



Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
de Recursos Naturais da Amazônia

## **COMPÓSITOS HÍBRIDOS REFORÇADOS COM TECIDOS DE CURAUÁ, CARNAÚBA E ARAMIDA COM APLICAÇÕES EM BLINDAGEM BALÍSTICA**

**EDWILLSON GONÇALVES DE OLIVEIRA FILHO**

Tese de doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, PRODERNA/ITEC, da Universidade Federal do Pará, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Doutor em Engenharia de Recursos Naturais.

Orientadora: **Prof<sup>a</sup>. Dra. Verônica Scarpini Candido**

**BELÉM - PA  
2023**

**COMPÓSITOS HÍBRIDOS REFORÇADOS COM TECIDOS DE CURAUÁ,  
CARNAÚBA E ARAMIDA COM APLICAÇÕES EM BLINDAGEM BALÍSTICA**

EDWILLSON GONÇALVES DE OLIVEIRA FILHO

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO  
EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS DA AMAZÔNIA (PRODERNA/ITEC)  
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ, COMO PARTE DOS REQUISITOS  
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA DE  
RECURSOS NATURAIS.

Aprovada por:

---

Prof<sup>a</sup>. Verônica Scarpini Candido, D. Sc.

---

Prof<sup>a</sup>. Simone Patrícia Aranha da Paz, D. Eng<sup>a</sup>

---

Prof. Marcos Allan Leite dos Reis, D. Sc.

---

Prof. Eduardo de Magalhães Braga, Dr. Eng.

---

Prof. Afonso Rangel Garcez de Azevedo, Dr. Eng.

**BELÉM - PA**  
**Janeiro / 2023**

## FICHA CATALOGRÁFICA

Oliveira Filho, Edwillson Gonçalves de

Compósitos híbridos reforçados com tecido de curauá, carnaúba e aramida com aplicações em blindagem balística / Edwillson Gonçalves de Oliveira Filho – Belém: UFPA/PRODERNA, 2023.

XVIII: 141 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadora: Verônica Scarpini Candido

Tese (doutorado) – UFPA / ITEC / Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, 2023.

Referências Bibliográficas: p. 127-141.

1. Compósitos Híbridos. 2. Fibras lignocelulósicas. 3. Propriedades mecânicas. 4. Blindagem Balística. 5. Material sustentável. I. Candido, Verônica Scarpini. II. Universidade Federal do Pará, ITEC, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia. III – Título.

## DEDICATÓRIA

Ao Pai Celeste, criador e arquiteto do universo, a explosão criadora de todas as coisas. Que em sua infinita misericórdia, elegeu-me como seu filho adotivo, antes da fundação do mundo.

Ao Filho de Deus, Jesus Cristo, em quem está escondido os tesouros da ciência e da sabedoria. Que pela sua maravilhosa graça, mediante a fé, através do seu sangue, me salvou, me perdoou e me fez uma nova criatura, para me alegrar nele para sempre.

Ao Divino Espírito Santo, meu amigo, meu guia, que me conduz, me consola, me exorta, me edifica e me lembra das grandes verdades divinas, testemunhando o amor do Pai no meu coração. À Ele seja a honra, a glória, a força e o louvor para sempre!

A todos aqueles que foram meus professores, que me ensinaram e investiram em mim, confiantes de que eu, um dia, pudesse desenvolver a capacidade de compreender com um pouco mais de profundidade o universo das ciências exatas e engenharias.

## AGRADECIMENTOS

Eu devo agradecer a Deus pelo seu amor ter alcançado minha vida, permitindo-me mais esta oportunidade de crescimento pessoal e profissional. Rogo a Deus que me dê muitos outros momentos histórico e de muita alegria como esse para glorificá-lo. Agradeço também por ter me oferecido minha mãe Ligia Alves e meu pai Edmilson Filho, que através do carinho, direção, proteção, provisão, segurança e sabedoria, sendo minha base e me dando todo auxílio físico, material e emocional para a superação dos obstáculos que precisei passar e continuo enfrentando em todas as áreas de minha vida.

Louvo a Deus pelo meu irmão Edmilson Neto e demais familiares que sempre estiveram ao meu lado, auxiliando com orações, palavras de motivação, amparo, experiências e momentos descontraídos. Sou muito grato a Deus por ter inserido nos meus caminhos pessoas maravilhosas, como a Helaine Oliveira, amigos intercessores e irmãos na fé que sempre me ajudaram espiritual e emocionalmente aqui na terra durante a minha jornada peregrina rumo ao céu.

À minha cara professora e orientadora Verônica Scarpini, que apesar de ser bastante ocupada, acreditou no meu trabalho e se disponibilizou em me conduzir no doutorado, dando-me suporte, ensinando de maneira atenciosa o que aprendeu, corrigindo meus muitos erros com paciência, e sempre exercendo sua autoridade e se direcionando a mim com muito respeito e dignidade. Eu não poderia ter tido uma melhor orientadora.

Ao grande mestre e professor Sérgio Neves pela hospitalidade, parceria, cuidado, auxílio financeiro, confiança total do laboratório, dando-me, de maneira inspiradora, toda ajuda que precisava para publicações e realização de diversos procedimentos experimentais. Aos professores do IME, em especial André Ben-Hun e Major Lúcio Nascimento que contribuíram tanto para essa pesquisa. Aos colegas do IME, especialmente a minha tutora Michelle Oliveira, Noan e capitão Meliande que foram parceiros e fundamentais em muitos procedimentos experimentais e análises de resultados.

Aos professores do IFPA, que me ajudaram tanto durante a utilização dos laboratórios, em especial ao meu mentor Jean Rodrigues, que sempre esteve de prontidão quando precisei. Aos colegas da UFPA, sobretudo ao técnico Jhonny Ramos, que me confiou a chave do laboratório em momentos cruciais da pesquisa, professor Alisson Rios, Maurício Maia e aos demais colegas do grupo de pesquisa em biomateriais e materiais compósitos.

Aos meus professores do PRODERNA, em especial aos doutores Simone Paz e Marcos Reis pela grande ajuda no doutoramento, onde sempre foram solícitos a darem contribuições, sobretudo nas bancas examinadoras.

Por fim, quero agradecer à CAPES pelo fundamental apoio financeiro, e a UFPA, que ofereceu um ensino satisfatório, auxílios financeiros, contando com bons profissionais da educação, secretários e funcionários diligentes no fornecimento de informações e de toda ajuda para muitas realizações durante o doutorado. Muito obrigado!

“Um pouco de ciência nos afasta de Deus.  
Muito, nos aproxima.” (Louis Pasteur)

Resumo do projeto de Tese apresentada ao PRODERNA/UFPA como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia de Recursos Naturais (Dr. Eng.)

## **COMPÓSITOS HÍBRIDOS REFORÇADOS COM TECIDOS DE CURAUÁ, CARNAÚBA E ARAMIDA COM APLICAÇÕES EM BLINDAGEM BALÍSTICA**

Edwillson Gonçalves de Oliveira Filho

01/2023

Orientador (a): Prof<sup>ª</sup>. Dra. Veronica Scarpini Candido

Área de Concentração: Engenharia de Processos

O desenvolvimento de sistemas eficazes de blindagem balística, torna-se fundamental para garantir a proteção humana e veicular. Essas blindagens costumam ser formadas por diferentes materiais, como compósitos poliméricos reforçados com fibras, sendo essas empregadas quando se deseja uma boa relação peso/proteção balística. Além disso, a busca por materiais ecologicamente corretos, que associem bom desempenho mecânico com sustentabilidade, tem sido muito frequente nos dias atuais. O presente trabalho foi direcionado ao estudo das propriedades mecânicas e balísticas apresentadas por compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas, destinados a aplicações de blindagem. Foi realizada uma investigação a respeito das características das fibras de curauá (*Ananas erectifolium*) e carnaúba (*Copernícia prunifera*), examinando o diâmetro médio, análises morfológicas e químicas. A caracterização mecânica dos compósitos foi realizada utilizando as fibras de curauá e carnaúba nas distribuições contínuas e alinhadas por meio de uma produção manual de compósitos poliéster-fibras com 10, 20 e 30% v/v, por meio dos ensaios de tração, flexão e impacto Charpy. A partir desses resultados, produziu-se compósitos poliéster laminados, pela primeira vez, utilizou-se sistemas híbridos com camadas de tecidos de Aramida-Curauá, Aramida-Carnaúba e Curauá-Carnaúba, adotando o processo de moldagem por prensagem a frio. Todos os compósitos híbridos propostos possuem 30% v/v de fibras e foram produzidos na configuração não alternada, sendo submetidos a ensaios de impacto balístico considerando o nível de proteção e a velocidade residual. Os resultados balísticos mostraram que os sistemas Curauá-Carnaúba foram perfurados, ao contrário do sistema Aramida-Curauá e Aramida-Carnaúba, não transpassados, os quais obtiveram um nível I de proteção balística. Além disso, por meio dos resultados de velocidade residual, confirmou a necessidade de tecidos, e não mantas, serem usados para aplicações balísticas desses compósitos. Os resultados são um forte indício do possível potencial de soluções de compósitos híbridas similares.

Palavras-chave: Compósitos híbridos, Fibras lignocelulósicas, Propriedades mecânicas, Blindagem balística, Material sustentável.

Abstract of the Thesis presented to PRODERNA / UFPA as part fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Natural Resource Engineering (D. Eng.)

## **HYBRID COMPOSITES REINFORCED WITH CURAUÁ, CARNAÚBA AND ARAMID FABRICS WITH APPLICATIONS IN BALLISTIC ARMOR**

Edwillson Gonçalves de Oliveira Filho

01/2023

Advisor: Prof. Dr. Veronica Scarpini Candido

Area of Concentration: Use and Transformation of Natural Resources

The development of effective ballistic armor systems is essential to ensure human and vehicle protection. These shields are usually made up of different materials, such as fiber-reinforced polymeric composites, which are used when a good weight/ballistic protection ratio is desired. In addition, the search for ecologically correct materials, which associate good mechanical performance with sustainability, has been very frequent nowadays. The present work was directed to the study of the mechanical and ballistic properties presented by composites reinforced with lignocellulosic fibers, intended for armoring applications. An investigation was carried out regarding the characteristics of curaua (*Ananas erectifolium*) and carnauba (*Copernicia prunifera*) fibers, examining the average diameter, morphological and chemical analyses. The mechanical characterization of the composites was carried out using curaua and carnauba fibers in continuous and aligned distributions through manual production of polyester-fiber composites with 10, 20 and 30% v/v, through tensile, flexural and Charpy impact. From these results, laminated polyester composites were produced for the first time, using hybrid systems with layers of Aramid-Curaua, Aramid-Carnauba and Curaua-Carnauba fabrics, adopting the molding process by cold pressing. All proposed hybrid composites have 30% v/v of fibers and were produced in non-alternating configuration, being submitted to ballistic impact tests considering the level of protection and residual velocity. The ballistic results showed that the Curaua-Carnauba systems were perforated, unlike the Aramid-Curaua and Aramid-Carnauba systems, which were not pierced, which obtained a level I of ballistic protection. In addition, through the residual velocity results, it confirmed the need for fabrics, not blankets, to be used for ballistic applications of these composites. The results are a strong indication of the possible potential of similar hybrid composite solutions.

Keywords: Hybrid composites, Lignocellulosic fibers, Mechanical characterization, Ballistic shielding, Sustainability.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	XII
LISTA DE TABELAS .....	XVI
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS .....	XVIII
<b>1 - INTRODUÇÃO .....</b>	<b>19</b>
1.1 - MOTIVAÇÃO.....	21
1.2 - OBJETIVOS .....	23
1.3 - ORGANIZAÇÃO DA TESE .....	23
<b>2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>24</b>
2.1 – ASPECTOS GERAIS DOS COMPÓSITOS .....	24
2.1.1 - REFORÇO DE FIBRAS LIGNOCELULÓSICAS.....	25
2.1.2 - FIBRAS DE CURAUÁ .....	31
2.1.3 - FIBRAS DE CARNAÚBA.....	32
2.1.4 - TECIDO DE FIBRAS LIGNOCELULÓSICAS .....	33
2.1.5 - MATRIZ POLIMÉRICA .....	35
2.2 – MATERIAIS COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CURAUÁ E CARNAÚBA.....	37
2.2.1 – COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CURAUÁ.....	37
2.2.2 – COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CARNAÚBA .....	41
2.3 - COMPORTAMENTO BALÍSTICO .....	45
2.3.1 – NÍVEIS DE PROTEÇÃO BALÍSTICA E VELOCIDADE RESIDUAL .....	45

<b>2.3.2 – MECANISMOS DE FALHA E ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO BALÍSTICO EM</b>	
<b>COMPÓSITOS POLIMÉRICOS LAMINADOS REFORÇADOS COM TECIDOS .....</b>	<b>46</b>
<b>2.3.3 - COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS PARA APLICAÇÃO BALÍSTICA .....</b>	<b>51</b>
<i>2.3.3.1 - Compósitos reforçados com fibras de curauá e carnaúba .....</i>	<i>51</i>
<i>2.3.3.2 - Compósitos híbridos reforçados com fibras sintéticas e naturais .....</i>	<i>55</i>
<b>3 – METODOLOGIA.....</b>	<b>61</b>
<b>3.1 – MATERIAIS .....</b>	<b>62</b>
<b>3.1.1 – RESINA POLIÉSTER.....</b>	<b>62</b>
<b>3.1.2 – FIBRAS DE CURAUÁ .....</b>	<b>62</b>
<b>3.1.3 – FIBRA E TECIDO DE CARNAÚBA .....</b>	<b>63</b>
<b>3.1.4 – TECIDO DE ARAMIDA .....</b>	<b>63</b>
<b>3.2 – MÉTODOS .....</b>	<b>63</b>
<b>3.2.1 – CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS .....</b>	<b>63</b>
<b>3.2.2 – CARACTERIZAÇÃO DOS COMPÓSITOS.....</b>	<b>64</b>
<i>3.2.2.1 – Preparação das fibras e produção de tecidos para fabricação dos compósitos.....</i>	<i>64</i>
<i>3.2.2.2 – Considerações para a produção dos compósitos poliméricos .....</i>	<i>66</i>
<i>3.2.2.3 – Caracterização mecânica dos compósitos .....</i>	<i>66</i>
<b>3.2.3 – CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA.....</b>	<b>72</b>
<i>3.2.3.1 – Prensagem uniaxial e placas de compósitos.....</i>	<i>72</i>
<i>3.2.3.2 – Ensaio de nível de proteção balística e velocidade residual dos compósitos .....</i>	<i>74</i>
<b>3.2.4 – ANÁLISE MACROESTRUTURAL .....</b>	<b>76</b>
<b>3.2.5 – ANÁLISE ESTATÍSTICA .....</b>	<b>76</b>

<b>4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>77</b>
4.1 – CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS.....	77
4.1.1 – DIÂMETRO MÉDIO .....	77
4.1.2 – ANÁLISE MORFOLÓGICA.....	78
4.1.3 – ANÁLISE QUÍMICA .....	82
4.2 – CARACTERIZAÇÃO DOS COMPÓSITOS .....	86
4.2.1 – ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL.....	86
4.2.2 – ENSAIO DE FLEXÃO .....	97
4.2.3 – ENSAIO DE IMPACTO CHARPY.....	104
4.3 - CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA .....	110
4.3.1 – ENSAIO DE NÍVEL DE PROTEÇÃO BALÍSTICA .....	112
4.3.2 - ENSAIO DE VELOCIDADE RESIDUAL .....	120
<b>5 – CONSIDERAÇÃO FINAIS.....</b>	<b>125</b>
5.1 – CONCLUSÕES .....	125
5.2 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	126
REFERÊNCIAS .....	127

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema da parede celular vegetal.....	26
Figura 2 - Várias fibras elementares unidas por pectina/lignina e várias paredes celulares de uma fibra elementar.....	27
Figura 3 - Modelos de moléculas dos componentes lignocelulósicos e derivados. ....	28
Figura 4 - Representação esquemática da constituição estrutural de uma fibra onde estão presentes as paredes primárias, secundárias, terciárias, e suas constituições, o lúmen e o ângulo espiral. ....	29
Figura 5 - Micrografias de MEV de fibras sintéticas: (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida.....	29
Figura 6 - Imagens de MEV de fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) bambu e (c) coco.....	30
Figura 7 - Curauá ( <i>Ananas erectifolius</i> ) .....	32
Figura 8 - Carnaúba ( <i>Copernicia prunifera</i> ). ....	33
Figura 9 – Tipos de tecidos: (a) tramado, (b) trançado e (c) tricotado. ....	34
Figura 10 - Fórmula estrutural para a unidade monomérica da resina comercial poliéster.....	36
Figura 11 - Análise do FTIR das fibras de curauá.....	39
Figura 12 – Micrografia por MEV de um compósito poliéster reforçado com fibra de curauá sem tratamento: a) TEIXEIRA <i>et al.</i> , (2021b) b) RODRIGUES <i>et al.</i> (2019). ....	39
Figura 13 - Microscopia eletrônica de varredura: superfície rugosa e não uniforme da fibra de curauá a) Ampliação 550x; b) Ampliação 1500x.....	40
Figura 14 - Micrografia do MEV mostrando fibras descoladas da matriz durante o teste de tração do compósito poliéster reforçados com fibras de curauá.....	41
Figura 15 – Espectros de FTIR gerados para fibra, resina e compósitos epóxi/fibras de carnaúba. ....	42
Figura 16 - Micrografia da superfície longitudinal das fibras de carnaúba. (a) $d = 0,385$ mm 100x e (b) 800x; (c) $d = 1,14$ mm 100x e (d) 500x. ....	43
Figura 17 - MEV das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados por tração (400X). (a) 0%, (b) 10%, (c) 20%, (d) 30% e (e) 40% em volume de fibras. ....	44
Figura 18 - Impacto do projétil em uma única fibra.....	47
Figura 19 – Modelo de impacto balístico de um tecido: (a) vista lateral, (b) vista superior mostrando os deslocamentos em z e (c) vista inferior mostrando os fios principais altamente tensionados e os fios ortogonais “relaxados”. ....	47

Figura 20 - Esquema demonstrando as três etapas do impacto de um projétil em um compósito reforçado por fibras. ....	48
Figura 21 - Representação esquemática do arrancamento de fios de um tecido num impacto balístico.....	50
Figura 22 – Representação esquemática das respostas (a) global e (b) local da fibra/fio ao impacto de um projétil.....	50
Figura 23 - Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) aramida e de (b) epóxi/30% v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá. ....	52
Figura 24 - Placas de (a) poliéster e de (b) poliéster/30% v/v curauá após os testes balísticos.	53
Figura 25 - SBM com (a) placa de epóxi/curauá e com (b) laminado de aramida, ambos após os testes balísticos. ....	53
Figura 26 - Amostras após ensaio balístico de velocidade residual. (a) 10%, (b) 20%, (c) 30% e (d) 40%. ....	54
Figura 27 - Micrografias MEV da região de impacto balístico. (a)10%-50X, (b)10%-100x, (c)40%-50x e (d) 40%-50x.....	55
Figura 28 - (a) Representação esquemática da disposição dos reforços na matriz; (b) Imagem frontal e lateral da placa do compósito híbrido obtida. ....	57
Figura 29 - Aspectos de falhas intralaminares na superfície do compósito; 55x de aumento..	58
Figura 30 - Aspectos geral da ruptura do compósito após ensaio balístico. (a) Fratura da Face Frontal do compósito; (b) Fratura da Face Distal do compósito; (c) x 250 da fratura da Face Frontal; (d) x 75 da fratura da Face Distal.....	58
Figura 31 - Compósito 15T1C após o ensaio de nível balístico para o nível III-A: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto.....	60
Figura 32 - Fluxograma de atividades da pesquisa. ....	61
Figura 33 - Resina Poliéster .....	62
Figura 34 - Cadeia de preparação das fibras de curauá: a) a planta de curauá; b) máquina utilizada para a descorticação das fibras; c) as fibras sendo secas ao ar livre; d) as fibras após o processo de cardagem.....	62
Figura 35 - Esteira de carnaúba .....	63
Figura 36 - Tecido de aramida Twaron® T750.....	63
Figura 37 – (a) Tear desenvolvido para confecção do tecido plano de curauá; (b) Confecção em andamento dos tecidos de curauá. ....	64

Figura 38 - Tecidos de curauá e carnaúba: a) sendo preparados para o corte conforme as dimensões do molde metálico; e sendo acomodados no molde metálico b) Tecido de curauá; c) Tecido de carnaúba.....	65
Figura 39 – Cortes no tecido de Aramida (Twaron® T750) com a tesoura elétrica. ....	65
Figura 40 – a) Máquina universal de ensaio AROTEC (modelo WDW – 100E) do laboratório de Engenharia de Materiais/IFPA; b) Pêndulo da PANTEC (modelo XC-50) pertencente a LAMAV/UENF. ....	67
Figura 41 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de tração conforme ASTM D 638 (sem escala). ....	68
Figura 42 - Corpo de prova em ensaio de tração. ....	69
Figura 43 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de flexão conforme ASTM D 790 (sem escala). ....	69
Figura 44 - Corpo de prova em ensaio de flexão.....	70
Figura 45 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaios de impacto conforme ASTM D 6110 (sem escala). ....	71
Figura 46 - Corpo de prova em ensaio de impacto Charpy. ....	71
Figura 47 - Sistema de compósitos para confecção das placas para os ensaios balísticos. ....	72
Figura 48 - Molde metálico: a) Componentes separados; b) Componentes encaixados. ....	73
Figura 49 – Prensas hidráulicas. ....	73
Figura 50 – Rifle de pressão AirForce Texan.....	74
Figura 51 – Munição calibre .45 ACP fornecida pelo laboratório de ensaio balístico / IME-RJ. ....	75
Figura 52 - Sistema de detecção no ensaio de energia de absorção. ....	75
Figura 53 - Histograma do diâmetro médio das fibras: a) curauá e b) carnaúba.....	77
Figura 54 – Fibras de Curauá. Ampliação de 0,63X. ....	78
Figura 55 – Fibras de Curauá. Ampliação de 100, 250, 500 e 1000X. ....	79
Figura 56 – Fibras de Carnaúba. Ampliação de 0,63X. ....	80
Figura 57 – Fibras de Carnaúba. Ampliação de 100, 200, 500 e 1000X.....	81
Figura 58 - Espectro vibracional no infravermelho das fibras de curauá.....	82
Figura 59 - Espectro vibracional no infravermelho das fibras de carnaúba. ....	83
Figura 60 - Espectro vibracional no infravermelho do poliéster rígido. ....	85

Figura 61 - Curvas tensão-deformação dos compósitos poliéster reforçados com: (a) 10% curauá, (b) 10% Carnaúba, (c) 20% Curauá, (d) 20% Carnaúba, (e) 30% Curauá, (f) 30% Carnaúba, (g) Poliéster rígido.....	86
Figura 62 - Comparação dos $\sigma R$ dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração. ....	89
Figura 63 – Região fratura dos compósitos após o ensaio de tração, com evidências de delaminação, arrancamentos e ruptura das fibras naturais. ....	91
Figura 64 - Comparação das deformações de ruptura dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração. ....	92
Figura 65 - Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração. ....	93
Figura 66 - Curvas tensão-deformação de flexão dos compósitos, obtidas com os ensaios de flexão 3-pontos. (a) 10% curauá, (b) 10% Carnaúba, (c) 20% Curauá, (d) 20% Carnaúba, (e) 30% Curauá, (f) 30% Carnaúba, (g) Poliéster rígido. ....	97
Figura 67 – CP dos compósitos fraturados e delaminados após ensaio de flexão.....	99
Figura 68 - Comparação das resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos. ....	100
Figura 69 - Comparação dos módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos. ....	101
Figura 70 - Comparação das energias de fratura (J) pela largura do entalhe (m) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.....	104
Figura 71 - Comparação das energias de fratura (kJ) pela área da secção transversal (m <sup>2</sup> ) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.....	105
Figura 72 - Compósitos após o ensaio de impacto Charpy: (a) reforçados com curauá e (b) reforçados com carnaúba. ....	106
Figura 73 - Compósitos após o ensaio de impacto Charpy ampliadas nas regiões do entalhe. ....	107
Figura 74 – Tecido Plano de Curauá a) Dimensões 150x120mm; b) Ponto com ampliação de 0,63x e c) Ponto com ampliação de 0,63x.....	110
Figura 75 – Tecido trançado de Carnaúba nas dimensões 150x120mm: a) Trançados separados; b) Trançados unidos; c) ponto com ampliação de 0,63x; d) ponto com ampliação de 0,63x	111
Figura 76 - Tecido plano de Aramida (Twaron® T 750): a) dimensões 150x120mm; b) ponto com ampliação de 0,63x; c) ponto com ampliação de 0,63x.....	111
Figura 77 - Energia de absorção dos compósitos ensaiados.....	120

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Patentes de compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá e carnaúba.	22
Tabela 2 - Níveis de proteção balística.....	45
Tabela 3 - Comparação entre os valores de energia de absorção para os compósitos reforçados com 40% de fibras de carnaúba, compósitos reforçados com diferentes FNLs e Kevlar®. ....	54
Tabela 4 - Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras naturais e sintéticas. ....	56
Tabela 5 - Parâmetros avaliados no processamento dos compósitos para os ensaios mecânicos. ....	67
Tabela 6 – Configurações avaliados no processamento dos compósitos para os ensaios balísticos. ....	74
Tabela 7 - Principais Bandas de Adsorção na região do FTIR para as fibras de curauá e carnaúba.....	83
Tabela 8 - Principais Bandas de Adsorção na região do FTIR para o poliéster rígido. ....	85
Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de tração uniaxial. ....	88
Tabela 10 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as tensões de ruptura dos compósitos. ....	89
Tabela 11 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as deformações de ruptura dos compósitos.....	92
Tabela 12 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.....	94
Tabela 13 - Valores de resistência à tração de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.....	95
Tabela 14 - Valores de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de carnaúba para diferentes matrizes, condições de fabricação e frações de fibra.....	96
Tabela 15 – Propriedades de flexão dos compósitos.....	98
Tabela 16 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as resistências à flexão dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos. ....	100
Tabela 17 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para os módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.....	101

Tabela 18 - Valores de resistência à flexão de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá e carnaúba para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.....	103
Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos compósitos.....	104
Tabela 20 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as energias de fratura (J) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.....	105
Tabela 21 - Valores de resistência ao impacto Charpy de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá e carnaúba para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.....	109
Tabela 22 – Designação e imagens das amostras utilizadas para o ensaio balístico: (a) Antes dos ensaios balísticos; (b) Após os ensaios balísticos.....	112
Tabela 23 - Resumo do ensaio de nível de proteção balística: Nível I e calibre 45 ACP com dimensões de 11,43x23 mm .....	113
Tabela 24 - Compósitos poliéster reforçados com tecidos de Aramida.....	115
Tabela 25 - Compósitos híbridos reforçados pelo sistema Aramida/Curauá/Carnaúba.....	116
Tabela 26 – Ampliação das perfurações dos compósitos transpassados.....	118
Tabela 27 – Compósitos híbridos reforçados pelo sistema Curauá/Carnaúba.....	119
Tabela 28 - Ensaio de energia de absorção das amostras transpassadas.....	121
Tabela 29 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as energias de absorção (J) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto balístico.....	121
Tabela 30 - Ensaio de energia de absorção.....	122
Tabela 31 - Comparação entre os valores de energia de absorção para os compósitos relacionados com fibras de curauá e carnaúba.....	122

## LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

CAPES	Coordenação de aperfeiçoamento de pessoal de nível superior
CO <sub>2</sub>	Gás carbônico
(C <sub>6</sub> H <sub>10</sub> O <sub>5</sub> ) <sub>n</sub>	Celulose
DGEB A	Éter diglicidílico do bisphenol A
DSC	Calorimetria Exploratório Diferencial
FTIR	Espectroscopia Infravermelho
IFPA	Instituto Federal do Pará
IME-RJ	Instituto Militar de Engenharia
MEK	Metil-Etil Cetona
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NaOH	Hidróxido de Sódio
NPG	Neo Pentil Glicol
PVA	Acetato de Polivinilo
RTM	Moldagem por transferência de resina
SBM	Sistema de Blindagem Multicamadas
TETA	Trietilenetriamina
TG	Análise termogravimétrica
UENF	Universidade Estadual do Norte Fluminense
UFPA	Universidade Federal do Pará
UV	Ultravioleta

## 1 - INTRODUÇÃO

A utilização de materiais renováveis e biodegradáveis são algumas das opções para melhorar a qualidade de vida no planeta. Entre os diversos recursos naturais estão os materiais lignocelulósicos, dos quais cerca de 2,5 bilhões de toneladas estão disponíveis no mundo, e têm sido usados desde 6000 a.C. (GOVIL *et al.*, 2020). As fibras lignocelulósicas estão disponíveis em muitos desses materiais, as quais também são chamadas de fibras naturais ou fibras vegetais.

O Brasil é um dos grandes produtores dessas fibras, assumindo uma posição única entre países sul-americanos, tendo uma área de aproximadamente 8,5 milhões de km<sup>2</sup>, dos quais cerca de 3,5% são infraestruturas e cidades, 30,2% uso agropecuário e 66,3% vegetação protegida e preservada (EMBRAPA, 2018). Também é privilegiado geograficamente por possuir condições climáticas excepcionais e solo fértil para o cultivo de uma grande variedade de espécies de plantas (ISAAA, 2018).

Diante disso, a utilização de fibras naturais, como reforço para compósitos poliméricos substituindo fibras sintéticas vem crescendo nas últimas décadas em diferentes setores industriais, tais como embalagens, automóveis e até mesmo no setor da construção (SULAIMAN *et al.*, 2020; CHOI & CHO, 2021; SARIYAL, 2021; CHANDGUDE *et al.*, 2021; RIBEIRO *et al.*, 2022). Isto acontece devido, principalmente, às suas características únicas, como abundância, biodegradabilidade, baixa densidade, natureza não tóxica, menos abrasividade aos equipamentos de transformação e propriedades mecânicas úteis, bem como baixo custo (SANJAY *et al.* 2018; ZHANG *et al.*, 2020; RAJESHKUMAR *et al.*, 2021).

Além disso, as fibras lignocelulósicas tem se tornado potencial na fabricação de compósitos para fins de blindagem balística. Com o aumento da violência interpessoal, juntamente com o desenvolvimento recente e significativo na tecnologia de armas e munições, tem desafiado os pesquisadores da área de blindagem balística a inovarem na pesquisa de novos materiais que resistam aos mais diversos artefatos, buscando desenvolver produtos que atendam as aplicações civis e militares. Vários materiais têm sido testados para resistirem às mais diversas ameaças (CHANG *et al.*, 2020; KEY & ALEXANDER, 2020; LUCJAN *et al.*, 2021; LI *et al.*; 2021; TIVIVE *et al.*; 2022).

Uma das soluções é a fabricação de sistemas de blindagem multicamada (SBMs), que combinam as propriedades de diferentes materiais. Na camada frontal, um material cerâmico é capaz de resistir à carga de compressão da chegada do projétil e de deformar e/ou fragmentar a sua ponta, absorvendo grande parte da energia. A energia residual dos fragmentos do projétil e da cerâmica é absorvida por outra camada, que pode ser formada por materiais poliméricos ou

metálicos. Uma terceira camada também pode ser considerada. Para estas camadas posteriores, em geral, pode ser usado alumínio aeronáutico, fibras de aramida, entre outros materiais. Portanto, o SBM tem a função de absorver a energia do projétil, bem como evitar a penetração de fragmentos do projétil e de componentes da blindagem (GARCIA FILHO *et al.*, 2020; REIS *et al.*, 2021).

Atualmente, tecidos de fibras sintéticas de alto desempenho, como a aramida (Kevlar® e Twaron®) e o polietileno de ultra alto peso molecular (Spectra® e Dyneema®), têm sido utilizados na segunda camada da blindagem (NASCIMENTO *et al.*, 2020; RALPH *et al.*, 2020; WANG *et al.*, 2020; PUNDIR *et al.*, 2021; SCAZZOSI *et al.*, 2022). No entanto, estas fibras possuem um alto valor agregado, não são renováveis e tem vida útil relativamente curta (SANJAY *et al.* 2018; ZHANG *et al.*, 2020).

Neste cenário, os compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas surgem como alternativa aos tecidos de fibras sintéticas em SBMs, por serem leves, de baixo custo e ambientalmente corretos (ZHANG *et al.*, 2020; SANJAY *et al.* 2018). Estes materiais podem apresentar boa eficiência de proteção balística, e nos últimos anos, há um crescente interesse dos pesquisadores em desenvolver as propriedades destes compósitos para a presente aplicação (NEUBA *et al.*, 2020; DA LUZ *et al.*, 2020; NURAZZI *et al.*, 2021).

Dentre as fibras lignocelulósicas, as fibras de curauá e carnaúba tem sido muito estudadas nos últimos anos. Isso porque as fibras de curauá possuem características mecânicas similares as fibras sintéticas o que é importante para utilizar essa fibra natural como material de reforço para matrizes de compósitos poliméricos, além de ser uma fonte de material renovável e biodegradável (CHEREVATOVA *et al.*, 2019; MACIEL *et al.*; 2019; AZEVEDO *et al.*, 2020). Já as fibras da folha da carnaúba têm sua maior aplicação na confecção de cordas e artigos de artesanato. Entretanto, estas fibras apresentam potencial para aplicações de menor valor agregado como é o caso dos materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais (JUNIO *et al.*, 2020).

Assim, essa pesquisa desenvolveu um estudo sobre o comportamento mecânico do compósito de matriz poliéster reforçado com fibras contínuas e alinhadas de curauá e carnaúba. Além disso, investigou-se o potencial de solução dos compósitos híbridos reforçados com tecidos de aramida, curauá e carnaúba em conjunto e individualmente para blindagem balística, que atendam aos requisitos técnicos estabelecidos pelas normas balísticas.

## 1.1 - MOTIVAÇÃO

Cientistas e engenheiros de materiais vêm dedicando esforços e recursos na pesquisa de novos materiais para serem utilizados em blindagem balística, que é área de interesse do Exército Brasileiro, sendo relevante para o desenvolvimento científico do país. O presente trabalho contribuirá para expandir o conhecimento de materiais para blindagem, observando os padrões nacionais e internacionais, priorizando o uso de matéria-prima nacional e ambientalmente correta. Assim, destaca-se as fibras lignocelulósicas que possuem um baixo valor agregado e, geralmente, são mais leves que do que as utilizadas em blindagem atualmente, como por exemplo as fibras sintéticas de aramida (Kevlar® e Twaron®) e o polietileno de ultra alto peso molecular (Spectra® e Dyneema®).

Algumas destas fibras naturais e seus tecidos possuem desempenho similar às sintéticas, quando utilizadas em blindagens multicamada (GARCIA FILHO *et al*, 2018; BRAGA, 2018; PEREIRA *et al*, 2019; OLIVEIRA *et al*, 2019). Dessa forma, do ponto de vista ambiental, esse trabalho justifica-se, pois utiliza fibras naturais em substituição às fibras sintéticas, contribuindo para minimizar prováveis impactos gerados pelas indústrias de fabricação de fibras artificiais e pelo descarte dos sistemas de blindagem no ambiente.

No âmbito científico, esse trabalho justifica-se pela compreensão das propriedades mecânicas, físicas e químicas das fibras de curauá e carnaúba, e dos mecanismos de adesão e reforço entre sistemas híbridos e matriz poliéster. Além disso, podem-se obter materiais compósitos com elevado desempenho mecânico, podendo ser aplicados em diversos setores além da proteção balística, como por exemplo, na indústria automobilística, naval e aeroespacial.

Economicamente, também se justifica a utilização dessas fibras, pois apresenta baixo custo inicial, quando comparado às fibras sintéticas, as quais são geralmente importadas e com prazo limitado de vida operacional. Portanto, todos esses fatores colaboram para que o campo de utilização das fibras naturais seja mais amplificado, possuindo uma abrangência além das aplicações clássicas na indústria têxtil, impulsionando o crescimento no setor agrícola, geração de empregos para comunidades rurais e incentivando a produção de materiais de inovação tecnológica no país.

Além disso, o ineditismo desse trabalho consiste no estudo do comportamento balístico dos compósitos híbridos com matriz a base de poliéster reforçados com tecidos de Aramida-Curauá, Aramida-Carnaúba e Curauá-Carnaúba, além de compósitos poliéster reforçados com tecidos de Curauá e Carnaúba individualmente. Embora vários estudos sobre o uso das fibras

de curauá e carnaúba tenham sido pesquisados, relativamente poucos títulos de patentes foram pedidos sobre compósitos poliméricos reforçados com essas fibras até o momento. Segundo a base de dados do INPI (2022), existem dezenas de patentes referentes as fibras de curauá e carnaúba. Para o curauá, algumas envolvendo geopolímeros e materiais eletrônicos (SANTIAGO & BOTARO, 2011; PINTO *et al.*, 2011). Para carnaúba, mais recentemente, muitas envolvendo a cera de carnaúba na medicina e indústria farmacêutica (LIMA E MOURA *et al.*, 2016; MEYER & BEHRMANN, 2019; LIMA *et al.*, 2019; SALOMÃO & LIMA, 2019; ALVES *et al.*, 2020). Contudo, outras invenções são com materiais compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá e carnaúba, conforme a Tabela 1.

**Tabela 1 - Patentes de compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá e carnaúba.**

<b>FIBRA NATURAL</b>	<b>DISPOSIÇÃO DAS FIBRAS</b>	<b>BASE DO COMPÓSITO</b>	<b>AUTOR</b>
<b>Curauá</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi funcionalizada com óxido de Grafeno (GO)	COSTA <i>et al.</i> (2020a)
<b>Curauá funcionalizada com óxido de Grafeno</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi funcionalizada com óxido de Grafeno (GO) / processo de imersão em suspensão de GO em álcool.	COSTA <i>et al.</i> (2020b)
<b>Curauá funcionalizada com óxido de Grafeno</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi funcionalizada com óxido de Grafeno (GO)	COSTA <i>et al.</i> (2020c)
<b>Curauá funcionalizada com óxido de Grafeno</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi	COSTA <i>et al.</i> (2019a)
<b>Curauá</b>	Tecido	Epóxi	COSTA <i>et al.</i> (2019b)
<b>Híbrido Curauá-Aramida</b>	Mantas	Poliéster	SILVA <i>et al.</i> , 2020.
<b>Carnaúba</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi funcionalizada com óxido de Grafeno (GO)	MONTEIRO <i>et al.</i> , (2020a)
<b>Carnaúba</b>	Contínuas alinhadas e	Poliéster funcionalizada com óxido de Grafeno (GO)	MONTEIRO <i>et al.</i> , (2020b)
<b>Carnaúba</b>	Contínuas alinhadas e	Epóxi	MONTEIRO <i>et al.</i> , (2020c)
<b>Carnaúba</b>	Contínuas alinhadas e	Poliéster	PEREIRA <i>et al.</i> , (2020)
<b>Carnaúba</b>	Fibras curtas	Polipropileno e Polietileno	MELO <i>et al.</i> , (2017)

Fonte: INPI, 2022.

A investigação das propriedades que ocorrem nas interfaces dos componentes dos sistemas de blindagem também surge como contribuições originais deste trabalho para o estado da arte, tanto no campo de compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais, quanto de blindagens balísticas.

## 1.2 - OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo geral desenvolver um estudo sobre o comportamento mecânico dos compósitos reforçados com fibras de curauá e carnaúba, bem como aplicar em blindagem balística compósitos híbridos reforçados com tecidos de curauá, carnaúba e aramida, utilizados em conjunto e individualmente.

Os objetivos específicos desse trabalho são:

- a) Examinar o diâmetro médio, análise morfológica e química das fibras naturais envolvidas;
- b) Avaliar o desempenho mecânico do compósito poliéster reforçado com fibras contínuas e alinhadas de curauá e carnaúba com frações volumétricas de 10, 20 e 30% quando submetido aos ensaios de tração, flexão e impacto Charpy;
- c) Estudar o comportamento balístico dos compósitos poliméricos híbridos reforçado com tecidos de curauá e carnaúba e compará-los aos reforçados de Aramidas;
- d) Investigar a adesão interfacial reforço / matriz e os mecanismos de fratura atuantes nos materiais testados por meio da análise fractográfica com macroscopia;
- e) Comparar os resultados obtidos com trabalhos similares que utilizaram outras fibras naturais e materiais tradicionais utilizados em blindagem balística.

## 1.3 - ORGANIZAÇÃO DA TESE

A tese foi organizada de forma tradicional, com introdução, revisão bibliográfica, metodologia, resultados e discussões, considerações finais e referências. Na revisão bibliográfica, o primeiro referencial teórico se determinou nos aspectos gerais dos compósitos, fibras lignocelulósicas de curauá e carnaúba, matriz poliéster, considerando suas estruturas físicas e químicas. No segundo referencial teórico, abordou os compósitos poliéster reforçados com fibras naturais, investigando suas propriedades mecânicas por meio de resultados dos ensaios de tração, flexão e impacto Charpy com aplicações mais atuais e de maior eficácia na literatura. No terceiro referencial teórico, tratou-se do comportamento dinâmico dos materiais compósitos, especialmente compósitos poliéster híbridos reforçados com fibras naturais e sintéticas com aplicações em blindagem balística, considerando os níveis de proteção balística e as velocidades residuais encontrados na literatura recentemente.

## 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 – ASPECTOS GERAIS DOS COMPÓSITOS

Compósitos são materiais formados pela união de dois materiais de naturezas diferentes, resultando em um outro material de propriedade superior àquelas de seus componentes tomados separadamente. Esse material resultante, normalmente composto por um arranjo de fibras, contínuas ou não, de um material resistente (reforço) que são impregnados em uma matriz de resistência mecânica inferior as fibras (ADESINA *et al.*, 2019; TANASĂ *et al.*, 2020; GUPTA *et al.*, 2021). Esses materiais apresentam sistemas compostos por fibras ou partículas em uma matriz; camadas estruturadas de vários materiais (compósitos laminados); e combinações de alguns ou dos três tipos anteriores, também chamados de compósitos híbridos, normalmente quando há mais de um reforço (CHANDGUDE & SALUNKHE, 2021)

As fibras ou filamentos são elementos de reforço dos compósitos estruturais que suportam carregamento mecânico. Segundo Raj, Dhas & Jesuthanam (2021), as fibras se constituem em um meio efetivo de reforço pois à medida que se tornam mais finas, os materiais tendem a apresentar menor número de defeitos em sua forma mássica que possam induzir a falhas e, dessa forma, a resistência tende a se aproximar da resistência teórica do material, representada pela resistência coesiva das camadas adjacentes de átomos.

Entretanto, as fibras não têm utilidade estrutural se não forem combinadas por uma matriz. A configuração geométrica delas, com pequeno diâmetro e grande comprimento, permite um alto valor na relação área superficial/volume e por consequência, a área interfacial fibra/matriz disponível para transferência por unidade de volume da fibra aumenta em função da relação comprimento/diâmetro (SENTHILKUMAR, 2018; RAJ, DHAS & JESUTHANAM, 2021). Assim, o comportamento mecânico depende não somente das propriedades da fibra, mas também da eficiência de transferência da matriz às fibras, da carga aplicada, sendo esse fator dependente da magnitude da ligação interfacial entre as fibras e a matriz.

Além do comprimento das fibras, o arranjo ou a orientação, sua concentração e distribuição influenciam sobremaneira nas propriedades desses compósitos. Em relação à orientação das fibras, as contínuas estão normalmente alinhadas em uma única direção, ao passo que as descontínuas podem estar alinhadas ou orientadas aleatoriamente. Em relação à concentração e à distribuição, quanto maior a fração volumétrica de fibra e mais uniforme sua distribuição, um melhor conjunto geral de propriedades dos compósitos é obtido. Isso pode ser explicado pela regra da mistura e melhores propriedades mecânicas da fibra na direção

longitudinal de um compósito com fibras contínuas e alinhadas. (ADESINA *et al.*, 2019; TANASĂ *et al.*, 2020; GUPTA *et al.*, 2021).

### **2.1.1 - Reforço de fibras lignocelulósicas**

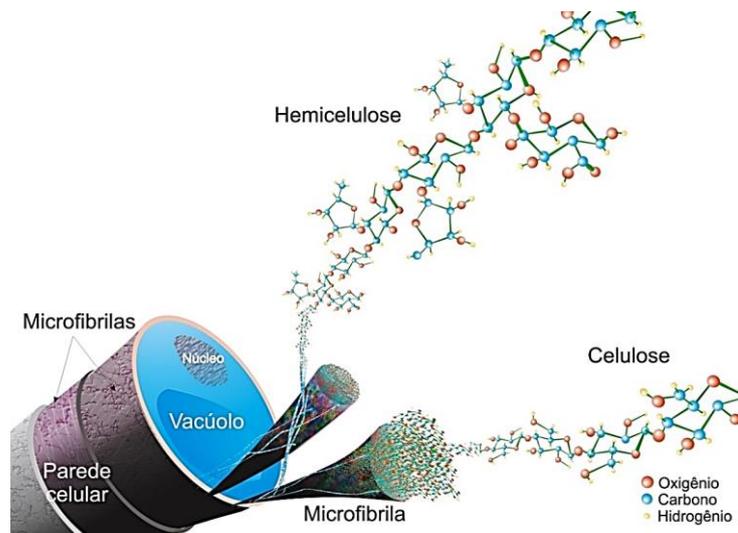
A busca por matérias-primas renováveis e de baixo custo tem sido um fator de significativa importância no direcionamento das pesquisas que envolvem o uso de fibras vegetais em compósitos. Além dos aspectos ambientais, sociais e econômicos, pode-se enumerar muitas vantagens das fibras vegetais, como a baixa massa específica, maciez e abrasividade reduzida, recicláveis, não tóxicas e biodegradáveis; baixo custo e reduzido consumo de energia na produção, além de estimular empregos na zona rural (RAJESHKUMAR *et al.*, 2021; KUMAR *et al.*, 2021; SURIANI *et al.*, 2021).

Contudo, as fibras naturais também apresentam diversas desvantagens e limitações, como por exemplo, baixa estabilidade dimensional, alta sensibilidade a efeitos ambientais, tais como variações de temperatura de umidade; baixas temperaturas de processamento (até 200°C) durante a aglutinação no interior da matriz; propriedades mecânicas modestas em relação aos materiais estruturais tradicionais com fibras sintéticas, com uma acentuada variabilidade; sofrem significativas influências referentes ao solo (origem vegetal), à época de colheita, ao processamento após a colheita e à localização relativa no corpo da planta (RAJESHKUMAR *et al.*, 2021; KUMAR *et al.*, 2021; SURIANI *et al.*, 2021).

Essas propriedades gerais das fibras naturais dependem da origem da fibra, condições climáticas do local, solo, idade das plantas e os métodos de extração que são utilizados. Estes parâmetros determinam a qualidade de fibras naturais (MORIN *et al.*, 2020; PEJIC *et al.*, 2020; RAJESHKUMAR *et al.*, 2021; KUMAR *et al.*, 2021; SURIANI *et al.*, 2021).

A consulta à literatura técnico-científica sobre as propriedades físicas e mecânicas das diferentes fibras naturais mostra que há variações significativas nas fibras de uma mesma designação (VENKATARAJAN *et al.*, 2021). As fibras vegetais são constituídas de uma complexa estrutura multicelular em que cada unidade celular consiste basicamente de uma parede primária fina, envolvendo uma parede secundária grossa, conforme a Figura 1. (BARTOS *et al.*, 2020; DONG *et al.*, 2020; MORIN *et al.*, 2021). As paredes são constituídas de camadas formadas por feixes de microfibrilas que crescem no vegetal em forma de espiral, com diferentes orientações angulares (BUCKERIDGE *et al.*, 2022).

**Figura 1 - Esquema da parede celular vegetal.**



Fonte: BUCKERIDGE *et al* (2022).

Assim, as fibras vegetais são chamadas de lignocelulósicas por terem constituição básica de celulose, hemicelulose, lignina além de quantidades de pectina, sais inorgânicos, substâncias nitrogenadas, corantes naturais, que são incluídos no que se denomina de fração de solúveis. Com isso, apresentam grupos funcionais predominantes como aromáticos, hidroxila, hidrocarbonetos alifáticos, acetona, éster e éter (PEJIĆ, 2020).

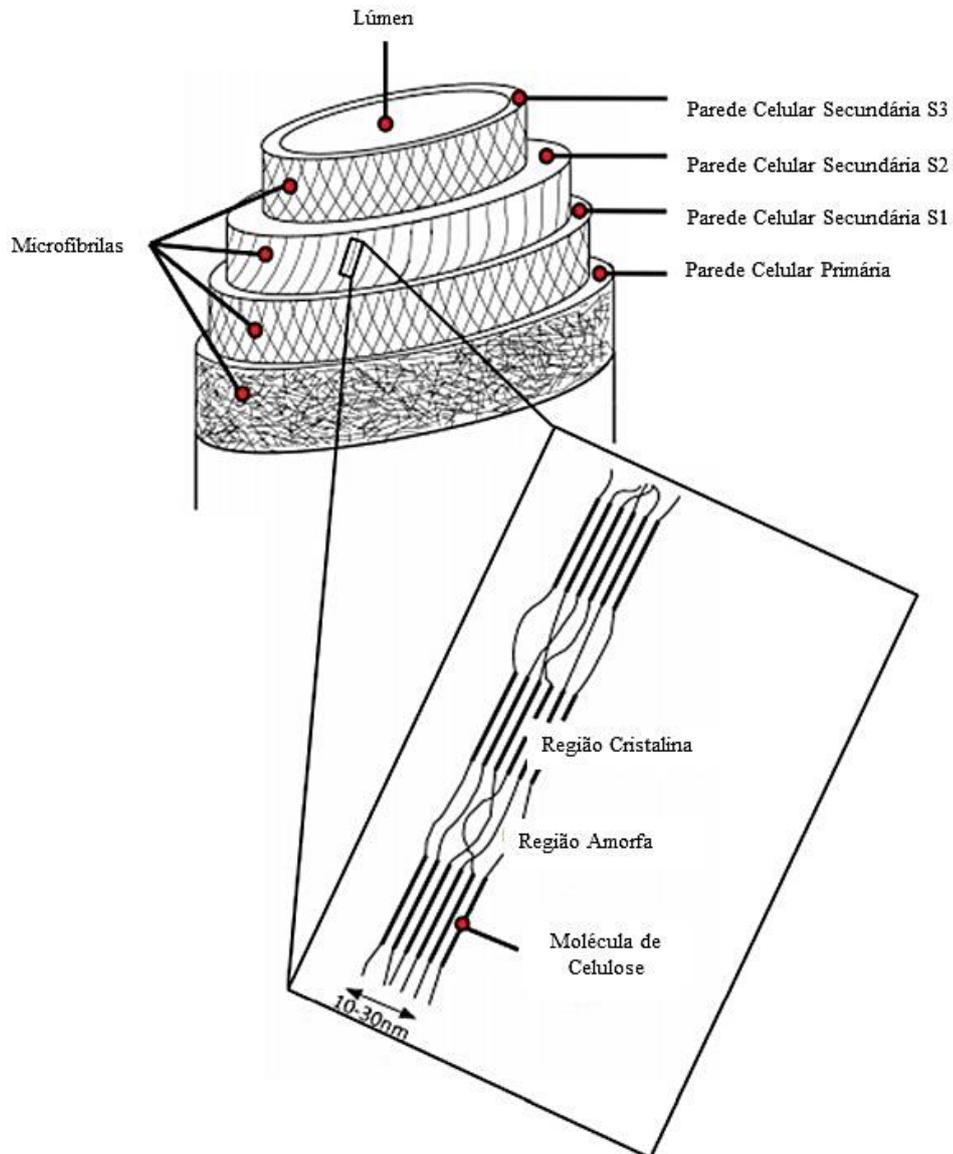
A celulose ( $C_6H_{10}O_5$ )<sub>n</sub> é um polímero de cadeia longa composto de um só monômero ( $\beta$ -D-glicose), cujas cadeias se ligam entre si através dos carbonos 1 e 4, dando origem a um polímero de cadeia linear. Classificado como polissacarídeo, a celulose é o componente essencial de todas as plantas. Como polímero natural, a celulose existente em grande abundância, possui fortes ligações de hidrogênio sendo altamente hidrofílica (ARCARI, 2020).

