

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

NATALIN MICHELE MELIANDE

**CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE EPÓXI COM TECIDO
DE ARAMIDA E MANTA DE CURAUÁ PARA CAPACETE BALÍSTICO**

**RIO DE JANEIRO
2022**

NATALIN MICHELE MELIANDE

CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE EPÓXI COM
TECIDO DE ARAMIDA E MANTA DE CURAUÁ PARA CAPACETE
BALÍSTICO

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

Orientador(es): Maj Lucio Fabio Cassiano Nascimento,
D.C.

Rio de Janeiro

2022

©2022

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

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

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

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

Meliande, Natalin Michele.

Caracterização de Compósitos Híbridos de Epóxi com Tecido de Aramida e Manta de Curauá para Capacete Balístico / Natalin Michele Meliande. – Rio de Janeiro, 2022.

260 f.

Orientador(es): Maj Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2022.

1. Fibra Natural. 2. Curauá. 3. Aramida. 4. Compósito Híbrido. 5. Capacete Balístico. i. Cassiano Nascimento, Maj Lucio Fabio (orient.) ii. Título

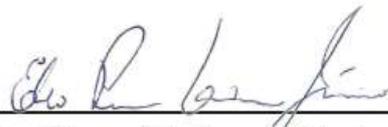
NATALIN MICHELE MELIANDE

**CARACTERIZAÇÃO DE COMPÓSITOS HÍBRIDOS DE
EPÓXI COM TECIDO DE ARAMIDA E MANTA DE
CURAUÁ PARA CAPACETE BALÍSTICO**

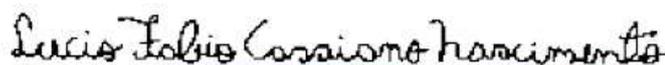
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Maj Lucio Fabio Cassiano Nascimento.

Aprovado em Rio de Janeiro, 07 de fevereiro de 2022, pela seguinte banca examinadora:



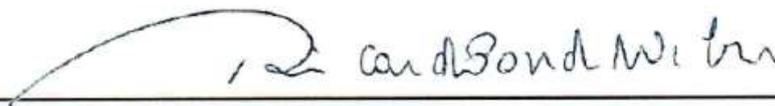
Maj Édio Pereira Lima Júnior - D.C. do IME - Presidente



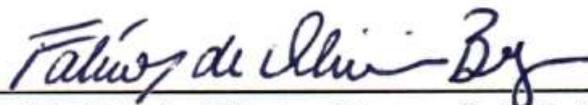
Maj Lucio Fabio Cassiano Nascimento - D.C. do IME



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



Prof. Ricardo Pondé Weber - D.C. do IME



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

Rio de Janeiro
2022

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Exército Brasileiro pela oportunidade de realizar esse curso de pós-graduação; aos professores do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia (PPGCM/IME) por todo o conhecimento transmitido, em especial ao prof. Sergio Neves, responsável pela disciplina de Ciência dos Materiais; ao prof. Adrian Giassone, gerente técnico do Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Tecnológico da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro (LEM/ITUC/PUC-RJ), pelo apoio ao ensaio de tração uniaxial; ao pesquisador Rubens Marçal, colaborador do Instituto de Pesquisa da Marinha (IPqM), pelo apoio ao ensaio de excitação por impulso; ao Cap Rodrigues e ao técnico Vitor Miranda, chefe e adjunto, respectivamente, do Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico do Exército (LM/CTEx), pelo apoio aos ensaios de flexão e de compressão dinâmica na barra Hopkinson; ao técnico Brendon Souza, colaborador do Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem do Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro (LNDC/COPPE/UFRJ), pelo apoio ao ensaio de impacto Charpy; ao pesquisador Maurício Lemos, gerente técnico do Laboratório de Análises Térmicas do Instituto de Pesquisa da Marinha (IPqM), pelo apoio aos ensaios térmicos; ao Cap D'Mengeon e ao Cap Bittencourt, chefe e antigo chefe, respectivamente, da Linha IV do Centro de Avaliações do Exército (CAEx), pelo apoio aos ensaios balísticos; ao Maj Édio, professor do PPGCM/IME, pelo apoio ao tratamento dos dados do ensaio balístico de velocidade residual; e ao Maj Lucio, professor do PPGCM/IME, orientador deste trabalho e tutor militar deste oficial, pelo apoio profissional e orientação técnico-acadêmica.

Agradeço aos meus sogros, Luiz Mendes e Glória Dias, pelo apoio a minha mulher e a minha filha, recém nascida, nos momentos de minha ausência em função da realização deste trabalho; aos meus pais, Natale Meliande e Maria Meliande, pela minha formação moral e intelectual, sem as quais esse trabalho não existiria; a minha mulher, Juliana Dias, pelo apoio incondicional, companheirismo, compreensão, empatia, tolerância e doação ao longo de todo o trabalho, em especial após o nascimento de nossa filha, Nina Meliande; e a Deus, pela bênção que é a minha vida!

RESUMO

A fim de investigar o potencial de compósitos híbridos com fibra sintética e fibra natural lignocelulósica para capacete balístico, mais sustentáveis socio-ambientalmente e baratos, foram propostas três configurações de compósitos de epóxi com tecido de aramida e manta de curauá, espécie nativa da região amazônica. Além das configurações híbridas, foram propostos também compósitos de epóxi com apenas tecido de aramida ou manta de curauá. 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. Todos os compósitos híbridos propostos foram produzidos na configuração não-alternada. A fim de avaliar essas soluções, foram realizadas a caracterização mecânica, por meio dos ensaios de tração, excitação por impulso, flexão e impacto Charpy; a caracterização térmica, por meio da análise termogravimétrica (TGA), análise térmica diferencial (DTA) e análise termomecânica (TMA); a caracterização dinâmica, por meio do ensaio de compressão em barra Hopkinson; e a caracterização balística, por meio dos ensaios de nível de proteção balística e velocidade residual. O compósito híbrido com quinze camadas de tecido de aramida e uma camada de manta de curauá (15T1C) obteve nível máximo de proteção balística de acordo com a norma NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) para capacete balístico. A estimativa do limite balístico do compósito híbrido com dez camadas de tecido de aramida e duas camadas de manta de curauá (10T2C) foi de 292m/s, cerca de 15% menor que o limite inferior da velocidade do projétil 9mm correspondente ao nível máximo, isto é, nível II. Isso com 55% menos aramida, comparativamente ao compósito comumente utilizado em capacete balístico. A estrutura da manta e o seu posicionamento atrás do tecido de aramida, além do menor número total de camadas, possivelmente reduziram a capacidade de resistência balística dos compósitos híbridos. Embora as configurações propostas com manta de curauá não tenham atendido ao requisito de nível balístico do capacete brasileiro do COBRA, superior ao nível máximo estabelecido na norma mencionada, os resultados obtidos com as caracterizações são um forte indício do possível enorme potencial de soluções compósitas híbridas como essa para capacete balístico.

Palavras-chave:Fibra Natural. Curauá. Aramida. Compósito Híbrido. Capacete Balístico.

ABSTRACT

In order to investigate the potential of hybrid composites with synthetic and lignocellulosic fibers for ballistic helmets, more eco-friendly and cheaper, three configurations of epoxy composites with aramid fabric and curaua non-woven fabric were proposed. This fiber is a native species from Amazon region. In addition to the hybrid configurations, epoxy composites with only aramid fabric or curaua non-woven fabric were also proposed. All configurations were designed with at least 60%vol of reinforcement. For the composites production, the cold compression molding was used. All proposed hybrid composites were configured in non-alternate configuration. In order to evaluate these solutions, mechanical characterization was performed by tensile, impulse excitation, bending and Charpy impact tests; thermal characterization, through thermogravimetric analysis (TGA), differential thermal analysis (DTA) and thermomechanical analysis (TMA); dynamics characterization, through Hopkinson bar compression test; and ballistics characterization, through ballistic protection level and residual velocity tests. The hybrid composite with fifteen layers of aramid fabric and one layer of curaua non-woven fabric (15T1C) achieved maximum ballistic protection level (level II) in accordance with NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) for ballistic helmet. The ballistic limit estimate of the hybrid composite with ten layers of aramid fabric and two layers of curaua non-woven fabric was 292m/s, approximately 15% lower than the inferior velocity limit of the 9mm projectile corresponding to level II. This with 55% less aramid, compared to the composite commonly used in ballistic helmet. The structure of the non-woven fabric and its positioning behind the aramid fabric, in addition to the lower total number of layers, possibly reduced the ballistic resistance capacity of the hybrid composites. Although the proposed configurations with curaua non-woven fabric did not meet the ballistic level requirement of the Brazilian COBRA helmet, higher than the maximum level established in the mentioned standard, the results obtained with the characterizations are a strong indication of the possible enormous potential of hybrid composite solutions like this for ballistic helmet.

