

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

**LAURA SETTI DE SOUSA**

**INFLUÊNCIA DE DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO DE  
REFORÇOS DE TECIDOS DE ARAMIDA E SISAL NO COMPORTAMENTO  
BALÍSTICO, MECÂNICO E TÉRMICO DE COMPÓSITO HÍBRIDO DE  
MATRIZ EPÓXI**

**RIO DE JANEIRO  
2024**

LAURA SETTI DE SOUSA

INFLUÊNCIA DE DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO DE  
REFORÇOS DE TECIDOS DE ARAMIDA E SISAL NO COMPORTAMENTO  
BALÍSTICO, MECÂNICO E TÉRMICO DE COMPÓSITO HÍBRIDO DE  
MATRIZ EPÓXI

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

Orientador(es): TC Lucio Fabio Cassiano Nascimento,  
D.Sc.  
Fabio da Costa Garcia Filho, D.Sc.

Rio de Janeiro

2024

©2024

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, microfilmар 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).

Sousa, Laura Setti de.

INFLUÊNCIA DE DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE EMPILHAMENTO DE REFORÇOS DE TECIDOS DE ARAMIDA E SISAL NO COMPORTAMENTO BALÍSTICO, MECÂNICO E TÉRMICO DE COMPÓSITO HÍBRIDO DE MATRIZ EPÓXI / Laura Setti de Sousa. – Rio de Janeiro, 2024.

159 f.

Orientador(es): TC Lucio Fabio Cassiano Nascimento e Fabio da Costa Garcia Filho.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2024.

1. Compósito híbrido 2. Sequência de empilhamento 3. Sisal 4. Fibra natural  
i. Nascimento, TC Lucio Fabio Cassiano (orient.) ii. Filho, Fabio da Costa Garcia (orient.) iii. Título

LAURA SETTI DE SOUSA

**INFLUÊNCIA DE DIFERENTES SEQUÊNCIAS DE  
EMPILHAMENTO DE REFORÇOS DE TECIDOS DE  
ARAMIDA E SISAL NO COMPORTAMENTO  
BALÍSTICO, MECÂNICO E TÉRMICO DE COMPÓSITO  
HÍBRIDO DE MATRIZ EPÓXI**

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

Orientador(es): TC Lucio Fabio Cassiano Nascimento e Fabio da Costa Garcia Filho.

Aprovada em 23 de julho de 2024, pela seguinte banca examinadora:

*Lucio Fabio Cassiano Nascimento*

Prof. TC Lucio Fabio Cassiano Nascimento - D.Sc. do IME - Presidente

*Fabio Da Costa Garcia Filho*

Prof. Fabio da Costa Garcia Filho - D.Sc. do CEFET/RJ - Coorientador

*Sergio Neves Monteiro*

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

*Fábio de Oliveira Braga*

Prof. Fábio de Oliveira Braga - D.Sc. da UFF

*Daniele Cruz Bastos*

Prof. Daniele Cruz Bastos - D.Sc. da UERJ

*Felipe do Carmo Amorim*

Prof. Felipe do Carmo Amorim - D.Sc. do CEFET/RJ.

Rio de Janeiro

2024

*Aos meus pais que com muita dedicação  
me deram todo o apoio possível, educação e o suporte,  
sem o qual eu não teria alcançado os meus objetivos.*

# AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus por me conceder a força e a sabedoria necessárias para enfrentar os desafios ao longo da minha vida e, especialmente, durante a realização deste trabalho. Sua orientação me impediu de desistir e a sabedoria recebida me ajudou na escolha dos melhores caminhos, permitindo-me chegar até aqui.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. TC Lucio Fabio Cassiano Nascimento e ao meu coorientador Dr. Fabio da Costa Garcia Filho por todos os ensinamentos transmitidos, pela confiança depositada em mim, pelo auxílio e pela dedicação a este projeto.

Aos meus pais, pelo suporte durante toda a minha trajetória acadêmica, por sempre me apoiar em todas as minhas escolhas, me orientar em todos os meus caminhos e me ajudar a alcançar os meus objetivos. Obrigada pela educação que me proporcionaram, pela confiança em meu progresso, pelo apoio emocional e por tudo que fizeram por mim.

Ao meu amigo e professor Dr. Amaro Francisco Codá dos Santos, por sempre ter me incentivado e apoiado a me dedicar ao mestrado. Agradeço por todos os ensinamentos, conselhos, e principalmente por ter sido uma figura tão importante em toda a minha graduação, um exemplo para mim como pessoa e profissional.

Gostaria de expressar também minha sincera gratidão aos meus colegas de laboratório, cujo apoio, conselhos, colaboração e amizade foram indispensáveis para a realização deste trabalho.

A todos os professores do programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do IME pela qualidade e excelência de ensino.

A CAPES (Coordenação de Apoio à Pessoal de Ensino Superior) e a FAPERJ (Fundação Carlos Chagas Filho de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro), pelo suporte financeiro a este projeto.

*“Sê escravo do saber  
se queres ser verdadeiramente livre”  
(Sêneca)*

## RESUMO

Os compósitos híbridos que combinam fibras sintéticas e naturais estão sendo cada vez mais estudados com o objetivo de melhorar a sua eficácia, além de reduzir seu peso e custos, através do equilíbrio entre as vantagens e desvantagens de cada um dos materiais que o constituem. Assim, o presente trabalho investiga a influência de diferentes sequências de empilhamento de camadas de tecido de aramida e sisal no comportamento balístico, mecânico e térmico de compósitos híbridos de matriz epoxídica. As sequências de empilhamento foram nomeadas de acordo com as duas condições propostas, com 12 camadas de tecido de reforço (C1) e com 4 camadas (C2), na quantidade de camadas de cada tecido, aramida (A) e sisal (S), na sequência de empilhamento do compósito (em bloco, intercaladas e tipo sanduíche) e na face em que ocorrerá o impacto no ensaio balístico ou sofrerá o carregamento no ensaio de flexão. A caracterização balística foi realizada com munições calibre 7,62 mm e 9 mm, medindo-se a energia absorvida em função da espessura ( $E_{absEspessura}$ ) de cada compósito. A análise estatística (ANOVA) comprovou que, para munição calibre 7,62 mm, as diferentes sequências de empilhamento não influenciam no resultado de  $E_{absEspessura}$ . Contudo, para munição calibre 9 mm, a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A, cujo impacto ocorreu na face da fibra de sisal, apresentou desempenho superior, absorvendo 244,31 J/cm, o que acarreta em uma redução no custo de cerca de 23 % e redução de 50 % no uso de fibras sintéticas em relação ao compósito reforçado apenas por aramida (C1-12A). A caracterização mecânica foi realizada por meio de ensaios de flexão de três pontos, nos quais foram avaliadas propriedades como resistência à flexão ( $\sigma_f$ ), módulo de elasticidade ( $E_f$ ) e tenacidade ( $U_t$ ). O compósito C1-12A foi o que apresentou o melhor desempenho (142,80 MPa, 5,35 GPa e 7,35 J/m<sup>3</sup>, respectivamente). No entanto, devido ao elevado desvio padrão dos resultados médios de  $\sigma_f$  e  $E_f$ , o compósito híbrido C1-6S/6A (116,22 MPa e 4,31 GPa) pode ser considerado tão eficiente quanto o C1-12A, gerando redução no custo de fabricação e na utilização de fibra sintética. Já os resultados de  $U_t$  mostraram que as sequências de empilhamento com mais interfaces com o tecido de aramida (C1-12A, C1-1A/1S e C1-3A/1S) obtiveram os maiores valores de tenacidade. As análises macrográficas e micrográficas da superfície dos compósitos após os ensaios evidenciaram diferentes mecanismos de fratura, como a delaminação parcial e completa na interface com o tecido de aramida, sugerindo fraca adesão do tecido à matriz. A caracterização térmica dos compósitos, realizada pela análise dinâmico-mecânica (DMA), mostrou que dentre os compósitos híbridos, a sequência de empilhamento do tipo sanduíche C2-1A/2S/1A apresentou o maior módulo de armazenamento e perda. Além disso, a  $T_g$  dos compósitos ensaiados variou entre 78 °C a 82 °C. Os ensaios de TGA e DSC revelaram que a hibridização retardou a degradação térmica do compósito e melhorou a sua estabilidade térmica em comparação ao compósito C2-4S. Portanto, os compósitos híbridos apresentam propriedades promissoras, gerando economia e sustentabilidade, especialmente com sequências de empilhamento onde as camadas de reforço opostas ao carregamento são de fibras sintéticas.

**Palavras-chave:** Compósito híbrido; Sequência de empilhamento; Sisal; Fibra natural;

# ABSTRACT

Hybrid composites that combine synthetic and natural fibers are being increasingly studied to improve their effectiveness and reduce their weight and costs, by balancing the advantages and disadvantages of each constituent material. This study investigates the influence of different stacking sequences of aramid and sisal fabric layers on the ballistic, mechanical, and thermal behavior of epoxy matrix hybrid composites. The stacking sequences were designated according to the two proposed conditions: with 12 layers of reinforcing fabric (C1) and with 4 layers (C2). They also varied in the number of layers of each fabric, aramid (A) and sisal (S), the stacking sequence of the composite (block, interleaved, and sandwich type), and the face on which the ballistic impact or flexural loading occurred. Ballistic characterization was conducted using 7.62 mm and 9 mm caliber ammunitions, where the energy absorbed as a function of thickness ( $E_{absEspessura}$ ) for each composite were obtained. Statistical analysis (ANOVA) confirmed that, for 7.62 mm caliber ammunition, different stacking sequences do not influence  $E_{absEspessura}$  results. However, for 9 mm caliber ammunition, the block stacking sequence C1-6S/6A, with impact on the sisal fiber face, showed superior performance, absorbing 244.31 J/cm, resulting in a cost reduction of approximately 23 % and 50 % reduction in synthetic fiber compared to the composite reinforced only by aramid (C1-12A). Mechanical characterization was carried out using three-point bending tests to determine properties such as flexural strength ( $\sigma_f$ ), modulus of elasticity ( $E_f$ ), and toughness ( $U_t$ ). The C1-12A exhibited the best performance (142.80 MPa, 5.35 GPa, and 7.35 J/m<sup>3</sup>, respectively). However, due to high standard deviation of the average results of  $\sigma_f$  and  $E_f$ , the hybrid composite C1-6S/6A (116.22 MPa and 4.31 GPa) can be considered as efficient as C1-12A, resulting in reduced manufacturing costs and synthetic fiber usage. Results for  $U_t$  showed that stacking sequences with more interfaces with aramid (C1-12A, C1-1A/1S, and C1-3A/1S) achieved higher toughness values. Macroscopic and microscopic analyses of fracture surfaces revealed different deformation mechanisms, including partial and complete delamination at the aramid fabric interface, suggesting weak aramid-to-matrix adhesion. Thermal characterization of the composites via dynamic mechanical analysis (DMA) showed that among the hybrid composites, the sandwich-type stacking sequence C2-1A/2S/1A exhibited the highest storage and loss modulus. Additionally, the glass transition temperature ( $T_g$ ) of the tested composites ranged from 78°C to 82°C. TGA and DSC tests revealed that hybridization delayed the thermal degradation of the composite and improved its thermal stability compared to the C2-4S composite. Therefore, hybrid composites demonstrate promising properties, contributing to cost savings through the development of more sustainable materials, particularly with stacking sequences where opposing reinforcement layers are of synthetic fibers.

**Keywords:** Hybrid composites; Stacking sequence; Sisal; Natural fiber;

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Utilização de compósitos reforçados por fibras naturais relativos ao ano de 2021 por segmentos industriais . . . . .	30
Figura 2 – Representação esquemática de uma fibra . . . . .	31
Figura 3 – Estrutura química da celulose . . . . .	32
Figura 4 – Arranjo do sistema que compõem as FNLs . . . . .	32
Figura 5 – Variação da resistência média por Weibull com o diâmetro equivalente para as FNLs: (a) sisal, (b) rami, (c) curauá, (d) juta, (e) bambu, (f) coco, (g) piaçava e (h) buriti . . . . .	35
Figura 6 – Seção transversal típica de FNLs: sisal (a) e rami (b) . . . . .	36
Figura 7 – Planta <i>Agave sisalana</i> . . . . .	38
Figura 8 – Etapa de maceração . . . . .	39
Figura 9 – Etapa de secagem ao sol . . . . .	39
Figura 10 – Micrografia da fibra de sisal obtida por MEV . . . . .	40
Figura 11 – Frequência de distribuição dos diâmetros equivalentes da fibra de sisal .	40
Figura 12 – Micrografia (MEV) das fibras de (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida .	42
Figura 13 – Estrutura química e nomes comerciais dos três principais tipos de aramida	44
Figura 14 – Estrutura química e ligação de hidrogênio da aramida . . . . .	45
Figura 15 – Representação esquemática dos polímeros termoplásticos e termorrígidos	47
Figura 16 – Composição do consumo global de resina epóxi por demanda setorial .	48
Figura 17 – Anel epóxido . . . . .	48
Figura 18 – Reação de produção da resina epóxi (a) epicloridrina + bisfenol -A, (b) DGEBA e (c) DEGEBA tridimensional . . . . .	49
Figura 19 – Reação de endurecedor TETA com o epóxi DGEBA . . . . .	50
Figura 20 – Representações esquemáticas de compósitos reforçados com fibras (a) contínuas e alinhadas, (b) descontínuas e (c) descontínuas e orientadas aleatoriamente . . . . .	52
Figura 21 – Curva tensão-deformação para um compósito reforçado com fibras alinhadas, submetido a uma tensão uniaxial aplicada na direção do alinhamento . . . . .	52
Figura 22 – Mecanismos de falha em materiais compósitos reforçados por fibras . .	54
Figura 23 – Efeito da absorção de água na interface fibra-matriz: (a) Formação de microfissuras devido ao aumento de volume da fibra; (b) Percolação de água através das microfissuras; (c) Liberação de substâncias solúveis em água; e (d) Descolamento da interface fibra-matriz. . . . .	56
Figura 24 – Comparação entre compósito reforçado com fibra natural e fibra de vidro	57
Figura 25 – Cunha de deformação em tecidos 2D . . . . .	59

Figura 26 – Tipos de arranjos: (a) simples, (b) sarja, (c) cetim, (d) cesta e (e) leno	60
Figura 27 – Mecanismos de fratura dos compósitos (a) A, (b) E, (c) H1, (d) H2	62
Figura 28 – Área de Deformação dos compósitos (a) A (b) E, (c) H1 (d) H2	63
Figura 29 – Sequências de empilhamento de compósito híbrido de aramida/carbono	63
Figura 30 – Resistência à tração dos cinco diferentes compósitos	66
Figura 31 – Resistência à flexão dos cinco diferentes compósitos	66
Figura 32 – Ilustração da configuração dos compósitos (a) A/k/A (b) k/A/k (c) A/k/A/k (d) k/E e (e) Kevlar/epóxi	68
Figura 33 – Símbolo dos laminados e sua correspondente fração de peso e sequência de empilhamento	69
Figura 34 – Absorção de energia dos compósitos laminados	70
Figura 35 – Absorção específica de energia dos compósitos laminados	71
Figura 36 – Sequência de empilhamento de camadas de tecido de juta e vidro	72
Figura 37 – Resistência à tração (a) e Módulo de elasticidade (b) dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro	72
Figura 38 – Resistência à flexão (a) e Módulo de flexão (b) dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro	73
Figura 39 – Resistência ao impacto dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro	74
Figura 40 – Fluxograma das atividades realizadas	75
Figura 41 – Resina epóxi (Componente A) e endurecedor (Componente B)	76
Figura 42 – Rolo de tecido de aramida com marcações realizadas com fita dupla face	77
Figura 43 – Tecido de aramida com 11,5 x 14,5 cm	77
Figura 44 – Tecido de sisal com 11,5 x 14,5 cm	78
Figura 45 – Sequências de empilhamento e características dos compósitos propostos	79
Figura 46 – Etapas de produção dos compósitos: (a) Graxa de silicone e componentes A e B da resina epóxi; (b) Molde metálico e tecidos de sisal e aramida cortados; (c) Camada de tecido de sisal no molde; (d) Camada de tecido de aramida no molde; (e) Molde fechado na prensa; (f) Compósito híbrido 6S/6A desmoldado	81
Figura 47 – Equipamentos utilizados no ensaio de velocidade residual: (a) Munições 7,62 mm; (b) Provet; (c) <i>Setup</i> montado; (d) Alvo (compósito híbrido) posicionado com a mira a laser	83
Figura 48 – Amostra C1-1A/1S posicionada nos suportes do ensaio de flexão de três pontos	85
Figura 49 – Amostra C2-1A/2S/1A posicionada no equipamento DMA Q800	87
Figura 50 – Curva de pontos experimentais do compósito híbrido 3A/6S/3A obtida no ensaio de velocidade residual.	92

Figura 51 – Curvas tensão-deformação de flexão das nove seqüências de empilhamento (Condição 1 - C1). . . . .	99
Figura 52 – Gráfico de colunas do valor da resistência à flexão das nove seqüências de empilhamento (Condição 1 - C1). . . . .	101
Figura 53 – Gráfico de colunas do valor do módulo de elasticidade à flexão das nove seqüências de empilhamento (Condição 1 - C1). . . . .	103
Figura 54 – Gráfico de colunas do valor do módulo de tenacidade à flexão das nove seqüências de empilhamento (Condição 1 - C1). . . . .	104
Figura 55 – Compósitos íntegros após ensaio balístico com munição calibre 7,62 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-6S/6A; (c) C1-1A/1S; (d) C1-2A/2S; (e) C1-3A/1S; (f) C1-3A/6S/3A; (g) C1-2A/8S/2A; (h) C1-12S; (i) C1-12A	106
Figura 56 – Mecanismos de fratura dos compósitos com munição calibre 7,62 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-1A/1S; (c) C1-2A/2S; (d) C1-12A . . . . .	107
Figura 57 – Compósito híbrido C1-6S/6A após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) Face do impacto; (b) Face posterior - Vista lateral 1; (c) Face posterior - Vista lateral 2; (d) Face posterior - Vista lateral 3; . . . . .	109
Figura 58 – Compósito híbrido C1-3A/6S/3A após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) Face do impacto; (b) Face posterior - Vista lateral 1; (c) Face posterior - Vista lateral 2; (d) Face posterior - Vista lateral 3; . . . . .	109
Figura 59 – Compósitos íntegros após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-1A/1S; (c) C1-3A/1S; (d) C1-12A . . . . .	110
Figura 60 – Mecanismos de fratura predominantes nos compósitos após ensaio de flexão: (a) C1-6A/6S; (b) C1-6S/6A; (c) C1-1A/1S; (d) C1-2A/2S; (e) C1-3A/1S; (f) C1-3A/6S/3A; (g) C1-2A/8S/2A; (h) C1-12S; (i) C1-12A	112
Figura 61 – Mecanismos de fratura predominantes no compósito híbrido C1-1A/1S após ensaio de flexão . . . . .	113
Figura 62 – Micrografia do compósito C1-12A na região da passagem do projétil. . . . .	114
Figura 63 – Micrografia da impressão da trama do tecido de aramida na matriz epóxi: (a) 100x e (b) 1500x. . . . .	115
Figura 64 – Micrografias da fibra de sisal: (a) Diâmetro da fibra no compósito híbrido C1-2A/2S - 100x; (b) Feixe torcido de fibras - 50x; (c) Seção transversal de uma fibra - 500x e (d) Adesão de fragmentos da matriz pela fibra - 3000x. . . . .	116
Figura 65 – Micrografia da fibra de aramida no compósito híbrido C1-6S/6A: (a) Tecido de aramida - 100x e (b) Diâmetro da fibra - 1000x. . . . .	117
Figura 66 – Curvas do módulo de armazenamento das cinco seqüências de empilhamento (Condição 2 - C2) . . . . .	118
Figura 67 – Curvas do módulo de perda das cinco seqüências de empilhamento (Condição 2 - C2) . . . . .	119

Figura 68 – Curvas da Tan Delta das cinco sequências de empilhamento (Condição 2 - C2) . . . . .	120
Figura 69 – Curvas de TGA e DTG da resina epóxi utilizada como matriz nos compósitos. . . . .	122
Figura 70 – Curvas de TGA e DTG da fibra de sisal utilizada como reforço nos compósitos. . . . .	123
Figura 71 – Curvas de TGA e DTG da fibra de aramida utilizada como reforço nos compósitos. . . . .	124
Figura 72 – Curvas de TGA e DTG do compósito C2-4S. . . . .	125
Figura 73 – Curvas de TGA e DTG do compósito C2-4A. . . . .	126
Figura 74 – Curvas de TGA e DTG do compósito C2-Híbrido. . . . .	127
Figura 75 – Curvas de DSC das seis amostras ensaiadas (resina epóxi, fibra de aramida, fibra de sisal, C2-Híbridos, C2-4S e C2-4A). . . . .	128
Figura 76 – Curva de DSC do compósito C2-4A. . . . .	129
Figura 77 – Curvas tensão-deformação de flexão dos seis corpos de prova de cada uma das nove sequências de empilhamento. . . . .	156

## LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras .	61
Quadro 2 – Parâmetros utilizados na análise de variância . . . . .	89

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação dos níveis de proteção de blindagens balísticas. . . . .	27
Tabela 2 – Composição química e propriedades físicas de algumas fibras lignocelulósicas . . . . .	33
Tabela 3 – Propriedades mecânicas de algumas fibras lignocelulósicas . . . . .	34
Tabela 4 – Propriedades da fibra de sisal. . . . .	41
Tabela 5 – Propriedades das fibras sintéticas . . . . .	43
Tabela 6 – Propriedades das resinas epóxi . . . . .	49
Tabela 7 – Especificações do tecido de aramida utilizado . . . . .	77
Tabela 8 – Características físicas dos compósitos produzidos . . . . .	82
Tabela 9 – Resultados obtidos através do ensaio de velocidade residual com munição calibre 7,62 mm . . . . .	93
Tabela 10 – Resultados obtidos através do ensaio de velocidade residual com munição calibre 9 mm. . . . .	96
Tabela 11 – Resultados médios obtidos através do ensaio de flexão. . . . .	100
Tabela 12 – Resultados obtidos através da análise dinâmico-mecânica. . . . .	117
Tabela 13 – Resultados obtidos através da análise termogravimétrica. . . . .	121
Tabela 14 – Custo dos elementos constituintes dos compósitos . . . . .	130
Tabela 15 – Propriedades balísticas com munição 7,62 mm dos compósitos híbridos	147
Tabela 16 – Propriedades balísticas com munição 9 mm dos compósitos híbridos . .	148
Tabela 17 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{abs}$ com munição calibre 7,62 mm . . . . .	149
Tabela 18 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $V_l$ com munição calibre 7,62 mm . . . . .	149
Tabela 19 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{absEspecífica}$ com munição calibre 7,62 mm . . . . .	149
Tabela 20 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{absEspessura}$ com munição calibre 7,62 mm . . . . .	150
Tabela 21 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{abs}$ com munição calibre 9 mm . . . . .	150
Tabela 22 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $V_l$ com munição calibre 9 mm . . . . .	150
Tabela 23 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{absEspecífica}$ com munição calibre 9 mm . . . . .	150
Tabela 24 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_{absEspessura}$ com munição calibre 9 mm . . . . .	151

Tabela 25 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_{abs}$ com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 76,50) . . . .	152
Tabela 26 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $V_l$ com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 32,04) . . . . .	152
Tabela 27 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_{absEspecífica}$ com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 64,78) . .	153
Tabela 28 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_{abs}$ com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 28,89) . . . . .	153
Tabela 29 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $V_l$ com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 15,52) . . . . .	153
Tabela 30 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_{absEspecífica}$ com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 24,61) . . . .	153
Tabela 31 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_{absEspessura}$ com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 25,34) . . . .	154
Tabela 32 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $\sigma_f$ obtidos no ensaio de flexão . . . . .	157
Tabela 33 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $E_f$ obtidos no ensaio de flexão . . . . .	157
Tabela 34 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de $U_t$ obtidos no ensaio de flexão . . . . .	157
Tabela 35 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $\sigma_f$ obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 20,00) . . . . .	158
Tabela 36 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $E_f$ obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 0,75) . . . . .	158
Tabela 37 – Resultado do teste de Tukey para as médias de $U_t$ obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 2,36) . . . . .	159

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AMF	Ângulo microfibrilar
CAEx	Centro de Avaliações do Exército
CP	Corpo de prova
DETA	Dietilenotriamina
DGEBA	Diglicidil Éter de Bisfenol A
DMA	Análise dinâmico-mecânica
DSC	Calorimetria Diferencial de Varredura
DTG	Termogravimetria Derivada
FNL	Fibras naturais lignocelulósicas
IME	Instituto Militar de Engenharia
LRT	Limite de resistência à tração
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NIJ	National Institute of Justice
ODA	Éter 3,4'-diaminodifenílico
ODA/PPPT	co-poli(p-fenileno/3,4 oxidifenileno tereftalamida)
P-BFS	Perforation and backface signature test
PBO	Poli-p-fenileno benzobisoxazol
PBS	Poli(butileno succinato)
PBT	Poli(tereftalato de butileno)
PET	Poli(tereftalato de etileno)
PMPI	Poli(m-fenileno isoftalamida)
PPD	p-fenilenodiamina
PPPT	Poli(p -fenileno tereftalamida)

PVA	Poli(álcool vinílico)
PVC	Poli(cloreto de vinila)
QMR	Quadrado médio de resíduos
QMTr	Quadrado médio de tratamentos
TETA	Trietilenotetramina
TGA	Análise Termogravimétrica
TPC	Dicloreto de tereftaloílo
UHMWPE	Poliétileno de ultra-alto peso molecular
SBM	Sistema de Blindagem Multicamada
SQR	Soma de quadrados de resíduo
SQT	Soma de quadrados total
SQTr	Soma de quadrados de tratamentos

## LISTA DE SÍMBOLOS

$V_l$	Velocidade limite
$V_{50}$	Límite balístico
$E_{abs}$	Energia absorvida
$m$	Massa do projétil
$V_0$	Velocidade inicial do projétil no impacto
$V_R$	Velocidade residual do projétil
$k$	Quantidade de tratamentos
$r$	Quantidade de repetições
$C$	Correção
$T$	Soma dos valores dos resultados obtidos para cada tratamento
$\delta$	Letra grega minúscula delta
$T_g$	Temperatura de transição vítrea
$E'$	Módulo de armazenamento
$E''$	Módulo de perda
$\sigma_{fm}$	Resistência à flexão máxima
$E_f$	Módulo de elasticidade
$U_t$	Módulo de tenacidade

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>22</b>
1.1	JUSTIFICATIVA DO TRABALHO	24
1.2	OBJETIVOS DO TRABALHO	25
1.2.1	OBJETIVO GERAL	25
1.2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	25
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>26</b>
2.1	BLINDAGEM BALÍSTICA	26
2.2	FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS	29
2.2.1	FIBRA DE SISAL	37
2.3	FIBRAS SINTÉTICAS	41
2.3.1	ARAMIDA	43
2.4	MATERIAIS POLIMÉRICOS	45
2.4.1	RESINA EPÓXI	47
2.5	COMPÓSITO POLIMÉRICO REFORÇADO COM FIBRAS	50
2.5.1	REFORÇO NA FORMA DE TECIDO	58
2.6	COMPÓSITO HÍBRIDO	60
2.6.1	INFLUÊNCIA DA SEQUÊNCIA DE EMPILHAMENTO DAS FIBRAS NAS PROPRIEDADES DO COMPÓSITO	67
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>75</b>
3.1	ASPECTOS GERAIS	75
3.2	MATERIAIS	76
3.2.1	RESINA EPÓXI	76
3.2.2	FIBRA DE ARAMIDA	76
3.2.3	TECIDO DE SISAL	78
3.3	MÉTODOS	78
3.3.1	PRODUÇÃO DOS COMPÓSITOS	78
3.3.2	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA	82
3.3.2.1	VELOCIDADE RESIDUAL	82
3.3.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	84
3.3.3.1	ENSAIO DE FLEXÃO	84
3.3.4	CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	85
3.3.4.1	MACROGRAFIA	85
3.3.4.2	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	86
3.3.5	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA	86

3.3.5.1	ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA) . . . . .	86
3.3.5.2	ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA) . . . . .	88
3.3.5.3	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC) . . . . .	88
3.3.6	ANÁLISE ESTATÍSTICA . . . . .	89
3.3.6.1	ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) . . . . .	89
3.3.6.2	TESTE DE TUKEY . . . . .	90
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO . . . . .</b>	<b>92</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA . . . . .	92
4.1.1	ENSAIO DE VELOCIDADE RESIDUAL . . . . .	92
4.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA . . . . .	99
4.2.1	ENSAIO DE FLEXÃO . . . . .	99
4.3	CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA . . . . .	105
4.3.1	ANÁLISE MACROGRÁFICA . . . . .	105
4.3.1.1	ENSAIO BALÍSTICO COM MUNIÇÃO CALIBRE 7,62 MM . . . . .	105
4.3.1.2	ENSAIO BALÍSTICO COM MUNIÇÃO CALIBRE 9 MM . . . . .	108
4.3.1.3	ENSAIO DE FLEXÃO . . . . .	110
4.3.2	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA . . . . .	113
4.4	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA . . . . .	117
4.4.1	ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA) . . . . .	117
4.4.2	ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA) . . . . .	121
4.4.3	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC) . . . . .	128
4.5	ANÁLISE ECONÔMICA . . . . .	129
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO . . . . .</b>	<b>133</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>137</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>138</b>
	<b>APÊNDICE A – PROPRIEDADES BALÍSTICAS . . . . .</b>	<b>147</b>
	<b>APÊNDICE B – PARÂMETROS DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DOS RESULTADOS BALÍSTICOS . . .</b>	<b>149</b>
	<b>APÊNDICE C – TESTE DE TUKEY DOS RESULTADOS BALÍS- TICOS . . . . .</b>	<b>152</b>
	<b>APÊNDICE D – CURVAS TENSÃO DEFORMAÇÃO EM FLEXÃO</b>	<b>155</b>

APÊNDICE E – PARÂMETROS DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE FLEXÃO . . . . .	157
APÊNDICE F – TESTE DE TUKEY DOS RESULTADOS DO EN- SAIO DE FLEXÃO . . . . .	158

# 1 INTRODUÇÃO

Em decorrência do aumento da violência no Brasil e no mundo, o desenvolvimento de proteções balísticas torna-se imprescindível, visando garantir a segurança pessoal e veicular, tanto a nível civil quanto militar (1). Além disso, a constante evolução das armas modernas, em termos de sofisticação e letalidade, projetadas para serem usadas contra indivíduos ou como armas de destruição em massa, corrobora para a necessidade de desenvolver novos utensílios de proteção (2).

Os sistemas de blindagem pessoal são utilizados há cerca de cinco mil anos, e ao longo desse período, essas proteções passaram por transformações significativas. Antigamente, as armaduras eram fabricadas através de peles e metais, evoluindo para a incorporação de materiais avançados que são capazes de oferecer maiores níveis de desempenho (3). Os coletes balísticos, usualmente conhecidos como coletes a prova de bala, são projetados para cobrir partes críticas do corpo, como principalmente o tronco, com o objetivo de resistir a projéteis de diferentes formatos, tamanhos e velocidades de impacto (4). Portanto, a principal finalidade da blindagem balística moderna é garantir a sobrevivência e o conforto dos combatentes, policiais e militares das forças armadas, através do nível de proteção necessário para absorver o máximo da energia proveniente do impacto e impedir a perfuração do projétil, de modo a não causar risco de vida ao usuário, ao mesmo tempo que permita a sua fácil locomoção no campo de batalha (2). Dessa forma, um sistema de blindagem balística eficiente deve atender a fatores como mobilidade e leveza, resistência à penetração, alta absorção de energia, integridade após impacto, além de o melhor custo benefício possível (1). Para isso, atualmente, utiliza-se materiais têxteis de alto desempenho, cuja proteção balística é superior aos materiais metálicos utilizados antigamente. Os avanços na tecnologia têxtil tornou possível produzir coletes com menor peso, maior flexibilidade de movimento e facilidade de fabricação em diferentes tamanhos corporais, em vez de coletes pesados e que limitavam o movimento do corpo do usuário (5).

Por conta disso, a introdução de novas fibras sintéticas na década de 1970 representou um marco significativo na fabricação de coletes à prova de balas, criando novas perspectivas nesta área. As fibras sintéticas de alto desempenho, hoje utilizadas, devem apresentar a habilidade de absorver energia de forma localizada e distribuí-la uniformemente em toda a estrutura do colete (2). Os projetos mais recentes de blindagem balística empregam diversas fibras avançadas, incluindo aramida (Kevlar®, Twaron® e Technora®), polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE - Spectra® e Dyneema®) (6) e poli-p-fenileno benzobisoxazol (PBO - Zylon®) (7).

No entanto, essas fibras apresentam limitações, como o seu elevado custo, o fato de

ser um material não renovável, além de gerarem um grande impacto ambiental durante a sua produção e descarte. Além disso, de acordo com a legislação brasileira (Art. 35° e 37° da portaria de nº 18, de 19 de dezembro de 2006), coletes cujo prazo de validade esteja expirado ou aquele que seja alvejado por um disparo devem ser descartados, através de picotamento ou incineração. Devido a isso, a utilização de compósitos reforçados com fibras naturais lignocelulósicas (FNLs) emerge como uma alternativa promissora para a substituição das fibras sintéticas nos sistemas de blindagem. Isso se deve às características singulares dessas fibras, tais como baixa densidade, custo reduzido, boas propriedades mecânicas específicas, como módulo de elasticidade e resistência a tração específica, são fruto de fontes renováveis e abundantes, biodegradáveis (8), além de corroborar com o processo de economia circular.

Dentre as inúmeras fibras naturais existentes, a fibra de sisal se destaca por suas excelentes propriedades como baixa densidade (1,26-1,50 g/cm<sup>3</sup>), alta resistência à tração (287-913 MPa) e elevado módulo de elasticidade (9-28 GPa) (9). Essas fibras são extraídas das folhas da planta *Agave Sisalana* e, no ano de 2022, a produção brasileira de sisal chegou a 91.923 toneladas (10), sendo considerada uma fibra promissora para o emprego como reforço em matrizes poliméricas (11, 12).

As propriedades e o desempenho de materiais compósitos reforçados com FNLs dependem de diversos fatores inerentes as suas fases constituintes, ou seja, à fase reforço e à fase matriz. O tipo de fibra natural, sua origem e idade, composição química, microestrutura, o tipo de tratamento de superfície realizado, a razão de aspecto, fração volumétrica, orientação e arranjo dessas fibras na matriz são algumas das variáveis que influenciam diretamente nas propriedades desse compósito. Ainda que os materiais compósitos reforçados com fibras naturais apresentam inúmeras vantagens em relação às fibras sintéticas, sua microestrutura heterogênea pode acarretar em compósitos com propriedades heterogêneas, representando um desafio para sua utilização na engenharia (8).

À vista disso, é pouco provável que um único material constituído por fibras naturais seja capaz de satisfazer a todos os requisitos necessários para a fabricação de blindagens altamente eficazes. Para superar essa limitação, uma abordagem que tem se mostrado vantajosa é a introdução de combinações inovadoras de materiais. Isso envolve a utilização de materiais leves em conjunto com outros materiais de desempenho mecânico e balístico superior, como compósitos híbridos de FNLs juntamente com fibras sintéticas. Essa combinação de materiais permite criar estruturas de blindagem que aproveitam as vantagens individuais de cada componente, resultando em uma proteção mais eficiente e eficaz contra ameaças balísticas, além de mais sustentável e com menor custo (13, 14, 15). Neste contexto, os compósitos híbridos formados por dois ou mais tipos de fibras em uma mesma matriz, tendem a apresentar propriedades intermediárias ou até melhores do que os compósitos reforçados com apenas um tipo de fibra, principalmente quando são utilizadas

as FNLs com as fibras sintéticas, gerando um equilíbrio entre baixo custo de produção, menor impacto ambiental e ótimas propriedades mecânicas (16).

Os compósitos híbridos não apenas exibem propriedades balísticas promissoras, mas também podem ser utilizados para outras inúmeras aplicações na engenharia, como na fabricação de componentes para aeronaves, painéis de portas de veículos automotores, assentos de veículos, equipamentos esportivos, entre outras possibilidades. Por conta disso, é imprescindível conduzir uma série de análises desses materiais, incluindo ensaios mecânicos e térmicos, para que sejam determinadas as aplicações mais adequadas para esses compósitos desenvolvidos. Os ensaios mecânicos de compósitos híbridos são essenciais para, além de caracterizar o material, analisar se a adição de fibras sintéticas melhora as propriedades dos compósitos reforçados por fibras naturais. Já os ensaios térmicos são justificados para examinar a estabilidade térmica das fibras quando expostas a altas temperaturas, como aquelas encontradas em locais de armazenamento expostos ao sol. Em suma, as diferentes formas de caracterização, sejam balísticas, mecânicas ou térmicas, se complementam, permitindo a avaliação do efeito sinérgico das fases constituintes do sistema híbrido (17, 18).

Portanto, a fim de investigar as possíveis vantagens da utilização de FNLs juntamente com as fibras sintéticas, no presente trabalho, foram desenvolvidos compósitos híbridos de matriz epóxi com diferentes sequências de empilhamento de tecidos de fibra de sisal e de aramida. Para a análise da influência da sequência de empilhamento nas propriedades balísticas e mecânicas dos compósitos foram propostas sete configurações híbridas, enquanto que para as análises térmicas foram propostas outras quatro configurações híbridas. Os diferentes ensaios realizados visaram caracterizar o compósito híbrido e avaliar sua viabilidade econômica, ou seja, avaliar o custo-benefício da substituição de fibras sintéticas por fibras naturais, corroborando para o desenvolvimento de materiais mais sustentáveis.

## 1.1 Justificativa do Trabalho

No Instituto Militar de Engenharia (IME) uma importante linha de pesquisa refere-se a de caracterizações de materiais, com diversas teses e dissertações já defendidas, além de inúmeros trabalhos publicados. Em particular, os compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras naturais e aplicados em blindagens, como alternativa aos sistemas convencionais, apresentam grande interesse da comunidade científica, devido as suas inúmeras vantagens, principalmente àquelas relacionadas com a sustentabilidade. Portanto, o desenvolvimento de um compósito híbrido visa unir as melhores propriedades das fibras naturais e das fibras sintéticas, gerando um equilíbrio entre baixo custo de produção e impacto ambiental, além de ótimas propriedades mecânicas. No entanto, ainda que existam

diversos estudos e resultados de caracterização de compósitos híbridos, a hibridização da fibra de sisal com a fibra de aramida ainda é pouco investigada, sobretudo, a influência exercida por diferentes sequências de empilhamento de ambas as fibras nas propriedades balísticas, mecânicas e térmicas desses compósitos.

## 1.2 Objetivos do Trabalho

### 1.2.1 Objetivo Geral

Essa dissertação de mestrado tem como objetivo desenvolver um compósito híbrido de matriz epoxídica reforçado pela combinação de diferentes sequências de empilhamento de tecido de sisal e de tecido de aramida. O estudo envolve caracterizações balísticas, mecânicas e térmicas para avaliar sua viabilidade como um componente em sistemas de blindagem balística.

### 1.2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são pautados em:

1. Avaliar a influência das configurações das camadas na eficiência balística de um compósito híbrido de matriz epoxídica reforçado com tecido de sisal e tecido de aramida, através de ensaios balísticos com dois tipos diferentes de calibre e energias de impacto.
2. Caracterizar o comportamento mecânico sob flexão de cada uma das sequências de empilhamento propostas.
3. Caracterizar o comportamento dinâmico-mecânico das diferentes sequências de empilhamento mediante variações de temperatura.
4. Caracterizar o comportamento térmico dos compósitos híbridos de matriz epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de tecido de sisal e aramida.
5. Avaliar o comportamento e os mecanismos de fratura atuantes nas diferentes sequências de empilhamento propostas do compósito híbrido.
6. Analisar os custos envolvidos na fabricação de cada configuração e comparar com o comportamento balístico, mecânico e térmico dos compósitos híbridos, a fim de determinar o melhor custo-benefício.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Blindagem Balística

De acordo com a norma americana, publicada em 2008, NIJ Standard-0101.06 do Instituto Nacional de Justiça dos Estados Unidos (NIJ - National Institute of Justice), um sistema de blindagem, como os coletes à prova de bala, é definido como um item ou equipamento pessoal projetado para fornecer proteção contra ameaças balísticas específicas dentro da sua área de cobertura (19). A ABNT NBR 15000-1:2020 também define proteção balística como sendo um anteparo destinado a fornecer resistência contra a penetração de projéteis originados de armas de fogo (20). Ambas as normas representam um documento técnico que estabelece os requisitos mínimos de desempenho que os sistemas de blindagem devem cumprir, além de descrever os métodos a serem utilizados para testar esse desempenho, a fim de satisfazer às necessidades das Forças Armadas.

Para atender às especificações de uma blindagem eficiente são utilizados diversos tipos de materiais levando em consideração o nível de ameaça das armas de ataque. Isso inclui materiais cerâmicos, compósitos reforçados com fibras, materiais metálicos e também tecidos de fibras sintéticas de alto desempenho (5). Por conta das suas propriedades, esses materiais balísticos são empregados em roupas de proteção para militares e policiais (coletes e capacetes), blindagem de veículos, revestimentos de aeronaves, entre outras aplicações semelhantes que exigem alta resistência à penetração de um projétil (21).

A depender do material utilizado, os sistemas de blindagem pessoal podem ser classificados em blindagem flexível ou rígida. Em geral, as blindagens rígidas oferecem um nível de proteção superior em comparação com as flexíveis, no entanto, elas tendem a ser mais pesadas, prejudicando a mobilidade do usuário, enquanto que as blindagens flexíveis proporcionam maior flexibilidade, menor peso e ainda garantem uma proteção adequada contra munições de baixa energia e, por isso, são geralmente a escolha mais prática para o uso no cotidiano (2).

A blindagem rígida é feita a partir de materiais rígidos, como o próprio nome sugere, como materiais cerâmicos, polímeros reforçados, placas metálicas e compósitos (2). Esses sistemas de blindagem geralmente são compostos por múltiplas camadas de diferentes materiais, incorporando placas de cerâmica (para amortecer e fraturar a ponta do projétil), painéis laminados de compósitos (para deter o projétil) e uma camada anti-trauma que reduz o risco de lesões no usuário decorrentes da deformação dinâmica da armadura (2, 22, 23).

Já os sistemas de blindagem flexíveis podem ser constituídos por camadas de materiais têxteis de alto desempenho. Esses materiais são fabricados a partir de fibras, cujas principais propriedades são a sua elevada resistência e módulo de elasticidade. A performance de um colete produzido com estes materiais depende de fatores como o tipo de fibra e, conseqüentemente, as suas propriedades mecânicas, o arranjo do tecido, ou seja, a arquitetura da trama, a seqüência de empilhamento das camadas e a hibridização de fibras (24).

Para avaliar o desempenho balístico dessas blindagens, utiliza-se como base normas internacionais (NIJ 0101.06), através da sua classificação em diferentes níveis de proteção. A Tabela 1 apresenta os quatro níveis de proteção contra impactos de acordo com o calibre, a massa, a velocidade do projétil e a energia do disparo. Desse modo, para que um sistema de blindagem seja considerado eficaz, esse deve permanecer intacto, além de limitar o trauma (indentação) gerado pelo impacto.

Tabela 1 – Classificação dos níveis de proteção de blindagens balísticas.

Nível	Calibre	Massa (g)	Velocidade do disparo (m/s)	Energia do disparo (J)
I	.22 LR	2,6	310	124,9
	.36 SPL	10,2	239	291,3
IIA	9mm	8	320	409,6
	.357 Mag.	10,2	369	694,4
II	9mm	8	343	470,6
	.357 Mag.	10,2	410	857,3
IIIA	9mm	8	411	675,7
	.44 Mag.	15,6	411	1317,6
III	7,62 x 51mm	9,7	823	3285,0
IV	.30-06	10,8	823	3657,6

Fonte: Adaptado de (19)

Percebe-se que a munição calibre 9 mm se enquadra em três diferentes níveis, IIA, II e IIIA, no entanto, o que difere cada um dos níveis com a mesma munição é a velocidade e, conseqüentemente, a energia do disparo. Essa diferença ocorre devido a quantidade de pólvora que é colocada, visto que a massa do projétil é a mesma para os três níveis (8g). Portanto, com o mesmo calibre é possível atingir velocidades diferentes em função da quantidade de pólvora no estojo.

De acordo com a NIJ 0101.06 (19), existem duas principais maneiras de avaliar a eficiência de uma blindagem. Uma delas é através do ensaio P-BFS (Perforation and backface signature test), no qual é realizada a verificação da medida da profundidade da deformação (indentação) causada em um material de referência após o impacto. O material de referência usado como alvo e colocado em contato com a face posterior do sistema de blindagem, é uma massa modelável à base de óleo e não endurecível, que simula a consistência do corpo humano, conhecida como plastilina. Caso a indentação, medida na

plastilina, exceda o limite pré-estabelecido de 44 mm (1,73 pol) o sistema de blindagem é reprovado imediatamente. Portanto, a não penetração do projétil no sistema de blindagem não garante sua aprovação no teste de eficácia balística.

Outra forma de verificar a eficácia da blindagem é através de um método probabilístico/estatístico, baseado nas medidas de velocidade de impacto do projétil no alvo. Este método se fundamenta no cálculo da velocidade limite ( $V_l$ ), definida como a velocidade mínima que o projétil consegue perfurar a blindagem ou a velocidade máxima que o projétil pode atingir para que seja barrado ela blindagem. Em algumas condições, é possível estimar  $V_l$  através do valor do limite balístico ( $V_{50}$ ), que é a velocidade na qual a probabilidade da blindagem ser perfurada pelo projétil é de 50% (2). A determinação do valor do limite balístico em determinadas situações torna-se inviável, como por exemplo em ensaios com projétil calibre 7,62mm. Isso pois, a velocidade do disparo permanecerá sempre alta o suficiente para perfurar a blindagem, ou seja, o projétil não será barrado e, conseqüentemente, não será possível obter a média entre as maiores velocidades de impacto com penetração parcial e as menores velocidades com penetração total. Dessa forma, utiliza-se um modelo para estimar a velocidade limite ( $V_l$ ), em função da energia absorvida pela blindagem (25).

Portanto, a energia absorvida ( $E_{abs}$ ) pelo alvo após a passagem do projétil pode ser determinada através do ensaio de velocidade residual, que consiste em detectar a velocidade do projétil imediatamente antes do impacto e a velocidade residual do projétil após a perfuração do alvo. A partir desses valores pode-se determinar o valor de  $E_{abs}$  por meio da diferença entre as energias cinéticas antes e após o impacto, de acordo com a equação 2.1.

$$E_{abs} = \frac{m(V_0^2 - V_R^2)}{2} \quad (2.1)$$

Onde  $m$  é a massa do projétil,  $V_0$  é a velocidade inicial do projétil no impacto e  $V_R$  é a velocidade residual do projétil após o impacto.

Para estimar a velocidade limite ( $V_l$ ) a partir da equação 2.1, considera-se que o valor de  $V_R$  é nulo, ou seja, o projétil não possui velocidade residual, pois o sistema de blindagem absorve totalmente a sua energia cinética, ficando retido na blindagem. Assim, substituindo o valor de  $V_R$  na equação 2.1, obtém-se  $V_l$  de acordo com a equação 2.2.

$$V_l = \sqrt{\frac{2E_{abs}}{m}} \quad (2.2)$$

## 2.2 Fibras Naturais Lignocelulósicas

Atualmente, diversos pesquisadores estão focados em criar materiais ecológicos que desempenhem um papel fundamental na promoção do desenvolvimento sustentável, cujo objetivo é minimizar o impacto das ações humanas no meio ambiente. Em vista disso, o conceito de desenvolvimento sustentável salienta a importância de considerar não apenas as necessidades das gerações atuais, mas também das gerações futuras na tomada de decisões (26).

Para alcançar tal objetivo, observa-se um aumento na criação e no uso de materiais ecologicamente corretos, como os biocompósitos, em substituição aos materiais convencionais, provenientes, muitas vezes, de fontes não renováveis (27). No âmbito da proteção balística, utiliza-se fibras sintéticas de carbono, vidro, aramida, UHMWPE, entre outras que apresentam excelentes propriedades mecânicas, no entanto, possuem um elevado custo, além de serem, geralmente, derivadas de matéria prima a base de hidrocarbonetos, uma fonte conhecida de poluentes (6).

Nesse contexto, as fibras naturais podem ser consideradas como uma solução, ou seja, como um material alternativo aos materiais tradicionais para aplicação em blindagens, devido às suas diversas vantagens como seu baixo custo, baixa densidade, elevada resistência específica, são fruto de fontes renováveis, biodegradáveis, além de representar uma fonte de renda de regiões em desenvolvimento, tanto no Brasil quanto no mundo (9). E, por isso, muitos estudos estão voltados para a investigação e exploração desses materiais como elementos de reforço em compósitos de matriz polimérica para inúmeras aplicações, entre elas, para proteção balística, visando a substituição parcial ou até mesmo total das fibras sintéticas (28).

Em razão das suas vantagens, as fibras naturais vêm sendo cada dia mais estudadas e utilizadas pelas indústrias, principalmente na construção civil, na indústria automotiva e aeroespacial, como mostra o gráfico na Figura 1. No setor da construção civil, as fibras naturais são amplamente empregadas em compósitos para aplicações em telhados, coberturas e forros, devido ao seu excelente desempenho em isolamento acústico e térmico (29). Já na indústria automobilística e aeroespacial, a redução do peso das peças resulta em menor consumo de combustível e, conseqüentemente, em redução de custos. Isso tem sido alcançado por meio da utilização de fibras naturais em componentes internos e externos, como painéis de piso, portas, encostos de bancos, compartimentos de bagagem, acabamentos de portas e acabamentos de teto. Por exemplo, a Audi Company emprega um compósito de poliuretano reforçado com uma mistura de linho/sisal para fabricar painéis de acabamento das portas, enquanto a Ford utiliza compósito PP/kenaf reforçado em seus modelos de painel de porta Mondeo, resultando em uma redução de peso de 5% a 10% nas portas (26).

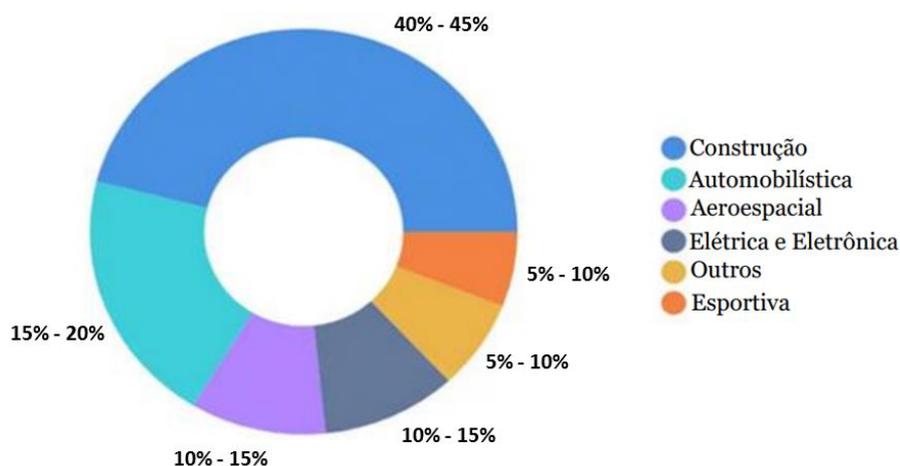


Figura 1 – Utilização de compósitos reforçados por fibras naturais relativos ao ano de 2021 por segmentos industriais. Adaptado de (30)

De acordo com Callister e Rethwisch(31), as fibras podem ser definidas como sendo um material cuja razão entre o seu comprimento e o diâmetro (razão de aspecto) é elevada, ou seja, no mínimo, maior do que 100x. Dependendo do material constituinte, essas são classificadas em dois grandes grupos: fibras sintéticas ou naturais. As fibras naturais, por sua vez, podem ser subdivididas com base na sua origem em: vegetal, animal ou mineral. As fibras vegetais também são denominadas de fibras naturais lignocelulósicas (FNLs), isso pois, são compostas basicamente por fibrilas de celulose semicristalina incorporadas em uma matriz de hemicelulose e lignina. Portanto, assim como os materiais compósitos, entende-se que as FNLs são um compósito natural com matriz de lignina e hemicelulose reforçada com estruturas colunares de celulose, as microfibrilas (32).

Além disso, as FNLs podem ser classificadas em função da sua localização no interior da planta, isto é, de acordo com a parte da planta da qual são extraídas. Essa classificação varia ligeiramente de autor para autor, porém, com base em John e Thomas(32) e Meliande(33), sugere-se uma classificação mais ampla, composta por seis subdivisões. Sendo assim, as fibras naturais vegetais são provenientes do fruto (como por exemplo, o coco), da semente (algodão), das folhas (curauá, sisal, banana), do caule (rami, juta, linho), da palha (milho, trigo, arroz) ou de gramíneas (bambu).