Os feixes de moléculas de celulose se agregam na forma de microfibrilas, e como consequência dessa estrutura fibrosa, apresenta-se uma alta resistência à tração e insolubilidade na maioria dos solventes (ARCARI, 2020). Essas estruturas de microfibrilas altamente ordenadas (cristalinas) se alternam com regiões de lignina e hemiceluloses, as quais são menos ordenadas (amorfas), formando uma parede celular ao redor do lúmen (Figura 2). As microfibrilas compõem fibrilas e estas compõem as fibras celulósicas.

As hemiceluloses são o segundo tipo de polissacarídeo mais importante da parede celular e correspondem a entre 15 a 35% da sua composição. São definidas como uma classe heterogênea de polissacarídeos de baixa massa molecular composta por pentoses, hexoses, e/ou ácidos urônicos (Figura 3). São estruturalmente mais semelhantes com a celulose do que com a lignina e depositam-se na parede celular em uma etapa anterior à lignificação. As microfibrilas

de celulose estão interligadas por uma rede de moléculas de hemicelulose, permeadas por pectinas. (XIA *et al.* 2021; DERALIA *et al.*, 2021; CHEN *et al.*, 2022).

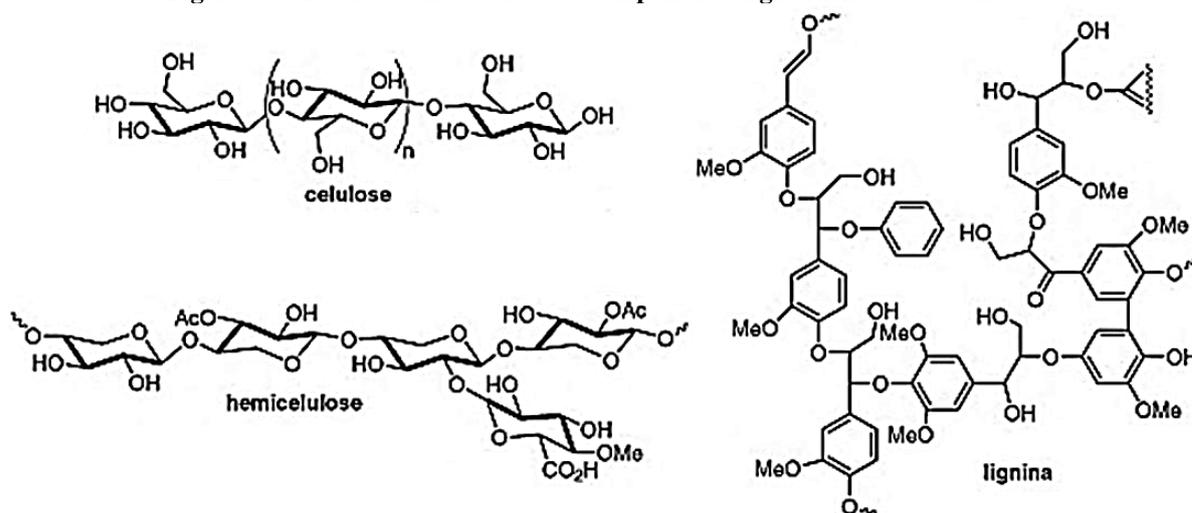
**Figura 2 - Várias fibras elementares unidas por pectina/lignina e várias paredes celulares de uma fibra elementar.**



Fonte: CASTRO (2013).

Depois da celulose, a lignina é a macromolécula mais abundante existente na biosfera. É definida como uma substância hidrofóbica, com estrutura tridimensional e amorfa, altamente ramificada (Figura 3). É o terceiro componente principal da parede celular vegetal, correspondendo de 20 a 30%. Sua estrutura é bem mais complexa do que a da celulose e da hemicelulose devido à presença de diversas unidades precursoras e ao grande número de combinações possíveis entre as mesmas (DERALIA *et al.*, 2021; CHEN *et al.*, 2022).

Figura 3 - Modelos de moléculas dos componentes lignocelulósicos e derivados.



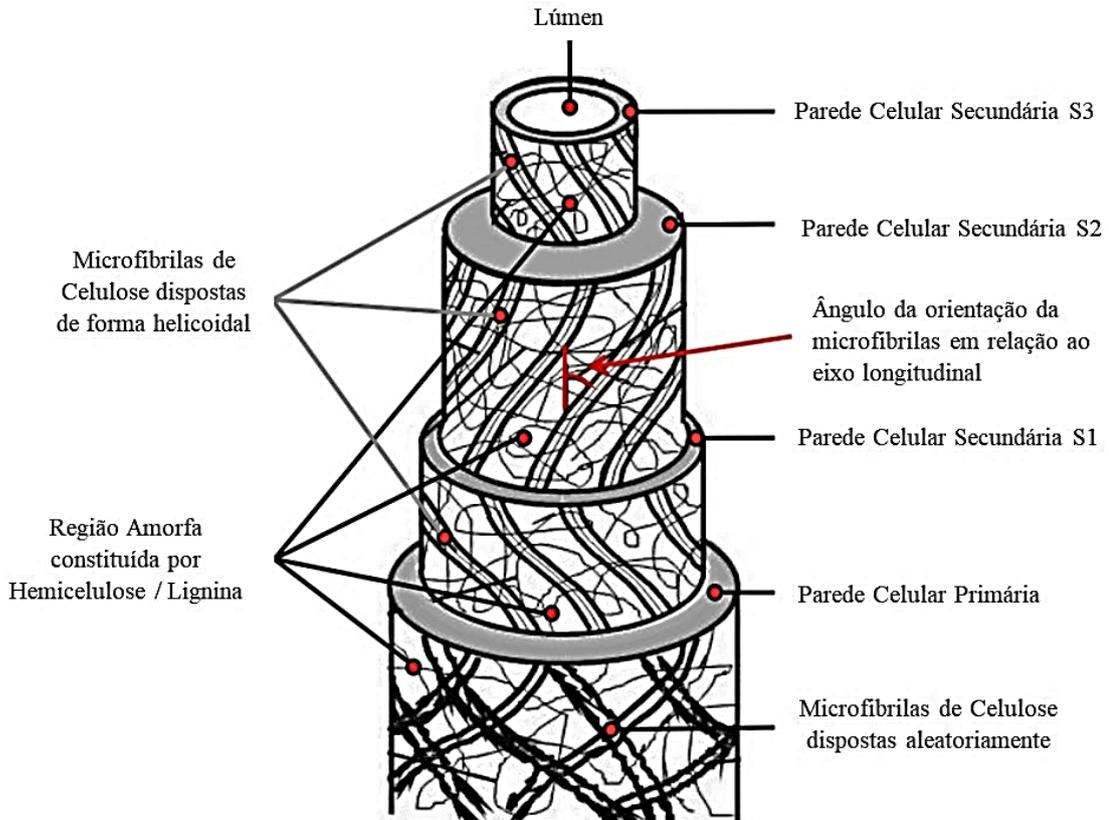
Fonte: Adaptado de ZHANG *et al.* (2022).

Durante o desenvolvimento das plantas, a lignina é incorporada como o último componente da parede celular, sendo impregnada principalmente nas camadas próximas a superfície, interpenetrando as fibrilas e acarretando no fortalecimento da parede (XIA *et al.*, 2021; DERALIA *et al.*, 2021; CHEN *et al.*, 2022). Tem como principais funções o transporte de água, nutrientes e metabólitos; a resistência mecânica e sustentação dos vegetais, e proteção dos tecidos contra o ataque de patógenos e/ou pragas (XIA *et al.*, 2021; DERALIA *et al.*, 2021; CHEN, *et al.*, 2022).

Contudo, além da fração volumétrica de celulose, o ângulo microfibrilar determinam a rigidez mecânica das fibras lignocelulósicas. Os valores característicos desses parâmetros estruturais variam de uma fibra natural para outra. Em geral, o Módulo de Elasticidade está diretamente correlacionado com a fração volumétrica de celulose, e inversamente correlacionado com o ângulo microfibrilar (XIA *et al.*, 2021; DERALIA *et al.*, 2021; CHEN *et al.*, 2022). Isso explica o porquê de muitas fibras vegetais, apesar de terem o mesmo teor de celulose, terem distintas rigidez.

A Figura 4 mostra a representação de uma fibra, a qual pode conter regiões de seção transversal circular, oval ou achatada, mais o ângulo de orientação das microfibrilas em relação ao eixo longitudinal. Contudo, além das frações volumétricas de celulose e ângulos microfibrilar, a resistência à tração dessas fibras é significativamente afetada pelos seus defeitos microestruturais e interação com a água (RAJESHKUMAR *et al.*, 2021; KUMAR *et al.*, 2021; SURIANI *et al.*, 2021).

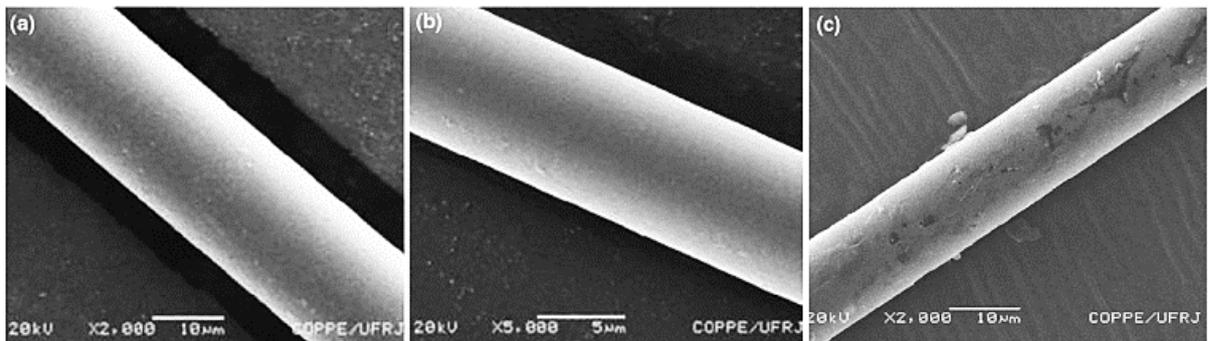
**Figura 4 - Representação esquemática da constituição estrutural de uma fibra onde estão presentes as paredes primárias, secundárias, terciárias, e suas constituições, o lúmen e o ângulo espiral.**



Fonte: CASTRO (2013).

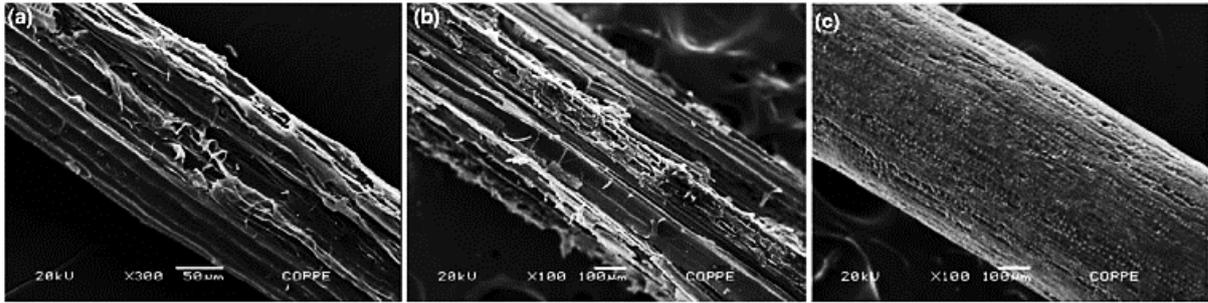
Em comparação com as fibras sintéticas, como de vidro, carbono e aramida, as fibras naturais lignocelulósicas são limitadas, não uniformes em propriedades e em dimensão, sendo heterogêneas em termos microestruturais, conforme a Figura 5 e Figura 6. Uma vez que fibras naturais sem defeitos não são possíveis na natureza, as suas propriedades também são afetadas pela quantidade e distribuição de falhas e imperfeições, conforme discutido anteriormente (SENTHILKUMAR, 2018; RAJ, DHAS & JESUTHANAM, 2021).

**Figura 5 - Micrografias de MEV de fibras sintéticas: (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida.**



Fonte: MONTEIRO *et al.* (2011).

Figura 6 - Imagens de MEV de fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) bambu e (c) coco.



Fonte: MONTEIRO *et al.* (2011).

Uma diferença importante entre as fibras naturais e sintéticas é a interação com a água. A limitada molhabilidade e a fraca ligação interfacial com o polímero comprometem o uso de fibras naturais como reforços em matriz termoplástica, para obterem compósitos com melhores propriedades mecânicas e equilíbrio dimensional (MORIN *et al.*, 2020; PEJIC *et al.*, 2020). Isso ocorre devido à fraca afinidade entre as fibras celulósicas hidrofílicas (caráter polar) com os termoplásticos hidrofóbicos (caráter apolar) (HERNÁNDEZ-DÍAZ *et al.*, 2020; DOLÇA *et al.*, 2021; SIFUENTES-NIEVES, 2021).

Em uma condição ambiente normal, o teor de umidade dessas fibras pode variar de 5-10%. O que justifica o elevado grau de absorção de umidade, é que sua composição estrutural permite a absorção de umidade principalmente quando o compósito possui ligação fraca entre matriz e fibra. O grau de hidrofiliabilidade dessas fibras está diretamente correlacionado com a extensão da região amorfa das microfibrilas de celulose, uma vez que as moléculas de água não conseguem penetrar nas regiões cristalinas para se ligar com os grupos hidroxila da celulose (HERNÁNDEZ-DÍAZ *et al.*, 2020; DOLÇA *et al.*, 2021; SIFUENTES-NIEVES, 2021).

Quando essas fibras são utilizadas como reforço em compósitos de matriz polimérica, a água na superfície da fibra funciona como um agente separador na interface com essa matriz hidrofóbica. Isso porque as energias superficiais da fibra e da matriz são significativamente diferentes o que dificulta o molhamento e produz uma distribuição não uniforme dessas fibras dentro da matriz, reduzindo, assim, a interação reforço/matriz e força de adesão.

Além disso, devido à evaporação dessa água e depósito de impurezas, vazios podem aparecer no compósito, reduzindo a estabilidade dimensional e fragilizando o compósito, já que a propagação de trincas nessa região de interface ocorre com mais facilidade, resultando no arrancamento da fibra e falha do material. Portanto, concluiu-se que a melhora da interface é um grande obstáculo a ser ultrapassado, já que as estruturas químicas das fibras naturais diferem das matrizes, fazendo com que a transferência de tensões fique ineficaz na região de baixa

adesão do compósito, afetando significativamente o desempenho mecânico dos compósitos de matriz polimérica reforçada com essas fibras. Assim, a secagem das fibras vegetais antes da incorporação aos compósitos é um fator importante, o qual foi indispensável nessa pesquisa.

### **2.1.2 - Fibras de curauá**

O curauá (*Ananas erectifolius*), identificado como sendo da família do abacaxi (*Ananas*), é uma planta da região amazônica com grande potencial para o uso de suas fibras lignocelulósicas (JUNIOR *et al.*, 2017; SCALIONI *et al.*, 2017; SISTI *et al.*, 2018; RODRÍGUES *et al.*, 2018). Embora seu fruto seja comestível, o interesse econômico pelo curauá está primordialmente associado às fibras extraídas de suas folhas, as quais são rígidas eretas e com faces planas, podendo alcançar mais de 1 m de comprimento e 4 cm de largura.

As fibras extraídas são relativamente macias e com elevada resistência mecânica, comparativamente com outras fibras lignocelulósicas que, quando misturada com polímeros, pode produzir um produto final com uma menor densidade, podendo ter muitas aplicações (SCALIONI *et al.*, 2017; RODRÍGUES *et al.*, 2018; DELGADO-AGUILAR *et al.*; 2019).

Originalmente na Amazônia, as fibras lignocelulósicas de curauá eram utilizadas pelos índios para tecer redes de dormir, fazer cordas e linhas de pesca. A resistência à tração desta fibra é 5-9 vezes maior do que a de sisal e juta. Assim, essas fibras são as mais competitivas entre as fibras tradicionais brasileiras. (SCALIONI *et al.*, 2017).

Segundo ARIAS *et al.* (2020), além de estar entre as fibras lignocelulósicas de maior rigidez, a fibra de Curauá está entre os materiais naturais que possuem uma das maiores resistências a tração, em média 400 MPa. Porém, devido a sua heterogeneidade, comum as fibras naturais, pode apresentar uma variação de resultados individuais que variam a superioridade de 1000 MPa ou a inferioridade de 200 MPa. (CASTRO *et al.*, 2017; PON SELVAN *et al.*, 2020).

Os resultados variantes encontrados nas análises de fibras naturais são comuns, pois tais materiais possuem uma variação dimensional no comprimento das fibras e diversidade de formatos na secção transversal das mesmas. Suas folhas podem ser colhidas um ano após a plantação e chegam a medir de 1 a 1,5 m de comprimento, 4 cm de largura e 5 mm de espessura (Figura 7). Além do aproveitamento das fibras que alcançam 8%, após oito meses de cultivo da planta, os rejeitos são aproveitados para gerar ração animal e adubo vegetal (SPINACÉ & DE PAOLI, 2017; LENZ *et al.*, 2018; DE CAMPOS *et al.*, 2019).

**Figura 7 - Curauá (*Ananas erectifolius*)**



Fonte: CORREIO DA AMAZÔNIA (2022)

PREMKUMAR *et al.* (2019) descrevem a caracterização térmica, química e mecânica do material vegetal. Caracterização química: teor de celulose 83,94%; ceras 1,40%, teor de umidade 7,77%; teor de cinzas 0,52%; lignina 5,32% e índice de cristalinidade 75%. Tendo a informação desses dados se pode utilizar as fibras como reforço na fabricação de matérias compósitas que possuam uma ótima resposta mecânica. (DELGADO-AGUILAR *et al.*; 2019; PREMKUMAR *et al.*, 2019; PREMKUMAR *et al.*, 2020).

Estudos de difração de Raios-X revelam um modulo de cristalinidade das fibras de Curauá em torno de 66%, fator que pode explicar a alta resistência do material. O coeficiente de expansão térmica da fibra única e do conjunto de fibras, no intervalo de temperatura entre 293 e 323 K foi formulado como sendo  $38,07 \times 10^{-7} \text{ }^\circ\text{C}$  (CORRÊA *et al.*, 2020). Em média a porcentagem de umidade desta fibra gira entorno de 7,9%, sendo que a quantidade de água presente na fibra atua como um fator de redução da rigidez da mesma (ZUKOWSKI *et al.*, 2018; NETO *et al.*, 2019, TEIXEIRA *et al.*, 2019). Nesta pesquisa, utilizou-se fibras extraídas das folhas de curauá para serem aplicadas como reforço de compósitos poliméricos.

### **2.1.3 - Fibras de carnaúba**

A carnaúba é uma palmeira da classe das monocotiledôneas, da família *Palmae*, cujo nome científico, da espécie originária do Brasil, é *Copernicia prunifera*, encontrada, principalmente, na região Nordeste, nos estados do Piauí, Maranhão, Ceará e Rio Grande do Norte, e no Pantanal mato-grossense (EDUARDO *et al.*, 2021; JUNIO *et al.*, 2022)

Esta palmeira quando em seu habitat, multiplica-se espontaneamente em solos arenosos e alagadiços, em várzeas e margens de rios, dando origem a uma vegetação de palmeiras espaçadas e ensolaradas, que atingem altura entre 10 a 15 m. As folhas, verdes opacas, são

dispostas no alto da palmeira, em forma de espiral ao redor do caule, conforme observa-se na Figura 8. A “árvore da vida”, nome dado pelo naturalista Humboldt, apresenta numerosas e importantes finalidades, podendo-se citar de forma geral o seu uso em habitação, alimentação e no setor industrial (JUNIO *et al.*, 2020; EDUARDO *et al.*, 2021; JUNIO *et al.*, 2022)

**Figura 8 - Carnaúba (*Copernicia prunifera*).**



Fonte: CERRATINGA, 2022.

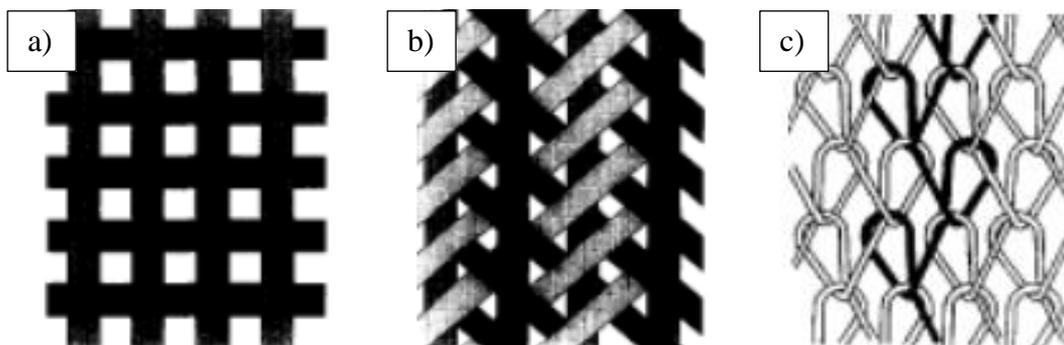
Os frutos da carnaúba, inteiros, servem de fonte de alimentos para animais. O caule da carnaúba, por ser muito resistente, é usado em construção de edificações, como postes, caibros e ripas, e em objetos de uso doméstico. Das folhas aproveita-se a palma inteira, após a retirada da cera, para cobrir casas e abrigos, em substituição às telhas. A cera que reveste externamente as folhas, protegendo-as contra a perda de água em tempos de seca é o principal produto do ponto de vista econômico ligado à carnaúba. A extração da cera tem uma grande demanda por parte de indústrias como a farmacêutica, a alimentícia, a de cosméticos e a indústria de informática, graxas e óleos bem como a de desmoldantes (JUNIO *et al.*, 2020; EDUARDO *et al.*, 2021; JUNIO *et al.*, 2022). Neste trabalho, adotou-se fibras oriundas das folhas de carnaúba como reforço de compósitos para aplicações mecânicas e balísticas.

#### **2.1.4 - Tecido de fibras lignocelulósicas**

Os compósitos laminados são materiais projetados e criados com estrutura em múltiplas camadas bidimensionais, cada qual com uma direção preferencial de alta resistência. Suas propriedades são função não somente das propriedades dos materiais das camadas, mas também do projeto geométrico-estrutural do compósito. Assim, a resistência global e o grau de isotropia dependem também do número de camadas e da sequência de orientação (AISYAH *et al.*, 2018; YANG *et al.*, 2021; SATHISHKUMAR *et al.*, 2021; BALASUBRAMANI *et al.*, 2022).

Esses compósitos podem também ser reforçados com mechas, mantas e tecidos. O tipo de arranjo está condicionado às solicitações mecânicas da peça e ao seu processo produtivo. Nos tecidos, os fios obtidos a partir do processamento de fibras contínuas são interligados por técnicas de confecção, tais como tecelagem, entrançamento e confecção de malhas, que dão origem aos tecidos tramados, trançados e tricotados, respectivamente, conforme a Figura 9 (BRAGA *et al.*, 2017; MELIANDE *et al.*, 2022). Ou seja, a integridade do tecido é mantida pelo bloqueio mecânico das fibras.

**Figura 9 – Tipos de tecidos: (a) tramado, (b) trançado e (c) tricotado.**



Fonte: Adaptado MELIANDE *et al.* (2022).

Dessa forma, o desenvolvimento das tecnologias de têxteis têm resultado na formação de compósitos com propriedades mecânicas superiores, com a orientação contínua da fibra não ficando restrita a uma direção (BRAGA *et al.*, 2017; MELIANDE *et al.*, 2022; GRIES *et al.*, 2022). A trama simples (tecido plano) é a mais utilizada, em função da facilidade de confecção e boa relação entre as propriedades mecânicas e custos associados (AISYAH *et al.*, 2018; YANG *et al.*, 2021; SATHISHKUMAR *et al.*, 2021; BALASUBRAMANI *et al.*, 2022). O tipo de tecido, o número de fibras por fio, o grau de torção dessas fibras no fio, a textura, arquitetura e estabilidade do tecido; e a razão entre os números de fios em cada direção influenciam sobremaneira as propriedades desses compósitos, pois alteram a fração volumétrica de fibra, a orientação e o molhamento (AISYAH *et al.*, 2018; GRIES *et al.*, 2022).

Nesta pesquisa, para produção dos compósitos adotou-se tecidos tramados (trama simples) e trançados, utilizando a técnica de processamento de compósitos reforçados com fibras em molde aberto (*hand lay-up*) e molde fechado (prensagem uniaxial). O processamento manual utiliza-se de um molde aberto no qual o reforço é impregnado pela resina polimérica por meio de pinças ou roletes para garantir um molhamento mais eficiente (MELIANDE *et al.*, 2022). O processamento por molde fechado é a prensagem uniaxial (ou a frio) na qual o reforço é impregnado pela resina em função da compressão do molde (MELIANDE *et al.*, 2022).

### 2.1.5 - Matriz polimérica

Nas últimas décadas, os polímeros sintéticos estão sendo reforçados com vários materiais de enchimento (fibras e partículas) para melhorar e obter as propriedades desejadas para aplicações específicas. Esses materiais têm sido utilizados nas áreas automotiva, aeroespacial e de construção doméstica e esportiva (VENKATARAJAN *et al.*, 2021). De acordo com as características referentes à fusibilidade, os polímeros podem ser divididos em dois grupos distintos: os termoplásticos e os termorrígidos. (CHENG *et al.*, 2021; ZAGHLOUL *et al.*, 2021; XIE & WANG, 2022).

Os polímeros termoplásticos são formados com moléculas lineares ou ramificadas, as quais possuem uma ligação forte entre si. Todavia, as forças de ligação intermoleculares com as cadeias adjacentes são fracas, tipo Van der Waals, as quais podem ser rompidas facilmente. Os polímeros termoplásticos amolecem (e eventualmente se liquefazem) quando são aquecidos, e endurecem quando são resfriados. Esses processos são totalmente reversíveis e podem ser repetidos. (CHENG *et al.*, 2021; ZAGHLOUL *et al.*, 2021; XIE & WANG, 2022)

Já os polímeros termorrígidos não amolecem sob aquecimento devido às ligações covalentes cruzadas entre suas cadeias moleculares adjacentes. Essas ligações prendem as cadeias umas às outras, impedindo seus movimentos de vibração e de rotação em temperaturas mais elevadas. Por isso, este grupo de polímeros, sendo predominantemente amorfos, após atingir sua rigidez, e novas aplicações de calor e pressão não exercem influência sobre o material, o que os torna infusíveis, insolúveis e, portanto, não capazes de sofrer reciclagem para a produção de novos polímeros. Somente um aquecimento a temperaturas excessivas causam o rompimento dessas ligações cruzadas e, por conseguinte, a degradação do polímero. (CHENG *et al.*, 2021; ZAGHLOUL *et al.*, 2021; XIE & WANG, 2022)

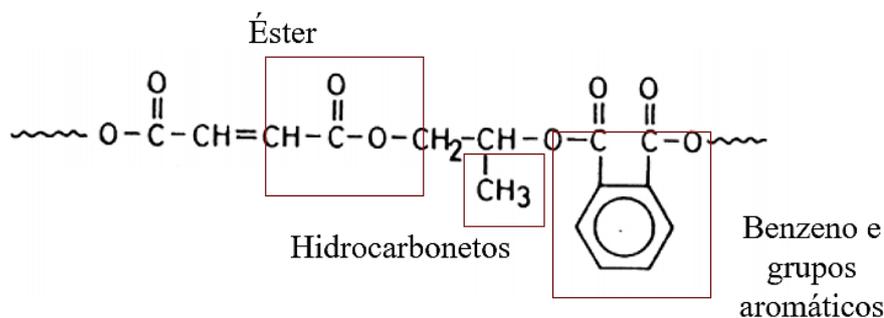
Devido a essa estrutura em rede, os polímeros termorrígidos são mais fixos e resistentes do que os polímeros termoplásticos. Como regra geral, os polímeros termorrígidos são frágeis, enquanto os polímeros termoplásticos são mais macios e dúcteis. É importante mencionar que as características mecânicas dos polímeros são sensíveis às mudanças de temperatura principalmente próximas à condição ambiente. Os poliésteres, epóxios e as resinas fenólicas são exemplos de polímeros termorrígidos. (CHENG *et al.*, 2021; ZAGHLOUL *et al.*, 2021; XIE & WANG, 2022)

As resinas poliésteres constituem uma família de polímeros de alto peso molecular resultantes da condensação de ácidos carboxílicos com glicóis, classificando-se como resinas saturadas ou insaturadas, dependendo, especificamente, dos tipos de ácidos utilizados, que irão

caracterizar o tipo de ligação entre os átomos de carbono da cadeia molecular (GUBBELS *et al.*, 2018). Desta maneira, originarão moléculas formando o poliéster. No caso do poliéster saturado, resulta num produto termoplástico. Já o poliéster insaturado, resulta num produto termorrígido (GUBBELS *et al.*, 2018).

O poliéster insaturado é obtido pela reação entre um ácido insaturado, um ácido saturado e um biálcool, resultando após a cura num produto termorrígido, cuja cadeia molecular é composta por simples e duplas ligações entre os átomos de carbono, apresentando grupos funcionais como hidrocarbonetos, éster, benzeno e grupos aromáticos (Figura 10). É diluído num monômero vinílico inibido, para facilitar sua utilização (GUBBELS *et al.*, 2018).

**Figura 10 - Fórmula estrutural para a unidade monomérica da resina comercial poliéster.**



Fonte: Adaptado de GUBBELS *et al.* (2018).

O monômero tem função de diluente, fator que controla a viscosidade da resina, o mais utilizado é o monômero de estireno, ou vinil benzeno, devido a razões técnicas e econômicas. Inicialmente o poliéster insaturado encontra-se no estado líquido e após a adição de promotores transforma-se no estado sólido, podendo ser utilizado com ou sem reforço. Uma vez reforçado, transforma-se em um plástico de engenharia com ótimas propriedades físico-mecânicas, substituindo muitas vezes materiais como aço, ferro e concreto (GUBBELS *et al.*, 2018).

Neste trabalho, utilizou-se resinas poliméricas à base de poliéster como matrizes em compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas. As mesmas, depois de rígidas, não voltam mais ao seu estado original, caracterizando uma estrutura termorrígida, ou seja, não amolece nem mesmo com o calor. A cura polimérica é uma reação química irreversível (reticulação) e ocorre com mais facilidade e rapidez na presença do calor, podendo ocorrer também em temperatura ambiente. (GUBBELS *et al.*, 2018; ZAGHLOUL *et al.*, 2021).

## 2.2 – MATERIAIS COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CURAUÁ E CARNAÚBA

### 2.2.1 – Compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá

Nos últimos anos, existem muitos trabalhos com compósitos reforçados com fibras de curauá. Uma grande parte são com compósitos cimentícios e aplicações estruturais, analisando os efeitos do comprimento da fibra, hibridização, tratamentos químicos em várias propriedades dos materiais. (SOLTAN *et al.*, 2017; TEIXEIRA *et al.*, 2019a; TEIXEIRA *et al.*, 2019b; TEIXEIRA & SILVA, 2020; ZUKOWSKI *et al.*, 2020; SALGADO & SILVA, 2021; FERRARA *et al.*, 2021; TEIXEIRA *et al.*, 2021a)

Outra grande parte são com compósitos poliméricas, onde analisaram a influência das técnicas de processamentos, tratamentos químicos das fibras, secagens especiais, hibridização com outras fibras naturais e sintéticas, hibridização com resinas termoplásticas e termofixas, materiais cerâmicos, nanomateriais e a resposta os estímulos mecânicos, térmicos e químicos a todos esses parâmetros (MACIEL *et al.*, 2018; CAVALCANTI *et al.*, 2019; FERREIRA *et al.*, 2019; BRUM DA SILVA, 2019; LIBERA JUNIOR *et al.*, 2020; LIMA *et al.*, 2020; AGUILAR *et al.*, 2020; COSTA *et al.*, 2020; COSTA *et al.*, 2021; CZŁONKA *et al.*, 2021; DEL PINO *et al.*, 2021; MINILLO *et al.*, 2021; ZUKOWSKI *et al.*, 2022; LIBERA JUNIOR *et al.*, 2022; PRASANNA *et al.*, 2022).

MELIANDE *et al.* (2022) caracterizou compósitos híbridos de epóxi com tecido de aramida e manta de curauá para capacete balístico. A configuração de referência foi idealizada com 19 camadas de tecido de aramida e matriz epóxi. Já as configurações híbridas foram idealizadas com camadas de tecido de aramida e de manta de curauá, todas com matriz epóxi. As configurações propostas foram idealizadas com no mínimo 60% v/v de reforço. Para a produção dos compósitos laminados, foi utilizado o processo de moldagem por compressão a frio, com uma pressão de 3,45MPa, por, no mínimo, 8h. Todos os compósitos híbridos propostos foram produzidos na configuração não-alternada.

Em relação a tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ), do compósito com 19 camadas de aramida e 0 camadas de mantas de curauá (19T0C) para o compósito de 10 camadas de aramida e 2 de mantas de curauá (10T2C), houve uma redução significativa da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto o  $\sigma_R$  específico diminuiu menos, cerca de 36%. Já a deformação de ruptura em tração não variou significativamente, e, por conseguinte, a tenacidade diminuiu aproximadamente na mesma proporção que o  $\sigma_R$ , cerca de 41%.

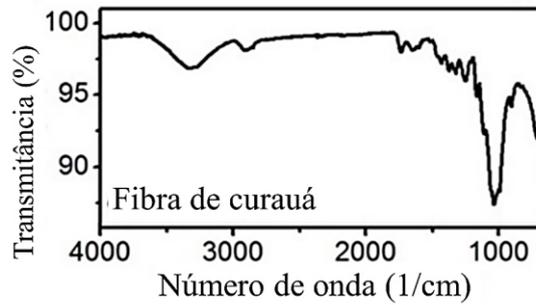
Considerando que a quantidade total de reforço do compósito 19T0C é cerca de 13% maior que a do compósito 10T2C, pode-se afirmar que a redução do  $\sigma_R$  específico seria menor, assim como a densidade do compósito. Da mesma forma, a resistência específica à flexão diminuiu 33%, por outro lado, o módulo específico de flexão reduziu 56%. Além disso, foi observado que a energia absorvida no impacto Charpy também diminuiu na mesma proporção que a quantidade de aramida.

Contudo, seus resultados foram referentes a matrizes poliméricas diferentes do poliéster. Para compósitos poliéster reforçados com curauá, DEL PINO *et al.* (2020) investigaram um compósito híbrido de poliéster composto por fibras naturais de Curauá e nanopartículas de argila organofílica. Um método de Taguchi foi usado para identificar os efeitos da fração de fibra (10, 20 e 30 wt%), concentração de tratamento alcalino (NaOH, 2,5, 5 e 10 wt%), tempo de tratamento (2, 4 e 8 h) e teor de nanopartículas (2,5, 5 e 10 wt%) sobre o comportamento mecânico dos compósitos híbridos sob tração e flexão em três pontos. A combinação ideal dos parâmetros do processo para as propriedades de tração e flexão foi: teor de fibra em 30 wt%, concentração de NaOH em 5 wt%, tempo de tratamento em 8 h e inclusões de nanoargila em 5 wt%. Obteve-se uma resistência média à tração e à flexão de 36,13 MPa e 32,55 MPa, o que representou aumentos percentuais de 39,22% e 25,43% em comparação com o polímero de poliéster em estado puro.

TEIXEIRA *et al.*, (2021b) investigaram a influência do tratamento superficial de fibras de curauá nas propriedades morfológicas, térmicas e mecânicas de compósitos de poliéster quando as fibras tratadas (10 %) foram adicionadas. As fibras tratadas com  $\text{Ba}(\text{OH})_2$  resultaram no compósito com maior resistência ao impacto. Além disso, as fibras tratadas com silano resultaram em compósitos com melhor desempenho que os demais tratamentos.

RODRIGUES *et al.* (2019) utilizaram as fibras de curauá foram tratadas com hidróxido de potássio (KOH) para solubilizar parte da hemicelulose e lignina, e as fibras ricas em celulose foram utilizadas para fabricar compósitos com poliéster insaturado, que foram caracterizados para investigar a efeito do tratamento em suas propriedades. Analisou-se o espectro infravermelhos com transformada de Fourier (FTIR) da fibra de curauá, conforme a Figura 11.

**Figura 11 - Análise do FTIR das fibras de curauá.**

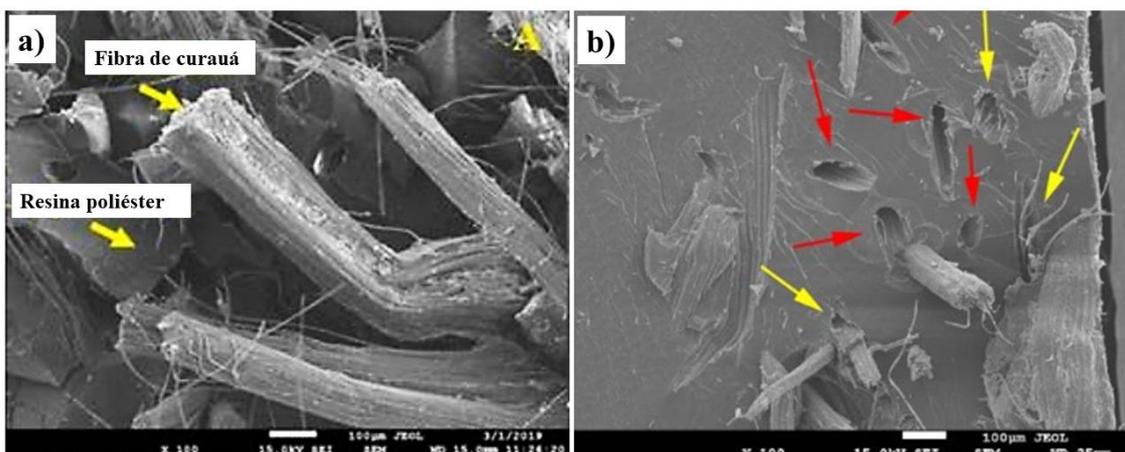


Fonte: Adaptado RODRIGUES *et al.* (2019)

Os resultados mostraram que as bandas de absorção de grupos químicos característicos de celulose, hemicelulose e lignina: OH ( $3400\text{--}3200\text{ cm}^{-1}$ ), C=O ( $1776\text{--}1715\text{ cm}^{-1}$ ), C-O-C ( $1270\text{ cm}^{-1}$ ). Estes são provavelmente compostos de alcenos e grupos aromáticos e diferentes grupos funcionais contendo oxigênio, como éster, cetona e álcool.

A Figura 12 apresenta uma micrografia por MEV da superfície da fratura em tração de uma fibra de curauá sem tratamento. Na Figura 12a, observa-se que a fibra de curauá é formada por várias fibrilas, como normalmente acontece em fibras lignocelulósicas. Além disso, mostra um alto grau de arrancamento da fibra aparente. Mesmo mecanismo de falha predominante nos compósitos com fibras in natura de curauá (Figura 12b), evidenciando baixa adesão fibra/matriz. Além disso, observou-se na Figura 12a uma grande quantidade de trincas, resultado do inchamento das fibras. As fibras incham devido à natureza hidrofóbica da matriz, resultando no desenvolvimento de rachaduras na matriz ao redor das fibras.

**Figura 12 – Micrografia por MEV de um compósito poliéster reforçado com fibra de curauá sem tratamento: a) TEIXEIRA *et al.*, (2021b) b) RODRIGUES *et al.* (2019).**



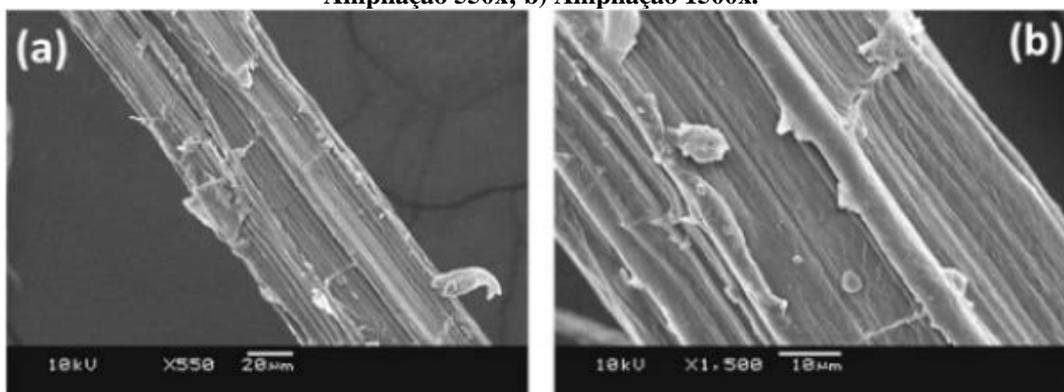
Fonte: Adaptado de TEIXEIRA *et al.*, (2021b) e RODRIGUES *et al.* (2019).

PREMKUMAR *et al.* (2019) e PREMKUMAR *et al.* (2020) utilizaram técnicas de processamento por moldagem por transferência de resina (RTM) para produção de compósitos

poliéster reforçados com fibras curtas e aleatórias de curauá. Enquanto PREMKUMAR *et al.* (2020) utilizou 50% v/v de fibras de curauá, realizando os ensaios de tração e Charpy, PREMKUMAR *et al.* (2019) utilizou 38% v/v de fibras de curauá, realizando os ensaios mecânicos de tração, flexão e impacto Charpy. Os resultados mostraram que as propriedades mecânicas gerais do sistema compósito melhoraram devido à modificação da superfície das fibras e que o aumento da fração volumétrica das fibras de curauá no sistema não apresentou diferenças significativas entre os resultados das propriedades mecânicas.

Na Figura 13 mostra que a superfície da fibra é ligeiramente rugosa o que pode facilitar a ancoramento mecânico da matriz, melhorando a adesão fibra/matriz. Ao contrário das fibras sintéticas, as fibras de curauá apresentam uma diversidade quanto às formas geométricas, ressaltando que seus diâmetros ao longo do comprimento da fibra não é uniforme.

**Figura 13 - Microscopia eletrônica de varredura: superfície rugosa e não uniforme da fibra de curauá a) Ampliação 550x; b) Ampliação 1500x.**

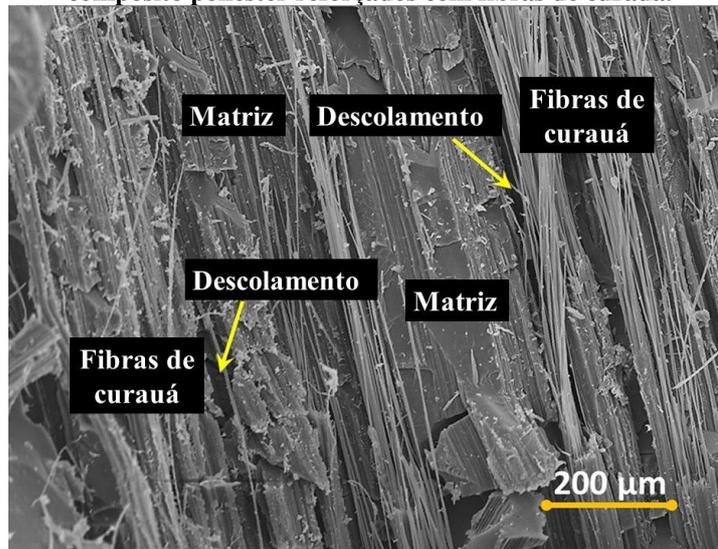


Fonte: PREMKUMAR *et al.* (2019).

SIMONASSI *et al.* (2018) investigou a possibilidade de melhorar a resistência à tração e a energia de impacto (teste Izod) de compósitos de poliéster reforçados com fibra de curauá, variando os parâmetros do processo, ou seja, a quantidade de fibras com diâmetro mais fino e a pressão aplicada durante a preparação do compósito. Utilizando 60 v/v% de fibras de curauá mais finas, contínuas e alinhadas, foi possível obter resistência à tração acima de 200 MPa. Além disso, aplicando pressão de 30 MPa durante a cura, obtiveram-se compósitos com resistência à tração acima de 270 MPa.

A superfície fraturada desse compósito é mostrada na Figura 14. A descolagem observada entre as fibras e a matriz pode ser considerada um sinal de uma fraca interface fibra-matriz, como esperado para qualquer fibra lignocelulósica, como os compósitos reforçados com fibra de curauá. No entanto, a descolagem não foi completa, e isso pode ser devido a uma melhora na resistência da interface devido à pressão de moldagem.

**Figura 14 - Micrografia do MEV mostrando fibras descoladas da matriz durante o teste de tração do compósito poliéster reforçados com fibras de curauá.**



Fonte: SIMONASSI *et al.* (2018)

### **2.2.2 – Compósitos poliméricos reforçados com fibras de carnaúba**

A grande maioria dos estudos referentes às aplicações das fibras de carnaúba são direcionadas à produção de artesanatos. Dentre as aplicações propostas por alguns autores pode destacar: aplicação como isolante térmico em galpões; revestimentos de dutos de vapor (LAVOR, 2008; PETROBRÁS, 2014), produção de itens de decoração de ambiente e telhados (JOHN, 2022; ROSENBAUM, 2012), produção de papel artesanal, destinado a recobrir abajures e luminárias (CAMARA SETORIAL DA CARNAÚBA, 2022), substituição da lenha pela produção de briquetes adensados com a palha (TAVARES e SANTOS, 2013). Poucas aplicações foram feitas em materiais compósitos.

FERNANDES (2011) estudou somente a fibra de carnaúba com e sem tratamentos químicos. Os tratamentos químicos demonstraram que a camada superficial de cera foi muito importante na determinação das propriedades finais deste material e que sua remoção reduziu a estabilidade térmica e o módulo de Young e aumentou sua hidrofiliabilidade. Com isso, concluiu que a fibra de carnaúba sem tratamento é um material potencialmente promissor para ser utilizado, por exemplo, como fibra natural com matrizes poliméricas na fabricação de materiais compósitos ecologicamente corretos e de baixo custo.

MELO *et al* (2012), primeira pesquisa envolvendo compósitos poliméricos reforçados com carnaúba da literatura, desenvolveram compósitos de matriz de polihidroxibutirato (PHB) com fibras da folha de carnaúba *in natura* e tratadas com NaOH (1%, 3% e 5%), acetilação, permanganato de potássio e peróxido de hidrogênio. Os resultados dos ensaios mecânicos indicaram uma redução na resistência à tração das fibras tratadas, onde apenas os tratamentos

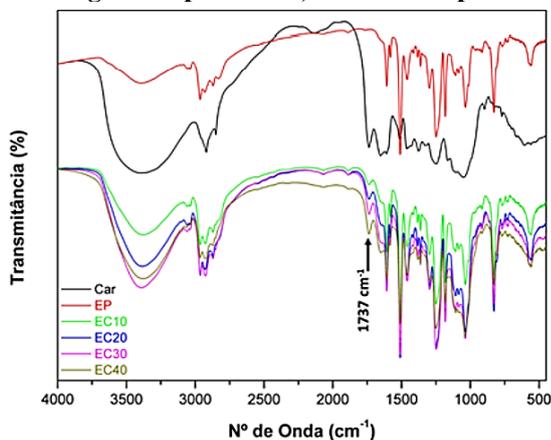
com peróxido de hidrogênio e com NaOH a 5%, apresentaram os maiores valores de resistência mecânica. O módulo de elasticidade das fibras tratadas com peróxido de hidrogênio e com NaOH aumentou após os tratamentos.

JUNIO *et al*, (2020) desenvolveram compósitos de matriz epóxi reforçados com fibras de carnaúba, realizando diversas caracterizações nas fibras como *pull out*, FTIR, TG e DSC. Os compósitos epóxi reforçados com fibras de carnaúba apresentaram maiores valores de resistência à tração (39 - 41 MPa) do que o epóxi puro (29 MPa), caracterizando um efeito de reforço. Houve também uma tendência de aumento do módulo de elasticidade dos compósitos (2,3 a 2,8 GPa) à medida que a fração volumétrica aumenta, o que foi atribuído à maior rigidez da fibra de carnaúba. A deformação total (1,4%) não apresentou variação significativa entre os diferentes compósitos de fibra de carnaúba, mas é superior à resina epóxi pura (1,1%).

Os testes de impacto Izod de JUNIO *et al*, (2020) revelaram um aumento na energia de impacto com a fração volumétrica de fibras de carnaúba incorporadas na resina epóxi. O valor máximo obtido para a energia de impacto Izod de 201,9 J/m, para o percentual de 40% v/v de fibras de carnaúba é mais de nove vezes a do epóxi puro de 21,5 J/m. A ANOVA confirmou os maiores resultados de energia de impacto Izod para os compósitos epóxi com 40% v/v de fibra de carnaúba e, juntamente com as propriedades de tração, demonstrou pela primeira vez o efeito de reforço da fibra de carnaúba.

Segundo JUNIO *et al*, (2020) que desenvolveram compósitos de matriz epóxi reforçados com fibras de carnaúba, os ensaios de FTIR dos compósitos apresentaram uma redução na transmitância da banda 1737  $\text{cm}^{-1}$  atribuída ao estiramento das ligações C=O de grupos funcionais possivelmente pertencentes aos constituintes lignocelulósicos das fibras. O aumento da absorção da banda 1737  $\text{cm}^{-1}$  foi proporcional ao aumento da fração volumétrica de fibras presentes no compósito (Figura 15).