Keywords: Natural Fiber. Curaua. Aramid. Hybrid Composite. Ballistic Helmet.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1	Capacete de combate norte-americano M1917 da Primeira Guerra Mundial.	32
Figura 2.2	Capacete de combate norte-americano M1 da Segunda Guerra Mundial.	33
Figura 2.3	Capacete de combate norte-americano PASGT.	34
Figura 2.4	Tecido do tipo cesta 2x2: dois fios da urdidura se entrelaçam alternadamente com dois fios da trama.	34
Figura 2.5	Capacete de combate norte-americano ACH.	36
Figura 2.6	Possíveis abordagens no desenvolvimento de capacetes com materiais balísticos mais eficientes.	37
Figura 2.7	Militar equipado.	38
Figura 2.8	“Envelope de sobrevivência” da cabeça.	39
Figura 2.9	Efeitos do impacto balístico na face posterior de uma placa de compósito de matriz termoplástica com aramida.	40
Figura 2.10	Correlação do Módulo de Flexão com a eficiência balística (TP = elastômero termoplástico; pvb-Ph = polivinil butiral fenólica; VE = Nylon).	40
Figura 2.11	Estrutura típica de materiais unidirecionais com configuração 0°/90°.	42
Figura 2.12	Limites balísticos normalizados, V_{50} , contra 17-grain FSP, de capacetes fabricados com Dyneema® HB-80 pelos métodos padrão, <i>Plus/Plus</i> e <i>Solid Design</i>	44
Figura 2.13	Limites balísticos normalizados, V_{50} , contra 17-grain FSP, de capacetes com 8,07 Kg/m ² de densidade areal, fabricados com Dyneema® HB-80 pelos métodos de moldagem padrão e <i>Short Cycle</i>	45
Figura 2.14	V_{50} e BFD de painéis com 7,8 Kg/m ² de HB-26 e SR 3136, nas configurações 0°/90°; HDGA, na configuração 0°/90°; e KM2 705	47
Figura 2.15	Evolução dos capacetes de combate.	49
Figura 2.16	Capacetes de combate Adrian, em duas versões, com a “crista de galo” original e modificada, e MK I, produzidos em São Paulo em 1932.	50
Figura 2.17	Produção de capacetes de combate na Fábrica do Andaraí.	50
Figura 2.18	Esquema de classificação dos compósitos.	52
Figura 2.19	Representação esquemática de (a) fibras contínuas e alinhadas, (b) fibras curtas e alinhadas e (c) fibras curtas e aleatoriamente orientadas.	54
Figura 2.20	Diagrama esquemático de compósitos laminados (a) cruzados (camadas adjacentes têm orientações preferenciais perpendiculares) e (b) multidirecional.	55
Figura 2.21	Tipos de tecido: (a) tramado, (b) trançado e (c) tricotado. Tipos de tecido tramado: (d) simples, (e) cesto, (f) cetim e (g) sarja.	55

Figura 2.22	Técnicas de processamento de compósitos: (a) <i>hand lay-up</i> , (b) RTM, (c) VARI, (d) prensagem a frio.	56
Figura 2.23	Comportamento tensão-deformação para polímeros frágeis (curva A) e plásticos (curva B).	58
Figura 2.24	Estrutura química da resina epoxídica éter diglicidílico de bisfenol A (<i>bisphenol A diglycidyl ether – DGEBA</i>).	59
Figura 2.25	Estruturas químicas (a) do agente de cura anidrido hexa hidroftálico (HHPA) e (b) do sistema epoxídico DGEBA-HHPA (pós cura).	59
Figura 2.26	Estruturas químicas de (a) bisfenol A e (b) epícloridrina.	60
Figura 2.27	Representação esquemática da reação de cura de resinas epoxídicas com aminas.	60
Figura 2.28	Resina epóxi à base de bisfenol F.	61
Figura 2.29	Representação esquemática da síntese de aramida.	61
Figura 2.30	Representação esquemática do processo de síntese da fibra de aramida.	62
Figura 2.31	Classificação das fibras naturais.	65
Figura 2.32	Estrutura física de uma célula unitária de uma fibra natural lignocelulósica e parede S2 projetada no plano.	65
Figura 2.33	Estrutura das microfibrilas de celulose e arranjo físico do sistema microfibrilas-lignina-hemicelulose das paredes das FNL.	66
Figura 2.34	Variação da resistência à tração de fibras lignocelulósicas com o conteúdo de celulose e o ângulo microfibrilar.	68
Figura 2.35	Variação da resistência média por Weibull com o diâmetro equivalente para as fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) rami, (c) curauá, (d) juta, (e) bambu, (f) coco, (g) piaçava e (h) buriti.	69
Figura 2.36	Imagens de MEV de fibras sintéticas: (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida.	70
Figura 2.37	Imagens de MEV de fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) bambu e (c) coco.	71
Figura 2.38	Comparação do custo por peso de fibras naturais e sintéticas.	73
Figura 2.39	Módulo de elasticidade e resistência à tração versus custo por produção para fibras naturais e sintéticas.	73
Figura 2.40	Módulo de elasticidade e resistência à tração versus densidade para fibras naturais e sintéticas.	74
Figura 2.41	Fibras naturais lignocelulósicas no gráfico de Ashby de resistência à tração <i>versus</i> densidade.	75
Figura 2.42	Planta de curauá.	76
Figura 2.43	Processo de produção de fibras de curauá: (a) corte das folhas, (b) e (c) decorticação das folhas em equipamento adaptado com proteção para as mãos, (d) lavagem das fibras após mercerização, (e) fibras lavadas e secagem das fibras (f) em estufa e (g) ao sol.	77

Figura 2.44	Representação esquemática do processo de produção de manta de curauá.	78
Figura 2.45	(a) Tensão máxima na ruptura percentual em função das etapas de processamento durante a fabricação de uma manta. Fotomicrografia de uma (b) fibra de curauá bruta com diâmetro de aproximadamente $97 \mu\text{m}$ e de uma (c) fibra de curauá retirada de uma manta com 7 agulhas/cm ² .	79
Figura 2.46	Limites balísticos, V_{50} , dos compósitos de linho, cânhamo e juta com 12,9mm de espessura, e dos seus correspondentes compostos com as placas de aço.	81
Figura 2.47	(a) Variação da velocidade residual com a velocidade de impacto e (b) variação da energia cinética residual com a energia cinética de impacto, de FSP com 1,1 g, para os compósitos de linho, com 12,9 mm de espessura e $V_{50} = 312 \text{ m/s}$, e de cânhamo, com 10,1mm de espessura e $V_{50} = 254 \text{ m/s}$.	81
Figura 2.48	Variação do V_{50} com a densidade areal e variação do V_{50} com a espessura para compósitos de cânhamo.	82
Figura 2.49	Variação da energia cinética absorvida com a velocidade de impacto, de FSP com 1,1g, para (a) o compósito de cânhamo, com 10,1 mm de espessura e $V_{50} = 254 \text{ m/s}$, e (b) os compósitos de linho, cânhamo e juta, com 12,9, 12,5 e 12,9 mm de espessura, respectivamente.	82
Figura 2.50	Seção reta de um compósito de cânhamo na região de falha após o impacto balístico.	83
Figura 2.51	Modos de falha na face posterior de um compósito de cânhamo variando a velocidade de impacto.	83
Figura 2.52	(a) SBM com placa compósita de epóxi/bamboo pronto para o teste balístico, e (b) aferição da deformação posterior projetada no anteparo de plastilina.	84
Figura 2.53	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.	85
Figura 2.54	(a) Configuração esquemática dos SBM testados; (b) SBM convencional, (c) SBM alternativo com placa de epóxi/tecido de rami, (d) placa de epóxi/tecido de aramida, todos após os testes balísticos.	86
Figura 2.55	Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) epóxi/fibra de rami e de (b) epóxi/aramida.	87
Figura 2.56	Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de poliéster/30%v/v de fibras de sisal (a) 1000x e (b) 5000x.	88