Outra classificação na qual as fibras naturais podem ser divididas é quanto a sua utilização, como sendo primárias, ou seja, cultivadas como atividade agrícola (juta, cânhamo, sisal, entre outras) ou secundárias, quando são resíduos ou subprodutos da agroindústria (como o coco e o abacaxi) (34). Essa classificação é de extrema importância no contexto da sustentabilidade, pois a utilização de fibras secundárias em materiais de engenharia representa dar um destino útil para resíduos que seriam descartados no meio ambiente, promovendo, assim, os princípios da economia circular.

As FNLs possuem uma estrutura complexa, cuja parede celular é composta basi-

camente por quatro camadas. Os principais constituintes dessas camadas, como citado anteriormente, são a celulose, a hemicelulose e a lignina. Além disso, fazem parte da sua composição também pectinas e ceras (32). Dessa forma, uma única fibra é formada por parede primária e secundária, sendo a parede secundária dividida em três camadas:  $S_1$ ,  $S_2$  e  $S_3$ . Enquanto que na parede primária as microfibrilas estão dispostas desordenadamente, na parede secundária as microfibrilas estão arrançadas ao redor do lúmen de forma helicoidal, como mostra a Figura 2. Entretanto, é através da camada intermediária  $S_2$  que determina-se as propriedades mecânicas da fibra, pois esta contém cerca de 70% de todo o seu volume (27).

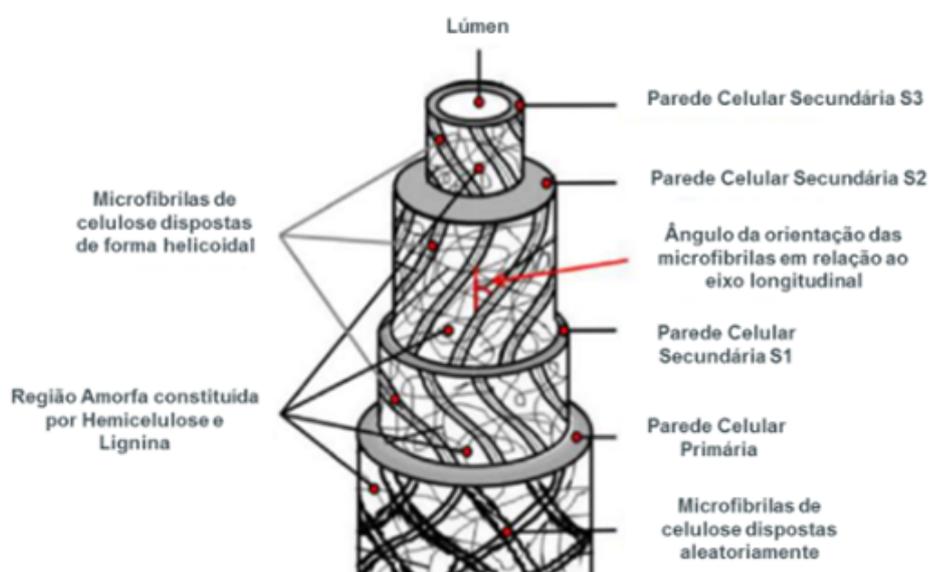


Figura 2 – Representação esquemática de uma fibra. Adaptado de (35)

O lúmen é o canal responsável por levar água e nutrientes para toda a planta. O ângulo formado entre as microfibrilas em relação ao lúmen é denominado de ângulo microfibrilar (AMF) e varia de uma fibra para outra, assim como, a razão entre a celulose e a lignina/hemicelulose (32, 36).

As microfibrilas são compostas por longas cadeias de celulose, cuja composição é baseada em unidades de glicose interligadas através de átomos de oxigênio, de acordo com a Figura 3. A celulose é um polímero natural e os grupos hidroxila presentes na sua estrutura química formam ligações de hidrogênio, gerando características hidrofílicas à fibra, e por esse motivo, em condições ambientais, o teor de umidade das fibras pode variar entre 5% e 10%. A estrutura da celulose sólida é composto por regiões cristalinas, como também por regiões amorfas e, por conta disso, a resistência das fibras naturais depende do grau de cristalinidade e da quantidade de celulose presente, sendo que essas características são dependentes de diversos fatores como idade da planta e localização de plantio (32, 37, 38, 39).

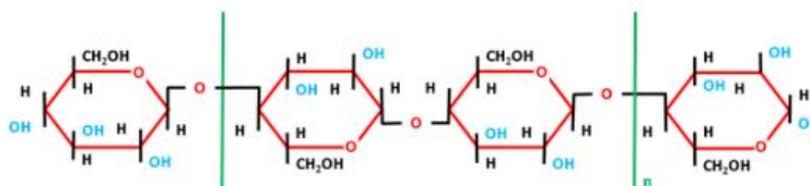


Figura 3 – Estrutura química da celulose (40)

A lignina é um polímero complexo composto por hidrocarbonetos com constituintes alifáticos e aromáticos. Devido a isso, é caracterizado como um ligante amorfo e hidrofóbico, responsável por conferir rigidez às fibras naturais (32). Já a hemicelulose é hidrofílica e serve de vínculo entre as microfibrilas, através de ligações de hidrogênio (38). No entanto, a sua nomenclatura é considerada imprópria, pois a hemicelulose se difere da celulose em alguns aspectos, como por exemplo: a hemicelulose é composta por diversas unidades de açúcar diferentes, além de possuir uma cadeia ramificada contendo grupos laterais, dando origem à sua natureza não cristalina. A pectina é um heteropolissacarídeo, cuja função é proporcionar maior flexibilidade às fibras, enquanto que as ceras são formadas por diferentes tipos de álcoois e constituem a última parte das FNLs (32).

O arranjo formado pelas paredes primária e secundária o redor do lúmen, composto por microfibrilas de celulose incorporadas em hemicelulose e lignina é melhor representada no esquema da Figura 4.

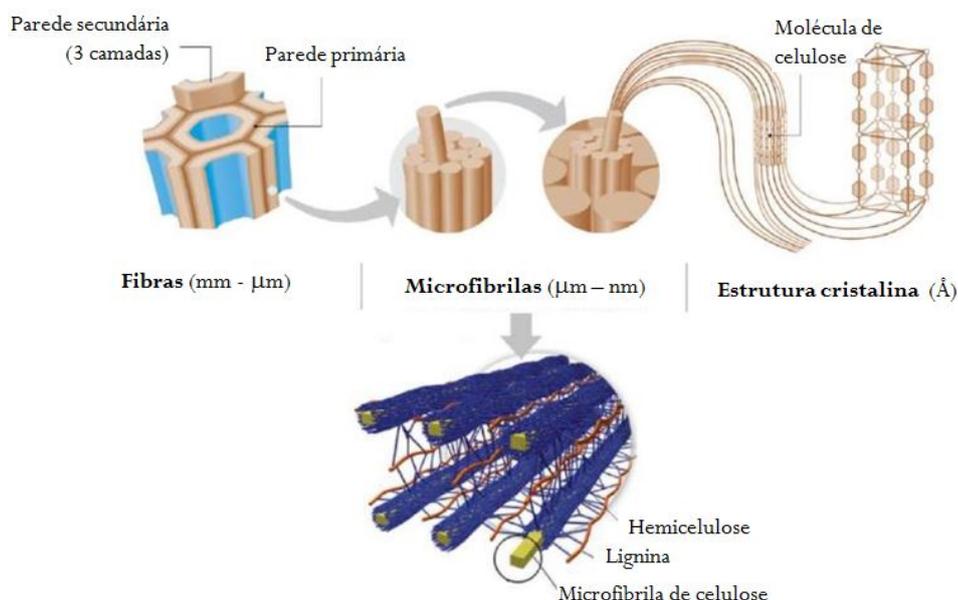


Figura 4 – Arranjo do sistema que compõem as FNLs. Adaptado de (33)

A composição química e a microestrutura das FNLs como o teor de celulose, o ângulo microfibrilar, a cristalinidade, o grau de polimerização, a sua densidade e o diâmetro variam entre os diferentes tipos de FNLs e estão diretamente relacionados com as suas

propriedades mecânicas (9, 32). Além disso, esses parâmetros estruturais, assim como outras características, podem variar entre uma mesma espécie de fibra, interferindo nas suas propriedades. Essa variação depende do local de cultivo da planta, se a fibra é retirada de caules ou folhas, da idade da planta e do seu pré-condicionamento (38). A Tabela 2 exemplifica essa variação na composição química (em fração mássica) e nas propriedades físicas de algumas fibras naturais.

Tabela 2 – Composição química e propriedades físicas de algumas fibras lignocelulósicas

FNLs	Celulose (%m/m)	Lignina (%m/m)	Hemicelulose (%m/m)	Ângulo Microfibrilar ( $^{\circ}$ )	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Diâmetro (mm)
Coco (Cocos nucifera)	36-43	41-45	0,15-0,25	41-45	1,15-1,52	0,001-0,6
Curauá (Ananas erectifolium)	70,7-73,6	7,5-11,1	-	-	0,57-0,92	0,03-0,13
Juta (Corchorus capsularis)	61-71,5	12-13	13,6-20,4	8,0	1,30-1,45	0,04-0,18
Rami (Boehmeria nivea)	68,6-76,2	0,6-0,7	13,1-16,7	7,5	1,5	0,0001-0,04
Sisal (Agave sisalana)	67-78	8,0-11,0	10,0-14,2	20,0	1,26-1,50	0,04-0,4
Linho (Linum usitatissimum)	71	2,2	18,6-20,6	10,0	1,30-1,50	-
PALF (Ananas comosus)	70-82	5-12	-	14,1	1,44-1,56	0,02-0,08
Cânhamo (Cannabis sativa)	70,2-74,4	3,7-5,7	17,9-22,4	6,2	1,07	-

Fonte: Adaptado de (9, 38)

Diferentemente das fibras sintéticas que possuem características microestruturais homogêneas e, conseqüentemente, propriedades uniformes, as fibras naturais possuem uma microestrutura heterogênea. A variação desses parâmetros é o que determina as diferentes propriedades entre as FNLs (9, 32). Desta forma, diversas FNLs são estudadas e exploradas a fim de se determinar suas características microestruturais e, conseqüentemente, determinar suas principais propriedades, como módulo de elasticidade, resistência a tração e resistência específica máxima. A Tabela 3 mostra algumas dessas informações para as fibras de coco, curauá, juta, rami, sisal, PALF e cânhamo.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas de algumas fibras lignocelulósicas

FNLs	Resistência à tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Resistência específica máxima (MPa.cm <sup>3</sup> /g)
Coco (Cocos nucifera)	95-220	4-6	191
Curauá (Ananas erectifolium)	117-3000	27-80	5263
Juta (Corchorus capsularis)	393-800	13-27	615
Rami (Boehmeria nivea)	400-1620	61-128	1080
Sisal (Agave sisalana)	287-913	9-28	725
Linho (Linum usitatissimum)	344-1035	26-28	496
PALF (Ananas comosus)	362-1627	35-83	1130
Cânhamo (Cannabis sativa)	389-690	35	649

Fonte: Adaptado de (9, 38)

A resistência à tração das fibras apresenta uma relação inversa com o seu diâmetro, isso pois, quanto menor for a seção transversal, menor será a quantidade de defeitos presentes e, conseqüentemente, maior será a resistência da fibra. Monteiro et al.(9) mostrou essa correlação não linear inversa entre a resistência à tração e o diâmetro equivalente para diversas FNLs, como sisal, rami, curauá, juta, bambu, coco, piaçava e buriti, através da Figura 5.

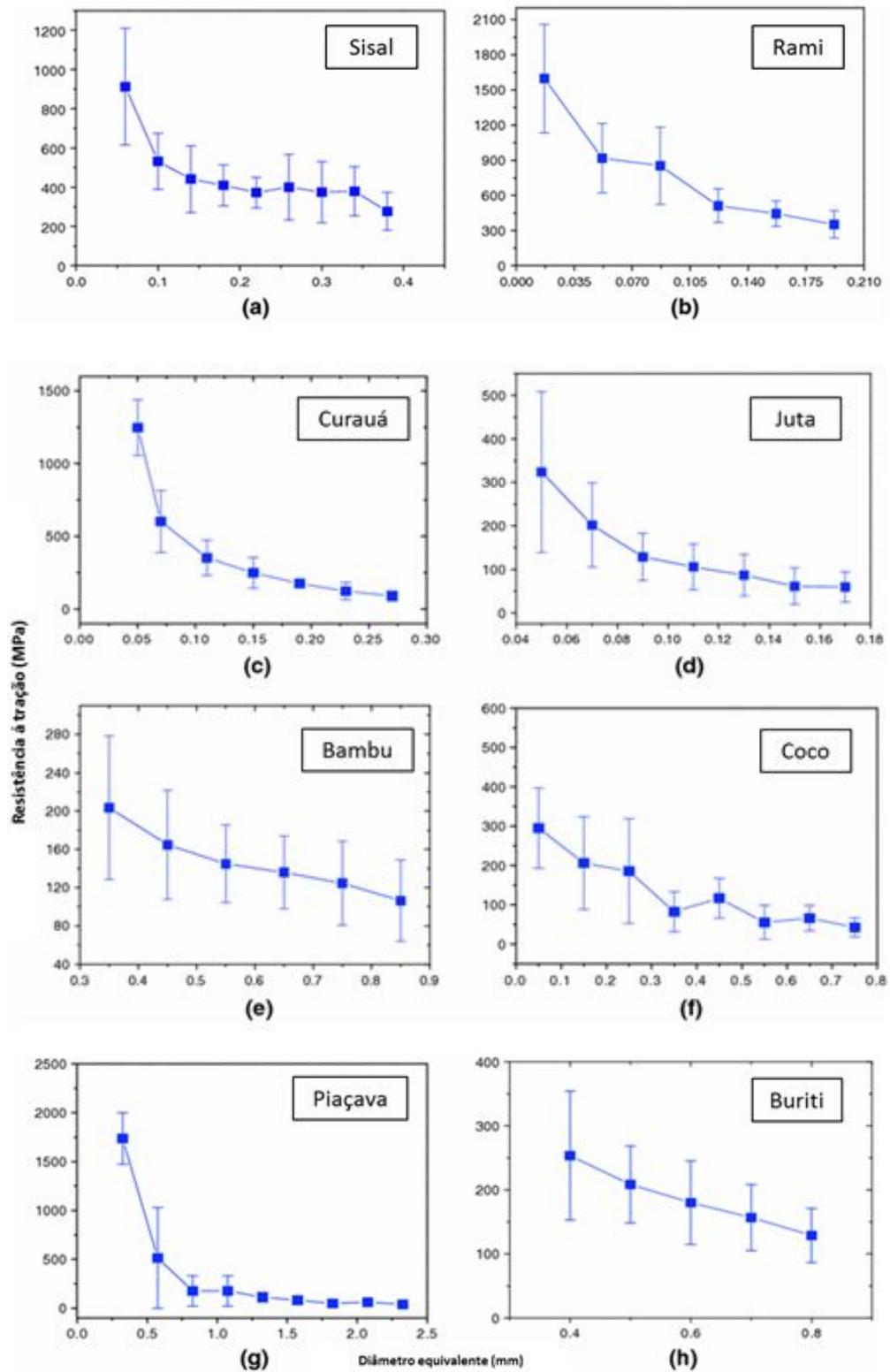


Figura 5 – Variação da resistência média por Weibull com o diâmetro equivalente para as FNLs: (a) sisal, (b) rami, (c) curauá, (d) juta, (e) bambu, (f) coco, (g) piaçava e (h) buriti. Adaptado de (9)

Em razão das características microestruturais heterogêneas das FNLs, o seu diâmetro pode variar ao longo do eixo da fibra, por isso, são realizadas medidas em diferentes pontos do seu comprimento, com o auxílio de um projetor de perfil, e calcula-se uma média, o qual corresponde a um diâmetro equivalente. Além dos defeitos presentes na superfície das fibras, elas também contêm falhas e irregularidades na sua seção transversal, portanto, fibras menores tendem a ser menos excêntricas e mais circulares (9). Devido à excentricidade das FNLs, mostrada na Figura 6, é necessário que sejam feitas medições da sua seção transversal em ângulos diferentes, como  $0^\circ$  e  $90^\circ$ , com o objetivo de se obter as diagonais da seção da fibra, e por fim, um diâmetro equivalente (41).

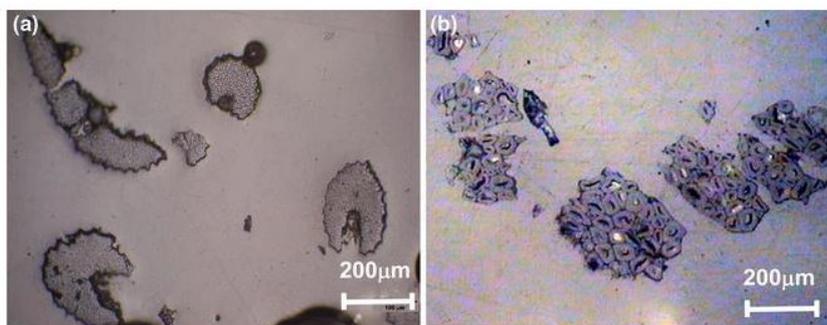


Figura 6 – Seção transversal típica de FNLs: sisal (a) e rami (b) (9)

Portanto, a distribuição não uniforme de defeitos, ao longo de qualquer orientação tridimensional, é um dos principais mecanismos responsáveis pela relação inversa entre a resistência à tração e o diâmetro da fibra. Isso pois, essas imperfeições resultam em tensões internas na fibra, fragilizando a sua estrutura e causando uma ruptura precoce, quando esta é solicitada. Fibras mais grossas irão apresentar um número maior de microfibrilas, o que, estatisticamente, representa uma distribuição desigual tanto de microfibrilas mais resistentes quanto de microfibrilas mais frágeis. Por esse motivo, em uma fibra com diâmetro maior, a probabilidade de uma microfibrila se romper à uma tensão inferior do que aquelas presentes em uma fibra mais fina é mais alta, o que irá acarretar em uma falha microestrutural. Essa falha irá se comportar como uma micro trinca, propagando-se de forma frágil e culminando na ruptura total da fibra(9).

O módulo de elasticidade das FNLs, em geral, está diretamente relacionado com o teor de celulose e inversamente relacionado com o ângulo microfibrilar, ou seja, quanto maior a fração volumétrica de celulose e menor o ângulo espiral, mais resistente será a fibra (32). Além disso, a cristalinidade das fibras naturais também depende do teor de celulose presente nas microfibrilas, portanto, quanto maior for o índice de cristalinidade das fibras melhores são as suas propriedades mecânicas.

O grau de polimerização das fibras naturais refere-se ao tamanho da cadeia polimérica das moléculas de celulose, o qual influencia significativamente as propriedades das fibras. Portanto, quanto maior for essa cadeia, mais forte as moléculas de celulose estarão

ligadas umas as outras através de pontes de hidrogênio, e, conseqüentemente, melhores serão as suas propriedades mecânicas (32, 33).

A partir da análise da microestrutura e das propriedades das FNLs é possível classificar os modos de fratura dessas fibras em dois grupos: intracelular e intercelular. A fratura do tipo intracelular (*pull-out*) a trinca se propaga através da interface fibra/matriz, característico de fibras com baixo teor de celulose e elevado ângulo microfibrilar, gerando o arrancamento da fibra. Já a fratura intercelular pode ser definida como aquela em que a propagação da trinca ocorre principalmente através das fibras. Esse tipo de fratura é característico de fibras com elevada resistência, com alto teor de celulose, baixo ângulo helicoidal e com pouca ou nenhuma deformação, ou seja, alongamento inferior a 4% (42).

Entretanto, dependendo da microestrutura da fibra e da interação fibra/matriz, pode haver uma fratura do tipo mista, ou seja, parte das fibras se rompe e outra parte é arrancada (*pull-out*). Além disso, a presença de defeitos consideráveis aumenta pontos de concentração de tensão e, assim, leva à fratura intercelular, independentemente de outros parâmetros estruturais (42). Por isso, é necessário que se faça uma análise do tipo de fratura predominante que ocorre em um compósito reforçado com FNL.

### 2.2.1 Fibra de Sisal

O sisal (*Agave sisalana*), originário do México, foi introduzido no Brasil em 1903 no estado da Bahia, no entanto, a sua comercialização só passou a vigorar a partir do final da década de 30. Em 2010, o Brasil foi o maior produtor de sisal, correspondendo a 67% da produção mundial, cuja receita chegou a mais de 100 milhões de dólares para o país. Hoje, no Brasil, a atividade sisaleira se concentra na região Nordeste, sendo os estados da Bahia, Paraíba e Rio Grande do Norte os principais produtores (43).

No ano de 2022, a produção de sisal chegou a 91.923 toneladas (10), proporcionando cerca de 850 mil empregos, tanto de forma direta quanto de forma indireta, através de sua cadeia produtiva. Essa cadeia tem início na manutenção das plantações, colheita, desfibramento e processamento da fibra e se encerra na industrialização e na fabricação de produtos artesanais e manufaturados, como fios, cordas, tapetes, sacos, na confecção do papel Kraft e de outros tipos de papéis finos, na indústria automotiva e na construção civil. Portanto, percebe-se a importância do cultivo do sisal para a economia do Nordeste, mas principalmente, para a população rural local (43).

As fibras são extraídas da folha da planta de sisal, mostrada na Figura 7, sendo que uma planta saudável é capaz de gerar cerca de 200 folhas, das quais cada folha é composta por apenas 4% de fibra, 0,75% de cutícula, 8% de outros materiais secos e 87,25% de umidade (44).



Figura 7 – Planta *Agave sisalana* (43)

Essas fibras são obtidas através de diversas etapas de beneficiamento, o qual incluem etapas campestres e industriais. Esses processos podem variar de acordo com o tipo produção, mas pode-se resumir as etapas campestres em: extração, descorticagem ou desfibramento, maceração e secagem. Enquanto que as etapas industriais além de dependerem do tipo de fibras, também variam de acordo com o objetivo de utilização da mesma, mas podem ser resumidas em: branqueamento e enfardamento (45).

A etapa de extração ou colheita das folhas da planta de sisal é feita geralmente de forma rudimentar, mas também pode ser feita com auxílio de maquinários, a depender da necessidade e demanda da indústria. A etapa seguinte é a de desfibramento, um processo mecânico para extração das fibras, através de máquinas equipadas com lâminas de corte rotativas, popularmente conhecidas como periquita, onde é retirada a mucilagem das plantas, ou seja, resíduos de cascas, de substâncias lenhosas e pécticas. Após esse processo, as fibras extraídas podem passar pela etapa de maceração, onde são imersas em água durante 8 a 12 horas, para auxiliar na remoção da mucilagem péctica e da seiva clorofílica, que ficam aderidos na fibra, como mostra a Figura 8. Em seguida as fibras de sisal são lavadas para retirar quaisquer resíduos ainda restantes e por fim são secas ao sol (Figura 9) ou em estufa (43, 45, 46).



Figura 8 – Etapa de maceração (43)



Figura 9 – Etapa de secagem ao sol (43)

As etapas industriais variam principalmente com a aplicação em que será utilizada a fibra, mas os processos básicos são o tratamento com solução alcalina ou branqueamento, em que são removidas impurezas e materiais cerosos da superfície das fibras. Por fim, as fibras de sisal são armazenadas em fardos, onde serão posteriormente transportadas para comercialização e seu destino final (43, 45).

As já discutidas características e propriedades microestruturais heterogêneas típicas das FNLs estão associadas principalmente à variação do seu diâmetro e à quantidade e distribuição de falhas e imperfeições presentes na fibra. Portanto, a Figura 10 mostra a não uniformidade da fibra de sisal e a presença de uma rugosidade superficial considerável, o que pode contribuir para a sua adesão em uma matriz polimérica, ainda que seja prejudicial para as suas propriedades mecânicas. Além disso, de acordo com Monteiro et al.(9) cerca de 70% das fibras de sisal analisadas apresentam diâmetro equivalente entre 0,08mm e 0,20mm. O histograma apresentado na Figura 11 corresponde à ampla frequência de variação do diâmetro da fibra de sisal, baseada em um lote de 100 fibras analisadas e

escolhidas aleatoriamente.

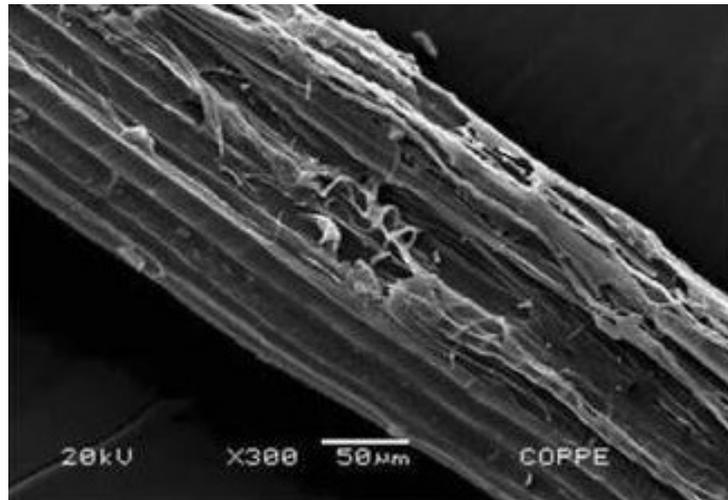


Figura 10 – Micrografia da fibra de sisal obtida por MEV (9)

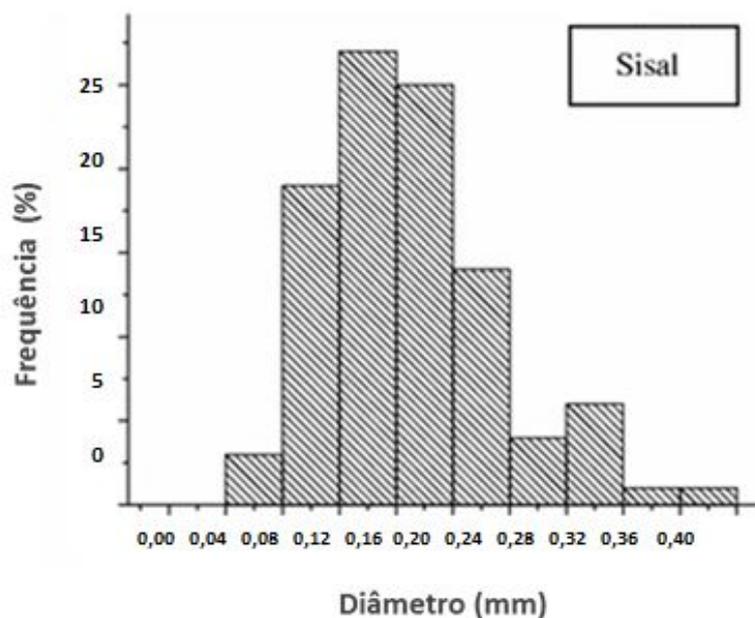


Figura 11 – Frequência de distribuição dos diâmetros equivalentes da fibra de sisal. Adaptado de (9)

A fibra de sisal apresenta excelentes propriedades mecânicas, como resistência a tração, módulo de elasticidade e resistência específica, o que a torna apropriada para incorporação como reforço em materiais compósitos. A densidade inferior a algumas fibras sintéticas, como a aramida, também são pontos positivos para sua utilização em materiais de engenharia. A Tabela 4 fornece tais propriedades da fibra de sisal. Além disso, de acordo com a Tabela 2, a composição química da fibra de sisal é de 67 - 78 % de celulose, 8,0 - 11,0 % de lignina e 10,0 - 14,2 % de hemicelulose, o que também influencia em suas propriedades mecânicas.

Tabela 4 – Propriedades da fibra de sisal.

Propriedades	Valor
Resistência a tração (MPa)	287 - 913
Módulo de elasticidade (GPa)	9 - 28
Resistência específica máxima (MPa.cm <sup>3</sup> /g)	191 - 725
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	1,26 -1,50

Fonte: Adaptado de (9)

Outra excelente vantagem das fibras de sisal é o seu custo associado, quando comparadas economicamente com as fibras sintéticas. Isso pois, o preço da fibra de sisal (3,36R\$/kg) (47) corresponde a aproximadamente 1% do preço da fibra de aramida (67,50US\$/kg, o que equivale a cerca de 338 R\$/kg) (31).

## 2.3 Fibras Sintéticas

As fibras sintéticas são fabricadas exclusivamente em laboratórios a partir de polímeros que não são encontrados na natureza, geralmente derivados de subprodutos do petróleo ou a partir de materiais cerâmicos (31, 48). As fibras sintéticas podem ser classificadas em duas principais categorias: fibras orgânicas e inorgânicas, e que podem ainda ser subclassificadas de acordo com sua origem (49).

A fibras classificadas como orgânicas são formadas através da sintetização de moléculas orgânicas, ou seja, hidrocarbonetos (hidrogênio e carbono) com ligações intramoleculares covalentes (31). Fazem parte desse grupos, as fibras de poliamida (por exemplo, o náilon e aramida), poliéster (PET e PBT), polivinil (PVA e PVC), polietileno, entre outras. Já as fibras sintéticas inorgânicas são fabricadas a partir de materiais inorgânicos como vidro, carbono, boro e carbetto de silício. Estas podem ainda ser divididas em três grupos: amorfas, policristalinas e monocristalinas. As fibras monocristalistas apresentam propriedades mecânicas excepcionalmente elevadas, seguida pelas fibras policristalinas que também apresentam excelentes propriedades e estabilidade térmica e por fim as amorfas que possuem propriedades moderadas (48).

Para a fabricação das fibras sintéticas orgânicas são utilizadas técnicas de polimerização, fiação e processamento de filamentos. As grandes macromoléculas que compõe os polímeros são sintetizadas a partir de um processo denominado polimerização, cujo objetivo é unir moléculas menores (monômeros) umas as outras, gerando longas cadeias de unidades repetidas. As fibras são conformadas a partir de uma material polimérico através do processo de fiação, onde, em geral, o material a ser fiado é aquecido, se transformando em um líquido viscoso. Esse polímero é extrudado através de uma feira (*spinneret*), que

consiste em uma pequena placa em forma de bico com diversos orifícios pequenos e redondos. A passagem do polímero por cada um desses orifícios resulta em um filamento, que será solidificado por meio do seu resfriamento rápido. Em seguida, esses filamentos passam por um processamento que irá depender da sua utilização, ou seja, caso seja desejado fibras com propriedades mecânicas melhoradas realiza-se um processo de pós-conformação denominado estiramento. Essa técnica baseia-se no alongamento mecânico permanente da fibra na sua direção longitudinal, produzindo uma estrutura altamente orientada e, conseqüentemente, com limite de resistência tração, módulo de elasticidade e tenacidade aprimorados. Além disso, esses inúmeros filamentos finos e contínuos podem passar pelo processo de cardagem e vendidas à indústria têxtil para a fabricação de tecidos ou podem ser cortados em comprimentos menores para produção de fibras descontínuas (31, 48).

As fibras sintéticas possuem características microestruturais homogêneas, como mostrado na Figura 12 para as fibras de vidro, carbono e aramida e, conseqüentemente, propriedades uniformes, ao contrário das FNLs (9). No entanto, as fibras sintéticas apresentam alguns desafios notáveis, como o alto custo de produção, elevado consumo de energia, o fato de ser um material não renovável, densidade, muitas vezes, maior do que a das FNLs, além de serem extremamente abrasivas para as máquinas de processamento (50).

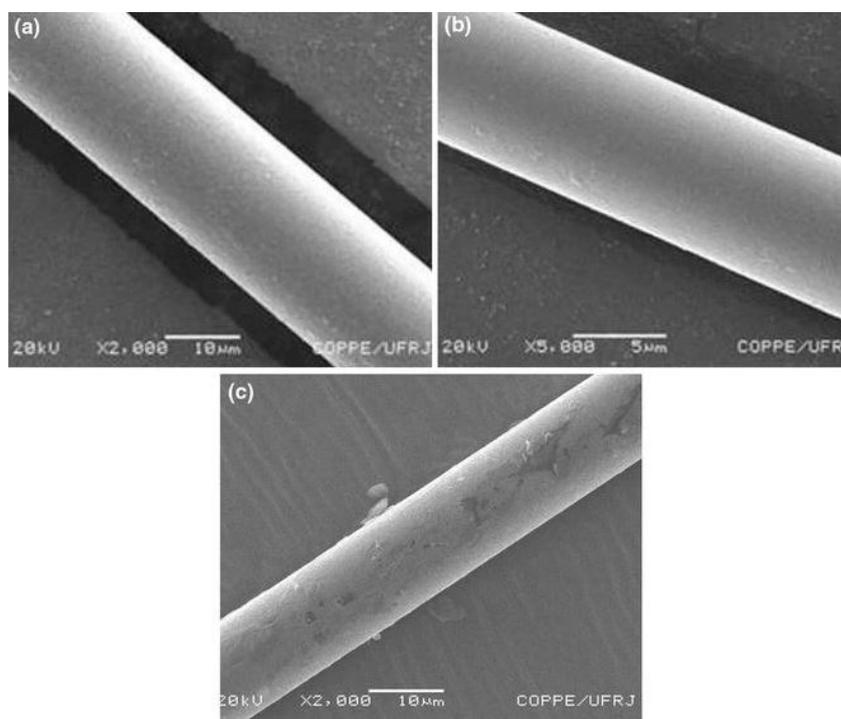


Figura 12 – Micrografia (MEV) das fibras de (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida (9)

Ainda que as fibras sintéticas apresentem algumas desvantagens, elas são muito utilizadas, hoje em dia, como materiais para confecção de blindagens pessoais para proteção balística. Isso ocorre, pois, as fibras sintéticas de alto desempenho apresentam elevado valor de resistência e módulo de elasticidade, e principalmente, resistência ao impacto balístico. São elas: fibra de vidro, carbono, para-aramida, UHMWPE, poliéster, entre

outras (21). Devido a tais propriedades, essas fibras sintéticas encontraram aplicação em diversas áreas, como vestuário de proteção para militares e policiais, camadas de proteção em turbinas para conter fragmentos, blindagem de veículos, revestimentos externos de aeronaves e outras aplicações similares que requerem resistência contra impactos de alta velocidade, como principalmente, as blindagens pessoais. A Tabela 5 mostra as propriedades de algumas dessas fibras.

Tabela 5 – Propriedades das fibras sintéticas

Tipo de fibra	Nome Comercial	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Módulo de Young (GPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento na ruptura (%)
Vidro	E-Vidro	2,48	90	4400	5,7
Cerâmica	Alumina	3,90	152	1720	2,0
Carbono	Standard	1,77	33,5	3651	1,5
	Technora, Teijin	1,39	70	3000	4,4
	Twaron, Teijin	1,44	78	3000	3,3
	Kevlar29, DuPont	1,44	83	3600	3,0
Para-aramida	Kevlar49, DuPont	1,45	131	3600-4100	2,8
	Kevlar100, DuPont	1,44	60	3000	2,9
	Kevlar119, DuPont	1,44	55	3100	3,1
	Kevlar129, DuPont	1,45	97	3450	3,4
	Kevlar149, DuPont	1,47	143	3400	2,3
UHMWPE	Spectra 900	0,97	73	2400	2,8
	Dyneema	0,97	87	2600	3,5
PBO	Zylon AS	1,54	180	5800	3,5

Fonte: Adaptado de (21, 51, 52)

### 2.3.1 Aramida

As poliamidas aromáticas, conhecidas como aramida, são consideradas materiais de alto desempenho devido às suas propriedades térmicas e mecânicas excepcionais, o que as torna valiosas em aplicações de tecnologias avançadas, como em sistemas de blindagem balística (53).

As fibras de aramida possuem pelo menos 85 % dos grupos amida ligados diretamente a dois anéis aromáticos. Os três principais tipos de aramida comercializados hoje em dia são a poli (p-fenileno tereftalamida) (PPPT), poli (m-fenileno isoftalamida) (PMPI) e co-poli (p-fenileno/3,4 oxidifenileno tereftalamida) (ODA/PPPT). A estrutura química dessas fibras, assim como seus nomes comerciais estão ilustrados na Figura 13 (53, 54).

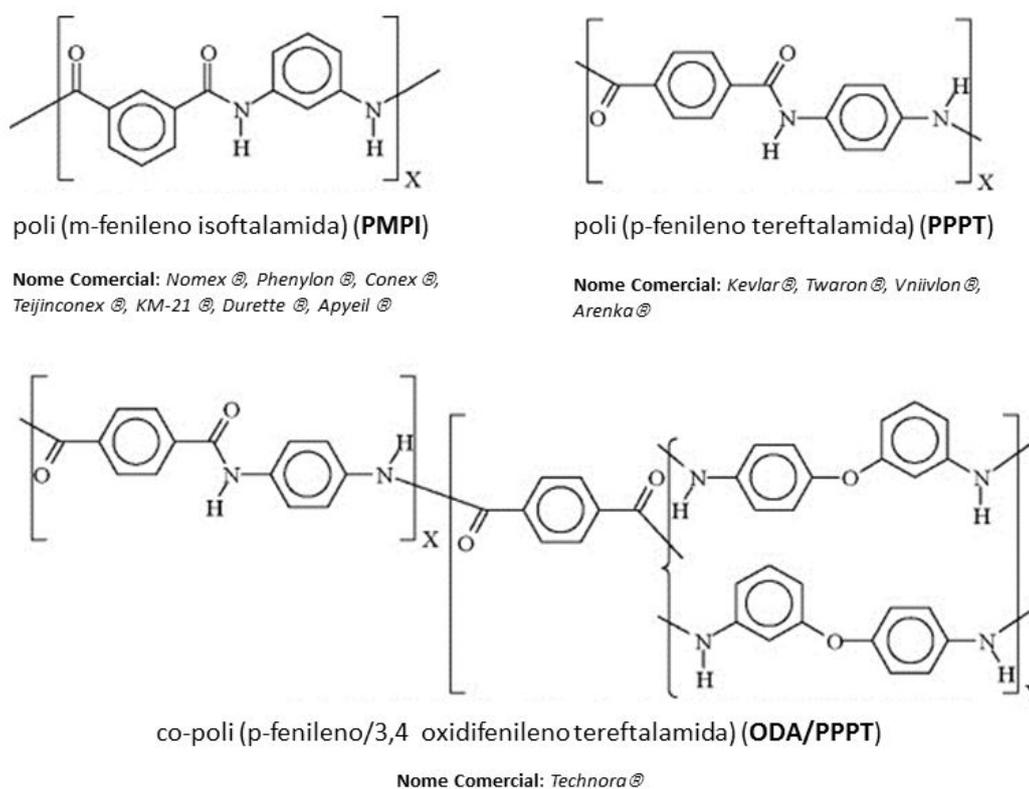


Figura 13 – Estrutura química e nomes comerciais dos três principais tipos de aramida. Adaptado de (53)

Em 1970, o PPPT foi introduzido no mercado com o nome comercial de Kevlar®, cuja propriedade de alto desempenho é proveniente da sua estrutura química, formada por anéis aromáticos com todas as ligações na posição *para* (para-aramida). Essa configuração gera macromoléculas rígidas com elevada energia coesiva e uma alta tendência de cristalização, em razão das ligações intramoleculares de hidrogênio (53).

Já o PMPI possui uma estrutura composta por anéis aromáticos onde as ligações são na posição *meta*, resultando em uma estrutura menos linear, conseqüentemente, com menor energia coesiva e capacidade de cristalização. Portanto, o PMPI, inicialmente desenvolvido pela DuPont em 1961 e lançado no mercado em 1967 sob o nome comercial de Nomex®, também é considerado um polímero de alto desempenho, porém com propriedades ligeiramente inferiores (53).

A aramida do tipo ODA/PPPT está disponível no mercado com a marca Technora® desde 1987 e é obtida a partir da copolimerização de TPC (dicloreto de tereftaloílo) com PPD (p-fenilenodiamina) e ODA (éter 3,4'-diaminodifenílico). A assimetria do ODA e a copolimerização contribuem para a formação de um polímero com uma energia coesiva reduzida e menor poder de cristalização (53).

Portanto, as notáveis propriedades mecânicas e térmicas das aramidas são provenientes da elevada energia coesiva, que é atribuída às ligações de hidrogênio entre amidas

altamente orientadas entre as cadeias poliméricas, conforme ilustrado na Figura 14 (53, 55).

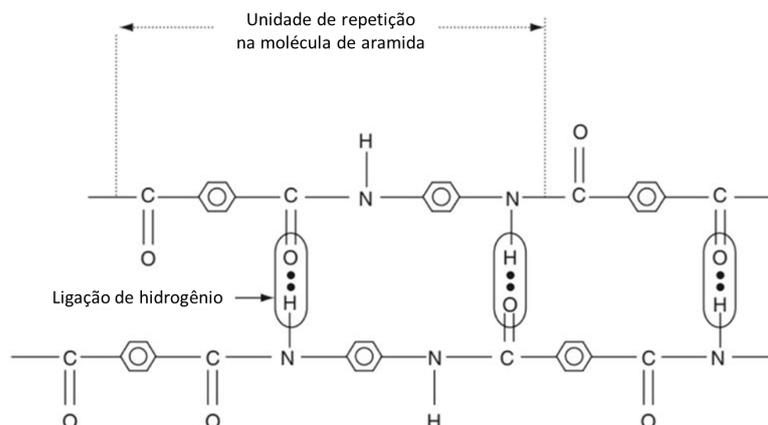


Figura 14 – Estrutura química e ligação de hidrogênio da aramida. Adaptado de (56)

Para aplicação balística, dentre as aramidas apresentadas na Figura 13, destaca-se como sendo as mais utilizadas: Twaron® (marca registrada da Teijin) e Kevlar® (marca registrada da DuPont) (21). Entretanto, existem diferentes tipos de Kevlar®, cada um com um conjunto único de propriedades e características, como o Kevlar® 29, 49, 100, 119, 129 e 149 (51). A Tabela 5 apresenta algumas das propriedades que diferenciam cada tipo de Kevlar®, assim como de Twaron®.

Além das excepcionais características das fibras de aramida, sua flexibilidade e ductilidade tornam possível a sua utilização em materiais têxteis, ou seja, tecidos com diferentes combinações de fios, tramas e gramaturas. Isso resulta em materiais com diferentes propriedades mecânicas e, conseqüentemente, inúmeras possibilidades de aplicações, como material de reforço em compósitos (57).

## 2.4 Materiais Poliméricos

O primeiro contato do homem com materiais poliméricos ocorreu ainda na Antiguidade, quando romanos e egípcios utilizavam graxas e resinas para carimbar, colar documentos e vedar recipientes. No entanto, a verdadeira revolução ocorreu no século XVI, quando espanhóis e portugueses, em sua exploração nas Américas, se depararam com uma substância extraída de uma árvore nativa, a *Havea Brasiliensis*. Após sua introdução na Europa, recebeu o nome de "borracha", derivado da coagulação e secagem do látex. O marco da produção de polímeros sintéticos foi alcançado por Leo Baekeland em 1912, através da reação entre fenol e formaldeído, gerando um produto sólido, conhecido hoje como baquelite. Esse termo deriva do nome de seu inventor e representa um avanço significativo na história dos materiais sintéticos (37).

Posteriormente, em especial, após a Primeira Guerra Mundial, Hermann Staudinger, cientista alemão, formulou a teoria das macromoléculas, cujo estudo inovador descrevia

tais materiais como sendo constituídos por moléculas de grande dimensão. Porém, apenas em 1953, tal descoberta levou Staudinger a ganhar o Prêmio Nobel de Química. Nos anos seguintes, diversos pesquisadores desenvolveram polímeros diferentes, com propriedades diferentes, como o Náilon, Teflon, a borracha sintética SBR entre outros materiais poliméricos, a partir de novas técnicas de processamento (37).

O termo polímero tem sua origem na língua grega *poli* (muitos) e *mero* (unidade de repetição). Portanto, um polímero é composto por dezenas de milhares de unidade repetidas (os meros), as quais se encontram unidas por meio de ligações covalentes interatômicas. Devido a isso, as moléculas que compõe um polímero são gigantescas e por conta de seu tamanho, elas são chamadas de macromoléculas. Já a pequena molécula a partir da qual o polímero será sintetizado é chamado de monômero, e é a substância primordial necessária para a sua fabricação (31, 37).

Os materiais poliméricos podem ser tanto sintéticos, ou seja, produzido pelo homem, como aqueles comentados anteriormente, ou naturais, como aqueles derivados de plantas e animais (58). Dessa forma, os polímeros são classificados em três categorias principais, de acordo com a estrutura química do monômero, com o número médio de meros em cada cadeia e com o tipo de ligação covalente presente em: plásticos, borrachas (elastômeros) e fibras (37).

Os plásticos apresentam certa rigidez estrutural e por isso são utilizados em aplicações diversas, sendo que a maioria dos materiais poliméricos se enquadram nessa classificação, como o polietileno, polipropileno, poli(cloreto de vinila), epóxis, fenólicos, poliésteres, entre outros. Alguns desses polímeros são considerados rígidos e frágeis, enquanto outros são mais flexíveis e suportam deformações maiores antes de fraturar. Além disso, esses materiais podem apresentar diferentes graus de cristalinidade, assim como diferentes estruturas e configurações moleculares (linear, ramificada, etc). Os plásticos são subclassificados em termoplásticos ou termorrígidos em função do seu comportamento em temperaturas elevadas (31).

Os polímeros termoplásticos amolecem quando são aquecidos e endurecem quando são resfriados. No entanto, esse processo por ser desfeito e repetido novamente. Isso ocorre pois, os polímeros termoplásticos são, em geral, formados por estruturas lineares ou por algumas estruturas ramificadas, o que resulta em cadeias flexíveis que ao introduzir um aumento na temperatura, as forças de ligação secundárias diminuem, facilitando o movimento das cadeias adjacentes se aplicada uma tensão. No entanto, caso a temperatura aumente excessivamente, esses materiais podem sofrer uma degradação irreversível. O polietileno, poliestireno e o poli(cloreto de vinila) são exemplos de termoplásticos (31).

Já os polímeros termorrígidos ou termofixos se tornam permanentemente rígidos durante sua formação e não amolecem sob aquecimento. Isso pois, sua estrutura é em rede, ou seja, grande parte das ligações (entre 10% e 50% dos meros) são cruzadas e covalentes

entre as cadeias moleculares próximas após o processo de cura. Sendo assim, quando introduzida uma temperatura elevada, essas ligações prendem as cadeias umas a outras e impedem a movimentação das mesmas, o que acarreta na sua estabilidade dimensional e em características mais rígidas e resistentes. As borrachas vulcanizadas, os epóxis, fenólicos e poliésteres são alguns desses polímeros com ligações cruzadas e em rede, caracterizadas como termorrígidos (31). A Figura 15 é uma representação esquemática das estruturas moleculares (linear e em rede) dos polímeros termoplásticos e termorrígidos.

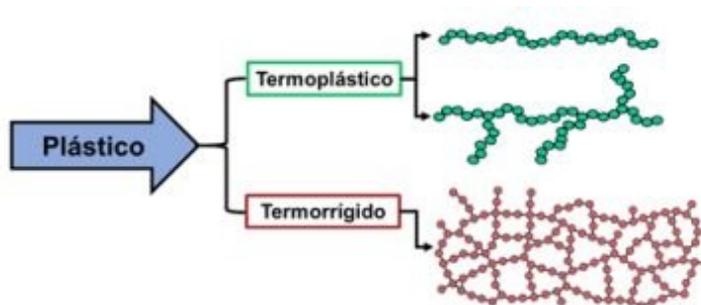


Figura 15 – Representação esquemática dos polímeros termoplásticos e termorrígidos (40)

Além disso, os polímeros termorrígidos podem ainda ser subclassificados em termorrígido químico ou físico. O polímero cuja estrutura em rede é formada por ligações covalentes fortes é classificado como termorrígido químico e, por isso, é considerado insolúvel em qualquer tipo de solvente. Já o polímero termorrígido físico é formado por simples ligações de hidrogênio entre as cadeias, o que acarreta em um material solúvel em determinados solventes, aqueles que são capazes de impedir a formação desses tipos de ligação (58).

Os termorrígidos são amplamente utilizados como matriz em materiais compósitos por conta das diversas vantagens que ele oferece, tais como custo reduzido, estabilidade térmica e dimensional, resistência química a altas temperaturas e facilidade na fabricação de peças. No entanto, devido a sua baixa resistência à fratura, torna-se necessário o emprego de materiais de reforço, cujo objetivo é melhorar as propriedades do compósito final (59).

### 2.4.1 Resina Epóxi

Dentre os materiais poliméricos termorrígidos, a resina epóxi tem ganhado destaque cada dia mais na utilização em revestimentos anticorrosivos, adesivos, materiais de embalagem, semicondutores, isolamento elétrico, na fabricação de compósitos de alto desempenho, entre outras diversas aplicações. Em 2019, a capacidade global de produção de resina epóxi atingiu a marca de 4,69 milhões de toneladas e a demanda global por essas resinas continua a crescer, impulsionada por setores como de revestimentos, materiais compósitos, construção, elétrica e eletrônica, entre outros, conforme ilustrado no gráfico

da Figura 16. Esse destaque se deve à sua resistência mecânica, estabilidade química, capacidade de suportar altas temperaturas e resistência a ambientes corrosivos (60). Portanto, percebe-se que os revestimentos são a aplicação mais representativas dentro os diversos setores, com aproximadamente metade da demanda total.

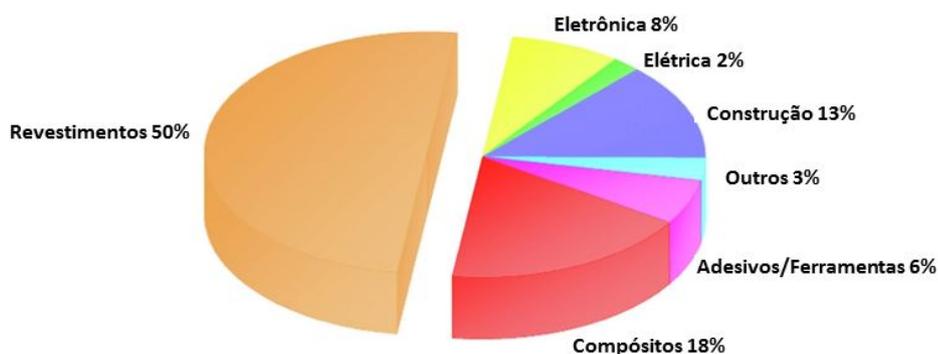


Figura 16 – Composição do consumo global de resina epóxi por demanda setorial. Adaptado de (60)

A origem etimológica do termo epóxi deriva da combinação de duas partes: *ep* (significando sobre ou entre) e *oxi* (referente ao oxigênio) (40). Este nome descreve a presença, na sua estrutura molecular, de anéis compostos por três elementos, nos quais um átomo de oxigênio está ligado a dois átomos de carbono, como ilustrado na Figura 17.

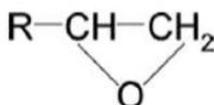


Figura 17 – Anel epóxido (61)

A resina epóxi é formada a partir da reação da epiclorigrina e Bisfenol A, na presença de um catalisador básico, geralmente o hidróxido de sódio (NaOH). Essa reação de polimerização resulta na formação da resina mais comum conhecida como Diglicidil Éter de Bisfenol A (DGEBA), a qual se apresenta como um líquido viscoso que, após o processo de cura, se transforma em um polímero termorrígido (62). A Figura 18 ilustra melhor essa reação.

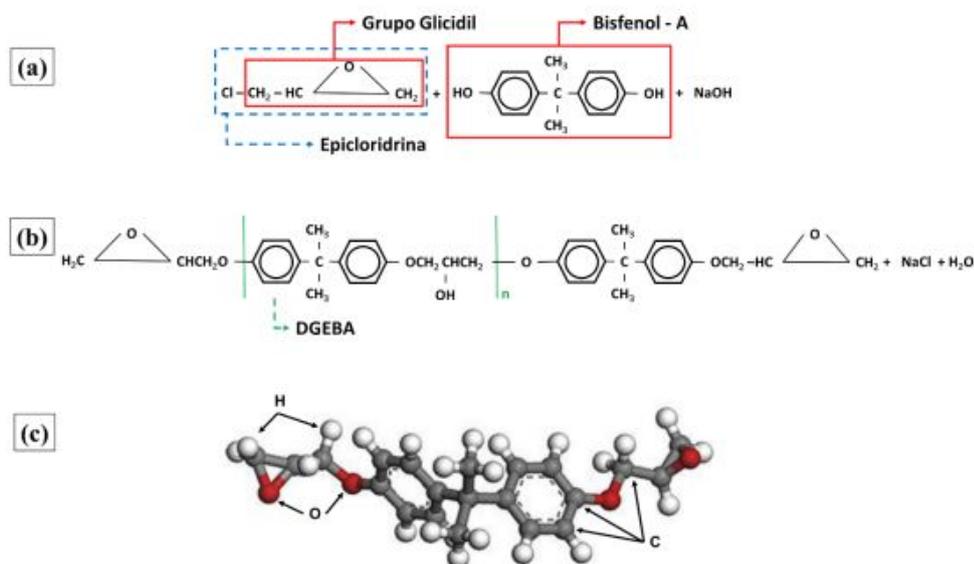


Figura 18 – Reação de produção da resina epóxi (a) epicloridrina + bisfenol -A, (b) DGEBA e (c) DEGEBA tridimensional (40)

As matrizes poliméricas utilizadas em compósitos reforçados com fibras naturais são, em geral, termorrígidas a base de epóxi. Isso se deve ao fato de que as resinas epóxi apresentam notáveis propriedades mecânicas e um excelente custo-benefício. Além disso, essas resinas são bicomponentes e, durante o processo de fabricação do compósito, a matriz encontra-se em estado líquido ou pastoso, o que facilita a sua produção (31). Algumas das propriedades das resinas epoxídicas estão listadas na Tabela 6.