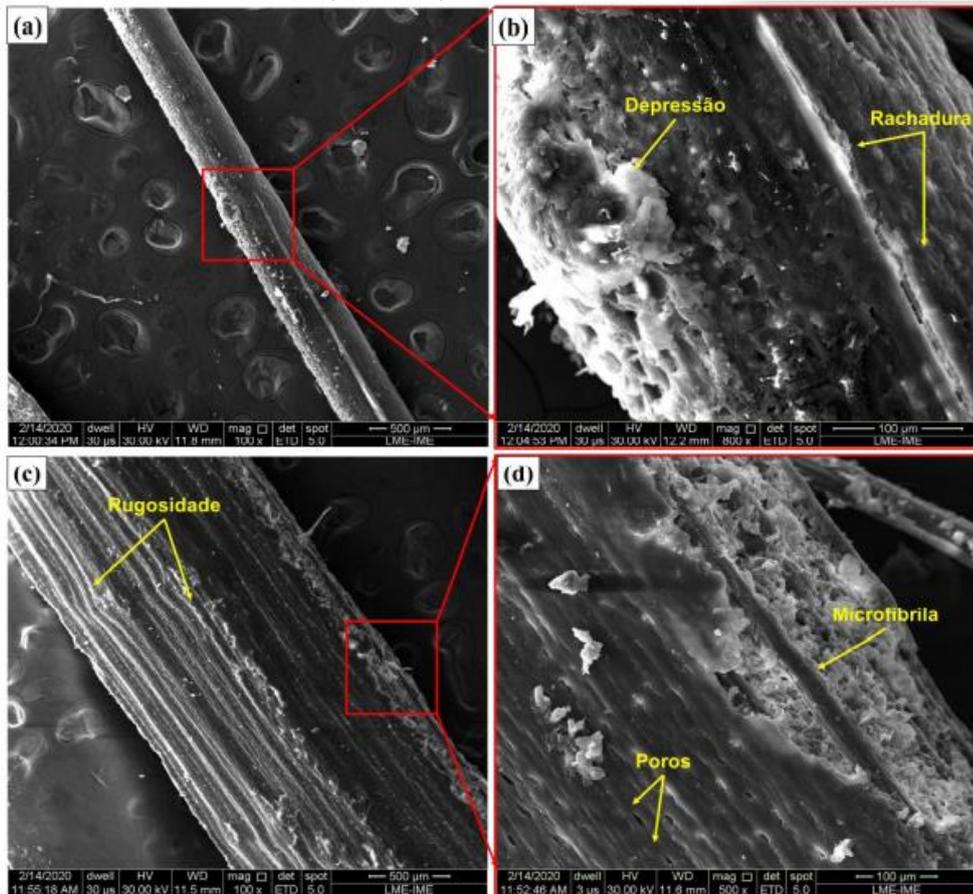
**Figura 15 – Espectros de FTIR gerados para fibra, resina e compósitos epóxi/fibras de carnaúba.**



Fonte: JUNIO *et al*, (2020).

Com as micrografias geradas por MEV, identificaram defeitos superficiais presentes nas superfícies longitudinais das fibras. São identificados defeitos como fissuras, rugosidade e porosidade superficial (Figura 16). Confirmou-se a predominância da geometria elíptica da seção transversal das fibras, onde foi possível a identificação do lúmen e microfibrilas presentes na região de análise.

**Figura 16 - Micrografia da superfície longitudinal das fibras de carnaúba. (a)  $d = 0,385 \text{ mm}$  100x e (b) 800x; (c)  $d = 1,14 \text{ mm}$  100x e (d) 500x.**

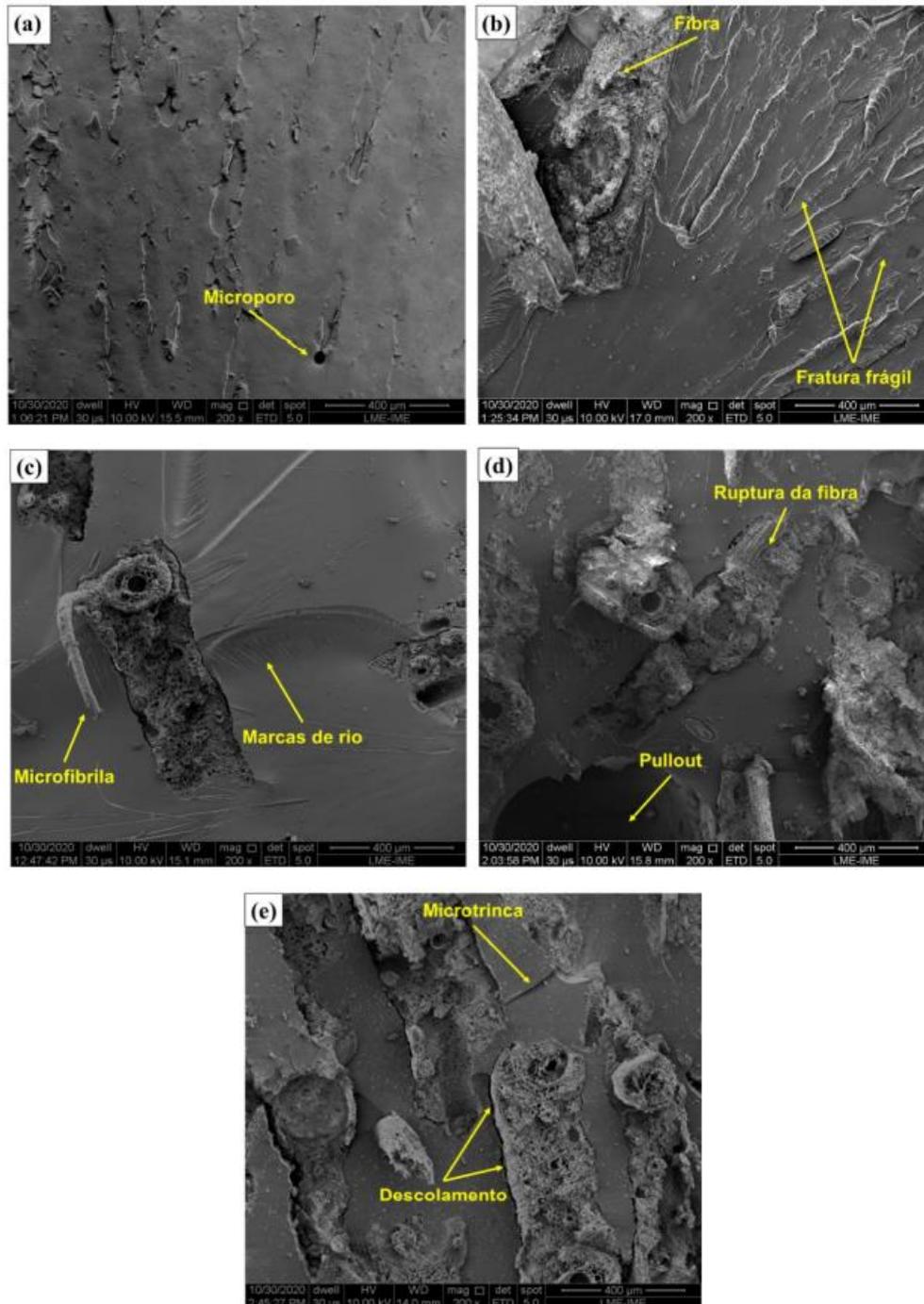


Fonte: JUNIO *et al.*, (2020).

Já com as micrografias MEV da superfície de fratura dos compósitos revelaram uma evolução nos mecanismos de fratura atuantes. Foi perceptível a fratura frágil para a resina epóxi pura, no compósito com 10% de fibras ainda foi observado a presença de fratura frágil. Nos compósitos com 20 e 30% de volume de fibras foi identificado uma maior atuação do reforço das fibras, através da interrupção da propagação de marcas de rio (*rivers patterns*).

Para os compósitos com 40% de volume de fibras houve uma participação das fibras como reforço, sendo possível identificar o descolamento da interface fibra/matriz e ruptura das fibras, acarretando no aumento da resistência mecânica do compósito (Figura 17)

Figura 17 - MEV das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados por tração (400X). (a) 0%, (b) 10%, (c) 20%, (d) 30% e (e) 40% em volume de fibras.



Fonte: JUNIO *et al*, (2020).

## 2.3 - COMPORTAMENTO BALÍSTICO

O ensaio balístico tem por objetivo verificar a capacidade de um material ou equipamento absorver a energia cinética de um projétil de alta velocidade. Para isto, é necessário a realização de ensaios para a avaliação, como o de nível da proteção balística alcançada pela blindagem, e o ensaio de velocidade residual para avaliar a perda de energia do projétil no impacto com o material. O impacto balístico de um projétil no sistema de blindagem possui natureza dinâmica, a qual envolve processos com alta taxa de deformação e resposta dinâmica dos materiais a estes mecanismos, as quais podem ser modificadas pelas condições do impacto (HARO *et al.*, 2018; NIKMATIN *et al.*, 2020; REDDY *et al.*, 2021; FARIAS-AGUILAR *et al.*, 2021; TANG *et al.*, 2022)

### 2.3.1 – Níveis de proteção balística e velocidade residual

O desempenho de um sistema de blindagem balística para proteção militar é baseado em especificações da norma americana NIJ 0108.01(2008). No Brasil quem dita as diretrizes para os ensaios balísticos é a ABNT NBR 15000. Segundo ela, um sistema está apto a oferecer resistência à penetração, quando atingido por um projétil, se respeitar os níveis e condições. A Tabela 2 demonstra os diferentes níveis de proteção ao impacto relacionado por calibre da arma e no tipo, peso e velocidade do projétil.

**Tabela 2 - Níveis de proteção balística**

Nível	Calibre	Massa (g)	Velocidade (m/s)
I	22 Long Rile High Velocity (LRHV) Chumbo	$02,6 \pm 0,1$	$320 \pm 10$
	.38 Special Round Nose (RN) Chumbo	$10,2 \pm 0,1$	$254 \pm 15$
IIA	9mm Full Metal Jacketed (FMJ)	$08,0 \pm 0,1$	$332 \pm 12$
	.357 Magnum Joint Soft Point (ponta macia) (JSP)	$10,2 \pm 0,1$	$381 \pm 12$
II	9mm Full Metal Jacketed (FMJ)	$08,0 \pm 0,1$	$358 \pm 15$
	.357 Magnum Joint Soft Point (JSP)	$10,2 \pm 0,1$	$425 \pm 15$
IIIA	9mm Full Metal Jacketed (FMJ)	$08,0 \pm 0,1$	$426 \pm 15$
	.44 Magnum SWC GC - Semi WadCutter Gas Check	$15,6 \pm 0,1$	$426 \pm 15$
III	7.62 x 51 FMJ - Full Metal Jacketed (.308 – Winchester)	$09,7 \pm 0,1$	$838 \pm 15$
IV	.30 - 06AP (Armor Piercing)	$10,8 \pm 0,1$	$868 \pm 15$

Fonte: Adaptado da ABNT NBR 15000 (2005)

Há também outras maneiras de se avaliar sistemas de blindagem balística, onde se utilizam da energia cinética do projétil no ponto de impacto. Como a velocidade é o fator chave na determinação da energia cinética, é a variável primária e independente obtida nos ensaios balísticos (REDDY *et al.*, 2021; FARIAS-AGUILAR *et al.*, 2021; TANG *et al.*, 2022). Um dos parâmetros importantes é a velocidade limite  $V_L$ , sendo a máxima velocidade para a qual o projétil é retido no sistema de blindagem (RIBEIRO *et al.*, 2021).

RIBEIRO *et al.*, 2021 utilizaram um modelo para estimar  $V_L$  com base no método determinístico, o qual utiliza as leis de conservação de energia, de massa, da quantidade do movimento, e nas equações de estado dos materiais. Ele considera a energia cinética absorvida pela blindagem ( $E_{ABS}$ ), que pode ser obtida pela Equação 1.

$$E_{ABS} = \frac{1}{2} m_p (V_i^2 - V_R^2) \quad (1)$$

Onde  $m_p$  é a massa do projétil e  $V_i$  e  $V_R$  são as velocidades iniciais (de impacto) e residual (após a perfuração) do mesmo, respectivamente. Essa Equação 1 representa o trabalho realizado pela força resultante, onde a energia é transformada em danos no projétil (massa arremessada para produzir danos em um alvo) e no alvo (objeto móvel ou estacionário que sofre deformação proveniente do impacto de um projétil).

Para estimar  $V_L$  considera-se que  $V_R = 0$ , uma vez que nesse caso o projétil não possui velocidade residual, pois fica retido na blindagem. Portanto,  $V_L$  pode ser obtido a partir da Equação 1, que é o caso em que a blindagem absorve toda a energia cinética, conforme a Equação 2.

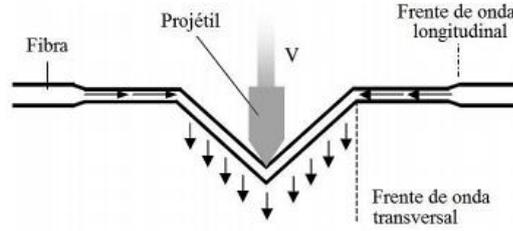
$$V_L = \sqrt{\frac{2E_{ABS}}{m_p}} \quad (2)$$

### **2.3.2 – Mecanismos de falha e absorção da energia de impacto balístico em compósitos poliméricos laminados reforçados com tecidos**

Para proteção balística, as fibras utilizadas devem possuir as seguintes características: baixa densidade, alta resistência mecânica e alta capacidade de absorver energia. Os mecanismos de proteção balística dos materiais podem ser divididos em duas categorias: absorção da energia de impacto e redistribuição da energia de impacto. Assim, a eficácia de um material em proteção balística está baseada na rápida conversão e dispersão da energia cinética do projétil incidente em energia de deformação do material da blindagem (REDDY *et al.*, 2021; FARIAS-AGUILAR *et al.*, 2021; TANG *et al.*, 2022; MELIANDE *et al.*, 2022)

Quando o projétil entra em contato com a fibra, duas ondas são criadas, uma longitudinal e outra transversal. A onda de tensão longitudinal viaja ao longo do eixo da fibra na velocidade sônica do material. À medida que se propaga para longe do ponto de impacto, o material por trás da frente de onda flui para o ponto de impacto, e a fibra é defletida na direção de deslocamento do projétil, adquirindo forma de V (Figura 18). O movimento transversal da fibra é conhecido como onda transversal, e a sua propagação ocorre em velocidade menor que a velocidade sônica (MELIANDE *et al.*, 2022).

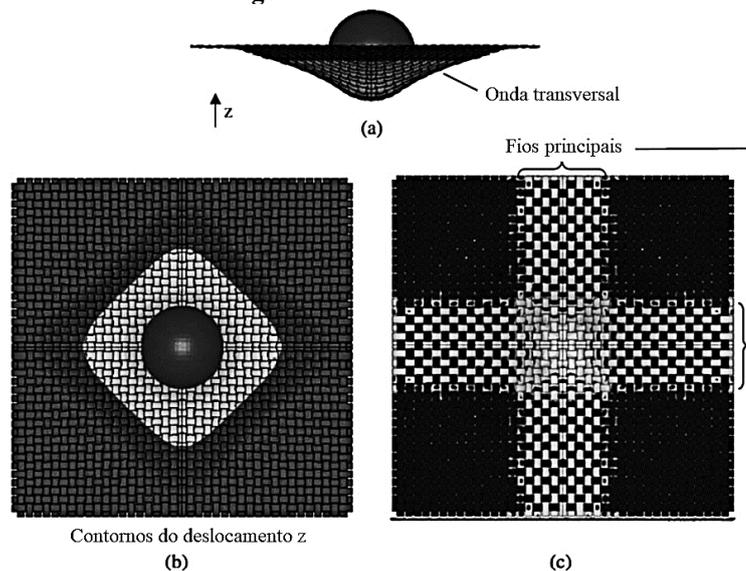
**Figura 18 - Impacto do projétil em uma única fibra**



Fonte: Adaptado de MELIANDE, 2022.

Após o impacto de um projétil no sistema fibroso propagam-se duas ondas ao longo da fibra, com um formato de “V” na região próxima ao impacto. A onda mais rápida é a onda elástica de tensão com velocidade de propagação dada pela Equação  $V_E = \sqrt{E/\rho}$ . Na região atrás da frente de onda de tensão o material flui para a região do impacto. Da mesma forma, quando um projétil impacta um tecido, ele provoca uma deflexão transversal dos fios em contato direto com ele, denominados fios principais, conforme a Figura 19, e gera ondas de tração longitudinais, que se propagam ao longo do eixo desses fios a velocidade da onda elástica no material. Os demais fios, denominados fios secundários, são então puxados para fora do plano original do tecido pelos fios principais, na direção do movimento do projétil, formando assim uma área deformada que aumenta progressivamente, como mostrado na Figura 19. A deflexão transversal aumenta até a deformação no ponto de impacto atingir a deformação de ruptura (MELIANDE *et al.*, 2022). A maior parte da energia cinética do projétil é transferida para os fios principais, conforme a Figura 19, que mostra esses fios esbranquiçados, altamente tensionados, em contraste com os fios secundários (MELIANDE *et al.*, 2022).

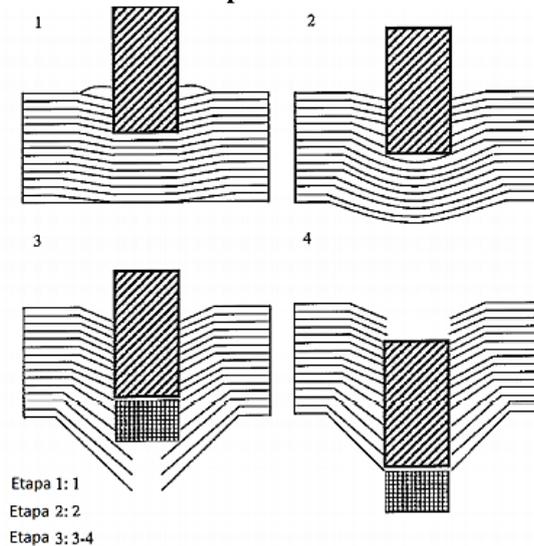
**Figura 19 – Modelo de impacto balístico de um tecido: (a) vista lateral, (b) vista superior mostrando os deslocamentos em z e (c) vista inferior mostrando os fios principais altamente tensionados e os fios ortogonais “relaxados”.**



Fonte: Adaptado de MELIANDE *et al.*, 2022.

O impacto de um projétil num compósito polimérico laminado reforçado com tecido gera, além das ondas de tensão longitudinal trativa e transversal no plano, ondas de tensão longitudinal compressiva e de cisalhamento na direção da espessura do compósito. Esse evento pode ser dividido em três estágios, conforme a Figura 20.

**Figura 20 - Esquema demonstrando as três etapas do impacto de um projétil em um compósito reforçado por fibras.**



Fonte: Adaptado de PATIL & NAIK, 2018.

Vários mecanismos contribuem para a absorção de energia após o impacto de um projétil em um compósito reforçado por fibras. Estes afetam várias regiões do compósito durante as três etapas citadas anteriormente como demonstra a Figura 20 (PATIL & NAIK, 2018). Durante o impacto podem ocorrer a formação de trincas na matriz e delaminação. À medida que o projétil vai penetrando no alvo o atrito vai gerando calor, que é um fator que contribui para a absorção de energia. As três fases que sucedem após o impacto são as seguintes:

1. Primeira fase – ao atingir o alvo, as fibras recebem uma tensão de compressão e começam a falhar. À medida que o impacto prossegue, o material flui preferencialmente na direção da espessura do compósito, mas também há deslocamento no sentido radial. O material flui em direção ao ponto de impacto gerando uma tensão de compressão na face do projétil e conseqüentemente gera uma tensão radial na área circundante, ou seja, a região B (PATIL & NAIK, 2018).
2. À medida que a penetração prossegue, a tensão gerada na fase 1, gera tensão nas fibras da região B e também se desenvolve uma tensão compressiva nessa região. A onda de compressão se propaga e alcança a parte de trás do compósito, promovendo uma deformação no formato de cone conforme ilustrado na Figura 20. Este tipo de deformação é chamado, portanto, de formação de cone (PATIL & NAIK, 2018).

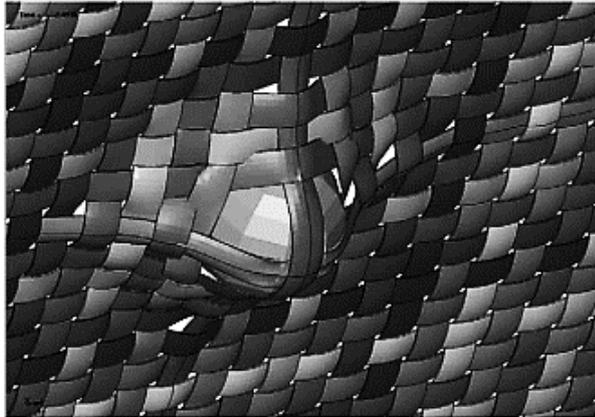
3. Altas tensões são criadas no ponto de impacto e o material adjacente à borda do projétil é rompido. Isso pode resultar em uma camada de material que é empurrado para frente pelo projétil. As camadas inferiores são rompidas após a formação do cone (PATIL & NAIK, 2018).

Com o impacto, a energia cinética do projétil pode ser reduzida através de vários mecanismos como: deformação do compósito, delaminação entre as camadas, deformação do projétil e cisalhamento nas camadas do compósito. Todos estes mecanismos são capazes de absorver a energia cinética do projétil. Também contribuem para essa absorção de energia a disposição das fibras no compósito e a energia interfacial (PATIL & NAIK, 2018). Quanto mais fraca a adesão fibra-matriz, maior a delaminação. Isto porque a região de interface é a direção de preferência de propagação da trinca e quanto mais fraca a força interfacial, mais facilmente a trinca se propaga, causando delaminação (PATIL & NAIK, 2018).

Segundo Meliande *et al.* (2022), para aplicações balísticas, a delaminação é desejável à medida que permite que a fibra se deforme até a fratura. Apesar da menor resistência interlaminar ao cisalhamento de compósitos de matriz termoplástica aumentar o desempenho balístico, a menor rigidez desses sistemas pode acarretar problemas estruturais e deformações excessivas. Assim, esses mecanismos de falha e de absorção da energia de impacto dependem das propriedades da matriz e da adesão fibra-matriz.

Esses mecanismos também são fortemente dependentes da geometria e da velocidade do projétil. Os projetis com ponta cônica ou ogival têm capacidade de escorregar entre os fios da trama produzindo pouco arrancamento de fios da matriz (MELIANDE *et al.*, 2022; ANDREW *et al.* 2019). Ao contrário dos projetis com ponta hemisférica que produzem máximo arrancamento de fios da matriz, conforme mostrado na Figura 21. Já projetis com ponta plana promovem a ruptura dos fios por cisalhamento. O efeito da geometria do projétil diminui com o aumento do número de camadas. A velocidade de impacto afeta significativamente o desempenho balístico de compósitos poliméricos laminados reforçados com tecido. Isto porque quando os fios são impactados a velocidades suficientemente altas, eles rompem instantaneamente por cisalhamento. A velocidade limite para esse fenômeno é denominada velocidade crítica.

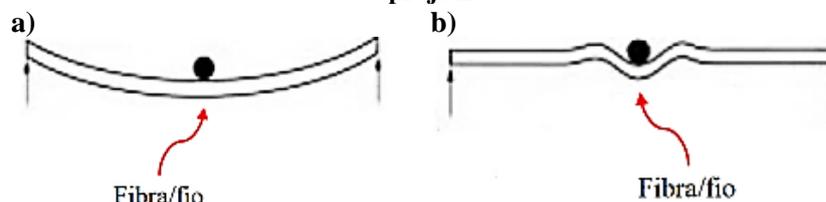
**Figura 21 - Representação esquemática do arrancamento de fios de um tecido num impacto balístico.**



Fonte: MELIANDE *et al.*, 2022.

Assim, a velocidades abaixo da velocidade crítica do material, os fios não falham durante o aumento inicial da tensão e assim a deflexão transversal do tecido tem tempo para se propagar para longe do ponto de impacto, o que permite que o material absorva mais energia (ANDREW *et al.* 2019). A velocidades mais altas, a reação do material é local e os fios falham antes que uma significativa deflexão transversal possível se desenvolva. Andrew *et al.* (2019) afirmam que, a velocidades superiores ao limite balístico do material, este falhava por cisalhamento durante o aumento inicial da tensão. Como resultado, não houve tempo para a deformação transversal se propagar, reduzindo a absorção de energia por deformação da fibra. Assim, a energia absorvida acima do limite balístico é menor. De acordo com Andrew *et al.* (2019), à medida que a velocidade de impacto aumenta, respostas locais, isto é, muito próximas à ponta do projétil, governarão o comportamento dinâmico do material. Comparativamente à resposta global, esse tipo de comportamento reduz significativamente a capacidade de resistência ao impacto do material, uma vez que uma quantidade menor de material participa dessa resposta. Esses comportamentos são representados esquematicamente na Figura 22.

**Figura 22 – Representação esquemática das respostas (a) global e (b) local da fibra/fio ao impacto de um projétil.**



Fonte: MELIANDE *et al.* (2022).

Assim, os mecanismos de falha e de absorção num compósito polimérico laminado reforçado com tecido dependem das propriedades da matriz e da fibra, da adesão fibra-matriz, das características do fio, da configuração do tecido, da geometria e da velocidade do projétil e da interação entre as múltiplas camadas do laminado.

### 2.3.3 - Compósitos poliméricos reforçados com fibras para aplicação balística

#### 2.3.3.1 - Compósitos reforçados com fibras de curauá e carnaúba

Como motivação para a substituição das consolidadas fibras sintéticas, o custo de produção significativamente inferior e o impacto socio ambiental extremamente positivo têm impulsionado a pesquisa e o desenvolvimento dos materiais lignocelulósicos (SAFRI *et al.*, 2018; SILVA *et al.*, 2018; AMORIM *et al.*, 2018; BRAGA *et al.*, 2019; COSTA *et al.*, 2019; NAYAK *et al.*, 2022; COSTA *et al.*, 2022).

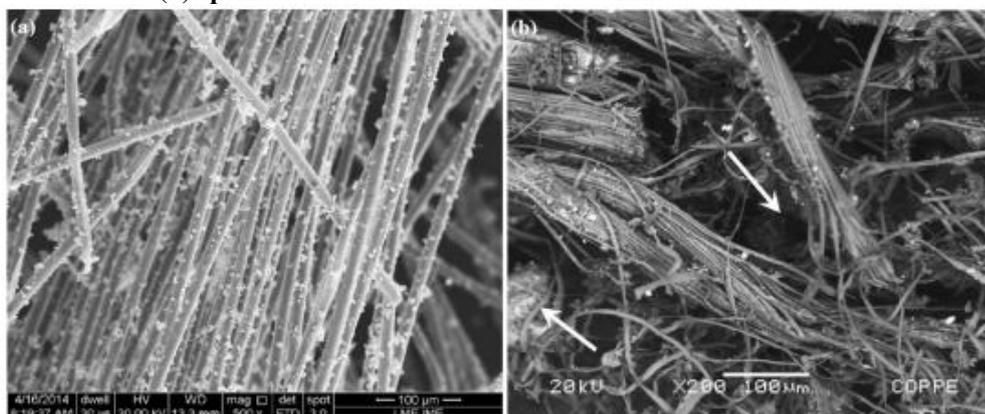
Monteiro *et al.* (2015) e Monteiro *et al.* (2017) avaliaram a eficiência balística de um sistema similar com segunda camada composta por uma placa de epóxi ou poliéster reforçado com 10, 20 ou 30% v/v de fibras de curauá contínuas e alinhadas ou em camadas orientadas a 90° entre si. De acordo com os resultados dos testes balísticos com munição calibre 7,62x51 mm padrão OTAN, todos os sistemas alternativos atenderam ao limite de 44mm de deformação posterior. Apesar disso, apenas as placas de epóxi ou poliéster com 30% v/v de reforço mantiveram sua integridade, não se fragmentando. O SBM com placa de poliéster/ 30% v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá apresentou uma deformação posterior de 22±2 mm. Já os seus equivalentes com placas de poliéster/ 30% v/v de fibras de curauá em camadas a 90°, e de epóxi/30%v/v de fibras contínuas e alinhadas apresentaram uma deformação de 18±3 mm e 17,13±1,57 mm, respectivamente, inferiores na média ao sistema convencional com laminado de aramida (com 22,67±2,79 mm).

De acordo com os autores, esses resultados surpreendentes podem ser atribuídos ao tipo de munição utilizada, com projétil pontiagudo com alta energia cinética, que penetra facilmente entre os fios da trama do tecido de aramida, separando-os e arrancando-os, e reduzindo a possibilidade de ruptura das fibras por deformação, principal mecanismo de absorção da energia de impacto desse material. Além disso, a matriz frágil de epóxi/poliéster absorve adicionalmente energia por meio da nucleação e propagação de trincas no seu interior. Outra razão seria uma possível similar capacidade dos compósitos de curauá e do laminado de aramida de reter os fragmentos do projétil e da camada cerâmica, ao longo da superfície das fibras, por incrustação mecânica e atração por forças de Van der Waals, o que é apontado, pelos autores, como a principal função da segunda camada do SBM.

Imagens do MEV, da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de aramida e de epóxi/curauá são mostradas na Figura 23. Para o laminado de aramida, as características gerais confirmam o arrancamento de fibras dos fios da trama, a ruptura de fibras, além da retenção de fragmentos, também observada na placa de epóxi/curauá. Para essa, é possível

observar também a ruptura de fibras por meio da sua decomposição em fibrilas, além da fratura frágil da matriz, indicada pela seta. Os autores também avaliaram a eficiência de cada componente do SBM, isoladamente, em termos de dissipação de energia. De acordo com os resultados, a placa cerâmica absorveu  $1920 \pm 223$  J, ou 55,3% da energia cinética de impacto do projétil 7,62 mm, enquanto as placas de aramida e de epóxi/30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá dissiparam apenas  $58 \pm 29$  e  $106 \pm 11$  J, respectivamente, ou 1,7 e 3,1% da energia de impacto. A maior eficiência energética da placa de epóxi/curauá em relação à placa de aramida, possivelmente devido à fratura frágil da matriz, confirmou a superioridade em desempenho balístico do SBM alternativo em termos de deformação.

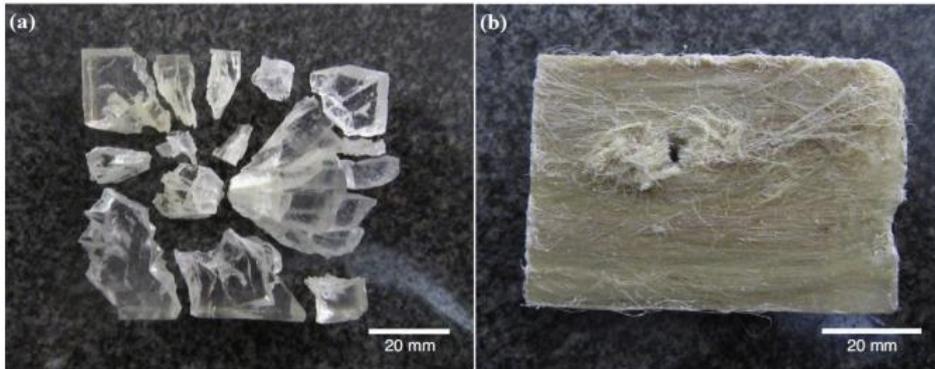
**Figura 23 - Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) aramida e de (b) epóxi/30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá.**



Fonte: Monteiro *et al.* (2015).

Braga *et al.* (2017a) avaliaram o desempenho balístico de placas de poliéster reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá, quanto à capacidade de absorção de energia. Foram avaliadas também, à título de comparação, placas de poliéster e de aramida (laminado composto por 16 camadas de tecido), ambas também com 10 mm de espessura. Os resultados dos testes balísticos com munição 7,62 mm mostraram que a placa de poliéster obteve melhor desempenho com, em média, cerca de 260 J, mas que se fragmentou totalmente, conforme Figura 2.60, razão do seu desempenho superior. Dentre as placas de poliéster/curauá, a placa com 30% de reforço absorveu aproximadamente a mesma quantidade de energia que a placa de aramida (em média, cerca de 200 J para a primeira e de 220 J para a segunda), e apresentou o melhor aspecto em termos de integridade, conforme Figura 24.

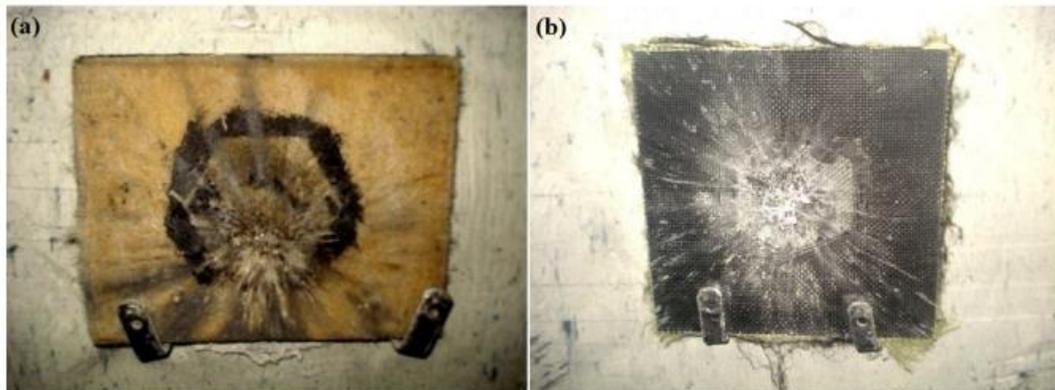
**Figura 24 - Placas de (a) poliéster e de (b) poliéster/30%v/v curauá após os testes balísticos.**



Fonte: BRAGA *et al.* (2017a).

Em outro trabalho, Braga *et al.* (2017b) avaliaram um SBM com uma placa de epóxi reforçado com 30%v/v de manta de curauá, como segunda camada. A manta de curauá era composta por fibras curtas randomicamente orientadas e com diâmetros de 10-90  $\mu\text{m}$  (média de aproximadamente 40  $\mu\text{m}$ ). A blindagem com a placa de epóxi/curauá resistiu ao impacto do projétil 7,62 mm, e a deformação posterior observada de 28 ( $\pm 3$ ) mm foi maior que a apresentada pelo SBM convencional com um laminado de aramida com 18 camadas de tecido com 21 ( $\pm 3$ ) mm. Apesar disso, essa deformação foi significativamente inferior ao valor máximo permitido pela NIJ 0101.06 (NIJ, 2008) de 44 mm e, adicionalmente, a placa de epóxi/curauá manteve a sua integridade, não se fragmentando, conforme Figura 25.

**Figura 25 - SBM com (a) placa de epóxi/curauá e com (b) laminado de aramida, ambos após os testes balísticos.**



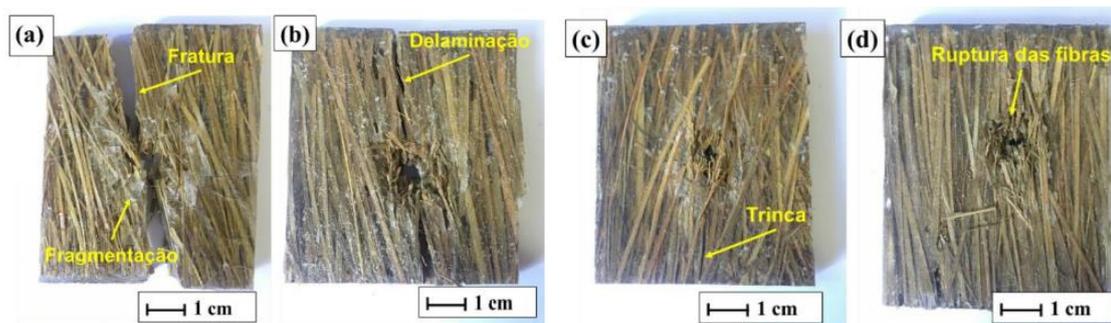
Fonte: Braga *et al.* (2017b).

De acordo com os autores, tanto as fibras de curauá quanto as fibras de aramida foram efetivas na retenção de fragmentos do projétil e da camada cerâmica. Além disso, eles também observaram ruptura tanto das fibras de curauá quanto das fibras de aramida. É importante pontuar que, apesar do pior desempenho balístico em termos de deformação posterior do sistema, não foi observada trinca radial macroscópica na placa compósita com manta de curauá, tipicamente observada em outros compósitos com fibras naturais testados. Isso poderia

justificar o desempenho balístico inferior desse SBM, porém o mais interessante é que isso pode indicar uma maior resistência estrutural desse compósito, o que é corroborado pelo seu aspecto similar, após os testes balísticos, com o laminado de aramida, conforme Figura 25.

JUNIO *et al*, (2020) desenvolveram compósitos de matriz epóxi reforçados com fibras contínuas e alinhadas de carnaúba, conforme a Figura 26.

**Figura 26 - Amostras após ensaio balístico de velocidade residual. (a) 10%, (b) 20%, (c) 30% e (d) 40%.**



Fonte: JUNIO *et al*, (2020)

Os valores de velocidade limite ( $V_L$ ) e energia absorvida, para os compósitos com 40% em volume de fibras de carnaúba apresentaram valores estatisticamente idênticos aos encontrados por outros autores, os respectivos parâmetros obtidos estão em torno de 238 m/s e 279 J (Tabela 3).

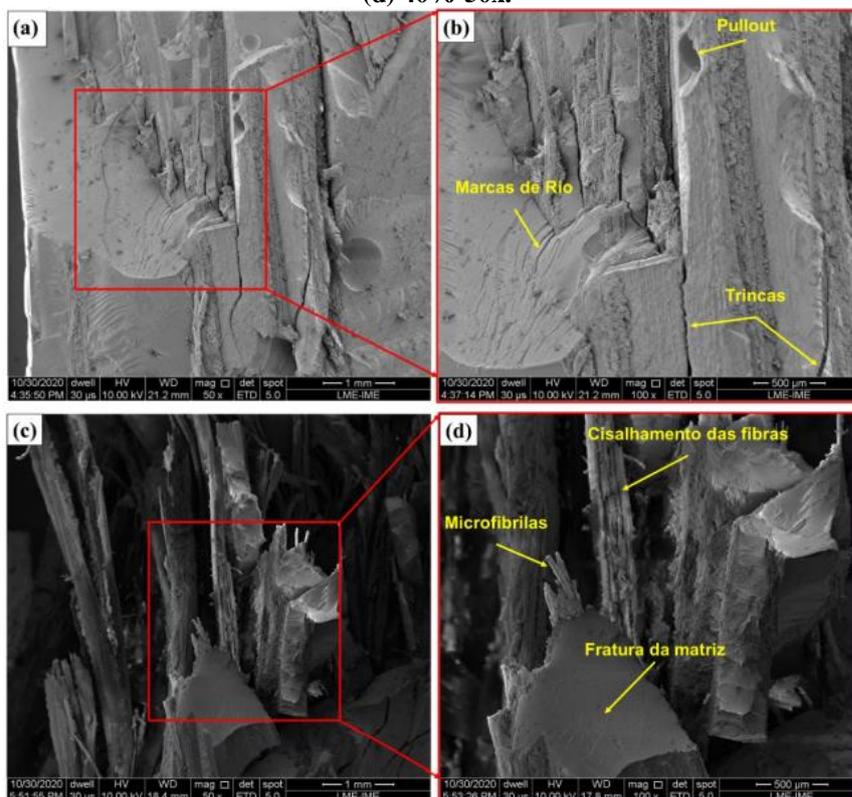
**Tabela 3 - Comparação entre os valores de energia de absorção para os compósitos reforçados com 40% de fibras de carnaúba, compósitos reforçados com diferentes FNLs e Kevlar®.**

Material	% Reforço	$E_{abs}$ (J)	$V_L$ (m/s)	Fonte
Kevlar®	-	$220 \pm 17$	$212 \pm 23$	BRAGA <i>et al.</i> , 2017.
Fique/Poliéster	30	$155 \pm 7$	-	PEREIRA <i>et al.</i> , 2019.
Juta/Poliéster	30	$250 \pm 8$	200	DE ASSIS <i>et al.</i> , 2018.
Piaçava/epóxi	40	$200 \pm 15,0$	$198 \pm 6$	GARCIA FILHO <i>et al.</i> , 2020
Carnaúba	40	$279 \pm 84,7$	$238 \pm 33,7$	JUNIO <i>et al</i> , 2020

Fonte: JUNIO *et al*, (2020)

Para as frações analisadas, os parâmetros obtidos  $V_L$  (216 ~238 m/s) e  $E_{abs}$  (228 ~279 J) foram superiores aos valores estabelecidos na literatura para o tecido de aramida (212 m/s e 221 J). Tal fato mostra viabilidade da utilização dos compósitos epóxi-fibras de carnaúba em aplicações balísticas. Os compósitos com 40% de volume de fibras apresentaram melhor estabilidade dimensional após impacto balístico, característica desejável à materiais empregados em aplicações balísticas (Figura 27).

Figura 27 - Micrografias MEV da região de impacto balístico. (a)10%-50X, (b)10%-100x, (c)40%-50x e (d) 40%-50x.



Fonte: JUNIO *et al.*, (2020)

Diante dos resultados de energia de absorção obtidos, conclui-se que de forma unitária e nas dimensões estudadas por JUNIO *et al.*, (2020), as placas compósitas não apresentam viabilidade para o emprego em blindagem balística do tipo III. Entretanto, necessita de uma melhor investigação para se determinar o comportamento apresentado pelos compósitos epóxi-fibras de carnaúba como parte integrante de um SBMs.

#### 2.3.3.2 - Compósitos híbridos reforçados com fibras sintéticas e naturais

Conforme já apresentado anteriormente, uma das principais desvantagens das fibras naturais é a variabilidade das suas propriedades características, o que afeta significativamente o desempenho dos compósitos reforçados com elas. Além disso, esses materiais têm propriedades de impacto significativamente inferiores aos compósitos reforçados com fibras sintéticas, além de baixa durabilidade, devida à natureza biodegradável das fibras naturais. Como os compósitos usados em aplicações estruturais devem obrigatoriamente manter a integridade estrutural com relação à degradação e ao dano, tanto em impactos com baixa velocidade quanto em impactos com alta velocidade, essas desvantagens restringem ou inviabilizam a utilização dos compósitos reforçados com fibras naturais em muitas aplicações estruturais. Contudo, o custo de produção dos compósitos reforçados com fibras sintéticas é

significativamente superior, além do enorme impacto ambiental tanto com relação à produção quanto com relação ao descarte desses materiais (SURIANI *et al.*, 2021a; ATMAKURI *et al.*, 2020; GUPTA *et al.*, 2021; BALAKRISHNAN *et al.*, 2022; BICHANG'A *et al.*, 2022).

Assim, a hibridização de fibras sintéticas com fibras naturais em compósitos pode proporcionar um equilíbrio entre baixo custo de produção/impacto ambiental e ótimas propriedades mecânicas, produzindo materiais mais sustentáveis, com custo de produção razoável e propriedades mecânicas aceitáveis, tais como rigidez, resistência e capacidade de absorção da energia de impacto (ATMAKURI *et al.*, 2020; OYENIRAN & ISMAIL *et al.*, 2021; SURIANI *et al.*, 2021b; GUPTA *et al.*, 2021; BICHANG'A *et al.*, 2022). Assim, muitos pesquisadores estão investigando a possibilidade de utilização de fibras sintéticas e naturais em compósitos híbridos para aplicações estruturais, a fim de reduzir o custo de produção e/ou peso, além do impacto ambiental, conforme Tabela 4.

**Tabela 4 - Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras naturais e sintéticas.**

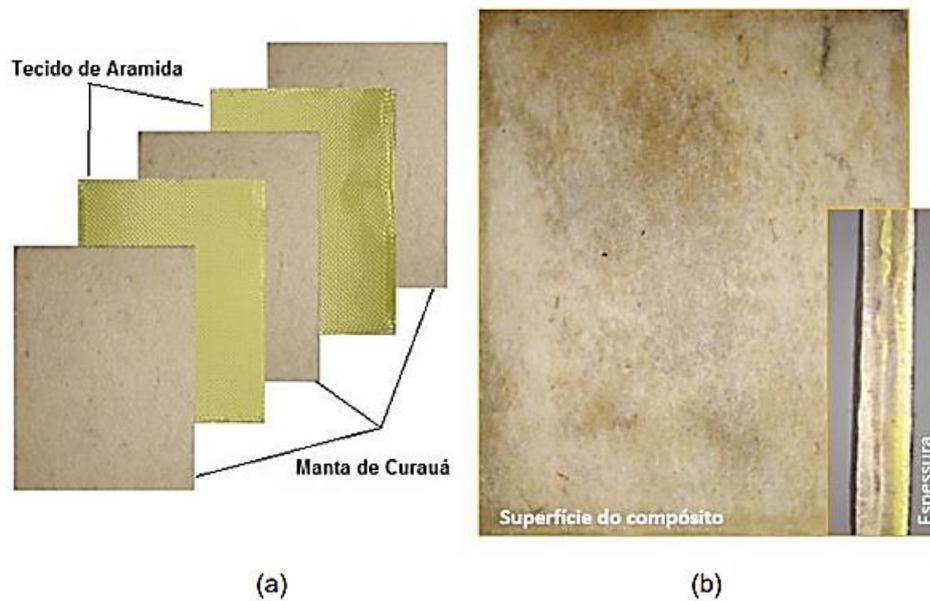
<b>Híbrido</b>	<b>Fonte</b>
<b>Basalto/Cânhamo/Juta/Vidro</b>	RATHISH <i>et al.</i> , 2021.
<b>Juta/Vidro</b>	DAS <i>et al.</i> , 2021.
<b>Kenaf/Vidro</b>	SAROJ & NAYAK <i>et al.</i> , 2021.
<b>Kenaf/Carbono</b>	SAROJ & NAYAK <i>et al.</i> , 2021.
<b>Linho/Vidro</b>	SAROJ & NAYAK <i>et al.</i> , 2021.
<b>Linho/Carbono</b>	SAROJ & NAYAK <i>et al.</i> , 2021.
<b>Juta/Vidro</b>	DE QUEIROZ <i>et al.</i> , 2021.
<b>Juta/Bambu</b>	SURAPPA <i>et al.</i> , 2021.
<b>Sisal/Caryota</b>	ATMAKURI <i>et al.</i> , 2021.
<b>Bucha (Luffa)/Vidro</b>	VIGNESHKUMAR <i>et al.</i> , 2022.

Essas pesquisas têm produzido resultados otimistas como nos casos dos compósitos híbridos utilizados em aplicações balísticas. Apesar da grande quantidade de pesquisas nessa área com compósitos reforçados apenas com fibras naturais, a utilização possivelmente mais promissora dessas fibras em compósitos balísticos é em conjunto com as fibras sintéticas. O custo de produção desses materiais pode ser reduzido, ao substituir parte das fibras sintéticas, sem, contudo, afetar o peso e o desempenho balístico, além de reduzir o impacto ambiental decorrente da produção das fibras sintéticas e do descarte dos compósitos balísticos reforçados apenas com elas (NAYAK *et al.*, 2020).

Silva *et al.*, (2017) trabalharam com compósitos híbridos reforçados por manta de curauá e tecido de poliaramida foram produzidos respectivamente na proporção de 60,4% de poliéster, 33,2% de manta de curauá e 6,4% de Twaron em peso, de maneira alternada, conforme a Figura 28. Foram ensaiadas três amostras do mesmo material e o valor percentual da energia absorvida

(%E<sub>abs</sub>) dos compósitos 1 (um) e 3 (três) foram da mesma ordem de grandeza, enquanto que o compósito 2 (dois), apresentou valores mais baixos. Esta variação pode ser atribuída a anisotropia do material, bem como, a formação de possíveis microfissuras nas interfaces dos constituintes durante a confecção dos compósitos, consequência da distribuição e interação dos reforços com a matriz. Outro fator que possivelmente influenciou na variação dos resultados do compósito 2 em relação aos demais, foi a baixa velocidade de impacto obtida neste ensaio, o que pode ter alterado o comportamento do compósito quanto ao mecanismo de ruptura das fibras envolvidas.