Figura 2.57	Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, do (a) e (b) laminado de aramida, e da (c) e (d) placa de poliéster/30%v/v de manta de juta.	89
Figura 2.58	Curvas TG para (a) fibra de bagaço de cana-de-açúcar, e seus compósitos com (b) 0%v/v, (c) 10%v/v, (d) 20%v/v e (e) 30%v/v fibra.	91
Figura 2.59	Variação de (a) E' , (b) E'' e (c) $\tan\delta$ com a temperatura, e da (d) energia de impacto Charpy com %v/v fibra.	92
Figura 2.60	Placas de (a) poliéster e de (b) poliéster/30%v/v curauá após os testes balísticos.	93
Figura 2.61	(a) Manta de curauá, (b) configuração esquemática dos SBM avaliados, (c) imagem de MEV das fibras de curauá na manta, e (d) histograma dos diâmetros das fibras de curauá da manta.	94
Figura 2.62	SBM com (a) placa de epóxi/curauá e com (b) laminado de aramida, ambos após os testes balísticos.	94
Figura 2.63	Imagens de MEV das regiões de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) aramida e de (b) epóxi/30%v/v de fibras de malva. . . .	95
Figura 2.64	SBM com placa de epóxi/malva como segunda camada: (a) configuração esquemática, (b) pronto para o teste balístico, (c) após o teste balístico e (d) aferição da profundidade da endentação no anteparo de plastilina, provocada pela deformação posterior da placa metálica do sistema. . .	96
Figura 2.65	SBM com placa de epóxi/coco como segunda camada: (a) configuração esquemática, (b) pronto para o teste balístico, (c) após o teste balístico, (d) e (e) imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de epóxi/30%v/v coco.	97
Figura 2.66	Resultados do teste de DMA. Variação do (a) E' , (b) E'' e (c) $\tan\delta$ com a temperatura.	99
Figura 2.67	Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) poliéster/tecido de fique e de (b) epóxi/tecido de fique indicando retenção de fragmentos de projétil/cerâmica ao logo das fibras. 100	
Figura 2.68	Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de epóxi/tecido de fique indicando (a) delaminação entre o tecido de fique e a matriz de epóxi, e (b) trinca longitudinal na fibra de fique e “marcas de rio” na matriz de epóxi características de fratura frágil. .	101
Figura 2.69	Aspecto macroscópico das placas de epóxi reforçado com (a) 10%v/v, (b) 20%v/v, (c) 30%v/v, (d) 40%v/v e (e) 50%v/v, todas após os testes balísticos com munição 7,62mm.	102
Figura 2.70	Variação da resistência à flexão e da energia de impacto Charpy com a fração volumétrica de fibras de piaçava em compósitos com matriz de poliéster.	102

Figura 2.71	Mecanismos de falha observados durante o impacto balístico: (a) e (b) ruptura frágil da matriz, (c) estiramento e ruptura da fibra, (d) arrancamento da fibra (<i>Pull-out</i>), (e) e (f) delaminação.	103
Figura 2.72	Aspecto das placas de epóxi reforçado com (a) 10%v/v, (c) 20%v/v, (e) 30%v/v, (g) 40%v/v e (i) 50%v/v de fibras contínuas e alinhadas de piaçava, e das placas metálicas nos correspondentes SBM, (b), (d), (f), (h) e (j), respectivamente, após os testes balísticos.	105
Figura 2.73	Aspecto das placas (a) de epóxi reforçado com 50%v/v de fibras contínuas de piaçava dispostas em camadas orientadas perpendicularmente, e (b) metálica, após o teste balístico do SBM.	106
Figura 2.74	Resistência à tração e módulo de elasticidade dos compósitos de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.	107
Figura 2.75	Propriedades de impacto dinâmico e curvas tensão-deformação dinâmica dos compósitos de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.	107
Figura 2.76	Orifícios de entrada e de saída do projétil no HDPE com e sem reforço.	109
Figura 2.77	Curvas tensão-deformação estática e dinâmica para os compósitos de poliéster insaturado reforçado com 70%p/p de fibras de (a) juta (JFRC) e (b) kenaf (KFRC), e efeito da taxa de deformação (c) no módulo de compressão dinâmica e (d) na tensão de fluxo para os compósitos JFRC e KFRC.	110
Figura 2.78	Representação esquemática e modelo geométrico com malha e condições de contorno para FEA das placas de (a) JE e (b) JRE.	111
Figura 2.79	(a) Velocidade residual do projétil e (b) energia de impacto absorvida para placas de JE e JRE com 15mm de espessura e velocidade de impacto de 350m/s, obtidas por FEA e ensaio balístico (EXP).	112
Figura 2.80	(a) Velocidade residual e (b) energia dissipada, por FEA, para diferentes velocidades de impacto e espessuras da placa de JE.	112
Figura 2.81	(a) Velocidade residual e (b) energia absorvida, por FEA, para as placas de JE e JRE com 15mm de espessura e diferentes velocidades de impacto.	113
Figura 2.82	Interação entre o projétil, com velocidade inicial de 350m/s, e as placas de (a) JE e (b) JRE no instante 300ms.	113
Figura 2.83	(a) Curvas carga-alongamento do ensaio de tração e (b) resistências à tração e módulos de elasticidade dos compósitos estudados.	115
Figura 2.84	(a) Curvas carga-deflexão do ensaio de flexão e (b) resistências e módulos de flexão dos compósitos avaliados.	115

Figura 2.85	(a) Dados de velocidade de impacto, velocidade residual e penetração dos testes balísticos, e (b) energias absorvidas e V_{50} dos compósitos estudados, e (c) relação entre velocidade residual e velocidade de impacto para os compósitos 15A e 15B.	117
Figura 2.86	(a) Energias absorvidas específicas e (b) efeito da fração volumétrica de kenaf nas energias absorvidas específicas dos compósitos avaliados. . . .	118
Figura 2.87	Efeitos da (a) espessura e da (b) densidade areal nas propriedades balísticas dos compósitos estudados.	118
Figura 2.88	Seções transversais dos furos nos compósitos (a) 15A e (b) 15B, após perfuração pelo projétil com velocidades de impacto de 602m/s e 553m/s, respectivamente.	118
Figura 2.89	(a) V_{50} , e (b) energias absorvidas dos compósitos estudados.	121
Figura 2.90	(a) V_{50} , e (b) energia absorvida em função da %v/v de aramida e kenaf.	122
Figura 2.91	BFS dos compósitos avaliados.	122
Figura 2.92	(a) Região de formação do “tampão” de cisalhamento, e (b) Delaminação entre as camadas de bambu/vidro.	124
Figura 2.93	Modelo simplificado de propagação de onda de choque baseado num sistema cilindro-pistão com um fluido compressivo.	126
Figura 2.94	Representação esquemática de um impacto balístico em três instantes distintos e das ondas de choque geradas nos materiais.	127
Figura 2.95	Transmissão de uma onda de choque de um material de menor impedância para outro de maior impedância: (a) curva P- U_P e (b) perfil de tensão.	128
Figura 2.96	Transmissão de uma onda de choque de um material de maior impedância para outro de menor impedância: (a) curva P- U_P e (b) perfil de tensão.	128
Figura 2.97	Representação esquemática das respostas dinâmicas de uma fibra/fio ao impacto de um projétil.	129
Figura 2.98	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”.	129
Figura 2.99	Representação esquemática dos estágios de penetração de um projétil num compósito polimérico laminado reforçado com tecido.	130
Figura 2.100	Representação esquemática do arrancamento de fios de um tecido num impacto balístico.	132
Figura 2.101	Representação esquemática das respostas (a) global e (b) local da fibra/fio ao impacto de um projétil.	132
Figura 2.102	Deformação com geometria piramidal do compósito polimérico com reforço de tecido plano.	133