Tabela 6 – Propriedades das resinas epóxi

Propriedade	Valor
Massa Específica (g/cm <sup>3</sup> )	1,10 - 1,40
Módulo de Elasticidade (GPa)	2,41
LRT (MPa)	27,6 - 90,0
Alongamento Percentual (%)	3 - 6
Tenacidade à Fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	0,6

Fonte: Adaptado de (31)

A fabricação da resina epóxi envolve o uso de dois elementos essenciais: a própria resina e um agente de cura, também conhecido como endurecedor. Esses agentes de cura consistem em compostos orgânicos, que podem ser aminas ou ácidos, cuja função é reagir com os grupos epóxi e hidroxila presentes na resina epóxi entre cadeias adjacentes, quebrando os anéis epóxido. Essa reação é fundamental para o processo de reticulação da resina, que, por sua vez, resulta no endurecimento da mesma. A reticulação ou *crosslinking*

é obtido através da formação de ligações cruzadas covalentes entre as cadeias poliméricas do epóxi. E o seu grau de reticulação é diretamente influenciado pela quantidade de agente de cura adicionado, que geralmente varia de 10% a 15% (62, 63).

A dietilenotriamina (DETA) e a trietilenotetramina (TETA) são exemplos comuns de agentes de cura amplamente empregados com a resina epóxi DGEBA. O processo de reação que ocorre entre o endurecedor e os grupos epóxi terminais da resina pode ser observado na Figura 19, onde há a formação de grupos hidroxila na estrutura, resultando na configuração estrutural final da resina epóxi (62).

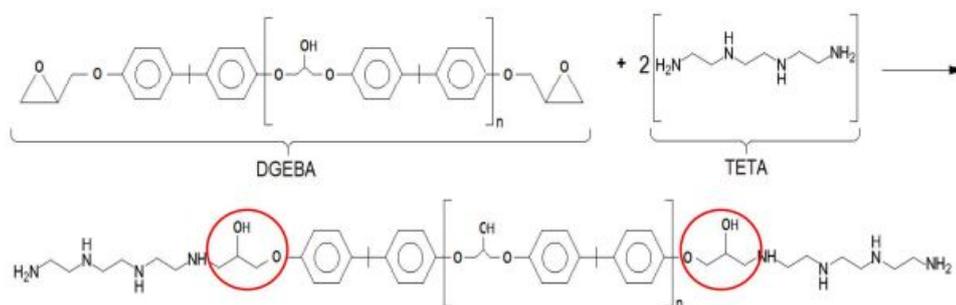


Figura 19 – Reação de endurecedor TETA com o epóxi DGEBA(64)

Portanto, a reação entre o endurecedor e o epóxi é responsável pela mudança do estado físico do sistema, de um líquido viscoso para um sólido. Além disso, conforme mencionado anteriormente, esse processo é irreversível, característico dos polímeros termorrígidos.

## 2.5 Compósito Polimérico Reforçado com Fibras

A maioria dos materiais pode ser classificada, de acordo com a sua composição química e estrutura atômica, em três categorias básicas: metais, cerâmicas e polímeros. Entretanto, quando um material é projetado e engenheirado por meio da combinação de dois ou mais materiais das categorias citadas anteriormente, tem-se um compósito, cujo objetivo é unir as melhores propriedades das fases constituintes, através do princípio da ação combinada. Os compósitos são materiais multifásicos, ou seja, possuem duas ou mais fases: uma fase contínua, denominada matriz, que envolve completamente a outra fase, denominada fase dispersa. Sendo assim, as propriedades dos compósitos dependem das características, da quantidade relativa e da geometria das suas fases (31).

Devido à diversidade das fases constituintes dos compósitos, estes podem ser classificados em: compósitos reforçados com partículas, grandes ou por dispersão; reforçados com fibras, contínuas ou descontínuas, sendo essas alinhadas ou orientadas aleatoriamente; estrutural; laminados ou painéis em sanduíche; e nano compósitos (31).

Segundo Callister e Rethwisch(31), dentre os diversos tipos de compósitos, aqueles que são reforçados com fibras são considerados os de maior valor tecnológico por conta das suas propriedades. A fase dispersa dessa classe de compósitos apresenta a geometria de uma fibra, ou seja, tem uma elevada razão de aspecto (razão entre o seu comprimento e o diâmetro). E de acordo com o comprimento das fibras, esses compósitos podem ser subclassificados em: reforçados com fibras contínuas ou descontínuas.

Nos compósitos reforçados com fibras, sua eficiência mecânica está diretamente relacionada com a capacidade na qual uma carga aplicada no material é transmitida e distribuída entre as fibras pela matriz. Essa interação matriz-fibra é o que determinará a eficiência do reforço. No entanto, como não há transmissão de carga pela matriz nas extremidades da fibra, a eficácia do reforço dependerá do seu comprimento (31). Dessa forma, para que a fibra gere um aumento significativo na resistência e na rigidez do compósito, é necessário um dado comprimento crítico ( $l_c$ ) que dependerá do limite de resistência a tração da fibra ( $\sigma_f^*$ ), bem como do seu diâmetro ( $d$ ) e da força de ligação fibra-matriz ( $\tau_c$ ), de acordo com a equação 2.3:

$$l_c = \frac{\sigma_f^* d}{2\tau_c} \quad (2.3)$$

Portanto, quando  $l \gg l_c$  (normalmente  $l > 15l_c$ ), ou seja, quando o comprimento real da fibra for maior que pelo menos quinze vezes o comprimento crítico, as fibras são denominadas contínuas e quando apresentam comprimentos menores que este, as fibras são denominadas descontínuas ou curtas (31).

A partir do comprimento e orientação das fibras, pode-se dividir tais compósitos em: reforçados com fibras contínuas e alinhadas; descontínuas e alinhadas; descontínuas e com orientação aleatória, de acordo com a Figura 20. As propriedades mecânicas desses compósitos dependem do comportamento tensão-deformação da fibra e da matriz, das frações volumétricas das fases e da direção na qual uma tensão é aplicada (31).

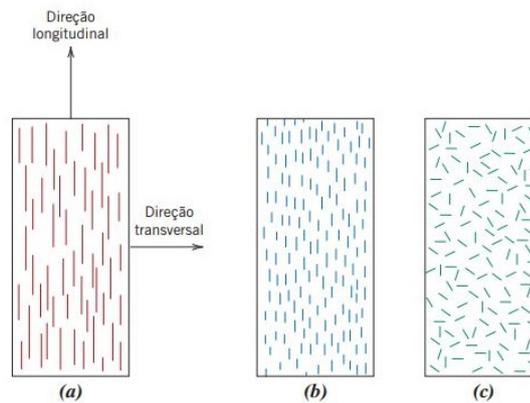


Figura 20 – Representações esquemáticas de compósitos reforçados com fibras (a) contínuas e alinhadas, (b) descontínuas e (c) descontínuas e orientadas aleatoriamente (31)

Portanto, a curva tensão-deformação de um compósito onde a tensão é exercida na direção do alinhamento da fibra é apresentada na Figura 21, juntamente com as curvas tensão-deformação das fases constituintes (fibra e matriz). O Estágio I representa a fase elástica da fibra e da matriz, enquanto que o Estágio II é caracterizado pela deformação plástica da matriz até o início da fratura das fibras. Dessa forma, o compósito suportará uma tensão ( $\sigma_{cl}^*$ ) maior do que a suportada apenas pela matriz. No entanto, em geral, a falha do compósito não é catastrófica, uma vez que as fibras não fraturam ao mesmo tempo e mesmo após a falha das fibras, a matriz continua intacta (31).

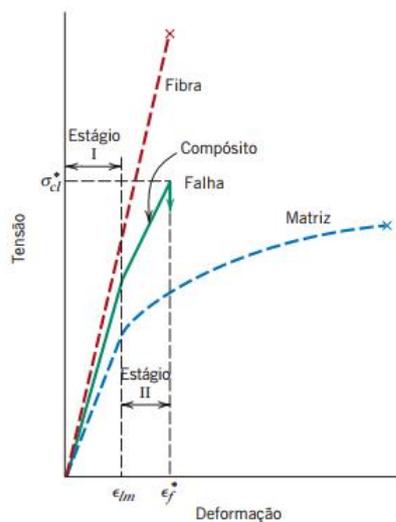


Figura 21 – Curva tensão-deformação para um compósito reforçado com fibras alinhadas, submetido a uma tensão uniaxial aplicada na direção do alinhamento (31)

Algumas das propriedades dos compósitos reforçados com fibras como módulo de elasticidade, densidade e o coeficiente de Poisson podem ser determinados através da Regra das Misturas que relaciona essas propriedades com a fração volumétrica das fases que os constituem (matriz e fibra). Considerando a região elástica da curva tensão-deformação

de um compósito bifásico reforçado com fibras contínuas e alinhadas, submetido a um carregamento longitudinal, ou seja, na direção do alinhamento das fibras, é possível determinar o módulo de elasticidade desse compósito ( $E_{cl}$ ) a partir da fração volumétrica da matriz ( $V_m$ ) e da fibra ( $V_f$ ) e do módulo de elasticidade das fases constituintes ( $E_m$  e  $E_f$ , respectivamente) (31), como mostra a equação 2.4 da Regra das Misturas:

$$E_{cl} = E_m V_m + E_f V_f \quad (2.4)$$

Devido a sua anisotropia, os compósitos reforçados com fibras contínuas e alinhadas, apresentam propriedades mecânicas máximas na direção do alinhamento da fibra e mínimas na direção transversal. Já os compósitos reforçados com fibras descontínuas e alinhadas apresentam uma eficiência de reforço inferior às contínuas e alinhadas, porém superior aos compósitos reforçados com fibras descontínuas e desalinhadas. Porém, para esse último caso, os materiais apresentam características isotrópicas, além de, geralmente, possuírem um custo de fabricação menor (31).

As fibras, de acordo com o diâmetro e a sua natureza, podem ser classificadas de três formas: whiskers, que representam monocristais muito resistentes e com diâmetro muito pequeno; fibras, geralmente polímeros ou cerâmicas, policristalinos ou amorfos; e arames, compostos por metais ou ligas com diâmetro relativamente grande (31).

A matriz de um compósito reforçado com fibras tem basicamente três funções: unir as fibras umas as outras e transmitir às fibras uma tensão externa aplicada; proteger as fibras contra danos superficiais causados por abrasão mecânica ou reações químicas com o meio ambiente; e prevenir e reduzir a propagação de trincas de uma fibra para a outra (31). Para que a matriz possa exercer todas essas funções de forma plena, é essencial se atentar para que as forças de ligação entre fibra e matriz seja adequada, ou seja, as forças de ligação não devem ser muito fortes, pois gerará uma baixa tenacidade e uma fratura do tipo intercelular. Porém, caso essa interação seja fraca, pode ocorrer o fenômeno de *pullout*, ou arrancamento das fibras (42). Portanto, a depender da aplicação do compósito, o ideal é que haja um equilíbrio entre resistência e tenacidade, através de uma interação fibra-matriz moderada.

Os compósitos reforçados com fibras, quando submetidos a tensões de tração, podem sofrer diversos tipos de fratura. Essas fraturas podem ser categorizadas em dois grupos principais, dependendo do plano em que uma trinca se propaga: falhas no plano ou delaminação, conforme ilustrado nos esquemas da Figura 22. As falhas que ocorrem no plano das fibras podem ser do tipo *pull-out* (arrancamento da fibra), ponte de fibra, descolamento entre as fibras e a matriz, ruptura da fibra ou defeitos/trincas na matriz. Já as tensões que atuam fora do plano das fibras podem causar delaminação, fenômeno de falha que ocorre principalmente entre camadas, resultando na separação de diferentes

camadas de reforço. Isso acontece porque, nessa direção, as fibras têm uma contribuição limitada para a resistência do compósito (65, 66).

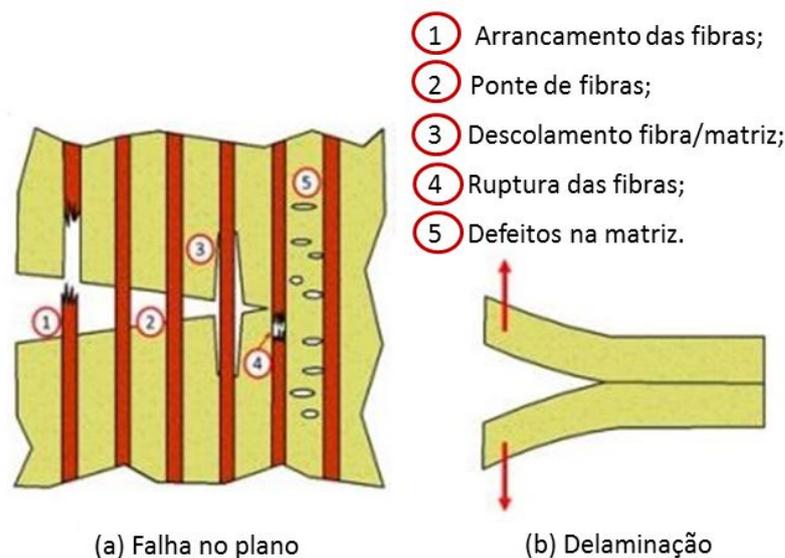


Figura 22 – Mecanismos de falha em materiais compósitos reforçados por fibras. Adaptado de (66)

Além disso, os compósitos fibrosos podem ser classificados de acordo com o tipo de matriz, sendo compósitos com matriz polimérica, metálica ou cerâmica (31). No entanto, os compósitos com matriz polimérica são os mais utilizados, devido às suas vantagens apresentadas na seção 2.4, como suas propriedades à temperatura ambiente, sua facilidade de fabricação e seu excelente custo-benefício.

As propriedades dos compósitos reforçados com fibras naturais dependem também da escolha do processo de fabricação adequado. Essa decisão deve ser baseada no formato e no tamanho final do compósito, juntamente com o seu custo de fabricação, a velocidade de produção desejada e as características das matérias-primas. Dessa forma, as técnicas de produção dos compósitos reforçados com FNLs podem ser classificadas em dois grandes grupos: molde aberto e molde fechado. A técnica de *hand lay-up* utiliza um molde aberto no qual a fibra, o tecido ou a manta é impregnado pela resina manualmente por meio de pincéis ou rolos para garantir uma molhabilidade mais eficiente. Esse processo por ser dividido basicamente em quatro etapas: limpeza do molde, utilização de desmoldante para facilitar a retirada do compósito após o fim do processo, impregnação da fibra pela resina e, por fim, o processo de cura. Na técnica de *Resin Transferring Molding* (RTM) a resina é injetada sob pressão no molde fechado, enquanto que na técnica de *Vacuum-Assisted Resin Injection* (VARI) a resina é injetada no molde que está a vácuo. Outra técnica de molde fechado é a *Compression molding* (CM), similar a técnica de *hand lay-up*, porém a etapa de cura ocorre sob compressão. Além disso, esse método de prensagem pode ser feita a frio, quando a cura do compósito é feita em temperatura ambiente ou a quente,

quando é aplicada uma determinada temperatura ao molde durante o processo de cura (65). Diferentemente das fibras sintéticas, o beneficiamento das fibras naturais torna-se às vezes mais complexo devido à dificuldade de se obter fibras contínuas e longas, como geralmente é exigido nos processos de pultrusão, prepreg e enrolamento filamentar.

Além disso, as propriedades e o desempenho de materiais compósitos reforçados com fibras naturais dependem de diversos fatores inerentes as suas fases constituintes, ou seja, à fase reforço e à fase matriz. O tipo de fibra natural, sua origem e idade, composição química, microestrutura, o tipo de tratamento de superfície realizado, a razão de aspecto, fração volumétrica, orientação e arranjo dessas fibras na matriz são algumas das variáveis que influenciam diretamente nas propriedades dos compósitos. A matriz também representa um papel importante no desempenho desses compósitos, de acordo com o tipo de polímero utilizado, ou seja, através das suas propriedades mecânicas e estabilidade dimensional, além de promover uma máxima molhabilidade das fibras e adequada adesão interfacial matriz-fibra (8).

Um dos desafios encontrados para a utilização de FNLs, são suas características hidrofílicas que representam, muitas vezes, um problema quando inseridas em uma matriz polimérica hidrofóbica, uma vez que a água presente na superfície da fibra reduz a adesão interfacial matriz-fibra, agindo como um agente de separação (39). Além disso, a água presente na fibra gera um aumento no seu volume, o que conseqüentemente, gera microfissuras na matriz, acarretando no descolamento da interface entre FNLs e matriz, como ilustrado na Figura 23.

Devido a isso, a molhabilidade das fibras pela matriz, ou seja, a capacidade com que a matriz engloba de forma uniforme todas as fibras presentes nela, fica prejudicada, o que reduz a força de adesão interfacial matriz-fibra. Como a interface desempenha um papel importante na transferência de carga aplicada ao compósito da matriz para a fibra, uma interface fraca pode reduzir o desempenho mecânico dos compósitos de matriz polimérica reforçada com FNLs. No entanto, para evitar tais inconvenientes podem ser realizados diversos tipos de pré-tratamentos na superfície das fibras naturais, a fim de melhorar suas propriedades (39, 33).

Os tratamentos físicos ou químicos são capazes de modificar a morfologia, a estrutura física, e a composição química da FNLs, com o objetivo de melhorar a compatibilidade/adesão entre a fibra e a matriz (38). Os tratamentos físicos, como estiramento, tratamento térmico e por plasma, modificam as propriedades estruturais e superficiais da fibra, sem alterar a sua composição química, no entanto costumam ter um custo mais elevado. Por outro lado, os tratamentos químicos como mercerização, acilação, acetilação, eterificação e benzoilação têm como objetivo modificar a composição química da fibra, através da substituição dos grupos hidroxila por outro elemento que tenha uma maior afinidade com a matriz, ou através da incorporação de algum agente de acoplamento

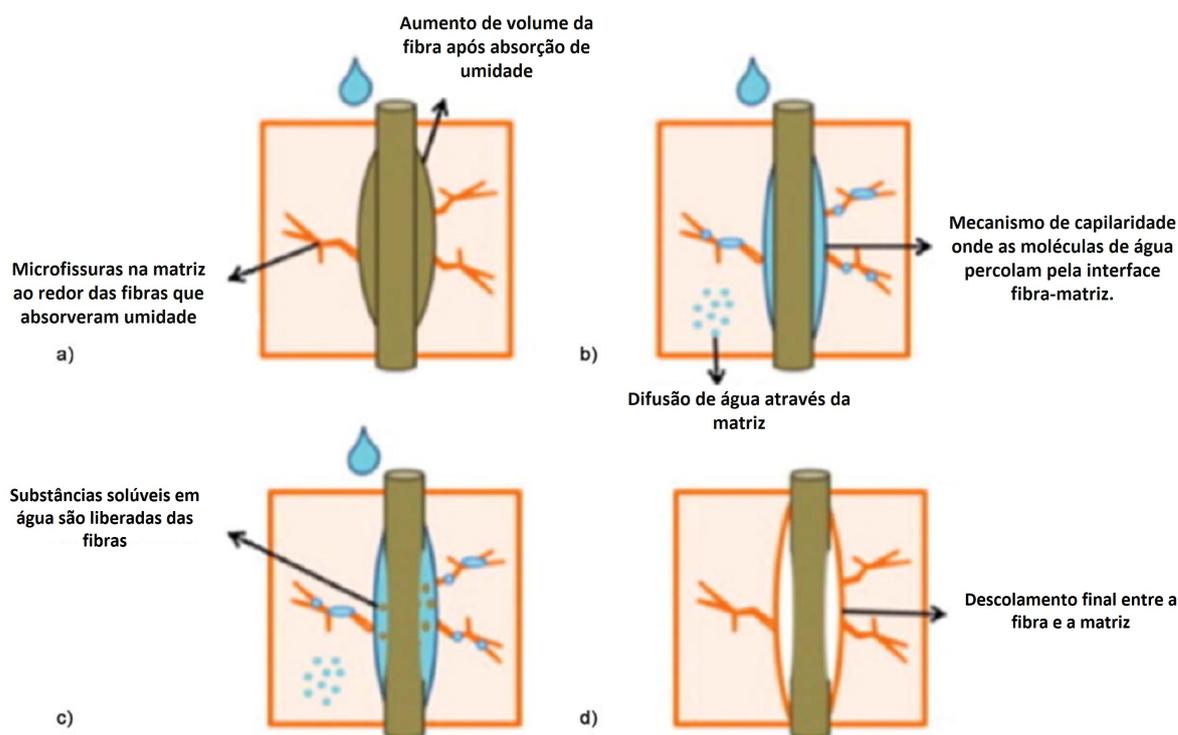


Figura 23 – Efeito da absorção de água na interface fibra-matriz: (a) Formação de microfissuras devido ao aumento de volume da fibra; (b) Percolação de água através das microfissuras; (c) Liberação de substâncias solúveis em água; e (d) Descolamento da interface fibra-matriz. Adaptado de (67)

químico, que forma ligações tanto com os grupos hidroxila da fibra quanto com a matriz, criando uma “ponte” entre fibra e matriz para aumentar sua adesão (68, 69).

Esses tratamentos, além de modificar a superfície das fibras, também podem ser usados para aumentar a rugosidade superficial das fibras, aprimorando a ancoragem mecânica, além de serem capazes de limpar a superfície da fibra, removendo ceras, material orgânico e outros contaminantes, o que aumenta a tensão superficial da fibra e, conseqüentemente, a sua molhabilidade (68). O tratamento utilizado para aumentar a rugosidade da fibra pode não ser eficiente caso a FNLs já possuem uma rugosidade relativamente boa, nesse caso o tratamento pode causar a degradação da fibra e prejudicar o efeito do reforço da matriz (9).

O tratamento químico de mercerização é um dos mais utilizados para modificação da superfície das FNLs e consiste basicamente em remover grupos hidroxila, presente na hemicelulose e na lignina, através da utilização de uma solução alcalina. Essa remoção parcial gera um maior empacotamento das cadeias de celulose, que são as responsáveis pela cristalinidade da fibra, logo o tratamento causa aumento da cristalinidade, redução do diâmetro das fibras e produz uma superfície mais rugosa, o que, conseqüentemente, aumenta as propriedades mecânicas e melhora sua ancoragem com a matriz. Além disso, a mercerização resulta no branqueamento da fibra, pois remove as impurezas e materiais

cerosos. No entanto, a eficácia dos tratamentos químicos depende da concentração do reagente, do tempo de exposição e da temperatura, além do sistema fibra/matriz (70). Portanto, deve-se atentar que os efeitos desses tratamentos variam entre os diferentes tipos de fibras naturais e por isso, a sua escolha deve se basear principalmente no objetivo da sua aplicação (9).

Outra desvantagem na utilização de fibras naturais como reforço em compósitos é a sua temperatura de degradação ser considerada baixa, em torno de 200°C. Por conta disso, a escolha do material da matriz deve se restringir a uma temperatura de processamento que não exceda os 200°C. Outra limitação para a utilização das FNLs é a sua baixa resistência à ação de microrganismos, o que acaba por dificultar o transporte, o armazenamento e o processamento dos compósitos (32).

Ainda que os materiais compósitos reforçados com fibras naturais dependam de inúmeros fatores, principalmente da microestrutura heterogênea das FNLs, eles apresentam vantagens em relação às fibras sintéticas, como baixa densidade, custo reduzido, boas propriedades mecânicas específicas, como módulo de elasticidade e resistência a tração específica, são fruto de fontes renováveis e abundantes, biodegradáveis (8), além de corroborar com o processo de economia circular.

Desta forma, muitos estudos buscam a substituição parcial ou integral de fibras sintéticas por fibras naturais como reforço em compósitos devido as suas excelentes propriedades. A Figura 24 mostra um esquema de comparação entre algumas dessas propriedades de compósitos com fibras naturais e fibras de vidro, onde cada pentágono concêntrico representa um nível de zero a cinco, sendo zero uma característica indesejada, como alto custo ou baixa resistência a tração, e cinco o melhor dessas propriedades, como densidade reduzida e baixo consumo de energia para sua fabricação (71).

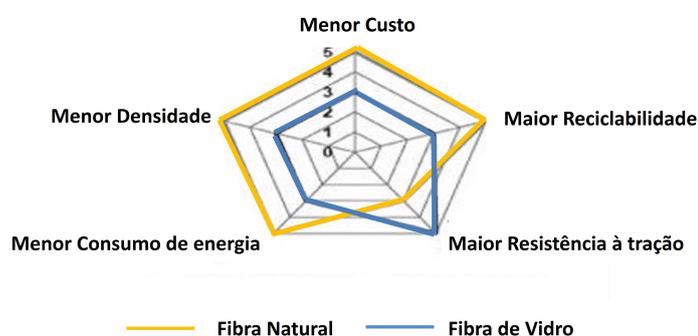


Figura 24 – Comparação entre compósito reforçado com fibra natural e fibra de vidro. Adaptado de (71)

A partir da análise da Figura 24, pode-se observar que os compósitos reforçados com fibras naturais, ilustrados pela linha amarela na figura, exibem o menor custo, baixa densidade, baixo consumo de energia para sua fabricação, e moderada resistência à tração,

além de serem altamente biodegradáveis, enquanto que os compósitos reforçados com fibra de vidro, representados pela linha azul, apresentam custo, densidade, consumo de energia e reciclabilidade moderada, e resistência à tração alta. No entanto, caso sejam analisadas as propriedades específicas dos compósitos reforçados com FNLs, ou seja, a razão entre propriedade e densidade, estes poderão apresentar valores ainda mais altos do que aqueles compósitos reforçados com fibras sintéticas.

### 2.5.1 Reforço na Forma de Tecido

Como mencionado anteriormente, os compósitos de matriz polimérica reforçado com fibras contínuas e alinhadas apresentam máxima eficiência mecânica quando a tensão aplicada no compósito é na direção do alinhamento das fibras. Entretanto, essa configuração apresenta características anisotrópicas, o que pode ser prejudicial a depender da sua aplicação. Portanto, o arranjo ou a orientação das FNLs na matriz têm um impacto significativo nas propriedades do compósito, ou seja, a resistência global e o grau de isotropia são influenciados pelo número de camadas e pela sequência de orientação. (31).

Devido a isso, a fim de combinar as vantagens das fibras contínuas e alinhadas e diminuir a sua anisotropia, utiliza-se compósitos laminados com múltiplas camadas em orientações variadas, como por exemplo  $0^\circ$  e  $90^\circ$  (31). A partir desse conceito, os compósitos podem ser reforçados através de tecidos, em vez de diferentes camadas de fibras. Isso pois, os tecidos são produzidos a partir do processamento de fibras contínuas e tramados em duas direções (2D ou bidirecionais) ou até mesmo em três direções (3D ou tridimensionais), o que, por sua vez, gera alta resistência e rigidez distribuídas em diferentes direções no compósito (72).

Os tecidos 2D são produzidos através do entrelaçamento de fibras da urdidura ( $0^\circ$ ) e fibras da trama ( $90^\circ$ ) em um padrão regular. Segundo Cheeseman e Bogetti(3) o impacto de um projétil em um tecido gera uma cunha de deformação, ou seja, as fibras são deformadas tanto no dois eixos do plano do tecido quanto no eixo z, como exemplificado pelo esquema na Figura 25. Portanto, um compósito reforçado com tecido apresenta uma melhor absorção de energia visto que há uma melhor distribuição das tensões a ele impostas.

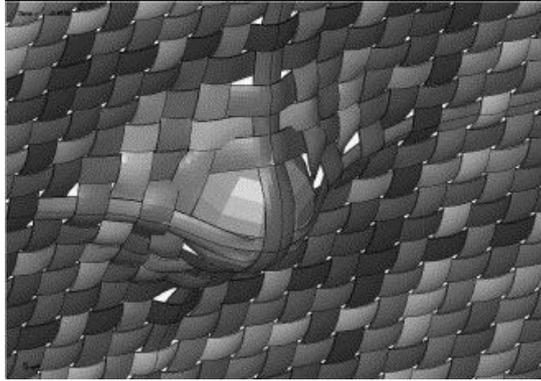


Figura 25 – Cunha de deformação em tecidos 2D. (3)

De acordo com o tipo de trama (arranjo) os tecidos 2D podem ser classificados em simples, sarja, cetim, cesta e leno, como mostra a Figura 26. No arranjo simples cada fio da urdidura atravessa alternadamente por cima e por baixo cada fio da trama, gerando um tecido de fácil confecção e simetria. Porém, devido a excessiva curvatura das fibras, as propriedades mecânicas são relativamente inferiores em comparação com outros arranjos de tecido. Já no tecido em sarja uma ou mais fibras da urdidura se entrelaçam de maneira alternada sobre e sob duas ou mais fibras da trama de maneira uniforme e repetitiva, gerando uma redução na ondulação das fibras e propriedades mecânicas ligeiramente superiores. Os tecidos de cetim são uma variação do arranjo de sarja, no entanto, são projetados para ter menos cruzamentos entre os fios de urdidura e trama, o que acarreta em boas propriedades mecânicas. O arranjo em cesta é caracterizado pela similaridade com o arranjo simples, exceto que duas ou mais fibras da urdidura se entrelaçam alternadamente com duas ou mais fibras da trama, produzindo um tecido mais plano e com propriedades melhores que o arranjo simples. Por fim, a trama em leno é também uma forma de arranjo simples em que as fibras da urdidura são torcidas em torno das fibras consecutivas da trama, formando um par em espiral. Esse tipo de arranjo é normalmente utilizado em conjunto com outro estilos de trama (32).

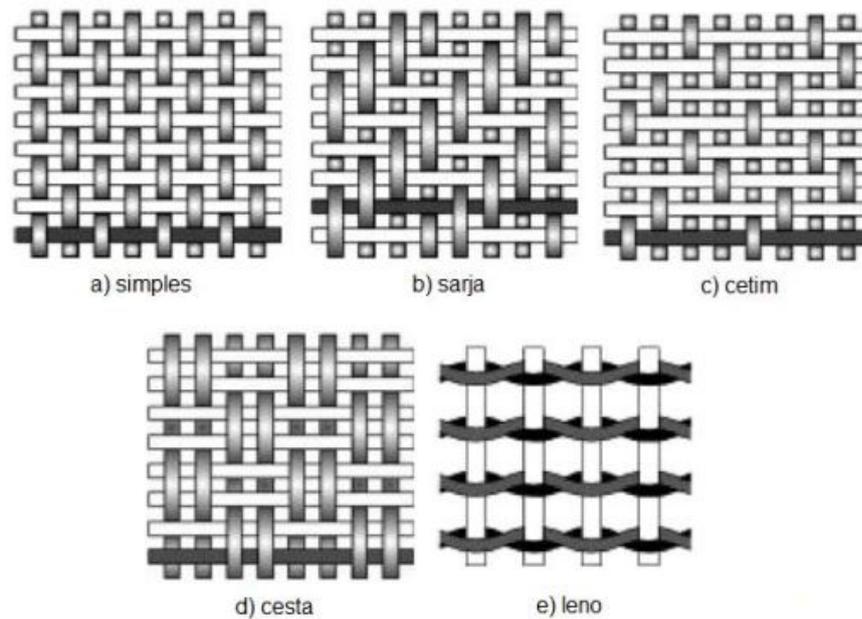


Figura 26 – Tipos de arranjos: (a) simples, (b) sarja, (c) cetim, (d) cesta e (e) leno. (32)

Além do tipo de arranjo, o número de fibras por fio, o seu grau de torção, a densidade e a razão entre os números de fios em cada direção (urdidura e trama) influenciam as propriedades dos compósitos, uma vez que alteram a fração volumétrica de fibra e, conseqüentemente, a sua molhabilidade pela matriz (73).

Ao analisar os fenômenos balísticos, é fundamental uma cuidadosa concepção das diferentes arquiteturas de trama para a fabricação de compósitos reforçados com tecidos, por isso, diversos trabalhos numéricos, analíticos e experimentais dedicam-se a avaliar o efeito do arranjo dessas fibras na absorção de energia e nos mecanismos de falha decorrentes do impacto de um projétil (24).

## 2.6 Compósito Híbrido

A utilização de dois ou mais tipos de fibras em uma mesma matriz define uma nova categoria de compósito reforçado com fibras, o compósito híbrido. As propriedades dos híbridos tendem a ser melhores que as propriedades dos compósitos reforçados com apenas um tipo de fibra, principalmente quando são utilizadas fibras naturais e fibras sintéticas, gerando um equilíbrio entre baixo custo de produção/impacto ambiental e ótimas propriedades mecânicas (32).

Conforme apresentado na seção 2.2, as FNLs possuem uma microestrutura heterogênea, o que resulta em propriedades não uniformes. Isso constitui uma desvantagem para a sua aplicação em materiais de engenharia, uma vez que a falta de homogeneidade em suas propriedades diminui a confiabilidade do material, sobretudo em aplicações estruturais e,

em particular, balísticas (8). Além disso, os compósitos reforçados com FNLs possuem uma durabilidade reduzida devido à natureza biodegradável das fibras naturais. Entretanto, o custo de produção dos compósitos reforçados com fibras sintéticas é substancialmente superior, com um impacto ambiental significativo tanto na produção quanto no descarte desses materiais (74).

Portanto, fibras com baixa densidade, mais baratas e biodegradáveis (FNLs), tornam o compósito híbrido mais leve, reduzem o custo da sua produção e resultam em materiais mais sustentáveis, enquanto as fibras de alta resistência e propriedades mecânicas uniformes (sintéticas) contribuem para uma maior capacidade de suporte de carga, absorção de energia em impactos e maior rigidez do compósito. Em resumo, o desempenho dos compósitos híbridos é o resultado do equilíbrio entre desvantagens e vantagens de cada fibra individual.

No entanto, a hibridização pode ser realizada não apenas pela combinação de fibras naturais e sintéticas, mas também pela combinação de diferentes fibras naturais, ou por uma combinação de diferentes fibras sintéticas (74). Assim, muitos pesquisadores estão explorando a viabilidade e o desempenho de compósitos híbridos unindo fibras diversas, como demonstrado no Quadro 1.

Quadro 1 – Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras

Compósito Híbrido	Tipo de fibras	Ano de publicação	Referência
Sintética/Sintética	aramida/vidro	2022	(75)
	aramida/carbono	2021; 2023	(76);(77)
	carbono/aramida/UHMWPE	2023	(78)
Natural/Natural	malva/juta	2017	(79)
	juta/sisal	2019	(80)
	juta/curauá	2019	(80)
	dendê/kenaf	2020	(81)
	sisal/caryota	2021	(82)
Sintética/Natural	aramida/kenaf	2015; 2018	(83);(84)
	vidro/bambu	2019	(85)
	aramida/coco	2019	(86)
	vidro/juta	2022	(87)
	aramida/curauá	2023	(88)

Fonte: O Autor

Üstün, Toksoy e Tanoğlu(75) investigaram o efeito da hibridização no desempenho mecânico e balístico de estruturas compósitas de resina epóxi reforçadas com fibras de aramida de arranjo do tipo sarja e fibras de vidro de trama simples. Os compósitos híbridos foram preparados com uma proporção de 64% de peso de fibras, com duas configurações

de espessura de camadas, 50%:50% (H1) e 70%:30% (H2) para as fibras de aramida e vidro, respectivamente. O resultado do ensaio de flexão de três pontos dos painéis compósitos foram influenciados pela hibridização. Já os resultados do ensaio balístico obtidos comprovaram a existência de diferentes mecanismos de fratura, incluindo ruptura das fibras devido à tensão de cisalhamento, fissuração da matriz e delaminação. A figura 27 mostra a seção transversal do cone/cunha de deformação gerado pelo impacto do projétil nos quatro diferentes compósitos ensaiados, onde as setas indicam a direção do impacto.

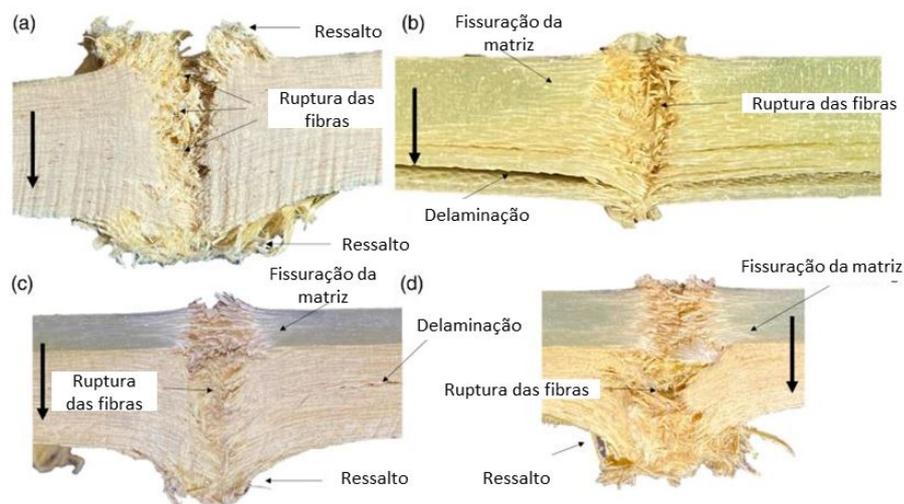


Figura 27 – Mecanismos de fratura dos compósitos (a) A, (b) E, (c) H1, (d) H2. Adaptado de (75)

Portanto, percebe-se que no compósito reforçado apenas por fibras de aramida (a) o principal mecanismo de deformação foi a quebra das fibras, enquanto no compósito reforçado com fibras de vidro (b) houve predominância da delaminação. As estruturas híbridas H1 (c) e H2 (d) sofreram quebra das fibras, delaminação e abaulamento do compósito durante a penetração do projétil. Nos compósitos híbridos H1 e H2, devido à presença de uma camada de tecido de fibra de vidro na frente, as camadas de aramida tiveram tempo suficiente de delaminação e abaulamento. Isso resultou em uma maior absorção de energia e um desempenho balístico aprimorado para as estruturas compostas híbridas. A área de deformação após o teste balístico, destacada com linhas pretas, é ilustrada na Figura 28. Como resultado, constatou-se que as camadas de tecido de fibra de vidro, combinadas com as camadas de tecido de aramida, aumentaram a capacidade de absorção de energia dos compósitos híbridos, resultando em uma melhoria no desempenho balístico.

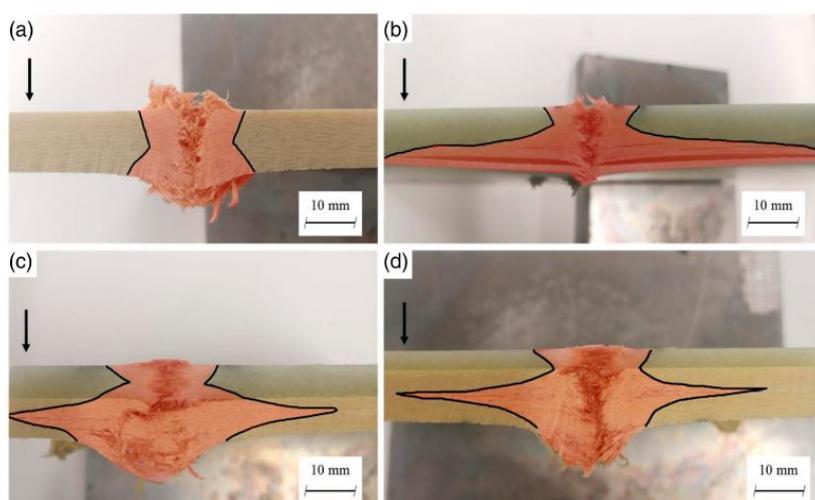


Figura 28 – Área de Deformação dos compósitos (a) A (b) E, (c) H1 (d) H2. (75)

As fibras de carbono e aramida são amplamente utilizadas na indústria como materiais têxteis de alto desempenho e, por conta disso, Xu et al.(77) propuseram um método de elementos finitos para investigar o efeito da espessura da camada e da sequência de empilhamento no comportamento balístico do compósito. Os corpos de prova de matriz epóxi foram produzidos contendo 2 camadas de fibra de carbono (C) e aramida (A), cujas camadas individuais continham espessuras variáveis, mas com espessura total de 10 mm, conforme ilustrado na Figura 29, totalizando 18 configurações diferentes.

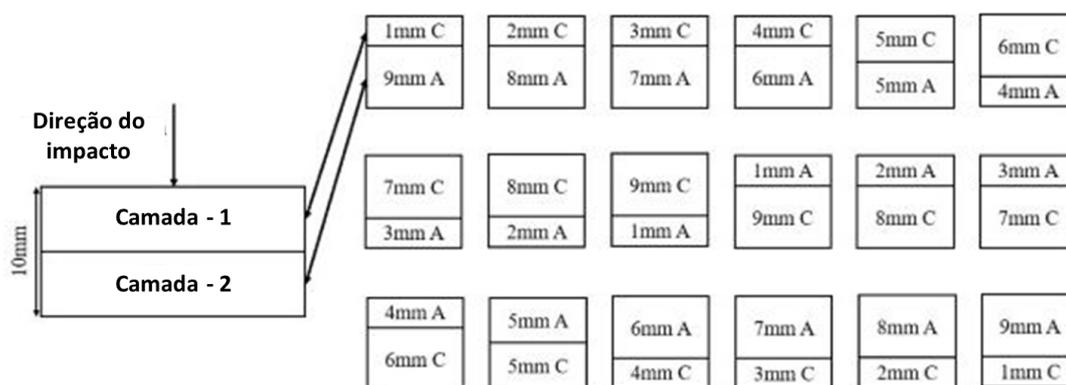


Figura 29 – Sequências de empilhamento de compósito híbrido de aramida/carbono. Adaptado de (77)

Portanto, com base na simulação do impacto provocado por um projétil de calibre 7,62mm, foi confirmado que a amostra em que o impacto ocorre na face da camada de aramida demonstra um desempenho superior em termos de resistência ao impacto balístico em comparação com a amostra em que o impacto atinge a face da fibra de carbono. Além disso, o compósito híbrido com uma espessura de 9 mm de aramida e 1 mm de fibra de carbono apresenta a maior resistência ao impacto balístico com o menor peso.

O comportamento balístico de compósito laminado híbrido reforçado com tecido de

fibra de carbono, Kevlar e UHMWPE foi investigado por Li et al.(78) através de ensaios e comparado às estimativas obtidas pelo modelo de elementos finitos desenvolvido. O compósito foi fabricado a partir do empilhamento de cinco camadas de fibra de carbono na superfície de impacto, seguidas por doze camadas de tecido de Kevlar e seis camadas de tecido de UHMWPE na parte de trás, denominado C5 K12 PE6. Para efeito de comparação, um compósito de matriz epóxi, reforçado apenas com tecido de Kevlar e com espessura semelhante ao compósito híbrido, foi preparado, resultando em um total de vinte e sete camadas, denominado K27. Portanto, constatou-se que a capacidade de absorção de energia do compósito híbrido pode ser aprimorada em 16,4% em relação ao compósito de matriz epóxi reforçado apenas com tecido de Kevlar. Esse resultado está associado ao fato de que os compósitos híbridos apresentam maior deformação transversal e maior tempo de interação entre o projétil e as camadas intermediária (Kevlar) e posterior (UHMWPE). Além disso, nas primeiras cinco camadas, ambos os compósitos (C5 K12 PE6 e K27) exibem capacidade de absorção de energia semelhante. Isso pois, as camadas frontais não possuem tempo suficiente para responder à carga de impacto antes de falhar, independentemente do tipo de material.

Dessa forma, as camadas frontais são submetidas a elevadas tensões de cisalhamento durante a fase inicial do processo de penetração. À medida que a velocidade de impacto diminui, observa-se o estiramento das fibras do tecido e a delaminação do compósito. A velocidade do projétil reduz consideravelmente, culminando na perfuração final do compósito. A intensidade da delaminação torna-se mais pronunciada nas interfaces entre os tecidos de fibra de carbono e Kevlar e entre o tecido de Kevlar e o de UHMWPE, devido à incompatibilidade entre as diferentes camadas de tecido. A delaminação resulta em uma grande deformação transversal nas camadas de Kevlar e UHMWPE, o que leva a maior resistência graças ao aumento do tempo de interação entre o projétil e o compósito híbrido. Portanto, mais energia de impacto pode ser absorvida e, conseqüentemente, maior é a resistência à penetração do que o observado no compósito K27.

Nascimento et al.(79) utilizaram tecidos de malva e juta para reforçar uma matriz epóxi visando desenvolver placas laminadas destinadas a servir como camada intermediária em sistemas de blindagem multicamadas. Portanto, a pesquisa explorou a viabilidade de substituir o Kevlar por três outras opções de tecidos naturais, sendo um composto por 100% de malva e outros dois tecidos híbrido compostos por 70% malva e 30% juta e outro com 50% malva e 50% juta. Os resultados dos ensaios balísticos provaram que tais compósitos foram capazes de impedir uma indentação superior a 44 mm, atendendo aos requisitos estabelecidos pela NIJ. Conseqüentemente, esses materiais foram considerados apropriados para serem empregados em aplicações de blindagem balística. Além disso, a utilização do compósito híbrido reforçado com malva e juta possibilitou uma redução significativa no custo total do sistema de blindagem multicamadas em torno de 30% do custo total e uma redução de peso de cerca de 4% em comparação com tecido de aramida.

As propriedades mecânicas de tração e flexão de compósitos híbridos reforçados exclusivamente com fibras naturais como juta/sisal e juta/curauá foram estudadas por Cavalcanti et al.(80) e comparadas com as propriedades do compósito à base de fibra de juta pura. Os compósitos foram fabricados utilizando a técnica de *hand lay-up*, com uma fração volumétrica de reforço de 30% de fibras e 70% de resina epóxi. A proporção de fibras naturais utilizadas nos compósitos híbridos foi de 60% de juta e 40% das demais fibras (sisal ou curauá). Os resultados obtidos demonstraram que o processo de hibridização melhorou as propriedades de tração de todos os tipos de compósitos híbridos. A resistência à tração dos compósitos de juta/curauá e juta/sisal não tratados aumentou aproximadamente 77% e 68%, respectivamente, em comparação com os compósitos de juta pura não tratada. Além disso, a resistência à flexão dos compósitos híbridos apresentaram aumento com a incorporação de fibras, no entanto, os ensaios evidenciaram que o tratamento alcalino teve efeito positivo nas propriedades de flexão do compósito juta/sisal, quando comparado com a condição não tratada, enquanto o tratamento misto de alcalinização e silanização teve impacto positivo no compósito juta/curauá. Portanto, assim como a hibridização das fibras naturais na matriz epóxi, os tratamentos aplicados às fibras também tiveram diferentes efeitos nas propriedades mecânicas dos compósitos híbridos.

Hanan, Jawaid e Tahir(81) conduziram uma série de experimentos com o objetivo de investigar o efeito da hibridização da fibra kenaf e da fibra do dendê nas propriedades mecânicas de compósitos de matriz epóxi. Os compósitos híbridos foram fabricados por meio da técnica de *hand lay-up*, mantendo diferentes proporções de peso de fibras de dendê e de kenaf como 4:1, 1:1 e 1:4, respectivamente, totalizando 50% em peso de fase reforço. Os resultados demonstraram uma melhoria significativa nas propriedades de tração e flexão à medida que o teor de fibra de kenaf aumentava. Isso ocorreu porque as fibras de kenaf têm a capacidade de suportar uma carga mais elevada durante a transferência de forças, resultando em um aprimoramento das propriedades mecânicas do compósito híbrido com matriz epóxi.

Atmakuri et al.(82) investigaram a influência da hibridização das fibras de sisal (S) e caryota (C) nas propriedades de tração e flexão do compósito de matriz polimérica em comparação com compósitos reforçados apenas com as fibras individuais. Os compósitos híbridos foram desenvolvidos com 40% de fração volumétrica de reforço (fibras), sendo um total de cinco amostras diferentes, cada uma com proporções de fibra variando entre 40% (para os compósito reforçados apenas com um tipo de fibra) e 15%, 20%, 25% (40C/0S, 25C/15S, 20C/20S, 15C/25S, 0C/40S). A Figura 30 mostra os resultados do ensaio de tração dos cinco compósitos e pode-se observar que os híbridos apresentaram resistência a tração maior que os compósitos 40C/0S e 0C/40S. Notavelmente, o compósito 15C/25S obteve o desempenho mais significativo, com 38,2 MPa. Esse comportamento pode ser atribuído às melhores propriedades da fibra de sisal em comparação à fibra de caryota, além do fato de que o aumento do teor de fibras individuais de sisal resulta na aglomeração

dessas fibras e, conseqüentemente, na perda de resistência.

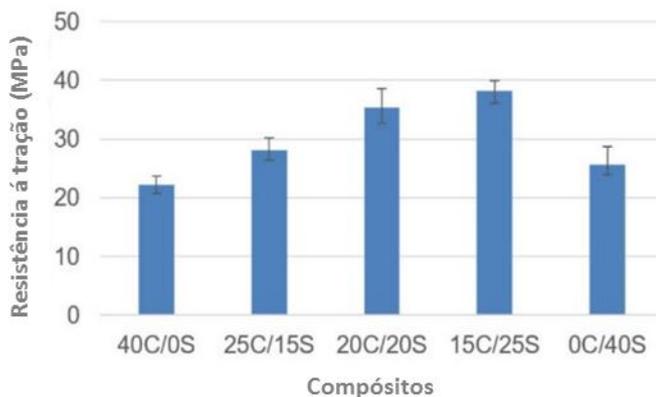


Figura 30 – Resistência à tração dos cinco diferentes compósitos. Adaptado de (82)

No que diz respeito às propriedades de flexão, observou-se uma tendência semelhante àquelas observadas nas propriedades de tração. Conseqüentemente, os compósitos híbridos demonstraram melhor desempenho, com a configuração 15C/25S alcançando a maior resistência à flexão, a 89,16 MPa, enquanto o compósito reforçado apenas com fibra de caryota apresentou a menor resistência, atingindo 64,09 MPa, conforme ilustrado no gráfico da Figura 31.

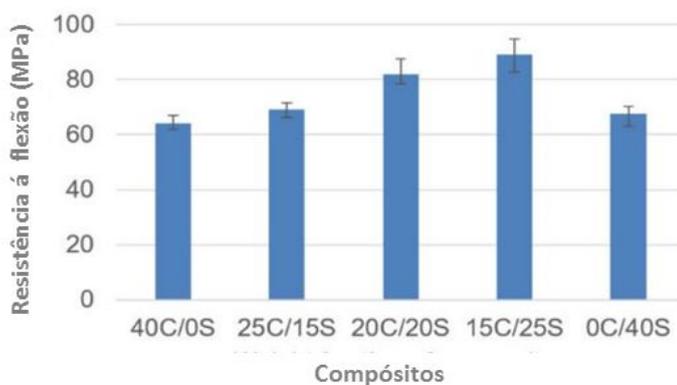


Figura 31 – Resistência à flexão dos cinco diferentes compósitos. Adaptado de (82)

Embora tenham sido conduzidas inúmeras pesquisas na área de compósitos reforçados exclusivamente com fibras naturais, a aplicação potencialmente mais promissora dessas fibras em compósitos balísticos ocorre quando são combinadas com fibras sintéticas. Isso possibilita a redução dos custos de produção desses materiais ao substituir parte das fibras sintéticas, sem afetar e, em alguns casos, até melhorando o peso do sistema e o desempenho balístico. Além disso, essa hibridização contribui para a diminuição do impacto ambiental associado à produção das fibras sintéticas e ao descarte de compósitos balísticos reforçados exclusivamente com elas (17).

Salman e Leman(84), em seu estudo, analisaram as propriedades balísticas de compósitos com matriz de polivinil butirato (PVB) reforçado com tecido de kenaf e fibras de aramida. A combinação de compósitos híbridos de PVB reforçado com aramida/kenaf demonstrou com êxito a capacidade de resistir à fragmentação e fornecer proteção balística contra munição de calibre 9 mm, atendendo aos padrões de ameaça de nível II-A (de acordo com a NIJ).

Meliande et al.(88) analisaram o desempenho de compósitos reforçados com tecido de aramida e manta não tecida de curauá para aplicação em capacetes balísticos. A fim de analisar a eficiência do compósito híbrido, foram também investigadas compósitos laminados de matriz epóxi reforçados apenas com tecido de aramida e com 73% de fração volumétrica e compósito reforçado apenas com manta de curauá com 58% de fração volumétrica. A caracterização balística dos compósitos foi realizada através do ensaio de velocidade residual que forneceu uma estimativa do limite balístico e da energia absorvida e, conseqüentemente, foi possível determinar o nível de proteção do capacete proposto. De acordo com os resultados obtidos, verificou-se que as fibras de curauá de forma descontínua e desalinhadas, característico das mantas, reduziu a capacidade de resistência balística do compósitos. Além disso, a substituição de camadas de tecido de Kevlar por tecido de curauá resultou em uma notável diminuição na capacidade de deformação transversal e na propensão à delaminação do compósito híbrido, reduzindo a resistência ao impacto do material. Isso pois, para aplicações balísticas, efeitos relacionados a delaminação podem resultar em um importante mecanismo de absorção de energia, além de permitir que os fios/fibras se desprendam, possibilitando sua máxima deformação até a fratura.