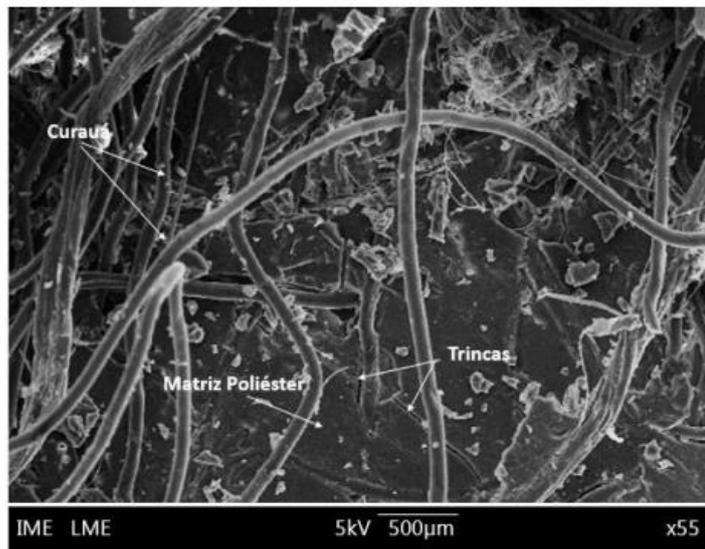
**Figura 28 - (a) Representação esquemática da disposição dos reforços na matriz; (b) Imagem frontal e lateral da placa do compósito híbrido obtida.**



Fonte: Silva *et al.*, (2017)

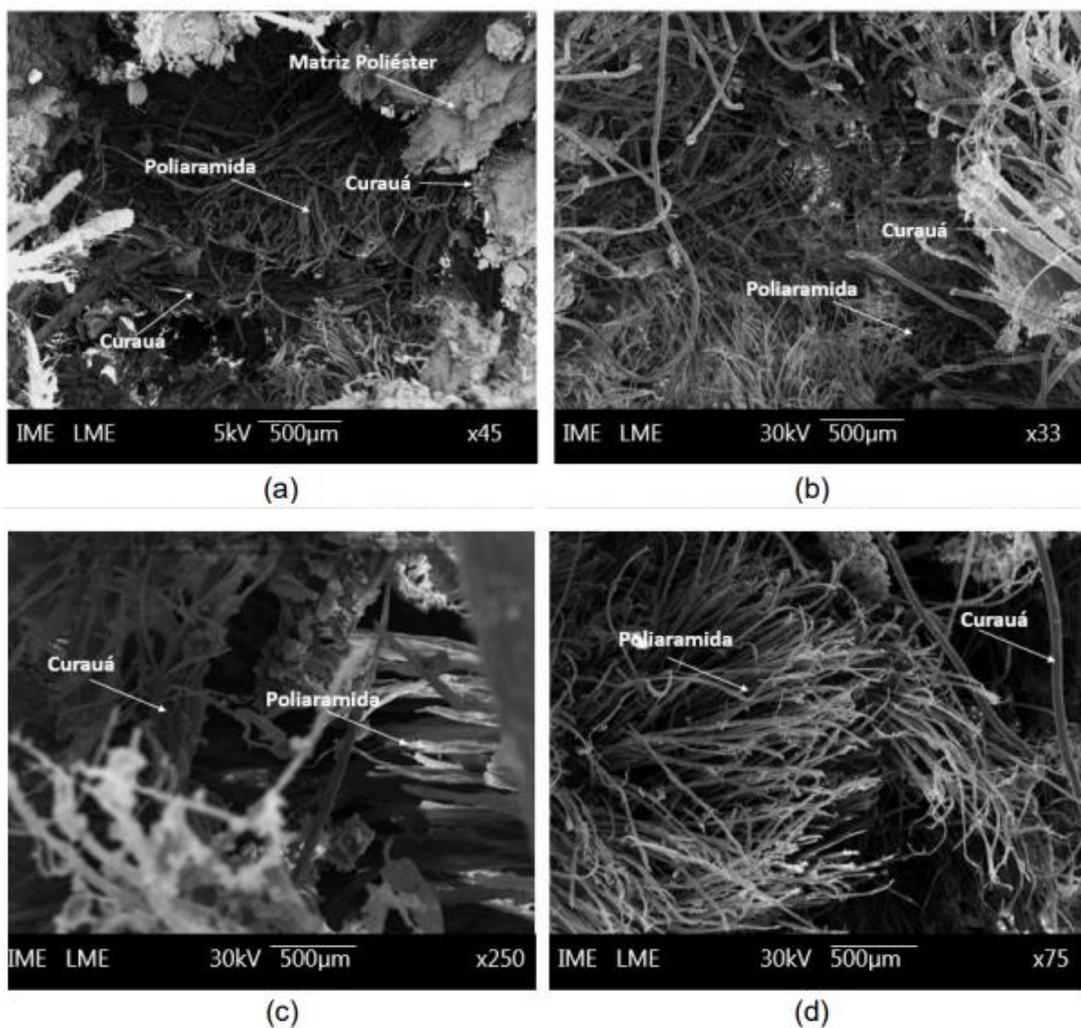
A Figura 29 apresenta, por MEV, a superfície da cratera produzida pelo impacto balístico no compósito 1, onde pode ser observado a ocorrência de falha intralaminar no material. Observa-se também que a matriz poliéster exibe características que evidenciam o mecanismo de fratura frágil do material, pois ela apresenta superfície aparentemente lisa e trincas em várias regiões do compósito. A Figura 29 apresenta aspectos gerais da cratera produzida pelo impacto balístico no compósito 1.

Figura 29 - Aspectos de falhas intralaminares na superfície do compósito; 55x de aumento.



Fonte: Silva *et al.*, (2017)

Figura 30 - Aspectos geral da ruptura do compósito após ensaio balístico. (a) Fratura da Face Frontal do compósito; (b) Fratura da Face Distal do compósito; (c) x 250 da fratura da Face Frontal; (d) x 75 da fratura da Face Distal.



Fonte: Silva *et al.*, (2017)

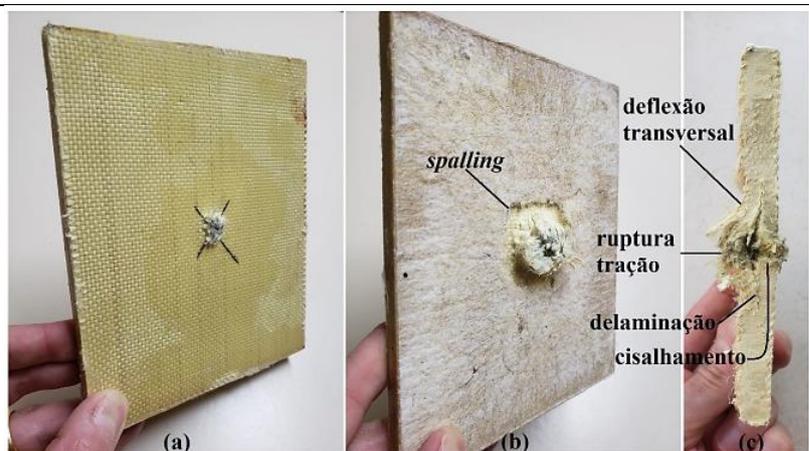
Observou-se na Figura 30 (a e b) que o compósito sofreu uma pequena delaminação das interfaces, provenientes de falhas interlaminares, causadas por componentes de tensão fora do plano. Caso essa delaminação fosse acentuada, demonstraria ser a interface fibra/matriz fraca, diminuindo assim a transferência do esforço ao reforço (tecido). Esta pequena delaminação observada indica uma absorção da energia de impacto por meio da fricção interlaminar entre as fibras do material, sem, contudo, prejudicar a eficiência do reforço. Isso ocorre porque o entrelaçamento das fibras no tecido teve grande influência na absorção da energia do impacto, pois os nós, regiões de encontro das fibras, agiram como pontos de reflexão e de divergência das ondas de deformação, dividindo a energia de impacto entre as fibras da trama (transversais) e do urdume (ortogonais).

As Figura 30 (c e d) mostram as fibras de poliaramida rompidas com leve estiramentos em suas pontas (microfibras), confirmando o fato de que a deformação plástica das fibras e a tensão de ruptura das mesmas, controlam esse tipo de falha no material, que segundo Silva e colaboradores é atribuída a um complexo mecanismo de interação entre as microfibras e a matriz polimérica durante a propagação da trinca.

MELIANDE *et al.* (2022) caracterizou compósitos híbridos de epóxi com tecido de aramida e manta de curauá para capacete balístico. A configuração de referência foi idealizada com 19 camadas de tecido de aramida e matriz epóxi. Já as configurações híbridas foram idealizadas com 15 camadas de tecido de aramida/1 camada de manta de curauá, 10 camadas de tecido de aramida/2 camadas de manta de curauá e 5 camadas de tecido de aramida/3 camadas de manta de curauá, todas com matriz epóxi. As configurações propostas foram idealizadas com no mínimo 60% v/v de reforço. Para a produção dos compósitos laminados, foi utilizado o processo de moldagem por compressão a frio, com uma pressão de 3,45MPa, por, no mínimo, 8h. Todos os compósitos híbridos propostos foram produzidos na configuração não-alternada.

A partir dos resultados dos ensaios de nível balístico, pode-se afirmar que o compósito 19T0C tem nível de proteção balística III-A, de acordo com a norma NBR 15000 (ABNT, 2005), e atende o requisito técnico de resistência à penetração do capacete brasileiro COBRA. Já o compósito híbrido 15T1C tem nível de proteção balística II, de acordo com as normas NBR 15000 (ABNT, 2005) e NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a). Isso significa que esse material não atende o requisito técnico de resistência à penetração do capacete COBRA (Figura 31).

**Figura 31 - Compósito 15T1C após o ensaio de nível balístico para o nível III-A: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto.**



Fonte: MELIANDE (2022).

A análise macroscópica dos compósitos após os ensaios de nível balístico mostrou que as camadas de manta de curauá limitaram a deflexão transversal dos fios/fibras de aramida. Como consequência disso, respostas locais, isto é, muito próximas à ponta do projétil, passaram a governar o comportamento dinâmico do material. Comparativamente à resposta global, esse tipo de comportamento reduz significativamente a capacidade de resistência ao impacto do material, uma vez que uma quantidade menor de material participa dessa resposta. Além disso, outro efeito colateral dessa restrição foi a diminuição do grau de delaminação, potencializado pela redução do número de camadas do compósito.

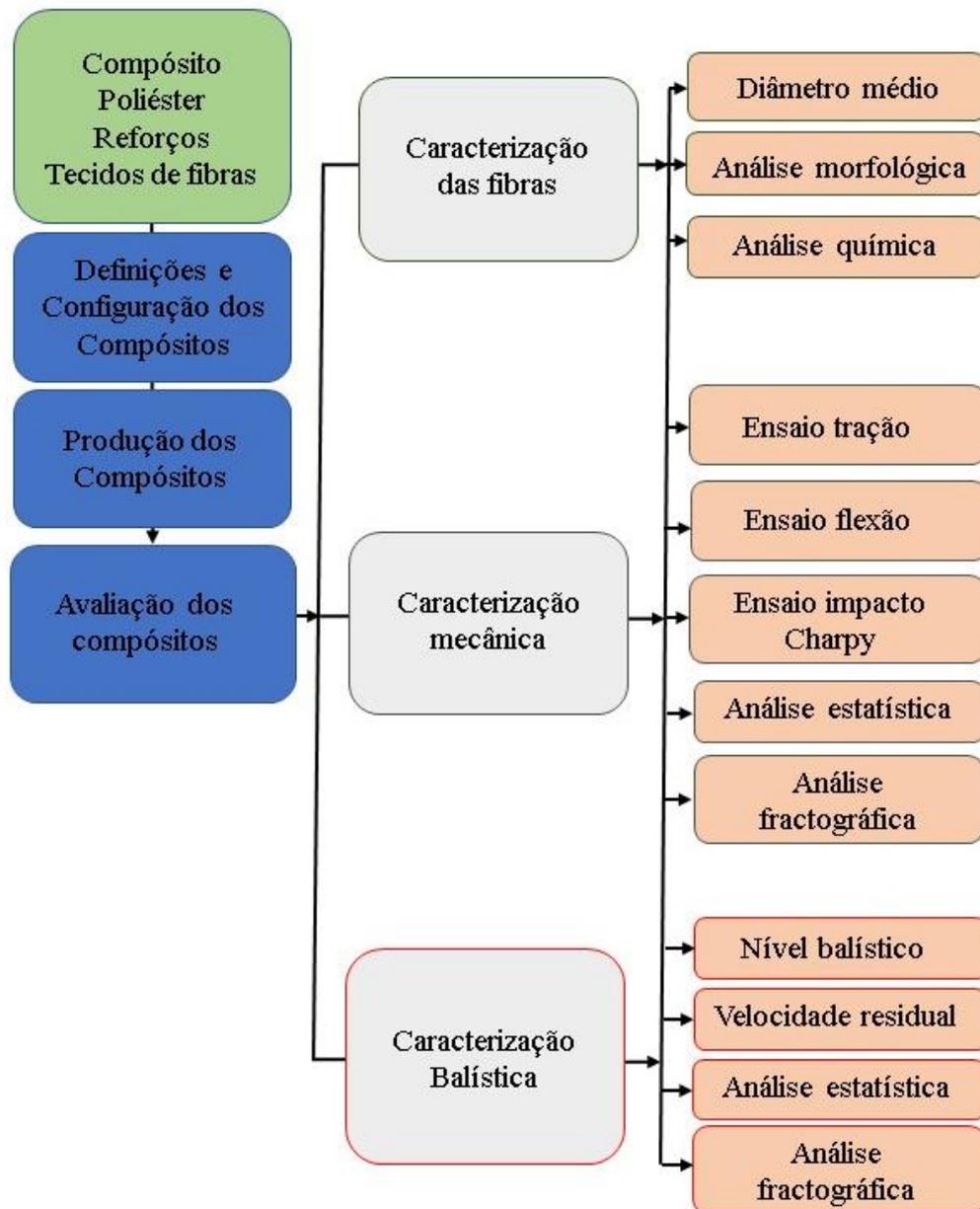
Do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução significativa da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto a velocidade limite (estimativa para o limite balístico) diminuiu 34%. Além disso, foi observado que a velocidade limite do compósito 10T2C de 292 m/s foi 15% menor que o limite inferior da velocidade do projétil 9mm correspondente ao nível máximo de proteção balística para capacete, isto é, nível II, de acordo com a norma NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a).

Portanto, a principal finalidade do presente trabalho foi investigar pela primeira vez o desempenho balístico de compósitos híbridos poliéster reforçados com até 30% v/v com tecidos de Aramida-Curauá, Aramida-Carnaúba e Curauá-Carnaúba, além de compósitos poliéster reforçados com tecidos de Curauá e Carnaúba individualmente, contra munição de .45 ACP. Como investigação preliminar, as propriedades mecânicas dos compósitos mencionados também cooperaram para caracterizar o efeito de reforço específico das fibras contínuas e alinhadas de curauá e carnaúba, sendo que os ensaios de flexão e Charpy foram contribuições originais para os compósitos poliéster-carnaúba. A possível variabilidade dos resultados foi avaliada estatisticamente por meio da análise de variância (ANOVA) e do teste de Tukey.

### 3 – METODOLOGIA

Para a metodologia, esta pesquisa seguiu o fluxograma de atividades mostrado na Figura 32, definido com base no objetivo geral de avaliar a viabilidade técnica de compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras naturais para blindagem balística. Para isso, a partir da revisão da literatura, foram definidas as configurações dos compósitos para serem produzidas e caracterizadas.

Figura 32 - Fluxograma de atividades da pesquisa.



Fonte: Autoria própria.

## 3.1 – MATERIAIS

### 3.1.1 – Resina poliéster

O polímero utilizado no desenvolvimento do trabalho foi a resina poliéster insaturada (Figura 33), fabricada pela Ara Química S.A. sob a denominação comercial de Arazyn AZ 1.0 # 34. O agente de cura utilizado foi o peróxido de MEK (PERMEC D-45), na proporção de 1% v/v, recomendada pelo fabricante, a qual possui tempo de trabalhabilidade adequado e propriedades mecânicas úteis.

Figura 33 - Resina Poliéster



Fonte: CENTER GLESS (2022)

### 3.1.2 – Fibras de curauá

As fibras de Curauá foram obtidas por meio de doações da fazenda Tramontina, situada na cidade de Aurora do Pará, nordeste paraense, Pará, Brasil. As fibras foram limpas e desembaraçadas com o auxílio de uma escova. Na Figura 34 apresentou a cadeia de preparação das fibras de curauá.

Figura 34 - Cadeia de preparação das fibras de curauá: a) a planta de curauá; b) máquina utilizada para a descorticação das fibras; c) as fibras sendo secas ao ar livre; d) as fibras após o processo de cardagem.



Fonte: RODRIGUES (2014)

### 3.1.3 – Fibra e tecido de carnaúba

O tecido trançado de Carnaúba foi fornecido pela Estrela Semântica, situada na cidade de São Paulo, São Paulo, Brasil. Na Figura 35 mostrou as esteiras de carnaúba. As fibras contínuas e alinhadas utilizadas para caracterização mecânica dos compósitos foram extraídas do próprio tecido de carnaúba.

**Figura 35 - Esteira de carnaúba**



Fonte: ESTRELA SEMÂNTICA (2022).

### 3.1.4 – Tecido de aramida

Para o reforço dos materiais compósitos foi utilizado tecido de aramida (Figura 36), produzido e fornecido pela empresa Teijin Aramid, sob a forma de bobina do tipo 3360 dtex - 2000/1000.

**Figura 36 - Tecido de aramida Twaron® T750.**



Fonte: TEIJIN ARAMID (2022).

## 3.2 – MÉTODOS

### 3.2.1 – Caracterização das fibras naturais

As fibras de Curauá e Carnaúba (fibra técnica) foram caracterizadas quanto ao seu diâmetro médio, análise morfológica e análise química. O diâmetro médio das fibras foi definido, por microscopia óptica, admitindo-se as fibras de curauá e carnaúba com uma seção circular, sendo realizadas 5 medidas ao longo do sentido longitudinal das 30 amostras de cada fibra, por microscopia óptica, modelo ScopeTek DCM310, utilizando o Software ScopePhoto. A

microestrutura das fibras foi analisada por microscopia eletrônica de varredura da TESCAN (Modelo VEJA 3 SBU), onde verificou-se seu aspecto superficial.

A espectroscopia vibracional no infravermelho (FTIR) foi realizada nas fibras naturais e nos compósitos. A preparação dessas amostras se deu por meio da maceração das fibras até a forma de pó. O FTIR foi realizado em um espectrofotômetro, modelo Thermo Fisher Scientific – Nicolet™ iS50 FTIR, na faixa de 4000-400  $\text{cm}^{-1}$  com resolução de 6  $\text{cm}^{-1}$ , 100 scans. As amostras foram preparadas para acessórios ATP, em forma de pó, de modo a aumentar o sinal de adsorção.

### 3.2.2 – Caracterização dos compósitos

#### 3.2.2.1 – Preparação das fibras e produção de tecidos para fabricação dos compósitos

Por meio de uma tela retangular de madeira e pregos polido com cabeça 1x16 (11x11) postos com espaçamento de 50 mm entre eles, desenvolveu-se um sistema de tecelagem de fios de trama (transversais) com os de urdume (longitudinais) para formação dos tecidos planos de curauá (Figura 37). Com auxílio de canudos plásticos, agulhas de crochê, tesoura e arames metálicos, foi possível confeccionar de maneira manual 72 tecidos planos de curauá, nas dimensões 150x120 mm. Para melhorar a manipulação e trabalhabilidade com o tecido, mantendo a integridade do entrelaçamento dos fios de curauá, foram feitos acabamento em suas bordas com nós de tricô (malhas).

**Figura 37 – (a) Tear desenvolvido para confecção do tecido plano de curauá; (b) Confeção em andamento dos tecidos de curauá.**

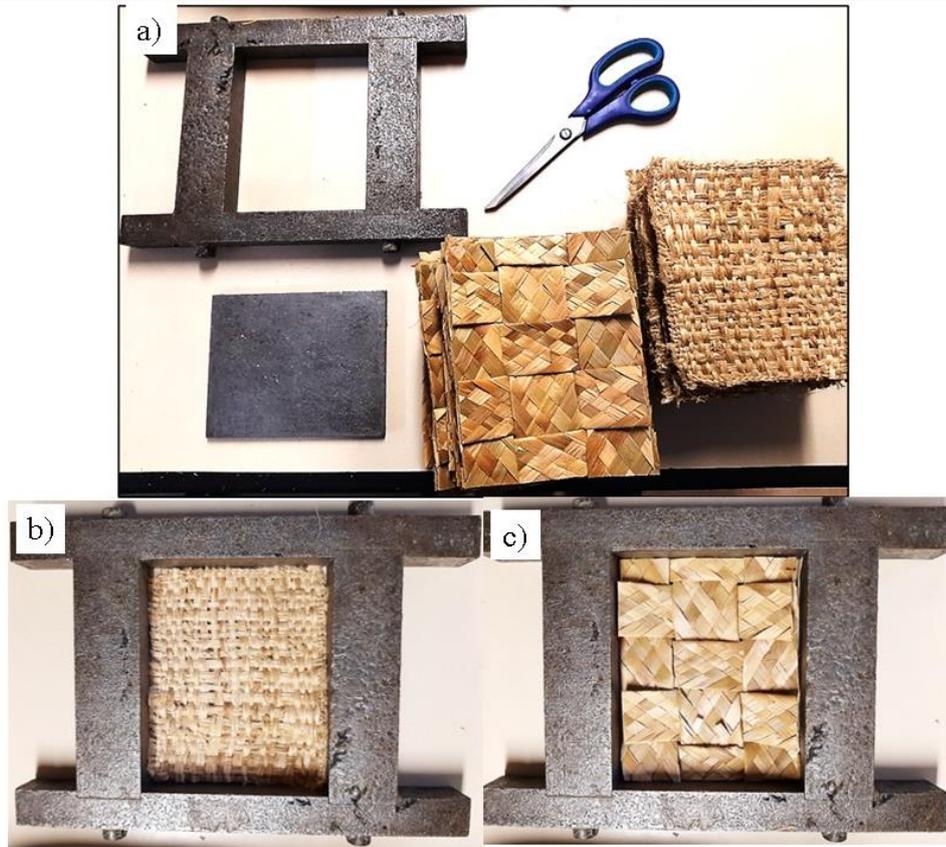


Fonte: Autoria própria.

Os tecidos trançados de carnaúba, oriundos da esteira de carnaúba, foram feitos por meio de um entrelaçamento de aglomerados de fibras de carnaúba (Figura 35). Tecidos de curauá e carnaúba foram preparados para o corte conforme as dimensões do molde metálico e em seguida

acomodados nesse molde (Figura 38). As dimensões precisas do tecido de carnaúba de 150x120 mm foram obtidas por meio do corte com a tesoura multiuso.

**Figura 38 - Tecidos de curauá e carnaúba: a) sendo preparados para o corte conforme as dimensões do molde metálico; e sendo acomodados no molde metálico b) Tecido de curauá; c) Tecido de carnaúba.**



Fonte: Autoria própria.

Os cortes dos tecidos planos de aramida nas dimensões do molde metálico (150x120 mm) foram feitas por uma tesoura elétrica multiuso para cortes de fibra de Kevlar (Figura 39).

**Figura 39 – Cortes no tecido de Aramida (Twaron® T750) com a tesoura elétrica.**



Fonte: Autoria própria.

### 3.2.2.2 – Considerações para a produção dos compósitos poliméricos

Para os cálculos das quantidades de resina e de endurecedor necessárias para cada configuração, foi considerado que:

- a) A fração volumétrica total de reforço dos compósitos com fibras contínuas e alinhadas de curauá e carnaúba para os ensaios mecânicos foi de 10, 20 e 30% (BRAGA, 2018, JUNIO *et al*, 2020)
- b) A fração volumétrica total de reforço das placas dos compósitos híbridos com tecidos de aramida, curauá e carnaúba para os ensaios balísticos foi de 30%;
- c) O peso de um tecido de aramida com dimensões de 150x120 mm foi de 8,00 g. Contudo, vale frisar que, se fosse considerada a gramatura de 460 g/m<sup>2</sup> informada pelo fabricante, o peso do tecido com essas dimensões seria de 8,28 g. Entretanto, como o processo de corte foi manual, perdas por desfiamento são normais e, por isso, foi adotado um valor cerca de 3% menor;
- d) O peso médio dos tecidos de curauá e carnaúba com dimensões de 150x120mm foi de 10,00 g e 14,00 g, respectivamente. Vale salientar que esse valor foi cerca de 5% menor que uma média obtida de pesos de tecidos das fibras de curauá e carnaúba com essas dimensões após a secagem. Isso porque podem acontecer variações devido à absorção de umidade pelas fibras durante o processo de produção da placa, após a retirada do tecido da estufa;
- e) A densidade do sistema poliéster rígido foi de 1,10 g/cm<sup>3</sup> (CENTER GLESS, 2022)
- f) A densidade do tecido de aramida foi de 1,44 g/cm<sup>3</sup> (TEIJIN, 2019);
- g) A densidade do tecido de curauá foi de 0,99 g/cm<sup>3</sup> (BRAGA, 2018).
- h) A densidade do tecido de carnaúba foi de 0,72 g/cm<sup>3</sup> (JUNIO *et al*, 2020).

### 3.2.2.3 – Caracterização mecânica dos compósitos

Para a caracterização mecânica, foram produzidos compósitos reforçados com as fibras de Curauá e Carnaúba para serem realizados os ensaios de tração, flexão e impacto Charpy. As fibras estavam nas configurações de contínuas e alinhadas e foram utilizadas individualmente em cada corpo de prova, sem proporções híbridas, conforme a Tabela 5.

Os corpos de prova foram fabricados por moldagem manual utilizando-se moldes de silicone e sem pressão. O processo se iniciou com a aplicação de um produto desmoldante na superfície do molde, para facilitar a desmoldagem da peça após o processo de cura. Os moldes acomodaram o reforço nas frações volumétrica de 10, 20 e 30%, sem vibração mecânica e na ausência da matriz.

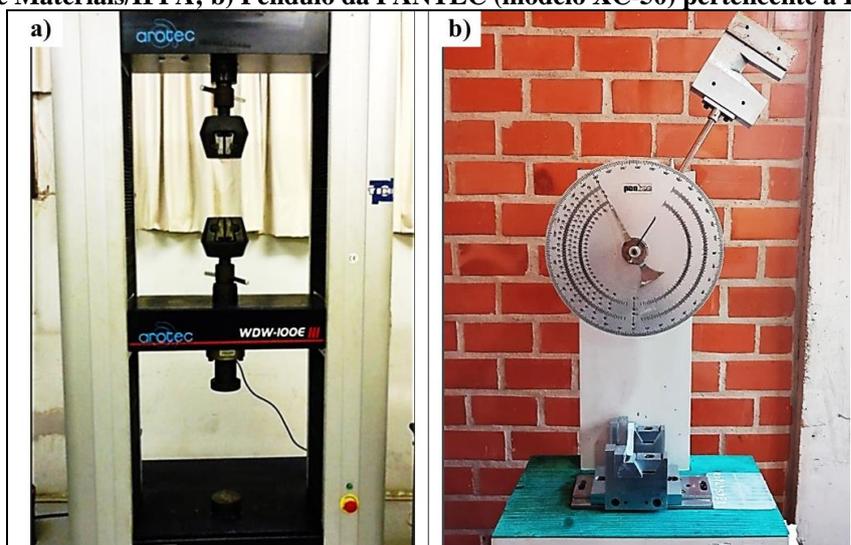
**Tabela 5 - Parâmetros avaliados no processamento dos compósitos para os ensaios mecânicos.**

Ensaio	Volumes (mL) / 1 CP	Frações volumétricas (v/v) / fibras contínuas e alinhadas	Nº de CP para cada v/v
<b>Tração (ASTM D638)</b>	12,54	0%, 10%, 20% e 30% de Curauá	7
		0%, 10%, 20% e 30% de Carnaúba	7
<b>Flexão (ASTM D790)</b>	10,80	0%, 10%, 20% e 30% de Curauá	7
		0%, 10%, 20% e 30% de Carnaúba	7
<b>Impacto Charpy (ASTM D6110)</b>	16,13	0%, 10%, 20% e 30% de Curauá	7
		0%, 10%, 20% e 30% de Carnaúba	7

Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de tração e flexão foram realizados em uma máquina de ensaio universal AROTEC, modelo WDW – 100E (Figura 40). Os ensaios de impacto Charpy foram realizados em um pêndulo da Pantec, Modelo XC-50, 1x 220 V x 60 Hz, operando com martelo de 22 J, pertencente ao LAMAV/UENF (Figura 40). Todos esses testes foram conduzidos a uma temperatura de 23°C e 50% de umidade relativa.

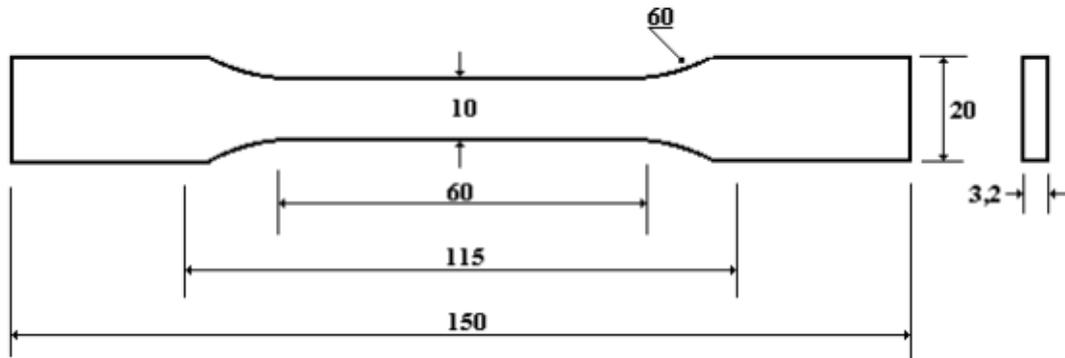
**Figura 40 – a) Máquina universal de ensaio AROTEC (modelo WDW – 100E) do laboratório de Engenharia de Materiais/IFPA; b) Pêndulo da PANTEC (modelo XC-50) pertencente a LAMAV/UENF.**



Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM D 638 – tipo 1 (ASTM, 2014) e seguiram as medidas como demonstrado esquematicamente na Figura 41.

**Figura 41 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de tração conforme ASTM D 638 (sem escala).**



Fonte: Autoria própria.

Os ensaios foram realizados em uma com célula de carga de 5 kN, a uma velocidade de ensaio de 5 mm/min, conforme exige a norma para materiais rígidos (tipo 1). Os corpos de prova tiveram as seguintes dimensões fixas:

- $b$  (largura): 10 mm;
- $L_0$  (comprimento útil): 60 mm;

A tensão de ruptura,  $\sigma_R$  (MPa), deformação de ruptura,  $\epsilon_{rup}$  (mm/mm) e módulo de elasticidade,  $E$  (GPa) foram calculados a partir das equações 3, 4 e 5 descritas na norma (ASTM, 2017):

$$\sigma_R = \frac{F_{max}}{A} \quad (3)$$

$$\epsilon_{rup} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (4)$$

$$E = m \quad (5)$$

Onde  $F_{max}$  (N) representa a força máxima da ruptura,  $A$  (mm<sup>2</sup>) é a área da secção transversal, e  $m$  é inclinação da curva tensão nominal (N) versus deformação (mm/mm) correspondente abaixo do limite proporcional de um material. O número de corpos de prova fabricados foi de 07 para cada composição testada. A Figura 42 ilustra o momento do ensaio de tração, logo após os CPs serem acoplados no porta-amostra da máquina universal.

**Figura 42 - Corpo de prova em ensaio de tração.**

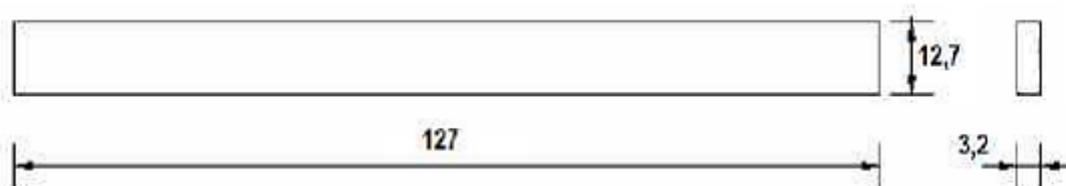


Fonte: Autoria própria.

Os ensaios de flexão foram realizados de acordo com a norma ASTM D 790 (ASTM, 2017) e as dimensões do corpo de prova foram escolhidas com as medidas de 127 x 12,7 x 3,2 mm, conforme a Figura 43. A determinação do vão do suporte foi estabelecida nesta norma como sendo a relação do vão do suporte pela espessura do corpo de prova na proporção de 16:1, ou seja, L/d. Os corpos de prova tiveram as seguintes dimensões:

- $L_{cp}$  (comprimento do corpo de prova): 127 mm;
- b (largura): 12,7 mm;
- L (vão do suporte) valor calculado: 51,2 mm.

**Figura 43 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de flexão conforme ASTM D 790 (sem escala).**



Fonte: Autoria própria.

Os ensaios foram realizados com célula de carga de 5 kN, a uma velocidade de ensaio de 2 mm/min. A resistência à flexão,  $\sigma_{fm}$  (MPa), deformação de flexão  $\epsilon_f$  (mm/mm) e módulo de flexão,  $E_B$  (GPa) foram calculados a partir das equações 6, 7 e 8 descritas na norma (ASTM, 2017):

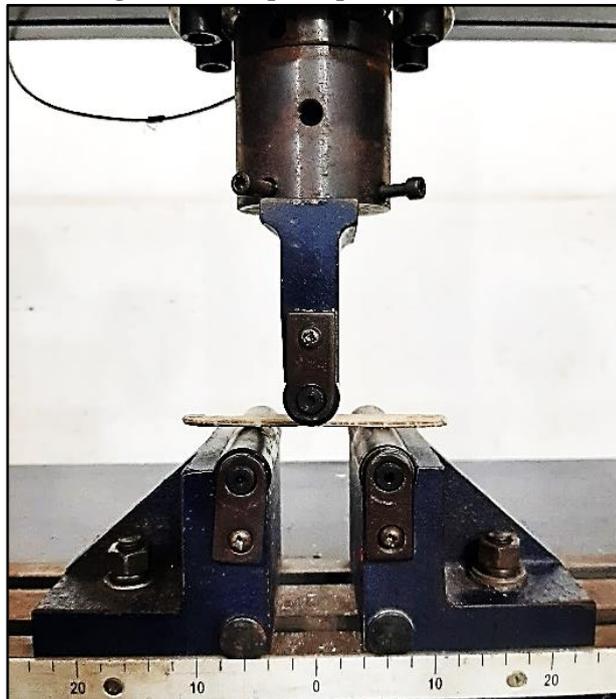
$$\sigma_{fm} = \frac{3F_{max}L}{2bd^2} \quad (6)$$

$$\epsilon_f = \frac{6DL}{2bd^2} \quad (7)$$

$$E_B = \frac{L^3 m}{4bd^3} \quad (8)$$

Onde  $d$  (mm) é a espessura do corpo de prova,  $F_{\max}$  (N) representa a força máxima da ruptura,  $D$  (mm) é a deflexão máxima a partir do centro do corpo de prova, e  $m$  inclinação da porção inicial da curva força máxima (N) versus deflexão (mm). O número de corpos de prova fabricados foi de 07 para cada composição testada. A Figura 44 ilustra o momento em que os CPs são acoplados no porta amostra da máquina de ensaio de flexão.

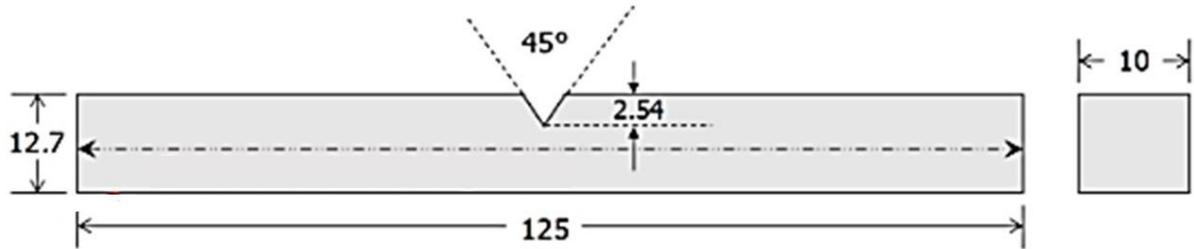
**Figura 44 - Corpo de prova em ensaio de flexão.**



Fonte: Autoria própria.

Ensaio de impacto Charpy foram realizados de acordo com a norma ASTM D6110 (ASTM, 2018), que estabelece o procedimento de ensaio para determinação da resistência à fratura por impacto flexional de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras. Os CP tinham seção reta retangular constante, comprimento de 120 mm, largura de 12,7 mm, espessura de 10 e entalhe padrão de 2,54 mm de profundidade, como mostrado na Figura 45. O entalhe consiste numa incisão que simula uma trinca. E durante o impacto Charpy, observa-se justamente a energia de fratura necessária para propagação de trincas.

**Figura 45 - Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaios de impacto conforme ASTM D 6110 (sem escala).**



Fonte: Autoria própria.

A fim de obter a energia de fratura, foram testados 7 CP de cada configuração proposta. Considerando todos os critérios de calibração e validação do teste Charpy prescritos na norma ASTM D6110, resistência ao impacto ( $I$ ) foi obtida pela equação 9:

$$I = \frac{E_{rup}}{b} \left( \frac{J}{m} \right) \text{ ou } I = \frac{E_{rup}}{A} \left( \frac{kJ}{m^2} \right) \quad (9)$$

Onde  $E_{rup}$  (J) é a energia de ruptura da leitura do mostrador para um corpo de prova,  $b$  (mm) é a largura do entalhe; e  $A$  ( $mm^2$ ) é área da secção transversal incluindo a espessura com entalhe. A Figura 46 ilustrou o momento em que os CPs foram acoplados no porta-amostra da máquina de ensaio de impacto Charpy.

**Figura 46 - Corpo de prova em ensaio de impacto Charpy.**



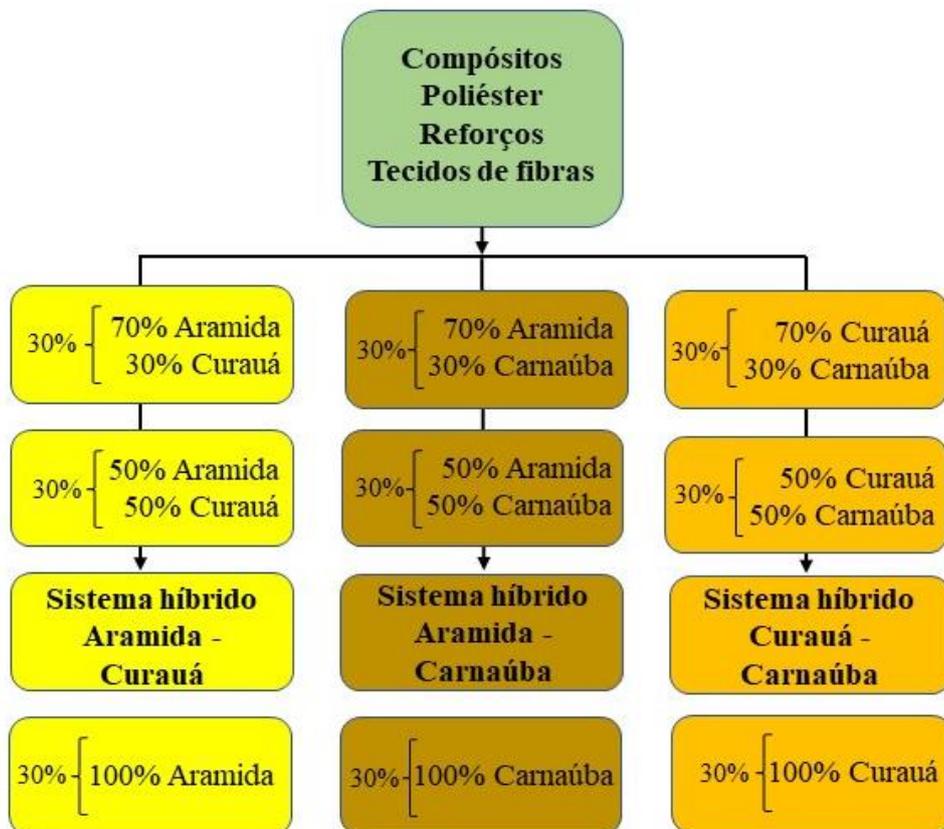
Fonte: Autoria própria.

### 3.2.3 – Caracterização Balística

#### 3.2.3.1 – Prensagem uniaxial e placas de compósitos

Foram propostas 3 configurações de compósitos para blindagem balística, conforme a Figura 47. Foram feitos compósitos poliéster com 3 sistemas híbridos: Aramida-Curauá, Aramida-Carnaúba e Curauá-Carnaúba. Além disso, utilizou-se a resina poliéster como matriz. Tendo em vista a dificuldade de produzir compósitos com alto teor de reforço, sem a utilização de prepreg, além da própria utilização de fibras naturais, as configurações propostas foram idealizadas com no máximo 30% v/v de reforço.

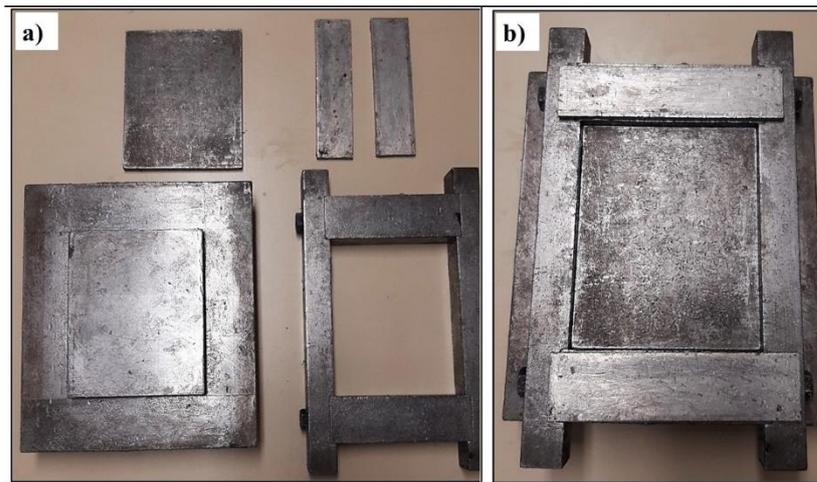
Figura 47 - Sistema de compósitos para confecção das placas para os ensaios balísticos.



Fonte: Autoria própria.

Para a produção dos compósitos com as configurações propostas, foi utilizado o molde metálico da Figura 48 com dimensões de 150x120x11,9 mm. A partir desse volume e densidades das fibras sintéticas e naturais, calculou-se as quantidades de reforço e de resina. Com o auxílio de prensas hidráulicas, com carga máxima de 15 ton (Figura 49), foram realizadas prensagem uniaxial em matriz metálica da resina poliéster com os tecidos de fibras de aramida, curauá e carnaúba, cortados com as dimensões do molde.

**Figura 48 - Molde metálico: a) Componentes separados; b) Componentes encaixados.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 49 – Prensas hidráulicas.**



Fonte: Autoria própria.

Antes da produção de cada compósito, as fibras naturais foram secas a 105 °C durante 30 minutos na estufa QUIMIS. Após a preparação da matriz foi realizado o acondicionamento das fibras e da resina em várias camadas no seu interior, e o conjunto foi prensado, até uma carga de 5 ton e deixado sob pressão para curar. Devido às limitações operacionais, a moldagem por prensagem uniaxial foi realizada a frio por, no mínimo, 24h, conforme especificação do fabricante da resina para o tempo de sua cura. Todos os materiais utilizados na produção das placas dos compósitos foram pesados na balança de precisão GEHAKA BK300.

Com as dimensões da cavidade do molde e as densidades dos materiais, foram determinados as frações volumétricas e o total de camadas de tecido. As placas para os ensaios balísticos foram preparadas nas proporções de 30% em volume de fibras, número mínimo de 3 placas cada configuração, conforme explica a Tabela 6.

**Tabela 6 – Configurações avaliados no processamento dos compósitos para os ensaios balísticos.**

Designação	Frações volumétricas / tecidos de fibras (v/v) Volume (mL)/ 1 placa = 214,2	Total de camadas			Nº de placas
		Aramida	Curauá	Carnaúba	
<b>7A3U</b>	30% tecido híbrido (70/30 - Aramida / Curauá)	9	2	-	3
<b>5A5U</b>	30% tecido híbrido (50/50 - Aramida / Curauá)	7	3	-	3
<b>7AC3</b>	30% tecido híbrido (70/30 - Aramida / Carnaúba)	9	-	1	3
<b>5A5C</b>	30% tecido híbrido (50/50 - Aramida / Carnaúba)	7	-	2	3
<b>7U3C</b>	30% tecido híbrido (70/30 - Curauá / Carnaúba)	-	5	1	3
<b>5U5C</b>	30% tecido híbrido (50/50 - Curauá / Carnaúba)	-	3	2	3
<b>A</b>	30% tecido (100% Aramida)	13	-	-	3
<b>U</b>	30% tecido (100% Curauá)	-	7	-	3
<b>C</b>	30% tecido (100% Carnaúba)	-	-	4	3
<b>M</b>	100% Matriz pura (Poliéster rígido)	-	-	-	6

Fonte: Autoria própria.

### 3.2.3.2 – Ensaio de nível de proteção balística e velocidade residual dos compósitos

Tanto os compósitos quanto as placas de resina poliéster pura foram submetidas a testes balísticos utilizando um rifle de pressão AirForce Texan (Figura 50). A munição era um projétil de chumbo, com calibre .45 ACP (11,43x23 mm), e uma massa estimada de 14,4 g, fornecida pelo laboratório de ensaio balístico do IME-RJ, mesmo local onde foram realizados os testes balísticos (Figura 51).

**Figura 50 – Rifle de pressão AirForce Texan.**



Fonte: Autoria própria.

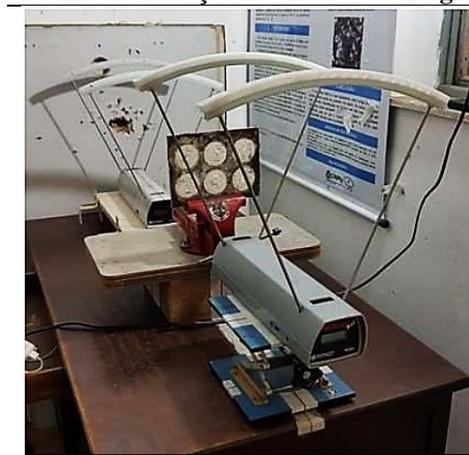
**Figura 51 – Munição calibre .45 ACP fornecida pelo laboratório de ensaio balístico / IME-RJ.**



Fonte: Autoria própria.

Para as medidas de impacto e velocidade residual, dois cronógrafos balísticos ProChrono, modelo Pal ProChrono, com precisão de 0,31 m/s, foram colocados, respectivamente, 10 cm antes e depois do alvo. Medido o tempo que o projétil leva para passar pelos sensores, e tendo sua distância fixa, foi calculada a velocidade do mesmo. Os alvos foram posicionados a 5 m de distância do fuzil, consistindo em uma placa presa por um torno de bancada e alinhado perpendicularmente ao rifle, para que a trajetória do projétil tenha um ângulo de incidência de 90°. A norma utilizada para realizar os testes balísticos foi uma adaptação da NIJ-0101.06, com proteção balística nível I. A Figura 52 mostrou o sistema de detecção no ensaio de absorção.

**Figura 52 - Sistema de detecção no ensaio de energia de absorção.**



Fonte: Autoria própria.

As placas de compósitos foram produzidas, uma para cada condição com as dimensões de 15x12x1,19 cm<sup>3</sup>, compreendendo 5 disparos para cada placa, podendo, assim, ser aplicada a estatística ANOVA e teste Tukey nos resultados. Conforme mencionado, as velocidades de impacto do projétil ( $v_i$ ) e residual ( $v_r$ ) foram medidas por cronógrafos.

Para comparar os materiais testados, a energia absorvida pelo alvo ( $E_{abs}$ ) foi estimada aplicando-se a diferença da energia cinética antes e depois do impacto, conforme mostrado pela Equação 1,  $E_{abs} = 1/2 m_p (v_i^2 - v_r^2)$ , onde “m” é o peso do projétil (RIBEIRO *et al.*, 2021). A partir dos valores de  $E_{abs}$ , pode-se estimar a velocidade limite ( $V_L$ ), representada pela Equação 2,  $V_L = \sqrt{2E_{abs}/m_p}$ .

### **3.2.4 – Análise macroestrutural**

Após a caracterização dos ensaios mecânicos, foram estudados os mecanismos de falha de cada ensaio para cada composição fabricada. E após o ensaio balístico, com a finalidade de identificar os modos de falha dos materiais da blindagem, realizou-se uma avaliação macroscópica dos fragmentos com o auxílio do estereoscópio binocular da Carl Zeiss (modelo Stemi 508) do laboratório de caracterização dos materiais do IFPA.

### **3.2.5 – Análise estatística**

Para os resultados experimentais, foram realizadas as análises de diferenças significativas entre os valores obtidos. Para a verificação da existência de diferenças significativas entre as médias dos valores obtidos das propriedades mecânicas e balísticas dos compósitos propostos, foi utilizada a análise de variância (ANOVA) com a distribuição da estatística “F” de Snedecor e Teste de Tukey.

## 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

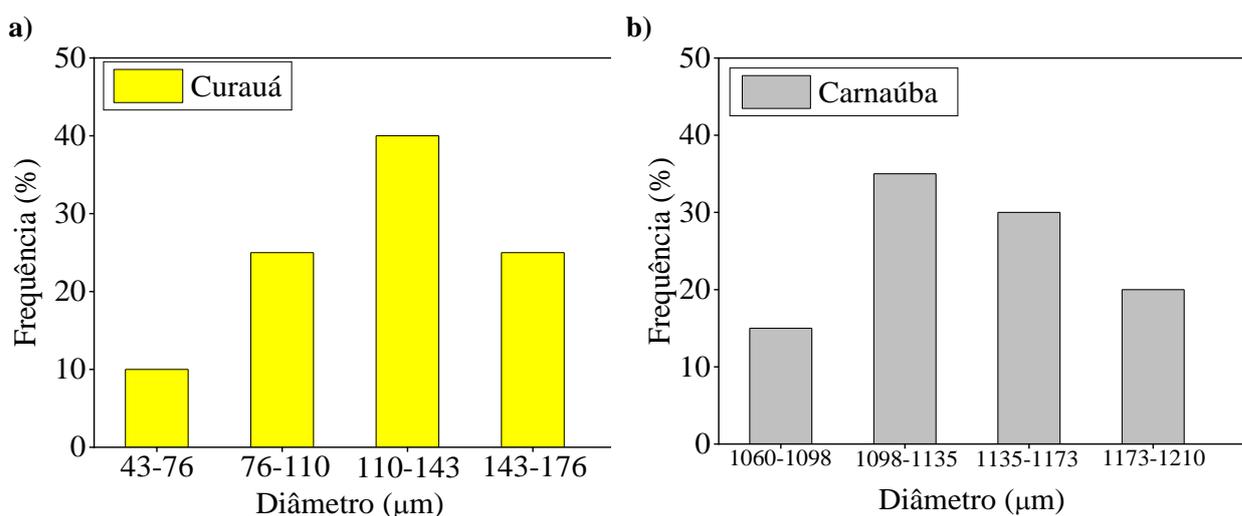
### 4.1 – CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS

#### 4.1.1 – Diâmetro médio

Por meio da visualização dos diâmetros das fibras técnicas no microscópio óptico, foram encontrados os diâmetros médios das fibras naturais de curauá e carnaúba de 119,55  $\mu\text{m}$  e 1139,20  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Foi construído um histograma para mostrar a frequência com que os diâmetros medidos encontrados (Figura 53). Esses valores são fundamentais para a obtenção das densidades das fibras de curauá e carnaúba, as quais foram usadas na determinação das frações volumétricas dos compósitos fabricados. Para a fibra de curauá, considerou-se densidade de 0,99  $\text{g}/\text{cm}^3$  (BRAGA, 2018); e da fibra de carnaúba, densidade de 0,72  $\text{g}/\text{cm}^3$  (JUNIO *et al*, 2020).

Segundo BRAGA (2018) e JUNIO *et al* (2020), pode-se observar uma tendência no aumento da densidade com a redução do diâmetro das fibras, essa variação pode estar relacionada com a redução dos defeitos internos presentes nas fibras mais finas. Esse comportamento também foi observado em outros estudos que se destinam a estudar a variação das propriedades apresentadas por fibras lignocelulósicas tendo como base a determinação da densidade (REIS *et al.*, 2019).

Figura 53 - Histograma do diâmetro médio das fibras: a) curauá e b) carnaúba.



Fonte: Autoria própria.

#### 4.1.2 – Análise morfológica

A Figura 54 mostrou a macrografia da superfície da fibra de curauá. A Figura 55 mostrou que as fibras de curauá com ampliações maiores, apresentaram uma superfície compacta, mantendo o aspecto de feixe coberto provavelmente pela lignina, muito similar aos resultados encontrados por PREMKUMAR *et al.* (2019).