Figura 2.103	Representação esquemática do processo de produção de <i>prepreg</i>	135
Figura 2.104	Bobinas de <i>prepreg</i> de aramida.	135
Figura 2.105	(a) Padrão da pré-forma desenvolvida na década de 1940 e (b) pré-forma montada e costurada.	136
Figura 2.106	Pré-forma em catavento desenvolvida na década de 1980 montada e aberta e (b) padrão do segmento que dá origem à pré-forma em catavento quando montados em 8 e costurados entre si no centro da pré-forma montada.	136
Figura 2.107	Padrão de pré-forma hexagonal com fendas dos vértices do hexágono até certa distância do centro.	137
Figura 2.108	Padrão de pré-forma em catavento utilizada no PASGT.	137
Figura 2.109	Etapas do processo de fabricação de capacetes balísticos.	139
Figura 2.110	Modelo de molde de cabeça para o teste de resistência à penetração.	140
Figura 2.111	Áreas e posições dos impactos para os testes de resistência à penetração e de resistência ao trauma.	140
Figura 2.112	Arranjo do dispositivo para os testes de resistência à penetração e de resistência ao trauma.	141
Figura 2.113	Modelo de molde de cabeça para o teste de resistência ao trauma.	142
Figura 2.114	Preenchimento do molde com a plastilina para o teste de resistência ao trauma.	142
Figura 3.1	Fluxograma de atividades da pesquisa.	144
Figura 3.2	Sistema epoxídico utilizado: (a) resina epóxi MC 130 e (b) endurecedor FD 129.	145
Figura 3.3	Tecido de Twaron [®] T750.	146
Figura 3.4	Manta de curauá.	146
Figura 3.5	(a) molde metálico, (b) desmoldante e (c) prensa hidráulica utilizados.	148
Figura 3.6	(a) Estufa de secagem e (b) balança de precisão utilizadas.	148
Figura 3.7	Processo produtivo de uma placa 10T2C: (a) tecidos de aramida e mantas de curauá utilizados e matriz metálica besuntada com desmoldante, (b) uma quantidade de sistema epoxídico despejado sobre uma camada de tecido de aramida, (c) laminação concluída com a última camada de manta de curauá com uma quantidade de sistema epoxídico despejada sobre, (d) prensa com molde fechado sob pressão e (e) detalhe do molde fechado sob pressão.	149
Figura 3.8	Placa compósita 10T2C produzida: (a) lado tecido de aramida e (b) lado manta de curauá.	153

Figura 3.9	(a) Corte das placas para preparação dos corpos de prova de tração; (b) corpo de prova do compósito 10T2C pronto para o ensaio de tração; e (c) ensaio de tração do corpo de prova do compósito 19T0C na INSTRON 5500R.	154
Figura 3.10	Proporções recomendadas e dimensões típicas dos corpos de prova para o ensaio de excitação por impulso.	155
Figura 3.11	(a) Representação esquemática do suporte SB-AP com o corpo de prova, e (b) suporte SB-AP utilizado com o captador acústico e o CP do compósito 19T0C prontos para o ensaio.	156
Figura 3.12	Representação esquemática dos modos de excitação do corpo de prova e captação do sinal para os modos de vibração flexional e flexional + torcional.	156
Figura 3.13	(a) Frequência de vibração identificada pelo Sonelastic® para o CP 10T2C, e (b) modos de excitação do CP e captação do sinal para o modo de vibração flexional.	157
Figura 3.14	(a) Frequências de vibração identificadas pelo Sonelastic® para o CP 10T2C, e (b) modos de excitação do CP e captação do sinal para o modo flexional + torcional.	157
Figura 3.15	Equações utilizadas pelo Sonelastic® para o cálculo das propriedades elásticas do material.	158
Figura 3.16	Ensaio de flexão de corpo de prova do compósito 19T0C na INSTRON 5969.	159
Figura 3.17	Corpo de prova de impacto Charpy: (a) procedimento de entalhe com brochadeira manual e (b) pronto para o ensaio.	160
Figura 3.18	Ensaio de impacto Charpy de CP do compósito 19T0C: (a) posicionamento do CP no pêndulo e (b) detalhe do mostrador digital do pêndulo após o ensaio.	160
Figura 3.19	(a) Amostra do compósito 10T2C cominuída para TGA e (b) equipamento SHIMADZU DTG-60H utilizado nas análises térmicas por TG.	161
Figura 3.20	(a) Amostra do compósito 0T4C com dimensões de 5x5x10mm para TMA e (b) amostra do compósito 19T0C dentro da câmara de ensaio do equipamento SHIMADZU TMA-60, utilizado nas análises termomecânicas.	162
Figura 3.21	Representação esquemática do funcionamento da Barra Hopkinson.	163
Figura 3.22	(a) Barra Hopkinson utilizada no ensaio de compressão dinâmica, (b) sistema de propulsão a ar comprimido, (c) barra de impacto (impactador) e barra incidente, (d) CP do compósito 0T4C posicionado entre as barras incidente e de transmissão, pronto para o ensaio, e (e) CP do compósito 0T4C.	166

Figura 3.23	Modelador de pulso fixado com graxa de silicone na barra incidente. . .	167
Figura 3.24	Processo de preparação das munições 9x19mm utilizadas: (a) pólvora CBC base dupla PCL 504, (b) estojos 9x19mm, (c) estojo com quantidade de pólvora para nível II, (d) projétil FMJ 9mm, (e) engastamento do projétil no estojo e (f) munição 9x19mm pronta.	168
Figura 3.25	Dispositivo do ensaio de nível balístico: (a) provete 9x19mm, (b) barreira ótica, (c) estativa de suporte para placa alvo, (d) pronto e (e) placa compósita presa na estativa.	168
Figura 3.26	Dispositivo do ensaio de velocidade residual: (a) suporte para a placa alvo com a placa alvo posicionada, (b) provete 9x19mm e radar Doppler, e (c) pronto.	170
Figura 3.27	Geometrias da placa e do projétil utilizados nas simulações.	174
Figura 3.28	(a) Malha de elementos finitos e (b) qualidade geral dos elementos. . .	174
Figura 3.29	Modelo de simulação para velocidade de impacto de 320m/s em (a) $t = 0$ ms e (b) $t = 4,389E-2$ ms.	175
Figura 4.1	Curvas tensão-deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas com os ensaios de tração.	177
Figura 4.2	Comparação dos LRT dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração. .	179
Figura 4.3	(a) e (b) CP do compósito 19T0C após o ensaio, com evidências de delaminação e de arrancamento e ruptura de fios de aramida.	181
Figura 4.4	(a) CP do compósito 15T1C após o ensaio, com evidências de delaminação da camada mais externa de aramida e de arrancamento e ruptura de fibras de curauá; (b) e (c) CP do compósito 10T2C após o ensaio, com evidências de delaminação das camadas de aramida, de ruptura dos fios de aramida e de arrancamento e ruptura das fibras de curauá. .	182
Figura 4.5	(a) e (b) CP do compósito 5T3C sofrendo delaminação das camadas de aramida, ruptura dos fios de aramida e arrancamento e ruptura das fibras de curauá durante o ensaio de tração.	183
Figura 4.6	(a) e (b) CP do compósito 0T4C sofrendo arrancamento e ruptura das fibras de curauá durante o ensaio de tração.	183
Figura 4.7	Comparação das deformações de ruptura dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração.	184
Figura 4.8	Comparação das tenacidades dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração.	185
Figura 4.9	Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.	187
Figura 4.10	Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso e de tração.	190