### 2.6.1 Influência da Sequência de Empilhamento das Fibras nas Propriedades do Compósito

As propriedades mecânicas, especialmente as balísticas, dos compósitos híbridos dependem de vários fatores, tais como as características das fibras que os constituem, o tipo de material utilizado como matriz, a arquitetura da trama de tecidos, a orientação das fibras e a sequência de empilhamento das camadas. Desta forma, muitas pesquisas estão sendo desenvolvidas com o objetivo de analisar e compreender a influência das diversas formas de empilhar camadas de diferentes fibras (24).

Yahaya et al.(83), em seu trabalho buscaram verificar o efeito da sequência de empilhamento de camadas de tecido de kenaf (k) e Kevlar (A) em compósitos de matriz epóxi nas propriedades mecânicas de tração, flexão e impacto. Foram produzidas três diferentes configurações de compósitos híbridos, sendo dois deles constituídos por três camadas de tecido e o outro composto por quatro camadas. Amostras puras de kenaf/epóxi e Kevlar/epóxi também foram fabricadas para efeito de comparação com os compósitos híbridos. A Figura 32 ilustra as cinco amostras diferentes que foram submetidas aos ensaios.

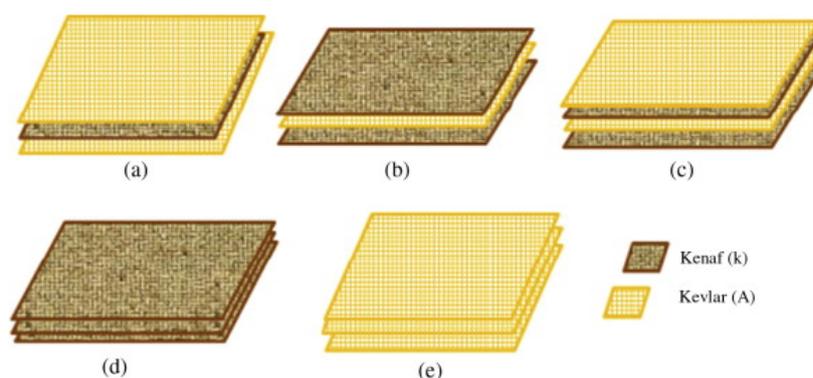


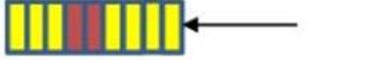
Figura 32 – Ilustração da configuração dos compósitos (a) A/k/A (b) k/A/k (c) A/k/A/k (d) k/E e (e) Kevlar/epóxi. (83)

Os resultados do ensaio de tração indicaram que o compósito A/k/A (Kevlar/kenaf/Kevlar) exibe uma resistência à tração ligeiramente superior (8%) em relação ao compósito k/A/k (kenaf/Kevlar/kenaf). Além disso, a deformação final do compósito A/k/A é superior aos compósitos k/A/k e A/k/A/k o que indica que a disposição de tecido de aramida de alta resistência na camada externa e camadas de tecido kenaf de menor resistência internamente melhora as propriedades de tração do compósito. A amostra híbrida de 3 camadas apresentou uma resistência média à tração de 99,4 MPa, enquanto a resistência média à tração dos laminados híbridos de 4 camadas foi de 123 MPa. Portanto, o aumento da resistência à tração do compósito híbrido de 4 camadas é atribuído à adição de mais uma camada de Kevlar. Quanto aos resultados de flexão, observou-se que os compósitos kenaf/epóxi apresentaram menor resistência à flexão entre as amostras ensaiadas, os compósitos Kevlar/epóxi apresentaram os maiores resultados e, como era esperado, os compósitos híbridos exibiram propriedades intermediárias. As diferentes sequências de empilhamento influenciaram nos resultados, visto que o compósito híbrido de quatro camadas cuja camada de kenaf (A/k/A/k\*) recebeu o carregamento, apresentou propriedades de flexão ligeiramente melhores em comparação com o Kevlar (A/k/A/k) como camada submetida à carga. O ensaio de impacto Charpy mostrou que os compósitos híbridos, cuja camada de impacto era composta por tecido de kenaf, obtiveram os melhores resultados.

O estudo realizado por Ali et al.(85) envolveu testes para determinar o limite balístico de compósitos híbridos de fibra de vidro e bambu. Foram utilizadas amostras com um total de 22 camadas, com duas sequências de empilhamento diferentes. Uma delas consistia em 9 camadas de tecido de fibra de vidro, seguidas por 4 camadas de tecido de fibra de bambu, e, por fim, mais 9 camadas de tecido de fibra de vidro (configuração 9:4:9 WEG:WB:WEG). A outra configuração consistia em 18 camadas de tecido de fibra de bambu e mais 4 camadas de tecido de fibra de vidro (configuração 18:4 WB:WEG). O compósito 18:4 WB:WEG foi capaz de suportar o projétil a uma velocidade de até 482 m/s

(limite balístico), superando a velocidade mínima necessária para atender aos padrões do Nível IIIA do Instituto Nacional de Padrões de Justiça (NIJ). Enquanto que o compósito 9:4:9 WEG:WB:WEG alcançou o nível II de acordo com a norma internacional NIJ.

Naveen et al.(86) conduziram um estudo no qual desenvolveram compósitos híbridos por meio da combinação de resina epóxi reforçada com fibras de Kevlar e fibras de coco (CSs). As fibras de coco foram extraídas da região da bainha do coqueiro, onde existe um tecido produzido naturalmente, cujo arranjo é bastante diferente dos padrões de tecelagem comerciais. Os compósitos laminados foram fabricados com 9 e 12 camadas de Kevlar® e CSs seguindo cinco diferentes sequências de empilhamento (S1-S5), como ilustrado na Figura 33.

Simbologia	Número de camadas		Fração mássica de fibra (%)		Densidade de área (kg/m <sup>2</sup> )	Sequência de empilhamento
	K	CS	K	CS		
9S1	9	0	27.2	0	7.25	
9S2	7	2	19.64	8.6	7.37	
9S3	5	4	13.78	16.04	7.98	
9S4	2	7	5.2	26.04	8.46	
9S5	0	9	0	34.04	8.9	
12S1	12	0	32	0	7.81	
12S2	9	3	21.8	10.58	8.01	
12S3	6	6	12.3	17.89	8.47	
12S4	3	9	5.5	24.4	8.69	
12S5	0	12	0	31.7	8.89	

K – Kevlar  CS – Tecido natural de fibra de coco 

Figura 33 – Símbolo dos laminados e sua correspondente fração de peso e sequência de empilhamento. Adaptado de (86)

Para avaliar o desempenho balístico dos compósitos foi utilizado uma pistola de ar comprimido e munição com calibre de 8mm, capaz de atingir o alvo a uma velocidade de cerca de 300 a 320 m/s. Os resultados dos ensaios de velocidade residual revelaram que o laminado 9S1 apresentou a menor absorção de energia, apesar de todas as suas nove camadas serem compostas por tecido Kevlar®. Os laminados híbridos 9S2 exibiram absorção de energia de 6,9% maior que os compósitos laminados 9S1 devido à substituição de 2 camadas de Kevlar® por CS. Da mesma forma, os laminados híbridos 9S3 e 9S4 possuem

absorção de energia 21,7% e 28% maior do que os compósitos puros de Kevlar®/epóxi (9S1). Os compósitos de matriz epóxi reforçados apenas com tecido natural de coco (9S5) exibiram maior absorção de energia entre os compósitos laminados de 9 camadas, com um aumento de 30% em relação aos compósitos de epóxi reforçados apenas com tecido Kevlar® (9S1). Tal comportamento foi observado de maneira semelhante nos compósitos de 12 camadas, onde o compósito 12S1 teve a menor absorção de energia. Os compósitos híbridos 12S2, 12S3, 12S4 e 12S5 apresentaram absorção de energia 3,2%, 11,2%, 18,6% e 20% maior que os laminados 12S1, respectivamente. A Figura 34 ilustra essa relação, através do gráfico, para cada tipo de compósito.

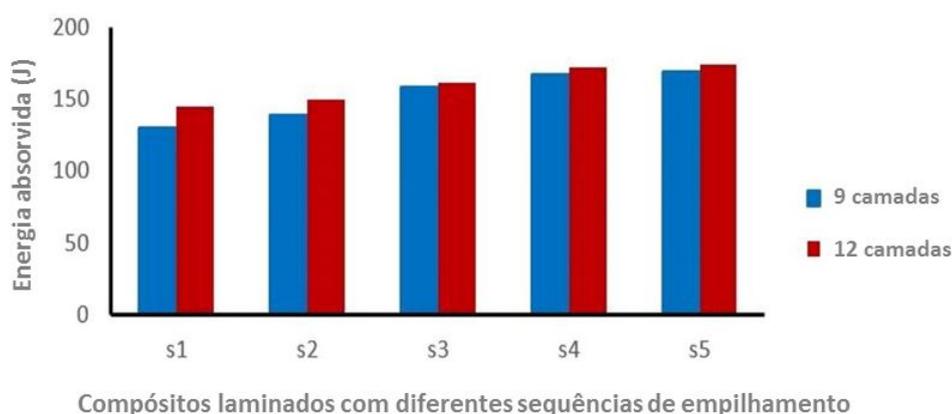


Figura 34 – Absorção de energia dos compósitos laminados. Adaptado de (86)

Além disso, percebe-se que ao aumentar o número de camadas, os compósitos laminados têm a capacidade de absorver mais energia. Isso é evidenciado pelo fato de que a absorção de energia do laminado 12S1, composto por 12 camadas exclusivamente de Kevlar®, é 11,3% maior do que a dos compósitos laminados 9S1, que contêm apenas 9 camadas de Kevlar®. Da mesma forma, os compósitos laminados 12S5, com 12 camadas de tecido de fibra de coco, apresentaram uma absorção de energia 2,53% maior do que os laminados 9S5.

Devido à ligeira variação na espessura e na diferença de densidade dos constituintes dos compósitos laminados, a absorção de energia foi normalizada em função da densidade de área das amostras. A Figura 35 mostra a absorção específica de energia dos compósitos de 9 e 12 camadas, apresentando uma tendência semelhante à mostrada na Figura 34. Os compósitos 12S5 e 9S5 exibem uma absorção de energia maior que os compósitos 12S1 e 9S1. Dessa forma, observa-se que a incorporação de tecido de Kevlar e tecido de fibras de coco em uma matriz polimérica resultou em uma melhoria no desempenho balístico quando comparado aos compósitos convencionais de Kevlar e epóxi.

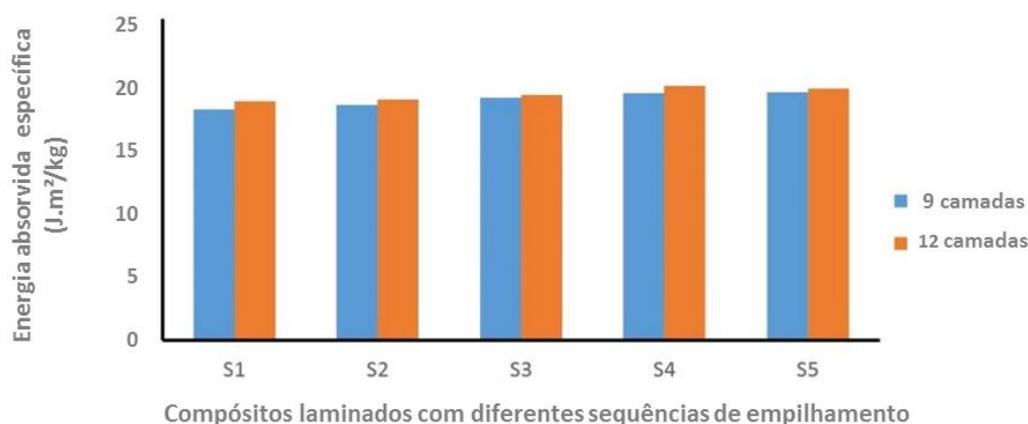


Figura 35 – Absorção específica de energia dos compósitos laminados. Adaptado de (86)

No estudo desenvolvido por Alkhatib, Mahdi e Dean(76), foram investigadas placas de compósitos híbridos destinadas à proteção balística, por meio da análise da profundidade de indentação gerada pelo impacto de um projétil. Os compósitos foram fabricados a partir de dois tipos de tecido de fibras sintéticas: carbono e aramida (Kevlar). Para analisar o efeito da hibridização e das sequências de empilhamento, duas configurações diferentes foram analisadas com compósito reforçado apenas por tecido de Kevlar (KFRP40), sendo todos constituídos por 40 camadas de tecido no total. Dessa forma, um dos compósitos híbridos era formado por quatro camadas de fibra de carbono, seguido por mais seis camadas de tecido de Kevlar, repetindo essa sequência quatro vezes, totalizando 40 camadas ([CFRP4/KFRP6]4). Já a segunda configuração do compósito híbrido era constituída por dez camadas de fibra de carbono, seguidas por mais trinta camadas de tecido de Kevlar ([CFRP10/KFRP30]). Os resultados dos ensaios balísticos revelaram que o compósito híbrido [CFRP4/KFRP6]4 não foi capaz de impedir a penetração completa do projétil, indicando que a introdução de camadas de fibra de carbono entre as camadas de Kevlar reduziu as propriedades balísticas do compósito. No entanto, o compósito híbrido com trinta camadas de Kevlar ([CFRP10/KFRP30]) conseguiu absorver totalmente a energia do projétil e o valor da indentação ficou abaixo do limite estabelecido pela norma internacional NIJ (44mm). Assim, os pesquisadores concluíram que a sequência de empilhamento do material tem um impacto significativo no mecanismo de dissipação de energia das placas compósitas híbridas e, conseqüentemente, na sua capacidade de absorção de energia.

Ghani et al.(87) investigaram o efeito de seis diferentes sequências de empilhamento de camadas de tecido, utilizando fibras de juta (J) e vidro (G), nas propriedades mecânicas de compósitos híbridos à base de poli(butileno succinato), um poliéster biodegradável conhecido como PBS. A Figura 36 ilustra a disposição das camadas dos seis compósitos híbridos e dos dois compósitos fabricados a partir de fibra de vidro pura e de juta pura. Os compósitos foram todos produzidos com cinco camadas de tecido no total.

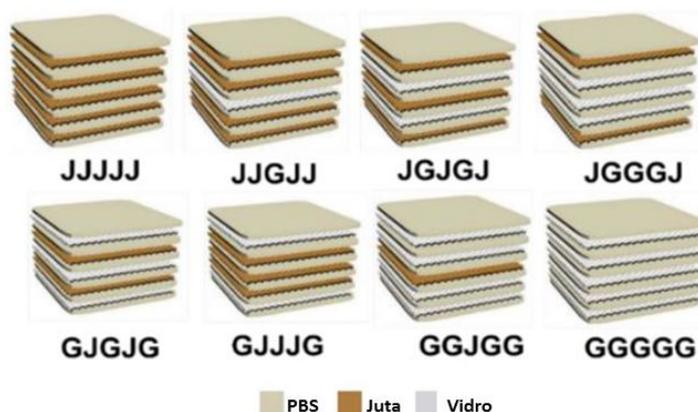


Figura 36 – Sequência de empilhamento de camadas de tecido de juta e vidro. Adaptado de (87)

Para avaliar algumas das propriedades mecânicas desses compósitos, foram realizados ensaios de tração flexão e impacto. Na Figura 37, são apresentados os resultados relativos à resistência à tração e ao módulo de elasticidade para os compósitos de juta pura (PJ), fibra de vidro puro (PG) e os seis compósitos híbridos, cada um com uma sequência distinta de empilhamento.

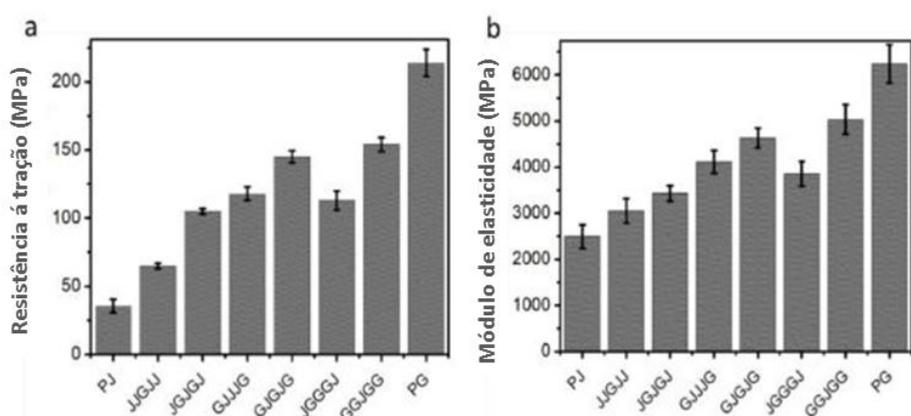


Figura 37 – Resistência à tração (a) e Módulo de elasticidade (b) dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro. Adaptado de (87)

Percebe-se que à medida que o número de camadas de fibra de vidro aumenta, as propriedades de tração dos compósitos melhoraram ainda mais, indicando uma correlação direta entre a resistência à tração e a quantidade de camadas de fibra de vidro nos compósitos. Portanto, ao comparar os compósitos híbridos com o mesmo número de camadas de fibra de juta e vidro, mas diferentes sequências de empilhamento, observou-se que o compósito com três camadas de juta e duas de vidro GJJJG apresentou um aumento de 12% na resistência à tração e 20% no módulo de elasticidade em relação ao compósito híbrido JGJGJ. De maneira semelhante, o compósito GJGJG, com duas camadas de juta e três de fibra de vidro, exibe uma resistência à tração e um módulo de elasticidade 28% e

20% maiores, respectivamente, em comparação com o compósito híbrido JGGGJ. Além disso, nota-se que tanto a resistência à tração quanto o módulo de elasticidade são mais elevados nos compósitos em que as fibras de vidro são utilizadas como camadas externas.

O ensaio de flexão de três pontos realizado por Ghani et al.(87) mostrou uma tendência semelhante ao ensaio de tração, conforme evidenciado na Figura 38 que apresenta os resultados de resistência à flexão e módulo. A adição de uma camada de fibra de vidro no compósito de juta pura resultou em melhorias de 10,62% na resistência à flexão e 22,96% no módulo. Ao comparar compósitos híbridos com o mesmo número de camadas de cada tipo de fibra, observou-se que o compósito GJJJG exibiu uma resistência à flexão e um módulo 16% e 32% maiores, respectivamente, em comparação com o compósito JGJGJ. Já o compósito GJGJG apresentou resistência à flexão e módulo 17% e 24% superiores, respectivamente, em relação ao compósito JGGGJ. Essa melhoria está associada ao uso de fibras de alta resistência e desempenho, como a fibra de vidro, nas camadas externas do compósito, aprimorando suas propriedades mecânicas. Isso ocorre porque a elevada resistência e módulo do tecido de fibra de vidro nas camadas superior e inferior suportam a carga aplicada, enquanto o interior (fibras de juta) absorve e distribui uniformemente as cargas.

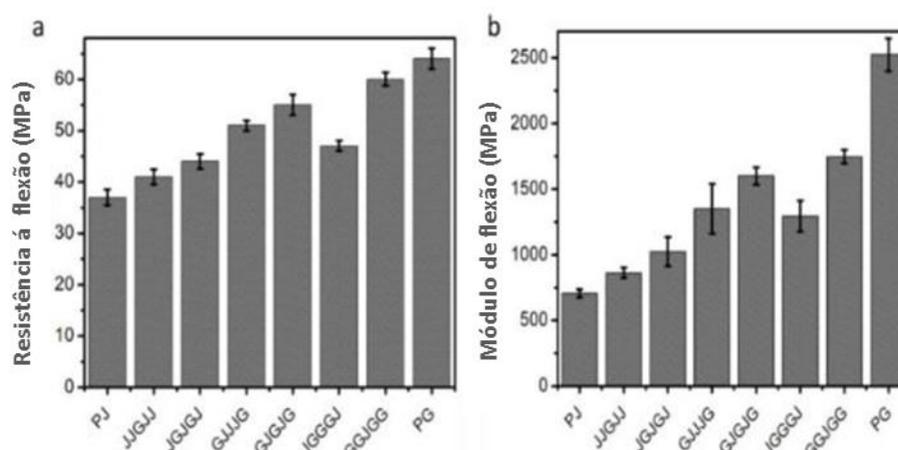


Figura 38 – Resistência à flexão (a) e Módulo de flexão (b) dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro. Adaptado de (87)

Por fim, o ensaio de impacto Izod mostrou que o incremento percentual na resistência ao impacto dos compósitos GJJJG e GJGJG foi 15% e 14% maior que JGJGJ e JGGGJ, respectivamente. Comprovando que as camadas de fibra de vidro devem ser posicionadas na superfície do compósito para assegurar os melhores resultados, efeito ainda mais expressivo do que o aumento do número de camadas de fibra de vidro, conforme constatado pela comparação dos corpos de prova JGGGJ e GJJJG, observado na Figura 39. Portanto, os autores concluíram que entre os seis tipos de compósitos híbridos, a sequência de empilhamento tem um impacto significativo nas suas propriedades mecânicas.

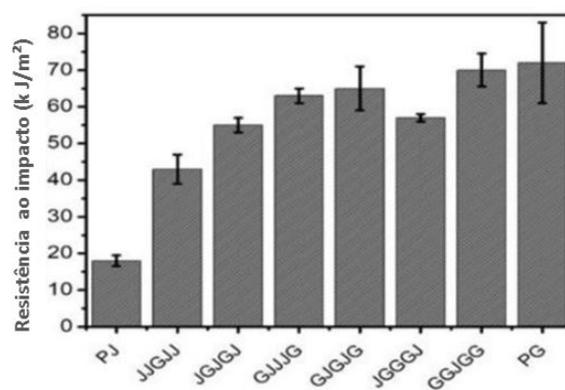


Figura 39 – Resistência ao impacto dos compósitos híbridos reforçados com fibra de juta e vidro. Adaptado de (87)

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 Aspectos Gerais

O presente estudo tem como objetivo principal analisar a influência de diferentes sequências de empilhamento de camadas de tecido de sisal e aramida no comportamento balístico, mecânico e térmico de compósitos híbridos de matriz epóxi. Para isso, foram definidas diferentes sequências de empilhamento com doze camadas de tecido para os ensaios balísticos e mecânicos e com quatro camadas de tecido para os ensaios térmicos, possibilitando a fabricação dos compósitos e a realização das caracterizações, além da análise da superfície de fratura das amostras. Com base nas caracterizações realizadas, os resultados obtidos foram discutidos estatisticamente e analisados economicamente. Todas essas atividades podem ser observadas no fluxograma da Figura 40.

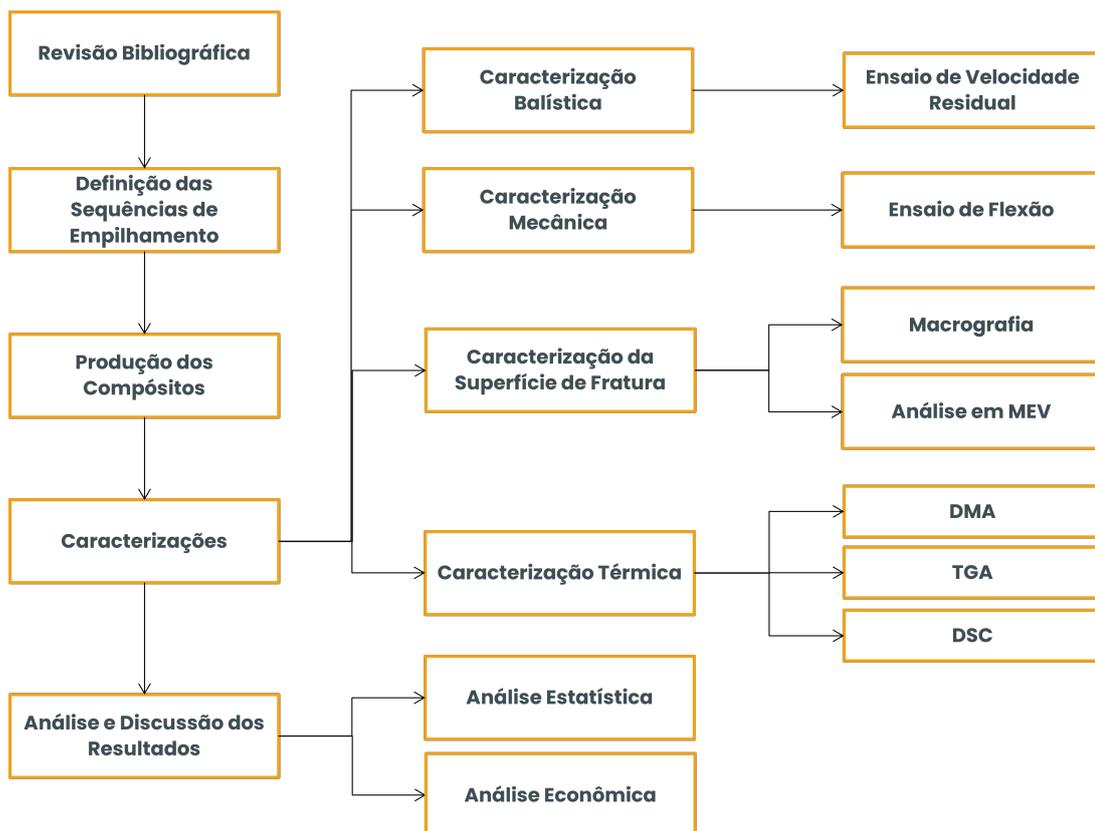


Figura 40 – Fluxograma das atividades realizadas

Fonte: O Autor

## 3.2 Materiais

### 3.2.1 Resina Epóxi

Como matriz dos compósitos analisados, foi utilizada a resina epóxi do tipo éter diglicidílico de bisfenol A (DGEBA), endurecida com trietileno tetramina (TETA), na proporção de 13 partes de endurecedor para 100 partes de resina. Ambos os componentes foram adquiridos da empresa Epoxyfiber, conforme indicado na Figura 16, pelo valor de R\$ 58,72/kg.



Figura 41 – Resina epóxi (Componente A) e endurecedor (Componente B)

Fonte: O Autor

A escolha desse tipo de polímero termorrígido foi fundamentada não apenas em suas propriedades mecânicas, como detalhado na seção 2.4.1, mas também no seu custo reduzido e na facilidade de aquisição do material. A densidade da resina epóxi, utilizada nos cálculos de fração volumétrica, foi considerada de  $1,14 \text{ g/cm}^3$ , conforme informado pelo fabricante.

### 3.2.2 Fibra de Aramida

O tecido de aramida utilizado como reforço nos compósitos híbridos foi do tipo Twaron® CT709, fabricado pela empresa Teijin Aramid, cujas especificações podem ser observadas na Tabela 7. Vale ressaltar que a unidade de densidade linear (dtex) é usualmente utilizada para caracterizar fios contínuos e pode ser definida como o peso, em gramas, de cada 10.000 metros de fibra/fio (89). Portanto, 930 dtex significa que o tecido em questão contém 930 g a cada 10.000 m de fibra/fio.

Tabela 7 – Especificações do tecido de aramida utilizado

Tipo	Densidade linear	Arranjo	Densidade	Densidade de área	Espessura
Twaron® CT709	930 dtex	Simplex	1,45 g/cm <sup>3</sup>	200 g/m <sup>2</sup>	0,30 mm

Fonte: Adaptado de (90)

O tecido foi adquirido pelo valor de R\$ 276,89/kg e fornecido em uma bobina de 100 m de comprimento por 1,6 m de largura. No entanto, para este trabalho, foram utilizadas camadas do tecido de aramida com 11,5 x 14,5 cm de dimensões, e por isso, foi necessário cortar os pedaços de tecido do rolo principal com o auxílio de tesoura apropriada e fita dupla face, como mostra as Figuras 42 e 43. Após o corte, foi realizada a pesagem de cada camada de tecido de aramida, através de uma balança de precisão, constatando que cada pedaço pesava cerca de 3,3 g.

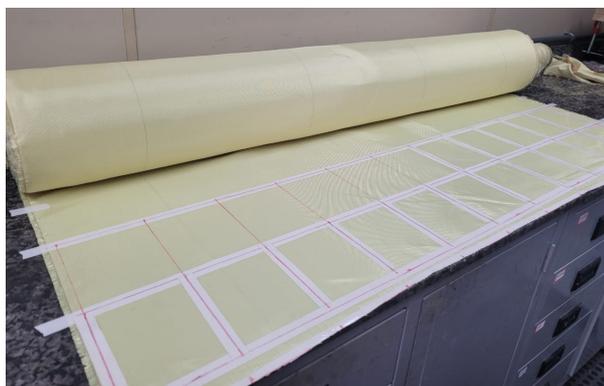


Figura 42 – Rolo de tecido de aramida com marcações realizadas com fita dupla face

Fonte: O Autor



Figura 43 – Tecido de aramida com 11,5 x 14,5 cm

Fonte: O Autor

### 3.2.3 Tecido de Sisal

A fibra de sisal, também empregada como reforço dos compósitos híbridos, foi adquirida na forma de tecido por meio da empresa Sisalsul - Fibras Naturais, através de rolos com 25 m de comprimento por 1,5 m de largura. O tecido adquirido é composto exclusivamente por sisal e possui arranjo do tipo simples, cujo valor de compra foi de R\$ 34,00/kg. Assim como as camadas de tecido de aramida, o tecido de sisal foi utilizado com dimensões de 11,5 x 14,5 cm, conforme mostra a Figura 44.



Figura 44 – Tecido de sisal com 11,5 x 14,5 cm

Fonte: O Autor

As FNLs, como mencionado na seção 2.2, tendem a absorver umidade do ambiente, o que pode ser prejudicial para as propriedades dos compósitos. Por conta disso, antes do tecido ser incorporado como reforço na matriz polimérica, as camadas, já cortadas nas dimensões finais, foram levadas a estufa por um período mínimo de 48h a uma temperatura de cerca de 60°C, a fim de reduzir ao máximo seu teor de umidade (91). Antes do processo de secagem, cada camada de sisal pesava cerca de 21,9 g, e após o tempo indicado na estufa, cada camada de tecido de sisal passou a pesar 19,4 g, o que representa uma redução de 11% no teor de umidade.

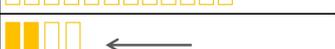
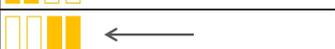
A densidade do sisal considerada nos cálculos da porcentagem de fração volumétrica neste trabalho foi estabelecida como uma média entre os valores encontrados na literatura (Tabela 4), ou seja, 1,38 g/cm<sup>3</sup>.

## 3.3 Métodos

### 3.3.1 Produção dos Compósitos

Foram propostas duas principais condições, com base nas características e nas limitações de cada ensaio realizado: uma condição composta por nove diferentes sequências de empilhamento, utilizando 12 camadas de tecido como parâmetro a ser seguido em todas essas sequências; e outra condição composta por outras seis diferentes sequências de empilhamento, respeitando como parâmetro 4 camadas de tecido de reforço.

Para o ensaio balístico e de flexão foram fabricados compósitos híbridos com sete diferentes sequências de empilhamento de tecido de aramida e sisal, totalizando sempre 12 camadas. Para fins comparativos, foram fabricadas também mais dois compósitos reforçados apenas com tecido de sisal e outro apenas com tecido de aramida, resultando em nove configurações. Já para os ensaios térmicos, especialmente o DMA, em função das exigências da sua respectiva norma com relação à espessura das amostras e da limitação do equipamento utilizado, foram propostas outras seis sequências de empilhamento, sendo quatro híbridas e duas para fins comparativos, porém respeitando o número de camadas em todas as configurações de 4 camadas. Essa redução na quantidade de camadas acarretou na redução da espessura das amostras, no entanto, também limitou a variedade de sequências de empilhamento que poderiam ser avaliadas. A Figura 45 mostra a nomenclatura (símbolo) dada para cada amostra, a quantidade de camadas de sisal, de aramida e o total de camadas no compósito, a fração volumétrica de cada tecido, assim como a fração volumétrica total de reforço e de resina epóxi, e por fim, uma representação esquemática das sequências de empilhamento e da face onde ocorrerá o impacto pelo projétil ou o carregamento nos ensaios de flexão e DMA, simbolizada através da seta.

Símbolo	Número de camadas			Fração Volumétrica				Sequência de Empilhamento	
	S*	A*	Total	S*	A*	Reforço	Resina		
C1-6A/6S	6	6	12	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		Projétil ou Carregamento
C1-6S/6A	6	6	12	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C1-1A/1S	6	6	12	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C1-2A/2S	6	6	12	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C1-3A/1S	3	9	12	21,30%	10,34%	31,64%	68,36%		
C1-3A/6S/3A	6	6	12	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C1-2A/8S/2A	8	4	12	41,65%	3,37%	45,02%	54,98%		
C1-12S	12	-	12	46,86%	-	46,86%	53,14%		
C1-12A	-	12	12	-	13,79%	13,79%	86,21%		
C2-2A/2S	2	2	4	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C2-2S/2A	2	2	4	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C2-1A/1S	2	2	4	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C2-1A/2S/1A	2	2	4	39,05%	6,32%	45,37%	54,63%		
C2-4S	4	-	4	44,63%	-	44,63%	55,37%		
C2-4A	-	4	4	-	25,29%	25,29%	74,71%		

\* Sisal (S)  \* Aramida (A) 

Figura 45 – Sequências de empilhamento e características dos compósitos propostos

Fonte: O Autor

A simbologia definida para cada configuração foi baseada nas duas condições propostas, com 12 camadas de tecido de reforço (C1) e com 4 camadas (C2), na quantidade de camadas de cada tecido, aramida (A) e sisal (S), na sequência de empilhamento do compósito e na face em que ocorrerá o impacto no ensaio balístico ou sofrerá o carregamento no ensaio de flexão. Dessa forma, a sequência de empilhamento C1-6A/6S é composta por um total de 12 camadas de tecido, sendo seis camadas de tecido de aramida empilhadas em bloco e mais seis camadas de tecido de sisal também em bloco, o qual a diferença desta configuração para a C1-6S/6A está na face do impacto/carregamento, onde a primeira sigla da simbologia representa a face em que sofrerá o carregamento, ou seja, para a amostra C1-6A/6S o impacto/carregamento ocorrerá na face do tecido de aramida, enquanto na amostra C1-6S/6A ocorrerá na face do tecido de sisal. Isso permitirá analisar se existe influência da camada em que o projétil ou o carregamento dos ensaios mecânicos entrará em contato. Com o objetivo de manter a ideia de sequências de empilhamento em bloco, propôs-se, para o compósito com apenas 4 camadas, as configurações do tipo C2-2A/2S e C2-2S/2A, onde a sigla C2 representa a segunda condição proposta com 4 camadas de tecido no total, sendo o compósito C2-2A/2S formado por duas camadas de aramida em bloco, seguido por mais duas de sisal em bloco, onde a face de aramida é que irá receber o carregamento nos ensaios, enquanto no compósito C2-2S/2A a única diferença é a face do impacto/carregamento, o qual ocorre na camada de tecido de sisal.

A sequência de empilhamento C1-1A/1S é caracterizada por seis camadas de sisal e seis camadas de aramida intercaladas uma a uma, já a sequência C1-2A/2S as camadas de tecido são intercaladas duas a duas. A mesma lógica é mantida para o compósito híbrido denominado de C2-1A/1S, no entanto, este é constituído por 4 camadas de tecido intercaladas, em vez de 12 camadas. O compósito C1-3A/1S é composto por três camadas de aramida em bloco intercaladas com uma camada de sisal, totalizando apenas três camadas de tecido de sisal e nove camadas de tecido de aramida. O compósito C1-3A/6S/3A é caracterizado por um modelo de "sanduíche", onde seis camadas de tecido de sisal estão entre três camadas de tecido de aramida em cada extremidade, já no compósito C1-2A/8S/2A a sequência de empilhamento é similar, oito camadas de sisal estão entre duas de aramida em cada lado. O compósito C2-1A/2S/1A também é definido como "sanduíche", onde duas camadas de sisal estão entre uma camada de aramida de cada lado. Por fim, os compósitos C1-12S e C1-12A são compostos exclusivamente por doze camadas de tecido de sisal e de aramida, respectivamente, assim como os compósitos C2-4S e C2-4A são constituídos apenas por quatro camadas de tecido de sisal e de aramida, respectivamente.

Para a produção dos compósitos propostos, foi utilizada a técnica de molde fechado *Compression molding* (CM), ou seja, a etapa de cura ocorreu sob compressão e a frio. Cada amostra foi fabricada em um molde metálico com dimensões de 15 x 12 cm e untado com graxa de silicone, para auxiliar na desmoldagem do compósito após a sua cura. A resina

epóxi (componente A) foi pesada na balança de precisão juntamente com o endurecedor (componente B) na proporção definida na seção 3.2.1. Em seguida, para cada amostra, os tecidos de aramida e sisal foram intercalados com camadas de resina epóxi, conforme as diferentes sequências de empilhamento. Após a montagem de cada configuração, o molde metálico foi fechado e levado para a prensa, onde foi realizado o processo de degasagem, cujo objetivo é eliminar ou reduzir o número de vazios existentes na matriz. A degasagem é feita através da aplicação, seguida da liberação da carga, 3 vezes para cada incremento de tonelada, ou seja, é aplicada e retirada 3 vezes a carga de 1 tonelada, seguida pelo mesmo processo com 2 toneladas, 3 toneladas e 4 toneladas, até atingir a carga final desejada de 5 toneladas. Por fim, a cura ocorreu sob tal compressão durante um período mínimo de 8h, como sugerido pelo fabricante da resina. A Figura 46 mostra as etapas citadas anteriormente, além da imagem de um compósito híbrido desmoldado após sua cura.

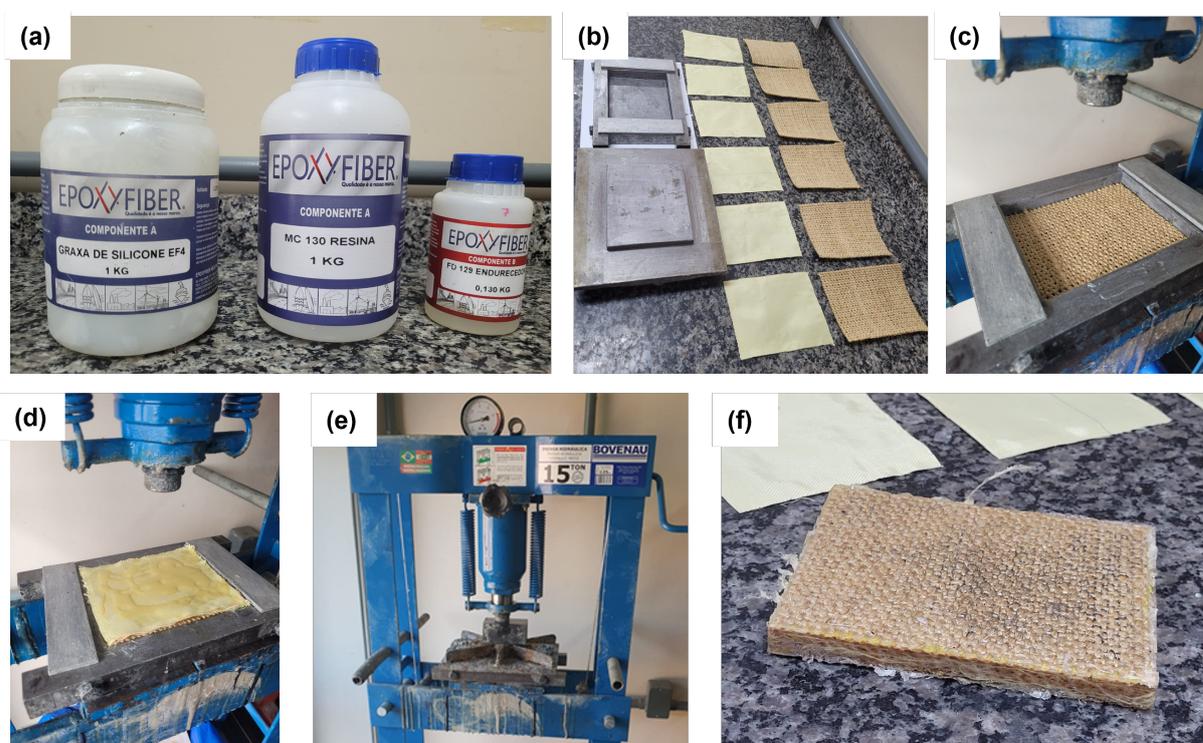


Figura 46 – Etapas de produção dos compósitos: (a) Graxa de silicone e componentes A e B da resina epóxi; (b) Molde metálico e tecidos de sisal e aramida cortados; (c) Camada de tecido de sisal no molde; (d) Camada de tecido de aramida no molde; (e) Molde fechado na prensa; (f) Compósito híbrido 6S/6A desmoldado

Fonte: O Autor

Os compósitos fabricados com 12 camadas de tecido apresentaram espessura final variando de 1,1 cm, para a sequência de empilhamento C1-12A, a 2,0 cm, para a sequência de empilhamento C1-12S. Isso pode ser explicado em virtude da diferença de espessura de cada camada de tecido, onde o tecido de fibra de sisal é mais volumoso e, conseqüentemente, apresenta maior espessura, que o de aramida. Esse mesmo fenômeno ocorreu com os compósitos com 4 camadas de reforço, onde a espessura final de cada

compósito variou entre 0,2 cm, para as amostras C2-4A e 0,7 cm, para as amostras C2-4S. Os demais compósitos híbridos, tanto para a condição 1 (12 camadas), quanto para a condição 2 (4 camadas), apresentaram espessura variando entre esses valores. Dessa forma, foi necessário realizar medições em todas as amostras, com o auxílio de um micrômetro, para determinar a espessura e, conseqüentemente, o volume real e a densidade de cada uma das configurações. Na Tabela 8 são apresentadas algumas das características físicas dos compósitos, como peso, espessura, volume e densidade, considerando uma média entre as amostras fabricadas para cada seqüência de empilhamento.

Tabela 8 – Características físicas dos compósitos produzidos

Seqüência de empilhamento	Peso (g)	Espessura média (cm)	Volume (cm <sup>3</sup> )	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )
C1-6A/6S	260,0	1,2	216	1,20
C1-6S/6A	263,3	1,2	216	1,22
C1-1A/1S	260,0	1,2	216	1,20
C1-2A/2S	261,7	1,2	216	1,21
C1-3A/1S	240,0	1,1	198	1,21
C1-3A/6S/3A	258,3	1,2	216	1,20
C1-2A/8S/2A	305,6	1,5	270	1,13
C1-12S	443,3	2,0	360	1,23
C1-12A	225,0	1,1	198	1,14
C2-2A/2S	84,0	0,4	72	1,17
C2-2S/2A	85,0	0,4	72	1,18
C2-1A/1S	87,0	0,4	72	1,21
C2-1A/2S/1A	83,8	0,4	72	1,16
C2-4S	135,2	0,7	126	1,07
C2-4A	48,7	0,2	36	1,35

Fonte: O Autor

A variação do peso médio e, conseqüentemente, da densidade de compósitos com a mesma fração volumétrica, pode ser explicada pela heterogeneidade que existe na trama do tecido de sisal, o que influencia a quantidade de fibras em um mesmo pedaço de tecido e a molhabilidade da matriz, aumentando ou diminuindo a quantidade de resina que ficará entre as camadas de tecido e entre os fios da trama dos tecidos.

### 3.3.2 Caracterização Balística

#### 3.3.2.1 Velocidade Residual

O ensaio de velocidade residual foi conduzido no Centro de Avaliações do Exército (CAEx) em conformidade com a norma internacional NIJ 0101.04 (92). Os compósitos foram caracterizados quanto ao seu comportamento mediante impacto de alta velocidade

com munições calibre 9 mm (nível IIA) e 7,62 mm (nível III). A escolha desses calibres deve-se por conta das especificações determinadas pelo Exército Brasileiro, nos quais materiais de proteção balística homologados no Brasil, devem apresentar nível de proteção a partir do IIA. No entanto, em decorrência da impossibilidade de fabricação de projéteis calibre 7,62 mm com 9,7 g, por parte da empresa responsável no Brasil, conforme especificado pela norma e apresentado na Tabela 1, foram realizados estudos internos no CAEx para adaptar a norma e conseguir atingir a mesma energia de impacto, porém com um projétil com massa inferior (9,3 g).

Para a execução do teste, as munições de calibre 7,62 mm e 9 mm são inicialmente preparadas com quantidades adequadas de pólvora. O provete, correspondente ao calibre da munição, é posicionado e o alvo (placa compósita) é colocado a uma distância de quinze metros do provete para munição calibre 7,62 mm e a uma distância de cinco metros para munição calibre 9 mm. Para detectar as velocidades de impacto e a velocidade residual, imediatamente após a colisão do projétil com o alvo, foi utilizado um radar Doppler. A Figura 47 apresenta os equipamentos mencionados e utilizados no ensaio.



Figura 47 – Equipamentos utilizados no ensaio de velocidade residual: (a) Munições 7,62 mm; (b) Provete; (c) *Setup* montado; (d) Alvo (compósito híbrido) posicionado com a mira a laser

Fonte: O Autor

O ensaio balístico foi realizado inicialmente com munição calibre 7,62mm, com o objetivo de analisar a influência das nove seqüências de empilhamento propostas na

condição 1, ou seja, com 12 camadas de reforço no total. No entanto, em função da disponibilidade de material, especificamente da quantidade de tecido de sisal, para o ensaio com munição 9 mm foram escolhidas apenas seis sequências de empilhamento dentre as nove propostas. Essa escolha foi baseada nos resultados obtidos no ensaio com munição 7,62 mm, na necessidade de avaliar a influência de camadas de tecido em bloco, incluindo a possível diferença entre o impacto do projétil na face constituída de tecido de sisal ou aramida, e intercaladas e, principalmente, excluindo os compósitos com espessura maior que a padrão. Portanto, os compósitos ensaiados com munição 9 mm foram: C1-6A/6S, C1-6S/6A, C1-1A/1S, C1-3A/1S, C1-3A/6S/3A e C1-12A. Tanto para o ensaio com munição calibre 7,62 mm, quanto para o calibre 9 mm, foram produzidas duas amostras para cada configuração. Além disso, considerando a viabilidade de fabricação dos compósitos e a necessidade de obter resultados suficientes para uma análise estatística robusta, para cada amostra foram realizados quatro disparos, o que resultou, ao término dos ensaios, em oito resultados por configuração para cada tipo de munição.

### 3.3.3 Caracterização Mecânica

#### 3.3.3.1 Ensaio de Flexão

O ensaio de flexão de três pontos foi realizado com base na norma ASTM D7264-21 (93), responsável por normatizar os procedimentos/métodos necessários para obtenção das propriedades de flexão de materiais compósitos de matriz polimérica. As amostras caracterizadas com relação ao seu comportamento em flexão foram as da condição 1, ou seja, aqueles compósitos fabricados com 12 camadas de reforço, conforme apresentado na Figura 45. Ao fim do ensaio, foi possível obter a curva tensão versus deformação, a resistência à flexão e o módulo de elasticidade de cada sequência de empilhamento proposta, cujo objetivo é complementar a caracterização balística dos compósitos híbridos (93). Além disso, foi calculada e analisada a tenacidade dos compósitos através da área abaixo da curva obtida, ou seja, a capacidade de cada sequência de empilhamento de absorver a energia/deformação por unidade de volume gerada pela tensão aplicada (94).

De acordo com a norma, os corpos de prova submetidos ao ensaio, deverão apresentar seção reta retangular constante, os quais serão apoiados em dois suportes, enquanto o carregamento é feito por um aparato centralizado na amostra e entre os suportes, na direção perpendicular ao eixo longitudinal do corpo de prova (CP). A distância entre esses suportes, de acordo com a norma, deverá ser 32 vezes a espessura do corpo de prova, sendo que o comprimento do CP deve ser pelo menos 20% maior que essa distância, a fim de evitar que a amostra deslize pelos suportes. Entretanto, em função das espessuras elevadas dos corpos de prova, foi necessário executar o ensaio de flexão através de uma adaptação da norma, visto que é inviável a fabricação de amostras com comprimento de 32 vezes a espessura do corpo de prova, pois as dimensões das placas limitam-se a 15x12cm. Portanto, a espessura

das amostras para o ensaio e flexão irá depender da espessura da placa produzida para cada configuração, variando entre 1,1 cm para as amostras 12A e 2,0 cm para a amostra 12S, conforme detalhado na Tabela 8. Devido a isso, determinou-se que a distância entre os suporte (span) será de 125 mm, mantendo uma projeção do CP além dos suporte de 10% do span em cada extremidade. Já a taxa de velocidade do ensaio foi fixada em 3 mm/min. A Figura 48 mostra o compósito C1-1A/1S apoiado nos suportes para realização do ensaio de flexão de três pontos.

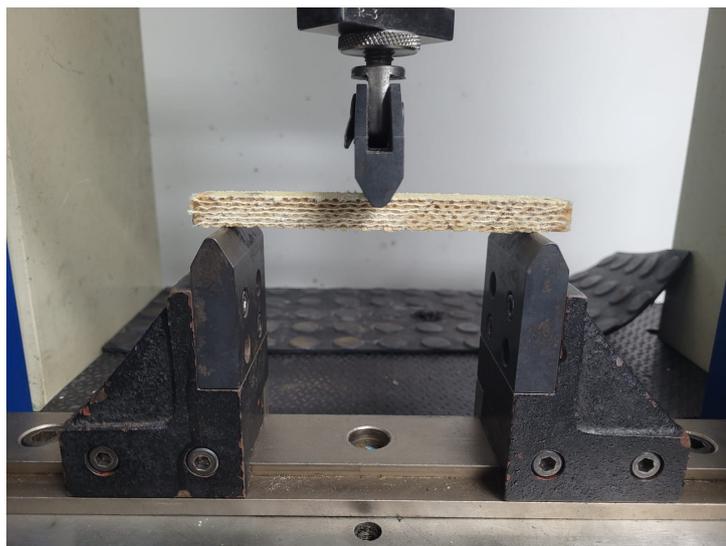


Figura 48 – Amostra C1-1A/1S posicionada nos suportes do ensaio de flexão de três pontos

Fonte: O Autor

Com relação ao número de amostras a serem ensaiadas, a norma recomenda que sejam, ao menos, cinco corpos de prova por condição, ou seja, para cada uma das nove sequências de empilhamento propostas. Portanto, por conta das limitações do processo de corte das placas compósitas, foram ensaiadas seis corpos de prova, cada um cortado com cerca de 2 cm de largura e 15 cm de comprimento. O ensaio foi realizado em um equipamento Emic DL10000 pertencente ao Laboratório de Ensaio Mecânicos do IME.

### 3.3.4 Caracterização da Superfície de Fratura

#### 3.3.4.1 Macrografia

As macrografias foram realizadas com câmera de um smartphone com o objetivo de complementar a caracterização da superfície de fratura dos compósitos. Para isso, foram feitas imagens macroscópicas das faces de impacto e de saída do projétil, assim como da seção transversal das amostras, a fim de avaliar a região do cone de deformação formado após o impacto, gerando mais informações sobre os mecanismos de dano e fratura.

### 3.3.4.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A caracterização da superfície de fratura, resultante do impacto do projétil no ensaio balístico, foi realizada através do microscópio eletrônico de varredura, modelo Quanta FEG 250, pertencente ao Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME. Para observar e analisar a interface da camada de sisal e aramida, foram utilizadas amostras que apresentaram o início de um processo de descolamento de camadas. Essa análise tem como objetivo investigar o comportamento e identificar os possíveis mecanismos de falha atuantes nas diferentes sequências de empilhamento propostas, além de complementar as análises feitas através das macrografias.

Como os compósitos híbridos de sisal e aramida resultam em um material não condutor, foi necessário realizar o processo de metalização das amostras, através do seu recobrimento com ouro.

### 3.3.5 Caracterização Térmica

#### 3.3.5.1 Análise Dinâmico-Mecânica (DMA)

O ensaio de Análise dinâmico-mecânica (DMA) é empregado para medir as propriedades mecânicas de uma ampla variedade de materiais. Diversos materiais, como os polímeros, apresentam uma natureza viscoelástica, comportando-se tanto como um sólido quanto como um fluido viscoso. Assim, o DMA investiga as propriedades viscoelásticas de materiais, particularmente de polímeros e de compósitos, através da aplicação de uma tensão senoidal (ou deformação) na amostra e da medição de uma deformação senoidal (ou tensão) resultante. A diferença de fase entre as duas ondas senoidais também pode ser medida, obtendo-se o valor de  $\delta$ . Para materiais puramente elásticos, a diferença de fase é de  $0^\circ$ , enquanto para os puramente viscosos é de  $90^\circ$ . No entanto, materiais viscoelásticos, como por exemplo alguns polímeros, exibirão uma diferença de fase intermediária.