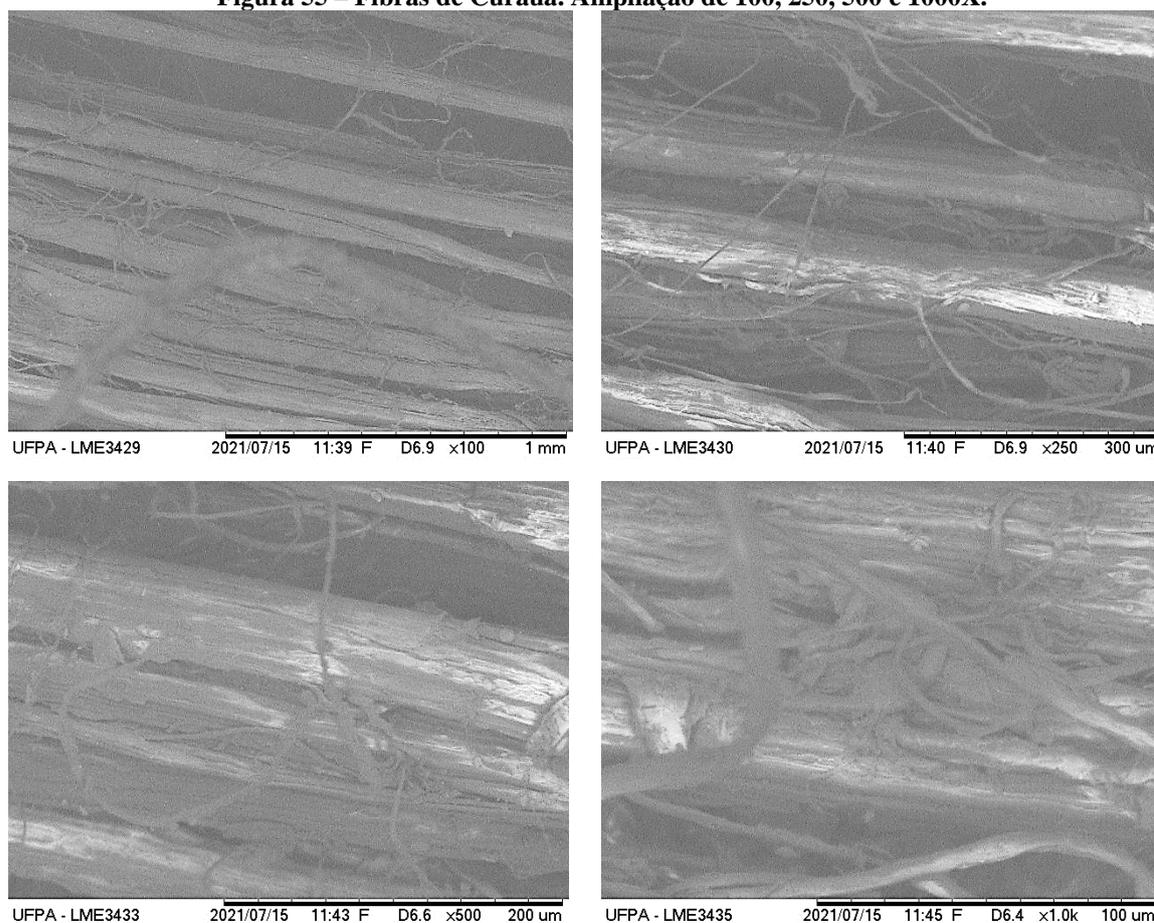
**Figura 54 – Fibras de Curauá. Ampliação de 0,63X.**



Fonte: Autoria própria.

Pode-se observar também que as fibras são compostas por feixes de microfibrilas, como normalmente acontece em fibras lignocelulósicas. Este aspecto, além do ângulo que as fibrilas se encontram na estrutura da fibra reflete nas suas propriedades mecânicas pois o módulo elástico das fibras vegetais diminui em função do aumento do ângulo das microfibrilas (XIA *et al.*, 2021; DERALIA *et al.*, 2021; CHEN *et al.*, 2022). No caso do curauá algumas fibrilas, durante solicitação mecânica, podem se romper enquanto outras permanecem intactas. Isto claramente indica que uma única fibra de curauá age, por si, como um composto natural com microfibrilas relativamente longas e contínuas capazes, cada uma, de absorver esforços na interface com a matriz poliéster PREMKUMAR *et al.* (2019).

**Figura 55 – Fibras de Curauá. Ampliação de 100, 250, 500 e 1000X.**



Fonte: Autoria própria.

A fim de se obter informações sobre as características microscópicas relacionadas as superfícies das fibras de carnaúba, foi empregada a microscopia eletrônica de varredura das fibras estudadas, onde os resultados obtidos para a seção longitudinal estão representados na Figura 56 e Figura 57.

**Figura 56 – Fibras de Carnaúba. Ampliação de 0,63X.**



Fonte: Autoria própria.

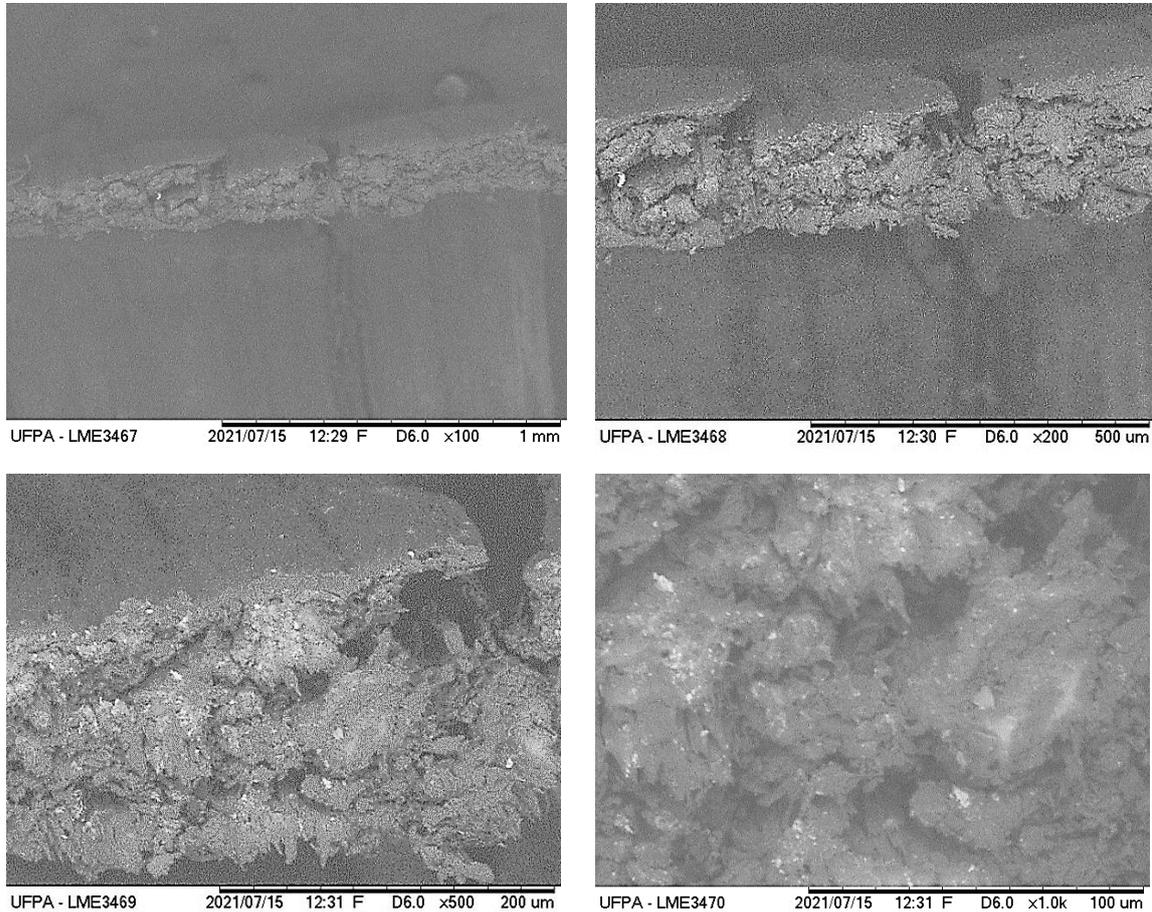
A Figura 56 apresenta as macrografias das superfícies longitudinais de diferentes fibras de carnaúba. Observa-se claramente porosidade superficial em ambas as fibras, se estendendo ao longo de todo o comprimento útil. A superfície dos aglomerados de fibras se apresentou de forma mais limpa com menor rugosidade comparada às fibras mais espessas. Também foram observados defeitos superficiais com depressão superficial, juntamente a rachadura longitudinal. A Figura 56 destaca a lateral das fibras, apresentando provavelmente zonas danificadas pela ação mecânica da ferramenta de preparo.

Na Figura 57 pode-se observar microfibrilas envolvidas em meio aos constituintes lignocelulósicos da fibra. A rugosidade presente nas fibras estudadas pode estar relacionada ao teor de ceras presentes na superfície longitudinal das fibras, a qual pode ser reduzida mediante a utilização de tratamentos superficiais conforme apresenta MELO *et al.* (2017). De acordo com Fornari Junior (2017), os defeitos superficiais são características bastante comuns para as fibras vegetais, fator esse responsável pela redução significativa das propriedades mecânicas das fibras naturais.

Ainda na Figura 57, os canais de menor dimensão são associados às microfibrilas, sendo responsáveis por conferir resistência mecânica e diretamente relacionados ao ângulo microfibrilar apresentado por esses materiais. Os aspectos morfológicos retratados pelas Figura 56 e Figura 57 foram comparáveis com o JUNIO *et al.* (2020) e a outros estudos realizados para diferentes fibras lignocelulósicas, destacando-se a semelhança na geometria da seção

transversal apresentadas igualmente as outras fibras naturais como sisal, fibra de coco, piaçava e curauá (CHEN *et al.*, 2018; GARCIA FILHO *et al.*, 2019; KHOLIL *et al.*, 2021).

**Figura 57 – Fibras de Carnaúba. Ampliação de 100, 200, 500 e 1000X.**



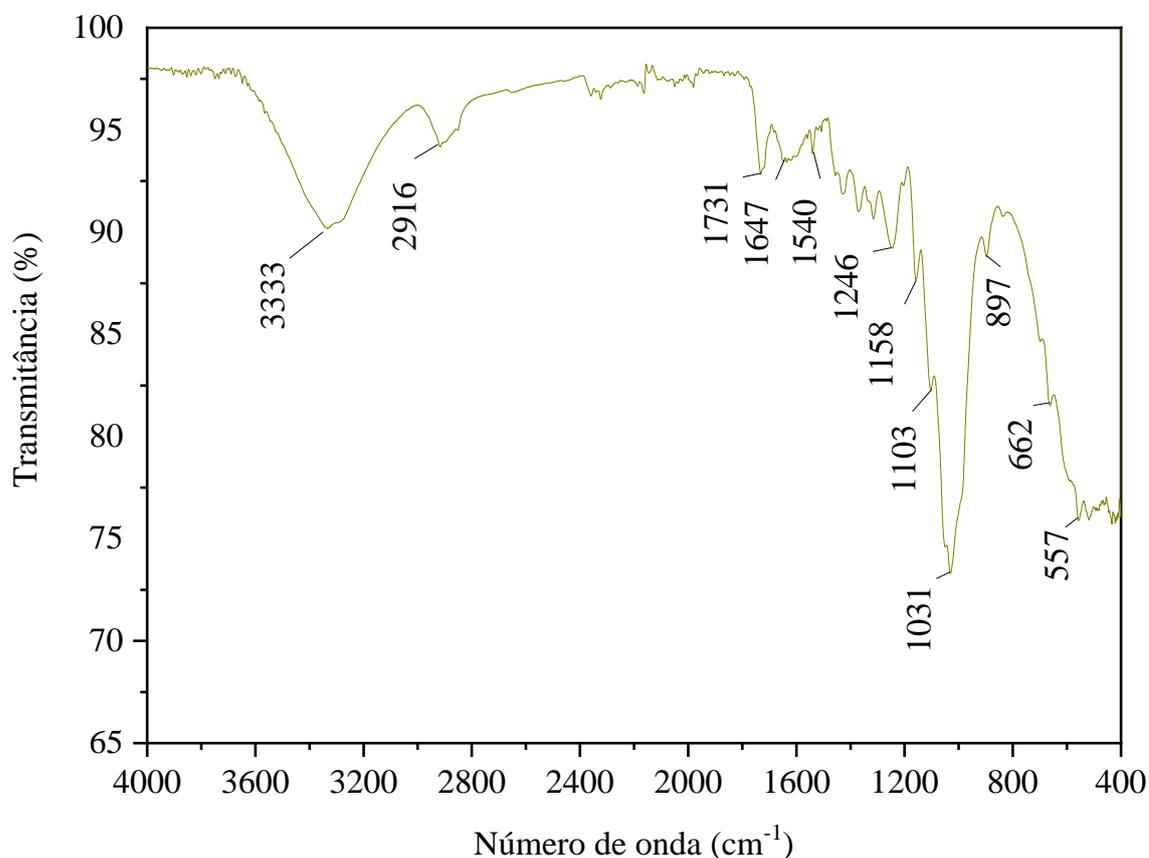
Fonte: Autoria própria.

As fibras naturais lignocelulósicas apresentam singularidades que as tornam tão diferentes entre si, sendo esses fatores responsáveis pela elevada variabilidade de suas propriedades. Reis *et al.* (2019) discutiu a variabilidade das propriedades mecânicas apresentadas pelas fibras lignocelulósicas em relação a características microscópicas por elas apresentadas, destacando suas propriedades morfológicas, em especial a estabilidade dimensional e concentração de defeitos. Essa correlação entre as propriedades mecânicas apresentadas e as características microscópicas, podem ser evidenciadas por meio de imagens geradas por MEV das superfícies longitudinais e transversais das fibras naturais.

### 4.1.3 – Análise química

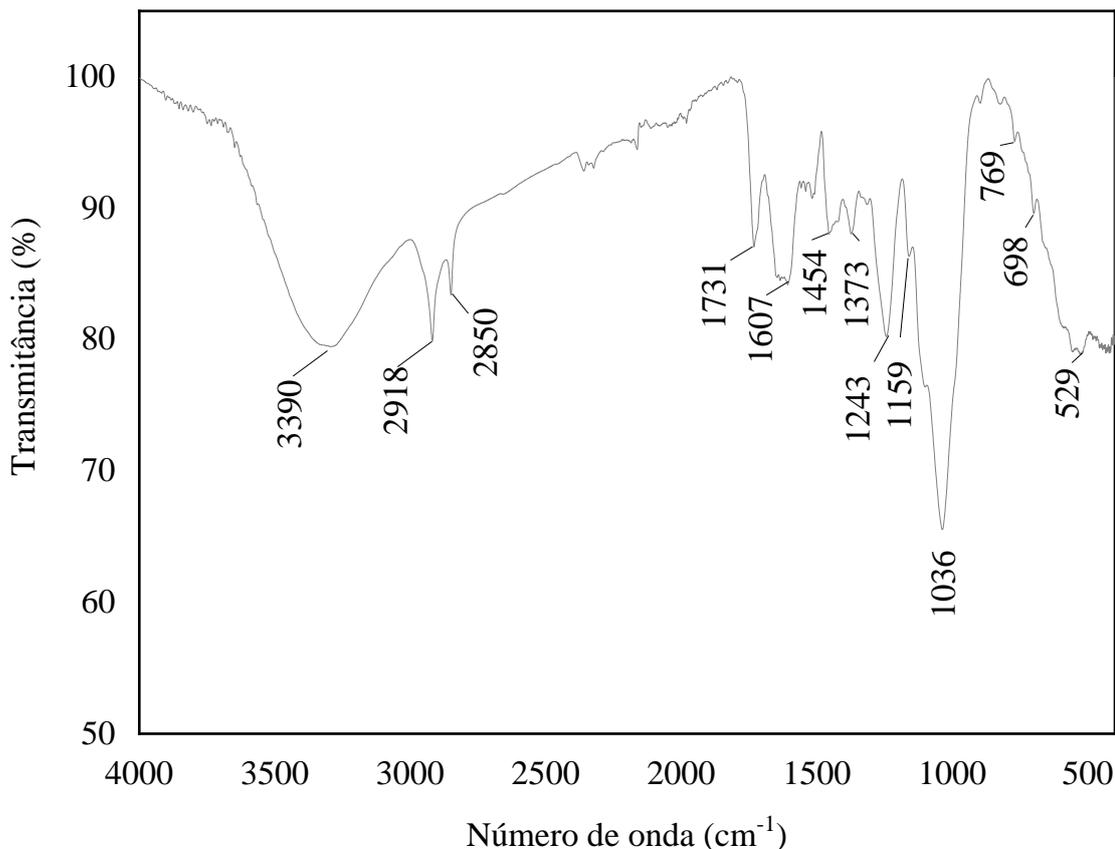
A Figura 58 e Figura 59 apresentaram o espectro vibracional no infravermelho das fibras de curauá e carnaúba e poliéster rígido. A análise de FTIR apresentou resultados esperados, com bandas referentes a vibrações moleculares de grupos funcionais pertencentes aos constituintes básicos das fibras vegetais. Os resultados mostraram as bandas de absorção de grupos químicos característicos de celulose, hemicelulose e lignina: OH ( $3400\text{--}3200\text{ cm}^{-1}$ ), C=O ( $1776\text{--}1715\text{ cm}^{-1}$ ), C-O-C ( $1270\text{ cm}^{-1}$ ). Estes foram provavelmente compostos de alcenos e grupos aromáticos e diferentes grupos funcionais contendo oxigênio, como éster, cetona e álcool (RODRIGUES *et al.*, 2019).

Figura 58 - Espectro vibracional no infravermelho das fibras de curauá.



Fonte: Autoria própria.

**Figura 59 - Espectro vibracional no infravermelho das fibras de carnaúba.**



Fonte: Autoria própria.

**Tabela 7 - Principais Bandas de Adsorção na região do FTIR para as fibras de curauá e carnaúba.**

Número de onda (cm <sup>-1</sup> )	Banda original
3450-3200	Ligação O-H
3050-2840	Ligação C-H <sub>n</sub> (alifático + aromático)
1740-1607	Ligação C=O (acetona, éster ou grupos carboxílicos)
1675-1660	Ligação C=C em grupos aromáticos
1462	Ligação C-O-C
1360	Ligação O-H
1270-1257	Deformação de C-O-C
1085-1030	Deformação de C-H, C-O
700-400	Deformação de C-C (aromático)

Fonte: RODRIGUES *et al.*, 2019; REIS *et al.*, 2019; JUNIO *et al.*, 2020.

Com a análise por FTIR foi possível observar que as fibras de carnaúba apresentaram características semelhante de fibras de curauá e outras fibras vegetais (BELOUADAH, ATI e ROKBI, 2015; REIS *et al.*, 2019). JUNIO *et al.* (2020) analisou o espectro FTIR das fibras

lignocelulósicas de carnaúba, confirmando ainda que elas apresentaram majoritariamente em sua constituição a celulose, hemicelulose e lignina. Dessa forma, os três materiais apresentaram em sua constituição alcanos, ésteres, aromáticos, cetonas e álcoois, onde nestas moléculas é comumente observado o oxigênio presente.

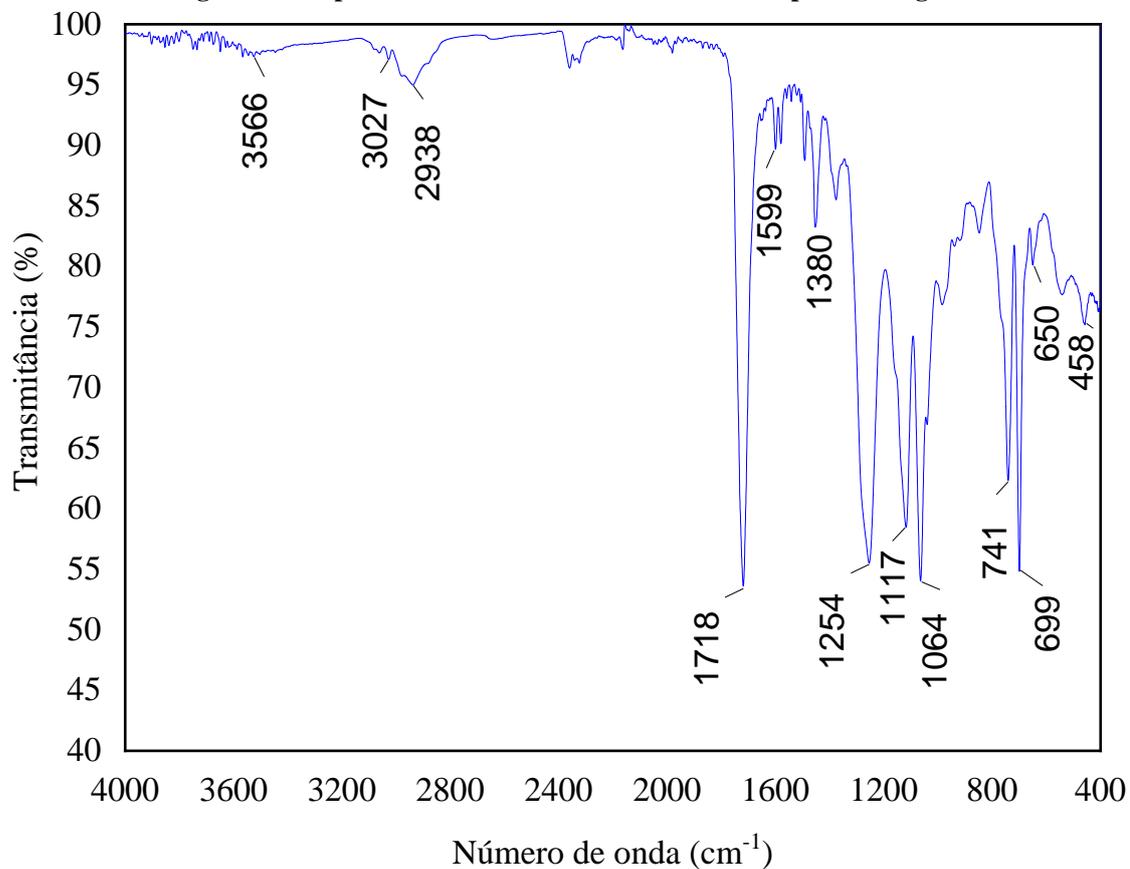
Por meio dos dados gerados pela análise da fibra de carnaúba foi possível a plotagem do espectro representado pela Figura 59. Esse espectro de FTIR destacou algumas bandas características dos constituintes das fibras. A banda de maior transmitância foi observada para  $3390\text{ cm}^{-1}$ , a qual pode ser atribuída ao alongamento da ligação (OH) (JUNIO *et al.*, 2020). As bandas  $2918$  e  $2850\text{ cm}^{-1}$  podem ser atribuídas aos grupos  $\text{CH}_2$ , comumente observado nas moléculas de celulose e hemicelulose (hidrocarbonetos saturados). Foi observada uma banda de pequena absorção em  $2130\text{ cm}^{-1}$ , caracterizada pela ocorrência de ligações insaturadas de alcinos ( $\text{C}\equiv\text{C}$ ), essas ligações são de bandas fracas. As bandas observadas em  $1731$  e  $1607\text{ cm}^{-1}$  são correspondentes às ligações  $\text{C}=\text{O}$ , provavelmente a grupos funcionais (ácidos carboxílicos, alifáticos e cetonas) pertencentes a lignina e hemicelulose (JUNIO *et al.*, 2020).

As bandas localizadas entre  $1605$  e  $1373\text{ cm}^{-1}$  podem ser atribuídas as vibrações em anéis aromáticos, onde facilmente pode ser identificada a ocorrência de anéis aromáticos pertencentes as moléculas da lignina (JUNIO *et al.*, 2020). Os álcoois presentes na constituição da celulose apresentaram vibrações de deformação da ligação OH e geralmente aparecem por volta de  $1360\text{ cm}^{-1}$  (JUNIO *et al.*, 2020). As bandas observadas em número de onda relativamente baixo são características da parte reconhecida como impressão digital do composto, região de complexo entendimento por meio do espectro representativo de cada material.

Na Figura 60 apresentou o espectro vibracional no infravermelho do poliéster rígido. Em relação ao mesmo, o estiramento O-H é observado na faixa de  $3600$  a  $3400\text{ cm}^{-1}$  e as vibrações de estiramento de C-H são verificadas nas faixas de  $3100$  a  $2900\text{ cm}^{-1}$  e de  $1460$  a  $1250\text{ cm}^{-1}$ . Este último corresponde às vibrações dos grupos  $\text{CH}_2$  e  $\text{CH}_3$ . A vibração de alongamento do grupo  $\text{C}=\text{O}$  ocorre em  $1728\text{ cm}^{-1}$ . As bandas próximas a  $1599\text{ cm}^{-1}$  são atribuídas ao alongamento do anel aromático e aparecem nas mesmas posições para os poliésteres. De acordo com GUBBELS *et al.* (2018), as vibrações em  $1453$  e  $\sim 1380\text{ cm}^{-1}$  correspondem à flexão assimétrica e simétrica de grupos metil, respectivamente. Além disso, a banda em  $1254\text{ cm}^{-1}$  pode ser atribuída à vibração de torção  $\text{CH}_2$  e vibrações de estiramento C-O que ocorrem em  $1117\text{ cm}^{-1}$ . No entanto, nenhuma mudança expressiva foi observada no

espectro de FTIR, o que corrobora os resultados das análises de MEV e propriedades mecânicas. A Tabela 8 mostra as principais bandas de absorção na região do FTIR do poliéster rígido.

**Figura 60 - Espectro vibracional no infravermelho do poliéster rígido.**



Fonte: Autoria própria.

**Tabela 8 - Principais Bandas de Adsorção na região do FTIR para o poliéster rígido.**

Número de onda (cm <sup>-1</sup> )	Banda original
<b>3566-3400</b>	Ligação O-H
<b>3027-2938</b>	Ligação C-H <sub>n</sub> (alifático + aromático)
<b>3079</b>	Estiramento C-H <sub>2</sub> assimétrico
<b>3020</b>	Estiramento C-H assimétrico
<b>2990 - 2850</b>	Ligação -CH <sub>3</sub> e -CH <sub>2</sub>
<b>1730</b>	Estiramento C=O éster
<b>1645 - 1492</b>	Ligação de anéis aromáticos
<b>1285</b>	Estiramento C-O éster
<b>770 – 690</b>	Ligação Benzeno

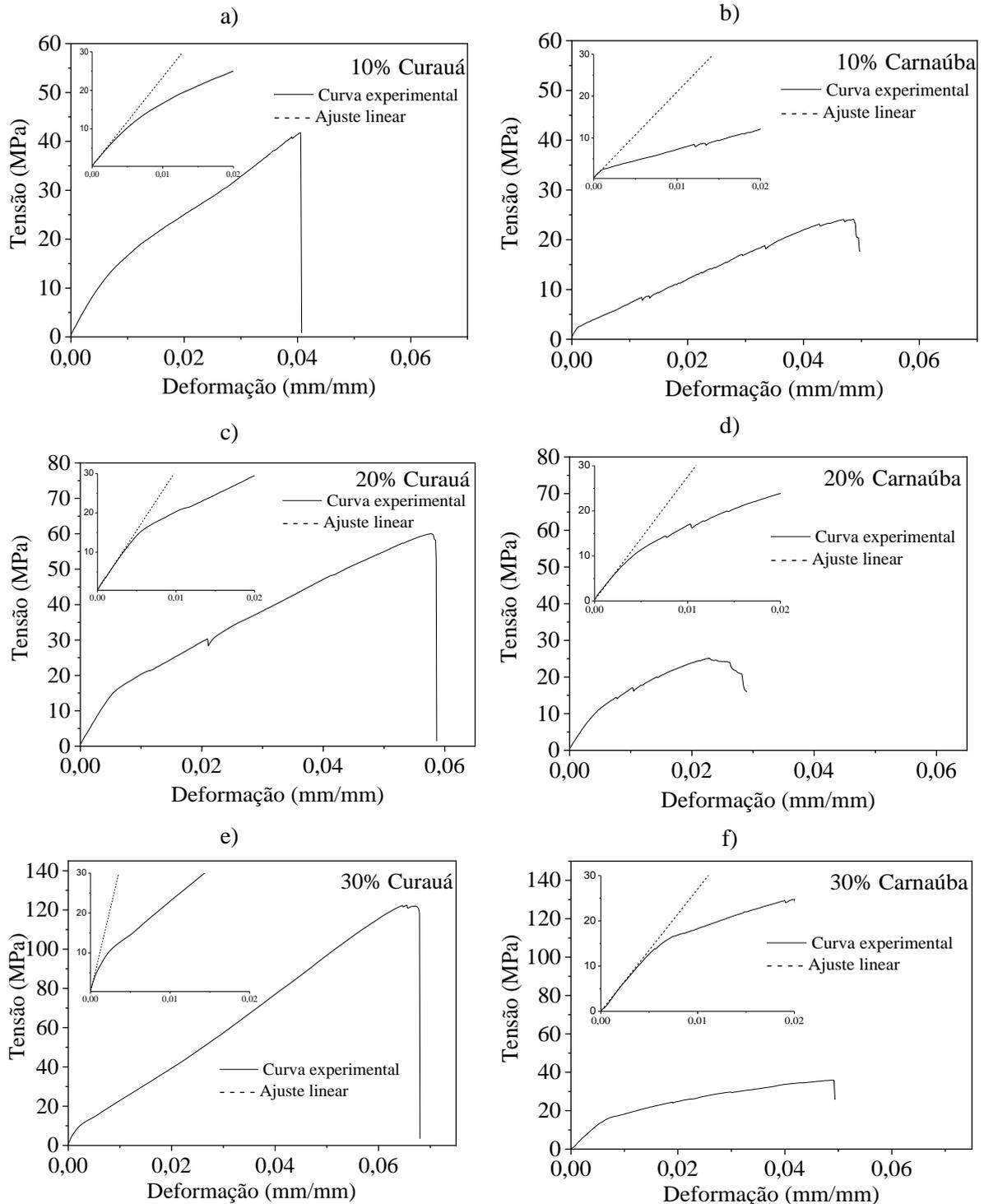
Fonte: GUBBELS *et al.* (2018)

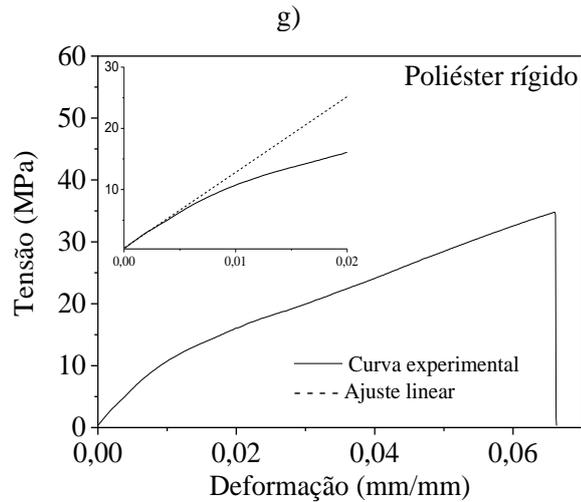
## 4.2 – CARACTERIZAÇÃO DOS COMPÓSITOS

### 4.2.1 – Ensaio de tração uniaxial

Na Figura 61, foram mostradas as curvas tensão-deformação do CP representativo dos compósitos reforçados com fibras de curauá e carnaúba, obtidas com os ensaios de tração.

**Figura 61 - Curvas tensão-deformação dos compósitos poliéster reforçados com: (a) 10% curauá, (b) 10% Carnaúba, (c) 20% Curauá, (d) 20% Carnaúba, (e) 30% Curauá, (f) 30% Carnaúba, (g) Poliéster rígido.**





Fonte: Autoria própria.

Inicialmente, pode-se observar que, para os compósitos, a curva teve uma região linear inicial, conforme mostrado no detalhe dos gráficos. Essa região provavelmente corresponde ao regime elástico linear do material, e foi seguida de uma região não-linear até a ruptura, provavelmente correspondente ao regime elástico não-linear. Curvas semelhantes foram obtidas e observação similar foi feita por SIMONASSI (2018) e JUNIO *et al.*, (2020).

Na Tabela 9 foram apresentados os resultados da tensão de ruptura ( $\sigma_R$ ), deformação de ruptura ( $\epsilon_{rup}$ ) e módulo de elasticidade (E) dos compósitos. Para cada compósito, o módulo de elasticidade foi obtido a partir da inclinação da reta de ajuste linear à região inicial da curva. Inicialmente, analisando os resultados apresentados na Tabela 9, pode-se observar um aumento da  $\sigma_R$  e de E à medida que se aumenta a fração volumétrica das fibras nos compósitos. Em relação a deformação de ruptura, os compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá mantiveram seus valores muito próximos do poliéster rígido.

Já os compósitos poliéster reforçados com fibras de carnaúba obtiveram uma  $\epsilon_{rup}$  cerca de 55% menor que a média das amostras do poliéster rígido. Houve uma discreta regularidade entre os desvios-padrão do módulo de elasticidade das amostras, o qual aumentou conforme o aumento das frações volumétricas das fibras naturais nos compósitos. Certamente, o aumento de fibras naturais nos compósitos, aumentaram também a instabilidade dimensional e, conseqüentemente, intensificaram as imperfeições internas do material e dispersão das propriedades.

**Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de tração uniaxial.**

Compósito poliéster reforçados / v/v (%)	Designação	Tensão de Ruptura $\sigma_R$ (MPa)	Deformação de Ruptura $\epsilon_{rup}$ (%)	Módulo de Elasticidade E (GPa)	
<b>Curauá</b>	<b>10%</b>	10U	36,88 ( $\pm 4,57$ )	4,80 ( $\pm 1,42$ )	2,59 ( $\pm 0,42$ )
	<b>20%</b>	20U	61,08 ( $\pm 8,76$ )	4,67 ( $\pm 2,28$ )	3,96 ( $\pm 0,62$ )
	<b>30%</b>	30U	118,24 ( $\pm 16,63$ )	5,51 ( $\pm 2,34$ )	6,32 ( $\pm 1,31$ )
<b>Carnaúba</b>	<b>10%</b>	10C	25,39 ( $\pm 3,03$ )	2,96 ( $\pm 0,95$ )	1,68 ( $\pm 0,22$ )
	<b>20%</b>	20C	25,75 ( $\pm 4,95$ )	2,81 ( $\pm 0,40$ )	2,48 ( $\pm 0,38$ )
	<b>30%</b>	30C	38,81 ( $\pm 7,90$ )	2,89 ( $\pm 1,55$ )	2,85 ( $\pm 0,41$ )
<b>Poliéster</b>	<b>100%</b>	M	25,67 ( $\pm 4,05$ )	5,11 ( $\pm 1,82$ )	1,41 ( $\pm 0,16$ )

Fonte: Autoria própria.

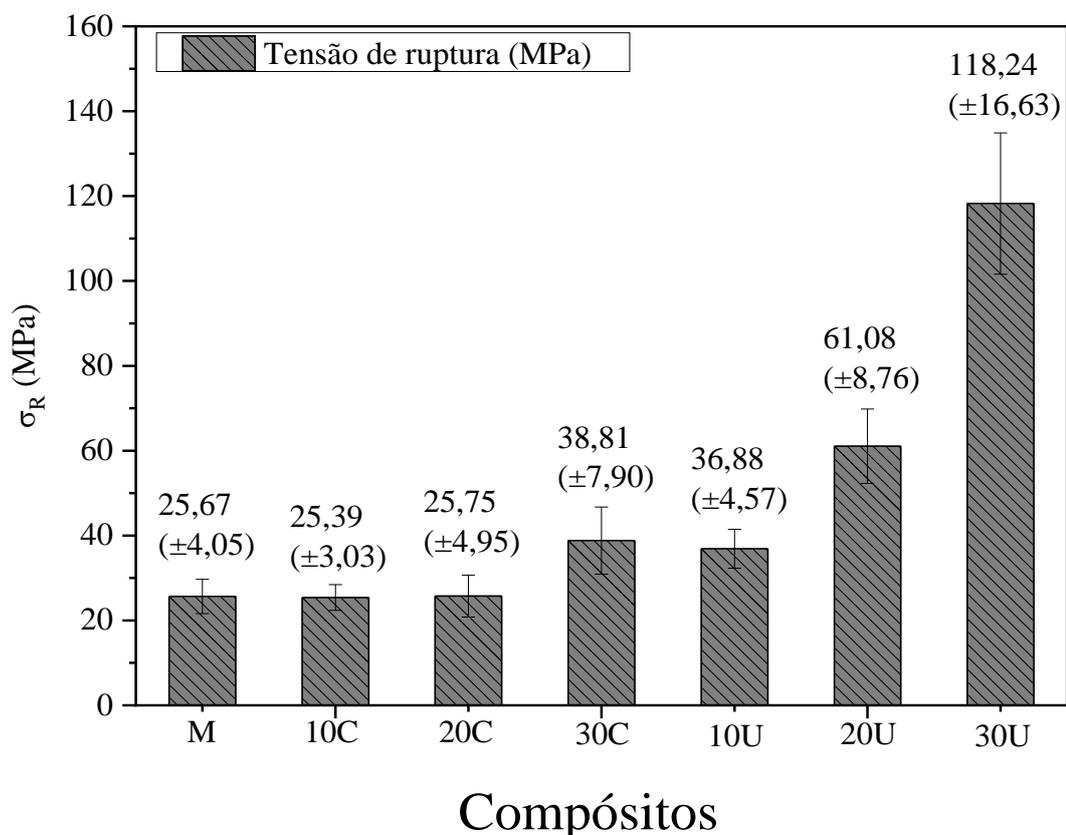
A disparidade entre as propriedades mecânicas dos compósitos pode ser justificada pela variabilidade inerente das propriedades mecânicas das fibras naturais. Isso mostra também um aumento da heterogeneidade dos materiais com o aumento das frações volumétricas das fibras contínuas e alinhadas nos compósitos.

No entanto, isso confirma a necessidade de tecidos, e não mantas, serem usados para aplicações para altos desempenhos mecânicos desses compósitos. A estrutura dos materiais que são feitos de tecidos, os seus fios estão orientados na trama ortogonalmente, dando mais homogeneidade nas propriedades mecânicas. Por outro lado, na manta, as fibras estão orientadas aleatoriamente o que confere um caráter isotrópico ao compósito.

Com base na Tabela 9 e na Figura 62, pode-se observar que a tensão de ruptura aumenta com a fração volumétrica de fibras naturais nos compósitos poliéster, sobretudo daqueles reforçados pelas fibras de curauá. Somente para frações volumétricas de 30% de carnaúba, que obtiveram diferenças significativas em relação ao poliéster rígido.

Isso já era esperado tendo em vista a superioridade das propriedades mecânicas das fibras de curauá em relação às fibras de carnaúba. Porém, deve-se destacar que não houve redução significativa do  $\sigma_R$  do compósito 30C para o 10U. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entres os limites de resistência à tração dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

Figura 62 - Comparação dos  $\sigma_R$  dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 10 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as tensões de ruptura dos compósitos.

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	47701,27	6	7950,212	114,22	2,324	2,219E-24
	Resíduos	2923,451	42	69,606			
	Total	50624,72	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)	Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)	DMS			
	42	4,38	69,606	13,811			

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 10, como  $F \gg F_{\text{crítico}}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houveram médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os  $\sigma_R$  dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na diferença mínima significativa (DMS) que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. Todas as diferenças entre os  $\sigma_R$  dos compósitos foram menores que a DMS, exceto para os compósitos 20U e 30U. Os compósitos 30C e 10U tiveram diferenças entre o  $\sigma_R$  menores que a DMS, contudo, 30C obteve diferenças significativas em relação a todas as outras configurações de carnaúba, superando no

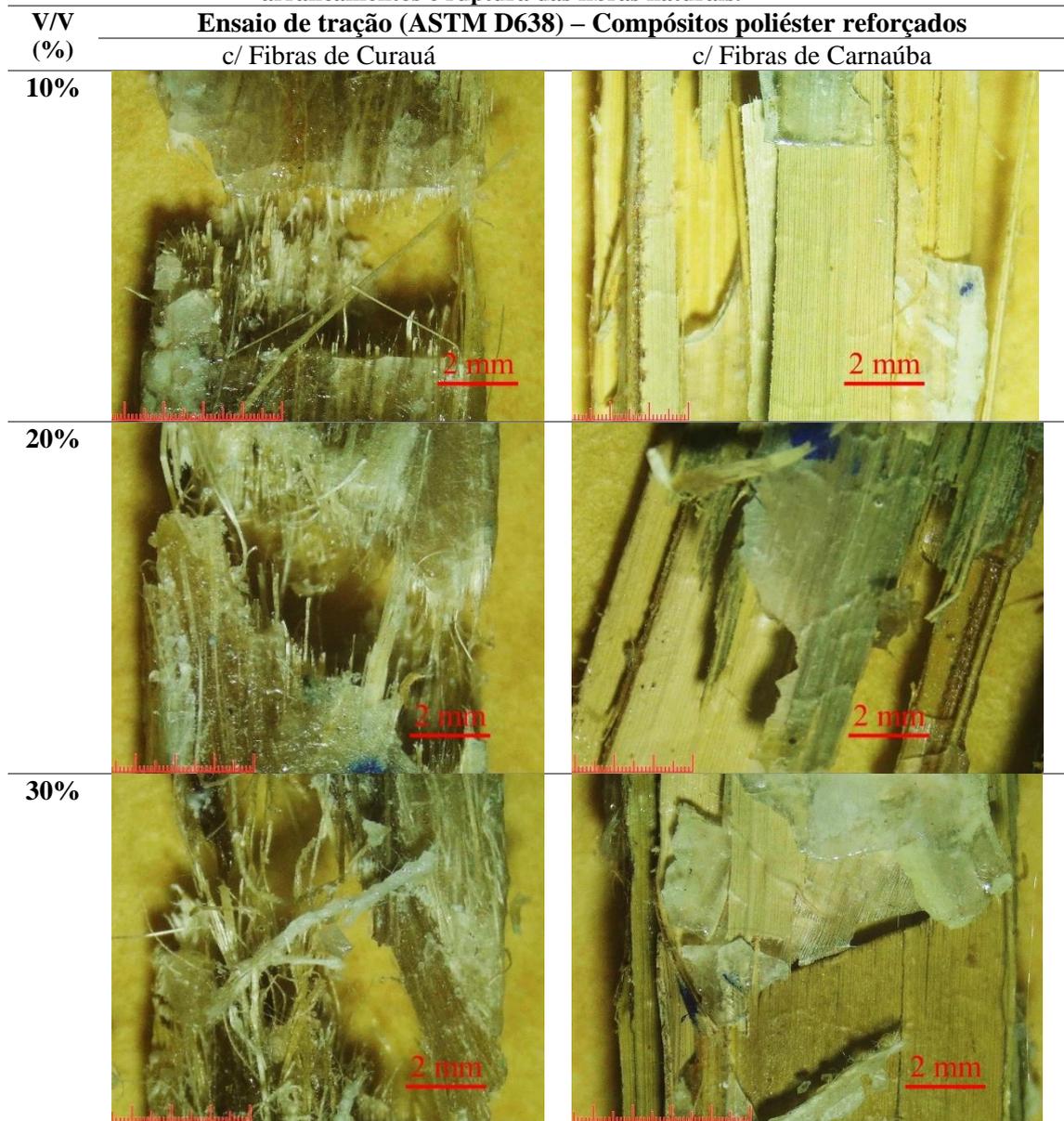
$\sigma_R$  os materiais M, 10C e 20C. Isso confirma a observação preliminar de que os limites de resistência à tração dos compósitos poliéster-carnaúba só teriam valores de resistência mecânica significativas com v/v (%) a partir de 30% de fibras de carnaúba.

Com base na Tabela 10 e Figura 62, pode-se observar algumas reduções e aumentos no  $\sigma_R$  dos compósitos em seus valores médios. Dos compósitos de 10C para 30C, houve um aumento de 53% do  $\sigma_R$ . Dos compósitos de 10U e 30U, houve um aumento de 221% do  $\sigma_R$ . Da M para o compósito 30C, houve um aumento de 51%, bem menor do que o compósito 30U, o qual aumentou o  $\sigma_R$  em 361%.

A análise fractográfica dos modos de falha dos CP após o ensaio de tração justificou a tendência observada na Figura 62 e as observações anteriores. Conforme se pode observar na Figura 63, os CPs dos compósitos poliéster-carnaúba sofreram delaminação das fibras mais externas para as mais internas da carnaúba, e ruptura por tração das fibras de carnaúba das camadas mais externas. Nos compósitos poliéster-curauá, os CP também apresentaram uma tendência de delaminação das camadas mais externas para as camadas mais internas de curauá. Porém, pelas fibras serem mais finas, houve também arrancamentos do reforço da matriz e rupturas de fibras de curauá.

Essas delaminações e arrancamentos das fibras naturais (*pull out*) dos compósitos pode ser explicada em função da menor resistência da interface poliéster/curauá, já que o arrancamento de fibras normalmente é mais fácil que a ruptura, devido à baixa adesão interfacial. Tudo isso limita consideravelmente a interface reforço/matriz, e reduz a tensão de ruptura.

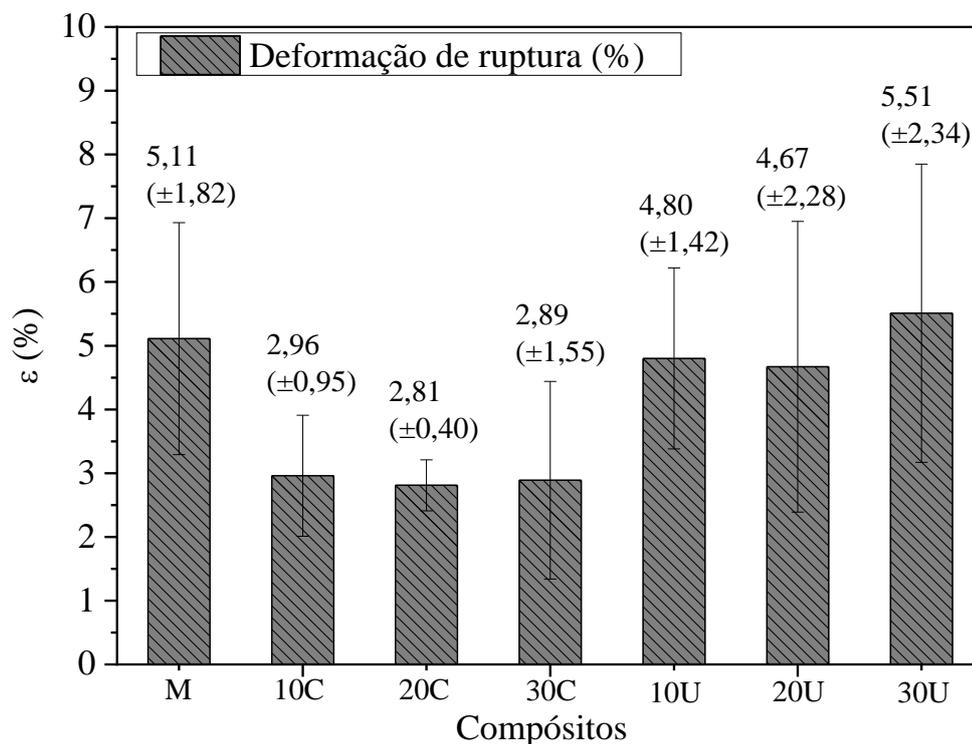
**Figura 63 – Região fratura dos compósitos após o ensaio de tração, com evidências de delaminação, arrancamentos e ruptura das fibras naturais.**



Fonte: Autoria própria.

Com base na Tabela 9 e na Figura 64, pode-se observar que não houveram variações significativas da deformação de ruptura entre todos os compósitos e o poliéster rígido. Contudo, tanto para os compósitos reforçados com carnaúba, parece ter havido uma discreta redução da deformação de ruptura em relação aos demais. Assim, a fim de corroborar essas observações e verificar se existiram diferenças significativas entre as deformações de ruptura dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

Figura 64 - Comparação das deformações de ruptura dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração.



Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 11, como discretamente  $F \geq F_{crítico}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houveram médias estatisticamente diferentes. Apesar de seus valores serem muito próximos, a fim de comparar as médias entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na DMS que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. E o teste mostrou que as diferenças entre as deformações de ruptura da matriz poliéster e dos compósitos reforçados com fibras de curauá foram menores que DMS, e a dos compósitos reforçados com carnaúba são aproximadamente iguais a DMS. Ou seja, não houveram diferenças significativas entre seus valores de deformação.

Tabela 11 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as deformações de ruptura dos compósitos.

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	57,621	6	9,604	3,437	2,324	0,0075
	Resíduos	117,354	42	2,794			
	Total	174,976	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)		Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)		DMS	
	42		4,38	2,794		2,767	

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

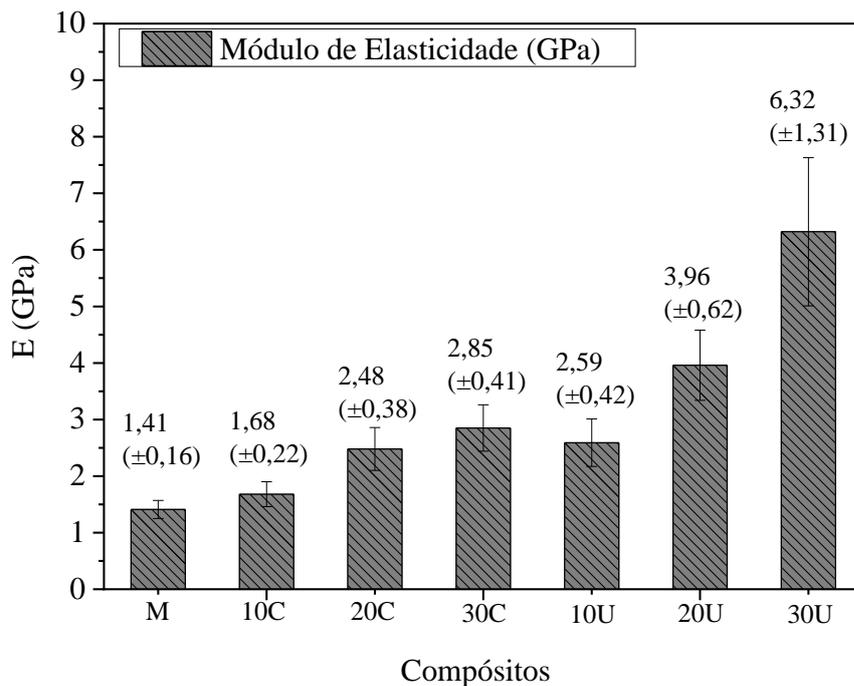
<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

Em relação à discreta redução da deformação de ruptura para o compósito de carnaúba, isso ratificou o efeito negativo da baixa adesão reforço/matriz, intensificando a fragilização do material, observada para a  $\sigma_R$ . Com base na Tabela 9, apesar das variações das frações volumétricas das fibras naturais, a deformação de ruptura não variou significativamente. Contudo, vale salientar que os desvios-padrão da deformação de ruptura aumentaram significativamente com o aumento das frações volumétricas, a qual pode ser explicada pela variação diametral das fibras lignocelulósicas, conforme observa-se na Figura 53.