Figura 4.11	Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	191
Figura 4.12	Comparação dos módulos de cisalhamento dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	192
Figura 4.13	Comparação dos coeficientes de Poisson dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	194
Figura 4.14	Comparação das velocidades do som longitudinais dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.	195
Figura 4.15	Comparação das velocidades do som de cisalhamento dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.	195
Figura 4.16	Curvas tensão-deformação de flexão dos compósitos, obtidas com os ensaios de flexão 3-pontos.	198
Figura 4.17	CP do compósito 19T0C sofrendo delaminação durante ensaio de flexão.	199
Figura 4.18	Comparação das resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos.	200
Figura 4.19	Comparação dos módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.	202
Figura 4.20	Comparação das energias de fratura dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.	204
Figura 4.21	CP do compósito 19T0C após o ensaio de impacto Charpy: (a) lado do impacto e (b) lado do entalhe.	205
Figura 4.22	CP do compósito (a) 10T2C e (b) 5T3C, após o ensaio de impacto Charpy.	206
Figura 4.23	(a) e (b) CP do compósito 0T4C após o ensaio de impacto Charpy. . .	207
Figura 4.24	Curvas de TG, DTG e DTA do sistema epoxídico utilizado como matriz dos compósitos.	208
Figura 4.25	Curvas de TG e DTG do tecido de aramida utilizado como reforço nos compósitos laminados.	209
Figura 4.26	Curvas de TG, DTG e DTA da manta de curauá utilizada como reforço nos compósitos laminados.	209
Figura 4.27	Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 19T0C.	210
Figura 4.28	Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 0T4C.	211
Figura 4.29	Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 15T1C.	212
Figura 4.30	Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 10T2C.	214
Figura 4.31	Curva de TG, DTG e DTA do compósito 5T3C.	214
Figura 4.32	Curva de dilatação térmica do compósito 15T1C.	216
Figura 4.33	Curva de dilatação térmica do compósito 10T2C.	217
Figura 4.34	Curva de dilatação térmica do compósito 5T3C.	218
Figura 4.35	Curva de dilatação térmica do compósito 0T4C.	218

Figura 4.36	Curva de dilatação térmica do compósito 19T0C.	219
Figura 4.37	Pulsos das ondas incidente (ϵ_I), refletida (ϵ_R) e transmitida (ϵ_T) nos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidos nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.	220
Figura 4.38	Taxas de deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.	222
Figura 4.39	Curvas tensão-deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas com os ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.	223
Figura 4.40	Comparação das tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos, obtidas nos ensaios em barra Hopkinson.	224
Figura 4.41	Comparação das deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos, obtidas nos ensaios em barra Hopkinson.	226
Figura 4.42	Comparação das tenacidades de compressão dinâmica dos compósitos.	227
Figura 4.43	Compósito 19T0C 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.	230
Figura 4.44	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.	231
Figura 4.45	Compósito 15T1C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto; e compósito 10T2C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (d) face de impacto, (e) face posterior ao impacto, e (f) seção reta passando pelo ponto de impacto.	232
Figura 4.46	Compósito 5T3C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto; e compósito 0T4C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (d) face de impacto, (e) face posterior ao impacto, e (f) seção reta passando pelo ponto de impacto.	233
Figura 4.47	Velocidades residuais, V_r , do projétil 9mm em função das velocidades de impacto, V_i , para (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C.	234
Figura 4.48	Energias residuais, E_r , do projétil 9mm em função das energias de impacto, E_i , para (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C.	235

Figura 4.49	Curvas de velocidade do projétil em função do tempo, durante o impacto balístico, para diferentes velocidades de impacto, obtidas com simulações computacionais no ANSYS-AUTODYN.	238
Figura 4.50	Velocidades residuais, V_r , do projétil 9mm em função das velocidades de impacto, V_i , obtidas com simulações no ANSYS-AUTODYN.	240
Figura 4.51	Evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 320m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN, em (a) 17,32 μ s, (b) 31,30 μ s, (c) 43,95 μ s, (d) 55,31 μ s, (e) 65,17 μ s, (f) 77,49 μ s (término); e seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 358m/s.	241
Figura 4.52	Evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 510m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN, em (a) 9,711 μ s, (b) 16,09 μ s, (c) 23,72 μ s, (d) 30,37 μ s, (e) 36,72 μ s, (f) 42,31 μ s, (g) 53,38 μ s (término); e seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 482m/s.	242

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Propriedades mecânicas de fibras.	35
Tabela 2.2	Especificações técnicas dos capacetes PASGT e Kevlar® KM2.	35
Tabela 2.3	Especificações técnicas dos capacetes PASGT e ACH.	36
Tabela 2.4	Especificações técnicas de protótipos de cascos de capacete em Spectra Shield® e Dyneema®.	43
Tabela 2.5	Aumentos percentuais dos limites balísticos, V_{50} , dos capacetes em Spectra Shield® e Dyneema®.	44
Tabela 2.6	Resultados do teste de BFD contra 9-mm FMJ, para os capacetes 10-15% mais leves.	46
Tabela 2.7	Eficiência do reforço para diferentes orientações das fibras e direções de aplicação da tensão.	54
Tabela 2.8	Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de polímeros.	58
Tabela 2.9	Propriedades mecânicas e térmicas de fios de Kevlar® e de outros materiais.	63
Tabela 2.10	Características de tecidos de Twaron®.	63
Tabela 2.11	Propriedades estruturais, física e mecânicas de fibras lignocelulósicas.	67
Tabela 2.12	Características de algumas fibras naturais e da fibra de vidro.	79
Tabela 2.13	Propriedades de compósitos de polipropileno reforçado com 50%v/v de fibras naturais.	80
Tabela 2.14	Deformações obtidas por Pereira <i>et al.</i> (2019) e Oliveira <i>et al.</i> (2019).	100
Tabela 2.15	Propriedades físicas das placas compósitas de 20x20cm de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.	106
Tabela 2.16	Resultados do teste balístico com munição 9mm dos compósitos de HDPE reforçado com 10, 20, 25 ou 30%p/p de micropartículas de madeira da palmeira Chonta.	109
Tabela 2.17	Propriedades das placas compósitas estudadas.	111
Tabela 2.18	Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras naturais e sintéticas.	114
Tabela 2.19	Especificações dos compósitos produzidos.	116
Tabela 2.20	Especificações dos laminados produzidos na forma de placa e de capacete.	119
Tabela 2.21	Níveis balísticos e V_{50} dos compósitos avaliados.	120
Tabela 2.22	Especificações dos compósitos laminados produzidos.	123
Tabela 2.23	Níveis balísticos da NIJ 0106.01.	141
Tabela 2.24	Requisito técnico de peso máximo do capacete brasileiro.	143
Tabela 3.1	Características do tecido de aramida utilizado.	145
Tabela 3.2	Características do fio de aramida utilizado.	146
Tabela 3.3	Configuração dos compósitos propostos.	147

Tabela 3.4	Controle de produção dos compósitos.	151
Tabela 3.5	Características dos compósitos propostos.	152
Tabela 3.6	Parâmetros do ensaio de compressão dinâmica em Barra Hopkinson.	166
Tabela 4.1	Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de tração uniaxial.	178
Tabela 4.2	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os limites de resistência à tração dos compósitos.	180
Tabela 4.3	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as deformações de ruptura dos compósitos.	185
Tabela 4.4	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tenacidades dos compósitos.	186
Tabela 4.5	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.	188
Tabela 4.6	Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de excitação por impulso.	190
Tabela 4.7	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	191
Tabela 4.8	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de cisalhamento dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	193
Tabela 4.9	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os coeficientes de Poisson dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.	194
Tabela 4.10	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as velocidades do som longitudinais dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.	196
Tabela 4.11	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as velocidades do som de cisalhamento dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.	197
Tabela 4.12	Propriedades de flexão dos compósitos.	198
Tabela 4.13	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos.	201
Tabela 4.14	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.	202
Tabela 4.15	Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos compósitos.	203