Os parâmetros típicos obtidos por DMA que são relevantes para materiais compósitos incluem o módulo de armazenamento ( $E'$ ), o módulo de perda ( $E''$ ) e o fator de amortecimento ( $\tan\delta$ ), os quais podem variar em função do tempo, temperatura ou da frequência. O módulo de armazenamento é o componente elástico, ou seja, é proporcional à energia armazenada de forma elástica e reversível pelo material, e está relacionado à rigidez da amostra. Por sua vez, o módulo de perda representa a parcela viscosa, ou seja, a tendência viscoelástica do material, indicando a habilidade da amostra em dissipar energia mecânica por meio do movimento de arranjos moleculares. O fator de amortecimento, expresso como a tangente da diferença de fase (Tan Delta), é outro parâmetro importante que fornece informações sobre a relação entre os componentes elásticos e não elásticos, calculado através da razão entre o módulo de perda e o módulo de armazenamento. Além disso, o DMA possibilita a determinação da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) do

material analisado, cujo valor corresponde a temperatura do pico de Tan Delta, conforme uma das metodologias proposta pela norma ASTM D7028-07 (95). A  $T_g$  é definida como sendo a temperatura na qual um polímero amorfo ou semicristalino apresenta a transição do estado rígido para o estado borrachoso (96).

O experimento de DMA foi conduzido conforme as diretrizes das normas ASTM D4065-20 (97) e ASTM D5023-23 (98), utilizando o método de ensaio de flexão de três pontos. Devido às restrições do equipamento em relação à espessura das amostras, foi necessário fabricar compósitos com espessuras reduzidas, de até 7 mm, como detalhado na seção 3.3.1. Portanto, as amostras foram cortadas a partir das placas fabricadas na condição 2, com 4 camadas de tecido (C2-2A/2S; C2-2S/2A; C2-1A/1S; C2-1A/2S/1A; C2-4S e C2-4A). Dessa forma, foram obtidas seis amostras retangulares, uma para cada configuração proposta, com dimensões aproximadas de 65 mm x 13 mm e com espessuras variáveis de acordo com a sequência de empilhamento, como apresentado na Tabela 8.

O equipamento utilizado no ensaio foi o DMA Q800, da TA Instruments, pertencente ao Instituto de Macromoléculas da UFRJ (IMA-UFRJ). A Figura 49 mostra como foram posicionadas as amostras no equipamento para a realização do ensaio no modo 3-point-bending.

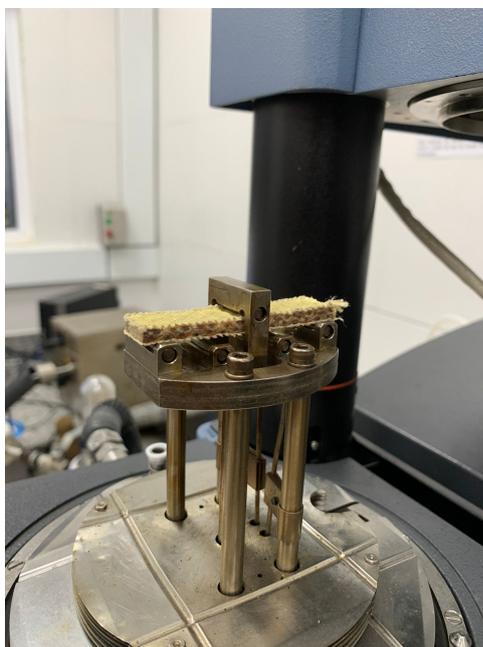


Figura 49 – Amostra C2-1A/2S/1A posicionada no equipamento DMA Q800

Fonte: O Autor

E para sua realização foram utilizados os seguintes parâmetros:

1. Frequência = 1,0 Hz;
2. Faixa de aquecimento de -50 °C a 200°C;
3. Taxa de aquecimento = 5 °C/min;

4. Atmosfera = Nitrogênio.

### 3.3.5.2 Análise Termogravimétrica (TGA)

A Análise Termogravimétrica (TGA) é uma técnica termoanalítica que registra a variação da massa (perda e/ou ganho de massa) da amostra, em função do tempo ou da temperatura. Já a Termogravimetria Derivada (DTG) é a derivada primeira da curva obtida no ensaio de TGA, ou seja, é a derivada da variação de massa em relação ao tempo registrada em função da temperatura ou tempo. A curva DTG oferece uma representação clara das temperaturas correspondentes ao início e final do evento térmico, bem como a temperatura em que a taxa de reação é máxima, indicada pelo pico. Portanto, o ensaio de TGA torna possível determinar a temperatura de degradação do material ou o limite superior de temperatura de utilização (99).

Desta forma, dentre os compósitos fabricados com quatro camadas de tecido (C2-2A/2S; C2-2S/2A; C2-1A/1S; C2-1A/2S/1A; C2-4S e C2-4A), foram ensaiadas uma amostra de cada configuração híbrida com frações volumétricas de reforço diferentes, ou seja, de acordo com a Tabela 45, os compósitos C2-2A/2S, C2-2S/2A, C2-1A/1S e C2-1A/2S/1A apresentam a mesma fração volumétrica de reforço (45,37%) e, por isso, somente foi necessário ensaiar uma amostra, enquanto que os compósitos 4A (25,29%) e 4S (44,63%) apresentam frações diferentes e, por isso, foram ensaiadas uma amostra de cada, totalizando três amostras de compósito para a análise termogravimétrica. Além disso, as fibras de sisal e de aramida, assim como a resina epóxi pura, foram também moídas através de um moinho de facas e transferidas para cadinhos de platina, onde foi realizado o ensaio de TGA. Este foi conduzido utilizando o equipamento modelo DTG-60H da Shimadzu, disponível no Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM), seguindo os procedimentos descritos na norma ASTM E1131-20 (100).

A taxa de aquecimento utilizada no ensaio foi de 5 °C/min, considerando uma faixa de aquecimento de 25 °C a 700°C em uma atmosfera de nitrogênio.

### 3.3.5.3 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

A técnica de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) é empregada para quantificar as variações de energia da amostra em comparação com um material de referência termicamente inerte, enquanto ambas são submetidas a um processo de aquecimento ou resfriamento controlado. O gráfico resultante do teste revela picos endotérmicos e/ou exotérmicos de acordo com a composição do material analisado (101).

Foram ensaiadas uma amostra de cada sequência de empilhamento com frações volumétricas de reforço diferentes (45,37%, 25,29% e 44,63%), assim como das fibras de sisal e de aramida e da resina epóxi, conforme realizado também na análise de TGA. Para isso, as amostras foram trituradas utilizando um moinho de facas e transferidas para cadinhos

de platina para a análise de DSC. O ensaio foi conduzido utilizando o equipamento modelo DSC-60 da Shimadzu, disponível no Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM).

A taxa de aquecimento utilizada no ensaio foi de 5 °C/min, considerando uma faixa de aquecimento de 32 °C a 200°C em uma atmosfera de nitrogênio.

### 3.3.6 Análise Estatística

#### 3.3.6.1 Análise de Variância (ANOVA)

Para avaliar possíveis diferenças significativas entre os valores obtidos nos ensaios de flexão e nos ensaios balísticos dos compósitos híbridos propostos foi utilizado o teste de análise de variância. Essa análise visa calcular e comparar a variação dos resultados causada pelos diferentes tratamentos realizados. Ao final da análise estatística foi possível concluir se as médias são diferentes entre si, ou seja, rejeita-se a hipótese dos tratamentos gerarem resultados iguais, com 95% de confiabilidade ou 5% de nível de significância (102).

Essa conclusão é possível a partir da comparação do valor de F calculado e do valor de F crítico, sendo este um valor tabelado, considerando o grau de liberdade do tratamento e do resíduo. Portanto, caso o valor de F calculado seja maior que o F crítico, pode-se concluir que os tratamentos possuem médias diferentes. Para determinar o valor de F devem ser calculados os parâmetros apresentados no Quadro 2.

Quadro 2 – Parâmetros utilizados na análise de variância

Causa de Variação	Grau de Liberdade	Soma de quadrados	Quadrado médio	Valor de F calculado	Valor de F crítico
Tratamentos	k -1	SQTr	QMTr	QMTr/QMR	Tabela F
Resíduo	k(r -1)	SQR	QMR		
Total	kr-1	SQT			

Fonte: O Autor

Sendo  $k$  a quantidade de tratamentos (nesse caso, as nove sequências de empilhamento propostas) e  $r$  a quantidade de repetições (oito repetições para os ensaios balísticos e seis para o ensaio de flexão). As siglas SQTr, SQR e SQT representam a soma de quadrados de tratamentos, de resíduo e total, respectivamente. Enquanto que as siglas QMTr e QMR representam o quadrado médio de tratamentos e de resíduos, respectivamente. Para a determinação desses parâmetros Deve-se inicialmente determinar o valor da correção ( $C$ ), conforme equação 3.1.

$$C = \frac{(\sum y)^2}{n} \quad (3.1)$$

Onde  $y$  são os valores dos resultados obtidos no ensaio e  $n$  é o valor da multiplicação entre o número de tratamentos pelo número de repetições ( $k \times r$ ). A partir do valor de  $C$ , é possível determinar o valor de  $SQT$  e de  $SQTr$ , através das equações 3.2 e 3.3, respectivamente.

$$SQT = \sum y^2 - C \quad (3.2)$$

$$SQTr = \frac{\sum T^2}{r} - C \quad (3.3)$$

Onde  $T$  é soma dos valores dos resultados obtidos para cada tratamento, ou seja, a soma dos resultados obtidos para cada uma das nove configurações.

Em seguida, pode-se determinar o valor de  $SQR$  por meio da subtração entre  $SQT$  e  $SQTr$ , como mostra a equação 3.4.

$$SQR = SQT - SQTr \quad (3.4)$$

Os valores de  $QMTr$  e  $QMR$  são obtidos a partir das equações 3.5 e 3.6, respectivamente.

$$QMTr = \frac{SQTr}{k - 1} \quad (3.5)$$

$$QMR = \frac{SQR}{n - k} \quad (3.6)$$

Por fim, determina-se o valor do  $F$  com a divisão entre  $QMTr$  e  $QMR$ . Este valor calculado é comparado com o valor de  $F$  crítico, sendo, assim, analisado se existe ou não diferenças significativas entre os valores obtidos nos ensaios de flexão e balísticos entre as diferentes sequências de empilhamento propostas. Portanto, caso o valor de  $F$  seja maior que o valor de  $F$  crítico, rejeita-se a hipótese de que os tratamentos têm médias iguais com 5% de nível de significância. Caso o contrário, ou seja, o valor de  $F$  seja menor que o valor de  $F$  crítico, assume-se a hipótese nula, significando que as médias dos resultados dos tratamentos propostos não apresentam diferença significativa entre si.

### 3.3.6.2 Teste de Tukey

Caso a análise de variância comprove que existe diferença entre as sequências de empilhamento, torna-se necessário comparar as médias obtidas dois a dois para cada um dos tratamentos propostos. Essa comparação é feita a partir do cálculo da diferença mínima significativa (d.m.s) apresentada na equação 3.7.

$$d.m.s = q\sqrt{\frac{QMR}{r}} \quad (3.7)$$

Onde  $q$  é a amplitude total estudentizada, valor tabelado em função do nível de significância, do número de tratamentos realizado e do grau de liberdade do resíduo.

Portanto, caso a diferença entre duas médias for igual ou maior que o valor do d.m.s, as médias são consideradas estatisticamente diferentes ao nível de significância estabelecido. De modo análogo, se a diferença entre duas médias for menor que o valor do d.m.s, as médias são consideradas iguais (102).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Caracterização Balística

#### 4.1.1 Ensaio de Velocidade Residual

O ensaio balístico forneceu a velocidade do projétil imediatamente antes do impacto ( $V_0$ ) e a velocidade residual do projétil após o impacto ( $V_r$ ), detectadas pelo radar Doppler, para cada um dos quatro disparos executados nas amostras de cada sequência de empilhamento proposta para as duas diferentes taxas de carregamento avaliadas. Os valores de  $V_0$  e  $V_r$  são obtidos através de gráficos fornecidos pelo radar que relacionam a velocidade do projétil com o tempo, de acordo com a Figura 50. Portanto, a queda repentina da curva ajustada aos pontos caracteriza o momento do impacto do projétil no alvo, sendo essa velocidade denominada como  $V_0$  e a velocidade mínima, neste intervalo, denominada como  $V_r$ . O valor da energia absorvida ( $E_{abs}$ ) e da velocidade limite ( $V_l$ ) das amostras foram calculados a partir da equação 2.1 e 2.2, respectivamente, para cada um dos disparos executados. Os valores obtidos de  $V_0$ ,  $V_r$ ,  $E_{abs}$  e  $V_l$ , de cada disparo realizado, podem ser observados nas Tabelas 15 e 16 no Apêndice A.

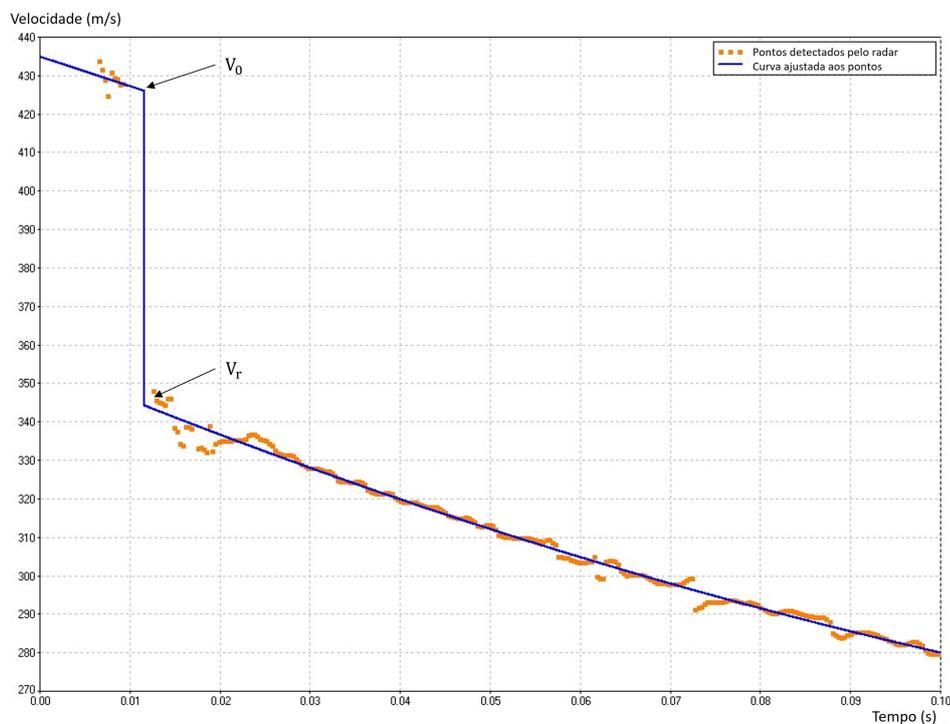


Figura 50 – Curva de pontos experimentais do compósito híbrido 3A/6S/3A obtida no ensaio de velocidade residual.

Os resultados do ensaio realizado com munição calibre 7,62mm podem ser observados na Tabela 9, para cada uma das nove sequências de empilhamento. Dentre esses resultados, destaca-se a média e o desvio padrão da energia absorvida pelas amostras e da velocidade limite. Assim como a energia absorvida específica ( $E_{absEspecífica}$ ) em função da densidade e a energia absorvida em função da espessura ( $E_{absEspessura}$ ). Esses resultados tornaram-se necessários em virtude das variações de densidade e espessura das placas produzidas, conforme mostrada na Tabela 8. Pode-se observar um elevado desvio padrão em todos os resultados, o que pode ser explicado pela heterogeneidade das FNLs (9), como também pela forma como os dados são tratados, ou seja, como é realizada a determinação dos pontos correspondentes às velocidades  $V_0$  e  $V_r$  na curva de pontos experimentais obtida no ensaio balístico. Esse tratamento é feito de forma manual, o que pode gerar erros aleatórios que dependem da experiência e habilidade do operador/responsável pela atividade.

Tabela 9 – Resultados obtidos através do ensaio de velocidade residual com munição calibre 7,62 mm

Sequência de Empilhamento	$E_{abs}$ (J)	$V_l$ (m/s)	$E_{absEspecífica}$ (J.cm <sup>3</sup> /g)	$E_{absEspessura}$ (J/cm)
C1-6A/6S	282,17 ± 60,93	245,11 ± 26,26	234,41 ± 50,62	235,14 ± 50,78
C1-6S/6A	288,01 ± 27,60	248,62 ± 12,01	236,24 ± 22,64	240,01 ± 23,00
C1-1A/1S	278,53 ± 47,09	243,95 ± 21,04	231,40 ± 39,12	232,11 ± 39,24
C1-2A/2S	271,19 ± 20,60	241,34 ± 9,13	223,86 ± 17,00	225,99 ± 17,16
<b>C1-3A/1S</b>	280,29 ± 41,76	244,89 ± 18,65	238,42 ± 36,79	<b>254,81 ± 37,97</b>
C1-3A/6S/3A	279,71 ± 46,72	244,57 ± 19,67	233,87 ± 39,07	233,09 ± 38,94
C1-2A/8S/2A	295,29 ± 57,63	250,89 ± 25,21	260,92 ± 50,92	196,86 ± 38,42
<b>C1-12S</b>	<b>457,01 ± 64,64</b>	<b>312,86 ± 21,54</b>	<b>371,10 ± 52,49</b>	228,50 ± 32,32
C1-12A	269,50 ± 53,55	239,80 ± 22,98	237,16 ± 47,13	245,00 ± 48,69

Fonte: O Autor

Com relação aos valores de energia absorvida ( $E_{abs}$ ) pelos compósitos, percebe-se que o compósito C1-12S foi o que absorveu a maior quantidade de energia (457,01 ± 64,64 J) no ensaio balístico e, conseqüentemente, foi o que obteve o maior valor de velocidade limite (312,86 ± 21,54 m/s). Da mesma forma, a energia absorvida específica do compósito C1-12S foi o que apresentou o maior valor, de 371,10 ± 52,49 J.cm<sup>3</sup>/g. Esse desempenho pode ser explicado em decorrência da densidade do compósito ser semelhante às demais amostras, o que gera um valor de  $E_{absEspecífica}$  alto em comparação com as outras sequências de empilhamento que obtiveram um valor de  $E_{abs}$  menor e normalizado por valores de densidade similares. Esses resultados foram grifados em negrito na Tabela 9.

No entanto, ao analisar a energia absorvida em função da espessura da amostra, pode-se concluir que o compósito fabricado por doze camadas de sisal não foi o que apresentou o maior valor. Isso pois, a espessura do compósito C1-12S é aproximadamente

o dobro da espessura dos compósitos híbridos com seis camadas de aramida e seis camadas de sisal, de acordo com o que foi apresentado na Tabela 8, o que gerou o terceiro menor valor de  $E_{absEspessura}$  dentre as nove sequências de empilhamento propostas, ou seja, apenas os compósitos híbridos C1-2A/8S/2A e C1-2A/2S tiveram um valor de energia absorvida em função da espessura inferior.

O compósito híbrido que obteve a maior quantidade de energia absorvida e a maior velocidade limite foi a sequência de empilhamento do tipo sanduíche C1-2A/8S/2A com  $295,29 \pm 57,63$  J e  $250,89 \pm 25,21$  m/s, respectivamente. Entre os compósitos híbridos, o C1-2A/8S/2A é o que tem a maior fração volumétrica de sisal (41,65 %), com oito camadas de tecido e a menor densidade ( $1,13$  g/cm<sup>3</sup>), o que acarretou no maior valor de  $E_{absEspecífica}$  ( $260,92 \pm 50,92$  J.cm<sup>3</sup>/g). No entanto, devido a fração volumétrica de sisal mais elevada, sua espessura final também ficou maior que a espessura padrão, resultando no menor valor de  $E_{absEspessura}$  ( $196,86 \pm 38,42$  J/cm). Em comparação com o compósito híbrido do tipo sanduíche C1-3A/6S/3A, cuja fração volumétrica de aramida é superior, com seis camadas de tecido de sisal e seis de tecido de aramida, este apresentou valores de  $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$  inferiores, mas com relação à quantidade de energia absorvida em função da espessura, seu valor foi superior ( $233,09 \pm 38,94$  J/cm). Isso pode ser explicado pela fração volumétrica de reforço de tecido de aramida ser superior à do compósito C1-2A/8S/2A, além de este ter uma espessura maior (1,50 cm) que a do compósito C1-3A/6S/3A (1,20 cm).

Analisando as sequências de empilhamento em bloco (C1-6A/6S e C1-6S/6A), percebe-se que aquele onde o impacto ocorreu na face da fibra de sisal (C1-6S/6A) foi o que obteve as maiores médias das quatro propriedades calculadas. Já entre as sequências de empilhamento intercaladas (C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/1S), o compósito híbrido C1-3A/1S foi o que absorveu a maior quantidade de energia, em função da densidade e da espessura e o que atingiu a maior velocidade limite. Outra análise que é possível ser feita é entre os compósitos híbridos com a mesma fração volumétrica de reforço, ou seja, de acordo com a Figura 45, entre os compósitos C1-6A/6S, C1-6S/6A, C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/6S/3A, cuja espessura também é a mesma. Verifica-se que o compósito com fração volumétrica de sisal de 39,05 %, que apresenta os maiores valores em todas as quatro propriedades, apresentadas na Tabela 9, é o compósito C1-6S/6A.

Ao comparar a energia absorvida específica em função da espessura ( $E_{absEspessura}$ ) das amostras, percebe-se que o compósito C1-3A/1S é o que apresentou o maior valor ( $254,81 \pm 37,97$  J/cm), conforme destacado em negrito na Tabela 9. Dentre os compósitos híbridos, este é o que contém a maior fração volumétrica de reforço de fibra de aramida, totalizando nove camadas de tecido de aramida e três de tecido de sisal, o que justificaria o seu desempenho superior em relação aos demais compósitos híbridos devido às propriedades da fibra sintética de aramida. Além disso, outra possível explicação para o compósito

híbrido C1-3A/1S ter apresentado valor médio de  $E_{absEspessura}$  superior ao compósito C1-12A, é a maior molhabilidade da resina epóxi nas camadas de fibra natural. Esse aumento da molhabilidade está associado à trama do tecido de sisal ser mais aberta do que a do tecido de aramida, além da maior porosidade e rugosidade existente no tecido de sisal, gerando mais possíveis mecanismos de fratura no compósito. Isso pois, os principais fatores que controlam os mecanismos de fratura nos compósitos são a capacidade de absorção de energia do tecido e a tenacidade à fratura da matriz (24).

No entanto, para validar os resultados obtidos no ensaio, apresentados na Tabela 9, é necessário realizar uma análise estatística para cada uma das propriedades calculadas ( $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$  e  $E_{absEspessura}$ ). De acordo com as Tabelas 17, 18, 19, no Apêndice B, onde são apresentados os parâmetros da análise de variância da  $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$ , respectivamente, percebe-se que o valor do F calculado é maior que o valor do F tabelado. Isso significa que pode-se rejeitar a hipótese de que as médias dessas propriedades são iguais com nível de significância de 5%, ou seja, as diferentes sequências de empilhamento propostas exercem influência na energia absorvida pelo compósito, na velocidade limite e na energia absorvida específica. Adicionalmente, o teste de Tukey foi realizado para comparar as médias dois a dois, a partir do cálculo da diferença mínima significante, conforme a equação 3.7.

Considerando nove tratamentos e 63 graus de liberdade para o resíduo, o valor tabelado para  $q$  é de 4,54. Assim, a d.m.s foi calculada para cada uma das três propriedades. No caso da  $E_{abs}$  o valor da d.m.s foi de 76,50, o que significa que comparando dois valores de  $E_{abs}$ , caso a diferença entre eles seja igual ou maior que 76,50, as médias são consideradas estatisticamente diferentes. A Tabela 25, apresentada no Apêndice C, resume os resultados do teste de Tukey para cada uma das nove sequências de empilhamento, ou seja, o valor da diferença entre as médias. A sequência de empilhamento que pode ser considerada estatisticamente diferente das demais, em termos de energia absorvida, é a C1-12S. Já as outras oito configurações apresentam resultados considerados estatisticamente iguais. Com relação aos resultados de  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$  observa-se um comportamento semelhante, visto que o valor da d.m.s foi de 32,04 e 64,78, respectivamente, comprovando que apenas a sequência de empilhamento C1-12S pode ser considerada estatisticamente diferente das demais ao nível de significância de 5%. As Tabelas 26 e 27, no Apêndice C, resume os resultados do teste de Tukey.

No entanto, quando os resultados de  $E_{absEspessura}$  são analisados estatisticamente, nota-se que valor do F calculado é menor que o valor do F tabelado, ou seja, as médias são estatisticamente iguais, com um nível de significância de 5%, conforme parâmetros apresentados na Tabela 20, no Apêndice B. Portanto, pode-se concluir que, com relação à energia absorvida pelos compósitos normalizado pela espessura das placas ( $E_{absEspessura}$ ), as nove sequências de empilhamento da condição 1 não exercem influência no desempenho

balístico dos compósitos quando sujeitos ao impacto de munição calibre 7,62 mm. Essa conclusão representa, além de uma economia no custo de produção do compósito, uma possibilidade de utilização de materiais mais sustentáveis, visto que o desempenho de um compósito híbrido é estatisticamente similar a um compósito reforçado apenas por fibras sintéticas de aramida. Em decorrência desse resultado, não há a necessidade de realizar o teste de Tukey para comparar as médias obtidas.

Esse resultado corrobora com o que é apresentado e discutido na literatura, onde a absorção de energia, assim como os mecanismos de fratura dos compósitos estão diretamente associados com a taxa de carregamento, ou seja, com a velocidade na qual o projétil atinge o alvo. Portanto, altas taxas induzem uma resposta mais localizada do compósito, que se reflete na ruptura das fibras como principal mecanismo de deformação (103, 104). Portanto, mecanismos similares geram resultados de absorção de energia também similares, o que resulta na ausência de influência das sequências de empilhamento no comportamento balístico dos compósitos.

Com o objetivo de analisar o comportamento balístico dos compósitos com uma taxa de deformação menor, ou seja, com uma energia de impacto menor, foi realizado o ensaio de velocidade residual com munição calibre 9 mm. Os resultados do ensaio para as seis sequências de empilhamento, com 12 camadas de reforço (condição 1), podem ser observados na Tabela 10.

Tabela 10 – Resultados obtidos através do ensaio de velocidade residual com munição calibre 9 mm.

Sequência de Empilhamento	$E_{abs}$ (J)	$V_l$ (m/s)	$E_{absEspecífica}$ (J.cm <sup>3</sup> /g)	$E_{absEspessura}$ (J/cm)
C1-6A/6S	247,83 ± 5,53	248,90 ± 2,78	205,89 ± 4,59	206,52 ± 4,61
<b>C1-6S/6A</b>	293,17 ± 22,07	270,56 ± 10,29	240,47 ± 18,10	<b>244,31 ± 18,39</b>
C1-1A/1S	249,16 ± 15,34	249,47 ± 7,77	206,99 ± 12,75	207,63 ± 12,79
C1-3A/1S	226,28 ± 14,85	237,73 ± 7,78	186,68 ± 12,25	205,71 ± 13,50
C1-3A/6S/3A	257,59 ± 14,63	253,68 ± 7,14	215,38 ± 12,23	214,66 ± 12,19
C1-12A	201,95 ± 32,53	223,99 ± 19,05	177,72 ± 28,62	183,59 ± 29,57

Fonte: O Autor

A sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A, cujo impacto ocorreu na face do tecido de sisal, foi a que obteve os maiores valores, dentre as seis sequências de empilhamento ensaiadas, de todas as propriedades apresentadas na Tabela 10. Em seguida, com o segundo maior valor de  $E_{abs}$ ,  $V_l$ ,  $E_{absEspecífica}$  e  $E_{absEspessura}$  está o compósito híbrido do tipo sanduíche C1-3A/6S/3A. Ambos os compósitos, além de possuírem a mesma espessura e a mesma fração volumétrica de reforço, apresentam uma principal característica em comum: as camadas finais, ou seja, opostas ao impacto do projétil, são compostas por tecido de aramida, como ilustrado na Figura 45. Os demais compósitos

híbridos (C1-6A/6S, C1-1A/1S e C1-3A/1S) apresentaram valores das quatro propriedades avaliadas neste ensaio inferiores aos compósitos C1-6S/6A e C1-3A/6S/3A. Já o compósito fabricado a partir de 12 camadas de aramida (C1-12A), apresentou o menor desempenho balístico quando submetido ao impacto com munição calibre 9 mm. Além disso, percebe-se que os compósitos com as maiores frações volumétricas de aramida (C1-3A/1S e C1-12A) são os que apresentaram o menor valor de energia absorvida, assim como de velocidade limite, energia absorvida específica em função da densidade e em função da espessura.

Assim como foram analisados estatisticamente os dados da Tabela 9, os resultados obtidos no ensaio com munição 9 mm também foram analisados utilizando o teste de análise de variância (ANOVA). As Tabelas 21, 22, 23 e 24, cujos parâmetros da análise de variância para  $E_{abs}$ ,  $V_l$ ,  $E_{absEspecífica}$  e  $E_{absEspessura}$  são apresentados, respectivamente, no Apêndice B, revelam que o valor de F calculado é maior que o valor do F tabelado. Portanto, pode-se rejeitar a hipótese de que as médias dessas propriedades são iguais com nível de significância de 5%. No entanto, é necessário realizar o teste de Tukey para comparar as médias dois a dois, a partir do cálculo da diferença mínima significativa (d.m.s), e analisar, para cada uma das quatro propriedades, de fato, quais sequências de empilhamento propostas exercem influência no comportamento balístico do compósito. Para calcular o valor da d.m.s, foi necessário determinar o valor de  $q$  tabelado, considerando seis tratamentos e 42 graus de liberdade para o resíduo, cujo valor encontrado foi de 4,22.

Para a  $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$  os valores calculados da d.m.s foi de 28,89, 15,52 e 24,61, respectivamente, ou seja, caso a diferença entre duas médias for igual ou superior a esses valores, as médias são consideradas estatisticamente diferentes. As Tabelas 28, 29 e 30 no Apêndice C, apresentam os resultados do teste de Tukey para cada uma das seis sequências de empilhamento e analisando cada uma das Tabelas, percebe-se que as três propriedades ( $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$ ) exibem comportamento similar. Desta forma, conclui-se que a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A é a que teve o melhor desempenho balístico dentre todas as configurações. Ao comparar as sequências de empilhamento intercaladas (C1-1A/1S e C1-3A/1S) pode-se afirmar que ambos os compósitos são considerados similares estatisticamente. Com relação a sequência de empilhamento do tipo sanduíche, o compósito híbrido C1-3A/6S/3A, pode-se afirmar que os resultados de  $E_{abs}$ , assim como de  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$  são superiores aos compósitos C1-3A/1S e C1-12A, ou seja, a diferença entre essas médias é maior que o valor da d.m.s calculada, no entanto, seu desempenho balístico pode ser considerado similar estatisticamente ao desempenho dos compósitos C1-6A/6S e C1-1A/1S. Já o compósito 12A, teve seu desempenho inferior a todos as demais sequências de empilhamento, comprovado estatisticamente pelo teste de Tukey.

Ao analisar os resultados do teste de Tukey para  $E_{absEspessura}$ , apresentado na Tabela 31 no Apêndice C, cujo valor da d.m.s é de 25,34, observa-se que o compósito C1-

6S/6A foi o que absorveu mais energia em função da espessura, com  $244,31 \pm 18,39$  J/cm, conforme destacado em negrito na Tabela 10. Esse resultado equivale a um aumento de 33,07 % em relação à média obtida de  $E_{absEspessura}$  para o compósito reforçado apenas com fibras de aramida C1-12A. Já o compósito híbrido C1-3A/6S/3A apresenta desempenho superior apenas ao compósito C1-12A, o que equivale a um aumento de 16,92 %. Ambos os compósitos híbridos, cujo desempenho balístico pode ser considerado superior ao compósito C1-12A, representam uma redução de 50 % no uso de fibras sintéticas, visto que são utilizadas apenas seis camadas de tecido de aramida, conforme ilustrado na Figura 45. Os demais resultados, das sequências de empilhamento restantes podem ser consideradas estatisticamente iguais, ou seja, não exercem influência no comportamento balístico dos compósitos, com um nível de significância de 5%.

Esses resultados, os quais mostram que os compósitos híbridos absorveram a mesma quantidade de energia ou, para os compósitos C1-6S/6A e C1-3A/6S/3A, absorveram mais energia em função da espessura que o compósito reforçado apenas com fibra sintética, podem ser explicados pela maior molhabilidade da resina epóxi com as camadas de tecido de sisal, em decorrência da trama mais aberta do sisal do que do tecido de aramida. Além disso, a razão pelo qual os compósitos C1-6S/6A e C1-3A/6S/3A apresentaram o melhor desempenho balístico pode ser explicado pelas camadas opostas ao impacto serem de fibra sintética, cujas propriedades mecânicas são mais elevadas que as da fibra de sisal. O que diferencia o desempenho superior da sequência de empilhamento C1-6S/6A em relação ao C1-3A/6S/3A é a quantidade de camadas ou a espessura das camadas de aramida da face oposta, pois o compósito C1-6S/6A possui seis camadas de tecido de aramida, enquanto que o compósito C1-3A/6S/3A possui apenas três.

Desta forma, a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A, assemelha-se ao sistema de blindagem multicamadas, onde as duas primeiras camadas, normalmente constituídas por uma placa cerâmica, seguida por um compósito, têm como principal função quebrar a ponta do projétil e absorver a maior parte da energia de impacto através de mecanismos de dissipação de energia como nucleação e coalescimento de trincas (50, 105). Portanto, sugere-se que o primeiro bloco do compósito híbrido C1-6S/6A, formado por seis camadas de tecido de sisal em uma matriz epóxi, se comporta como as duas primeiras camadas de um SBM. Isso pode ser atribuído à característica frágil do bloco sisal/epóxi que dissipa energia criando superfícies de fratura, o que comprovaria o desempenho do compósito C1-6S/6A superior ao do compósito C1-12A. Os mecanismos de fratura e deformação, apresentados e discutidos na seção 4.3, que ocorreram com as diferentes sequências de empilhamento, também fundamentam tais resultados.

Esse comportamento também foi observado por outros pesquisados, como por exemplo a pesquisa conduzida por Ali et al.(85), que verificou compósitos híbridos de fibra de vidro e bambu, com sequência de empilhamento das camadas em bloco e impacto na

camada de fibra natural, que obtiveram valores de limite balístico superior em comparação aos compósitos que adotaram uma sequência de empilhamento do tipo sanduíche. Outros estudos comprovaram que as sequências de empilhamento em bloco, cuja camada oposta ao impacto é composta por material com melhores propriedades mecânicas, são os compósitos que conseguem absorver maiores quantidades de energia durante um ensaio balístico (75, 77, 76, 106).

## 4.2 Caracterização Mecânica

### 4.2.1 Ensaio de Flexão

Na Figura 51 são apresentadas as curvas tensão-deformação, obtidas através do ensaio de flexão de três pontos, que melhor representam cada uma das nove sequências de empilhamento. As curvas dos seis corpos de prova ensaiados de cada um dos compósitos são apresentadas separadamente na Figura 77 no Apêndice D, para uma melhor visualização dos resultados. A partir dessas curvas foram determinados os valores médios, ou seja, a média e o desvio padrão entre os seis resultados obtidos para cada configuração, da resistência à flexão ( $\sigma_f$ ), do módulo de elasticidade à flexão ( $E_f$ ) e do módulo de tenacidade ( $U_t$ ), expostos na Tabela 11.

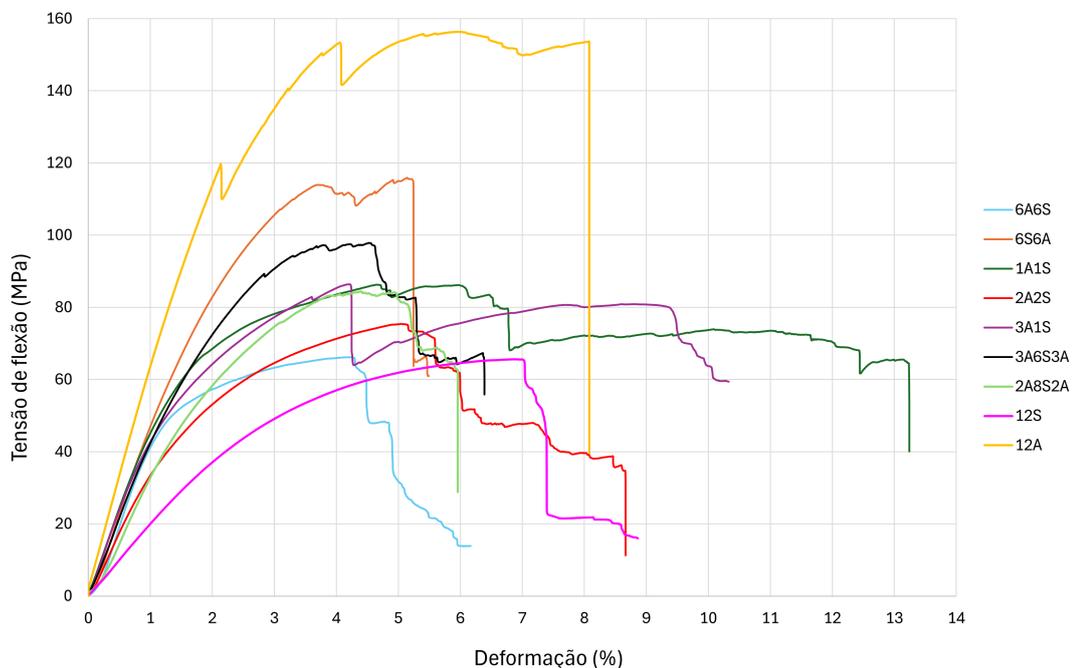


Figura 51 – Curvas tensão-deformação de flexão das nove sequências de empilhamento (Condição 1 - C1).

Fonte: O Autor

Tabela 11 – Resultados médios obtidos através do ensaio de flexão.

Sequência de Empilhamento	$\sigma_{fm}$ (MPa)	$E_f$ (GPa)	$U_t$ (J/m <sup>3</sup> )
C1-6A/6S	63,25 ± 2,95	4,16 ± 0,22	2,53 ± 0,33
<b>C1-6S/6A</b>	<b>116,22 ± 9,42</b>	4,31 ± 0,19	4,95 ± 1,33
<b>C1-1A/1S</b>	83,73 ± 5,56	4,29 ± 0,49	<b>6,99 ± 2,19</b>
C1-2A/2S	74,13 ± 5,60	3,38 ± 0,30	4,82 ± 0,80
C1-3A/1S	81,72 ± 7,12	4,01 ± 0,48	5,48 ± 1,87
C1-3A/6S/3A	97,19 ± 4,12	4,08 ± 0,49	4,16 ± 0,32
C1-2A/8S/2A	84,67 ± 4,52	3,20 ± 0,11	3,86 ± 0,38
C1-12S	67,09 ± 6,55	1,94 ± 0,31	3,70 ± 0,40
C1-12A	142,80 ± 26,94	5,35 ± 0,66	7,35 ± 1,70

Fonte: O Autor

Ao analisar a Figura 51, percebe-se que as curvas tensão-deformação dos compósitos híbridos exibem diversos decaimentos no valor da tensão ao longo do ensaio, que é representado graficamente por aumentos da deformação sem um aumento correspondente da tensão. Isso significa que o compósito começou a falhar através do rompimento das fibras como também através de outros mecanismos de falha, como a delaminação ou fratura da matriz. Além disso, é possível observar quedas acentuadas na tensão sem que haja um aumento na deformação, o que pode ser explicado, para os compósitos híbridos, pela ruptura das fibras de sisal, visto que as suas propriedades mecânicas são inferiores às da aramida, já para o compósito C1-12A, essas quedas acentuadas ocorrem devido à fratura da matriz. No entanto, ainda que não tenha ocorrido a fratura total das amostras no ensaio, as quedas repentinas da tensão, onde não há posterior aumento ou manutenção de um patamar da curva, foram consideradas como o ponto onde houve a falha do compósito e, portanto, onde foi finalizado o ensaio.

Com base na Figura 52, elaborada a partir dos dados da Tabela 11, onde são apresentados os valores da resistência à flexão juntamente com o desvio padrão, através de um gráfico de colunas, pode-se inferir que o compósito C1-12A foi o que atingiu a maior tensão de flexão durante o ensaio, com 142,80 MPa, seguido pelo compósito híbrido C1-6S/6A, com 116,22 MPa e pelo compósito C1-3A/6S/3A, com 97,19 MPa, sendo ambos compostos por seis camadas de sisal e seis camadas de aramida. No entanto, para que tais resultados sejam validados estatisticamente, foi realizado a análise ANOVA em cada valor de  $\sigma_f$  obtido. Portanto, através da análise dos parâmetros apresentados na Tabela 32, no Apêndice E, conclui-se que o valor do F calculado é maior que o valor do F tabelado. Isso significa que pode-se rejeitar a hipótese de que as médias de  $\sigma_f$  são iguais com nível de significância de 5%, ou seja, as sequências de empilhamento propostas exercem influência nas propriedades mecânicas dos compósitos quando submetidos a esforços de flexão.

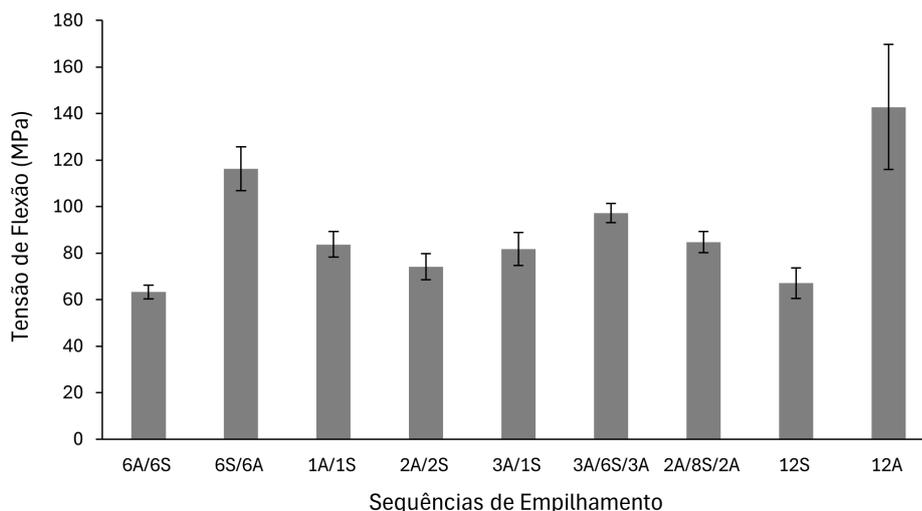


Figura 52 – Gráfico de colunas do valor da resistência à flexão das nove sequências de empilhamento (Condição 1 - C1).

Fonte: O Autor

Através do teste de Tukey, foi possível verificar dois a dois, quais sequências de empilhamento exercem influência no valor de  $\sigma_f$  e definir, estatisticamente, quais apresentam o melhor desempenho. Considerando nove tratamentos realizados e 45 graus de liberdade para o resíduo, o valor encontrado de  $q$  tabelado foi de 4,61. A Tabela 35, no Apêndice F apresenta a diferença entre as médias, cujo valor calculado para a d.m.s foi de 20,0. Portanto, pode-se afirmar que a sequência de empilhamento C1-12A é a que apresenta o melhor desempenho mecânico em flexão dentre as nove configurações ensaiadas, quando analisado o limite de resistência. Contudo, o compósito C1-12S, composto apenas por tecido de sisal, foi o que apresentou o segundo menor valor de  $\sigma_f$ , porém, estatisticamente, o valor da tensão máxima atingida pelo compósito é similar aos compósitos C1-6A/6S, C1-1A/1A, C1-2A/2S, C1-3A/1S e C1-2A/8S/2A.

Ao comparar os valores de compósitos com sequências de empilhamento em bloco (C1-6A/6S e C1-6S/6A), percebe-se que o compósito C1-6S/6A, cujo carregamento ocorreu na face do tecido de sisal, atingiu uma tensão de flexão máxima de  $116,22 \pm 9,42$  MPa, o que representa um aumento de 83,76 % em relação ao compósito em bloco, cujo carregamento ocorreu na face da aramida (C1-6A/6S). Já entre as sequências de empilhamento do tipo sanduíche (C1-3A/6S/3A e C1-2A/8S/2A), o valor da diferença entre as médias fica abaixo do valor da d.m.s, o que significa que ambas os compósitos podem ser considerados estatisticamente similares. Tal resultado implica dizer que substituir duas camadas de aramida por duas camadas de sisal em um compósito híbrido do tipo sanduíche, não interfere no valor da resistência à flexão, o que corrobora para fabricação de materiais mais sustentáveis e econômicos.

As sequências de empilhamento cujas camadas de reforço são intercaladas (C1-

1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/1S) apresentaram, de acordo com o teste Tukey, valor de  $\sigma_f$  similares. Vale ressaltar que, dentre essas três configurações, o compósito C1-3A/1S é o que apresenta a maior fração volumétrica de aramida, com nove camadas ao total, demonstrando que compósitos com camadas intercaladas atingem tensões máximas de flexão iguais mesmo com redução de três camadas de aramida.

Ao analisar o maior valor de  $\sigma_f$  de cada tipo de sequência de empilhamento (em bloco, intercalada e tipo sanduíche), percebe-se que o compósito híbrido C1-6S/6A atingiu o maior resultado, com  $116,22 \pm 9,42$  MPa, conforme destacado na Tabela 11, seguido pelo compósito em sanduíche C1-3A/6S/3A, com  $97,19 \pm 4,12$  MPa, e pelo compósito híbrido do tipo intercalado C1-1A/1S, com  $83,73 \pm 5,56$  MPa. Já ao analisar os resultados de  $\sigma_f$  para os compósitos reforçados apenas com sisal ou aramida, pode-se afirmar que o compósito C1-12A obteve o melhor desempenho. Contudo, ainda que o compósito C1-12A tenha atingido a maior resistência flexão, é possível perceber que o desvio padrão deste resultado é alto, sugerindo que, em determinadas situações, o compósito híbrido C1-6S/6A pode atingir valor de  $\sigma_f$  tão alto quanto o compósito C1-12A. Essa constatação é de extrema importância, visto que a utilização de compósitos híbridos representa, além de uma redução no uso de fibras sintéticas, uma economia no custo de fabricação desses materiais, como melhor discutido na seção 4.5.

Esse comportamento também foi observado em diversos trabalhos na literatura que visavam estudar a influência de diferentes sequências de empilhamento de camadas híbridas no comportamento mecânico dos compósitos sob flexão (87, 106, 107). Yahaya et al.(83) verificaram que sequências de empilhamento intercaladas, cujo carregamento ocorre na face da fibra natural e, conseqüentemente, a camada oposta ao carregamento, tracionada, é de fibra sintética, apresentaram desempenho superior que compósitos híbridos onde a camada de carregamento é na fibra sintética de aramida.

Outra propriedade importante, obtida através do ensaio de flexão de três pontos, é o módulo de elasticidade em flexão, cujos valores das médias e do desvio padrão de cada uma das nove sequências de empilhamento podem ser observados na Figura 53.

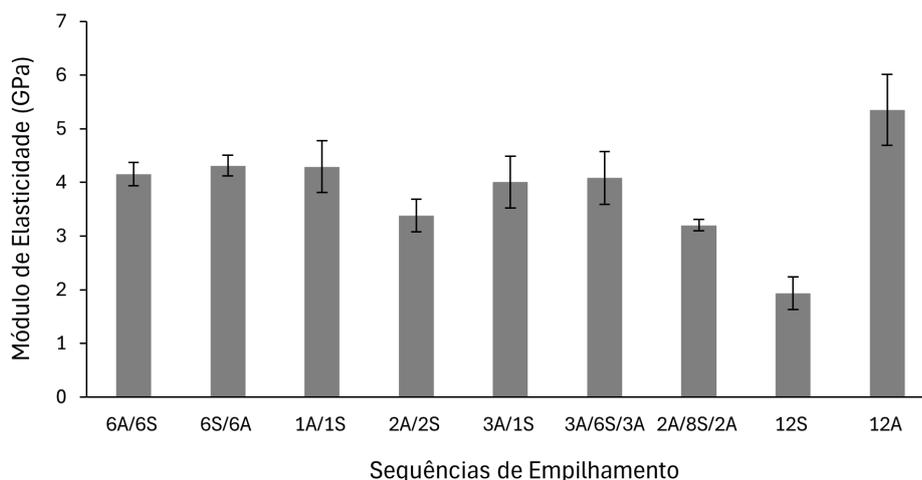


Figura 53 – Gráfico de colunas do valor do módulo de elasticidade à flexão das nove sequências de empilhamento (Condição 1 - C1).

Fonte: O Autor

Os compósitos C1-12A e C1-6S/6A, assim como para o valor da resistência à flexão, foram os que atingiram o primeiro e o segundo maior valor de  $E_f$ , respectivamente. Já o compósito C1-12S foi o que obteve o menor valor de  $E_f$  dentre as nove sequências de empilhamentos ensaiadas. A fim de corroborar com essas observações e analisar se existem diferenças significativas entre os valores do módulo de elasticidade dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA), cujos parâmetros calculados são apresentados na Tabela 33, no Apêndice E. Desta forma, verificou-se que o valor do F calculado é maior que o valor do F tabelado, revelando que pode-se afirmar, com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A partir desse resultado e com base no teste Tukey, cujo valor da d.m.s é de 0,75, pode-se afirmar que o compósito C1-12A é o que atingiu o maior valor de  $E_f$ , ou seja, é o compósito que apresenta a maior rigidez dentre as nove sequências de empilhamento ensaiadas. É possível afirmar também que o compósito C1-12S é o que atingiu o menor valor do módulo de elasticidade, representando uma redução de 63,77 % em relação ao compósito com doze camadas de aramida. As diferenças duas a duas entre as médias de  $E_f$  das nove sequências de empilhamento são apresentadas na Tabela 36, no Apêndice F.

Contudo, ao analisar as sequências de empilhamentos em bloco (C1-6A/6S e C1-6S/6A), constata-se que ambas as médias são consideradas estatisticamente iguais e, portanto, com relação à rigidez do compósito, não há diferença entre as configurações em bloco cujo carregamento ocorre na face do tecido de aramida ou na face do tecido de sisal. Já entre as sequências de empilhamentos do tipo sanduíche, pode-se afirmar que o valor de  $E_f$  do compósito híbrido C1-3A/6S/3A é 27,60 % maior que o do compósito C1-2A/8S/2A. Essa diferença entre as médias de ambos os compósitos pode ser explicada pela fração volumétrica de aramida, isso pois, o compósito, cujo valor do módulo de elasticidade é

maior, contém duas camadas a mais de tecido de aramida.

Por fim, entre as sequências de empilhamento intercaladas (C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/1S), o valor médio de  $E_f$  do compósito C1-1A/1S é 27,02 % maior que do compósito híbrido C1-2A/2S, ao passo que o compósito C1-3A/1S apresenta rigidez considerada estatisticamente igual às demais sequências de empilhamento intercaladas, ou seja, o compósito com maior fração volumétrica de fibra de aramida (C1-3A/1S) apresenta uma rigidez similar aos compósitos com três camadas de aramida a menos (C1-1A/1S e C1-2A/2S).

A Figura 54 apresenta a média e o desvio padrão da tenacidade de cada uma das nove sequências de empilhamento ensaiadas em flexão, através de um gráfico de colunas.

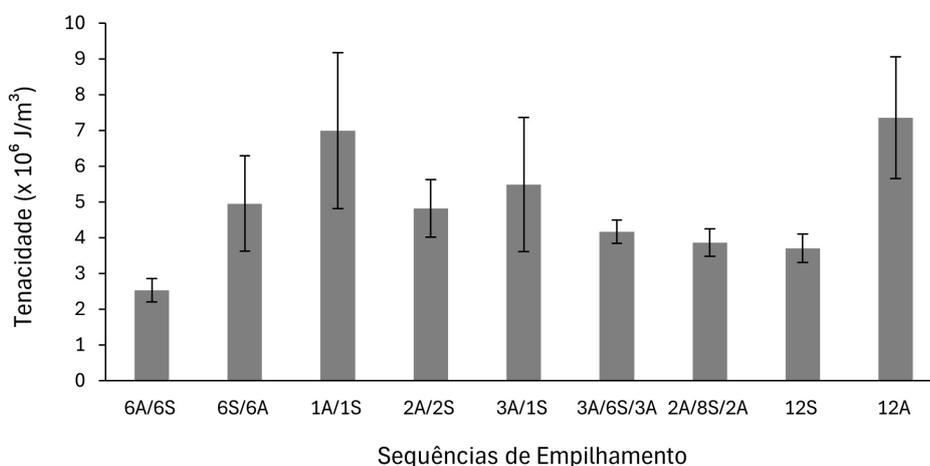


Figura 54 – Gráfico de colunas do valor do módulo de tenacidade à flexão das nove sequências de empilhamento (Condição 1 - C1).