Com base na Tabela 9 e na Figura 65, pode-se observar que o módulo de elasticidade aumentou com o aumento das frações volumétricas de fibras naturais nos compósitos. A fim de corroborar essas observações e verificar se existiram diferenças significativas entres os módulos de elasticidade dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

**Figura 65 - Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.**



Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 12, como  $F \gg F_{crítico}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houveram médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as médias entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na diferença mínima significativa (DMS) que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. As diferenças entre os módulos de elasticidade dos compósitos foram menores que a DMS, exceto entre aqueles correspondentes a matriz poliéster

M e aos compósitos 30C e todos os reforçados com curauá. Isso ratifica, com 95% de confiança, as observações preliminares de que o módulo de elasticidade aumenta com o acréscimo das fibras de curauá e carnaúba como reforço. Além disso, esse teste indicou que existiu diferença significativa entre os módulos de elasticidade dos compósitos 10U com 20U e 30U. O compósito 30U diferiu significativamente de todos os compósitos feitos. Semelhante aos resultados de  $\sigma_R$ , isso confirmou a observação preliminar de que a rigidez dos compósitos poliéster-carnaúba só teria valores de resistência mecânica significativas com v/v (%) a partir de 30% de fibras de carnaúba.

**Tabela 12 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração**

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	1,16E+08	6	19409931	48,315	2,324	3,39E-17
	Resíduos	16872872	42	401735			
	Total	1,33E+08	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)		Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)		DMS	
	42		4,39	401735		1051,684	

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

Esses resultados estiveram parcialmente coerentes com os resultados de  $\sigma_R$  e de deformação de ruptura apresentados anteriormente. Isso porque, conforme mostrado, o  $\sigma_R$  diminuiu com a redução das frações volumétricas das fibras de curauá. Adicionalmente, não houve variação significativa entre as deformações de ruptura dos compósitos e do poliéster rígido. Assim, era esperado que o módulo de elasticidade aumentasse com o acréscimo de fração volumétrica de fibras. Porém, os módulos de elasticidade dos compósitos 10C e 20C não foram significativamente diferentes do poliéster rígido. Já dos compósitos 30C, 10U, 20U e 30U obtiveram um acréscimo de 102%, 84%, 181% e 348%, respectivamente. Na Tabela 13 foi comparado os valores da resistência a tração e módulo de elasticidade dessa pesquisa com a literatura.

**Tabela 13 - Valores de resistência à tração de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.**

Condição de fabricação	Fração mássica (%)	Comp. da fibra (mm)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Fonte
Fibras finas e com pressão durante a cura	60	Contínuas e alinhadas	274 ± 9	-	SIMONASSI <i>et al.</i> (2018)
Fibras de diâmetro aleatório e com pressão durante a cura			169 ± 27	-	
Pressão uniaxial durante 3 horas e pós-cura à vácuo.	10	Mantas	13 ± 2,7	0,90 ± 0,12	TEIXEIRA <i>et al.</i> , (2021b)
Moldagem manual, com pressão uniaxial	10	Contínuas e alinhadas	21,91 ± 0,79	1,15 ± 0,51	RODRIGUES <i>et al.</i> (2019)
Moldagem por transferência de resina (RTM)	38	Aleatórias e curtas, 50 mm	28,89	5,16	PREMKUMAR <i>et al.</i> (2019)
Moldagem por transferência de resina (RTM)	50	Aleatórias e curtas	27	4	PREMKUMAR <i>et al.</i> (2020)
Moldagem manual, com pressão uniaxial (nanoargila 2,5% + poliéster)	10	Contínuas e alinhadas (2,5% NaOH)	26,45 ± 0,21	-	DEL PINO <i>et al.</i> (2020)
	20		32,45 ± 0,13	-	
	30		41,43 ± 0,53	-	
Moldagem manual, com pressão uniaxial (Epoxi)	68	Mantas	56,92 ± 2,20	4,05 ± 0,43	MELIANDE <i>et al.</i> (2022)
Moldagem manual, sem pressão	10	Contínuas e alinhadas	36,88 ± 4,57	2,59 ± 0,42	Autoria própria
	20		61,08 ± 8,76	3,96 ± 0,62	
	30		118,24 ± 16,63	6,32 ± 1,31	

Os compósitos fabricados com mantas de curauá apresentaram uma tensão de ruptura inferior àqueles reforçados com fibras contínuas e alinhadas (SIMONASSI *et al.*, 2018; DEL PINO *et al.*, 2020; TEIXEIRA *et al.*, 2021 e MELIANDE *et al.*, 2022). Considerando-se a Regra das Misturas, a parcela que corresponde à contribuição da fibra para a resistência do compósito pode ser minorada para mantas em relação às fibras alinhadas ao carregamento, uma vez que somente uma parte do volume de fibras disponível vai estar alinhada com a direção da carga. Isso explicou a superioridade dos valores dos compósitos poliéster reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá em relação a mantas utilizados em ensaios de tração.

De mesmo modo, as fibras aleatórias e curtas apresentaram valores inferiores comparados a fibras contínuas e alinhadas (PREMKUMAR *et al.*, 2019; PREMKUMAR *et al.*, 2020). O grande número de pontas nas fibras curtas funciona como locais de tensão, concentrando energia das solicitações mecânicas, e criando um local de fragilidade no material, reduzindo as propriedades mecânicas do material. Assim, o número de pontas das fibras que induzem defeitos é menor à medida que a fibra aumenta o seu comprimento (FORNARI JUNIOR, 2017).

**Tabela 14 - Valores de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de carnaúba para diferentes matrizes, condições de fabricação e frações de fibra.**

Matriz	Condição de fabricação e das fibras	V/V (%)	Comp. da fibra (mm)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Fonte
<b>Epóxi</b>	Pressão uniaxial	40	Contínuas e alinhadas	39,35 ± 3,10	2,54 ± 0,51	JUNIO <i>et al</i> , (2020)
<b>Poliéster</b>	Moldagem manual, sem pressão	10	Contínuas e alinhadas	25,39 ± 3,03	1,68 ± 0,22	Autoria própria
		20		25,75 ± 4,95	2,48 ± 0,38	
		30		38,81 ± 7,90	2,85 ± 0,41	

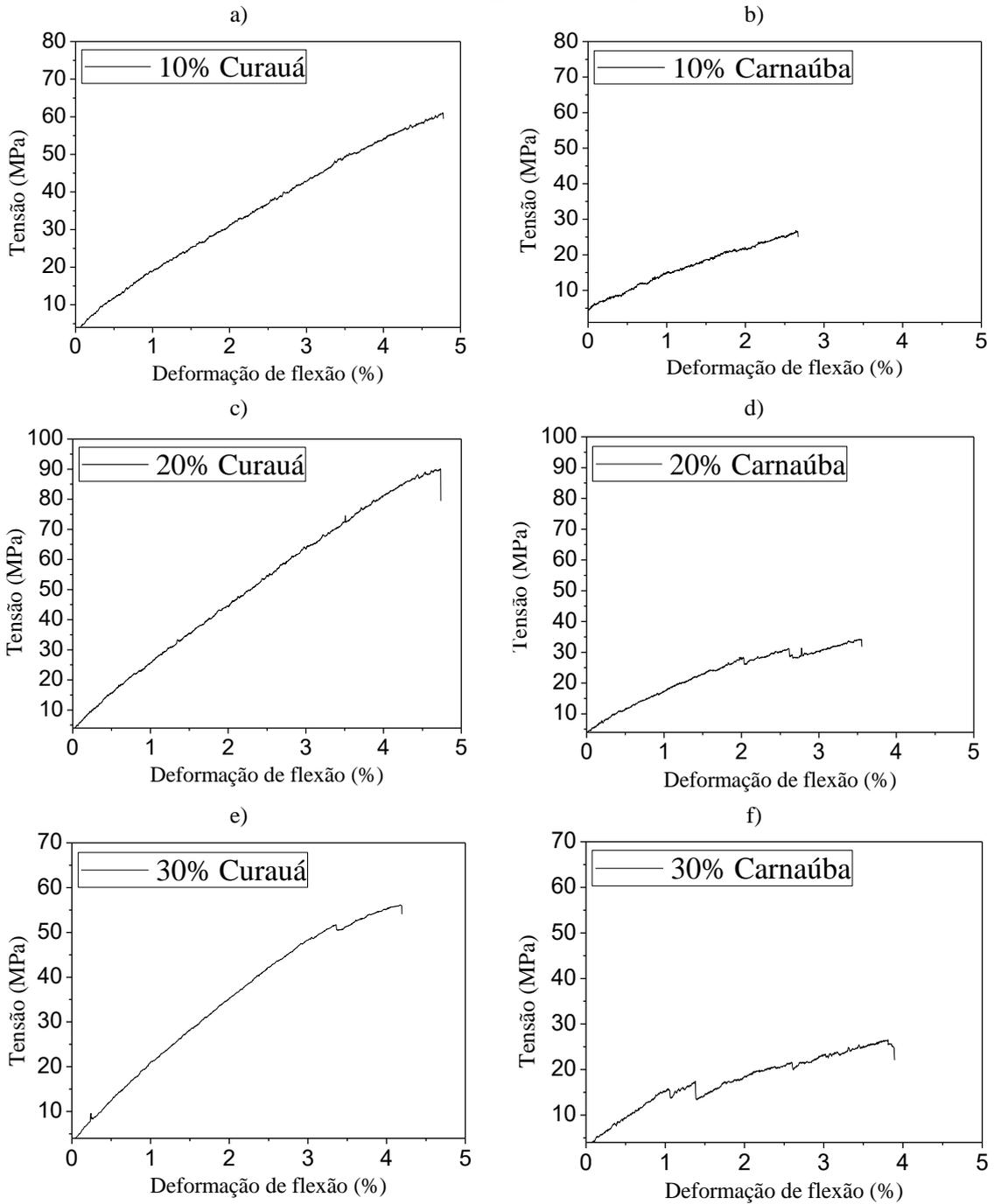
Com os resultados de JUNIO *et al*, (2020) pode-se observar que a fratura dos compósitos epóxi-carnaúba revelou a fratura frágil para a resina epóxi pura e no compósito com 10% de fibras. Já nos compósitos com 20 e 30% de volume de fibras foi identificado uma maior atuação do reforço das fibras, similares aos resultados dessa pesquisa. Para os compósitos com 40% de volume de fibras de JUNIO *et al*, (2020) houve uma participação das fibras como reforço, sendo possível identificar o descolamento da interface fibra/matriz e ruptura das fibras, acarretando no aumento da resistência mecânica do compósito. Portanto, esse foi um forte indício que as propriedades de resistência a tração dos compósitos poliéster reforçados com fibras de carnaúba para frações volumétricas maiores que 30%, seriam ainda maiores.

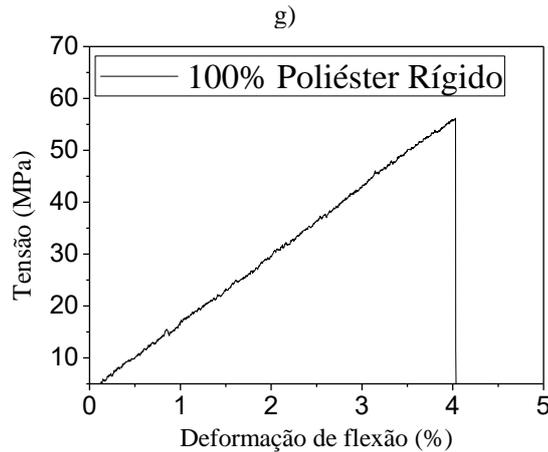
Portanto, em relação ao  $\sigma_R$  e módulo de elasticidade, os compósitos com 30% de frações volumétricas apresentaram os valores máximos para cada sistema. A ANOVA e teste Tukey mostraram que todas as diferenças entre os  $\sigma_R$  dos compósitos foram menores que a DMS, exceto para os compósitos 20U e 30U. Em relação a deformação, não houve variações significativas da deformação de ruptura entre todos os compósitos e o poliéster rígido. A análise estatística também comprovou que o compósito 30U diferiu significativamente de todos os compósitos feitos. A análise fractográfica dos modos de falha dos CP após o ensaio de tração, os CP dos compósitos poliéster-carnaúba sofreram delaminação das fibras da carnaúba. Nos compósitos poliéster-curauá, o CP também apresentou uma tendência de delaminação, porém, com muitas evidências de *pull out* e rupturas de fibras de curauá.

## 4.2.2 – Ensaio de Flexão

Na Figura 66 foram apresentadas as curvas tensão-deformação de flexão.

**Figura 66 - Curvas tensão-deformação de flexão dos compósitos, obtidas com os ensaios de flexão 3-pontos. (a) 10% curauá, (b) 10% Carnaúba, (c) 20% Curauá, (d) 20% Carnaúba, (e) 30% Curauá, (f) 30% Carnaúba, (g) Poliéster rígido.**





Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 15, foram apresentados os resultados de resistência à flexão ( $\sigma_{fm}$ ), deformação de flexão ( $\epsilon_f$ ) e módulo de flexão tangente ( $E_B$ ) dos compósitos.

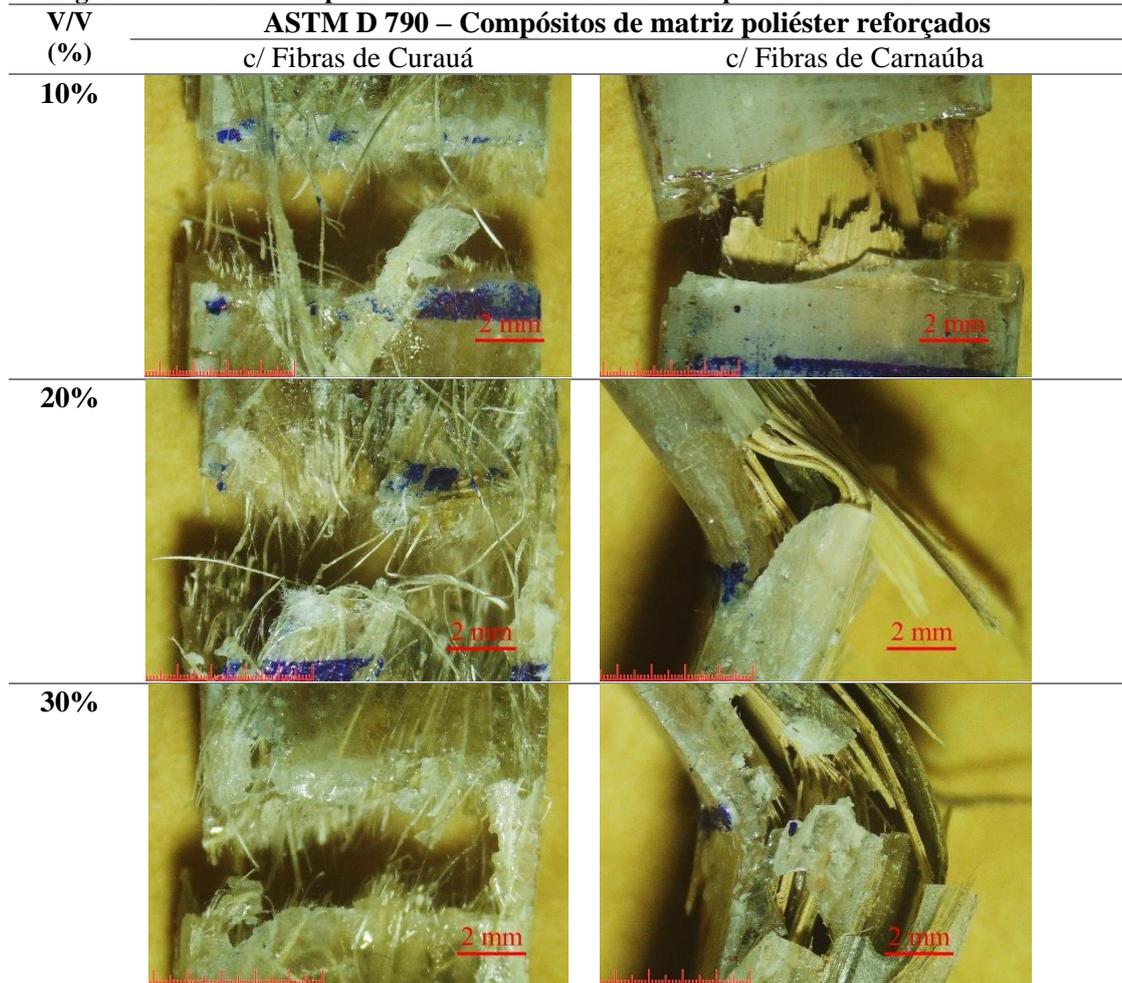
**Tabela 15 – Propriedades de flexão dos compósitos.**

Compósito poliéster reforçados / v/v (%)		Designação	Espessura	Resistência à Flexão, $\sigma_{fm}$ (MPa)	Deformação de flexão, $\epsilon_f$ (%)	Módulo de flexão, $E_B$ (GPa)
<b>Curauá</b>	<b>10%</b>	10U	4,81 ( $\pm 0,35$ )	66,37 ( $\pm 11,26$ )	3,32 ( $\pm 0,70$ )	2,31 ( $\pm 0,40$ )
	<b>20%</b>	20U	5,26 ( $\pm 1,07$ )	73,50 ( $\pm 17,79$ )	4,13 ( $\pm 0,80$ )	2,33 ( $\pm 0,43$ )
	<b>30%</b>	30U	6,31 ( $\pm 0,56$ )	75,80 ( $\pm 19,82$ )	4,74 ( $\pm 0,85$ )	2,12 ( $\pm 0,48$ )
<b>Carnaúba</b>	<b>10%</b>	10C	3,56 ( $\pm 0,19$ )	27,33 ( $\pm 10,17$ )	2,81 ( $\pm 0,37$ )	2,38 ( $\pm 0,58$ )
	<b>20%</b>	20C	4,11 ( $\pm 0,19$ )	31,94 ( $\pm 12,01$ )	3,13 ( $\pm 1,97$ )	2,18 ( $\pm 0,37$ )
	<b>30%</b>	30C	4,43 ( $\pm 0,28$ )	35,40 ( $\pm 13,09$ )	4,22 ( $\pm 2,07$ )	2,03 ( $\pm 0,28$ )
<b>Poliéster Rígido</b>	<b>100%</b>	M	3,81 ( $\pm 0,23$ )	58,90 ( $\pm 9,81$ )	4,25 ( $\pm 0,74$ )	1,65 ( $\pm 0,18$ )

Fonte: Autoria própria.

Inicialmente, conforme se pode observar na Figura 66 pelos decaimentos das curvas, todos os compósitos “cederam” antes do limite de 5% de deformação, conforme previsto na norma ASTM D790 (ASTM, 2017b). Isso significa que os compósitos começaram a falhar, reduzindo, assim, a sua capacidade de resistir ao aumento de deflexão. A partir daí, houve uma tentativa de reorganização estrutural interna do material, com uma redistribuição dos esforços, o que foi representada graficamente por aumentos da deformação por deflexão sem um aumento correspondente da tensão. Dependendo da extensão dessa falha, deformações adicionais podem não ser acomodadas pelo sistema, que falha, ocorrendo, assim, uma queda acentuada da tensão. Em termos de mecanismos de absorção de energia, essa “cessão” correspondeu em grande parte à delaminação e à deformação das fibras, conforme Figura 67.

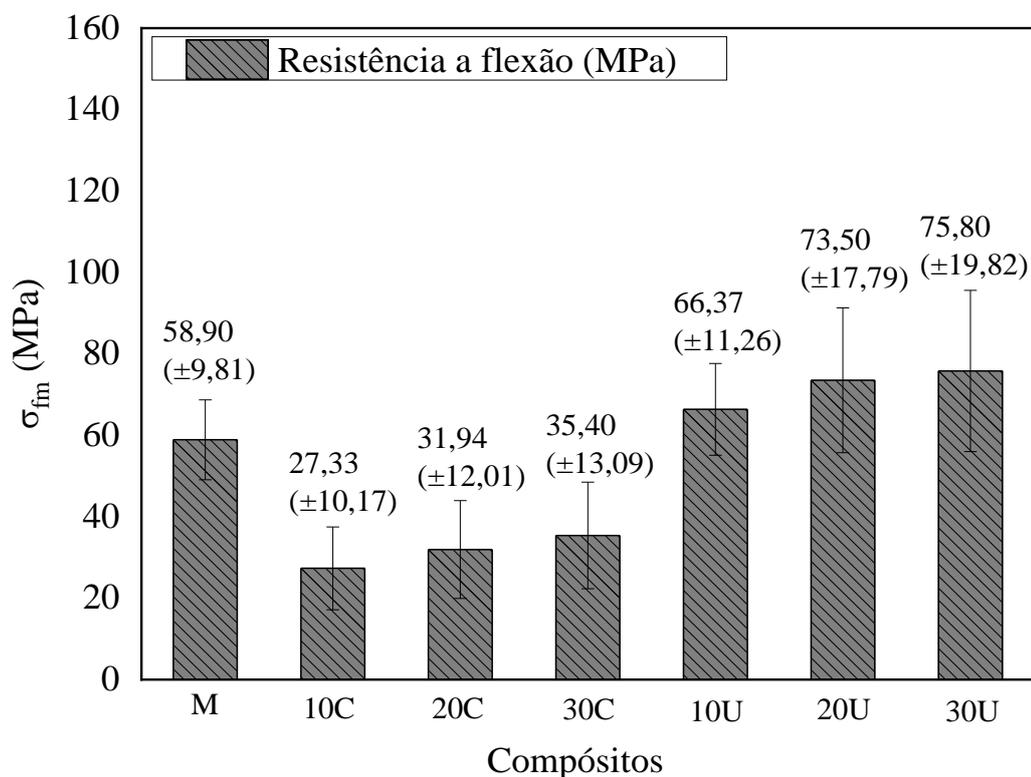
**Figura 67 – CP dos compósitos fraturados e delaminados após ensaio de flexão.**



Fonte: Autoria própria.

Esse processo é menos intenso nos compósitos reforçados com curauá, o qual sofreu arrancamentos e rupturas das fibras. Isso pode ser justificado em função da redução de interfaces disponíveis para a delaminação e da capacidade de deformação. As fibras de curauá contínuas e alinhadas, as quais existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, permite uma melhor molhabilidade, que, associada à distribuição contínua e alinhada das fibras, com morfologias de filamentos, produz um material mais contínuo e homogêneo, o que reduz a delaminação. Fato esse que não ocorreu nos compósitos reforçados com carnaúba, já que suas fibras contínuas e alinhadas, com morfologias retangulares estavam sobrepostas em camadas durante as confecções dos corpos de prova. Isso facilitou o alinhamento das fibras com o molde, porém dificultou a penetração da resina nas lacunas dos aglomerados de fibras, produzindo heterogeneidades, o que intensificou a delaminação desses compósitos. Por outro lado, o aumento da fração volumétrica e incremento da espessura dos compósitos reforçados com curauá também provocou um aumento médio da resistência à flexão. Esses efeitos foram claramente mostrados na Figura 68.

Figura 68 - Comparação das resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos.



Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 16, como  $F \gg F_{\text{crítico}}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houve médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as resistências à flexão dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na diferença mínima significativa (DMS) que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. As diferenças entre as resistências à flexão dos compósitos reforçados com curauá e dos compósitos 10C e 20C, foram maiores que a DMS. Isso confirmou que as resistências à flexão de M, 30C e dos compósitos poliéster reforçados com curauá podem ser consideradas similares estatisticamente.

Tabela 16 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as resistências à flexão dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	17955,03	6	2992,505	15,348	2,324	3,221E-09
	Resíduos	8189,21	42	194,981			
	Total	26144,24	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)		Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)		DMS	
	42		4,38	194,981		23,116	

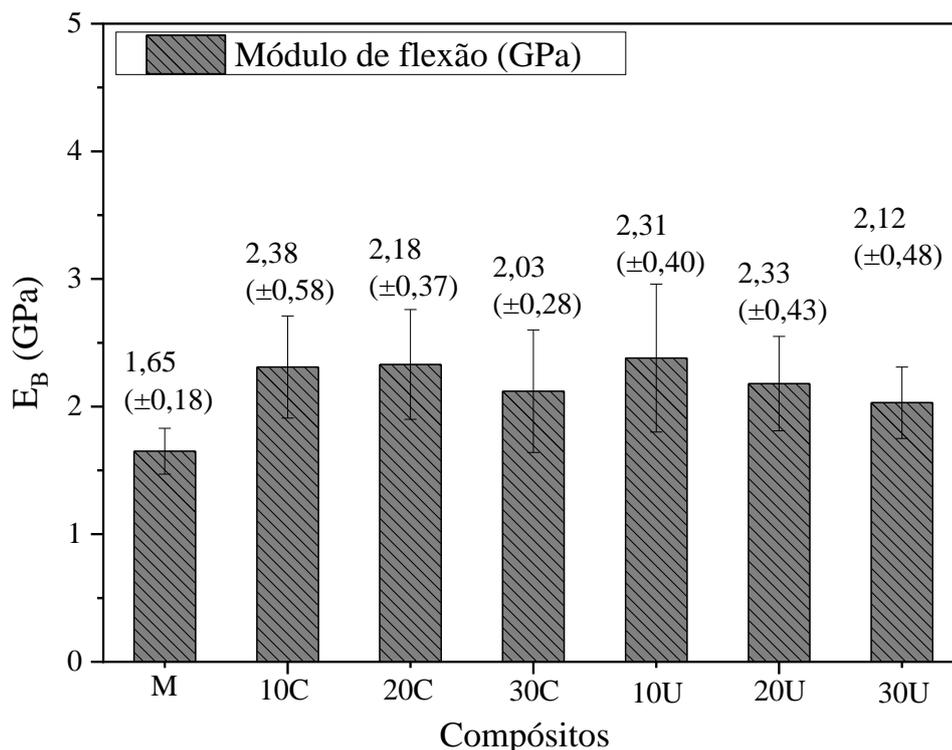
<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

Com base na Tabela 17 e na Figura 69, pode-se observar que o módulo flexional diminuiu discretamente com o aumento da fração volumétrica das fibras naturais. Porém, deve-se destacar que não houve variação significativa do módulo flexional entre o poliéster rígido e todos os demais compósitos. A fim de corroborar essas observações e verificar se existiram diferenças significativas entre os módulos flexionais dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

**Figura 69 - Comparação dos módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.**



Fonte: Autoria própria.

**Tabela 17 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para os módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.**

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	2678969	6	446494,8	2,707	2,324	0,025857
	Resíduos	6925726	42	164898,2			
	Total	9604695	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)	Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)	DMS			
	42	4,38	164898,2	672,253			

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 17, como  $F \geq F_{\text{crítico}}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houve médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os  $E_B$  dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na DMS que

deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. A diferença entre os módulos flexionais da matriz e dos compósitos foram menores que a DMS, indicando que, estatisticamente, eles podem ser considerados iguais. Só houve exceções de M com os compósitos 10C e 20C, os quais apresentaram uma discreta diferença entre sua propriedade, já que a diferença entre suas médias foi maior que a DMS, o que indicou um aumento sensível do módulo flexional dos compósitos 10C e 20C.

O não aumento de  $E_B$  para os compósitos de 30C, pode ser explicado pelo aumento da espessura e das frações volumétricas de fibras nos CP. Esse aumento da área da secção transversal foi inevitável pois a confecção dos compósitos foi feita de maneira manual, o que influencia no módulo de flexão, conforme a sua equação estabelece. Além disso, esse aumento da espessura facilita e intensifica a conformação interna do material, tornando o compósito menos rígido durante a aplicação da tensão de flexão.

A Tabela 18 mostrou os valores de resistência à flexão e módulo de flexão dos compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá e carnaúba. Foi possível observar que a resistência a flexão aumenta com a fração percentual de reforço, e que os módulos flexionais tiveram um aumento sensível quando fabricados com pressão uniaxial (RODRIGUES *et al.*, 2019; DEL PINO *et al.* 2020; MELIANDE *et al.*, 2022). Além disso, os compósitos poliéster-curauá com fibras contínuas e alinhadas apresentaram maiores resistência a flexão comparado com os fabricados com fibras curtas e aleatórias, e mantas (PREMKUMAR *et al.*, 2019; SILVA *et al.*, 2020; MELIANDE *et al.*, 2022), sendo a configuração de fibra mais indicada para esse ensaio.

**Tabela 18 - Valores de resistência à flexão de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá e carnaúba para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.**

Reforço	Condição de fabricação	Fração mássica (%)	Comp. da fibra (mm)	Resistência a flexão (MPa)	Módulo de flexão (GPa)	Fonte
Curauá	Pressão uniaxial	10	Contínuas e alinhadas	40,32 ± 3,39	3,67 ± 0,34	RODRIGUES <i>et al.</i> (2019)
	Moldagem por transferência de resina (RTM)	38	Aleatórias e curtas	36,08	-	PREMKUMAR <i>et al.</i> (2019)
	Moldagem manual, com pressão uniaxial	33	Mantas	72,50 ± 5,40	9,70 ± 2,90	SILVA <i>et al.</i> (2020)
	Moldagem manual, com pressão uniaxial (nanoargila 2,5% + poliéster)	10 20 30	Contínuas e alinhadas (2,5% NaOH)	21,11 ± 0,99 27,43 ± 0,44 38,22 ± 0,23	- - -	DEL PINO <i>et al.</i> (2020)
	Moldagem manual, com pressão uniaxial (Epoxi)	68	Mantas	68,98 ± 5,58	3,41 ± 0,30	MELIANDE <i>et al.</i> (2022)
	Moldagem manual, sem pressão	10 20 30	Contínuas e alinhadas	66,37 ± 11,26 73,50 ± 17,79 75,80 ± 19,82	2,31 ± 0,40 2,33 ± 0,43 2,12 ± 0,48	
	Moldagem manual, sem pressão	10 20 30	Contínuas e alinhadas	27,33 ± 10,17 31,94 ± 12,01 35,40 ± 13,09	2,38 ± 0,58 2,18 ± 0,37 2,03 ± 0,28	Autoria própria
	Poliéster rígido			58,90 ± 9,81	1,65 ± 0,18	

Por fim, em relação as propriedades mecânicas dos compósitos obtidas nos ensaios de flexão, considerando frações volumétricas de 10, 20 e 30% de fibras, os resultados mostraram que os compósitos poliéster-curauá e poliéster-carnaúba com 30% de reforço apresentaram valores de resistência mecânica superiores na maioria dos parâmetros analisados em cada ensaio mecânico. De modo geral, os compósitos poliéster-curauá com fibras contínuas e alinhadas apresentaram maiores resistência a flexão comparado com a literatura. E, apesar dos resultados obtidos nos ensaios de flexão dos compósitos poliéster-carnaúba serem inferiores aos dos compósitos poliéster-curauá e do poliéster rígido, foram contribuições inéditas.

### 4.2.3 – Ensaio de Impacto Charpy

Na Tabela 19, foram apresentados os resultados de energia absorvida pelos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.

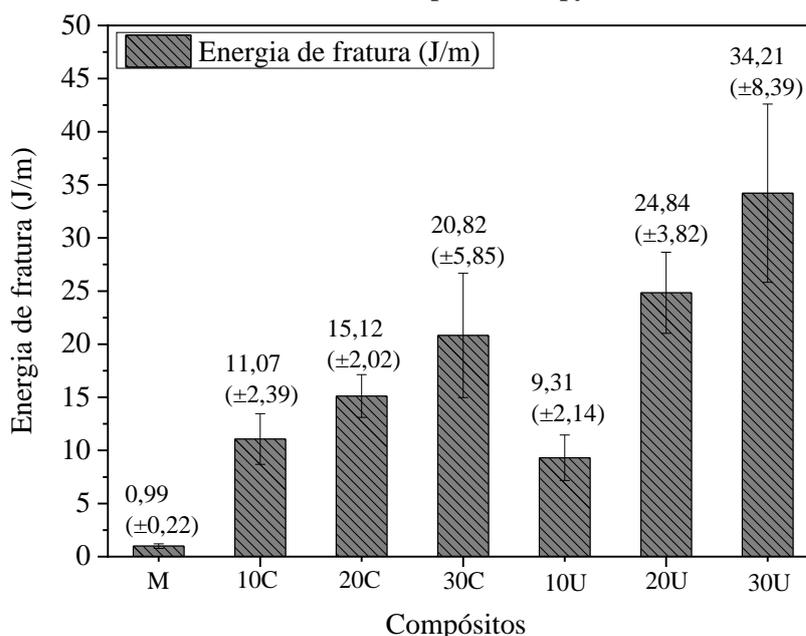
**Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos compósitos.**

Compósito poliéster reforçados	v/v (%)	Energia (J)	Energia (J/m)	Energia (kJ/m <sup>2</sup> )
<b>Curauá</b>	10%	1,19 (±0,28)	9,31 (±2,14)	0,120 (±0,026)
	20%	3,16 (±0,46)	24,84 (±3,82)	0,251 (±0,060)
	30%	4,37 (±1,12)	34,21 (±8,39)	0,278 (±0,090)
<b>Carnaúba</b>	10%	1,44 (±0,31)	11,07 (±2,39)	0,144 (±0,033)
	20%	1,94 (±0,28)	15,12 (±2,02)	0,191 (±0,034)
	30%	2,79 (±0,86)	20,82 (±5,85)	0,251 (±0,050)
<b>Poliéster Rígido</b>	100%	0,12 (±0,02)	0,99 (±0,22)	0,009 (±0,002)

Fonte: Autoria própria.

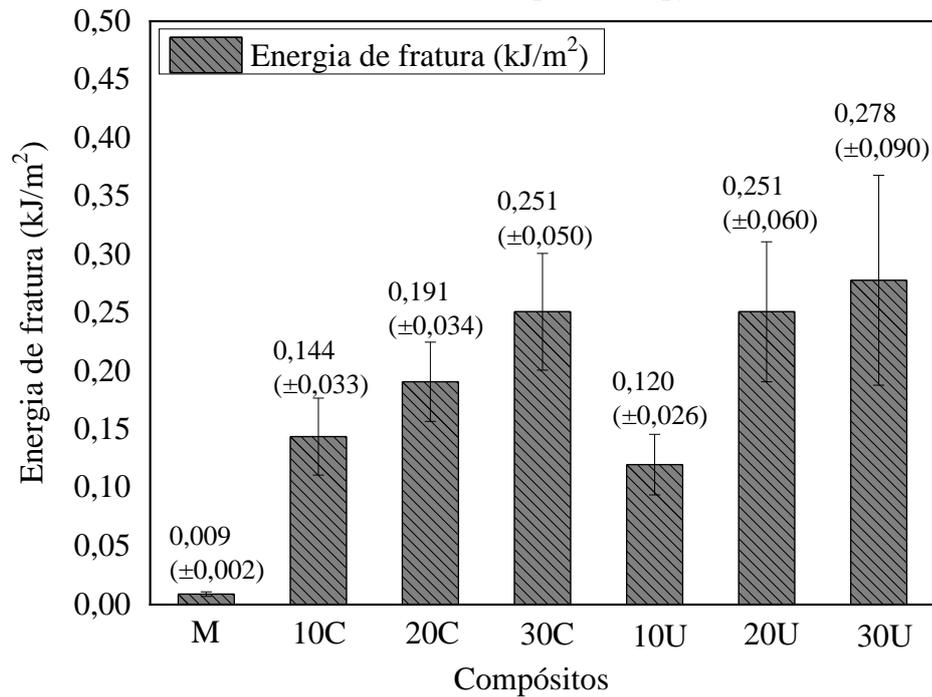
Com base na Tabela 19, Figura 70 e Figura 71 pode-se observar que a energia absorvida pelos compósitos aumenta com a fração volumétrica das fibras naturais. A fim de corroborar essa observação e verificar se existem diferenças significativas entre as energias dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

**Figura 70 - Comparação das energias de fratura (J) pela largura do entalhe (m) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.**



Fonte: Autoria própria.

**Figura 71 - Comparação das energias de fratura (kJ) pela área da secção transversal (m<sup>2</sup>) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.**



Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 20, como  $F \gg F_{\text{crítico}}$ , pode-se afirmar com 95% de confiança que houveram médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as energias absorvidas pelos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Tukey baseado na diferença mínima significativa (DMS) que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. Todas as diferenças entre as energias dos compósitos e o poliéster rígido foram maiores que a DMS, confirmando o aumento dessa propriedade com o aumento da v/v (%) das fibras nos compósitos. Esse resultado já era esperado tendo em vista a superioridade das propriedades mecânicas do curauá em relação às fibras de carnaúba, principalmente da resistência ao impacto (SAFRI *et al.*, 2018).

**Tabela 20 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as energias de fratura (J) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.**

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	83,677	6	13,946	39,338	2,324	1,28E-11
	Resíduos	14,89	42	0,354			
	Total	98,567	48				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)	Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)	DMS			
	42	4,39	0,354	0,988			

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

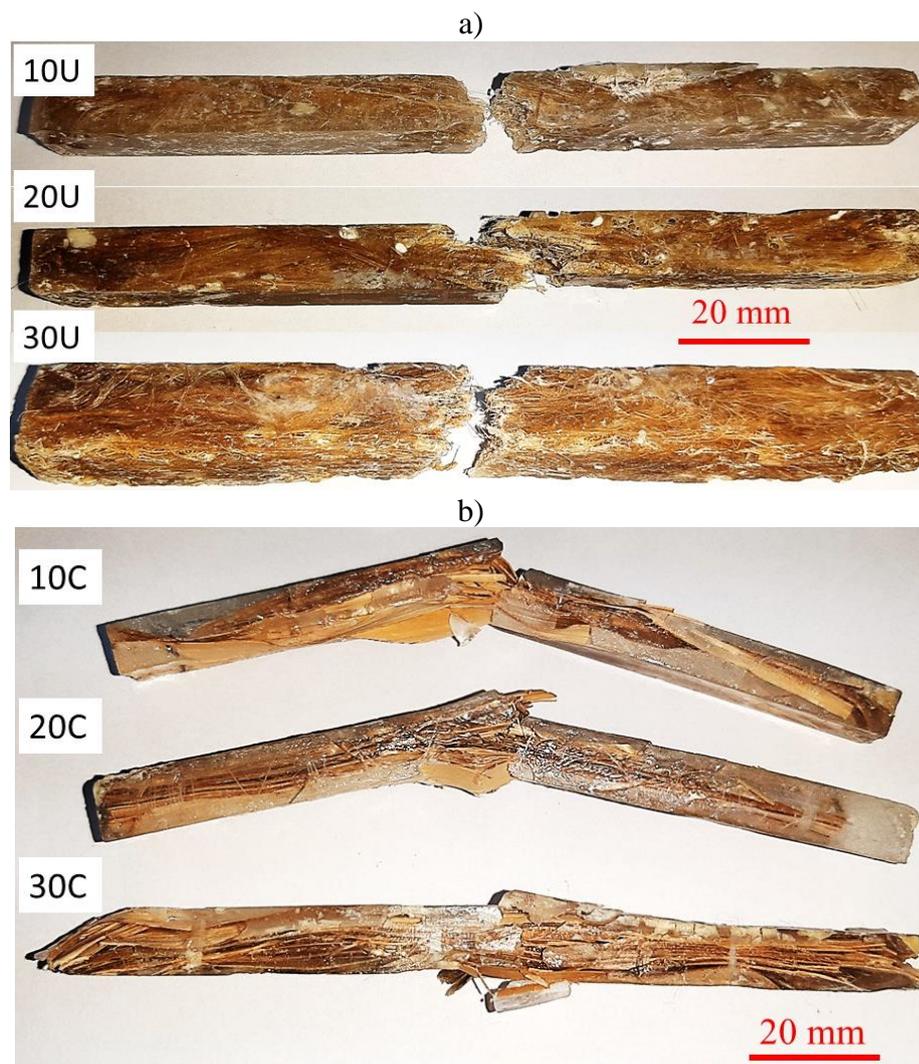
<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

Contudo, as propriedades de resistência ao impacto dos compósitos 20C e 30C foram superiores ao 10U, em 62% e 124%, respectivamente; e não houveram diferenças significativas entre os compósitos 30C e 20U. O compósito que apresentou as maiores propriedades de impacto e com diferenças significativas entre todos os compósitos foi o de 30U, sendo superior em relação a 20U e 30C em 38% e 64%, respectivamente. Considerando que a energia absorvida em função do comprimento do material, em relação ao poliéster rígido, os compósitos de carnaúba 10C, 20C e 30C aumentaram em 1018%, 1427% e 2003%, respectivamente; e os compósitos de curauá em 840%, 2409% e 3356%, respectivamente.

A análise dos CP após os ensaios de impacto Charpy foi bastante reveladora e explicou detalhadamente como essa diferença nas resistências ao impacto se traduz em mecanismos de falha dos compósitos, conforme as Figura 72 e Figura 73.

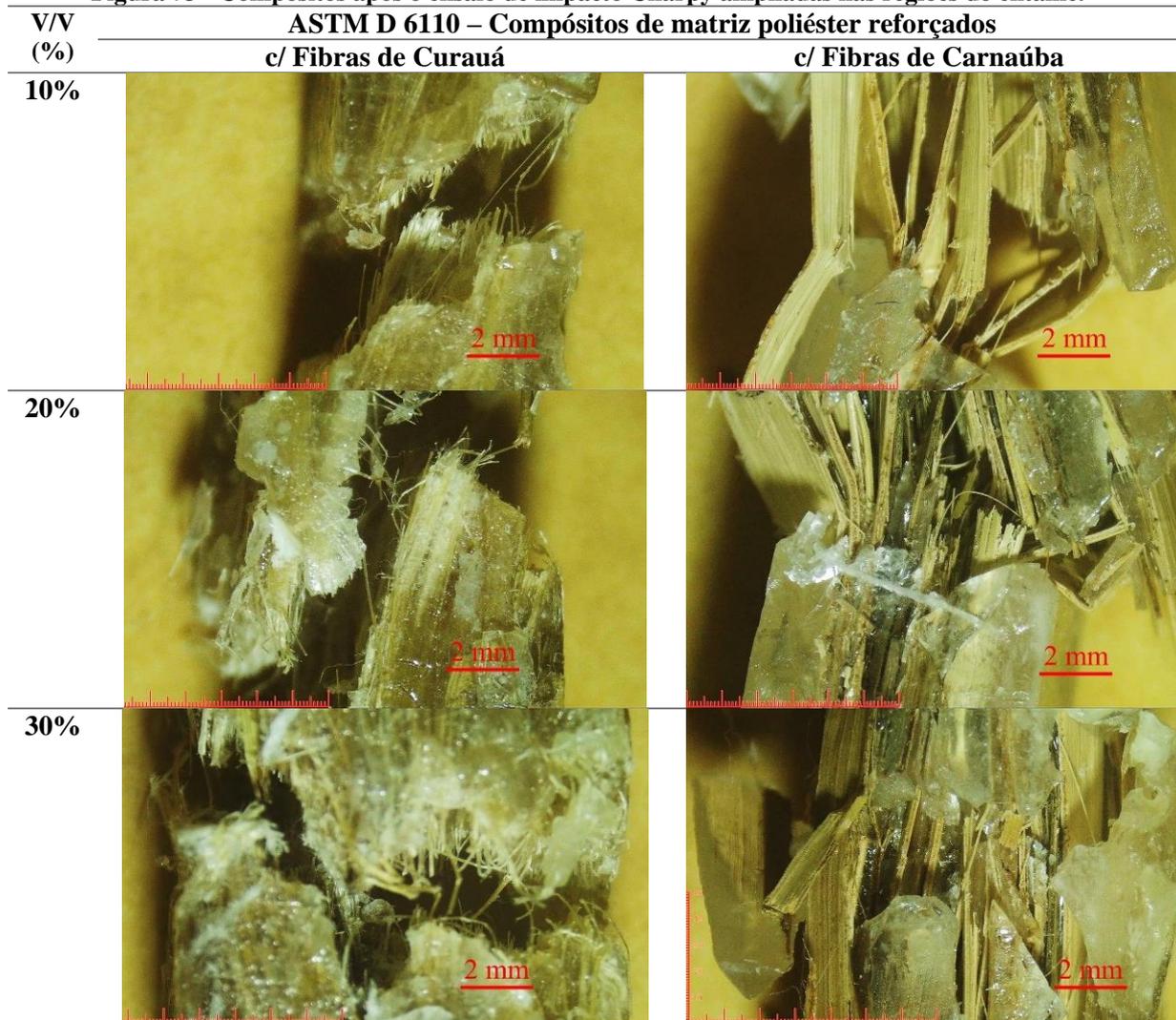
**Figura 72 - Compósitos após o ensaio de impacto Charpy: (a) reforçados com curauá e (b) reforçados com carnaúba.**



Fonte: Autoria própria.

Na Figura 72 e Figura 73 foi mostrado os CPs dos compósitos representativos após o ensaio. Como se pode observar, durante o impacto, o compósito reforçado com fibras de carnaúba sofreu intensa delaminação entre todas as camadas. Vale ressaltar que apesar dos compósitos terem sido feitos de maneira manual (*hand-lay up*), as camadas de aglomerados de fibras de carnaúba foram sobrepostas durante a confecções, mas sem pressão uniaxial. Apesar disso, os compósitos apresentaram um aspecto laminar, com muitas camadas, justificando a delaminação após os ensaios de impacto. Isso porque a energia necessária para separar camadas de carnaúba foi significativamente menor que a energia necessária para romper as fibras por tração, deformação ou cisalhamento, similar ao que ocorreu com as camadas de mantas do compósito de MELIANDE *et al.* (2022). Assim, no início do impacto, uma energia considerável é consumida no processo de delaminação completa do compósito. Algumas fibras de carnaúba, no entanto, também foram rompidas nesse processo, mas, em termos macro, a delaminação foi o modo de falha que domina esse evento no início.

**Figura 73 - Compósitos após o ensaio de impacto Charpy ampliadas nas regiões do entalhe.**



Fonte: Autoria própria.

Ainda sobre os mecanismos de falha dos compósitos reforçados com carnaúba, conforme o processo de delaminação se intensifica, outros modos de falha com energia superior começam a ocorrer mais efetivamente. É o caso da deformação por tração das fibras de carnaúba e do rompimento de alguns deles, quando atingida a deformação de ruptura. Isso porque a delaminação desprende as camadas, propiciando a deformação das fibras de carnaúba. Como o CP não estava rigidamente fixado no suporte, uma deformação das fibras de carnaúba, inferior à deformação de ruptura, foi suficiente para ejetar o CP. Caso ele estivesse rigidamente fixado no suporte, essas fibras se deformariam mais, até a deformação de ruptura, quando se romperiam, absorvendo ainda mais energia.

O compósito de curauá fratura pelo rompimento frágil das fibras ao longo da seção reta de impacto, induzido pelo entalhe, conforme mostrado na Figura 72. Neste caso, não houve delaminação por causa da morfologia das fibras de curauá, na qual são muito finas, proporcionando vazios e descontinuidades por onde a resina poliéster pode penetrar, aumentando a molhabilidade (MELIANDE *et al.*, 2022). Já nas fibras de carnaúba, sua morfologia promove um fechamento dos vazios, prejudicando a molhabilidade. Isso, porém, para a resistência ao impacto, é muito importante uma vez que promove a delaminação, que, por sua vez, propicia a deformação das fibras de carnaúba até a ruptura de alguns delas. Esses mecanismos são extremamente eficazes na absorção da energia de impacto.

Com base na discussão anterior, pode-se observar que a energia absorvida aumenta na mesma proporção que adicionamos frações volumétricas das fibras, indicando que essa propriedade foi controlada pelas fibras de curauá e carnaúba. Isso é explicado ao se considerar que os principais mecanismos de absorção da energia de impacto nesses compósitos são a delaminação entre as camadas e a deformação das fibras até a ruptura. Assim, quanto menor a quantidade de camadas, menor a ocorrência de delaminação. Além disso, ao desprender as camadas, a delaminação propicia a deformação das fibras (MELIANDE *et al.*, 2022).

Nos compósitos reforçados com curauá, ocorreu a redução da quantidade de interfaces disponíveis para a delaminação e da capacidade de deformação, além do aumento da dominância da estrutura fibrosa, sem camadas. E essa estrutura reforçada com fibras de curauá, existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, que, associada à distribuição contínua e alinhada das fibras, produz um material praticamente contínuo, o que reduziu a delaminação e a deformação transversal.

No entanto, a condição de fabricação também influenciou na compactação do sistema reforço/matriz, molhabilidade e a natureza da região interfacial do material compósito

submetido ao ensaio de impacto Charpy. Materiais fabricados por moldagens manuais e sem pressão apresentam maiores volumes de vazios (bolhas de ar), comprometendo a transferência de energia de impacto (FORNARI JUNIOR, 2017). Isso pode ser evidenciado na Tabela 21, onde mostrou que a continuidade da energia de impacto para o reforço foi maior nos materiais fabricados com pressão uniaxial (prensagem a frio) à *hand lay-up* (MELIANDE *et al.*, 2022). Os fabricados a RTM também apresentaram valores de resistência ao impacto superiores ao *hand lay-up* (PREMKUMAR *et al.*, 2019). Por esse motivo, nesta pesquisa, para a caracterização balística, foram produzidas placas com pressão uniaxial para se obter melhores propriedades possíveis de impacto balístico.