Tabela 4.16	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as energias de fratura dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.	204
Tabela 4.17	Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de compressão dinâmica em barra Hopkinson.	224
Tabela 4.18	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos.	225
Tabela 4.19	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos.	226
Tabela 4.20	Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tenacidades em compressão dinâmica dos compósitos.	227
Tabela 4.21	Resumo do ensaio de nível de proteção balística.	229
Tabela 4.22	Propriedades balísticas dos compósitos.	236
Tabela 4.23	Propriedades mecânicas do compósito 19T0C.	237
Tabela 4.24	Velocidades utilizadas para o cálculo do limite balístico do compósito 19T0C.	239

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACH	<i>Advanced Combat Helmet</i>
ANOVA	Análise de Variância
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BFD	Back Face Deformation
CAEx	Centro de Avaliações do Exército
CTEx	Centro Tecnológico do Exército
COBRA	Sistema Combatente Brasileiro
CP	Corpo de Prova
DCT	Departamento de Ciência e Tecnologia
DGEBA	Éter Diglicidílico de Bisfenol A
DMS	Diferença Mínima Significativa
DTG	Análise Termogravimétrica Diferencial
DTA	Análise Térmica Diferencial
EB	Exército Brasileiro
ECH	Enhanced Combat Helmet
FMJ	Full Metal Jacket
FNL	Fibra Natural Lignocelulósica
FSP	<i>Fragment Simulating Projectile</i>
IPqM	Instituto de Pesquisas da Marinha
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
NIJ	<i>National Institute of Justice</i> (Instituto Nacional de Justiça)
OTAN	Organização do Tratado do Atlântico Norte
PASGT	<i>Personal Armor System for Ground Troops</i>

PVB	Polivinil Butiral
SBMs	Sistemas de Blindagem Multicamadas
SMEM	Sistemas e Materiais de Emprego Militar
TETA	Trietilenotetramina
TGA	Análise Termogravimétrica
TMA	Análise Termomecânica
UHMWPE	Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular

LISTA DE SÍMBOLOS

ϵ_{rup}	Deformação de Ruptura
ρ	Densidade
ν	Coefficiente de Poisson
σ_{fm}	Resistência à Flexão
$d\epsilon/dt$	Taxa de Deformação
E	Módulo de Elasticidade
E_i	Energia Cinética Inicial
E_r	Energia Cinética Residual
E_E	Módulo de Flexão
G	Módulo de Cisalhamento
LRT	Limite de Resistência à Tração
T_g	Temperatura de Transição Vítrea
U	Tenacidade
V_0	Velocidade Limite
V_{50}	Limite Balístico
V_i	Velocidade Inicial
V_p	Velocidade de Onda Longitudinal
V_r	Velocidade Residual
V_s	Velocidade de Onda Cisalhante

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	28
1.1	OBJETIVOS	29
1.1.1	OBJETIVO GERAL	29
1.1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	29
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	31
2.1	EVOLUÇÃO TECNOLÓGICA DOS CAPACETES BALÍSTICOS: MATERIAIS E DESIGN	31
2.1.1	OS CAPACETES BRASILEIROS	49
2.2	COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIMÉRICA REFORÇADA COM FIBRAS PARA APLICAÇÃO BALÍSTICA	52
2.2.1	ASPECTOS GERAIS DOS COMPÓSITOS	52
2.2.2	A MATRIZ POLIMÉRICA	56
2.2.2.1	OS SISTEMAS EPOXÍDICOS	58
2.2.3	AS FIBRAS	61
2.2.3.1	AS FIBRAS DE ARAMIDA	61
2.2.3.2	AS FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS	63
2.2.3.2.1	A FIBRA DE CURAUÁ	76
2.2.4	COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FNL PARA APLICAÇÃO BALÍSTICA	80
2.2.4.1	COMPÓSITOS POLIMÉRICOS HÍBRIDOS REFORÇADOS COM FIBRAS SINTÉTICAS E FNL PARA APLICAÇÃO BALÍSTICA	114
2.2.5	COMPORTAMENTO DINÂMICO DOS MATERIAIS COMPÓSITOS	124
2.2.5.1	CONCEITOS GERAIS DE ONDAS DE TENSÃO	124
2.2.5.2	INTERAÇÃO E REFLEXÃO DE ONDAS DE CHOQUE NA INTERFACE DE DIFERENTES MATERIAIS	126
2.2.5.3	MECANISMOS DE FALHA E DE ABSORÇÃO DA ENERGIA DE IMPACTO BALÍSTICO EM COMPÓSITOS POLIMÉRICOS LAMINADOS REFORÇADOS COM TECIDO	128
2.3	FABRICAÇÃO DE CAPACETES BALÍSTICOS	134
2.4	AVALIAÇÃO DE CAPACETE BALÍSTICO	138
3	MATERIAIS E MÉTODOS	144
3.1	VISÃO GERAL	144
3.2	MATERIAIS	145
3.2.1	SISTEMA EPOXÍDICO	145

3.2.2	FIBRA DE ARAMIDA	145
3.2.3	FIBRA DE CURAUÁ	146
3.3	MÉTODOS	147
3.3.1	PRODUÇÃO DOS COMPÓSITOS	147
3.3.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS COMPÓSITOS	153
3.3.2.1	ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL	153
3.3.2.2	ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO	154
3.3.2.3	ENSAIO DE FLEXÃO	159
3.3.2.4	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	159
3.3.3	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA DOS COMPÓSITOS	161
3.3.3.1	ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA) E TERMOGRAVIMÉTRICA DERIVADA (DTG) E ANÁLISE TÉRMICA DIFERENCIAL (DTA)	161
3.3.3.2	ANÁLISE TERMOMECAÂNICA (TMA)	161
3.3.4	CARACTERIZAÇÃO DINÂMICA DOS COMPÓSITOS	162
3.3.4.1	ENSAIO DE COMPRESSÃO DINÂMICA EM BARRA HOPKINSON	162
3.3.5	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA DOS COMPÓSITOS	167
3.3.5.1	NÍVEL DE PROTEÇÃO BALÍSTICA	167
3.3.5.2	VELOCIDADE RESIDUAL (V_R)	167
3.3.6	SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL	170
3.3.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA	175
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	177
4.1	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	177
4.1.1	ENSAIO DE TRAÇÃO UNIAXIAL	177
4.1.2	ENSAIO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO	190
4.1.3	ENSAIO DE FLEXÃO	198
4.1.4	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	203
4.2	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA	207
4.2.1	ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA) E TERMOGRAVIMÉTRICA DERIVADA (DTG) E ANÁLISE TÉRMICA DIFERENCIAL (DTA)	207
4.2.2	ANÁLISE TERMOMECAÂNICA (TMA)	216
4.3	CARACTERIZAÇÃO DINÂMICA	220
4.3.1	ENSAIO DE COMPRESSÃO DINÂMICA EM BARRA HOPKINSON	220
4.4	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA	228
4.4.1	ENSAIO DE NÍVEL DE PROTEÇÃO BALÍSTICA	228
4.4.2	ENSAIO DE VELOCIDADE RESIDUAL	234
4.5	SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL	238
5	CONCLUSÕES	243

6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	247
	REFERÊNCIAS	248

1 INTRODUÇÃO

Os capacetes de combate evoluíram consideravelmente ao longa da história. Nos primórdios, os soldados utilizavam couro ou pano para proteger suas cabeças contra cortes de espada e outros golpes. Quando as armas de fogo foram introduzidas nos combates no final do século XVIII, essa proteção tornou-se inadequada. O aumento substancial da efetividade e letalidade da artilharia na Primeira Guerra Mundial resultou na quebra de paradigma dos equipamentos de proteção, incluindo capacetes. A principal ameaça durante aquele conflito eram os fragmentos de projétil de artilharia e outros artefatos explosivos, e, por isso, capacetes de aço foram introduzidos. Apesar dos materiais dos capacetes à época serem ineficazes contra o impacto de projétil de arma de fogo, os benefícios observados da utilização desse equipamento garantiram a sua adoção por todas as tropas terrestres naquela ocasião. Alterações no design e nos materiais dos capacetes foram particularmente marcantes desde aqueles utilizados na Primeira Guerra Mundial até os capacetes *Personal Armor System for Ground Troops* (PASGT) e *Advanced Combat Helmet* (ACH), adotados largamente na atualidade. Um dos principais avanços foi o desenvolvimento das fibras sintéticas de aramida na década de 1960, o que resultou nos capacetes de compósito laminado de aramida, utilizados na atualidade (FOLGAR, 2016; HAMOUDA *et al.*, 2012; NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014; WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005).

Materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras sintéticas como Aramida e Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (Ultra High Molecular Weight Polyethylene - UHMWPE), têm sido largamente utilizados em capacetes por causa da combinação única de baixo peso com excepcionais propriedades mecânicas, especificamente alta capacidade de absorção da energia de impacto de projétil em alta velocidade. Esforços contínuos de pesquisa e desenvolvimento de capacetes mais leves sem reduzir a resistência balística têm sido envidados (FOLGAR, 2016; VARGAS-GONZALEZ; WALSH; GURGANUS, 2011; WALSH *et al.*, 2006). Paralelamente, a conscientização crescente em todo o mundo para a necessidade urgente de reduzir a utilização de materiais sintéticos não degradáveis, tem alavancado o tema da sustentabilidade ambiental, que foi incorporado à cultura das empresas e hoje é um requisito técnico absoluto na engenharia de produto. Nesse sentido, as Forças Armadas e policiais de todo o mundo vivem um drama coletivo, que se amontoa a cada dia, relacionado ao descarte de coletes e capacetes de proteção balística após o prazo de validade determinado pelos fabricantes. Isso porque esses equipamentos de proteção individual são produzidos com esses materiais de alto desempenho mecânico e balístico, que, em contrapartida, não são recicláveis nem biodegradáveis.

Nesse contexto, os materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras naturais lignocelulósicas podem ser opções promissoras. A aplicação desses materiais em

proteção balística tem sido extensivamente investigada e apresentado resultados bem-sucedidos (NAYAK *et al.*, 2020). Comparativamente às fibras sintéticas, as fibras naturais lignocelulósicas são significativamente mais baratas e, principalmente, biodegradáveis. Algumas possuem propriedades mecânicas específicas comparáveis àquelas das fibras sintéticas. Os compósitos reforçados com essas fibras têm muitas vantagens principalmente com relação aos aspectos de sustentabilidade ambiental e de custo (MONTEIRO *et al.*, 2011). Contudo, a grande variabilidade das suas propriedades características e a susceptibilidade ao ataque biológico são desvantagens desses materiais. Para aplicações estruturais e de responsabilidade, como em proteção balística, os materiais compósitos devem apresentar durabilidade e confiabilidade. Além disso, especificamente em relação à aplicação balística, até o momento, esses compósitos têm propriedades de impacto inferiores àquelas dos compósitos reforçados com fibras sintéticas comumente utilizados. Portanto, a utilização de compósitos híbridos reforçados tanto com fibras sintéticas quanto com fibras naturais poderia endereçar os pontos fracos de cada reforço. Isto é, o material resultante teria boa capacidade de absorção da energia de impacto, aliada à sustentabilidade ambiental e a um custo inferior (SAFRI *et al.*, 2018).

Assim, essa pesquisa tem o objetivo de investigar o potencial de soluções compósitas híbridas para capacete balístico, que atendam aos requisitos técnicos estabelecidos pela Força, priorizando a utilização de matéria prima nacional. Nesse sentido, o trabalho visa ao desenvolvimento, produção e caracterização de materiais compósitos híbridos de epóxi reforçado com tecido de aramida e manta de curauá, espécie nativa da região amazônica. Além disso, explorar o potencial da simulação computacional de impacto balístico no desenvolvimento de materiais para capacete.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

Desenvolver materiais compósitos híbridos de epóxi reforçado com tecido de aramida e manta de curauá, a fim de avaliar a possibilidade de utilização das fibras de curauá em materiais para capacete balístico, bem como, de modo geral, o potencial de soluções híbridas, como essa, para capacete, mais sustentáveis socio-ambientalmente e baratas. Além disso, explorar o potencial da simulação computacional de impacto balístico no desenvolvimento de materiais para capacete.

1.1.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- a) Propor configurações de materiais compósitos híbridos de epóxi reforçado com tecido

de aramida e manta de curauá, com base na literatura especializada sobre os assuntos relacionados;

- b) Produzir placas dos materiais propostos, com qualidade adequada, a partir de um processo com rastreabilidade e repetibilidade;
- c) Caracterizar esses materiais com relação a suas propriedades mecânicas, a partir das placas produzidas;
- d) Caracterizar esses materiais com relação a suas propriedades térmicas, a partir das placas produzidas;
- e) Caracterizar esses materiais com relação a suas propriedades dinâmicas, a partir das placas produzidas;
- f) Caracterizar esses materiais com relação a suas propriedades balísticas, a partir das placas produzidas;
- g) Avaliar, com base nos resultados das caracterizações, a viabilidade técnica dessa solução híbrida para capacete balístico;
- h) Avaliar, com base nos resultados das caracterizações, o potencial de compósitos híbridos para capacete balístico;
- i) Propor, com base nos resultados das caracterizações, otimizações ou alterações dos materiais propostos a fim de viabilizar tecnicamente soluções híbridas para materiais de capacete, mais sustentáveis socio-ambientalmente; e
- j) Simular computacionalmente o impacto de uma placa de um dos materiais compósitos com projétil 9mm.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Evolução Tecnológica dos Capacetes Balísticos: Materiais e Design

O capacete é um tipo de equipamento de proteção individual, projetado para proteger a cabeça do usuário contra o impacto de objetos, por meio de um mecanismo de absorção e dissipação de energia intrínseco do seu material. Devido à gama de possíveis ameaças associadas a diferentes condições de operação, vários tipos de capacetes foram projetados, cada qual com uma aplicação específica. Um capacete balístico moderno, por exemplo, protege a cabeça do usuário contra projetis com baixa velocidade, como de pistolas e revólveres, bem como contra estilhaços de artefatos explosivos. Neste caso, existe um equívoco comum de que os capacetes balísticos modernos podem proteger os usuários contra a ameaça da maioria das armas de fogo. No entanto, esses capacetes não são projetados para resistir ao impacto de projetis de munições de grande calibre, com alta energia cinética. Assim, com a evolução dos armamentos, munições e artefatos explosivos, as ameaças à proteção individual cresceram significativamente. Além disso, apesar da cabeça e do pescoço corresponderem a aproximadamente 12% da área total do corpo, essa região concentra até 25% de todos os impactos por projetis. Como consequência, a maioria das fatalidades relatadas em combate são causadas por traumas na cabeça (HAMOUDA *et al.*, 2012).

Desde o término da Segunda Guerra Mundial, em diferentes partes do mundo, eclodiram alguns poucos conflitos armados convencionais e uma significativa quantidade de guerras irregulares. Junto aos estados nacionais, apareceram, como novos atores protagonistas, organizações não estatais armadas: separatistas, anarquistas, extremistas políticos, étnicos e religiosos, crime organizado e outras. Suas principais formas de atuação se baseiam nas táticas, técnicas e procedimentos dos conflitos assimétricos, destacando-se a subversão, a guerrilha e o terrorismo como pilares básicos dessa forma diferenciada de fazer guerra. Assim, os capacetes balísticos que, até a Segunda Guerra Mundial, eram restritos ao uso das Forças Armadas em operações, passaram a ser necessários também em tempos “de paz”, e para os integrantes das polícias, das ONGs de ajuda social e humanitária, das equipes de reportagem, e outros civis que são expostos diariamente a essas ameaças em função de seus trabalhos. Como consequência de tudo isso, o desenvolvimento de capacetes de combate eficientes, adequados às ameaças correntes, é necessário e fundamental.