Fonte: O Autor

Assim como as demais propriedades obtidas por meio do ensaio de flexão, o compósito C1-12A foi o que exibiu o maior valor de  $U_t$ , com  $7,35 \times 10^6$  J/m<sup>3</sup>, seguido pelo compósito híbrido C1-1A/1S e pelo compósito C1-3A/1S. A principal característica em comum entre esses compósitos é a elevada deformação de ruptura, combinada com uma alta tensão de ruptura. Em outras palavras, esses compósitos tendem a suportar uma maior deformação sem que a tensão diminua abruptamente até o ponto de ruptura. No entanto, é possível perceber, com auxílio da Tabela 11, que o desvio padrão desses compósitos é superior aos demais compósitos, o que pode ser comprovado pela diferença entre o comportamento das curvas tensão-deformação apresentadas na Figura 77 (c), (e) e (i).

Os resultados de tenacidade foram analisados estatisticamente, utilizando a ANOVA, cujo valor de valor de F calculado foi superior ao valor de F tabelado, o que comprova que as médias de  $U_t$  são diferentes com nível de significância de 5 %. Por conta disso, foi necessário verificar os resultados dois a dois, através do teste de Tukey, a fim de determinar

quais sequências de empilhamento exercem influência na tenacidade do compósito, sendo o valor calculado da d.m.s é de 2,36. Os parâmetros da análise de variância, assim como a diferença entre as médias de  $U_t$  utilizadas no teste de Tukey, são apresentadas nas Tabelas 34 e 37, no Apêndice E e F, respectivamente.

Portanto, de acordo com o teste de Tukey, pode-se afirmar que os compósitos C1-12A, C1-1A/1S e C1-3A/1S absorveram quantidades equivalentes de energia por unidade de volume no ensaio de flexão, ou seja, o desempenho desses compósitos com relação à tenacidade pode ser considerado estatisticamente similares. Tal fenômeno pode ser explicado pela maior quantidade de interfaces sisal/aramida ou aramida/aramida nesses compósitos, isso pois, a má adesão entre as interfaces com aramida acarreta em mecanismos de delaminação parcial ou total, conforme melhor ilustrado na seção 4.3, gerando uma maior absorção de energia até a ruptura do compósito. Além disso, o compósito C1-1A/1S, cujo valor de  $U_t$  foi destacado em negrito na Tabela 11, é o que apresenta a menor fração volumétrica de fibra sintética entre essas sequências de empilhamento, contribuindo para o desenvolvimento de materiais mais sustentáveis.

Ao comparar as sequências de empilhamento em bloco percebe-se que o compósito C1-6S/6A, além de apresentar uma maior resistência à flexão, também exibiu maior tenacidade. Já entre as sequências de empilhamento intercaladas, os compósitos C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/1S podem ser considerados estatisticamente similares. Entre as sequências de empilhamento do tipo sanduíche (C1-3A/6S/3A e C1-2A/8S/2A), ambos exibem valores de  $U_t$  similares.

## 4.3 Caracterização da Superfície de Fratura

A investigação dos mecanismos de fratura e de deformação, resultantes do impacto do projétil no ensaio balístico com munições calibre 7,62 mm e 9 mm, foi conduzida por meio da análise dos aspectos macro e microscópico dos compósitos híbridos. Além disso, foi analisado também o comportamento da fratura nas diferentes sequências de empilhamento submetidas ao ensaio de flexão.

### 4.3.1 Análise Macrográfica

#### 4.3.1.1 Ensaio balístico com munição calibre 7,62 mm

Após o ensaio balístico com munição calibre 7,62 mm, todos os compósitos mantiveram-se íntegros, ou seja, as amostras mantiveram-se monolíticas, o que é fundamental para a fabricação de um material destinado à proteção balística, mantendo assim sua integridade estrutural nas regiões adjacentes ao impacto (12, 50). Na Figura 55, é apresentada a superfície de impacto do projétil das nove sequências de empilhamento

propostas, após os quatro disparos realizados.

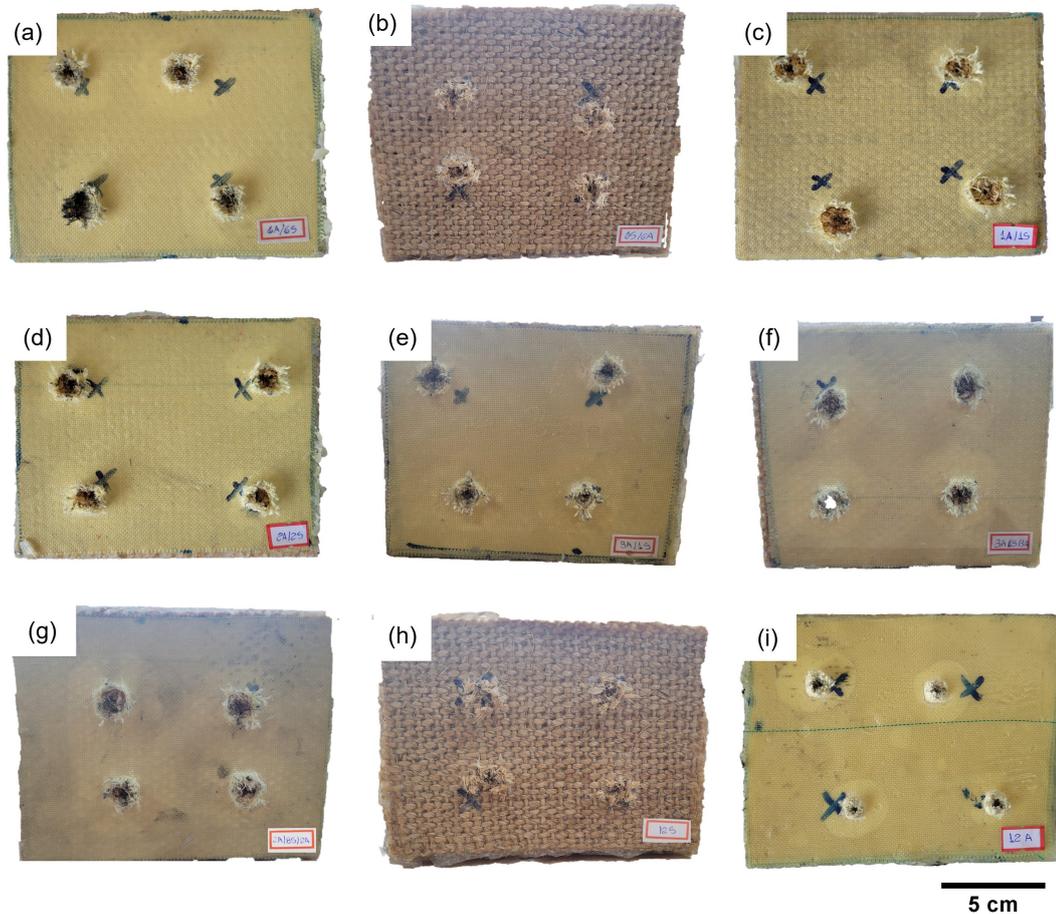


Figura 55 – Compósitos íntegros após ensaio balístico com munição calibre 7,62 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-6S/6A; (c) C1-1A/1S; (d) C1-2A/2S; (e) C1-3A/1S; (f) C1-3A/6S/3A; (g) C1-2A/8S/2A; (h) C1-12S; (i) C1-12A

Fonte: O Autor

Além disso, a análise macroscópica da região do impacto mostrou diferentes mecanismos de fratura, como ruptura das fibras de aramida e de sisal, fragmentação e fissuração da matriz epóxi, formação da cunha de deformação (108), assim como resíduos de pólvora deixados pela munição, conforme ilustrado na Figura 56 para as sequências de empilhamento C1-6A/6S, C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-12A. Percebe-se que para os compósitos, cuja camada posterior ao impacto é de tecido de sisal, a ruptura das fibras de sisal é predominante, enquanto que para os compósitos cuja camada posterior é composta pelo tecido de aramida, a formação da cunha de deformação é mais proeminente. Ainda sim, há a ruptura das fibras, tanto de sisal quanto de aramida, em função da passagem do projétil, no entanto, para os compósitos C1-2A/2S e C1-12A a cunha de deformação é mais visível que para os compósitos C1-6A/6S e C1-1A/1S. Tal mecanismo pode ser explicado pelas melhores e maiores propriedades mecânicas da fibra de aramida em relação à fibra

de sisal, o que acarreta em uma maior resistência à ruptura e, conseqüentemente, em uma maior deformação, gerando um cone de deformação mais destacado. No compósito C1-1A/1S é possível visualizar também o cone de deformação menos predominante, isso pois, a camada logo abaixo da última camada de sisal é de aramida, o que influencia diretamente na deformação do compósito e na criação do cone. Além disso, nos compósitos cuja camada externa é de tecido de sisal, observa-se a presença de fragmentos de resina epóxi aderidos à fibra, conforme ilustrado na Figura 56 (a) e (b). Já nos compósitos onde a última camada é de tecido de aramida, a resina epóxi desprende-se totalmente ao redor do cone de deformação, como mostra a Figura 56 (c) ou parcialmente como na Figura 56 (d), caracterizando uma má aderência da matriz com o tecido de aramida.

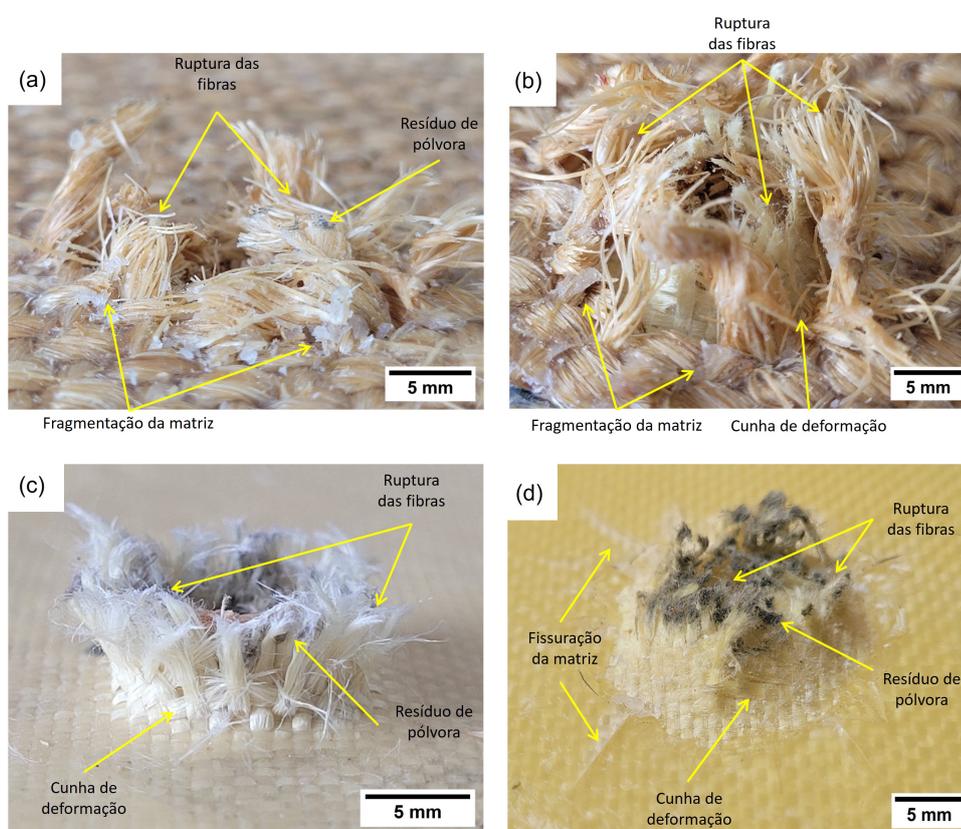


Figura 56 – Mecanismos de fratura dos compósitos com munição calibre 7,62 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-1A/1S; (c) C1-2A/2S; (d) C1-12A

Fonte: O Autor

Ainda que a identificação do cone de deformação seja mais evidente para as seqüência de empilhamento cujas camadas posteriores são de aramida, todos os compósitos apresentaram mecanismos de deformação e fratura similares quando sujeitos ao impacto de maior velocidade (7,62 mm), ou seja, a deformação dos CPs restringe-se, basicamente, à região do disparo, o que corresponde com os resultados de energia absorvida  $E_{abs}$   $E_{Espessura}$  apresentados na seção 4.1. Portanto, as nove seqüências de empilhamento não influenciaram estatisticamente no desempenho balístico dos compósitos. Isso ocorre porque os diferentes

mecanismos de falha se assemelham, onde a ruptura das fibras na direção do disparo prevalece devido à alta energia e velocidade do projétil (104).

#### 4.3.1.2 Ensaio balístico com munição calibre 9 mm

Já o ensaio de velocidade residual com munição calibre 9 mm revelou que o compósito C1-6S/6A foi o que obteve o melhor desempenho e, conseqüentemente, absorveu a maior quantidade de energia em função da espessura, assim como o compósito C1-3A/6S/3A, que também apresentou desempenho superior ao compósito reforçado com doze camadas de aramida (C1-12A). Esses resultados podem ser explicados pelo aspecto macrográfico dos respectivos CPs após o impacto com o projétil, uma vez que ambos os compósitos apresentam uma característica em comum que os diferenciam das demais sequências de empilhamento: as últimas camadas de reforço, opostas à face de impacto, são constituídas por tecido de aramida.

Portanto, o principal mecanismo de deformação que pode ser observado nos dois compósitos, de acordo com as Figuras 57 e 58, é a delaminação total dessas últimas camadas de aramida. Esse mecanismo se assemelha com o que foi discutido na seção 4.3.1.1, onde as sequências de empilhamento cujas camadas opostas ao impacto são de aramida, apresentaram cones de deformação mais proeminentes, ou seja, há uma maior deformação das camadas de aramida na região do disparo, em função das melhores propriedades mecânicas da fibra sintética, ainda que estatisticamente o desempenho balístico de todos os compósitos seja igual. Além disso, percebe-se que as camadas de aramida que descolaram foram justamente na interface entre as camadas de tecido de sisal e aramida, comprovando uma má aderência entre as fibras sintéticas e a matriz epóxi, o que pode ser provocado tanto por incompatibilidade química, como também pela reduzida rugosidade superficial do tecido de aramida (108).

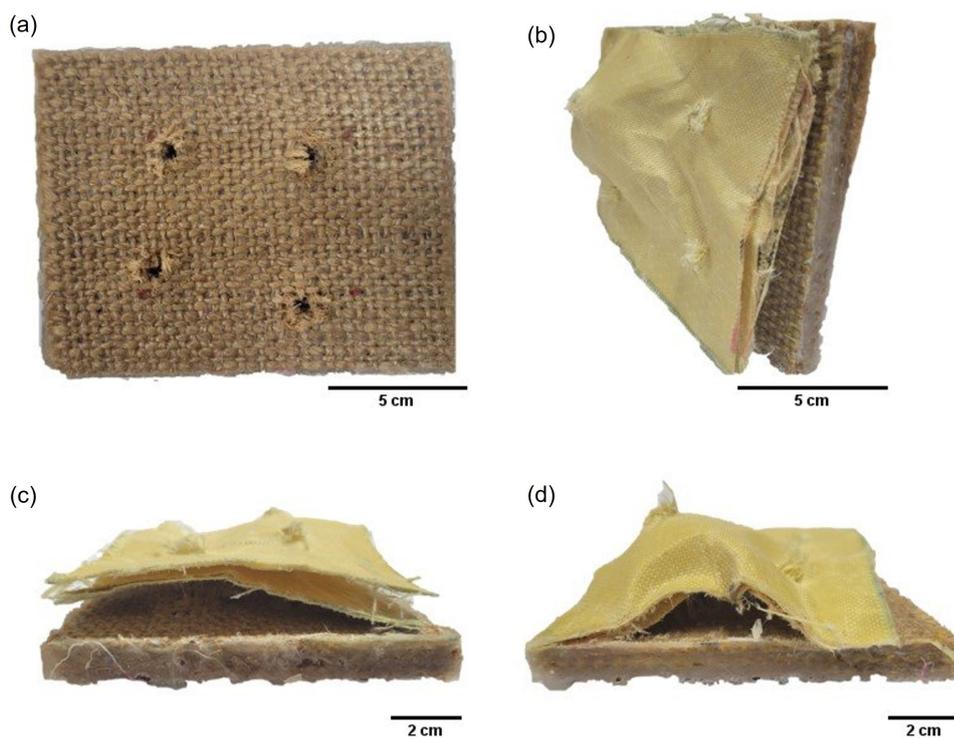


Figura 57 – Compósito híbrido C1-6S/6A após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) Face do impacto; (b) Face posterior - Vista lateral 1; (c) Face posterior - Vista lateral 2; (d) Face posterior - Vista lateral 3;

Fonte: O Autor

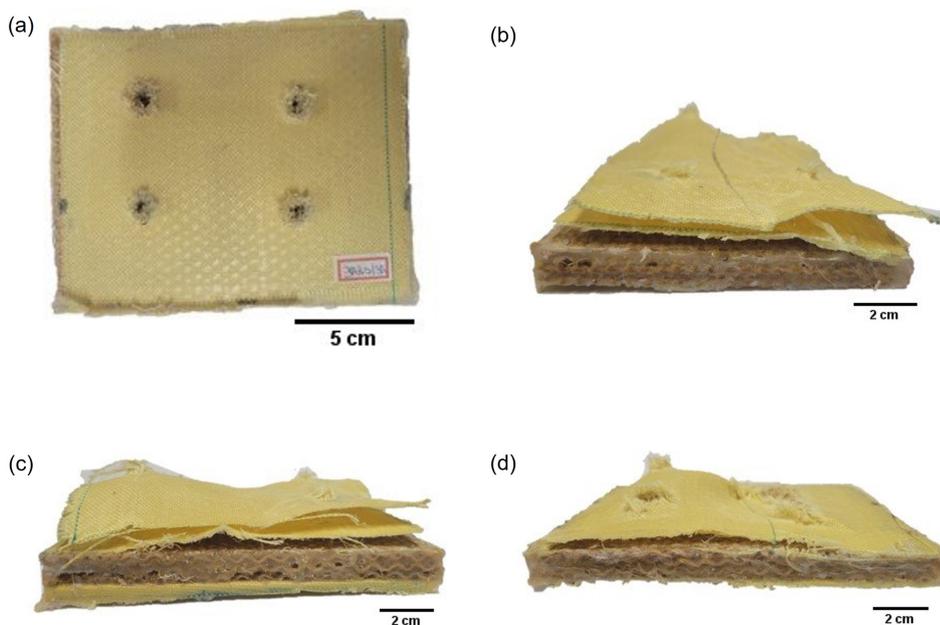


Figura 58 – Compósito híbrido C1-3A/6S/3A após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) Face do impacto; (b) Face posterior - Vista lateral 1; (c) Face posterior - Vista lateral 2; (d) Face posterior - Vista lateral 3;

Fonte: O Autor

Já as demais sequências de empilhamento submetidas ao ensaio com munição 9 mm (C1-6A/6S, C1-1A/1S, C1-3A/1S e C1-12A), cujo desempenho balístico foi considerado estatisticamente igual, podem também ser associadas à mecanismos de fratura similares, conforme apresentado na Figura 59, onde são observadas a face de impacto de cada um dos compósitos. Percebe-se que a região de deformação se restringe ao local da trajetória do projétil, no qual há a predominância da ruptura das fibras de sisal e de aramida. Além disso, é possível perceber que as amostras mantiveram-se íntegras, uma vez que nenhuma camada de tecido sofreu descolamento. Esse comportamento dos compósitos ensaiados com munição calibre 9 mm se assemelha aos compósitos ensaiados com munição calibre 7,62 mm, pois comprova que essas sequências de empilhamento propostas não influenciam no desempenho balístico dos compósitos híbridos.

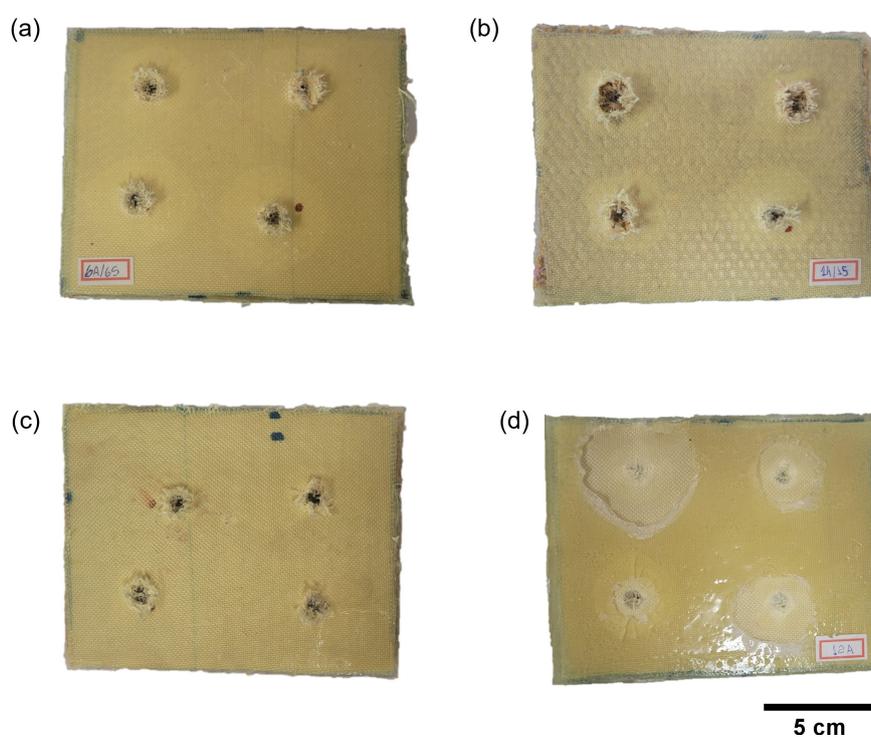


Figura 59 – Compósitos íntegros após ensaio balístico com munição calibre 9 mm: (a) C1-6A/6S; (b) C1-1A/1S; (c) C1-3A/1S; (d) C1-12A

Fonte: O Autor

#### 4.3.1.3 Ensaio de Flexão

A análise macrográfica das amostras ensaiadas em flexão mostrou que os corpos de prova apresentaram diferentes mecanismos de fratura, entre eles a ruptura das fibras naturais e a delaminação parcial ou total das camadas, conforme apresentado na Figura 60, onde a seta amarela indica a direção do carregamento durante o ensaio. As sequências de empilhamento híbridas C1-6S/6A e C1-3A/6S/3A foram as que exibiram os maiores resultados de resistência à flexão, em decorrência da configuração das camadas de tecido de

aramida, posicionadas nas camadas opostas ao carregamento, ou seja, na região tracionada do corpo de prova. Isso pois, a elevada resistência à tração da fibra sintética de aramida, associada a sua disposição no compósito, gerou melhores resultados no ensaio de flexão para essas sequências de empilhamento. Por conta disso, é possível perceber, através da Figura 60 (b) e (f), o mecanismo de delaminação total das camadas de aramida tracionadas em relação às camadas mais internas de sisal, comprovando a má aderência entre as fibras sintéticas e a resina epóxi. Portanto, assim como verificado e discutido nas seções 4.3.1.1 e 4.3.1.2, os compósitos cujas camadas opostas ao carregamento são constituídas por tecido de aramida, tendem a apresentar o melhor desempenho, em virtude das melhores propriedades da fibra sintética, em especial, seu alto módulo e resistência a tração.

Em razão das elevadas propriedades mecânicas da fibra de aramida, o compósito C1-12A foi o que apresentou o melhor desempenho dentre as nove sequências de empilhamentos ensaiadas em flexão. No entanto, conforme apresentado na Figura 60 (i), é possível perceber a presença da delaminação parcial e total das camadas de aramida como principal mecanismo de deformação do compósito, o que corrobora com a premissa de que a interface entre as camadas do tecido de aramida é frágil. Contudo, por conta do seu alto módulo de elasticidade e resistência à tração, as fibras de aramida suportam grande parte do carregamento sem romper, o que acarreta com o desempenho elevado do compósito quando submetido à cargas estáticas de flexão.

As demais sequências de empilhamento, cuja camada oposta ao carregamento é de sisal, apresentaram como principal mecanismo de deformação a ruptura dessas fibras, gerando um menor valor de resistência à flexão. Esses resultados podem ser justificados pelas macrografias dos compósitos C1-6A/6S, C1-1A/1S, C1-2A/2S, C1-3A/1S, C1-2A/8S/2A e C1-12S apresentados na Figura 60 (a), (c), (d), (e), (g) e (h) respectivamente. Além da ruptura das fibras de sisal, é possível identificar a delaminação parcial ou total entre as camadas de sisal e aramida no interior dos compósito ou nas camadas superiores em todas as sequências de empilhamento. No entanto, o único compósito que não apresenta nenhum mecanismo de delaminação é o C1-12S, o que reforça a premissa de que a interface entre as camadas de sisal e aramida são fracas e, por isso, geram pontos de delaminação parcial ou até mesmo total, levando ao descolamento das camadas. Ambos os mecanismos de fratura, podem ser observados com maiores detalhes na Figura 61, onde é apresentado o compósito C1-1A/1S.

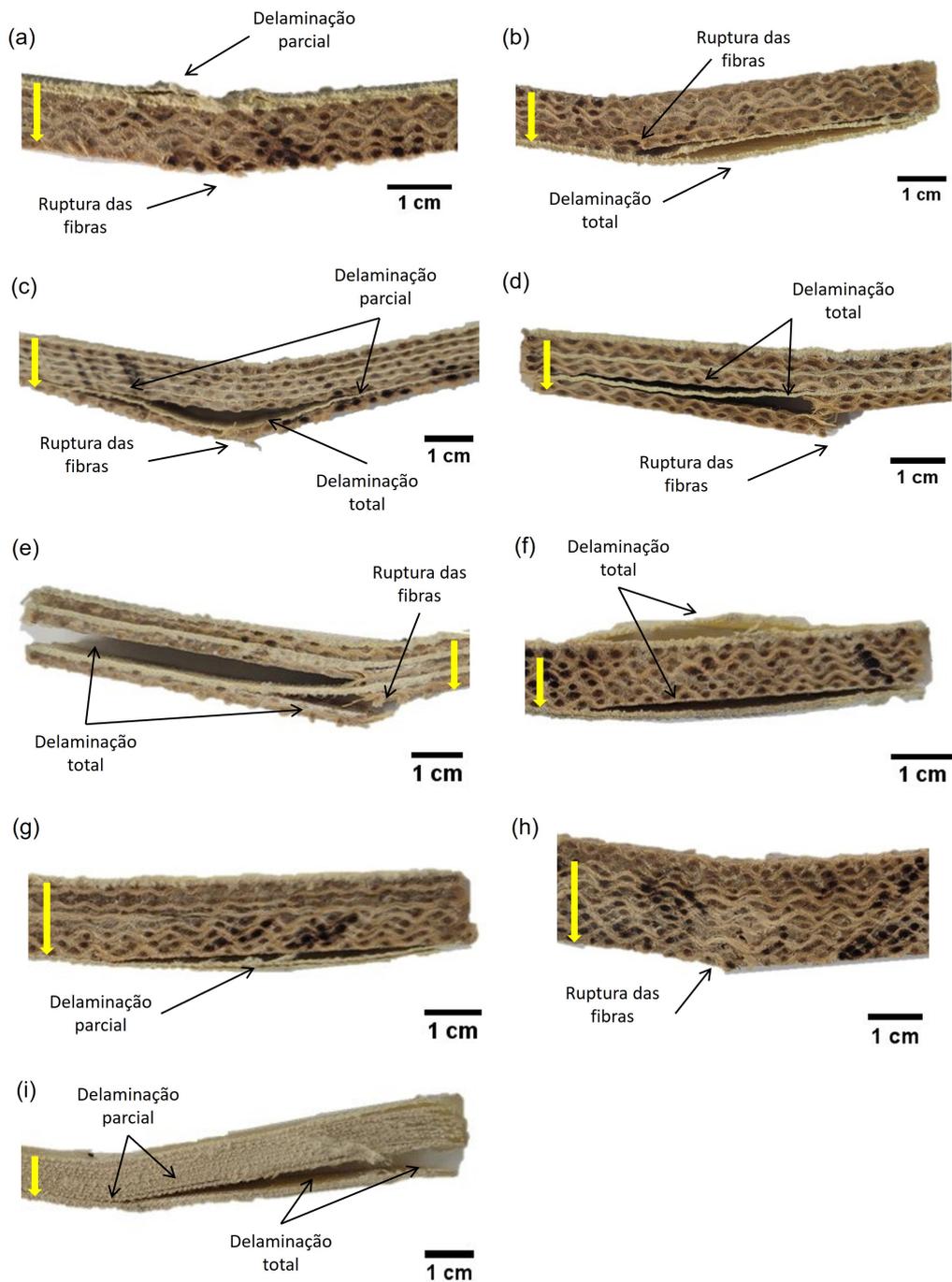


Figura 60 – Mecanismos de fratura predominantes nos compósitos após ensaio de flexão: (a) C1-6A/6S; (b) C1-6S/6A; (c) C1-1A/1S; (d) C1-2A/2S; (e) C1-3A/1S; (f) C1-3A/6S/3A; (g) C1-2A/8S/2A; (h) C1-12S; (i) C1-12A

Fonte: O Autor

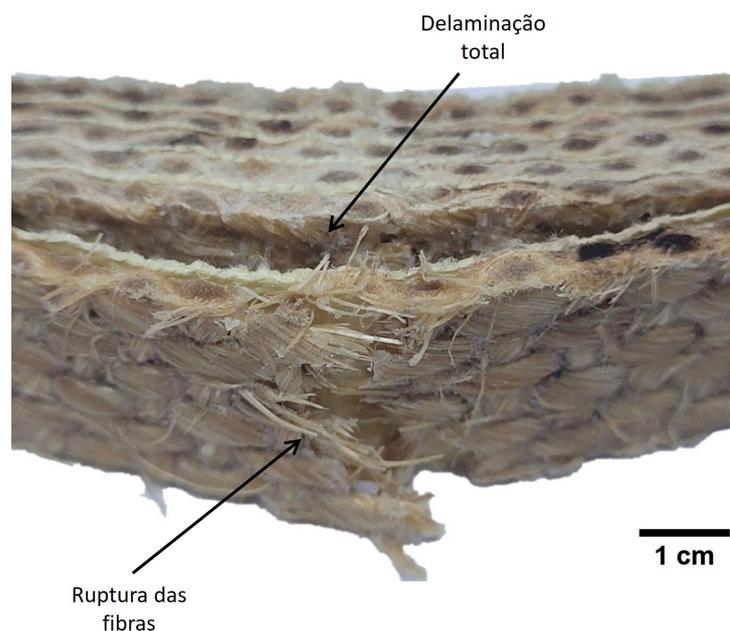


Figura 61 – Mecanismos de fratura predominantes no compósito híbrido C1-1A/1S após ensaio de flexão

Fonte: O Autor

#### 4.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A região onde as amostras sofreram o impacto durante o ensaio balístico, assim como a área ao redor do cone de deformação, foram analisadas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV). A Figura 62 apresenta uma micrografia da região de fratura das fibras de aramida, por onde houve a passagem do projétil. Além disso, é possível observar a trama do tecido de aramida, comprovando a homogeneidade e regularidade do tecido sintético.

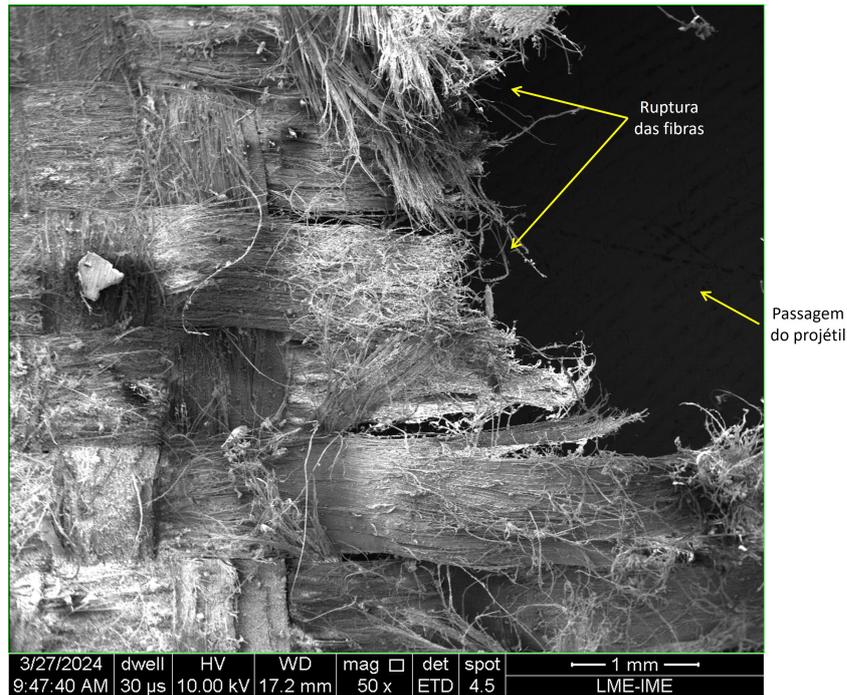


Figura 62 – Micrografia do compósito C1-12A na região da passagem do projétil.

Fonte: O Autor

As macrografias das amostras ensaiadas em flexão e balística revelaram que a adesão entre o tecido de aramida e a matriz epóxi pode ser considerada fraca. Essa observação é confirmada pelo processo de delaminação parcial e completa que ocorre nas interfaces de aramida nos diferentes compósitos, sendo também comprovada pela micrografia apresentada na Figura 63, onde pode-se perceber que o tecido de aramida, ao sofrer uma delaminação completa na amostra, deixa uma espécie de impressão da sua trama na matriz. A micrografia foi realizada na interface sisal/aramida do compósito C1-3A/1S, sendo que a face observada no MEV é da matriz epóxi recobrimdo a camada de tecido de sisal, porém é nítida que a camada de tecido de aramida que foi totalmente descolada do compósito durante o corte da amostra, deixou uma estampa da sua trama, corroborando com a premissa de que há uma má adesão nas interfaces do tecido de aramida. Essa baixa adesão pode ser justificada por uma precária molhabilidade da matriz entre a trama do tecido de aramida, uma vez que este apresenta poucos espaços entre as fibras, impossibilitando a passagem da resina pelas fibras.

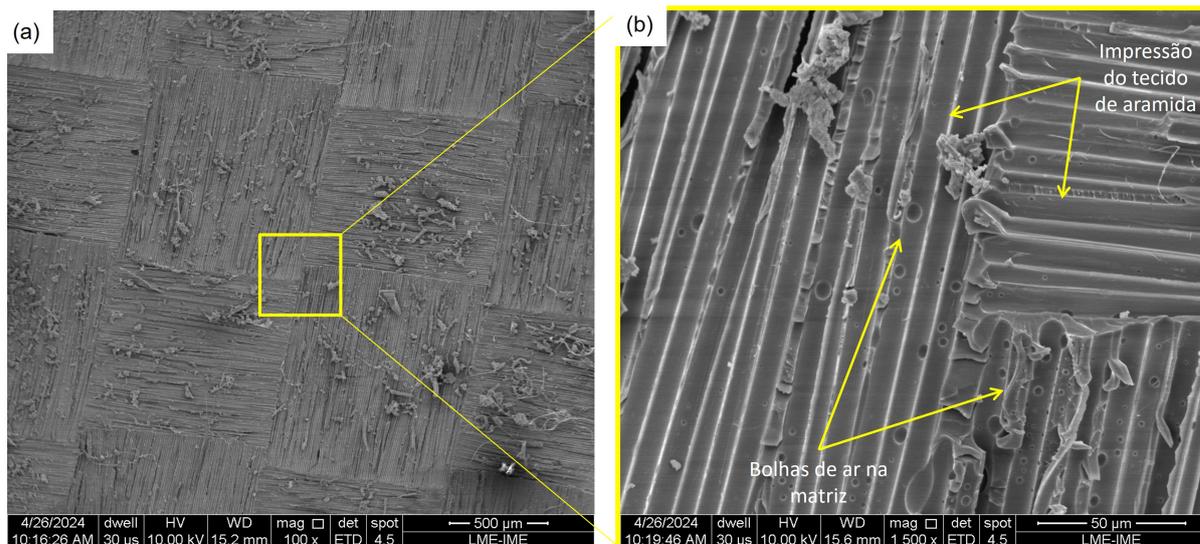


Figura 63 – Micrografia da impressão da trama do tecido de aramida na matriz epóxi: (a) 100x e (b) 1500x.

Fonte: O Autor

Além disso, as micrografias das amostras também possibilitaram a visualização das fibras de aramida e de sisal e suas diferenças microestruturais. Portanto, a Figura 64 apresenta micrografias da fibra de sisal, na qual é possível verificar a sua geometria, o diâmetro de uma das fibras e a heterogeneidade da fibra natural (9). A Figura 64 (a) revela o diâmetro de uma das fibras de sisal do compósito C1-2A/2S, cujo valor é condizente com o apresentado na literatura (9). Já a Figura 64 (b) apresenta a geometria do feixe de fibras de sisal que compõem o tecido, onde observa-se a torção realizada no feixe. A microestrutura heterogênea da fibra de sisal pode ser analisada na Figura 64 (c), através da rugosidade na superfície da fibra e sua seção transversal elipsoidal. A Figura 64 (d) mostra a adesão entre a matriz epóxi fragmentada, devido à fratura do corpo de prova, e a fibra de sisal, o que corrobora com a premissa de que, além da molhabilidade da fibra de sisal pela matriz ser mais eficiente, o compósito reforçado com fibra de sisal funciona como as duas primeiras camadas utilizadas em um SBM. O compósito sisal/epóxi teria como principal finalidade desgastar a ponta do projétil e absorver a maior parte da energia de impacto através de mecanismos de dissipação de energia como nucleação e coalescimento de trincas, como também absorver os fragmentos do projétil e da matriz epóxi (50, 105).

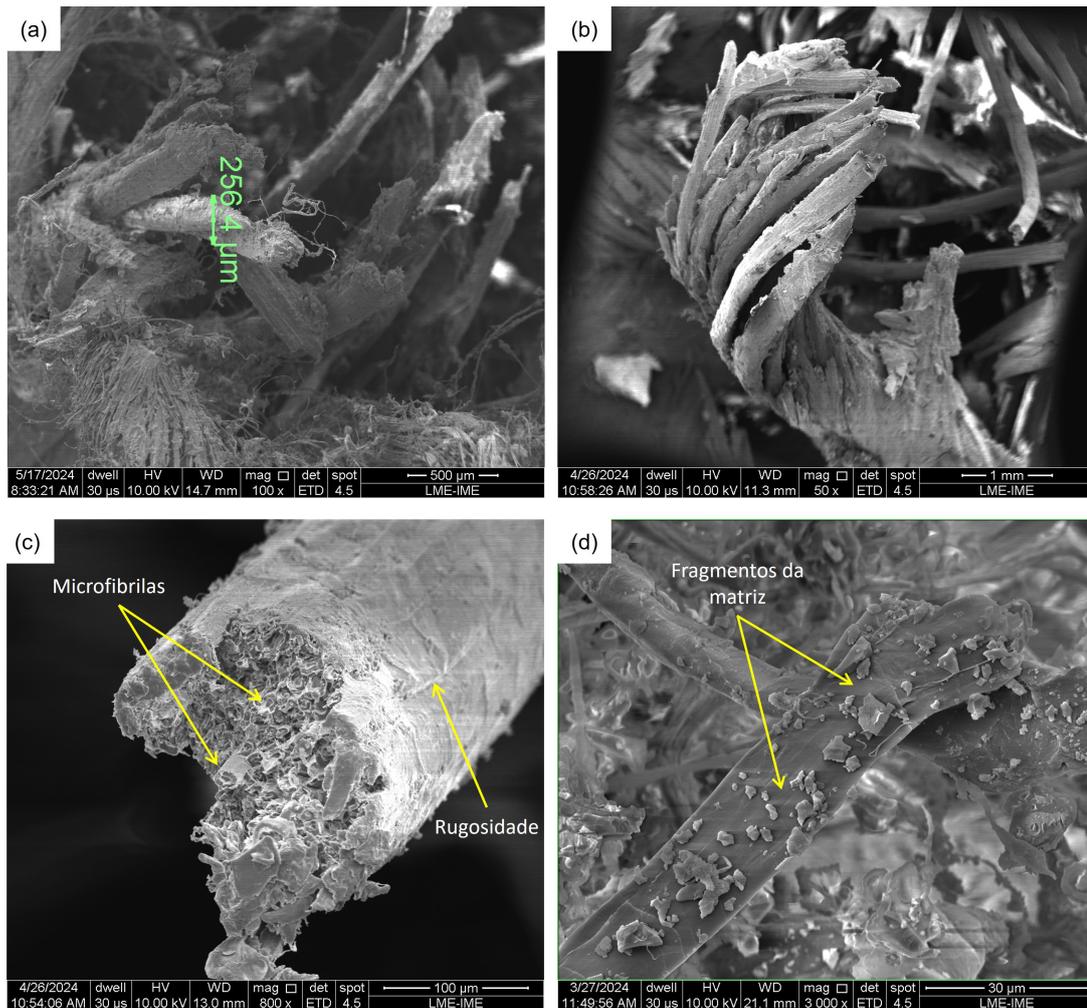


Figura 64 – Micrografias da fibra de sisal: (a) Diâmetro da fibra no compósito híbrido C1-2A/2S - 100x; (b) Feixe torcido de fibras - 50x; (c) Seção transversal de uma fibra - 500x e (d) Adesão de fragmentos da matriz pela fibra - 3000x.

Fonte: O Autor

A microestrutura homogênea das fibras de aramida também foram observadas através da análise de MEV no compósito híbrido C1-6S/6A, conforme apresentada na Figura 65, onde é possível observar o tecido de aramida com magnificação de 100x (a) e a superfície homogênea da fibra de aramida, assim como o diâmetro de uma das fibras com magnificação de 1000x (b) (9).

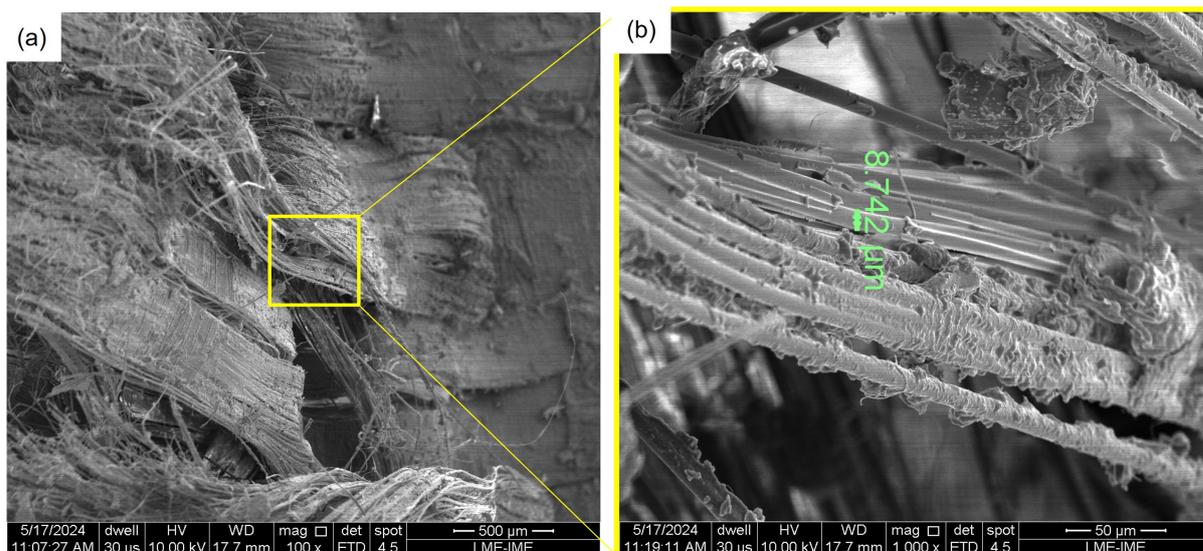


Figura 65 – Micrografia da fibra de aramida no compósito híbrido C1-6S/6A: (a) Tecido de aramida - 100x e (b) Diâmetro da fibra - 1000x.

Fonte: O Autor

## 4.4 Caracterização Térmica

### 4.4.1 Análise Dinâmico-Mecânica (DMA)

A análise dinâmico-mecânica dos compósitos foi realizada com as sequências de empilhamento da condição 2, ou seja, com os compósitos híbridos C2-2A/2S, C2-2S/2A, C2-1A/1S, C2-1A/2S/1A, como também com os compósitos C2-4S e C2-4A. A Tabela 12 resume os resultados obtidos através do ensaio para os cinco compósitos ensaiados: módulo de armazenamento máximo ( $E'$ ), o módulo de perda máximo ( $E''$ ) e a temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ).

Tabela 12 – Resultados obtidos através da análise dinâmico-mecânica.

Sequência de Empilhamento	$E'$ (MPa)	$E''$ (MPa)	$T_g$ (°C)
C2-2A/2S	5631	498	80
C2-2S/2A	5597	422,9	82
C2-1A/1S	4181	503,4	78
<b>C2-1A/2S/1A</b>	<b>7535</b>	629,1	79
C2-4S	3287	338	82
C2-4A	9107	1228	79

Fonte: O Autor

A Figura 66 exibe as cinco curvas representativas do módulo de armazenamento para as sequências de empilhamento ensaiadas.

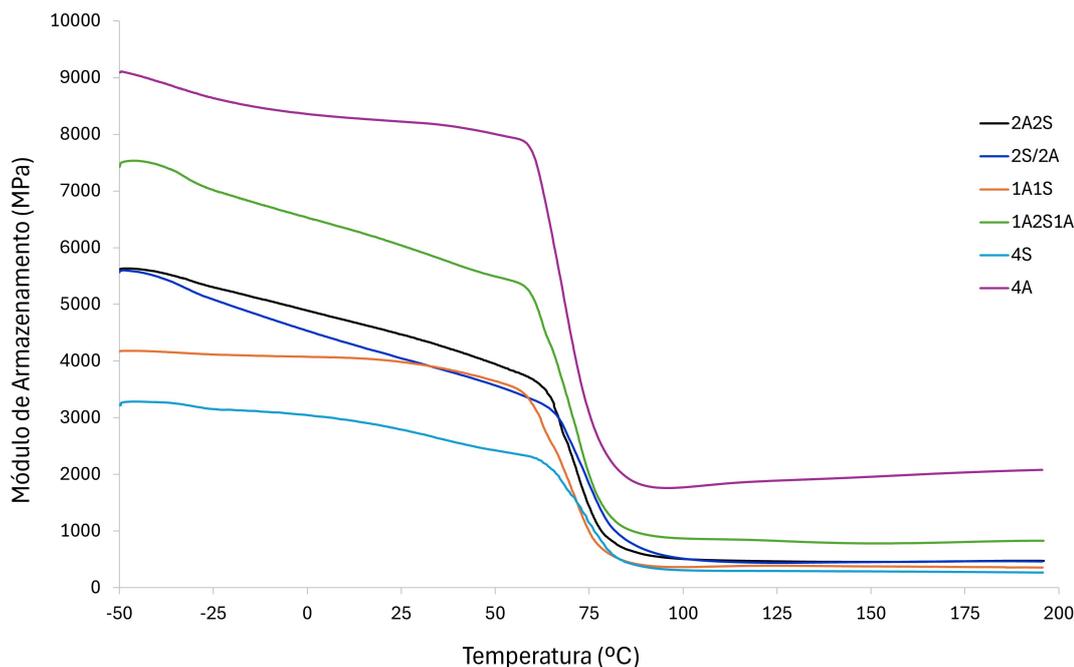


Figura 66 – Curvas do módulo de armazenamento das cinco sequências de empilhamento (Condição 2 - C2)

Fonte: O Autor

É possível perceber que o compósito C2-4A foi o que atingiu o maior valor de  $E'$  (9107 MPa) em contraste com o compósito apenas de sisal, o C2-4S, que atingiu o menor valor dentre as seis sequências de empilhamento ensaiadas (3287 MPa). Portanto, é possível afirmar que a substituição de camadas de sisal por camadas de tecido de aramida acarretam no aumento do módulo de armazenamento, o que está diretamente relacionado com a rigidez do compósito. Isso pois, os compósitos híbridos apresentaram valores de  $E'$  intermediários aos compósitos reforçados apenas com sisal (C2-4S) e apenas com aramida (C2-4A). A sequência de empilhamento intercalada (C2-1A/1S) apresentou uma melhoria no módulo de armazenamento em relação ao compósito C2-4S, seguido pela sequência de empilhamento em bloco (C1-2S/2A), cujo carregamento foi realizado na face do tecido de sisal e pelo compósito C1-2A/2S, cujo carregamento foi na camada de aramida. Já a sequência de empilhamento do tipo sanduíche (C2-1A/2S/1A) foi a que exibiu o maior valor de  $E'$  entre os compósitos híbridos ensaiados (7535 MPa), conforme destacado em negrito na Tabela 12, o que pode estar relacionado com o posicionamento das camadas de aramida, onde estas encontram-se tanto na face em contato com o carregamento, quanto na face oposta ao carregamento.

As curvas do módulo de perda de cada uma das cinco sequências de empilhamento ensaiadas são apresentadas na Figura 67.

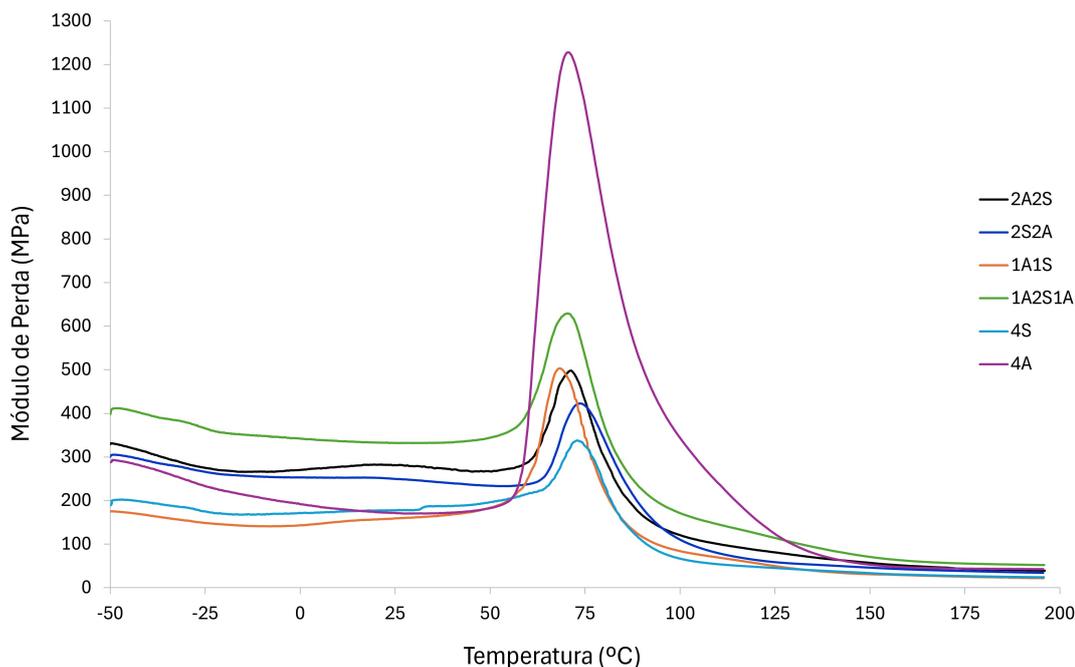


Figura 67 – Curvas do módulo de perda das cinco sequências de empilhamento (Condição 2 - C2)

Fonte: O Autor

Através da análise da Figura 67 pode-se afirmar que o módulo de perda das diferentes sequências de empilhamento apresentaram comportamento similar ao exibido nas curvas do módulo de armazenamento, ou seja, o compósito C2-4A atingiu o maior de  $E''$  (1228 MPa), o compósito C2-4S apresentou o menor valor (338 MPa) e os compósitos híbridos atingiram valores intermediários, variando de 422,9 MPa a 629,1 MPa. O módulo de perda está associado à tendência viscoelástica do material, portanto, o compósito C2-4A foi o que apresentou uma maior mobilidade das cadeia moleculares com o aumento da temperatura, isso pode ser explicado pelos materiais constituintes do compósito serem integralmente poliméricos, fibras sintéticas de aramida e matriz epóxi. Além disso, é possível observar um alargamento dos picos do módulo de perda, com comportamento semelhante às demais propriedades, ou seja, o compósito C2-4S apresenta um pico menos largo, os compósitos híbridos com duas camadas de sisal e duas de aramida apresentam picos ligeiramente mais largos, porém similares entre si, e o compósito C2-4A é o que exibe o pico mais largo. Tal fenômeno pode ser explicado pela diferença entre as temperaturas de transição da aramida e da resina epóxi, levando a um alargamento do pico devido à sobreposição das transições individual de cada elemento do compósito.

A Figura 68 mostra as curvas da Tan Delta para as seis compósitos estudados. O valor da  $T_g$  foi obtido através do pico de Tan Delta, ou seja, a temperatura na qual ocorreu o ponto máximo da curva.