**Tabela 21 - Valores de resistência ao impacto Charpy de compósitos poliéster reforçados com fibras de curauá e carnaúba para diferentes condições de fabricação e frações de fibra.**

Reforço	Condição de fabricação	Fração mássica (%)	Comp. da fibra (mm)	Resistência ao impacto (J/m)	Fonte	
Curauá	Moldagem por transferência de resina (RTM)	38	Aleatórias e curtas, 50 mm	330	PREMKUMAR <i>et al.</i> (2019)	
	Moldagem manual, com pressão uniaxial (Epoxi)	68	Mantas	1243	MELIANDE <i>et al.</i> (2022)	
	Moldagem manual, sem pressão	10 20 30	Contínuas e alinhadas	9 25 34	Autoria própria	
Carnaúba	Moldagem manual, sem pressão	10		Contínuas e alinhadas	11	Autoria própria
		20			15	
		30	21			
Poliéster Rígido	Moldagem manual, sem pressão			1	Autoria própria	

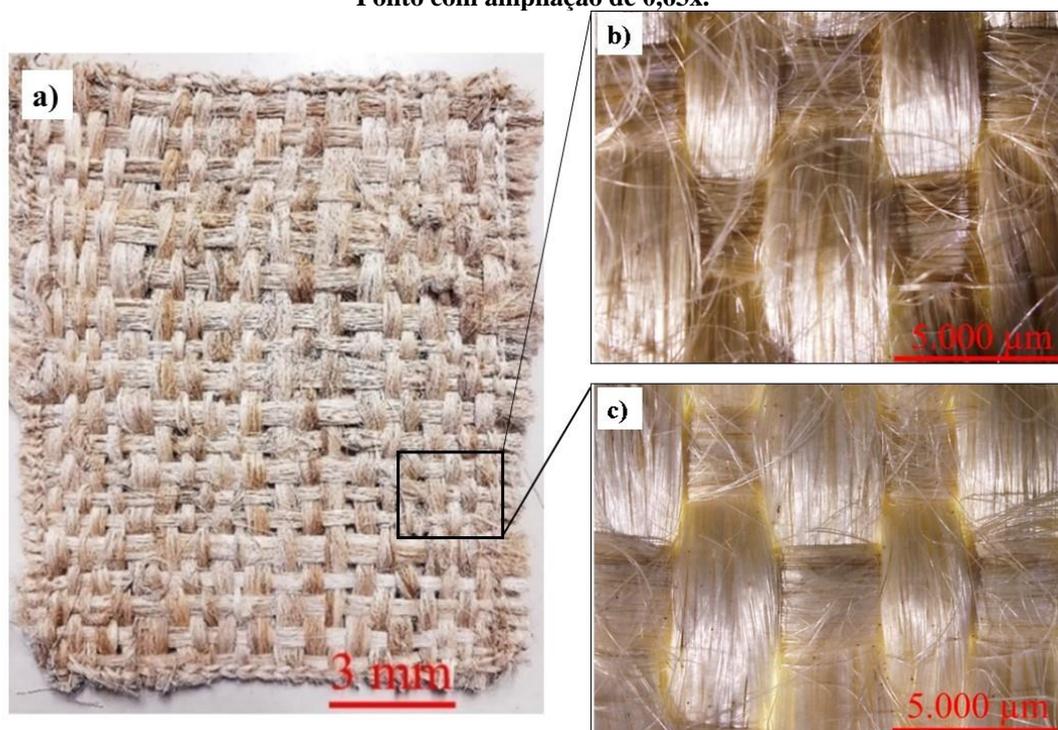
Por fim, de modo geral, o ensaio de impacto Charpy mostrou que as propriedades de resistência ao impacto dos compósitos poliéster-curauá foram superiores aos de poliéster-carnaúba. Principalmente para frações volumétricas à 30% de reforço, apesar de não haver diferenças significativas entre algumas configurações com valores menores que 20% de reforço. Com 30% v/v de reforço, em relação ao poliéster rígido (M), e considerando a energia absorvida em função do comprimento do material (J/m), os compósitos poliéster-carnaúba foram superiores em 2003% e os compósitos poliéster-curauá em 3356%. Por meio da literatura, concluiu-se a necessidade de produção de placas com pressão uniaxial para se obter melhores propriedades possíveis para obtenção das propriedades de impacto balístico.

## 4.3 - CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA

### 4.3.1 – Resultados da produção de tecidos utilizados nos compósitos

Os tecidos planos de Curauá foram confeccionados e obtiveram gramatura de 556 g/m<sup>2</sup>, conforme vemos na Figura 74.

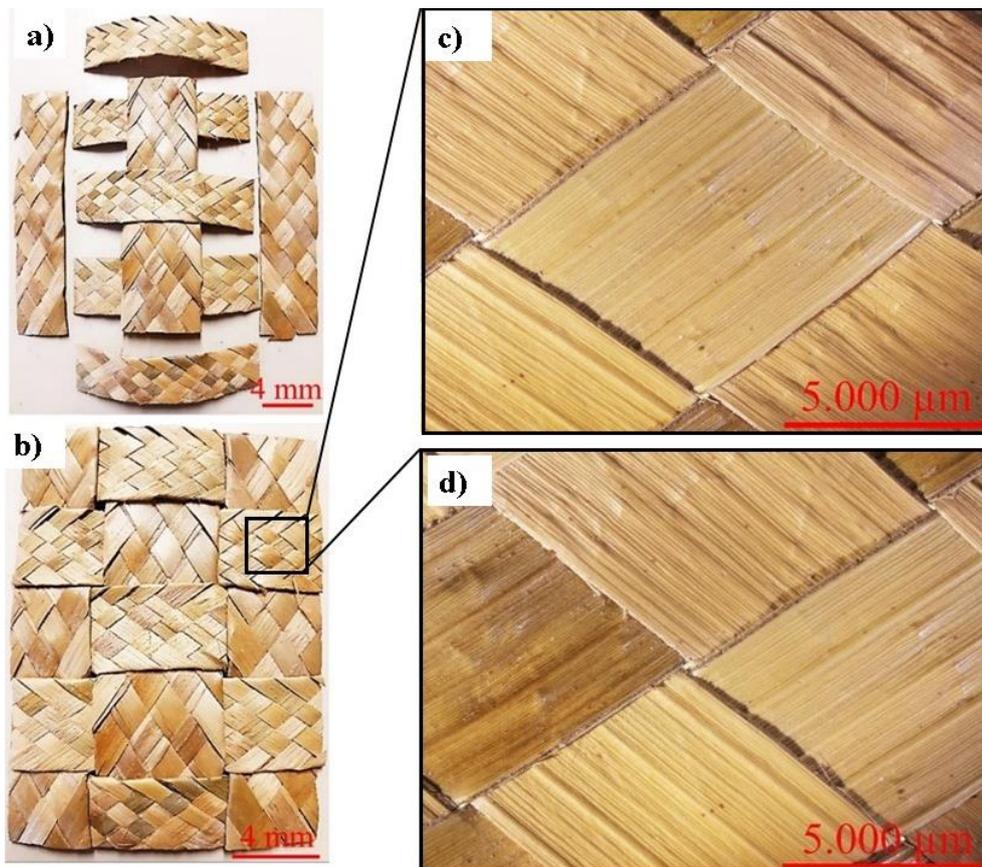
**Figura 74 – Tecido Plano de Curauá a) Dimensões 150x120mm; b) Ponto com ampliação de 0,63x e c) Ponto com ampliação de 0,63x.**



Fonte: Autoria própria.

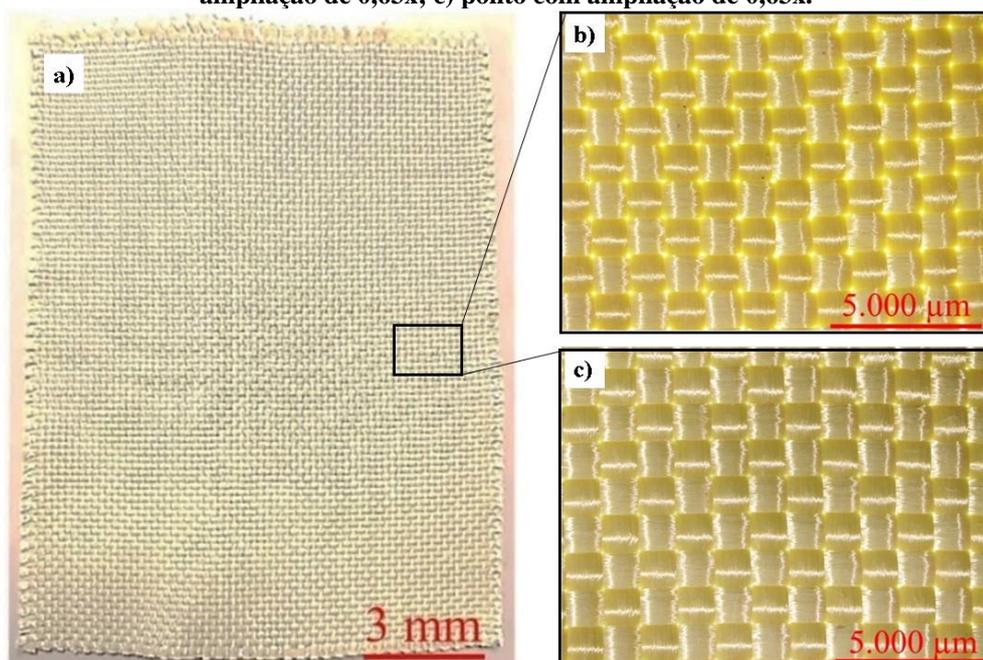
A gramatura dos tecidos trançados de carnaúba foi de 778 g/m<sup>2</sup> (Figura 75). Já o tecido plano de aramida já cortado e usado na produção das placas de compósito pode ser visto na Figura 76. A sua gramatura foi de 444 g/m<sup>2</sup> (Figura 76). Esses resultados já eram esperados e estão relacionados ao tipo de tecidos utilizados. Os tecidos trançados de carnaúba apresentaram uma maior gramatura pois tiveram uma arquitetura mais espessa e com maior número de aglomerados de fios por área de tecido. Diferente dos tecidos planos de curauá e aramida, os quais apresentaram uma trama simples, maior estabilidade no tecido, maior grau de torção dos fios, as quais influenciam nas propriedades desses compósitos, pois alteram a fração volumétrica de fibra, a orientação e o molhamento (AISYAH *et al.*, 2018; GRIES *et al.*, 2022). Apesar de ser menos densa, as fibras de curauá possuem filamentos mais irregulares, diâmetro médio maiores e uma arquitetura mais grossa do que as de aramida, além da maior presença de umidade, tornando-se menos compacta, podendo justificar, assim, gramatura superior da fibra vegetal de curauá à fibra sintética de aramida.

Figura 75 – Tecido trançado de Carnaúba nas dimensões 150x120mm: a) Trançados separados; b) Trançados unidos; c) ponto com ampliação de 0,63x; d) ponto com ampliação de 0,63x



Fonte: Autoria própria.

Figura 76 - Tecido plano de Aramida (Twaron® T 750): a) dimensões 150x120mm; b) ponto com ampliação de 0,63x; c) ponto com ampliação de 0,63x.

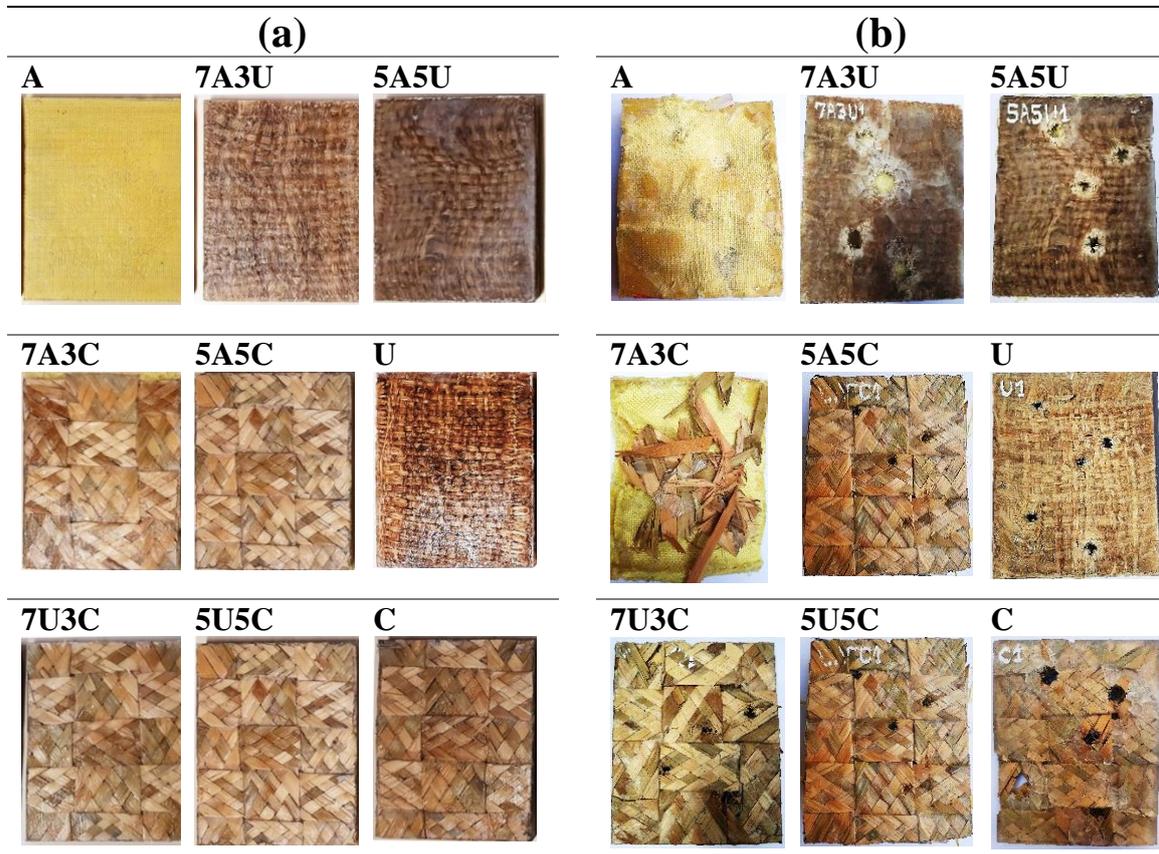


Fonte: Autoria própria.

### 4.3.1 – Ensaio de nível de proteção balística

A Tabela 22 apresentou as imagens das amostras usadas na caracterização balística.

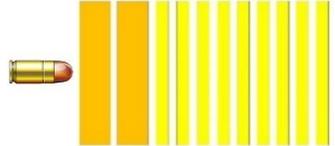
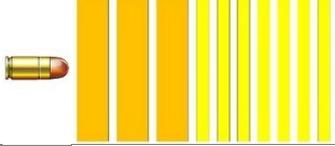
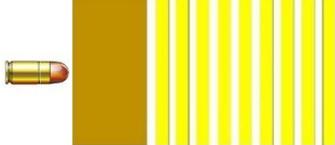
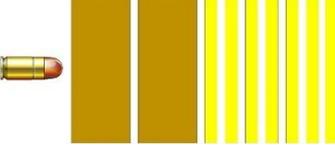
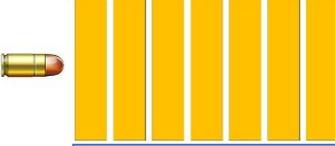
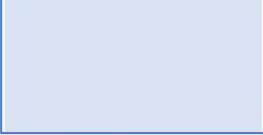
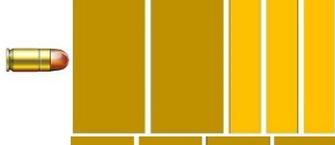
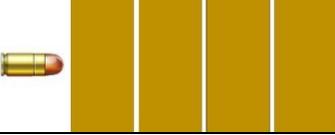
Tabela 22 – Designação e imagens das amostras utilizadas para o ensaio balístico: (a) Antes dos ensaios balísticos; (b) Após os ensaios balísticos.



Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 23, foram mostrados os resultados dos ensaios de nível balístico, contendo a massa inicial dos compósitos em gramas ( $m_{ic}$ ). Caso o projétil ficasse retido na blindagem, a perfuração era considerada parcial e a blindagem atendia ao nível de proteção balística correspondente; caso contrário, não.

**Tabela 23 - Resumo do ensaio de nível de proteção balística: Nível I e calibre 45 ACP com dimensões de 11,43x23 mm**

Designação	Nº de camadas	Ilustração das camadas	$m_{ic}$ (g)	Resultado
A	13 – Aramida		227,39	Perfuração parcial
7A3U	02 – Curauá 09 – Aramida		255,88	Perfuração parcial
5A5U	03 – Curauá 07 – Aramida		222,18	Perfuração parcial
7A3C	01 – Carnaúba 09 – Aramida		219,53	Perfuração parcial
5A5C	02 – Carnaúba 07 – Aramida		227,45	Perfuração parcial
U	07 – Curauá		250,93	Perfuração total
M	Poliéster rígido		229,05	Perfuração total
7U3C	01 – Carnaúba 05 – Curauá		243,81	Perfuração total
5U5C	02 – Carnaúba 03 – Curauá		222,18	Perfuração total
C	04 – Carnaúba		211,73	Perfuração total

Fonte: Autoria própria.

As amostras de compósitos híbridos contendo aramida não transpassaram. Assim, com base na Tabela 23, pode-se afirmar que o compósito de Aramida (A) e os compósitos híbridos de tecidos Aramida-Curauá (7A3U e 5A5U) e Aramida-Carnaúba (7A3C e 5A5C), tem nível I

de proteção balística, de acordo com a norma NBR 15000 (ABNT, 2005), e atende o requisito técnico de resistência à penetração balística. Contudo, o compósito híbrido 7A3C não apresentou uma boa coesão após o impacto, certamente por haver apenas uma camada do tecido de carnaúba e pela forma de tear do seu tecido, o qual foi trançado e não tramado.

Já os sistemas de compósitos híbridos de tecidos Curauá-Carnaúba (7U3C e 5U5C), Curauá (U) e Carnaúba (C) foram completamente perfuradas após o impacto balístico, absorvendo a energia de impacto apenas parcialmente. Ou seja, apesar de possuírem uma boa coesão após o impacto balístico, esses compósitos não satisfizeram os critérios para os níveis de proteção balística I, de acordo com as normas NBR 15000 (ABNT, 2005) e NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a). As placas de resina poliéster rígido (M) apresentaram a maior absorção de energia comparado com os compósitos transpassados. Contudo, foram totalmente fragmentadas após 4 disparos, já que cada uma não resistiu a 1 disparo. Sem reforço, a sua característica de fragmentação o torna inadequado para a aplicação em blindagem balística. Isso pode ser explicado devido à interferência da onda compressiva incidente e a sua reflexão, que produz um estado de tensões trativas no poliéster rígido, o qual não teve energia absorvida por um material de reforço (MELIANDE *et al.*, 2022).

Vale destacar que, com base nos resultados das caracterizações mecânica, era esperado que o compósito reforçado com tecidos de curauá (U) e compósitos híbridos Curauá-Carnaúba (7U3C e 5U5C) tivessem maiores resistência à penetração equivalente ao compósito com tecidos de Carnaúba (C), isto é, nível I, e, portanto, superior ao nível de proteção balística. Isso porque os compósitos reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá apresentaram propriedades mecânicas importantes para o desempenho balístico do material, como tensão de ruptura, módulo de elasticidade e deformação máximas superiores. Contudo, as micrografias dos compósitos após os ensaios mecânicos podem justificar esse comportamento.

De acordo com Meliande *et al.* (2022), o desempenho balístico de um compósito laminado é atribuído a sua capacidade de deformação na direção transversal, e a sua resistência interlaminar ao cisalhamento. Quanto maiores essa capacidade de deformação e o nível de delaminação, maior a sua capacidade de absorver energia, e, portanto, melhor o seu desempenho balístico. Na Tabela 24, pode-se observar a deflexão transversal dos fios principais, altamente tracionados e deformados, responsáveis por absorver a maior parte da energia cinética do projétil, conforme descrito por Meliande *et al.* (2022).

Além disso, pode-se observar que, na região ao redor do ponto de impacto, a deformação induzida na matriz excedeu o limite de resistência do material, gerando trincas que se

propagaram na região de interface entre as camadas, e causando a delaminação do compósito, conforme descrito por (PATIL & NAIK, 2018). Segundo Meliande *et al.* (2022), para aplicações balísticas, a delaminação é altamente desejável à medida que, além de absorver energia, ela desprende os fios/fibras, permitindo que se deformem até a fratura. É importante destacar também a ruptura por cisalhamento dos fios/fibras nas camadas iniciais. Associada à onda compressiva na espessura, ocorre uma onda de cisalhamento. Se as tensões cisalhantes excederem a resistência ao cisalhamento do material, ocorre a falha, conforme PATIL & NAIK (2018). A Tabela 24 mostra o compósito A, com delaminação e baixíssima ruptura por cisalhamento.

**Tabela 24 - Compósitos poliéster reforçados com tecidos de Aramida.**

Designação	Primeiras camadas	Lateral	Últimas camadas
A			

Fonte: Autoria própria.

Ao introduzir camadas de tecido de curauá e carnaúba nos compósitos híbridos de aramida (compósito 7A3U, 5A5U, 7A3C e 5A5C), a deflexão transversal aumentou consideravelmente, assim como a área deformada, conforme se pode observar na Tabela 25 e Tabela 27. Pode-se inferir que a camada de tecido de curauá e carnaúba, sendo a primeira zona de contato com o projétil, aumentou a deflexão transversal dos fios/fibras de aramida. Além disso, as camadas iniciais, isto é, muito próximas à ponta do projétil, passaram a governar o comportamento dinâmico do material.

De acordo com Meliande (2022) comparativamente à resposta global, esse tipo de posicionamento das camadas impede a redução da capacidade de resistência ao impacto do material, uma vez que uma quantidade menor de aramida participa dessa resposta. Além disso, conforme se pode observar na Tabela 25 (5A5U e 5A5C), outro efeito colateral dessas posições dessas camadas de contato com projétil, foram a diminuição do grau de delaminação, potencializado pela redução do número de camadas de aramida do compósito.

Pode-se notar também que, enquanto a deflexão transversal das camadas de aramida nos compósitos 7A3U e 7A3C foi acompanhada por uma intensa delaminação entre elas para além da área deformada, nos compósitos 5A5U e 5A5C, a deflexão transversal das camadas de curauá e carnaúba foi acompanhada por uma razoável delaminação entre essas camadas. Tudo isso explica o desempenho balístico superior dos compósitos 7A3U e 7A3C em relação ao compósito 5A5U e 5A5C, respectivamente. No entanto, esta pequena delaminação observada nos CPs 5A5U e 5A5C indica uma absorção da energia de impacto por meio da fricção interlaminar entre as fibras do material e *pull out* de fibras do poliéster, sem, contudo, prejudicar a eficiência do reforço, o qual atingiu o nível I de proteção balística.

**Tabela 25 - Compósitos híbridos reforçados pelo sistema Aramida/Curauá/Carnaúba.**

Designação	Primeiras camadas	Lateral	Últimas camadas
7A3U			
5A5U			
7A3C			
5A5C			

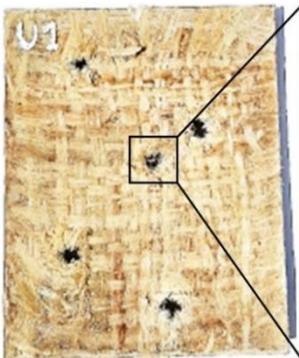
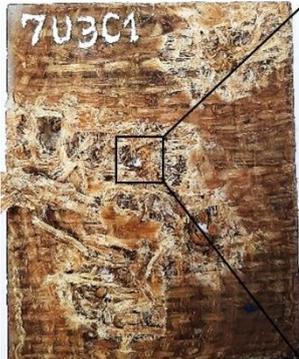
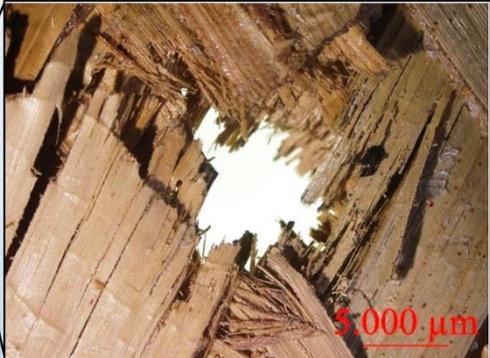
Fonte: Autoria própria.

É importante destacar que no tecido de aramida a área tensionada foi muito maior que a área deformada. Contudo, mesmo as fibras de curauá e carnaúba estarem na forma de tecidos, isso provavelmente não aconteceu, pois essas fibras deram uma resposta predominantemente local em contraste com a resposta predominantemente global do tecido. Isso foi ratificado pela redução da área deformada e pelo aumento da extensão da falha por cisalhamento à medida que o número de camadas de curauá e carnaúba no compósito aumenta e o número de camadas de aramida diminui. Isso pode ser observado na Tabela 26, que mostrou a ampliação das perfurações dos compósitos transpassados após os ensaios de nível balístico para nível I. Essa observação ratificou o desempenho balístico inferior dos tecidos de fibras de curauá e carnaúba.

Uma possível explicação para esse comportamento do tecido de curauá e carnaúba é a sua estrutura. No tecido de curauá e carnaúba, as fibras estão distribuídas em camadas de forma entrelaçadas, compactadas mecanicamente por meio de trama e tranças, respectivamente, mas existindo vazios e descontinuidades por onde a resina pode facilmente penetrar. Isso produz um material quase homogêneo e isotrópico de natureza predominantemente frágil devido ao poliéster. Assim, a sua capacidade de deformação é consideravelmente inferior ao que é potencializado pela menor capacidade de delaminação devido ao molhamento mais eficiente das fibras pela resina.

Essas observações foram corroboradas pela formação de pétalas distal, característico de material frágil (FRAS, ROTH & MOHR, 2019) (Tabela 27). A análise fractográfica dos compósitos híbridos Curauá/Carnaúba após os ensaios de nível balístico para o nível I ratifica esse efeito limitante dos tecidos de curauá e carnaúba. (Tabela 27).

Tabela 26 – Ampliação das perfurações dos compósitos transpassados.

Designação	Camada frontal	Ampliação das perfurações
U		
7U3C		
5U5C		
C		

Fonte: Autoria própria.

**Tabela 27 – Compósitos híbridos reforçados pelo sistema Curauá/Carnaúba.**

Designação	Primeiras camadas	Lateral	Últimas camadas
U			
7U3C			
5U5C			
C			

Fonte: Autoria própria.

Além das pétalas dorsais, mecanismo típico quando projéteis de pontas cônicas impactam em baixa velocidade materiais frágeis, pode-se observar também o mecanismo batoque nas amostras transpassadas (Tabela 26). Esse tipo de penetração acontece quando o projétil arranca uma porção de material do alvo, onde essa porção possui um diâmetro aproximadamente igual ao do projétil (FRAS, ROTH & MOHR, 2019). Foi muito nítida na imagem as rupturas, tanto por tração quanto por cisalhamento. As regiões mais externas predominam as deformações até a ruptura, ocasionadas pelas ondas de tensão longitudinal e as

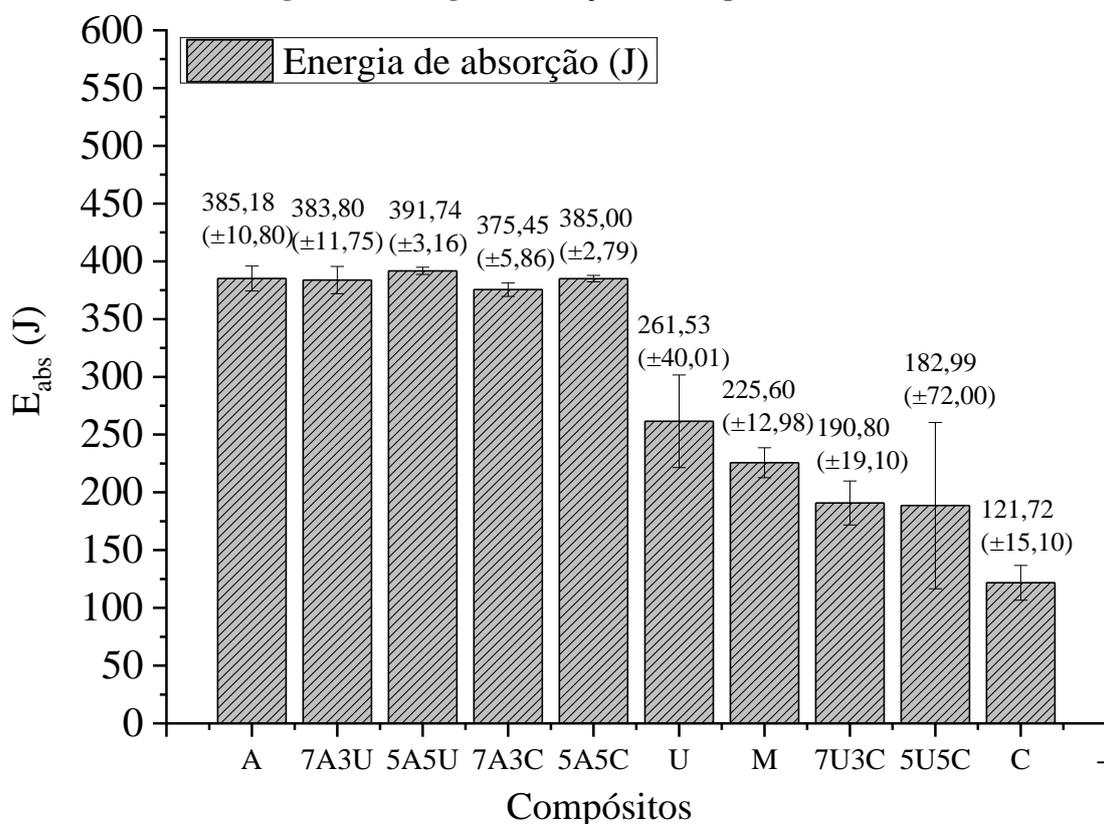
mais internas por cisalhamento provocadas pelas ondas de tensão transversal (PATIL & NAIK, 2018, MELIANDE *et al.*, 2022; ZHU *et al.*, 2022).

Assim, em relação ao nível de proteção balística, concluiu-se que o compósito de Aramida (A) e os compósitos híbridos de tecidos Aramida-Curauá (7A3U e 5A5U) e Aramida-Carnaúba (7A3C e 5A5C), tem nível I de proteção balística, de acordo com a norma NBR 15000 (ABNT, 2005), e atende o requisito técnico de resistência à penetração balística. Já os compósitos híbridos de tecidos Curauá-Carnaúba (7U3C e 5U5C), Curauá (U) e Carnaúba (C) foram completamente perfuradas após o impacto balístico, absorvendo a energia de impacto apenas parcialmente.

#### 4.3.2 - Ensaio de velocidade residual

Por meio da Figura 77, pode-se observar um gráfico comparativo das energias de absorção de todos os compósitos ensaiados. Vale ressaltar que a energia de absorção dos compósitos não transpassados foram as que obtiveram os maiores valores muito próximas das suas respectivas energias iniciais.

Figura 77 - Energia de absorção dos compósitos ensaiados.



Fonte: Autoria própria.

Os valores da massa do compósito ( $m_c$ ), massa do projétil ( $m_p$ ), velocidade média de impacto ( $v_i$ ), velocidade média residual ( $v_r$ ), energia de absorção ( $E_{abs}$ ) e a estimativa da velocidade limite ( $V_L$ ) de cada composição foram apresentados na Tabela 28. A designação “sem amostra” significa que o teste foi realizado apenas com o projétil. E para o cálculo das energias de absorção das demais amostras perfuradas, foi necessário subtrair do valor da energia de absorção “sem amostras” para que as estimativas da energia de absorção “com amostra” sejam corrigidas de eventuais perdas com a resistência do ar durante a trajetória do projétil.

**Tabela 28 - Ensaio de energia de absorção das amostras transpassadas.**

Designação	$m_p$ (g)	$v_i$ (m/s)	$v_r$ (m/s)	$E_i$ (J)	$E_r$ (J)
<b>Sem amostra</b>	14,64 ( $\pm 0,09$ )	232,18 ( $\pm 34,70$ )	223,62 ( $\pm 30,93$ )	25,90 ( $\pm 17,75$ )	54,48 ( $\pm 24,34$ )
<b>U</b>	14,61 ( $\pm 0,05$ )	245,62 ( $\pm 2,92$ )	129,20 ( $\pm 22,42$ )	440,80 ( $\pm 9,93$ )	124,80 ( $\pm 41,05$ )
<b>M</b>	14,56 ( $\pm 0,15$ )	244,34 ( $\pm 0,98$ )	145,60 ( $\pm 6,11$ )	434,50 ( $\pm 3,94$ )	154,42 ( $\pm 11,91$ )
<b>7U3C</b>	14,62 ( $\pm 0,07$ )	245,36 ( $\pm 4,02$ )	163,20 ( $\pm 5,58$ )	440,09 ( $\pm 13,97$ )	194,82 ( $\pm 12,87$ )
<b>5U5C</b>	14,59 ( $\pm 0,07$ )	246,44 ( $\pm 1,41$ )	160,56 ( $\pm 45,42$ )	442,81 ( $\pm 5,47$ )	199,79 ( $\pm 86,69$ )
<b>C</b>	14,56 ( $\pm 0,10$ )	243,62 ( $\pm 3,14$ )	187,40 ( $\pm 5,03$ )	431,97 ( $\pm 9,85$ )	255,78 ( $\pm 14,57$ )

Fonte: Autoria própria.

Após a análise de variância, foi necessário fazer o teste de Tukey, tendo em vista que o F crítico < F calculado. Do teste de Tukey, a amostras U só não possui diferenças significativas com a amostra M. O poliéster rígido (M), por sua vez, não possuiu diferenças estatísticas com 5U5C e 7U3C, os quais não divergiram significativamente. O compósito C foi o único a obter valores maiores que DMS em relação a todas as amostras, sendo esse o que obteve o menor valor de energia de absorção.

Todas as amostras que não foram transpassadas, ou seja, as que contém aramida na sua composição, obtiveram entre si valores menores que DMS. Os demais pares de compósitos não transpassadas apresentam diferenças estatísticas. O nível de confiança dessa análise (valor-p) foi na ordem de  $10^{-9}$ , muito inferior à 0,05. A Tabela 29 resumiu essas análises.

**Tabela 29 - Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Tukey para as energias de absorção (J) dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto balístico.**

ANOVA	Causas de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Média dos quadrados	F (Calculado)	F Crítico <sup>1</sup>	p - Valor
	Tratamentos	495522,39	9	55058,04	69,09	2,12	1,53E-21
	Resíduos	31874,52	40	796,86			
	Total	527396,91	49				
Teste de Tukey	Graus de liberdade (Total)	Q (Tabulado <sup>2</sup> )	Médias dos quadrados (resíduos)	DMS			
	40	4,04	796,86	51,00			

<sup>1</sup> Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

<sup>2</sup> Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Autoria própria.

É importante destacar que, por simplicidade, foi adotado no cálculo das energias o valor inicial da massa do projétil inicial,  $m_p$ , a qual se encontra na Tabela 30, embora haja modelos que tentam descrever a perda de massa durante o impacto. Assim, a fim de estimar os valores dos limites balísticos dos compósitos, foram utilizados os modelos das energias, quando a energia residual é nula. Porém, para os compósitos transpassados pelo projétil, foi considerada a energia residual obtida através da velocidade residual. Vale ressaltar também que os valores obtidos não foram os limites balísticos dos materiais, haja vista que há um procedimento normativo de ensaio para sua obtenção. Esses valores foram uma estimativa, baseados na definição de limite balístico (RIBEIRO *et al.*, 2021). Os resultados obtidos para estimativas de limite balístico dos compósitos e correlação com a literatura foram mostrados na Tabela 30 e Tabela 31.

**Tabela 30 - Ensaio de energia de absorção.**

Designação	Massa do compósito inicial $m_{ci}$ (g)	Massa do projétil $m_p$ (g)	Estimativa limite balístico $V_L$ (m/s)	Energia absorvida $E_{abs}$ (J)
Sem amostra	-	14,56 ( $\pm 0,10$ )	86,42 ( $\pm 4,07$ )	54,47 ( $\pm 5,18$ )
A	227,39	14,62 ( $\pm 0,08$ )	229,53 ( $\pm 2,91$ )	385,19 ( $\pm 10,80$ )
7A3U	255,88	14,64 ( $\pm 0,10$ )	228,93 ( $\pm 3,16$ )	383,80 ( $\pm 11,75$ )
5A5U	222,18	14,65 ( $\pm 0,04$ )	231,24 ( $\pm 1,22$ )	391,74 ( $\pm 3,16$ )
7A3C	219,53	14,61 ( $\pm 0,06$ )	226,71 ( $\pm 1,58$ )	375,45 ( $\pm 5,86$ )
5A5C	227,45	14,65 ( $\pm 0,06$ )	229,26 ( $\pm 0,63$ )	385,00 ( $\pm 2,79$ )
U	250,93	14,61 ( $\pm 0,05$ )	188,74 ( $\pm 14,39$ )	261,53 ( $\pm 40,02$ )
M	229,05	14,56 ( $\pm 0,15$ )	176,00 ( $\pm 4,32$ )	225,60 ( $\pm 12,98$ )
7U3C	243,81	14,62 ( $\pm 0,07$ )	161,41 ( $\pm 7,80$ )	190,80 ( $\pm 19,10$ )
5U5C	222,18	14,59 ( $\pm 0,07$ )	158,10 ( $\pm 32,36$ )	188,56 ( $\pm 72,10$ )
C	211,73	14,56 ( $\pm 0,10$ )	129,14 ( $\pm 8,56$ )	121,72 ( $\pm 15,10$ )

Fonte: Autoria própria.

**Tabela 31 - Comparação entre os valores de energia de absorção para os compósitos relacionados com fibras de curauá e carnaúba.**

Sistema	reforço	$V_L$ (m/s)	$E_{abs}$ (J)	Fonte
Aramida	-	212 ( $\pm 23,0$ )	220 ( $\pm 17,0$ )	BRAGA <i>et al.</i> , 2017.
Juta/poliéster	30%	200	250 ( $\pm 8,0$ )	DE ASSIS <i>et al.</i> , 2018.
Piçava/epóxi	40%	198 ( $\pm 6,0$ )	200 ( $\pm 15,0$ )	GARCIA FILHO <i>et al.</i> , 2020.
Carnaúba/epóxi	40%	238 ( $\pm 33,7$ )	279 ( $\pm 84,7$ )	JUNIO <i>et al.</i> , 2020.
Aramida/epóxi	60%	445	793	MELIANDE, 2022.
Manta Curauá/ epóxi	60%	148	88	MELIANDE, 2022.
Aramida / Manta Curauá/ poliéster	30%	284,86	320,03	SILVA <i>et al.</i> , 2017.
A		229,53 ( $\pm 2,91$ )	385,19 ( $\pm 10,80$ )	
7A3U		228,93 ( $\pm 3,16$ )	383,80 ( $\pm 11,75$ )	
5A5U		231,24 ( $\pm 1,22$ )	391,74 ( $\pm 3,16$ )	
7A3C		226,71 ( $\pm 1,58$ )	375,45 ( $\pm 5,86$ )	
5A5C	30%	229,26 ( $\pm 0,63$ )	385,00 ( $\pm 2,79$ )	Autoria própria.
U		188,74 ( $\pm 14,39$ )	261,53 ( $\pm 40,02$ )	
7U3C		161,41 ( $\pm 7,80$ )	190,80 ( $\pm 19,10$ )	
5U5C		158,10 ( $\pm 32,36$ )	188,56 ( $\pm 72,10$ )	
C		129,14 ( $\pm 8,56$ )	121,72 ( $\pm 15,10$ )	

Os valores de estimativa do limite balístico dos compósitos, obtidos com os ensaios de velocidade residual e mostrados na Tabela 30, foram coerentes com os resultados apresentados na literatura (Tabela 31). Apesar de SILVA *et al* (2017) obteve uma energia de absorção menor que do compósito 5A5U, sua velocidade limite foi maior. Isso pode ser explicado devido a diferença de massa dos projéteis, sendo que .45 ACP foi cerca de 5g maior que a munição calibre 7,62, influenciando na  $V_L$ . MELIANDE (2022) obteve  $E_{abs}$  e  $V_L$  maiores cerca de 50% que o compósito poliéster-aramida (A), certamente porque seus compósitos híbridos eram feitos com o dobro da fração volumétrica de A, ou seja, 60% v/v.

Já os compósitos de Manta de curauá/epóxi de MELIANDE (2022) foram menores em relação a  $E_{abs}$  e  $V_L$  do sistema tecido de curauá/poliéster. Isso confirma mais uma vez a necessidade de tecidos, e não mantas, serem usados para aplicações para altos desempenhos desses compósitos. A estrutura dos materiais que são feitos de tecidos, os seus fios estão orientados na trama ortogonalmente, dando mais homogeneidade nas propriedades mecânicas. Por outro lado, na manta, as fibras estão orientadas aleatoriamente o que confere um caráter isotrópico ao compósito (AISYAH *et al.*, 2018; GRIES *et al.*, 2022).

Além disso, os valores de estimativa do limite balístico dos compósitos, obtidos com os ensaios de velocidade residual e mostrados na Tabela 30, foram coerentes com os resultados de nível de proteção balística (ABNT NBR 15000, 2005). Isso porque, para o compósito A, a estimativa do limite balístico para projétil .45 foi de 230 m/s, superior ao nível I de proteção balística obtida pelo material. Valores muito aproximados tiveram os compósitos 7A3U, 5A5U, 7A3C e 5A5C, com valores de 229 m/s, 231 m/s, 227 m/s e 229 m/s, respectivamente. Esses valores dos compósitos não perfurados pelos projéteis, variaram de 227 m/s à 231 m/s. Contudo, é provável que os valores reais sejam maiores que essa estimativa, pois como não foram perfurados, esses compósitos poderiam resistir a velocidades iniciais ainda maiores que foram ensaiadas, o que implica num limite balístico maior, reforçando a ideia de uma investigação mais abrangente das propriedades balísticas dos compósitos propostos.

Para os compósitos U, M, 7U3C, 5U5C e C, os valores foram menores que a velocidade do projétil .45 ACP correspondente ao nível I de proteção balística. Apesar disso, pode-se observar que a velocidade limite do compósito U foi de 189 m/s, cerca de 16% menor que o limite balístico do compósito 7A3C, o qual não transpassou. Os compósitos híbridos 7U3C, 5U5C e C, os quais tiveram 0% de camadas de aramida, foram menores que limite balístico do compósito 7A3C cerca de 30%, 30% e 43%, respectivamente.

Por outro lado, ao se analisar as energias absorvidas dos compósitos perfurados, pode-se notar que, para todos os compósitos, a energia diminuiu na mesma proporção que a quantidade de curauá. Considerando as médias das absorções dos compósitos U, 7U3C, 5U5C e C, seus valores foram 262 J, 191 J, 189 J e 122 J, respectivamente. A redução das camadas de curauá implicam numa redução da energia de absorção dos compósitos 7U3C, 5U5C e C, cerca de 27%, 27% e 53%, respectivamente. Ou seja, não houveram diferenças entre a energia de absorção entre os compósitos 7U3C e 5U5C.

Considerando a energia absorvida pelo compósito U, pode-se calcular que cada camada de curauá contribui com, em média, cerca de 37 J na dissipação da energia de impacto. Da mesma forma, considerando a energia absorvida pelo compósito C, pode-se computar que a energia de absorção da camada de carnaúba é cerca de 30 J. Ao analisar a energia absorvida pelo compósito 7U3C, e considerando que a camada de carnaúba foi tão eficiente quanto no compósito C, isto é, foi responsável pela dissipação média de 30 J, pode-se inferir que cada camada de Curauá no compósito dissipou, em média, cerca de 32 J, podendo ter ocorrido uma entropia dos componentes do material. Diferentemente para o compósito 5U5C, que considerando a mesma dissipação média da carnaúba de 30 J, estima-se que cada camada da curauá no compósito dissipou, em média, cerca de 43 J, havendo, assim, uma possível sinergia dos componentes do compósito (ADESINA *et al.*, 2019; GUPTA *et al.*, 2021).

Por fim, essa análise da absorção da energia, velocidade residual por camada e os resultados do ensaio de nível balístico reforçam a observação de que a quantidade de tecidos de carnaúba/poliéster na frente das camadas de tecidos de curauá dos compósitos 7U3C e 5U5C não limitaram, tanto a deflexão transversal quanto a delaminação do compósito, e, por conseguinte, a sua eficiência na dissipação da energia de impacto. Porém, toda essa análise será inconsistente se feita com os compósitos contendo camadas de aramidas, pois como não foram perfurados, seus limites balísticos certamente foram maiores que os estimados, reforçando a ideia de uma investigação mais abrangente da energia e velocidade residual.

Assim, de maneira geral, as caracterizações balísticas realizadas mostraram que, mesmo com frações volumétricas de 30% e menos camadas de reforço, os compósitos híbridos obtiveram resultados expressivos como material para blindagem balística. Isso sugere um possível potencial dos compósitos híbridos reforçados com tecidos lignocelulósicos, os quais confirmaram a sua necessidade em serem usados para aplicações balísticas desses compósitos.

## 5 – CONSIDERAÇÃO FINAIS

### 5.1 – CONCLUSÕES

- O valor do diâmetro médio das fibras de curauá e carnaúba estavam de acordo com a literatura. Na análise morfológica, as fibras de curauá apresentaram uma superfície compacta, composta por feixes de microfibrilas, as quais apresentaram angulações com a direção longitudinal. Já no aglomerado de fibras de carnaúba apresentaram porosidade superficial, estendendo-se ao longo de todo o comprimento útil. Na análise química das fibras naturais, apresentaram valores aproximados para os teores de celulose, hemicelulose e lignina. Já o FTIR da resina poliéster apresentou valores aproximados para bandas características dos grupos funcionais dos componentes da resina, com estiramentos de éster, benzeno, grupos aromáticos e hidrocarbonetos.
- Em relação as propriedades mecânicas dos compósitos obtidas nos ensaios de tração, flexão e impacto Charpy, considerando frações volumétricas de 10, 20 e 30% de fibras, os resultados mostraram que os compósitos reforçados com fibras curauá e carnaúba com 30% de reforço apresentaram valores de resistência mecânica superiores na maioria dos parâmetros analisados em cada ensaio mecânico.
- O compósito de Aramida e os compósitos híbridos de tecidos Aramida-Curauá e Aramida-Carnaúba, tem nível I de proteção balística e atende o requisito técnico de resistência à penetração balística. Já os sistemas de compósitos híbridos de tecidos Curauá-Carnaúba, Curauá e Carnaúba foram completamente perfuradas após o impacto balístico, absorvendo a energia de impacto apenas parcialmente.
- A análise fractográfica dos modos de falha após os ensaios mecânicos e balísticos, os compósitos poliéster-carnaúba sofreram predominantemente delaminação das fibras. Já nos compósitos poliéster-curauá, houve predominantemente arrancamentos do reforço da matriz e rupturas de fibras.
- Após comparação com a literatura, pode-se explicar a superioridade dos valores dos compósitos reforçados com mechas de fibras contínuas e alinhadas de curauá em relação ao tecido plano e mantas em ensaios mecânicos. Além disso, por meio dos resultados de velocidade residual, confirmou a necessidade de tecidos, e não mantas, serem usados para aplicações balísticas desses compósitos. Embora a configuração com tecidos Curauá-Carnaúba dos compósitos poliéster não tenham atendido ao requisito de nível balístico, faz-se necessário uma investigação mais abrangente da velocidade residual.

## 5.2 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados e conclusões deste trabalho, sugere-se:

- a) Substituir a matriz termorrígida poliéster por epóxi ou por outra de natureza termoplástica;
- b) aumentar as quantidades em %v/v de reforço dos compósitos híbridos;
- c) Substituir a fibra de aramida por fibra de UHMWPE;
- d) Substituir os tecidos das fibras de curauá e carnaúba, associando-as com outros tecidos de fibras vegetais;
- e) Desenvolver um sistema de moldagem a vácuo para a produção dos compósitos, buscando uma possível produção de placas de maiores dimensões (30x30 cm), para a caracterização dos compósitos e uma possível aplicação como “recheio” para coletes.
- f) Traçar um comparativo das propriedades mecânicas dos compósitos híbridos produzidos à vácuo e por prensagem uniaxial.
- g) Modelar as camadas dos compósitos para simulação computacional.

## REFERÊNCIAS

- ADESINA, O., JAMIRU, T., SADIKU, E., OGUNBIYI, O., BENEKE, L. Mechanical evaluation of hybrid natural fibre–reinforced polymeric composites for automotive bumper beam: A review. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 103, p. 1781-1797, 2019.
- AGUILAR, M.D., FARRÉS, Q.T., MARQUES, M., ORÚS, X.E., PÉREZ, F.J., PUJOL, P.M., & MORERA, F.V. Explorative Study on the Use of Curauá Reinforced Polypropylene Composites for the Automotive Industry. **Materials**, v. 12, n. 24, p. 4185, 2020.
- AISYAH, H., PARIDAH, M., KHALINA, A., SAPUAN, S., WAHAB, M., BERKALP, O., LEE, S. Effects of Fabric Counts and Weave Designs on the Properties of Laminated Woven Kenaf/Carbon Fibre Reinforced Epoxy Hybrid Composites. **Polymers**, v.10, n.12, p.1320, 2018.
- ALVES, T.S.; BARBOSA, R.; MOUSINHO, F.E.P.; OLIVEIRA, T.A.; MOTA, I.O. Filmes biodegradáveis à base de poli(butileno adipato co-tereftalato), resíduo de cana-de-açúcar e cera de carnaúba para cobertura de solo, processo de obtenção e aplicação. BR 10 2020 000522 7 (Pedido), INPI, 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. ASTM D6110: Standard test method for determining the charpy impact resistance of notched specimens of plastics. West Conshohocken, PA, 2018.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. ASTM D638: Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics. West Conshohocken, PA, 2014.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. ASTM D790: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials. West Conshohocken, PA, 2017.
- AMORIM, F., SOUZA, J., & REIS, J. The Quasi-static and Dynamic Mechanical Behavior of Epoxy Matrix Composites Reinforced with Curaua Fibers. **Materials Research**, v. 21, 2018.
- ANDREW, J., SRINIVASAN, S., AROCKIARAJAN, A., & DHAKAL, H. Parameters influencing the impact response of fiber-reinforced polymer matrix composite materials: A critical review. **Composite Structures**, v. 224, p. 111007, 2019.
- ARCARI, M., AXELROD, R., ADAMCIK, J., HANDSCHIN, S., SÁNCHEZ-FERRER, A., MEZZENGA, R., & NYSTRÖM, G. Structure-property relationships of cellulose nanofibril hydro- and aerogels and their building blocks. **Nanoscale**, v. 12, n. 21, p. 11638-11646, 2020.
- ARIAS, J., LUNZ, J., AMANTES, B., & MARQUES, M. Synthesis of Polypropylene and Curauá Fiber Composites: Towards High Performance and Low-Price Materials. **Fibers and Polymers**, v. 21, p. 1316-1330, 2020.
- 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, n. 6, p. 864, 2021.
- ATMAKURI, A., PALEVICIUS, A., SIDDABATHULA, M., VILKAUSKAS, A., & JANUSAS, G. Analysis of Mechanical and Wettability Properties of Natural Fiber-Reinforced Epoxy Hybrid Composites. **Polymers**, v. 12, n. 12, p. 2827, 2020.