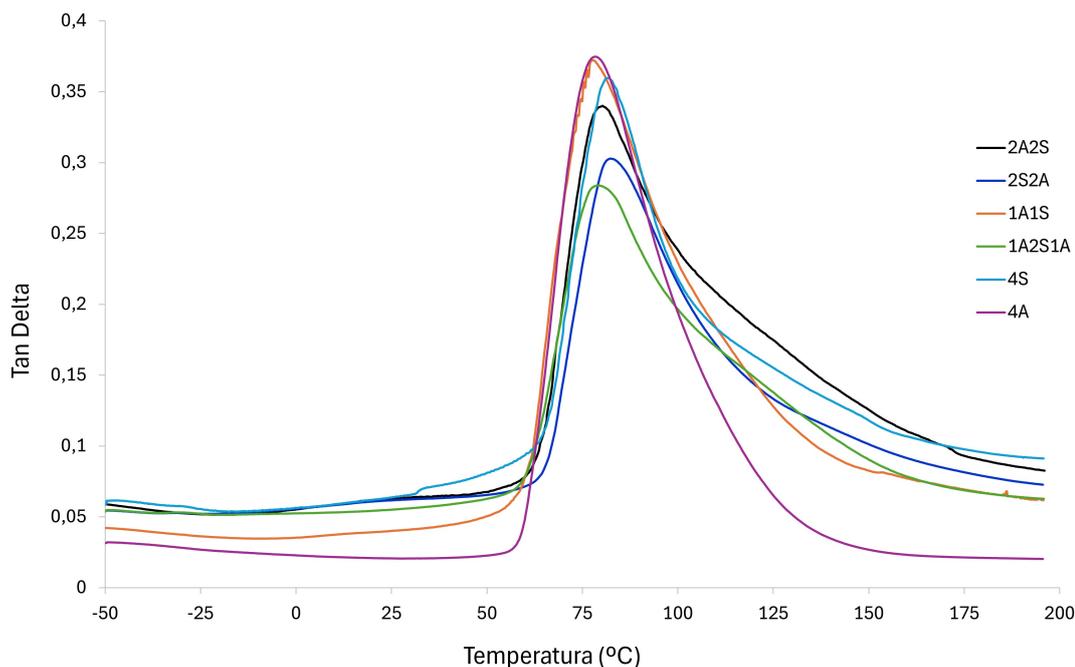


Figura 68 – Curvas da Tan Delta das cinco sequências de empilhamento (Condição 2 - C2)

Fonte: O Autor

Os valores da temperatura de transição vítrea permaneceram próximas para os seis compósitos ensaiados, variando de 78 °C, para o compósito C2-1A/1S, a 82 °C, para os compósitos C2-4S e C2-2S/2A. A  $T_g$  está associada à adesão entre as camadas de tecido e a matriz, portanto, maiores valores de  $T_g$  indicam uma melhor e maior adesão entre as fibras e a matriz. Em vista disso, sugere-se que o compósito constituído apenas por camadas de tecido de sisal apresenta a maior  $T_g$ , o que indica uma melhor interface fibra matriz, assim como o compósito híbrido C2-2S/2A, cujo carregamento ocorreu na face da camada de sisal. Por outro lado, o compósito de sequência de empilhamento intercalada apresentou o menor valor da  $T_g$ , sugerindo uma interface fibra matriz mais fraca (109). Tal resultado reforça a premissa levantada na seção 4.3, cuja delaminação ocorre sobretudo na interface entre as camadas de aramida e sisal, e por conta disso, mais interfaces, característica do compósito com camadas intercaladas, podem gerar um valor menor da  $T_g$ .

No entanto, a temperatura de transição vítrea, na verdade, é uma faixa de temperaturas no qual ocorrem modificações nas cadeias moleculares do material, porém é usual referir-se à  $T_g$  como sendo um único valor. Por conta disso, ainda que a diferença entre as temperaturas de  $T_g$ , indicadas na Tabela 12, possam ser relacionadas com as propriedades de cada sequência de empilhamento, é importante ressaltar que elas apresentam valores muito próximos, o que também pode caracterizar uma mesma faixa de temperatura de transição vítrea para todos os compósitos da condição 2.

#### 4.4.2 Análise Termogravimétrica (TGA)

Os compósitos híbridos da condição 2 (quatro camadas de reforço), assim como amostras da resina epóxi, da fibra de sisal e de fibra de aramida foram submetidos à análise termogravimétrica. Os eventos térmicos observados durante os ensaios, para cada amostra, são apresentados na Tabela 13. Entre eles destacam-se a perda de massa inicial, ou seja, a porcentagem de massa perdida pela amostra até o início do primeiro evento térmico, a temperatura do início da degradação da amostra, a temperatura corresponde à máxima taxa de degradação e o resíduo da amostra ao final do ensaio, em 700 °C. A amostra denominada de C2-Híbrido representa os compósitos híbridos C2-2A/2S, C2-2S/2A, C2-1A/1S e C2-1A/2S/1A cujas frações volumétricas de reforço são iguais (45,37%).

Tabela 13 – Resultados obtidos através da análise termogravimétrica.

Amostras	Perda de massa inicial (%)	Temp. do início da degradação (°C)	Temp. da máx. taxa de degradação (°C)	Resíduo (%)
Epóxi	2,8	257	347	2,17
Fibra de sisal	11,6	207	307	2,02
Fibra de aramida	10,7	436	603	7,36
C2-4S	8,2	210	338	3,21
C2-4A	2,6	255	358	1,30
<b>C2-Híbrido</b>	7,3	<b>228</b>	336	8,61

Fonte: O Autor

Na Figura 69 podem ser observadas as curvas de TGA e DTG obtidas através do ensaio térmico para a resina epóxi, utilizada como matriz nos compósitos.

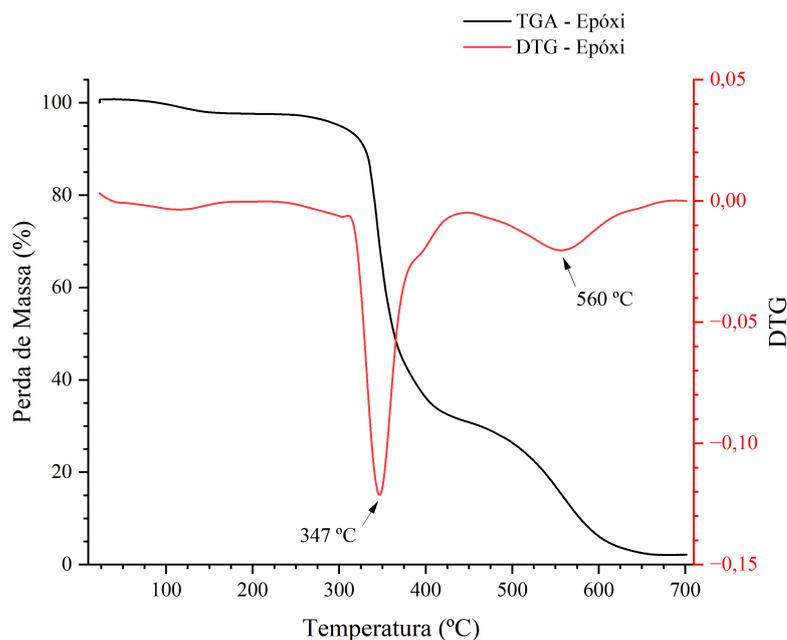


Figura 69 – Curvas de TGA e DTG da resina epóxi utilizada como matriz nos compósitos.

Fonte: O Autor

Observa-se uma perda de massa inicial da resina epóxi de 2,8 %, o que pode ser considerada desprezível, em função da baixa umidade presente na amostra. Em 257 °C inicia-se o processo de degradação da resina epóxi, caracterizada pelo início do pico na curva de DTG, cujo valor máximo ocorre em cerca de 347 °C. Essa temperatura corresponde à taxa de máxima decomposição térmica do material, representado na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica. Um segundo pico na curva de DTG pode ser observada em 560 °C, o que representa a degradação e ruptura das cadeias poliméricas. Além disso, ao atingir a temperatura de 700 °C, verificou-se um resíduo da amostra ensaiada de 2,17 %. Vale ressaltar que tais valores são similares aos apresentados em demais estudos na literatura, comprovando a eficácia do ensaio neste trabalho (110, 111).

A Figura 70 apresenta as curvas de TGA e DTG da fibra de sisal utilizada na forma de tecido como reforço nos compósitos.

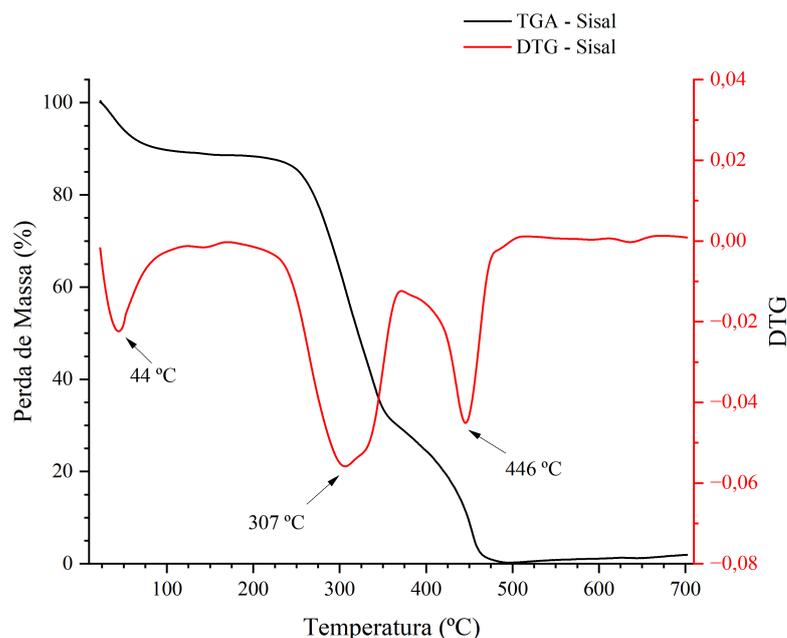


Figura 70 – Curvas de TGA e DTG da fibra de sisal utilizada como reforço nos compósitos.

Fonte: O Autor

Observa-se, através da queda inicial na curva de TGA e no pico da curva de DTG, a 44 °C, uma perda de massa de 11,6 %, correspondente à umidade presente nas FNLs, em decorrência da sua característica hidrofílica (32, 38). A variação mássica de 11% do tecido de sisal após permanência na estufa, apresentada na seção 3.2.3, decorrente da diminuição no teor de umidade presente nas fibras, é comprovada pelo resultado obtido no ensaio de TGA. O início da degradação das fibras de sisal ocorre a cerca de 207 °C, indicado pelo início do pico da curva de DTG. Esse comportamento é seguido por dois picos em 307 °C e 446 °C, indicando a degradação térmica da celulose/hemicelulose e da lignina, respectivamente. O resíduo apresentado ao fim do ensaio foi de 2,02 % (112, 113, 114, 115).

Na Figura 71 é possível observar as curvas de TGA e DTG para as fibras de aramida utilizadas como reforço nos compósitos.

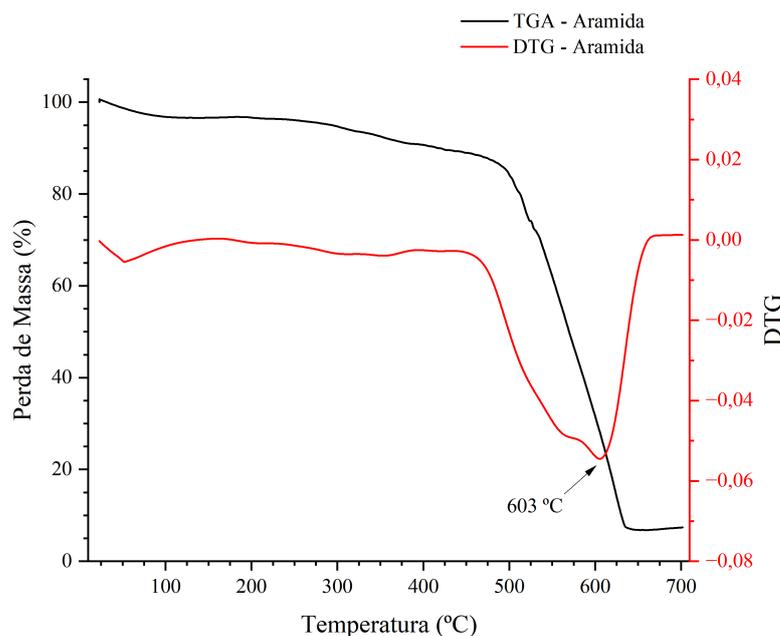


Figura 71 – Curvas de TGA e DTG da fibra de aramida utilizada como reforço nos compósitos.

Fonte: O Autor

As fibras de aramida do tipo Twaron® CT709 apresentam o início da sua degradação térmica em torno de 436 °C, onde ocorreu uma perda mássica de 10,7 %. Esse fenômeno é indicado pelo início da queda acentuada da curva de TGA e pelo início do pico da curva de DTG. A temperatura na qual se observa a taxa máxica de degradação, é de 603 °C. O resíduo da amostra, observado após o fim do ensaio, foi de 7,36 %. Esses resultados encontrados são equivalentes aos diferentes estudos disponíveis na literatura (116, 117).

Na Figura 72 são apresentadas as curvas de TGA e DTG do compósito C2-4S, formado a partir de quatro camadas de tecido de sisal em uma matriz epoxídica. Inicialmente, pode-se observar uma queda na curva de TGA e um pequeno pico na curva de DTG a 48 °C, associado à evaporação da umidade presente nas fibras naturais do compósito. Percebe-se também um ligeiro aumento na temperatura de evaporação da água no compósito em comparação com a fibra de sisal pura, mostrada na Figura 70. Esse aumento na temperatura pode ser atribuído à blindagem das fibras pela matriz epóxi, dificultando o processo de degradação térmica. Em 210 °C tem início o processo de degradação térmica do compósito C2-4S, cuja perda mássica, até essa temperatura, é de cerca de 8,2 %, relacionado à presença de umidade. Além disso, de acordo com a Tabela 13 e a Figura 70, percebe-se que há uma redução na perda de massa, o que também pode estar associado à blindagem das fibras pela resina epóxi e pela permanência do tecido de sisal na estufa antes da fabricação do compósito.

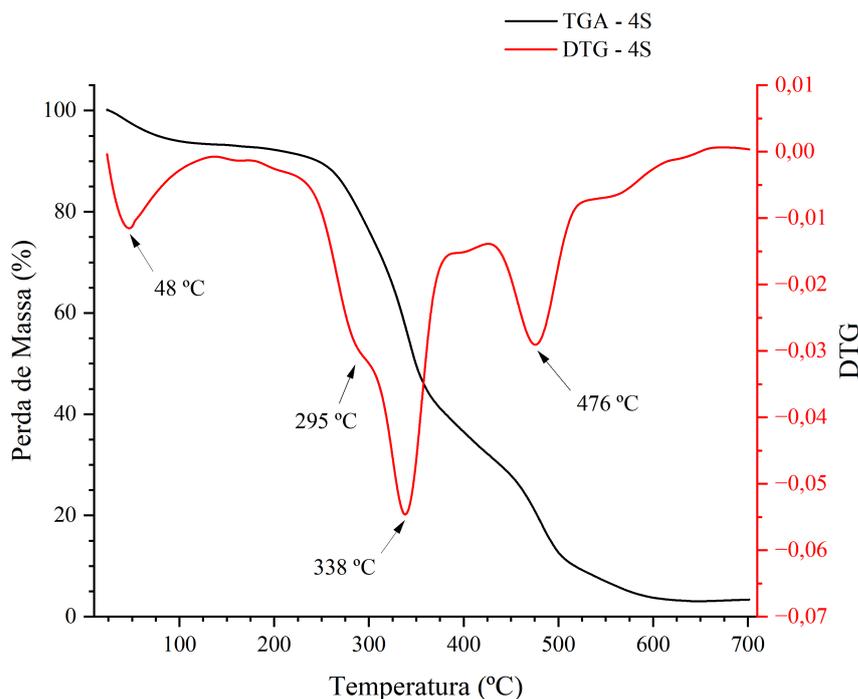


Figura 72 – Curvas de TGA e DTG do composto C2-4S.

Fonte: O Autor

A partir de 210 °C podem ser observados três principais eventos térmicos, relacionados com diferentes elementos constituintes do composto. A 295 °C ocorre a degradação térmica da celulose e da hemicelulose das fibras de sisal, enquanto em 338 °C ocorre a máxima taxa de degradação do composto, referente à degradação da resina epóxi. Vale ressaltar que ambas as temperaturas são próximas e, por conta disso, os picos formados na curva de DTG se unem, formando um ombro em 295 °C. Já em 476 °C observa-se uma nova queda acentuada na curva de TGA e um outro pico na curva de DTG, referente à degradação da lignina. Portanto, com base na Figuras 69 e 70, percebe-se que não houve diferenças significativas nas temperaturas de decomposição das fibras de sisal e da resina epóxi, comprovando uma estabilidade térmica do composto C2-4S (116).

As curvas de TGA e DTG obtidas para o composto C2-4A são apresentadas na Figura 73. A degradação térmica do composto se inicia em 255 °C, indicado pela queda acentuada na curva de TGA e pelo início do pico na curva de DTG. Nessa temperatura a perda de massa da amostra foi de 2,6 %.

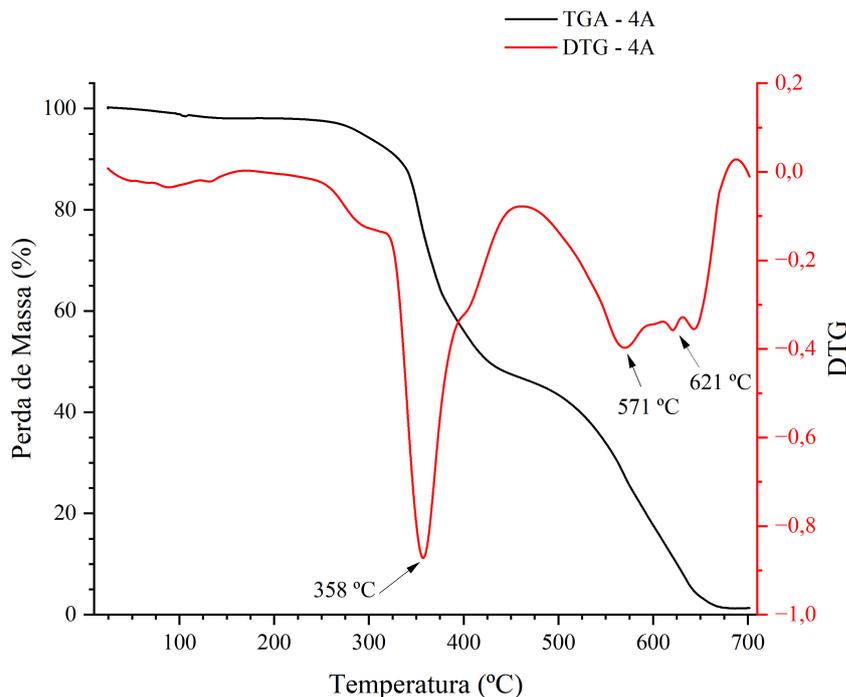


Figura 73 – Curvas de TGA e DTG do compósito C2-4A.

Fonte: O Autor

O primeiro pico na curva de DTG, em 358 °C, corresponde à taxa máxima de degradação térmica do compósito C2-4A, relativo à degradação da resina epóxi, conforme observado na Figura 69. Em 571 °C e 621 °C observam-se dois picos na curva de DTG que se unem em um pico maior. Essas temperaturas correspondem à degradação da resina epóxi e da aramida, respectivamente. Portanto, percebe-se que há um aumento na temperatura de início da degradação em relação ao da resina epóxi, o que pode ser justificado pelo efeito do reforço com a fibra de aramida. Além disso, a temperatura de degradação da fibra de aramida também apresentou aumento, provavelmente pela blindagem gerada por resquícios de resina epóxi entre as fibras de aramida, retardando o processo de degradação (116). Ao fim do ensaio, em 700 °C, foi medido um resíduo de aproximadamente 1,30 %.

Na Figura 74 é possível observar as curvas de TGA e DTG para o compósito C2-Híbrido, formado por fibras de sisal e aramida em uma matriz epóxi. Inicialmente, percebe-se uma pequena queda na curva de TGA e um pico na curva de DTG a 45 °C, o que pode ser justificado pela umidade presente no compósito. Essa temperatura se assemelha a encontrada no ensaio de TGA para o compósito C2-4S e para a fibra de sisal, apresentado nas Figuras 72 e 70, respectivamente.

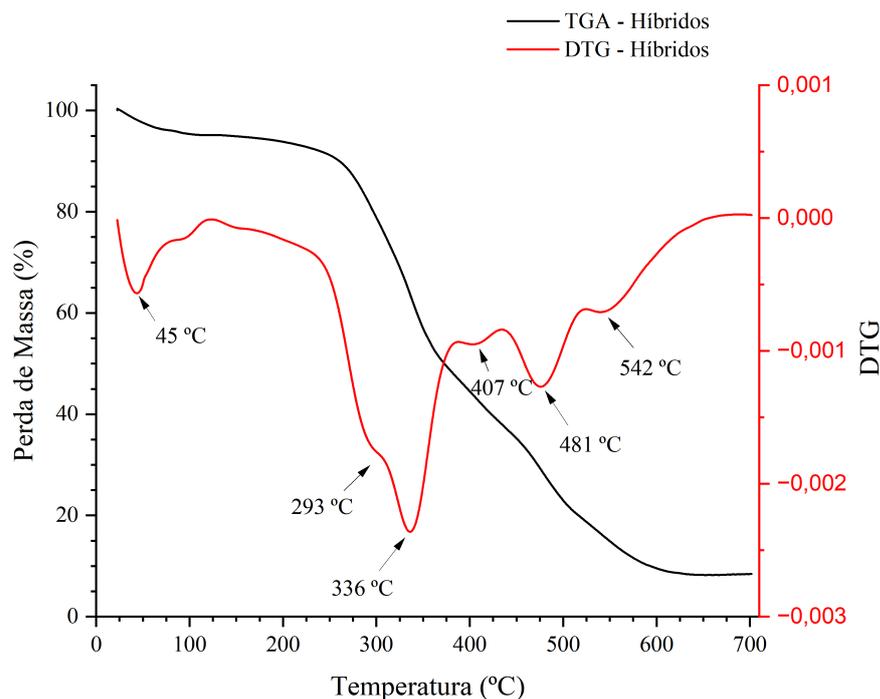


Figura 74 – Curvas de TGA e DTG do compósito C2-Híbrido.

Fonte: O Autor

Em 228 °C inicia o processo de degradação térmica do compósito híbrido, conforme indicado em negrito na Tabela 13, onde há uma perda de massa de 7,3 %, indicado pela acentuada queda na curva de TGA e pela formação de um pico na curva de DTG. Esse processo ocorre em função da degradação da celulose e da hemicelulose, presente nas fibras de sisal, e pela degradação da resina epóxi, utilizada como matriz no compósito, nas temperaturas de 293 °C e 336 °C, respectivamente. O fato dessas temperaturas serem próximas, acarreta na formação de um único pico na curva de DTG, diferenciadas apenas pela formação de um ombro em 293 °C. Esse comportamento também pode ser observado na Figura 72, onde é apresentada as curvas obtidas no ensaio térmico para o compósito C2-4S. Com base nas Figuras 70 e 72, pode-se afirmar que a hibridização do compósito retardou em 21 °C e em 18 °C a temperatura de início de degradação do compósito C2-Híbrido em relação à degradação da fibra de sisal pura e em relação ao compósito C2-4S, respectivamente. A curva de DTG também apresenta outros três picos em 407 °C, 481 °C e 542 °C, correspondentes provavelmente à degradação da lignina, da resina epóxi e da fibra de aramida, respectivamente. Além disso, ao fim do ensaio foi possível observar um resíduo da amostra de 8,61 %, maior do que o resíduo encontrado nos demais ensaios, o que pode estar associado ao retardo na degradação de grande parte das fibras de aramida (118).

#### 4.4.3 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

O comportamento térmico dos compósitos híbridos da condição 2, assim como dos compósitos C2-4A e C2-4S, da resina epóxi, da fibra de sisal e de fibra de aramida também foi analisado com base nas curvas de DSC. Na Figura 75 são apresentadas as curvas de DSC para todas as seis amostras ensaiadas.

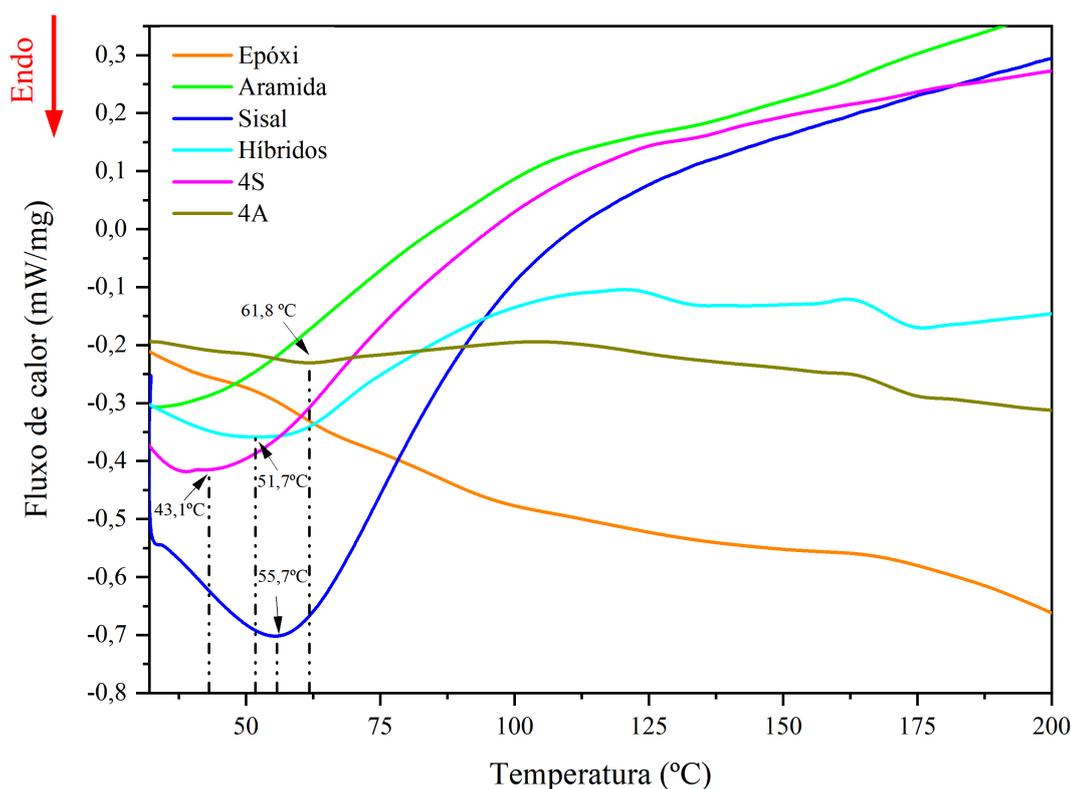


Figura 75 – Curvas de DSC das seis amostras ensaiadas (resina epóxi, fibra de aramida, fibra de sisal, C2-Híbridos, C2-4S e C2-4A).

Fonte: O Autor

A resina epóxi, utilizada como matriz nos compósitos, não apresentou picos endotérmicos ou exotérmicos relevantes na curva de DSC para a faixa de temperatura observada, o que pode estar associado à característica hidrofóbica da resina e, conseqüentemente, à ausência de umidade significativa na amostra (39).

A curva de DSC para a fibra de sisal, utilizada como reforço nos compósitos, apresenta um pico endotérmico em 55,7 °C, característico da presença de umidade existente nas FNLs, conforme identificado no ensaio de TGA (Figura 70). O alargamento do pico é justificado pela maior presença de umidade na fibra de sisal, em função do seu caráter hidrofílico (32, 38, 39). A curva de DSC da fibra de aramida, também utilizada como reforço nos compósitos, não exibe nenhum pico endotérmico ou exotérmico relevante na faixa de temperatura observada. Isso pois, a fibra sintética de aramida não apresenta teor de umidade significativa.

Na curva de DSC obtida para a amostra C2-4S é destacado um pico endotérmico em 43,1 °C, referente à umidade presente no compósito. Assim como, para a amostra C2-4A, é destacado, na Figura 75 e na Figura 76, um pico endotérmico em 61,8 °C. Além disso, o resultado do ensaio de DSC para a amostra C2-Híbrido apresentou, em 51,7 °C, um pico endotérmico, que também pode estar associado à umidade presente no compósito.

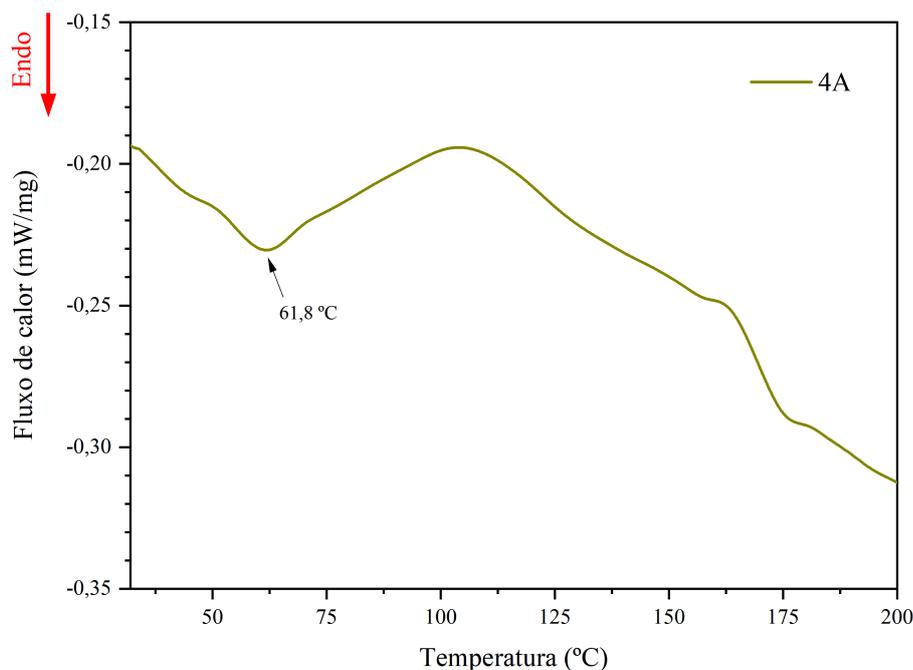


Figura 76 – Curva de DSC do compósito C2-4A.

Fonte: O Autor

Portanto, ao comparar e analisar as curvas de DSC para os compósitos ensaiados (C2-4S, C2-Híbridos e C2-4A), percebe-se que a substituição das camadas de reforço de fibra de sisal por fibra de aramida resulta em um deslocamento do pico endotérmico para a direita, ou seja, para temperaturas mais altas. Esse fenômeno comprova que a hibridização gera um aumento na temperatura na qual tem-se a liberação da umidade presente no compósito, resultando em uma maior estabilidade térmica para o material. Assim, os compósitos híbridos da condição 2 exibem comportamento térmico em DSC intermediário em relação aos compósitos C2-4S e C2-4A.

## 4.5 Análise Econômica

A análise econômica dos compósitos fabricados concentrou-se exclusivamente nos valores das fibras de sisal e aramida, bem como da resina epóxi, sem levar em conta ferramentas, equipamentos ou outros materiais utilizados de forma indireta. O custo do tecido de sisal utilizado (R\$ 34,00/kg) representa um acréscimo de aproximadamente 10x em relação ao valor da fibra de sisal (R\$ 3,36/kg) (47), devido ao processo de beneficiamento

da fibra bruta para produzir o material trançado. Por outro lado, o tecido de aramida Twaron® CT709 foi adquirido por um preço mais acessível (R\$ 276,89/kg) em comparação com o valor apresentado na literatura (R\$ 338/kg) (31). Desta forma, a partir da fração volumétrica de resina foi possível determinar o peso de resina contida em cada um dos compósitos, assim como pôde ser calculado o custo de sisal e aramida de acordo com a quantidade de camadas e o peso de cada camada, informado na seção 3.2. O custo individual da resina epóxi, da fibra de sisal, de aramida e o custo total de cada uma das diferentes sequências de empilhamento dos compósitos propostos pode ser observado na Tabela 14.

Tabela 14 – Custo dos elementos constituintes dos compósitos

Sequência de Empilhamento	Peso de Resina (kg)	Peso de Sisal (kg)	Peso de Aramida (kg)	Custo da Resina (R\$)	Custo das Fibras (R\$)	Custo Total (R\$)	Tipo de ensaio realizado
C1-6A/6S	0,13	0,12	0,02	7,90	9,44	17,34	Ensaio balístico e de flexão
C1-6S/6A	0,13	0,12	0,02	7,90	9,44	17,34	
C1-1A/1S	0,13	0,12	0,02	7,90	9,44	17,34	
C1-2A/2S	0,13	0,12	0,02	7,90	9,44	17,34	
C1-3A/1S	0,15	0,06	0,03	9,06	10,20	19,26	
C1-3A/6S/3A	0,13	0,12	0,02	7,90	9,44	17,34	
C1-2A/8S/2A	0,17	0,16	0,01	9,94	8,93	18,87	
C1-12S	0,22	0,23	-	12,81	7,92	20,72	
C1-12A	0,19	-	0,04	11,43	10,96	22,39	
C2-2A/2S	0,045	0,039	0,007	2,63	3,15	5,78	
C2-2S/2A	0,045	0,039	0,007	2,63	3,15	5,78	
C2-1A/1S	0,045	0,039	0,007	2,63	3,15	5,78	
C2-1A/2S/1A	0,045	0,039	0,007	2,63	3,15	5,78	
C2-4S	0,080	0,078	-	4,67	2,64	7,31	
C2-4A	0,031	-	0,013	1,80	3,65	5,46	

Fonte: O Autor

Portanto, percebe-se que o compósito de maior valor, entre os compósitos com 12 camadas de reforço, é o C1-12A, produzido por apenas tecido de aramida, custando R\$ 22,39. Já os compósitos híbridos fabricados com seis camadas de sisal e seis camadas de aramida (C1-6A/6S, C1-6S/6A, C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/6S/3A) apresentam o menor custo de R\$ 17,34. Os demais compósitos apresentaram valores intermediários, sendo o compósito híbrido C1-2A/8S/2A, com oito camadas de tecido de sisal e quatro camadas de tecido de aramida, custando R\$ 18,87, enquanto o compósito híbrido com a menor fração volumétrica de sisal, com três camadas de tecido de sisal e nove camadas de tecido de aramida, C1-3A/1S custa R\$ 19,26. O compósito C1-12S, ainda que fabricado apenas com tecido de sisal, apresentou valor de R\$ 20,72, maior que o custo dos compósito híbridos com seis camadas de sisal substituídas por seis camadas de aramida. Isso pode ser explicado pelo volume elevado das amostras C1-12S, pela alta molhabilidade do tecido de sisal pela matriz, o que acarretou em um consumo elevado de resina epóxi, encarecendo o valor final do compósito.

Comparando os valores dos compósitos híbridos com o compósito C1-12A, percebe-se que aqueles com seis camadas de sisal apresentam uma redução no custo de aproximadamente 22,56 %, assim como o compósito C1-2A/8S/2A cuja economia é de 15,73 %. Já o compósito C1-3A/1S apresentou uma redução de apenas 13,97 % no seu valor em comparação com o compósito C1-12A. Por fim, o compósito fabricado com doze camadas de sisal (C1-12S) foi o que apresentou a menor redução de custo, com 7,46 %. Percebe-se que os compósitos com maior quantidade de reforço em tecido de sisal foram os que apresentaram as menores reduções no seu valor, porém, isto pode ser explicado pela maior espessura de ambos os compósitos e a maior molhabilidade da fibra de sisal em relação ao tecido de aramida, em decorrência da diferença na trama e porosidade entre os tecidos, o que, conseqüentemente, leva a um maior consumo de resina, cujo valor é relativamente elevado.

A análise de variância demonstrou que os compósitos híbridos exibem desempenho balístico com munição calibre 7,62 mm comparável ao do compósito fabricado exclusivamente com aramida (C1-12A), resultando em uma redução significativa de custos, em média 23%, pela substituição de seis camadas de fibra sintética por fibra natural. Portanto, além dos benefícios econômicos proporcionados pelo uso do tecido de sisal, a diminuição na dependência de fibras sintéticas é vital para o desenvolvimento sustentável de novos materiais.

Já com relação ao ensaio balístico realizado com munição calibre 9 mm, de acordo com as propriedades  $E_{abs}$ ,  $V_l$  e  $E_{absEspecífica}$ , a sequência de empilhamento C1-6S/6A foi a que apresentou o melhor desempenho entre os compósitos híbridos e entre o compósito constituídos apenas por aramida (C1-12A). Esse comportamento acarreta em uma economia de cerca de 23 %, além de corroborar na redução de 50 % da quantidade de camadas de fibra sintética por fibra natural. Além disso, por meio do teste de Tukey, foi possível afirmar que a sequência de empilhamento C1-3A/6S/3A atingiu valores de energia absorvida, velocidade limite e energia absorvida específica superiores que a sequência de empilhamento C1-3A/1S, bem como do compósito C1-12A. Esses resultados representam uma economia de 9,99 % e 23 %, respectivamente. Os resultados de  $E_{absEspessura}$  também comprovaram o desempenho superior do compósito híbrido C1-6S/6A, bem como do compósito C1-3A/6S/3A, em relação ao compósito C1-12A, cuja economia para fabricação dessas amostras, também é de cerca de 23 %

Os resultados da resistência à flexão, obtidos no ensaio de flexão de três pontos, mostraram que entre as nove sequências de empilhamento ensaiadas, o compósito C1-12A foi o que apresentou o melhor desempenho. Contudo, o compósito híbrido C1-6S/6A foi o que atingiu o segundo maior desempenho, correspondente a uma redução de 18,61 % no valor da resistência à flexão quando comparado com o compósito C1-12A, porém o custo associado ao compósito híbrido foi de uma economia de cerca de 23 %, além da

substituição de seis camadas de aramida por seis camadas de tecido de sisal.

Ao analisar as médias entre as sequências de empilhamento do tipo sanduíche, constatou-se que o compósito C1-3A/6S/3A apresentou performance estatisticamente similar ao compósito C1-2A/8S/2A, o que representa uma economia de 8,10 %. Essa economia está associada com a espessura do compósito C1-2A/8S/2A, pois mesmo com duas camadas a menos de aramida substituídas por duas camadas de sisal, o mesmo apresentou um custo mais elevado, em função do maior consumo de resina, uma vez que a molhabilidade da resina nas camadas do tecido de sisal é maior. Assim como as sequências de empilhamento do tipo sanduíche, as intercaladas atingiram valores de resistência à flexão similares, revelando uma economia de 9,99 % do compósito híbrido C1-3A/1S, com nove camadas de aramida e três de sisal, em relação aos compósitos C1-1A/1S e C1-2A/2S, com seis camadas de aramida e seis de sisal.

Os compósitos da condição 2, com quatro camadas de reforço ao total, utilizados para os ensaios térmicos, apresentaram custo de fabricação menor em relação aos da condição 1, em função da redução de cerca de 66,6 % na quantidade de camadas de reforço, conforme observado na Tabela 14. No entanto, é interessante notar que o compósito formado apenas por tecido de aramida apresentou o menor custo (R\$ 5,46) entre as sequências de empilhamento da condição 2. Isso se deve ao fato de que a espessura do compósito C2-4A é a menor de todas, como apresentado na Tabela 8, o que acarreta em um menor consumo de resina e, conseqüentemente, em um custo mais baixo em relação aos compósitos híbridos ou, principalmente, ao compósito C2-4S. Desta forma, percebe-se que o compósito C2-4S é 34 % mais caro que o compósito C2-4A, assim como os compósitos híbridos, cujo custo é cerca de 6 % maior que o custo do compósito C2-4A. Contudo, vale ressaltar que ainda que o custo dos compósitos híbridos seja superior, estes representam uma redução de 50 % na utilização de fibras de aramida, o que estimula o desenvolvimento de compósitos menos dependentes de materiais sintéticos.

## 5 CONCLUSÃO

Este estudo investigou as potenciais vantagens de compósitos híbridos de matriz epóxi reforçados com diferentes sequências de empilhamento de tecidos de fibra de sisal e aramida para possíveis aplicações balísticas e/ou estruturais. A pesquisa foi motivada pela necessidade de propor novos materiais que não só apresentem as melhores propriedades balísticas, mecânicas e térmicas, mas que também apresentem um menor impacto ambiental e um custo-benefício vantajoso.

A caracterização balística das diferentes sequências de empilhamento, utilizando munição calibre 7,62 mm, mostrou que as nove sequências de empilhamento não exercem influência na média de  $E_{absEspessura}$ , de acordo com a análise estatística realizada. Portanto, pode-se afirmar que é possível substituir todas as 12 camadas de tecido de aramida do compósito C1-12A por 12 camadas de tecido de sisal (C1-12S) sem que haja redução na absorção de energia pelo compósito, quando este for submetido ao impacto de munição calibre 7,62 mm. No entanto, ainda que essa substituição seja interessante para o desenvolvimento de materiais sustentáveis, a economia gerada é de apenas 7,46 %. Desta forma, uma alternativa seria utilizar os compósitos híbridos com fração volumétrica de sisal de 39,05 % (C1-6A/6S, C1-6S/6A, C1-1A/1S, C1-2A/2S e C1-3A/6S/3A), cuja economia em relação ao compósito C1-12A é de 22,56 %, a maior possível. As macrografias dos corpos de prova após o ensaio balístico comprovaram que todos os compósitos mantiveram-se íntegros nas regiões adjacentes ao impacto, além de apresentarem mecanismos de fratura similares, o que corrobora para o resultado estatístico de que as diferentes sequências de empilhamento não influenciam no desempenho balístico, quando sujeito a elevada taxa de deformação.

Os resultados do ensaio balístico com munição calibre 9 mm mostrou que a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A foi a que exibiu o melhor desempenho. O valor de  $E_{absEspessura}$  absorvido pelo compósito híbrido C1-6S/6A, equivale a um aumento de 33,07 % em relação ao resultado obtido pelo compósito C1-12A. A sequência de empilhamento do tipo sanduíche C1-3A/6S/3A também apresentou desempenho superior ao compósito C1-12A, cujo aumento no valor de  $E_{absEspessura}$  é de 16,92 %. Ambos os compósitos híbridos representam uma economia de 22,56 %. Tal comportamento pode ser explicado pela maior molhabilidade das fibras de sisal pela resina epóxi em relação ao tecido de aramida, isso pois, a trama do tecido de sisal é mais aberta, assim como a sua porosidade é superior, permitindo que a resina penetre por entre as fibras naturais. Além disso, ambos os compósitos híbridos possuem como camada oposta ao impacto, o tecido de aramida, cujas propriedades mecânicas são superiores ao tecido de sisal. As análises macrográficas desses compósitos após o ensaio mostraram que o principal mecanismo de deformação

observado é a delaminação parcial das últimas camadas de aramida, o que corrobora com a teoria de que a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A comporta-se como um sistema de blindagem multicamadas.

Os resultados do ensaio de flexão, após as análises estatísticas, mostraram que o compósito C1-12A apresentou o melhor desempenho em relação ao valor de  $\sigma_f$ , com 142,80 MPa, seguido pela sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A, com 116,22 MPa. No entanto, ainda que o compósito reforçado apenas por tecido de aramida tenha alcançado o maior valor de resistência à flexão, é notório que o desvio padrão desses resultados é elevado. Isso indica que, em determinadas circunstâncias, o compósito híbrido C1-6S/6A pode alcançar valores de  $\sigma_f$  semelhantes aos do compósito C1-12A. Acarretando em uma economia de cerca de 23 %, além da redução de 50 % no uso de fibras sintéticas como reforço de matrizes poliméricas.

Já com relação ao módulo de elasticidade em flexão das diferentes sequências de empilhamento, pode-se dizer que o compósito C1-12A também apresentou o maior valor, com 5,35 GPa. A análise estatística das sequências de empilhamento em bloco (C1-6A/6S e C1-6S/6A) revelou que ambas as configurações apresentam rigidez estatisticamente semelhantes, independentemente da face do carregamento. No caso das sequências de empilhamento do tipo sanduíche, o compósito C1-3A/6S/3A demonstrou um módulo de elasticidade superior ao do compósito C1-2A/8S/2A e, conseqüentemente, uma economia de 8,10 %. Entre as sequências de empilhamento intercaladas, o compósito C1-1A/1S apresentou rigidez maior que o compósito C1-2A/2S, enquanto o compósito C1-3A/1S mostrou uma rigidez semelhante às demais configurações. Portanto, a fração volumétrica de aramida desempenha um papel significativo na determinação da rigidez dos compósitos, mas em alguns casos, a adição de camadas de tecido de aramida não resulta em um aumento proporcional de  $E_f$ .

Os valores da tenacidade, calculados a partir da área abaixo da curva tensão-deformação, com base no teste de Tukey, indicam que os compósitos C1-12A, C1-1A/1S e C1-3A/1S absorveram quantidades similares de energia por unidade de volume. Esse comportamento pode ser atribuído à maior quantidade de interfaces com o tecido de aramida, uma vez que a má adesão entre a aramida e a resina epóxi provoca mecanismos de delaminação parcial ou total, resultando em uma maior absorção de energia até a ruptura através de maiores valores de deformação suportada pelos compósitos. Além disso, entre eles, destaca-se a sequência de empilhamento intercalada C1-1A/1S por possuir a menor fração volumétrica de fibra sintética, o que contribuiu para o desenvolvimento e utilização de materiais mais sustentáveis.

O compósito híbrido que obteve o melhor desempenho em flexão é o C1-6S/6A, cujas imagens macrográficas dos corpos de prova após o ensaio comprovam tal resultado. A disposição das camadas de tecido de aramida na região tracionada do cp (fibras opostas

ao carregamento) é um dos principais fatores para que essa sequência de empilhamento em bloco tenha atingido o maior valor de  $\sigma_f$ , em decorrência das elevadas propriedades mecânica da fibra sintética. Para as sequências de empilhamento cujas camadas opostas ao carregamento são de tecido de aramida, percebe-se o prevailecimento de mecanismos de delaminação, enquanto que para os demais compósitos é possível identificar tanto a delaminação como também a ruptura das fibras de sisal. As micrografias obtidas por meio do MEV também comprovam a má adesão entre as camadas de aramida, onde foi possível visualizar a impressão do relevo da trama do tecido de aramida deixada na matriz epóxi. Essa impressão pôde ser observada justamente na interface onde houve a delaminação total de uma camada de tecido de aramida.

Com base nos resultados dos ensaios mecânicos e na caracterização da superfície de fratura dos corpos de prova, pode-se inferir que o compósito híbrido com o melhor desempenho em flexão seria uma nova sequência de empilhamento intercalada, denominada C1-1S/3A. Essa configuração corresponde ao compósito híbrido C1-3A/1S ensaiado neste trabalho, porém com a face de carregamento posicionada na camada de tecido de sisal. Propõe-se essa sequência de empilhamento, pois ela uniria todas as vantagens observadas nos compósitos que atingiram os maiores valores de resistência à flexão, módulo de elasticidade e tenacidade. Portanto, nessa nova sequência de empilhamento, três camadas de tecido de aramida seriam dispostas na face oposta ao carregamento, ou seja, na região tracionada do corpo de prova. A função dessas camadas seria suportar grande parte da tensão de flexão, atingindo um valor mais alto de  $\sigma_f$ . Além disso, a maior quantidade de interfaces com o tecido de aramida resultaria em um valor de tenacidade superior, visto que o compósito suportaria maiores deformações até a sua ruptura. Esse comportamento, associado a uma resistência à flexão mais alta, culminaria em um compósito mais resistente e tenaz.

Os resultados da análise dinâmico-mecânica (DMA) demonstram que a substituição de camadas de tecido de sisal por camadas de tecido de aramida no compósito C2-4S resulta em um aumento significativo no módulo de armazenamento, evidenciando uma maior rigidez do compósito, cujo valor máximo foi alcançado pelo compósito reforçado apenas pelo tecido de aramida (C2-4A). Conseqüentemente, o compósito reforçado apenas por sisal (C2-4S) apresentou o menor valor de  $E'$ , indicando menor rigidez, o que corrobora com o resultado obtido de  $E_f$  no ensaio de flexão para o compósito C2-4S. Já os compósitos híbridos, mostraram valores intermediários de  $E'$ , com destaque para a sequência de empilhamento do tipo sanduíche C2-1A/2S/1A, que apresentou o maior valor de  $E'$  entre os híbridos. A análise do módulo de perda mostrou um comportamento similar ao do módulo de armazenamento, com o compósito C2-4A atingindo o maior valor e o compósito C2-4S o menor. Os compósitos híbridos apresentaram valores intermediários, demonstrando uma tendência viscoelástica distinta, influenciada pela composição polimérica dos materiais constituintes.

Os valores da temperatura de transição vítrea, obtidos por DMA, permaneceram próximos entre os cinco compósitos estudados, variando de 78 °C a 82 °C. Os compósitos C2-4S e C2-2S/2A apresentaram os maiores valores de  $T_g$ , sugerindo uma melhor adesão entre as fibras e a matriz epóxi, enquanto o compósito C2-1A/1S apresentou a menor  $T_g$ , indicando uma interface fibra/matriz mais fraca. No entanto, como a  $T_g$  também é definida como uma faixa de temperaturas onde ocorrem modificações nas cadeias moleculares do material, pode-se considerar que não houve variação significativa nos valores encontrados para a temperatura de transição vítrea dos compósitos da condição 2.

Os resultados do ensaio de TGA mostraram que a hibridização de fibras de sisal e aramida em uma matriz epoxídica retardaram a temperatura de início da degradação térmica do compósito C2-Híbrido em relação à fibra de sisal pura e ao compósito C2-4S, o que possibilita a sua utilização em aplicações cujas temperaturas possam chegar até cerca de 228 °C. Já os resultados do ensaio de DSC provaram que a hibridização resulta em uma melhor estabilidade térmica do compósito, visto que há um deslocamento do pico endotérmico para maiores temperaturas em relação ao compósito C2-4S.

Com base no comportamento balístico e mecânico dos compósitos analisados, especialmente os compósitos híbridos, sugere-se que a sequência de empilhamento em bloco C1-6S/6A foi a que apresentou o melhor desempenho. Já com relação ao comportamento dinâmico mecânico, onde houve a variação da temperatura de análise, é possível afirmar que o compósito híbrido, com sequência de empilhamento do tipo sanduíche, C2-1A/2S/1A apresentou propriedades promissoras.

Portanto, a combinação de todas essas análises, permitiram uma compreensão abrangente e detalhada do efeito sinérgico das fibras naturais e sintéticas nas propriedades balísticas, mecânicas e térmicas dos compósitos com diferentes sequências de empilhamento de tecido de sisal e aramida, propondo um material híbrido inovador que concilie desempenho eficiente, sustentabilidade e baixo custo de produção. Desta forma, de acordo com o que foi exposto, pode-se afirmar que a escolha da sequência de empilhamento adequada é crucial para otimizar as propriedades desejadas em aplicações específicas, sejam estruturais ou balísticas.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar o comportamento balístico de uma blindagem multicamada, tendo como camada intermediária o compósito C1-6S/6A;
2. Avaliar o comportamento balístico, mecânico e térmico de compósitos híbridos com as sequências de empilhamento intercaladas propostas nesse trabalho, porém modificando a face do impacto/carregamento, ou seja, mantendo as configurações mas realizando o impacto na face de sisal, para que a camada oposta ao carregamento seja de aramida (C1-1S/1A, C1-2S/2A e C1-1S/3A);
3. Realizar ensaio de *pullout* com as fibras de sisal e aramida e a resina epóxi, a fim de avaliar, principalmente, a interação entre a fibra de aramida e a matriz epóxi;
4. Verificar o comportamento mecânico sob flexão dos compósitos com sequências de empilhamento da condição 2, ou seja, com quatro camadas de reforço e espessura reduzida;
5. Avaliar o comportamento balístico, mecânico e térmico de compósitos híbridos com as sequências de empilhamento propostas nesse trabalho, porém utilizando outras fibras naturais e sintéticas;
6. Avaliar o comportamento balístico, mecânico e térmico de compósitos híbridos com diferentes sequências de empilhamento e com quantidade total de camadas de reforço diferente.
7. Realizar análise econômica das diferentes sequências de empilhamento considerando o custo associado ao processo de fabricação.

## REFERÊNCIAS

- 1 LUZ, F. S. da; MONTEIRO, S. N.; LIMA, E. S.; JÚNIOR Édio P. L. Ballistic application of coir fiber reinforced epoxy composite in multilayered armor. *Materials Research*, v. 20, 2017.
- 2 WANG, L.; KANESALINGAM, S.; NAYAK, R.; PADHYE, R. Recent trends in ballistic protection. *Textiles and Light Industrial Science and Technology*, v. 3, 2014.
- 3 CHEESEMAN, B. A.; BOGETTI, T. A. Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. *Composite Structures*, v. 61, p. 161–173, 2003.
- 4 ADANUR, S. *Wellington sears handbook of industrial textiles*. 1. ed. Pennsylvania: Technomic Publishing Company Inc., 1995. 832 p.
- 5 SCOTT, R. A. *Textiles for Protection*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2005.
- 6 WU, S.; SIKDAR, P.; BHAT, G. S. Recent progress in developing ballistic and anti-impact materials: Nanotechnology and main approaches. *Defence Technology*, v. 21, p. 33–61, 2023.
- 7 INGLE, S.; YERRAMALLI, C. S.; GUHA, A.; MISHRA, S. Numerical investigation on hybridization of woven fabric armour to enhance ballistic protection. *Mechanics of Materials*, v. 170, 2022.
- 8 MOHAMMED, L.; ANSARI, M. N. M.; PUA, G.; JAWAID, M.; ISLAM, M. S. A. A review on natural fiber reinforced polymer composite and its applications. *Journal of Polymer Science*, 2015.
- 9 MONTEIRO, S. N.; LOPES, F. P. D.; BARBOSA, A. P.; BEVITORI, A. B.; SILVA, I. L. A. D.; COSTA, L. L. D. Natural lignocelulosic fibers as engineering materials - an overview. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 42, p. 2963–2974, 2011.
- 10 IBGE, I. B. de Geografia e E. *Produção Agrícola - Lavoura Permanente*. 2022. 19 out. de 2022. Disponível em: <<https://cidades.ibge.gov.br/brasil/pesquisa/15/11863>>.
- 11 ROHEN, L. A.; MARGEM, F. M.; MONTEIRO, S. N.; VIEIRA, C. M. F.; ARAUJO, B. M. de; LIMA, E. S. Ballistic efficiency of an individual epoxy composite reinforced with sisal fibers in multilayered armor. *Materials Research*, v. 18, 2015.
- 12 BRAGA, F. de O.; BOLZAN, L. T.; RAMOS, F. J. H. T. V.; MONTEIRO, S. N.; JR. Édio P. L.; SILVA, L. C. da. Ballistic efficiency of multilayered armor systems with sisal fiber polyester composites. *Materials Research*, v. 20, 2017.
- 13 PATHAK, R. K.; PATEL, S.; GUPTA, V. K.; BANDARU, A. K. A computational analysis of the high-velocity impact performance of lightweight 3d hybrid composite armors. *Applied Composite Materials*, v. 30, p. 727–751, 2023.
- 14 KUMAR, S.; DAS, E. K.; AHUJA, P.; BABU, R. G. Ballistic efficiency of corchorus fiber and aramid reinforced epoxy composite for armor material application. *Materials Today: Proceedings*, v. 57, p. 65–71, 2022.

- 15 KUMAR, T. S. M.; JOLADARASHI, S.; KULKARNI, S. M.; DODDAMANI, S. Optimization of process parameters for ballistic impact response of hybrid sandwich composites. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)*, v. 17, p. 1099–1111, 2022.
- 16 MELIANDE, N. M.; OLIVEIRA, M. S.; SILVEIRA, P. H. P. M. da; DIAS, R. R.; MARÇAL, R. L. S. B.; MONTEIRO, S. N.; NASCIMENTO, L. F. C. Curaua–aramid hybrid laminated composites for impact applications: Flexural, charpy impact and elastic properties. *Polymers*, v. 14, 2022.
- 17 NURAZZI, N. M.; ASYRAF, M. R. M.; KHALINA, A.; ABDULLAH, N.; AISYAH, H. A.; RAFIQAH, S. A.; SABARUDDIN, F. A.; KAMARUDIN, S. H.; NORRAHIM, M. N. F.; ILYAS, R. A.; SAPUAN, S. M. A review on natural fiber reinforced polymer composite for bullet proof and ballistic applications. *Polymers*, v. 13, 2021.
- 18 ISMAIL, S. O.; AKPAN, E.; DHAKAL, H. N. Review on natural plant fibres and their hybrid composites for structural applications: Recent trends and future perspectives. *Composites: Part C*, v. 9, 2022.
- 19 NIJ STANDARD-0101.06. *Ballistic Resistance of Personal Body Armor*: U.S. Department of Justice/Office of Justice Programs - National Institute of Justice. Washington, DC, 2008. 75 p.
- 20 ABNT NBR 15000-1. *Sistemas de blindagem — Proteção balística*: Parte 1: Terminologia. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro, 2020. 10 p.
- 21 ABTEW, M. A.; BOUSSU, F.; BRUNIAUX, P.; LOGHIN, C.; CRISTIAN, I. Ballistic impact mechanisms – a review on textiles and fibre-reinforced composites impact responses. *Composite Structures*, v. 223, 2019.
- 22 MEDVEDOVSKI, E. Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. part 1. *Ceramics International*, v. 36, p. 2103–2115, 2010.
- 23 CUNHA, J. dos Santos Carneiro da; NASCIMENTO, L. F. C.; COSTA, U. O.; BEZERRA, W. B. A.; OLIVEIRA, M. S.; MARQUES, M. de F. V.; SOARES, A. P. S.; MONTEIRO, S. N. Ballistic behavior of epoxy composites reinforced with amazon titica vine fibers (*heteropsis flexuosa*). *Polymers*, v. 15, 2023.
- 24 DEWANGAN, M. K.; PANIGRAHI, S. K. Factors influencing the ballistic impact mechanisms of textile composite materials: a review. *Polymers for advanced technologies*, v. 32, p. 1901–1923, 2021.
- 25 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, p. 2631–2642, 2000.
- 26 ELFALEH, I.; ABBASSI, F.; HABIBI, M.; AHMAD, F.; GUEDRI, M.; NASRI, M.; GARNIER, C. A comprehensive review of natural fibers and their composites: An eco-friendly alternative to conventional materials. *Results in Engineering*, v. 19, 2023.
- 27 BLEDZKI, A. K.; GASSAN, J. Composites reinforced with cellulose based fibres. *Progress in Polymer Science*, v. 24, p. 221–274, 1999.

- 28 NAYAK, S. Y.; SULTAN, M. T. H.; SHENOY, S. B.; KINI, C. R.; SAMANT, R.; SHAH, A. U. M.; AMUTHAKKANNAN, P. Potential of natural fibers in composites for ballistic applications – a review. *Journal of Natural Fibers*, v. 19, p. 1648–1658, 2022.
- 29 ABDOLLAHIPARSA, H.; SHAHMIRZALOO, A.; TEUFFEL, P.; BLOK, R. A review of recent developments in structural applications of natural fiber-reinforced composites (nfrcs). *Composites and Advanced Materials*, v. 32, 2023.
- 30 SABRE, D.; ABDELNABY, A. H. Recent developments in natural fiber as reinforcement in polymeric composites: A review. *Asian Journal of Applied Science and Technology (AJAST)*, v. 6, 2022.
- 31 CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- 32 JOHN, M. J.; THOMAS, S. Biofibres and biocomposites. *Carbohydrate Polymers*, v. 71, p. 343–364, 2008.
- 33 MELIANDE, N. M. *Caracterização de Compósitos Híbridos de Epóxi com Tecido de Aramida e Manta de Curauá para Capacete Balístico*. Mestrado em Ciência dos Materiais — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2022.
- 34 GHOLAMPOUR, A.; OZBAKKALOGLU, T. A review of natural fiber composites: properties, modification and processing techniques, characterization, applications. *Journal of Materials Science*, v. 55, 2020.
- 35 CASTRO, B. F. M. *Estudo e caracterização mecânica de compósitos reforçados com fibras naturais*. Mestrado em Engenharia Mecânica — Instituto Superior de Engenharia do Porto, Portugal, 2013.
- 36 LEWIN, L. M.; PEARCE, E. M. *Handbook of Fiber Chemistry*. 3. ed. New York: Taylor & Francis Group, LLC, 2007.
- 37 JR, S. V. C. *Ciência dos polímeros: um texto básico para tecnólogos e engenheiros*. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2002.
- 38 MOHANTY, A. K.; MISRA, M.; HINRICHSEN, G. Biofibres, biodegradable polymers and bio-composites: An overview. *Macromolecular Materials and Engineering*, v. 276/277, 2000.
- 39 SAHEB, D. N.; JOG, J. P. Natural fiber polymer composites: A review. *Advances in polymer technology*, v. 18, 1999.
- 40 JUNIO, R. F. P. *Caracterização do compósito epóxi-fibra de carnaúba para emprego em blindagem balística*. Mestrado em Ciência dos Materiais — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2020.
- 41 REIS, R. H. M.; NUNES, L. F.; OLIVEIRA, M. S.; JUNIOR, V. F. de V.; FILHO, F. D. C. G.; PINHEIRO, M. A.; CÂNDIDO, V. S.; MONTEIRO, S. N. Guaruman fiber: another possible reinforcement in composites. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 9, 2020.

- 42 MUKHERJEE, P.; K.G.SATYANARAYANA. An empirical evaluation of structure–property relationships in natural fibres and their fracture behaviour. *Journal of materials Science*, v. 21, 1986.
- 43 EMBRAPA, E. B. de P. A. *Sisal*. 2021. 19 out. de 2022. Disponível em: <<https://www.embrapa.br/agencia-de-informacao-tecnologica/cultivos/sisal>>.
- 44 MUKHERJEE, K. G. S. P. S. Structure and properties of some vegetable fibres. *Journal of Materials Science*, v. 19, 1984.
- 45 SOUZA, S.; FERREIRA, M.; SAIN, M.; FERREIRA, M.; PUPO, H.; CHERIAN, B.; LEÃO, A. The use of curaua fibers as reinforcements in composites. *Biofiber reinforcements in composite materials*, 2015.
- 46 FURTADO, M. B.; ANDRADE, E. L.; FARIA, L. J. G. de. Maceração biológica do caule de aninga: obtenção de fibras, caracterização termofísica e microscopia. In: \_\_\_\_\_. *Engenharia de Produtos Naturais: planejamento, experimentação, obtenção de produtos e purificação*. [S.l.]: Editora Científica Digital, 2021. p. 342–359.
- 47 CONAB, C. N. de A. *Política de Garantia de Preços Mínimos (PGPM)*. 2023. 21 out. de 2022. Disponível em: <<https://consultaweb.conab.gov.br/consultas/consultaPgpm.do?method=acaoCarregarConsulta>>.
- 48 RAJAK, D. K.; WAGH, P. H.; LINUL, E. A review on synthetic fibers for polymer matrix composites: performance, failure modes and applications. *Materials*, v. 15, 2022.
- 49 KUMAR, S. D.; SAMVEL, R.; ARAVINDH, M.; VIBIN, R.; POOVARASU, E.; PRASAD, M. S. Ballistic studies on synthetic fibre reinforced polymer composites and it's applications –a brief review. *Materials Today: Proceedings*, 2023.
- 50 MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L.; TRINDADE, W.; ELIAS, C. N.; FERREIRA, C. L.; LIMA, E. de S.; WEBER, R. P.; SUÁREZ, J. C. M.; FIGUEIREDO, A. B.-H. da S.; PINHEIRO, W. A.; SILVA, L. C. da; JR Édio P. L. Natural curaua fiber-reinforced composites in multilayered ballistic armor. *Metallurgical and Materials Transactions A volume*, v. 46, 2015.
- 51 PRASAD, V. V.; TALUPULA, S. A review on reinforcement of basalt and aramid (kevlar 129) fibers. *Materials Today: Proceedings*, v. 5, p. 5993–5998, 2018.
- 52 LI, X.; FAN, X.; NI, N.; ZHAO, X.; LI, C.; XIAO, P. Continuous alumina fiber-reinforced yttria-stabilized zirconia composites with high density and toughness. *Journal of the European Ceramic Society*, v. 40, p. 1539–1548, 2020.
- 53 GARCÍA, J. M.; GARCÍA, F. C.; SERNA, F.; PEÑA, J. L. de la. High-performance aromatic polyamides. *Progress in Polymer Science*, v. 35, 2010.
- 54 YANG, H. H. *Kevlar Aramid Fiber*. Chichester: John Wiley & Sons, 1993. 224 p.
- 55 BARHOUMI, H.; BHOURI, N.; FEKI, I.; BAFFOUN, A.; ABDESSALEM, M. H. S. B. Review of ballistic protection materials: Properties and performances. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 42, 2022.
- 56 MALLICK, P. K. *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design*. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2007. 619 p.

- 57 CHANG, K. K. Aramid fibers. In: \_\_\_\_\_. *ASM Handbook Volume 21: Composites*. Berlin: ASM International, 2001. p. 41–45.
- 58 MANO, E. B.; MENDES, L. S. *Introdução a polímeros*. 2. ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2004. 207 p.
- 59 SANCHEZ, E. M. S.; 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*, v. 20, p. 194–200, 2010.
- 60 MI, X.; LIANG, N.; XU, H.; WU, J.; JIANG, Y.; NIE, B.; ZHANG, D. Toughness and its mechanisms in epoxy resins. *Progress in Materials Science*, v. 130, 2022.
- 61 CUNHA, J. D. S. C. D. *Caracterização e Avaliação de Propriedades de Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Cipó-Titica (Heteropsis flexuosa) e Grafeno para Aplicação em Blindagem Balística*. 224 p. Tese (Doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2022.
- 62 CHAWLA, K. K. *Composite materials: science and engineering*. 4. ed. Switzerland: Springer Science & Business Media, 2019. 560 p.
- 63 GONSALVES, A. de A.; ARAÚJO, C. R. M.; SOARES, N. A.; GOULART, M. O. F.; ABREU, F. C. de. Diferentes estratégias para a reticulação de quitosana. *Química Nova*, v. 34, 2011.
- 64 LUZ, F. S. da. *Avaliação das Fibras de Coco e PALF como Reforços de Compósitos Epoxídicos Empregados em Sistemas de Blindagem Multicamada*. 133 p. Tese (Doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.
- 65 LOTFI, A.; LI, H.; DAO, D. V.; PRUSTY, G. Natural fiber-reinforced composites: A review on material, manufacturing, and machinability. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, v. 34, 2021.
- 66 ANDERSON, T. L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2005. 326 p.
- 67 MOCHANE, M. J.; MOKHENA, T. C.; MOKHOTHU, T. H.; MTIBE, A.; SADIKU, E. R.; RAY, S. S.; IBRAHIM, I. D.; DARAMOLA, O. O. Recent progress on natural fiber hybrid composites for advanced applications: A review. *eXPRESS Polymer Letters*, v. 13, p. 159–198, 2019.
- 68 KALIA, S.; KAITH, B.; KAUR, I. Pretreatments of natural fibers and their application as reinforcing material in polymer composites - a review. *Polymer Engineering & Science*, v. 49, 2009.
- 69 LATIF, R.; WAKEEL, S.; KHAN, N. Z.; SIDDIQUEE, A. N.; VERMA, S. L.; KHAN, Z. A. Surface treatments of plant fibers and their effects on mechanical properties of fiber-reinforced composites: A review. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 38, 2018.
- 70 GOMES, A.; MATSUO, T.; GODA, K.; OHGI, J. Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 38, 2007.

- 71 FARUK, O.; BLEDZKI, A. K.; FINK, H. P.; SAIN, M. Progress report on natural fiber reinforced composites. *Macromolecular Materials and Engineering*, v. 299, 2014.
- 72 KAR, S.; PATTNAIK, S.; SUTAR, M. K. Ballistic performance of green woven fabrics – a short review. *Materials Today: Proceedings*, v. 62, p. 5965–5970, 2022.
- 73 CARVALHO, R. F. *Compósitos de fibras de sisal para uso em reforço de estruturas de madeira*. 119 p. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, São Carlos, 2005.
- 74 SAFRI, S. N. A.; SULTAN, M. T. H.; JAWAID, M.; JAYAKRISHNA, K. Impact behaviour of hybrid composites for structural applications: A review. *Composites Part B: Engineering*, v. 133, p. 112–121, 2018.
- 75 ÜSTÜN, H. S.; TOKSOY, A. K.; TANOĞLU, M. Investigation of hybridization effect on ballistic performance of multi-layered fiber reinforced composite structures. *Journal of Composite Materials*, v. 56, 2022.
- 76 ALKHATIB, F.; MAHDI, E.; DEAN, A. Design and evaluation of hybrid composite plates for ballistic protection: Experimental and numerical investigations. *Polymers*, v. 13, 2021.
- 77 XU, J.; TANG, L.; LIU, Y.; ZHOU, L.; CHEN, J.; JIANG, Z.; LIU, Z.; YANG, B. Hybridization effects on ballistic impact behavior of carbon/ aramid fiber reinforced hybrid composite. *International Journal of Impact Engineering*, v. 181, 2023.
- 78 LI, Z.; XUE, Y.; SUN, B.; GU, B. Ballistic penetration damage for hybrid carbon/kevlar/uhmwpe fiber laminated composites: Experimental and numerical techniques. *Composite Structures*, v. 316, 2023.
- 79 NASCIMENTO, L. F. C.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N.; GOMES, A. V.; MARÇAL, R. L. S. B.; JÚNIOR Édio P. L.; MARGEM, J. I. Ballistic performance of mallow and jute natural fabrics reinforced epoxy composites in multilayered armor. *Materials Research*, v. 20, 2017.
- 80 CAVALCANTI, D.; BANEJA, M.; NETO, J.; LIMA, R.; SILVA, L. da; CARBAS, R. Mechanical characterization of intralaminar natural fibre-reinforced hybrid composites. *Composites Part B: Engineering*, v. 175, 2019.
- 81 HANAN, F.; JAWAID, M.; TAHIR, P. M. Mechanical performance of oil palm/kenaf fiber-reinforced epoxy-based bilayer hybrid composites. *Journal of Natural Fibers*, v. 17, 2020.
- 82 ATMAKURI, A.; PALEVICIUS, A.; KOLLI, L.; VILKAUSKAS, A.; JANUSAS, G. Development and analysis of mechanical properties of caryota and sisal natural fibers reinforced epoxy hybrid composites. *Polymers*, v. 13, 2021.
- 83 YAHAYA, R.; SAPUAN, S.; JAWAID, M.; LEMAN, Z.; ZAINUDIN, E. Effect of layering sequence and chemical treatment on the mechanical properties of woven kenaf–aramid hybrid laminated composites. *Materials & Design*, v. 67, p. 173–179, 2015.
- 84 SALMAN, S. D.; LEMAN, Z. B. 13 - physical, mechanical and ballistic properties of kenaf fiber reinforced poly vinyl butyral and its hybrid composites. *Natural Fibre Reinforced Vinyl Ester and Vinyl Polymer Composites. Development, Characterization and Applications*, p. 249–263, 2018.

- 85 ALI, A.; ADAWIYAH, R.; RASSIAH, K.; NG, W. K.; ARIFIN, F.; OTHMAN, F.; HAZIN, M. S.; FAIDZI, M.; ABDULLAH, M.; AHMAD, M. M. Ballistic impact properties of woven bamboo- woven e-glass- unsaturated polyester hybrid composites. *Defence Technology*, v. 15, p. 282–294, 2019.
- 86 NAVEEN, J.; JAWAID, M.; ZAINUDIN, E. S.; SULTAN, M. T. H.; YAHAYA, R. Evaluation of ballistic performance of hybrid kevlar®/cocos nucifera sheath reinforced epoxy composites. *The Journal of The Textile Institute*, v. 110, p. 1179–1189, 2019.
- 87 GHANI, M. U.; SIDDIQUE, A.; ABRAHA, K. G.; YAO, L.; LI, W.; KHAN, M. Q.; KIM, I.-S. Performance evaluation of jute/glass-fiber-reinforced polybutylene succinate (pbs) hybrid composites with different layering configurations. *Materials*, v. 15, 2022.
- 88 MELIANDE, N. M.; OLIVEIRA, M. S.; PEREIRA, A. C.; BALBINO, F. D. P.; FIGUEIREDO, A. B.-H. da S.; MONTEIRO, S. N.; NASCIMENTO, L. F. C. Ballistic properties of curaua-aramid laminated hybrid composites for military helmet. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 25, p. 3943–3956, 2023.
- 89 LI, D. X. 3 - fundamental of fibers. In: \_\_\_\_\_. *Cut Protective Textiles*. [S.l.]: Woodhead Publishing, 2020. p. 59–110.
- 90 TEIJIN. *Ballistic Materials Handbook*. s.d. 18 nov. de 2023. Disponível em: <<https://pdf.nauticexpo.com/pdf/teijin-aramid-bv/ballistic-material-handbook/30430-74521.html>>.
- 91 MARTIN, A. R.; MARTINS, M. A.; SILVA, O. R. R. F. da; MATTOSO, L. H. C. Studies on the thermal properties of sisal fiber and its constituents. *Thermochimica Acta*, v. 506, 2010.
- 92 NIJ STANDARD-0101.04.REVISION A. *Ballistic Resistance of Personal Body Armor*. Washington, DC, 2001. 45 p.
- 93 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM D7264/D7264M*: Standard test method for flexural properties of polymer matrix composite materials. Rio de Janeiro, 2021. 10 p.
- 94 SOUZA, S. A. de. *Ensaios mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos*. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982. 286 p.
- 95 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM D7028-07(2024)*: Standard test method for glass transition temperature (dma tg) of polymer matrix composites by dynamic mechanical analysis (dma). Rio de Janeiro, 2024. 10 p.
- 96 HARIS, N. I. N.; HASSAN, M. Z.; ILYAS, R.; SUHOT, M. A.; SAPUAN, S.; DOLAH, R.; MOHAMMAD, R.; ASYRAF, M. Dynamic mechanical properties of natural fiber reinforced hybrid polymer composites: a review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 19, p. 167–182, 2022.
- 97 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM 4065*: Standard practice for plastics: Dynamic mechanical properties: Determination and report of procedures. West Conshohocken, PA, 2020.

- 98 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM D5023*: Standard test method for plastics: Dynamic mechanical properties: In flexure (three-point bending). West Conshohocken, PA, 2023.
- 99 BROWN, M. E. *Introduction to Thermal Analysis Techniques and Applications*. 2. ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2004. 264 p.
- 100 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *ASTM E1131*: Standard test method for compositional analysis by thermogravimetry. West Conshohocken, PA, 2020.
- 101 KESSLER, M. R. *Advanced Topics in Characterization of Composites*. 192. ed. Victoria, BC, Canada: Trafford, 2004.
- 102 MARTINS, G. de A.; DOMINGUES, O. *Estatística Geral e Aplicada*. 6. ed. São Paulo: Atlas, 2017. 342 p.
- 103 ZABALA, H.; ARETXABAETA, L.; CASTILLO, G.; AURREKOETXEA, J. Loading rate dependency on mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional and woven carbon fibre epoxy composites. *Composite Structures*, v. 121, p. 75–82, 2015.
- 104 BREEN, C.; GUILD, F.; PAVIER, M. Impact of thick CFRP laminates: the effect of impact velocity. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 36, p. 205–211, 2005.
- 105 MONTEIRO, S. N.; JR. Édio P. L.; LOURO, L. H. L.; SILVA, L. C. da; DRELICH, J. W. Unlocking function of aramid fibers in multilayered ballistic armor. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 46, p. 37–40, 2015.
- 106 SAYER, M.; BEKTAŞ, N. B.; SAYMAN, O. An experimental investigation on the impact behavior of hybrid composite plates. *Composite Structures*, v. 92, p. 1256–1262, 2010.
- 107 DASH, S.; ROUTARA, B. C.; SATPATHY, M. P. Fibre stacking sequence and mechanical characterization of polymer hybrid composites: An experimental study. *Materials Today: Proceedings*, 2023.
- 108 KIM, J.-K.; SHAM, M.-L. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*, v. 60, p. 745–761, 2000.
- 109 ATIQAHA, A.; JAWAID, M.; SAPUAN, S. M.; ISHAK, M. R. Dynamic mechanical properties of sugar palm/glass fiber reinforced thermoplastic polyurethane hybrid composites. *Polymer Composites*, v. 40, p. 1269–1683, 2019.
- 110 SILVA, T. T. da; SILVEIRA, P. H. P. M. da; RIBEIRO, M. P.; LEMOS, M. F.; SILVA, A. P. da; MONTEIRO, S. N.; NASCIMENTO, L. F. C. Thermal and chemical characterization of kenaf fiber (*hibiscus cannabinus*) reinforced epoxy matrix composites. *Polymers*, v. 13, 2021.
- 111 JUNIO, R. F. P.; NASCIMENTO, L. F. C.; NEUBA, L. de M.; SOUZA, A. T. S. A. T.; MOURA, J. V. B.; FILHO, F. da C. G.; MONTEIRO, S. N. Copernicia prunifera leaf fiber: A promising new reinforcement for epoxy composites. *Polymers*, v. 12, 2020.

- 112 MONTEIRO, S. N.; CALADO, V.; MARGEM, F. M.; RODRIGUEZ, R. J. S. Thermogravimetric stability behavior of less common lignocellulosic fibers – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 1, p. 189–199, 2012.
- 113 HAJIHA, H.; SAIN, M.; MEI, L. H. Modification and characterization of hemp and sisal fibers. *Journal of Natural Fibers*, v. 11, p. 144–168, 2014.
- 114 GAÑAN, P.; GARBIZU, S.; LLANO-PONTE, R.; MONDRAGON, I. Surface modification of sisal fibers: Effects on themechanical and thermal properties of their epoxycomposites. *Polymer Composites*, v. 26, p. 121–239, 2005.
- 115 MONTEIRO, S. N.; CANDIDO, V. S.; BRAGA, F. O.; BOLZAN, L. T.; WEBER, R. P.; DRELICH, J. W. Sugarcane bagasse waste in composites for multilayered armor. *European Polymer Journal*, v. 78, p. 173–185, 2016.
- 116 MELIANDE, N. M.; OLIVEIRA, M. S.; LEMOS, M. F.; PEREIRA, A. C.; FIGUEIREDO, A. B.-H. da S.; MONTEIRO, S. N.; NASCIMENTO, L. F. C. Thermal behavior of curaua-aramid hybrid laminated composites for ballistic helmet. *Polymers*, v. 15, 2023.
- 117 LIU, X.; YU, W. Evaluating the thermal stability of high performance fibers by tga. *Journal of Applied Polymer Science*, v. 99, p. 613–1301, 2006.
- 118 NAYAK, S.; MOHANTY, S. Sisal glass fiber reinforced pp hybridcomposites: Effect of mapp on the dynamicmechanical and thermal properties. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 29, p. 1441–1595, 2010.

## APÊNDICE A – PROPRIEDADES BALÍSTICAS

Tabela 15 – Propriedades balísticas com munição 7,62 mm dos compósitos híbridos

Sequência de Empilhamento	$V_0$ (m/s)	$V_r$ (m/s)	$E_{abs}$ (J)	$V_l$ (m/s)
C1-6A/6S Disparo 1	840,40	813,03	210,44	212,73
C1-6A/6S Disparo 2	841,44	790,07	389,71	289,50
C1-6A/6S Disparo 3	842,76	798,22	339,85	270,34
C1-6A/6S Disparo 4	872,44	845,83	212,59	213,82
C1-6A/6S Disparo 5	873,28	840,53	260,94	236,89
C1-6A/6S Disparo 6	879,03	844,92	273,37	242,47
C1-6A/6S Disparo 7	876,05	838,17	302,00	254,85
C1-6A/6S Disparo 8	875,44	841,82	268,42	240,26
C1-6S/6A Disparo1	844,66	801,60	329,66	266,26
C1-6S/6A Disparo2	845,88	810,19	274,87	243,13
C1-6S/6A Disparo3	848,70	813,31	273,50	242,52
C1-6S/6A Disparo4	872,86	833,20	314,68	260,14
C1-6S/6A Disparo 5	872,77	836,17	290,84	250,09
C1-6S/6A Disparo 6	838,17	806,87	239,49	226,94
C1-6S/6A Disparo 7	873,27	837,75	282,55	246,50
C1-6S/6A Disparo 8	870,80	833,13	298,49	253,36
C1-1A/1S Disparo 1	840,43	797,67	325,72	264,67
C1-1A/1S Disparo 2	856,60	828,53	219,97	217,50
C1-1A/1S Disparo 3	839,89	795,41	338,26	269,71
C1-1A/1S Disparo 4	855,53	822,66	256,45	234,84
C1-1A/1S Disparo 5	873,37	847,10	210,15	212,59
C1-1A/1S Disparo 6	879,57	842,31	298,35	253,30
C1-1A/1S Disparo 7	879,45	845,29	273,97	242,73
C1-1A/1S Disparo 8	878,42	840,21	305,39	256,27
C1-2A/2S Disparo 1	844,34	805,85	295,39	252,04
C1-2A/2S Disparo 2	839,40	806,32	253,14	233,32
C1-2A/2S Disparo 3	840,37	805,05	270,25	241,08
C1-2A/2S Disparo 4	852,59	819,98	253,59	233,53
C1-2A/2S Disparo 5	872,53	836,93	282,95	246,68
C1-2A/2S Disparo 6	872,21	841,36	245,78	229,91
C1-2A/2S Disparo 7	876,94	839,10	301,88	254,80
C1-2A/2S Disparo 8	871,64	838,12	266,51	239,40
C1-3A/1S Disparo 1	843,17	799,40	334,38	268,16
C1-3A/1S Disparo 2	842,43	812,95	226,89	220,89
C1-3A/1S Disparo 3	840,15	798,85	314,73	260,16
C1-3A/1S Disparo 4	850,67	822,72	217,47	216,26
C1-3A/1S Disparo 5	876,66	844,28	259,15	236,07
C1-3A/1S Disparo 6	881,86	844,53	299,69	253,87
C1-3A/1S Disparo 7	878,24	841,96	290,26	249,84
C1-3A/1S Disparo 8	878,46	840,97	299,72	253,88
C1-3A/6S/3A Disparo 1	837,40	798,07	299,10	253,62
C1-3A/6S/3A Disparo 2	849,06	799,46	380,26	285,97
C1-3A/6S/3A Disparo 3	847,13	816,09	240,11	227,24
C1-3A/6S/3A Disparo 4	849,62	811,56	294,03	251,46
C1-3A/6S/3A Disparo 5	873,63	840,46	264,37	238,44
C1-3A/6S/3A Disparo 6	851,93	820,87	241,61	227,95
C1-3A/6S/3A Disparo 7	843,03	811,38	243,51	228,84
C1-3A/6S/3A Disparo 8	878,32	844,02	274,68	243,05
C1-2A/8S/2A Disparo 1	844,57	799,17	346,97	273,16
C1-2A/8S/2A Disparo 2	851,00	801,70	378,88	285,45
C1-2A/8S/2A Disparo 3	829,95	803,50	200,92	207,87
C1-2A/8S/2A Disparo 4	840,18	810,00	231,56	223,15
C1-2A/8S/2A Disparo 5	867,86	829,56	302,29	254,97
C1-2A/8S/2A Disparo 6	871,83	836,24	282,71	246,57
C1-2A/8S/2A Disparo 7	865,20	825,55	311,73	258,92
C1-2A/8S/2A Disparo 8	884,58	846,40	307,27	257,06
C1-12S Disparo 1	836,97	768,78	509,18	330,91
C1-12S Disparo 2	827,30	748,38	578,22	352,63
C1-12S Disparo 3	846,00	790,63	421,37	301,03
C1-12S Disparo 4	835,37	781,32	406,34	295,61
C1-12S Disparo 5	877,34	820,30	450,31	311,19
C1-12S Disparo 6	843,37	786,19	433,28	305,25
C1-12S Disparo 7	839,68	786,74	400,34	293,42
C1-12A Disparo 1	852,33	821,89	236,95	225,74
C1-12A Disparo 2	847,69	815,61	248,14	231,01
C1-12A Disparo 3	841,57	793,31	366,89	280,89
C1-12A Disparo 4	843,94	801,78	322,65	263,41
C1-12A Disparo 5	879,56	849,00	245,58	229,81
C1-12A Disparo 6	870,35	842,22	223,97	219,47
C1-12A Disparo 7	84,60	833,92	242,32	228,28

Fonte: O Autor

Tabela 16 – Propriedades balísticas com munição 9 mm dos compósitos híbridos

Sequência de Empilhamento	$V_0$ (m/s)	$V_r$ (m/s)	$E_{abs}$ (J)	$V_l$ (m/s)
C1-6A/6S Disparo 1	440,36	362,99	248,64	249,32
C1-6A/6S Disparo 2	434,57	359,29	239,05	244,46
C1-6A/6S Disparo 3	434,61	354,31	253,40	251,70
C1-6A/6S Disparo 4	422,87	344,24	241,27	245,60
C1-6A/6S Disparo 5	432,70	353,42	249,29	249,65
C1-6A/6S Disparo 6	423,39	340,00	254,63	252,30
C1-6A/6S Disparo 7	425,12	343,56	250,78	250,39
C1-6A/6S Disparo 8	433,85	356,15	245,53	247,75
C1-6S/6A Disparo 1	430,35	333,64	295,54	271,82
C1-6S/6A Disparo 2	426,31	339,86	264,95	257,37
C1-6S/6A Disparo 3	427,34	318,27	325,29	285,17
C1-6S/6A Disparo 4	427,43	343,99	257,47	253,71
C1-6S/6A Disparo 5	439,69	346,06	294,28	271,24
C1-6S/6A Disparo 6	431,16	333,71	298,15	273,01
C1-6S/6A Disparo 7	426,24	325,20	303,69	275,54
C1-6S/6A Disparo 8	432,96	333,10	306,01	276,59
C1-1A/1S Disparo 1	419,49	347,84	219,90	234,47
C1-1A/1S Disparo 2	432,07	356,40	238,65	244,26
C1-1A/1S Disparo 3	432,75	347,81	265,22	257,50
C1-1A/1S Disparo 4	416,78	328,88	262,16	256,01
C1-1A/1S Disparo 5	427,21	347,98	245,67	247,83
C1-1A/1S Disparo 6	426,04	344,05	252,58	251,28
C1-1A/1S Disparo 7	425,74	339,55	263,85	256,83
C1-1A/1S Disparo 8	432,48	354,58	245,26	247,62
C1-3A/1S Disparo 1	426,13	358,79	211,43	229,91
C1-3A/1S Disparo 2	433,70	365,75	217,26	233,06
C1-3A/1S Disparo 3	434,42	366,06	218,89	233,93
C1-3A/1S Disparo 4	433,35	368,56	207,81	227,93
C1-3A/1S Disparo 5	429,27	349,50	248,49	249,24
C1-3A/1S Disparo 6	425,06	348,13	237,95	243,90
C1-3A/1S Disparo 7	424,84	351,60	227,47	238,47
C1-3A/1S Disparo 8	429,83	352,87	240,94	245,43
C1-3A/6S/3A Disparo 1	425,71	343,83	252,05	251,02
C1-3A/6S/3A Disparo 2	422,77	339,71	253,33	251,66
C1-3A/6S/3A Disparo 3	424,87	337,85	265,48	257,62
C1-3A/6S/3A Disparo 4	422,52	327,09	286,13	267,46
C1-3A/6S/3A Disparo 5	430,21	352,37	243,66	246,81
C1-3A/6S/3A Disparo 6	432,52	351,78	253,31	251,65
C1-3A/6S/3A Disparo 7	431,44	354,94	240,62	245,27
C1-3A/6S/3A Disparo 8	423,07	335,34	266,12	257,93
C1-12A Disparo 1	418,56	375,91	135,53	184,07
C1-12A Disparo 2	428,93	371,41	184,14	214,56
C1-12A Disparo 3	430,90	365,29	208,93	228,55
C1-12A Disparo 4	432,52	362,72	222,03	235,60
C1-12A Disparo 5	431,14	360,59	223,41	236,33
C1-12A Disparo 6	429,84	372,48	184,08	214,52
C1-12A Disparo 7	427,41	353,45	231,00	240,31
C1-12A Disparo 8	431,54	360,01	226,49	237,96

Fonte: O Autor

## APÊNDICE B – PARÂMETROS DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DOS RESULTADOS BALÍSTICOS

Tabela 17 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{abs}$  com munição calibre 7,62 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	225249,89	28156,24	12,42	2,09
Resíduo	63	142834,47	2267,21		
Total	71	368084,36			

Fonte: O Autor

Tabela 18 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $V_l$  com munição calibre 7,62 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	33563,87	4195,48	10,55	2,09
Resíduo	63	25062,25	397,81		
Total	71	58626,13			

Fonte: O Autor

Tabela 19 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{absEspecífica}$  com munição calibre 7,62 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	134177,56	16772,20	10,32	2,09
Resíduo	63	102428,12	1625,84		
Total	71	236605,69			

Fonte: O Autor

Tabela 20 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{absEspessura}$  com munição calibre 7,62 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	16368,26	2046,03	1,50	2,09
Resíduo	63	86118,76	1366,96		
Total	71	102487,01			

Fonte: O Autor

Tabela 21 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{abs}$  com munição calibre 9 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	5	37613,96	7522,79	20,10	4,03
Resíduo	42	15720,11	374,29		
Total	47	53334,08			

Fonte: O Autor

Tabela 22 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $V_l$  com munição calibre 9 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	5	9789,60	1957,92	18,11	4,03
Resíduo	42	4539,81	108,09		
Total	47	14329,41			

Fonte: O Autor

Tabela 23 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{absEspecífica}$  com munição calibre 9 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	5	19592,89	3918,58	14,42	4,03
Resíduo	42	11412,93	271,74		
Total	47	31005,82			

Fonte: O Autor

Tabela 24 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_{absEspessura}$  com munição calibre 9 mm

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	5	15450,11	3090,02	10,73	4,03
Resíduo	42	12098,14	288,05		
Total	47	27548,25			

Fonte: O Autor

## APÊNDICE C – TESTE DE TUKEY DOS RESULTADOS BALÍSTICOS

Tabela 25 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_{abs}$  com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 76,50)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	5,84	3,63	10,98	1,88	2,46	13,13	<b>174,84</b>	12,67
6S/6A	5,84	0	9,48	16,82	7,72	8,30	7,28	<b>169,00</b>	18,51
1A/1S	3,63	9,48	0	7,35	1,75	1,17	16,76	<b>178,47</b>	9,03
2A/2S	10,98	16,82	7,35	0	9,10	8,52	24,10	<b>185,82</b>	1,69
3A/1S	1,88	7,72	1,75	9,10	0	0,58	15,00	<b>176,72</b>	10,79
3A/6S/3A	2,46	8,30	1,17	8,52	0,58	0	15,58	<b>177,30</b>	10,21
2A/8S/2A	13,13	7,28	16,76	24,10	15,00	15,58	0	<b>161,71</b>	25,79
12S	<b>174,84</b>	<b>169,00</b>	<b>178,47</b>	<b>185,82</b>	<b>176,72</b>	<b>177,30</b>	<b>161,71</b>	0	<b>187,51</b>
12A	12,67	18,51	9,03	1,69	10,79	10,21	25,79	<b>187,51</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 26 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $V_l$  com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 32,04)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	3,51	1,16	3,76	0,21	0,54	5,79	<b>67,76</b>	5,31
6S/6A	3,51	0	4,67	7,27	3,73	4,05	2,27	<b>64,24</b>	8,82
1A/1S	1,16	4,67	0	2,61	0,94	0,62	6,94	<b>68,91</b>	4,15
2A/2S	3,76	7,27	2,61	0	3,55	3,22	9,55	<b>71,52</b>	1,54
3A/1S	0,21	3,73	0,94	3,55	0	0,32	6,00	<b>67,97</b>	5,09
3A/6S/3A	0,54	4,05	0,62	3,22	0,32	0	6,32	<b>68,29</b>	4,77
2A/8S/2A	5,79	2,27	6,94	9,55	6,00	6,32	0	<b>61,97</b>	11,09
12S	<b>67,76</b>	<b>64,24</b>	<b>68,91</b>	<b>71,52</b>	<b>67,97</b>	<b>68,29</b>	<b>61,97</b>	0	<b>73,06</b>
12A	5,31	8,82	4,15	1,54	5,09	4,77	11,09	<b>73,06</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 27 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_{absEspecífica}$  com munição calibre 7,62 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 64,78)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	1,83	3,02	10,56	4,00	0,54	26,51	<b>136,69</b>	2,75
6S/6A	1,83	0	4,84	12,38	2,18	2,37	24,68	<b>134,86</b>	0,92
1A/1S	3,02	4,84	0	7,54	7,02	2,48	29,52	<b>139,71</b>	5,76
2A/2S	10,56	12,38	7,54	0	14,56	10,01	37,06	<b>147,24</b>	13,30
3A/1S	4,00	2,18	7,02	14,56	0	4,54	22,50	<b>132,69</b>	1,26
3A/6S/3A	0,54	2,37	2,48	10,01	4,54	0	27,05	<b>137,23</b>	3,29
2A/8S/2A	26,51	24,68	29,52	37,06	22,50	27,05	0	<b>110,18</b>	23,76
12S	<b>136,69</b>	<b>134,86</b>	<b>139,71</b>	<b>147,24</b>	<b>132,69</b>	<b>137,23</b>	<b>110,18</b>	0	<b>133,94</b>
12A	2,75	0,92	5,76	13,30	1,26	3,29	23,76	<b>133,94</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 28 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_{abs}$  com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 28,89)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	3A/1S	3A/6S/3A	12A
6A/6S	0	<b>45,35</b>	1,33	21,54	9,76	<b>45,87</b>
6S/6A	<b>45,35</b>	0	<b>44,01</b>	<b>66,89</b>	<b>35,58</b>	<b>91,22</b>
1A/1S	1,33	<b>44,01</b>	0	22,88	8,43	<b>47,21</b>
3A/1S	21,54	<b>66,89</b>	22,88	0	<b>31,31</b>	24,33
3A/6S/3A	9,76	<b>35,58</b>	8,43	<b>31,31</b>	0	<b>55,64</b>
12A	<b>45,87</b>	<b>91,22</b>	<b>47,21</b>	24,33	<b>55,64</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 29 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $V_I$  com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 15,52)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	3A/1S	3A/6S/3A	12A
6A/6S	0	<b>21,66</b>	0,58	11,16	4,78	<b>24,91</b>
6S/6A	<b>21,66</b>	0	<b>21,08</b>	<b>32,82</b>	<b>16,88</b>	<b>46,57</b>
1A/1S	0,58	<b>21,08</b>	0	11,74	4,20	<b>25,49</b>
3A/1S	11,16	<b>32,82</b>	11,74	0	<b>15,94</b>	13,75
3A/6S/3A	4,78	<b>16,88</b>	4,20	<b>15,94</b>	0	<b>29,69</b>
12A	<b>24,91</b>	<b>46,57</b>	<b>25,49</b>	13,75	<b>29,69</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 30 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_{absEspecífica}$  com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 24,61)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	3A/1S	3A/6S/3A	12A
6A/6S	0	<b>34,59</b>	1,11	19,20	9,49	<b>28,17</b>
6S/6A	<b>34,59</b>	0	<b>33,48</b>	<b>53,79</b>	<b>25,10</b>	<b>62,76</b>
1A/1S	1,11	<b>33,48</b>	0	20,31	8,38	<b>29,28</b>
3A/1S	19,20	<b>53,79</b>	20,31	0	<b>28,7</b>	8,96
3A/6S/3A	9,49	<b>25,10</b>	8,38	<b>28,70</b>	0	<b>37,66</b>
12A	<b>28,17</b>	<b>62,76</b>	<b>29,28</b>	8,96	<b>37,66</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 31 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_{absEspessura}$  com munição calibre 9 mm dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 25,34)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	3A/1S	3A/6S/3A	12A
6A/6S	0	<b>37,79</b>	1,11	0,81	8,14	22,93
6S/6A	<b>37,79</b>	0	<b>36,68</b>	<b>38,60</b>	<b>29,65</b>	<b>60,72</b>
1A/1S	1,11	<b>36,68</b>	0	1,92	7,02	24,04
3A/1S	0,81	<b>38,60</b>	1,92	0	8,95	22,12
3A/6S/3A	8,14	<b>29,65</b>	7,02	8,95	0	<b>31,06</b>
12A	22,93	<b>60,72</b>	24,04	22,12	<b>31,06</b>	0

Fonte: O Autor

## APÊNDICE D – CURVAS TENSÃO DEFORMAÇÃO EM FLEXÃO

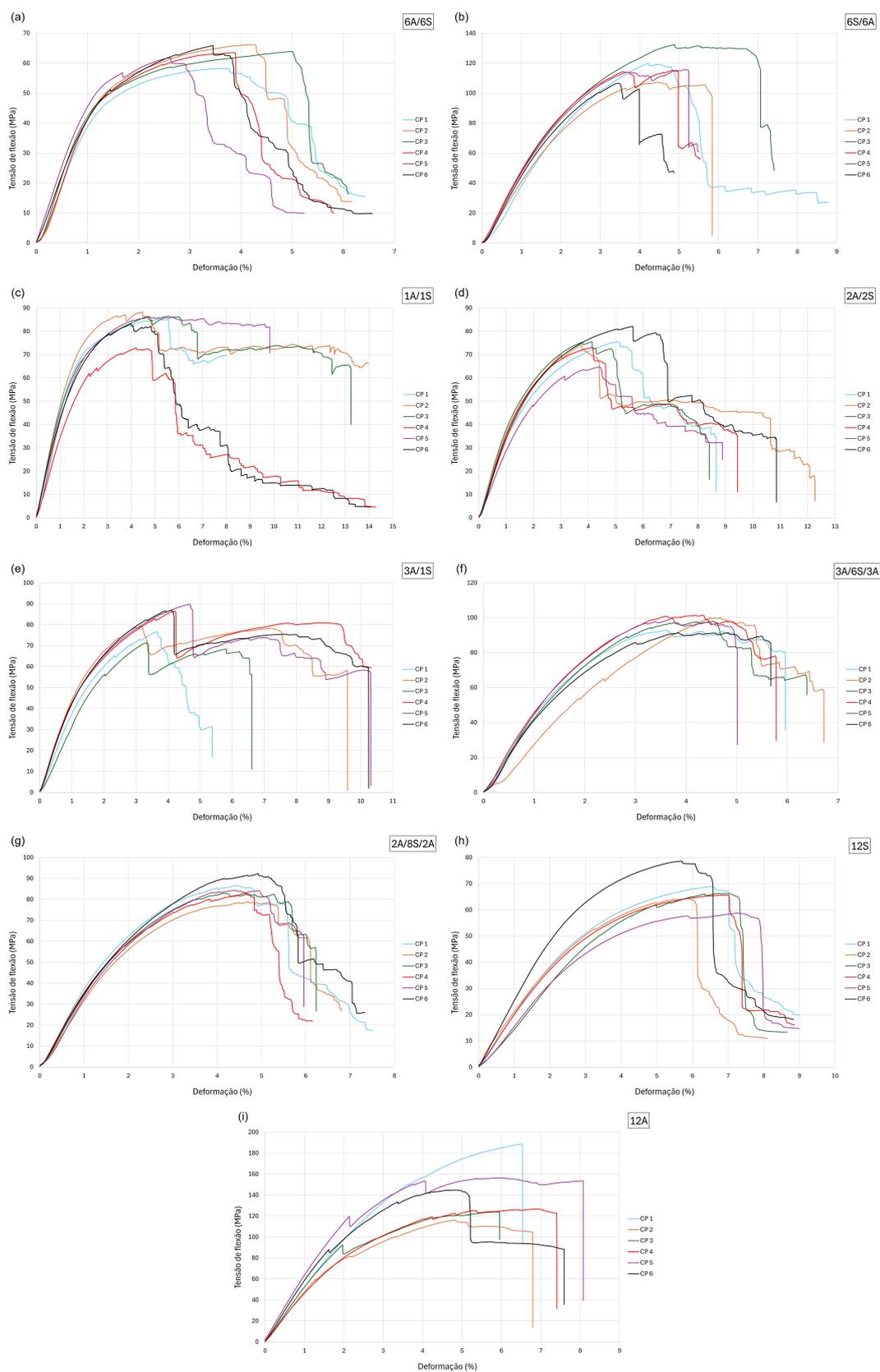


Figura 77 – Curvas tensão-deformação de flexão dos seis corpos de prova de cada uma das nove seqüências de empilhamento.

Fonte: O Autor

## APÊNDICE E – PARÂMETROS DA ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA) DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE FLEXÃO

Tabela 32 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $\sigma_f$  obtidos no ensaio de flexão

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	30931,56	3866,44	34,24	2,16
Resíduo	45	5081,94	112,93		
Total	53	36013,50			

Fonte: O Autor

Tabela 33 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $E_f$  obtidos no ensaio de flexão

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	42,77	5,35	33,70	2,16
Resíduo	45	7,14	0,16		
Total	53	49,91			

Fonte: O Autor

Tabela 34 – Parâmetros da análise de variância dos resultados de  $U_t$  obtidos no ensaio de flexão

	GL	SQ	QM	$F_{calculado}$	$F_{tabelado}$
Tratamento	8	116,37	14,55	9,28	2,16
Resíduo	45	70,56	1,57		
Total	53	186,94			

Fonte: O Autor

## APÊNDICE F – TESTE DE TUKEY DOS RESULTADOS DO ENSAIO DE FLEXÃO

Tabela 35 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $\sigma_f$  obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 20,00)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	<b>52,98</b>	<b>20,49</b>	10,89	13,38	<b>33,94</b>	<b>21,42</b>	3,85	<b>79,55</b>
6S/6A	<b>52,98</b>	0	<b>32,49</b>	<b>42,09</b>	<b>39,60</b>	19,04	<b>31,55</b>	<b>49,13</b>	<b>26,57</b>
1A/1S	<b>20,49</b>	<b>32,49</b>	0	9,60	7,11	13,46	0,94	16,64	<b>59,07</b>
2A/2S	10,89	<b>42,09</b>	9,60	0	2,49	<b>23,05</b>	10,54	7,04	<b>68,66</b>
3A/1S	13,38	<b>39,60</b>	7,11	2,49	0	<b>20,57</b>	8,05	9,53	<b>66,18</b>
3A/6S/3A	<b>33,94</b>	19,04	13,46	<b>23,05</b>	<b>20,57</b>	0	12,52	<b>30,09</b>	<b>45,61</b>
2A/8S/2A	<b>21,42</b>	<b>31,55</b>	0,94	10,54	8,05	12,52	0	17,58	<b>58,13</b>
12S	3,85	<b>49,13</b>	16,64	7,04	9,53	<b>30,09</b>	17,58	0	<b>75,70</b>
12A	<b>79,55</b>	<b>26,57</b>	<b>59,07</b>	<b>68,66</b>	<b>66,18</b>	<b>45,61</b>	<b>58,13</b>	<b>75,70</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 36 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $E_f$  obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 0,75)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	0,16	0,14	<b>0,78</b>	0,15	0,07	<b>0,96</b>	<b>2,22</b>	<b>1,20</b>
6S/6A	0,16	0	0,02	<b>0,93</b>	0,31	0,23	<b>1,11</b>	<b>2,37</b>	<b>1,04</b>
1A/1S	0,14	0,02	0	<b>0,91</b>	0,29	0,21	<b>1,09</b>	<b>2,36</b>	<b>1,06</b>
2A/2S	<b>0,78</b>	<b>0,93</b>	<b>0,91</b>	0	0,63	0,70	0,18	<b>1,44</b>	<b>1,97</b>
3A/1S	0,15	0,31	0,29	0,63	0	0,08	<b>0,81</b>	<b>2,07</b>	<b>1,34</b>
3A/6S/3A	0,07	0,23	0,21	0,70	0,08	0	<b>0,88</b>	<b>2,15</b>	<b>1,27</b>
2A/8S/2A	<b>0,96</b>	<b>1,11</b>	<b>1,09</b>	0,18	<b>0,81</b>	<b>0,88</b>	0	<b>1,26</b>	<b>2,15</b>
12S	<b>2,22</b>	<b>2,37</b>	<b>2,36</b>	<b>1,44</b>	<b>2,07</b>	<b>2,15</b>	<b>1,26</b>	0	<b>3,41</b>
12A	<b>1,20</b>	<b>1,04</b>	<b>1,06</b>	<b>1,97</b>	<b>1,34</b>	<b>1,27</b>	<b>2,15</b>	<b>3,41</b>	0

Fonte: O Autor

Tabela 37 – Resultado do teste de Tukey para as médias de  $U_t$  obtidas no ensaio de flexão dos compósitos da condição 1 (d.m.s. = 2,36)

Sequência de Empilhamento	6A/6S	6S/6A	1A/1S	2A/2S	3A/1S	3A/6S/3A	2A/8S/2A	12S	12A
6A/6S	0	<b>2,42</b>	<b>4,46</b>	2,29	<b>2,95</b>	1,63	1,33	1,17	<b>4,82</b>
6S/6A	<b>2,42</b>	0	2,04	0,13	0,53	0,79	1,09	1,25	<b>2,40</b>
1A/1S	<b>4,46</b>	2,04	0	2,17	1,51	<b>2,83</b>	<b>3,13</b>	<b>3,29</b>	0,36
2A/2S	2,29	0,13	2,17	0	0,66	0,66	0,96	1,12	<b>2,53</b>
3A/1S	<b>2,95</b>	0,53	1,51	0,66	0	1,32	1,62	1,78	1,87
3A/6S/3A	1,63	0,79	<b>2,83</b>	0,66	1,32	0	0,30	0,46	<b>3,19</b>
2A/8S/2A	1,33	1,09	<b>3,13</b>	0,96	1,62	0,30	0	0,16	<b>3,49</b>
12S	1,17	1,25	<b>3,29</b>	1,12	1,78	0,46	0,16	0	<b>3,65</b>
12A	<b>4,82</b>	<b>2,40</b>	0,36	<b>2,53</b>	1,87	<b>3,19</b>	<b>3,49</b>	<b>3,65</b>	0

Fonte: O Autor