- AZEVEDO, A., KLYUEV, S., MARVILA, M., VATIN, N., ALFIMOVA, N., LIMA, T., OLISOV, A. Investigation of the Potential Use of Curaua Fiber for Reinforcing Mortars. **Fibers**, v. 8, n. 11, p. 69, 2020.
- BALAKRISHNAN, T.S.; SULTAN, M.T.H. NAVEEN, J. SHAHAR, F., NAJEEB, M., SHAH, A.U.M.; SEBAEY, T.A. Selection of Natural Fibre for Pultruded Hybrid Synthetic/Natural Fibre Reinforced Polymer Composites Using Analytical Hierarchy Process for Structural Applications. **Polymers**, v. 14, n. 15, p. 3178, 2022.
- BALASUBRAMANI, V., BOOPATHY, S., STALIN, B., & KAVIMANI, V. An experimental investigation on impact dynamics response of woven roved glass fiber reinforced polyester laminated composites. **Polymer Composites**, v. 43, n. 10, p. 7266-7277, 2022
- BARTOS, A., ANGGONO, J., FARKAS, KUN, D., SOETAREDJO, F., MÓCZÓ, J., PUKÁNSZKY, B. Alkali treatment of lignocellulosic fibers extracted from sugarcane bagasse: Composition, structure, properties. **Polymer Testing**, v. 88, p. 106549, 2020.
- BELOUADAH, Z.; ATI, A.; ROKBI, M. Characterization of new natural cellulosic fiber from *Lygeumspartum* L. **Carbohydrate Polymers**, v. 134, p. 429-437, 2015.
- BICHANG'A, D., ARAMIDE, F., OLADELE, I., & ALABI, O. A Review on the Parameters Affecting the Mechanical, Physical, and Thermal Properties of Natural/Synthetic Fibre Hybrid Reinforced Polymer Composites. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2022, p. 1-28, 2022.
- BRAGA, F., BOLZAN, L., LUZ, F., LOPES, P., LIMA JR, &., & MONTEIRO, S. High energy ballistic and fracture comparison between multilayered armor systems using non-woven curaua fabric composites and aramid laminates. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 6, n. 4, p. 417-422, 2017.
- BRAGA, F., BOLZAN, L.T, LIMA JR., E. P, & MONTEIRO, S.N. Performance of natural curaua fiber-reinforced polyester composites under 7.62mm bullet impact as a stand-alone ballistic armor. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 6, n. 4, p. 323-328, 2017a.
- BRAGA, F., LOPES, P., OLIVEIRA, M., MONTEIRO, S., LIMA, É.P. Thickness assessment and statistical optimization of a 3-layered armor system with ceramic front and curaua fabric composite/aluminum alloy backing. **Composites. Part B, Engineering**, v. 166, p. 48-55, 2019.
- BRAGA, F., LUZ, F., MONTEIRO, S., LIMA JR. Effect of the impact geometry in the ballistic trauma absorption of a ceramic multilayered armor system. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 7, n. 4, p. 554-560; 2018a.
- BRAGA, F., MILANEZI, T., MONTEIRO, S., LOURO, L., GOMES, A., LIMA, É.P. Ballistic comparison between epoxy-ramie and epoxy-aramid composites in Multilayered Armor Systems. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 7, n. 4, p. 541-549; 2018b.
- BRAGA, F.; BOLZAN, L.T.; RAMOS, F.J.H.T.V.; MONTEIRO, S.N.; LIMA, É.P.; & DA SILVA, L.C. Ballistic efficiency of multilayered armor systems with sisal fiber polyester composites. **Materials Research**, v. 20, p. 767-774, 2017a.
- BUCKERIDGE, M.S.; SANTOS, W.D. dos; & SOUZA, AP. de. *As rotas para o etanol celulósico no Brasil*. Disponível em: <[www.apta.sp.gov.br/cana/coletanea/Buckeridge%5B1%5D.doc](http://www.apta.sp.gov.br/cana/coletanea/Buckeridge%5B1%5D.doc)>. Acesso em 08/09/ 2022 às 10:10:45.

CAMARA SETORIAL DA CARNAÚBA. *A carnaúba: preservação e sustentabilidade*. Adece (2009). Acesso em: 24/05/2022.

CASTRO, B. F. M. **Estudo e Caracterização Mecânica de Compósitos Reforçados com Fibras Naturais**. Dissertação de mestrado. Instituto Superior de engenharia do Porto. Porto - Portugal. 2013.

CASTRO, D., PASSADOR, F., RUVOLLO-FILHO, A., & FROLLINI, E. Use of castor and canola oils in “biopolyethylene” curauá fiber composites. **Composites. Part A, Applied Science and Manufacturing**, v. 95, p. 22-30, 2017.

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

CENTER GLESS. Disponível em: <<https://www.centerglassresinas.com.br/produtos/resinas/>> Acessado em: 30/04/2021 às 13:20:45.

CERRATINGA. *Produção sustentável e consumo consciente*. (2022). Disponível em: <<http://www.cerratinga.org.br/carnauba/>> Acessado em: 20/10/2022 às 14:20:45.

CHANDGUDE, S.; SALUNKHE, S. In State of Art: Mechanical Behavior of Natural Fiber-Based Hybrid Polymeric Composites for Application of Automobile Components. **Polymer Composites**, v. 42, n. 6, p. 2678-2703, 2021.

CHANG, Y., HUNG, F., LUI, T. A New Infrared Heat Treatment on Hot Forging 7075 Aluminum Alloy: Microstructure and Mechanical Properties. **Materials**, v.13, n.5, p.1177, 2020.

CHEN, D., CEN, K., ZHUANG, X., GAN, Z., ZHOU, J., ZHANG, Y., & ZHANG, H. Insight into biomass pyrolysis mechanism based on cellulose, hemicellulose, and lignin: Evolution of volatiles and kinetics, elucidation of reaction pathways, and characterization of gas, biochar and bio-oil. **Combustion and Flame**, v. 242, p. 112142, 2022.

CHEN, J., ZOU, Y., GE, H., CUI, Z., & LIU, S. Mechanical and water absorption behaviors of corn stalk/sisal fiber-reinforced hybrid composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 135, n. 26, p. 46405, 2018.

CHENG, Z., LIU, Y., LI, Z., & SONG, Y. Condensation polymers: Synthesis, properties, and applications. In: **E3S Web of Conferences**. EDP Sciences, 2021. p. 01025.

CHEREVATOVA, A.V.; ZHERNOVSKAYA, I.V.; ALEHIN, D.A.; KOZHUKHOVA, M.I.; KOZHUKHOVA, N.I.; YAKOVLEV, E.A. Theoretical aspects of development of composite nanostructured gypsum binder characterized by increased heat resistance. **Constr. Mater. Prod.** 2019.

CHOI, H., & CHOI, Y. Setting Characteristics of Natural Cellulose Fiber Reinforced Cement Composite. **Construction and Building Materials**, v. 271, p. 121910, 2021.

CORRÊA, A., TEODORO, K., SIMÃO, J., CLARO, P., MORAIS TEIXEIRA, E., MATTOSO, L., & MARCONCINI, J. Cellulose nanocrystals from curaua fibers and poly[ethylene-co-(vinyl acetate)] nanocomposites: Effect of drying process of CNCs on thermal and mechanical properties. **Polymer Composites**, v. 41, n. 5, p. 1736-1748, 2020.

CORREIO DA AMAZÔNIA. Disponível em: <<https://correiodaamazonia.com/pesquisas-pretendem-potencializar-uso-da-fibra-de-curaua-no-amazonas/>> Acessado em 28/08/2019 às 15:04:01

COSTA, U., NASCIMENTO, L., ALMEIDA BEZERRA, W., DE OLIVEIRA AGUIAR, V., PEREIRA, A., MONTEIRO, S., & PINHEIRO, W. Dynamic Mechanical Behavior of Graphene Oxide Functionalized Curaua Fiber-Reinforced Epoxy Composites: A Brief Report. **Polymers**, v. 13, n. 11, p. 1897, 2021.

COSTA, U., NASCIMENTO, L., BEZERRA, W., NEVES, P., HUAMAN, N., MONTEIRO, S., & PINHEIRO, W. Dynamic and Ballistic Performance of Graphene Oxide Functionalized Curaua Fiber-Reinforced Epoxy Nanocomposites. **Polymers**, v. 14, n. 9, p.1859, 2022.

COSTA, U., NASCIMENTO, L., GARCIA, J., BEZERRA, W., FABIO DA COSTA, G., LUZ, F., MONTEIRO, S. Mechanical properties of composites with graphene oxide functionalization of either epoxy matrix or curaua fiber reinforcement. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 6, p. 13390-13401, 2020.

COSTA, U., NASCIMENTO, L., GARCIA, J., MONTEIRO, S., LUZ, F., PINHEIRO, W., & GARCIA FILHO, F. Effect of Graphene Oxide Coating on Natural Fiber Composite for Multilayered Ballistic Armor. **Polymers**, v. 11, n. 8, p. 1356, 2019.

COSTA, U.O.; NASCIMENTO, L.F.C.; MONTEIRO, S.N. GARCIA, J.M. Material compósito à base de resina epóxi reforçada com tecido de curauá, processo para sua produção, e seu uso em blindagem balística multicamada. BR 10 2019 012409 1 (Pedido), INPI, 2019.

COSTA, U.O.; NASCIMENTO, L.F.C.; MONTEIRO, S.N. Material compósito à base de resina epóxi reforçada com fibras de curauá funcionalizadas com óxido de grafeno, processo para sua produção, e seu uso em blindagem balística multicamada. BR 10 2019 012398 2 (Pedido), INPI, 2019.

COSTA, U.O.; NASCIMENTO, L.F.C.; MONTEIRO, S.N.; BEZERRA, W.B.A.; DA LUZ, F.S.; PEREIRA, A.C. Material compósito à base de resina epóxi funcionalizada com óxido de grafeno e reforçada com fibras de curauá. BR 10 2020 002337 3 (Pedido), INPI, 2020.

COSTA, U.O.; NASCIMENTO, L.F.C.; MONTEIRO, S.N.; BEZERRA, W.B.A.; DA LUZ, F.S. Material compósito à base de resina epóxi funcionalizada com óxido de grafeno e reforçada com fibras de curauá funcionalizadas com óxido de grafeno. BR 10 2020 002335 7 (Pedido), INPI, 2020.

COSTA, U.O.; NASCIMENTO, L.F.C.; MONTEIRO, S.N.; BEZERRA, W.B.A.; DA LUZ, F.S.; PEREIRA, A.C. Material compósito à base de resina epóxi funcionalizada com óxido de grafeno reforçada com fibras de curauá funcionalizadas com óxido de grafeno. BR 10 2020 002338 1 (Pedido), INPI, 2020.

CZŁONKA, S., FISCHER KERCHE, E., MOTTA NEVES, R., STRĄKOWSKA, A., & STRZELEC, K. Bio-Based Rigid Polyurethane Foam Composites Reinforced with Bleached Curauá Fiber. **International Journal of Molecular Sciences**, v. 22, n. 20, p. 11203, 2021.

DA LUZ, F., GARCIA FILHO, F., DEL-RÍO, M., NASCIMENTO, L., PINHEIRO, W., MONTEIRO, S. Graphene-Incorporated Natural Fiber Polymer Composites: A First Overview. **Polymers**, v. 12, n. 7, 2020.

- DAS, S., PAUL, D., GRAMMATIKOS, S., SIDDIQUEE, M., PAPATZANI, S., KORALLI, P., PETOUSIS, M. Effect of stacking sequence on the performance of hybrid natural/synthetic fiber reinforced polymer composite laminates. **Composite Structures**, v. 276, p. 114525, 2021.
- DE CAMPOS, A., CLARO, P., LUCHESI, B., MIRANDA, M., SOUZA, F., FERREIRA, M., & MARCONCINI, J. Curaua cellulose sheets dip coated with micro and nano carnauba wax emulsions. **Cellulose**, v. 26, n. 13-14, p. 7983-7993, 2019.
- DE QUEIROZ, H., BANEJA, M., & CAVALCANTI, D. Adhesively bonded joints of jute, glass and hybrid jute/glass fibre-reinforced polymer composites for automotive industry. **Applied Adhesion Science**, v. 9, n. 1, 2021.
- DEL PINO, G., BEAZI, A., BOUMEDIRI, H., KIELING, A., SILVA, C., DEHAINI, J., PANZERA, T. Hybrid epoxy composites made from treated curauá fibres and organophilic clay. **Journal of Composite Materials**, v. 55, n. 1, p. 57-69, 2021.
- DEL PINO, G.G., KIELING, A., BEAZI, A., BOUMEDIRI, H., DE SOUZA, J.R., DÍAZ, F.V., PANZERA, T. Hybrid Polyester Composites Reinforced with Curauá Fibres and Nanoclays. **Fibers and Polymers**, v. 21, n. 2, p. 399-406, 2020.
- DELGADO-AGUILAR, M., TARRÉS, Q., MARQUES, M., ESPINACH, F., JULIÁN, F., MUTJÉ, P., & VILASECA, F. Explorative Study on the Use of Curauá Reinforced Polypropylene Composites for the Automotive Industry. **Materials**, v. 12, n. 24, p. 4185, 2019.
- DERALIA, P., JENSEN, A., FELBY, C., & THYGESEN, L. Chemistry of lignin and hemicellulose structures interacts with hydrothermal pretreatment severity and affects cellulose conversion. **Biotechnology Progress**, v. 37, n. 5, p. e3189, 2021.
- DOLÇA, C., FAGES, E., GONGA, E., GARCIA-SANOQUERA, D., BALART, R., & QUILES-CARRILLO, L. The Effect of Varying the Amount of Short Hemp Fibers on Mechanical and Thermal Properties of Wood-Plastic Composites from Biobased Polyethylene Processed by Injection Molding. **Polymers**, v.14, n. 1, p. 138, 2021.
- DONG, Z., LI, N., DONG, A., MA, B., YU, C., CHU, T., LIU, Q. Enhancement of Interface between Lignocellulosic Fibers and Polypropylene Matrix via the Structure Alteration of Lignin at Elevated Temperatures. **Materials**, v. 13, n. 23, p. 5428, 2020.
- EDUARDO, A., NÓBREGA, M., & FERREIRA, R. Evaluation of the behavior of mortars produced with fibers from the straw of carnauba: Effects of the content of addition and length used. **Matéria**, v.26, n. 2, 2021.
- EMBRAPA. *Agricultura e preservação ambiental Síntese da ocupação e uso das terras no Brasil* (2018). Disponível em: <<https://www.embrapa.br/car/sintese>>. Acessado em 13/10/2022 às 18:54:09.
- ESTRELA SEMÂNTICA. Esteira da palha de carnaúba (2022). Disponível em: <[https://produto.mercadolivre.com.br/MLB-1124100524-esteira-palha-carnauba-kit-5-und-decoraco-pergolado-180m-\\_JM](https://produto.mercadolivre.com.br/MLB-1124100524-esteira-palha-carnauba-kit-5-und-decoraco-pergolado-180m-_JM)> Acessado em 30/04/2021 às 18:54:09.
- FARIAS-AGUILAR, J., RAMÍREZ-MORENO, M., GONZALEZ-GARCÍA, D., TÉLLEZ-JURADO, L., & BALMORI-RAMÍREZ, H. Evaluation of the ballistic protection level of (glass-fiber reinforced polyamide-aramid fabric sandwich composite panels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 12, p. 1606-1614. 2021.

- FERNANDES, J. E; DANTAS, T. N. C.; FONSECA, J. L. C.; PEREIRA, M. R. Carnauba Straw: Characterization and Chemical Treatments. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 122, p. 1614–1621, 2011.
- FERRARA, G., PEPE, M., TOLEDO FILHO, R., & MARTINELLI, E. Mechanical Response and Analysis of Cracking Process in Hybrid TRM Composites with Flax Textile and Curauá Fibres. **Polymers**, v. 13, n. 5, p. 715, 2021.
- FERREIRA, L., FREIRE JÚNIOR, R., & FORD, E. Analysis of Failure Criteria in Laminas Reinforced with Unidirectional Curaua Fiber Fabric. **Materials Research**, v.22, n.3, p.1, 2019.
- FORNARI JUNIOR, C.C.M. **Fibras vegetais para compósitos poliméricos**. 1° ed, Ilhéus-BA. Ed. Editus, 2017.
- FRAS, T., ROTH, C., MOHR, D. Dynamic perforation of ultra-hard high-strength armor steel: Impact experiments and modeling. **International Journal of Impact Engineering**, v.131, p. 256-271, 2019.
- GARCIA FILHO, F., & MONTEIRO, S. Piassava Fiber as an Epoxy Matrix Composite Reinforcement for Ballistic Armor Applications. **JOM**, v. 71, n.2, p. 801-808, 2018.
- GARCIA FILHO, F., COSTA, F.; MONTEIRO, S.N. Piassava Fiber as an Epoxy Matrix Composite Reinforcement for Ballistic Armor Applications. **JOM**, v.71, n.2, p. 801-808, 2019.
- GARCIA FILHO, F., LUZ, F., OLIVEIRA, M., BEZERRA, W., BARBOSA, J., MONTEIRO, S. Influence of Rigid Brazilian Natural Fiber Arrangements in Polymer Composites: Energy Absorption and Ballistic Efficiency. **Journal of Composites Science**, v. 5, n. 8, 2021.
- GARCIA FILHO, F., OLIVEIRA, M., PEREIRA, A., NASCIMENTO, L., RICARDO GOMES MATHEUS, J., MONTEIRO, S. Ballistic Behavior of Epoxy Matrix Composites Reinforced with Piassava Fiber against High Energy Ammunition. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n.2, 2020.
- GOVIL, T., WANG, J., SAMANTA, D., DAVID, A., TRIPATHI, A., RAUNIYAR, S., SANI, R. Lignocellulosic Feedstock: A Review of a Sustainable Platform for Cleaner Production of Nature's Plastics. **Journal of Cleaner Production**, v. 270, p. 122521, 2020.
- GRIES, T., BETTERMANN, I., BLAUROCK, C., BÜNDGENS, A., DITTEL, G., EMONTS, C., SCHWAB, M. Aachen Technology Overview of 3D Textile Materials and Recent Innovation and Applications. **Applied Composite Materials**, v.29, n.1, p. 43-64, 2022.
- GUBBELS, E.; HEITZ, T., YAMAMOTO, M. CHILEKAR, V. ZARBAKSH, S. *et al.* **Polyesters**. **Encyclopedia of Industrial Chemistry Ullmann's**. 2018.
- GUPTA, M., RAMESH, M., & THOMAS, S. Effect of hybridization on properties of natural and synthetic fiber-reinforced polymer composites (2001–2020): A review. **Polymer Composites**, v.42, n.10, p. 4981-5010, 2021.
- HARO, E., SZPUNAR, J., & ODESHI, A. Dynamic and ballistic impact behavior of biocomposite armors made of HDPE reinforced with chonta palm wood (*Bactris gasipaes*) microparticles. **Defence Technology**, v.14, n.3, p. 238-249, 2018.
- HERNÁNDEZ-DÍAZ, D., VILLAR-RIBERA, R., ESPINACH, F., JULIÁN, F., HERNÁNDEZ-ABAD, V., & DELGADO-AGUILAR, M. Impact Properties and Water

Uptake Behavior of Old Newspaper Recycled Fibers-Reinforced Polypropylene Composites. **Materials**, v.13, n.5, p.1079, 2020.

INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL (INPI). Patentes (2022). Disponível em: <<https://busca.inpi.gov.br/pePI/jsp/patentes/PatenteSearchBasico.jsp>> Acessado em 24/09/2022 às 22:02:34.

ISAAA. Global Status of Commercialized Biotech/GM Crops in 2018: Biotech Crops Continue to Help Meet the Challenges of Increased Population and Climate Change. ISAAA Brief No. 54, 2019.

JOHN, L. *Palmas para a carnaúba*. Planeta Sustentável, Bio diversa (2013). Disponível em: [https://repositorio.ufrn.br/bitstream/123456789/20931/1/LuizaMariaPinheiroDosSantos\\_DISSERT.pdf](https://repositorio.ufrn.br/bitstream/123456789/20931/1/LuizaMariaPinheiroDosSantos_DISSERT.pdf)> Acessado em: 24/05/2022 às 23:45:28.

JUNIO, R., NASCIMENTO, L., NEUBA, L., SOUZA, A., MOURA, J., GARCIA FILHO, F., MONTEIRO, S. Copernicia Prunifera Leaf Fiber: A Promising New Reinforcement for Epoxy Composites. **Polymers**, v. 12, n. 9, 2020.

JUNIO, R.P., NEUBA, L., SOUZA, A., PEREIRA, A., NASCIMENTO, L.C., & MONTEIRO, S. Thermochemical and structural characterization of promising carnauba novel leaf fiber (Copernicia prunifera). **Journal of Materials Research and Technology**, v.18, p.4714-4723, 2022.

JUNIOR, O., DE MELO, R., SALES, R., AYRES, E., & PATRICIO, P. Processing and characterization of polyethylene/starch/curauá composites: Potential for application as thermal insulated coating. **Journal of Building Engineering**, v.11, p. 178-186, 2017.

KEY, C., & ALEXANDER, C. Numerical and Experimental Evaluations of a Glass-Epoxy Composite Material under High Velocity Oblique Impacts. **International Journal of Impact Engineering**, v. 137, n. C, 2020.

KHOLIL, A., DWIYATI, S., WIRAWAN, R., EVIN, M. Brake Pad Characteristics of Natural Fiber Composites from Coconut Fibre and Wood Powder. **Journal of Physics. Conference Series**, v. 2019, n.1, p. 12068, 2021.

KUMAR, A., BISWAL, M., MOHANTY, S., & NAYAK, S. Recent developments of lignocellulosic natural fiber reinforced hybrid thermosetting composites for high-end structural applications: A review. **Journal of Polymer Research**, v.28, n.12, 2021.

LAVOR, C. T. B. Efeito de materiais isolantes térmicos em aviários no desempenho de frango de corte. **Revista Ciências Agrônômas**, v. 39, p. 309-316, 2008.

LENZ, D., TEDESCO, D., CAMANI, P., & DOS SANTOS ROSA, D. Multiple Reprocessing Cycles of Corn Starch-Based Biocomposites Reinforced with Curauá Fiber. **Journal of Polymers and the Environment**, v.26, n.7, p. 3005-3016, 2018.

LI, L., HONGQIANG, Z. YUMIN, S. JIONGKUN, W.; XINGXIANG, G. KUN, L. Study on the Characteristics of Mold in Military Aviation Material Warehouse. **E3S Web of Conferences**, v. 271, 2021.

LI, S., HUANG, C., CHEN, J., TANG, Y., & BAI, S. Effect of W on the Impact-Induced Energy Release Behavior of Al-Ni Energetic Structural Materials. **Metals**, v. 11, n. 8, 2021.

LIBERA JUNIOR, V., LEÃO, R., FRANCO STEIER, V., & DA LUZ, S. Influence of cure agent, treatment and fibre content on the thermal behaviour of a curaua/epoxy prepreg. **Plastics, Rubber & Composites**, v.49, n.5, p. 214-221, 2020.

LIBERA JUNIOR, V., TEIXEIRA, L., AMICO, S., & DA LUZ, S.M. Processing, thermal and mechanical properties of composite laminates with natural fibers prepreps. **Polymers & Polymer Composites**, v.30, p. 96739112210875, 2022.

LIMA E MOURA, C. ALMEIDA, R.R. MAIA, D.S.; RIBEIRO, M.E.N.P.; FECHINE, P.B.A.; PESSOA, O.D.L.; SILVA, A.C.C; BAÑBRE-LÓPEZ; GALLO, J; RICARDO, N.M.P.S.; ARAÚJO, T.G.; FRANÇA, F.C.F. Nanopartículas lipídicas sólidas magnéticas a base de cera de carnaúba com potencial aplicação em hipertermia magnética e imagem por ressonância magnética. BR 10 2016 016795 7 (Pedido), INPI, 2016.

LIMA, L.M; PEREIRA, W.G.; COSTA, F.O. Composição de filtro solar, uso de composição de filtro solar, uso da cera de carnaúba líquida e processo de fabricação de composição de filtro solar. BR 11 2021 012775 5 (Pedido), INPI, 2019.

LIMA, R.A.A., CAVALCANTI, D., NETO, J., COSTA, H., & BANEIA, M. Effect of surface treatments on interfacial properties of natural intralaminar hybrid composites. *Polymer Composites*, v.41, n.1, p. 314-325, 2020.

LUCJAN, S.; KOWALIK, R.; LUSIAK, T. Practical Use of Composite Materials Used in Military Aircraft. **Materials**, v. 14, n. 17, 2021.

MACIEL, N., FERREIRA, J., VIEIRA, J., RIBEIRO, C., LOPES, F., MARGEM, F., SILVA, L. Comparative tensile strength analysis between epoxy composites reinforced with curaua fiber and glass fiber. **Journal of Materials Research and Technology**, v.7, n.4, p. 561-565, 2018.

MELIANDE, N. M. **Caracterização de compósitos híbridos de epóxi com tecido de aramida e manta de curauá para capacete balístico**. Dissertação de mestrado. Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro-RJ, 2022.

MELIANDE, N., OLIVEIRA, M. S. DA SILVEIRA, P. H. P. M.; 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, n.18, p. 3749, 2022.

MELIANDE, N., SILVEIRA, P., MONTEIRO, S., & NASCIMENTO, L. Tensile Properties of Curaua–Aramid Hybrid Laminated Composites for Ballistic Helmet. **Polymers**, v.14, n.13, p. 2588, 2022.

MELO, J.D.D.; CARVALHO, L.F.M.; MEDEIROS, A.M.; SOUTO, C.R.O.; PASKOCIMAS, C.A. A biodegradable composite material based on polyhydroxybutyrate (PHB) and carnauba fibers. **Composites Part B: Engineering**. v. 43, 2012.

MELO, L.F.L.; MENESES, M.M.C.C.S.; AGUIAR, R.P.; FONTOURA, A.S.L.; SANTOS, T.E.F. Uso de biomassa de palha de carnaúba, material compósito e processo de produção do mesmo. BR 10 2017 0115720 (Pedido), INPI, 2017.

MEYER, G.; BEHRMANN, I. Composição de cera compreendendo hidrocarbonetos lineares, hidrocarbonetos ramificados e hidrocarbonetos oxidados, dispersão aquosa dos mesmos, método para produzir tal composição de cera e dispersão e uso da mesma como substituição de cera carnaúba. BR 11 2020 022327 (Pedido), INPI, 2019.

MINILLO, L.Q., CARDOSO, B.C.C. & ORTENZI, A. Design of nautical cleat for small-medium boats using hybrid curaua-glass fiber-reinforced epoxy. **Materials Today: Proceedings**, v.34, p.341-349. 2021.

MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L.; TRINDADE, W.; ELIAS, C. N.; FERREIRA, C. L.; LIMA, E. de S.; WEBER, R. P.; SUAREZ, J. C. M.; FIGUEIREDO, A. B.-H. D. S.; PINHEIRO, W. A. et al. Natural curaua fiber-reinforced composites in multilayered ballistic armor. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, n. 10, p. 4567–4577, 2015.

MONTEIRO, S.N. BRAGA, F.O., LIMA, E.P., LOURO, L.H.L., DRELICH, J.W. Promising curaua fiber-reinforced polyester composite for high-impact ballistic multilayered armor. **Polymer Engineering and Science**, v.57, n.9, p. 947-954, 2017.

MONTEIRO, S.N.; PEREIRA, A.C.; JUNIO, R.F.P. Material composto à base de resina epóxi funcionalizada com óxido de grafeno e reforçada com fibras naturais de carnaúba, processo produtivo e uso em blindagem balística multicamada. BR 10 2020 0127853 (Patente), INPI, 2020.

MONTEIRO, S.N.; PEREIRA, A.C.; JUNIO, R.F.P. Material composto à base de resina poliéster funcionalizada com óxido de grafeno e reforçada com fibras naturais de carnaúba, processo produtivo e uso em blindagem balística multicamada. BR 10 2020 012788 8 (Patente), INPI, 2020.

MONTEIRO, S.N.; PEREIRA, A.C.; JUNIO, R.F.P. Material composto à base de polímero termofixo epoxídico reforçado com fibras naturais de carnaúba, processo produtivo e uso em blindagem balística. BR 10 2020 012663 6 (Patente). INPI, 2020.

MORIN, S., LECART, B., ISTASSE, T., BAILLY MAÎTRE GRAND, C., MEDDEB-MOUELHI, F., BEAUREGARD, M., & RICHEL, A. Effect of a low melting temperature mixture on the surface properties of lignocellulosic flax bast fibers. **International Journal of Biological Macromolecules**, v.148, p. 851-856, 2020.

MORIN, S., LECART, B., LANG, M., RICHEL, A. Lignocellulosic fibres surface interactions in enzymatic reaction using data-mining. **Carbohydrate Polymers**, v.254, p. 117412, 2021.

NASCIMENTO, L.F.C., HOLANDA, L.I.F., LOURO, L.H.L. *et al.* Natural Mallow Fiber-Reinforced Epoxy Composite for Ballistic Armor Against Class III-A Ammunition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 48, p. 4425-4431, 2017.

NASCIMENTO, R., SILVA, A., WEBER, R., MONTEIRO, S. Influence of UV Radiation and Moisture Associated with Natural Weathering on the Ballistic Performance of Aramid Fabric Armor. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, 2020.

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, n. 5, p. 1648-1658, 2022.

NETO, J., LIMA, R., CAVALCANTI, D., SOUZA, J., AGUIAR, R., & BANEJA, M. Effect of chemical treatment on the thermal properties of hybrid natural fiber-reinforced composites. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 136, n.10, p. 47154, 2019.

NEUBA, L.M., PEREIRA JUNIO, R., RIBEIRO, M., SOUZA, A., LIMA, E.S., GARCIA FILHO, F., MONTEIRO, S. Promising Mechanical, Thermal, and Ballistic Properties of Novel Epoxy Composites Reinforced with *Cyperus Malaccensis* Sedge Fiber. **Polymers**, v.12, n.8, 2020.

- NIKMATIN, S., HERMAWAN, B., IRMANSYAH, INDRO, M., SUKARDAN, M., & UMAM, R. Kinematics and dynamics of the ballistic impact behavior for an oil palm empty fruit bunch fiber reinforced bio-composite. **Bioresources**, v.15, n.3, p. 6123-6134, 2020.
- NURAZZI, N., ASYRAF, M., KHALINA, A., ABDULLAH, N., AISYAH, H., RAFIQA, S., SAPUAN, S. A Review on Natural Fiber Reinforced Polymer Composite for Bullet Proof and Ballistic Applications. **Polymers**, v. 13, n. 4, 2021.
- OLIVEIRA, M., FILHO, F., PEREIRA, A., NUNES, L., LUZ, F., BRAGA, F., MONTEIRO, S. Ballistic performance and statistical evaluation of multilayered armor with epoxy-fique fabric composites using the Weibull analysis. **Journal of Materials Research and Technology**, v.8, n.6, 2019.
- OYENIRAN, A., & ISMAIL, S. Mechanical Behaviors of Natural Fiber-Reinforced Polymer Hybrid Composites. **Mechanical and Dynamic Properties of Biocomposites**. p. 1-26, 2021.
- PATIL, P., & NAIK, N. Ballistic impact performance of spaced multilayered and monolithic composite targets: Analytical and experimental studies. **International Journal of Damage Mechanics**, v.27, n.9, p. 1352-1379, 2018.
- PEJIĆ, B., KRAMAR, A., OBRADOVIĆ, B., KURAICA, M., ŽEKIĆ, A., KOSTIĆ, M. Effect of plasma treatment on chemical composition, structure and sorption properties of lignocellulosic hemp fibers (*Cannabis sativa* L.). **Carbohydrate Polymers**, v.236, p.116000, 2020.
- PEREIRA, A., ASSIS, F., FILHO, F., OLIVEIRA, M., DEMOSTHENES, L., LOPERA, H., & MONTEIRO, S. Ballistic performance of multilayered armor with intermediate polyester composite reinforced with fique natural fabric and fibers. **Journal of Materials Research and Technology**, v.8, n.5, p. 4221-4226, 2019.
- PEREIRA, A.C.; MONTEIRO, S.N.; JUNIO, R.F.P. Material composto à base de polímero termofixo poliéster reforçado com fibras naturais de carnaúba, processo produtivo e uso em blindagem balística. BR 10 2020 012664 4 (Pedido), INPI, 2020.
- PETROBRÁS. Pequenas e grandes soluções. **Revista Petrobrás**, v. 179, 2014.
- PINTO, J.C.C.S.; RODRIGUES, C.H.M.; PICCIANI, P.H.S.; OLIVEIRA, G.E.O.; SOUZA JUNIOR, F.G. Processo para modificação de fibras de curauá (*Ananas erectifolius*) com partículas de polímeros condutores, produtos resultantes desse processo e uso desses produtos como elementos sensores. PI 0902335-6 (Pedido). INPI, 2011.
- PON SELVAN, C., SIVA, I., SHINDE, A., & AMICO, S. Tribological investigation on nanographene and curauá filled three-phase polymer composites. **Materials Today: Proceedings**, v.28, p.172-176, 2020.
- PRASANNA, G., SRILEKHA, R., SRI HARSHA, A., CHANDAN, V., & KUMAR, V. Hybridization and influence of chemical treatment on the morphology and optimization of composites. **Materials Today: Proceedings**, v.44, p. 4833-4837, 2021.
- PREMKUMAR, T., SIVA, I., & AMICO, S. Inter and intralayer basalt hybrid effects on the static and vibrational behaviors of Brazilian curauá/basalt hybrid composite. **Materials Today: Proceedings**, v.33, p.1212-1215, 2020.

PREMKUMAR, T., SIVA, I., MUNDE, Y., RAJESH, S., & AMICO, S. Basalt fiber hybridization effects on the thermal degradation properties of curauá fiber composites. **Materials Today: Proceedings**, v.28, p. 258-260, 2020.

PREMKUMAR, T., SIVA, I., NEIS, P., AMICO, S., FERREIRA, N., & WINOWLIN JAPPES, J. Experimental design and theoretical analysis on the various tribological responses of curauá/polyester composites. **Materials Research Express**, v.6, n.12, p. 125337, 2019.

PUNDHIR, N., PATHAK, H., ZAFAR, S. Ballistic Impact Performance of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Composite Armour. **Sadhana**, v. 46, n. 4, 2021.

RAJ, S., DHAS, J., & JESUTHANAM, C. Challenges on machining characteristics of natural fiber-reinforced composites – A review. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v.40, n.1-2, p. 41-69, 2021.

RAJESHKUMAR, G., SESHADRI, S., RAMAKRISHNAN, S., SANJAY, M., SIENGCHIN, S., & NAGARAJA, K. A comprehensive review on natural fiber/nano-clay reinforced hybrid polymeric composites: Materials and technologies. **Polymer Composites**, v.42, n.8, p. 3687-3701, 2021.

RALPH, C., BAKER, L., ARCHER, E., MCILHAGGER, A. Optimization of Soft Armor: the Response of Single-Ply Para-Aramid and Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Fabrics under Ballistic Impact. **Textile Research Journal**, v. 90, n. 15-16, 2020.

RATHISH, R., ARAVINDKUMAR, N., ABHIJITH, S., JAYA SURIYAA, K., & SHIVAGANESH, G. Studies on Mechanical properties of hybrid fiber reinforced polymer matrix composites. IOP Conference Series. **Materials Science and Engineering**, v.1145, n.1, p. 12092, 2021.

REDDY, T., REDDY, P., & MADHU, V. Dynamic Behaviour of Carbon/Ultra High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Hybrid Composite Laminates Under Ballistic Impact. **Journal of Dynamic Behavior of Materials**, v.7, n.3, p. 403-413, 2021.

REIS, R. H. M.; CÂNDIDO, V.; NUNES, L. F.; MONTEIRO, S.. Chemical and morphological characterization of guaruman fiber. **Green Materials Engineering**. p. 107–113, 2019.

REIS, R., NUNES, L., DA LUZ, F., CANDIDO, V., DA SILVA, A., & MONTEIRO, S. Ballistic Performance of Guaruman Fiber Composites in Multilayered Armor System and as Single Target. **Polymers**, v.13, n.8, p. 1203, 2021.

RIBEIRO, M., NEUBA, L., DA SILVEIRA, P., DA LUZ, F., FIGUEIREDO, A., MONTEIRO, S., MOREIRA, M. Mechanical, thermal and ballistic performance of epoxy composites reinforced with Cannabis sativa hemp fabric. **Journal of Materials Research and Technology**, v.12, p. 221-233, 2021.

RIBEIRO, M., PINHEIRO, M., RODRIGUES, J., RAMOS, R., CORRÊA, A., MONTEIRO, S., CANDIDO, V. Comparison of Young's Modulus of Continuous and Aligned Lignocellulosic Jute and Mallow Fibers Reinforced Polyester Composites Determined Both Experimentally and from Theoretical Prediction Models. **Polymers**, v. 14, n. 3, 2022.

RODRÍGUES, B., GARCÍA, R., LEÃO, R., AMICO, S., & LUZ, S. Hemicellulose Removal in Curaua (*Ananas erectifolius*) Fibers for Polyester Composites. **Nova Scientia**, v.10, n.21, p. 154-172, 2018.

RODRIGUES, J. S. **Estudo da técnica de infusão de resina aplicada à fabricação de compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras naturais da Amazônia.** Tese de Doutorado. Universidade Federal do Pará, Belém-PA, 2014.

ROSENBAUM, M. *A gente Transforma Várzea Queimada.* Rosenbaum, 2012. Disponível em: < <https://agentetransforma.org.br/projetos/agtvarzeaquemada/>> Acessado em 27/03/2020 às 10:15:29.

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.

SALGADO, I., P. & SILVA, F. A. Flexural behavior of sandwich panels combining curauá fiber-reinforced composite layers and autoclaved aerated concrete core. **Construction & Building Materials**, v.286, p. 122890, 2021.

SALOMÃO, B.R.; LIMA, L.M. Composições de filtro solar anidra, processo de fabricação de uma composição de filtro solar anidra, uso da composição de filtro solar anidra e uso de uma cera de carnaúba líquida. BR 11 2021 012421 7 (Pedido), INPI, 2019.

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

SANTIAGO, G.A. & BOTARO, V.R. Impermeabilizante com solução de poliestireno expandido (eps) reciclado e impermeabilização de fibras de curauá (*ananas erectifolius*) e de sisal (*agave sisalana*) e seus respectivos processos, para uso como reforço em solos para aplicações em obras geotécnicas. PI 1106617-2 (Pedido). INPI, 2011.

SARIYAL, M. Design and Analysis of Natural Fiber Reinforced Epoxy Composites for Automobile Applications. **International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology**, v. 9, n. VI, 2021.

SAROJ, S., & NAYAK, R. Improvement of Mechanical and Wear Resistance of Natural Fiber Reinforced Polymer Composites Through Synthetic Fiber (Glass/Carbon) Hybridization. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v.74, n.11, p.2651-2658, 2021.

SATHISHKUMAR, T., MURALIDHARAN, M., RAMAKRISHNAN, S., SANJAY, M., & SIENGCHIN, S. Mechanical strength retention and service life of Kevlar fiber woven mat reinforced epoxy laminated composites for structural applications. **Polymer Composites**, v.42, n.4, p. 1855-1866. 2021.

SCALIONI, L., GUTIÉRREZ, M., & FELISBERTI, M. Green composites of poly(3-hydroxybutyrate) and curaua fibers: Morphology and physical, thermal, and mechanical properties. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 134, n. 14, 2017.

SCAZZOSI, R., BREJÃO DE SOUZA, S., AMICO, S., GIGLIO, M., MANES, A. Experimental and Numerical Evaluation of the Perforation Resistance of Multi-Layered Alumina/Aramid Fiber Ballistic Shield Impacted by an Armor Piercing Projectile. **Composites. Part B, Engineering**, v. 230, 2022.

SENTHILKUMAR, K., SABA, N., RAJINI, N., CHANDRASEKAR, M., JAWAID, M., SIENGCHIN, S., & ALOTMAN, O. Mechanical properties evaluation of sisal fibre reinforced polymer composites: A review. **Construction & Building Materials**, v.174, p. 713-729, 2018.

SIFUENTES-NIEVES, I., YÁÑEZ MACÍAS, R., NEIRA VELÁZQUEZ, G., VELÁZQUEZ, G., GARCIA HERNANDEZ, Z., GONZALEZ MORONES, P., & HERNÁNDEZ-HERNÁNDEZ, E. Biobased sustainable materials made from starch and plasma/ultrasound modified Agave fibers: Structural and water barrier performance. **International Journal of Biological Macromolecules**, v. 193, p. 2374-2381, 2021.

SILVA, A. O.; OLIVEIRA, S. S. A.; MONSORES, K. G. C.; WEBER, R. P.; MONTEIRO, S. N. Avaliação balística de um compósito híbrido laminado reforçado com manta de curauá e tecido de poliaramida. **72º Congresso Anual da ABM**. São Paulo: ABM proceedings, v. 53. p. 1751-1760. 2017.

SILVA, A., MONSORES, K., OLIVEIRA, S., WEBER, R., & MONTEIRO, S. Ballistic behavior of a hybrid composite reinforced with curaua and aramid fabric subjected to ultraviolet radiation. **Journal of Materials Research and Technology**, v.7, n.4, p. 584-591, 2018.

SILVA, A., MONSORES, K., OLIVEIRA, S., WEBER, R., MONTEIRO, S., & VITAL, H. Influence of gamma and ultraviolet radiation on the mechanical behavior of a hybrid polyester composite reinforced with curaua mat and aramid fabric. **Journal of Materials Research and Technology**, v.9, n.1, p. 394-403, 2020.

SILVA, A.; WEBER, R.P.; MONSORES, K.G.C.M.; OLIVEIRA, S.S.; MONTEIRO, S.N. Compósito híbrido e laminado de matriz termorrígida reforçado com fibras de poliaramida e curauá, e sua aplicação em blindagem balística. BR 10 2020 011340 2 (Pedido), INPI, 2020.

SIMONASSI, N. T. **Compósitos de alto desempenho de matriz epóxi reforçada com fibras naturais de curauá: caracterização e estudo de parâmetros de processamento**. Tese de doutorado. Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro – RJ, 2019.

SIMONASSI, N., BRAGA, F., MONTEIRO, S. Processing of a Green Fiber-Reinforced Composite of High-Performance Curaua Fiber in Polyester. **JOM**, v.70; n.10, p.1958-1964, 2018.

SISTI, L., KALIA, S., TOTARO, G., VANNINI, M., NEGRONI, A., ZANAROLI, G., CELLI, A. Enzymatically treated curaua fibers in poly (butylene succinate)-based biocomposites. **Journal of Environmental Chemical Engineering**, v.6, n.4, p. 4452-4458, 2018.

SOLTAN, D., DAS NEVES, P., OLVERA, A., SAVASTANO JUNIOR, H., & LI, V. Introducing a curauá fiber reinforced cement-based composite with strain-hardening behavior. **Industrial Crops and Products**, v.103, p.1-12, 2017.

SPINACÉ, M., & DE PAOLI, M. Biocomposite of a multilayer film scrap and curauá fibers. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, v.30, n.2, p. 225-240, 2017.

SULAIMAN, M., IQBAL, T., YASIN, S., MAHMOOD, H., SHAKEEL, A. Study of Nano-Mechanical Performance of Pretreated Natural Fiber in Ldpe Composite for Packaging Applications. **Materials**, v. 13, n. 21, 2020.

SURAPPA, S., CHANDRA SHEKAR, K., KUMAR, S., & RADHIKA, M. Tensile Behaviour of Jute and Bamboo Fiber Reinforced Polymer Matrix Hybrid Composites. **Materials Science and Engineering**, v.1057, n.1, p. 12014, 2021.

SURIANI, M., ILYAS, R., ZUHRI, M., KHALINA, A., SULTAN, M., SAPUAN, S., SHARMA, S. Critical Review of Natural Fiber Reinforced Hybrid Composites: Processing, Properties, Applications and Cost. **Polymers**, v.13, n.20, p. 3514. 2021a.

- SURIANI, M., RAPI, H., ILYAS, R., PETRŪ, M., & SAPUAN, S. Delamination and Manufacturing Defects in Natural Fiber-Reinforced Hybrid Composite: A Review. **Polymers**, v.13, n.8, p.1323, 2021b.
- SURIANI, M., SAPUAN, S., RUZAIDI, C., NAVEEN, J., SYUKRIYAH, H., & ZIEFARINA, M. Correlation of manufacturing defects and impact behaviors of kenaf fiber reinforced hybrid fiberglass/Kevlar polyester composite. **Polimery**, v.66, n.1, p. 30-35, 2021.
- TANASĂ, F., ZĂNOAGĂ, M., TEACĂ, C., NECHIFOR, M., SHAHZAD, A. Modified hemp fibers intended for fiber-reinforced polymer composites used in structural applications—A review. I. Methods of modification. **Polymer Composites**, v. 41, n. 1, p. 5-31, 2020.
- TANG, F., DONG, C., YANG, Z., KANG, Y., HUANG, X., LI, M., WEI, Y. Protective performance and dynamic behavior of composite body armor with shear stiffening gel as buffer material under ballistic impact. **Composites Science and Technology**, v. 218, p. 109190, 2022.
- TAVARES, S. R. L.; SANTOS, T. Uso de diferentes fontes de biomassa vegetal para produção de bio combustíveis sólidos. **Holos**, v.5, p.19-27, 2013.
- TEIJIN ARAMID. Tecido de aramida (2022). Disponível em: <[https://www.teijinaramid.com/wp-content/uploads/2019/11/TEIJ\\_Handbook\\_Ballistics\\_2019\\_DEF.pdf](https://www.teijinaramid.com/wp-content/uploads/2019/11/TEIJ_Handbook_Ballistics_2019_DEF.pdf)> Acessado em 12/12/2022 às 15:04:23
- TEIXEIRA, F., SILVA, F.A. On the use of natural curauá reinforced cement based composites for structural applications. **Cement & Concrete Composites**, v.114, p.103775, 2020.
- TEIXEIRA, F., CARDOSO, D., & DE ANDRADE SILVA, F. On the shear behavior of natural curauá fabric reinforced cement-based composite systems. **Engineering Structures**, v. 246, p. 113054. 2021a.
- TEIXEIRA, F., GOMES, O., & SILVA, F. Degradation mechanisms of curaua, hemp, and sisal fibers exposed to elevated temperatures. **Bioresources**, v.14, n.1, p. 1494-1511, 2019.
- TEIXEIRA, L., JUNIOR, L.V.D., & LUZ, S. Chemical treatment of curaua fibres and its effect on the mechanical performance of fibre/polyester composites. **Plastics, Rubber & Composites**, v.50, n.4, p. 189-199, 2021b.
- TEIXEIRA, R., SANTOS, S., CHRISTOFORO, A., PAYÁ, J., SAVASTANO, H., & LAHR, F. Impact of content and length of curauá fibers on mechanical behavior of extruded cementitious composites: Analysis of variance. **Cement & Concrete Composites**, v.102, p. 134-144, 2019a.
- TEIXEIRA, R., SANTOS, S., CHRISTOFORO, A., SAVASTANO, H., & LAHR, F. Extrudability of cement-based composites reinforced with curauá (*Ananas erectifolius*) or polypropylene fibers. **Construction & Building Materials**, v. 205, p. 97-110, 2019b.
- TIVIVE, F., BOUZERDOUM, A.; ABEYNAYAKE, C. Classification of Improvised Explosive Devices Using Multilevel Projective Dictionary Learning with Low-Rank Prior. **IEEE Transactions on Geoscience and Remote Sensing**, v. 60, p. 1-16, 2022.
- VARGAS-GONZALEZ, L. R.; GURGANUS, J. C. Hybridized composite architecture for mitigation of non-penetrating ballistic trauma. **International Journal of Impact Engineering**, v. 86, p. 295–306, 2015.

- VENKATARAJAN, S., SUBBU, C., ATHIJAYAMANI, A., & MUTHURAJA, R. Mechanical properties of natural cellulose fibers reinforced polymer composites – 2015–2020: A review. **Materials Today: Proceedings**, v. 47, p. 1017-1024, 2021.
- VIGNESHKUMAR, N., HARIKANNAN, N., SELVAKUMAR, S., MANOJ KUMAR, P., SUBBIAH, R., & SARAVANAKUMAR, P. Investigating Mechanical Properties of Hybrid Polymer Composite Reinforced with S-Glass and Luffa Fibres. **Journal of Physics. Conference Series**, v. 2272, n.1, p. 012024, 2022.
- WANG, X., ZHANG, J., BAO, L., YANG, W., ZHOU, F., LIU, W. Enhancement of the Ballistic Performance of Aramid Fabric with Polyurethane and Shear Thickening Fluid. **Materials & Design**, v. 196, 2020.
- XIA, M., CHEN, W., WU, J., CHEN, Y., YANG, H., CHEN, X., CHEN, H. Organic salt-assisted pyrolysis for preparation of porous carbon from cellulose, hemicellulose and lignin: New insight from structure evolution. **Fuel**, v. 291, p. 120185, 2021.
- XIE, H., LI, C., & WANG, Q. A critical review on performance and phase separation of thermosetting epoxy asphalt binders and bond coats. **Construction & Building Materials**, v. 326, p. 126792, 2022.
- YANG, T., HU, L., XIONG, X., WANG, Y., WANG, X., PETRŮ, M., MILITKÝ, J. A comparison of fabric structures for carbon fiber reinforced composite: Laminated and orthogonal woven structures. **Polymer Composites**, v. 42, n.10, 5300-5309, 2021.
- ZAGHLOUL, M.M., ZAGHLOUL, M.Y., & ZAGHLOUL, M.Y. Developments in polyester composite materials – An in-depth review on natural fibres and nano fillers. **Composite Structures**, v. 278, p. 114698, 2021.
- ZHANG, L., LARSSON, A., MOLDIN, A., & EDLUND, U. Comparison of lignin distribution, structure, and morphology in wheat straw and wood. **Industrial Crops and Products**, v.187, p.115432, 2022.
- ZHANG, Z., S. C., YAN LI, Z. W., YU LONG, T. Y., YIOU SHEN. High Performances of Plant Fiber Reinforced Composites - A New Insight from Hierarchical Microstructures. **Composites science and technology**, v. 194, p. 108151, 2020.
- ZHU, H., LI, D., JIANG, L., & FANG, D. An experimental and numerical investigation of the ballistic penetration behavior and failure mechanism of 3D MWK composites. **Composite Structures**, v. 299, p. 116041, 2022.
- ZUKOWSKI, B., DOS SANTOS MENDONÇA, Y., DE ANDRADE SILVA, F., & TOLEDO FILHO, R. Effect of moisture movement on the tensile stress–strain behavior of SHCC with alkali treated curauá fiber. **Materials and Structures**, v.53, n.3, 2020.
- ZUKOWSKI, B., DOS SANTOS MENDONÇA, Y., TAVARES, I., & TOLEDO FILHO, R. Mechanical Properties of Hybrid PVA-Natural Curaua Fiber Composites. **Materials**, v.15, n.8, p. 2808, 2022.
- ZUKOWSKI, B., DOS SANTOS, E., DOS SANTOS MENDONÇA, Y., DE ANDRADE SILVA, F., & TOLEDO FILHO, R. The durability of SHCC with alkali treated curaua fiber exposed to natural weathering. **Cement & Concrete Composites**, v. 94, p. 116-125, 2018.