Na Antiguidade, os soldados já utilizavam proteções de couro, pano ou metal para a cabeça, a fim de protegê-la contra golpes de artefatos perfurocortantes, utilizados à

época, em combate, como armas. Com o desenvolvimento das armas de fogo e sua adoção em larga escala, essas proteções tornaram-se ineficazes, e sua utilização caiu em desuso. No entanto, na Primeira Guerra Mundial, o aumento significativo experimentado da eficácia e da letalidade da artilharia retomou a necessidade dos capacetes como equipamento de proteção individual. Nesse conflito, a principal causa de ferimentos e mortes para as tropas eram os estilhaços dos projetis de fragmentação da artilharia. Isso deu origem ao design peculiar do capacete introduzido nesse período, marcado por uma aba larga. O capacete francês Adrian foi o precursor e era fabricado em aço baixo carbono com 0,8 mm de espessura, suficiente apenas para resistir aos estilhaços, principal ameaça. Pesando 700-800 g, esse capacete era ineficaz contra o impacto de projetis de armas de fogo. Modelos similares ao capacete francês foram adotados por outras nações em guerra. Nessa época, pesquisas em design e materiais para capacete resultaram, entre outros avanços, num novo tipo de metal, conhecido como aço Hadfield. Diferentes versões de capacetes com esse aço foram adotadas pelo Reino Unido e outras nações da Comunidade Britânica, durante e após a Primeira Guerra Mundial. Baseado nos modelos francês, Adrian, e britânico, MK I Brodie (de 1000g, em aço Hadfield com 12%Mn), o Exército dos EUA desenvolveu o seu modelo de capacete de estilhaços, o M1917, em aço Hadfield, mostrado na Figura 2.1 (HAMOUDA *et al.*, 2012; NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014; WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005).



Figura 2.1 – Capacete de combate norte-americano M1917 da Primeira Guerra Mundial.

Fonte: INTERNATIONAL MILITARY ANTIQUES (2020a).

Com o aumento da massa e velocidade dos projetis e estilhaços, verificado no início da Segunda Guerra Mundial, houve um aumento significativo da letalidade dessas ameaças balísticas, resultando no crescimento do número de mortes e feridos. Em função disso, o Exército Norte-Americano alterou o projeto do M1917, lançando o modelo M1, mostrado na Figura 2.2. Esse capacete era composto pelo casco, em aço Hadfield, e por um revestimento interno, no formato do casco e acoplado a ele, como uma segunda camada, de compósito laminado de resina fenólica reforçada com tecido de algodão. Essa dupla

camada proporcionou maior proteção balística, resistindo ao impacto de munição calibre .45 a 244 m/s, e com V_{50} de 396 m/s para *Fragment Simulating Projectile* (FSP) de 1,1g padrão Organização do Tratado do Atlântico Norte (OTAN). O M1 pesava 1,55 Kg, tinha uma área maior de proteção de 0,12 m², e um sistema de suspensão composto por uma teia de tecido de algodão e carneira de couro, para o conforto do usuário. O Exército dos EUA adotou o capacete M1 durante a Segunda Guerra Mundial, a Guerra da Coreia e a Guerra do Vietnã (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014; WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005).



Figura 2.2 – Capacete de combate norte-americano M1 da Segunda Guerra Mundial.

Fonte: INTERNATIONAL MILITARY ANTIQUES (2020b).

O capacete *Personal Armor System for Ground Troops* (PASGT) foi desenvolvido pelo *US Army Natick Research Center*, do Exército dos EUA, a partir da invenção do Kevlar[®] pela DuPont em 1965, para substituir o M1. Adotado pela Força no final da década de 1970, foi o capacete de combate mais popular dos últimos 30 anos e ainda é fabricado na atualidade. O PASGT (Figura 2.3) tem uma densidade areal de aproximadamente 11,2 Kg/m² e é fabricado com tecido do tipo cesta 2x2, de fios de Kevlar[®] K29 com 1500 denier, conforme a Figura 2.4. O tecido é impregnado com 16-20% m/m de uma mistura 50/50 de resina fenólica termorrígida com resina de polivinil butiral – PVB, termoplástica. Essa mistura tem caráter termorrígido. Os capacetes são fabricados a partir do empilhamento de 19 camadas equivalentes de *prepreg*, seguido de compressão com aquecimento. Por causa da natureza termorrígida da resina matriz, esse processo é realizado a temperatura constante entre 160°C e 180°C e pressão acima de 3,45 MPa por cerca de 10-15 min, em média, para a cura total da resina (FOLGAR *et al.*, 2007) Com o mesmo peso do M1, o PASGT proporcionou maior proteção balística, com V_{50} de 610 m/s para FSP de 1,1g padrão OTAN, maior área de proteção, de 0,14 m², e maior conforto (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005). Além disso, todo o processo de fabricação por moldagem por compressão do casco interno do M1, em compósito laminado, foi replicado para a fabricação do PASGT. O sistema de suspensão em teia com fita de Nylon, e a faixa de

suor também foram adaptados do M1 (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014).



Figura 2.3 – Capacete de combate norte-americano PASGT.

Fonte: DIGITAL COMMONWEALTH (2020), Folgar (2016).

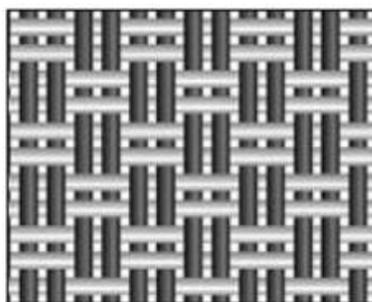


Figura 2.4 – Tecido do tipo cesta 2x2: dois fios da urdidura se entrelaçam alternadamente com dois fios da trama.

Fonte: Hexcel (2010).

Do início da década de 1980 até o final da década de 1990, tanto o aumento de performance balística quanto a redução de peso do capacete PASGT foram limitados. Nesse período, a DuPont desenvolveu a fibra de Kevlar[®] KM2, que foi incorporada ao projeto do PASGT. Essa inovação reduziu em 15% o peso do casco do capacete e aumentou marginalmente o desempenho balístico em relação à versão com a fibra de Kevlar[®] K29. Essa melhoria foi resultado da maior tenacidade da fibra de Kevlar[®] KM2 em comparação à fibra de Kevlar[®] K29, conforme a Tabela 2.1, da redução de *denier* da linha e do aumento do número de camadas (estimado de 19 para 33 camadas, considerando 20%*m/m* de resina). Em paralelo, a introdução de um novo tratamento superficial da fibra com fluoropolímero, para controlar a força da adesão fibra-matriz, também contribuiu para essa evolução. Apesar do aumento do número de camadas, a espessura do casco foi reduzida para 7,6 mm, ante 9,0 mm do PASGT. Essa nova versão do PASGT, com essas modificações estruturais, foi avaliada pelo Exército dos EUA, porém não foi adotada. Isso porque a

redução real de peso (do sistema completo) foi inferior à redução aparente de 15% (do casco) (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005; FOLGAR, 2016). A Tabela 2.2 mostra e compara especificações técnicas dessas duas versões do PASGT.

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas de fibras.

<i>denier</i> -Fibra	Resistência, LRT(GPa)	Módulo Elasticidade, E(GPa)	Deformação ruptura, ϵ_{rup} (%)
1500- <i>Kevlar</i> [®] K29	2,90	74,4	3,38
840- <i>Kevlar</i> [®] K129	3,24	99,1	3,25
850- <i>Kevlar</i> [®] KM2	3,34	73,7	3,80

Fonte: Adaptado de Cunniff *et al.* (2002).

Tabela 2.2 – Especificações técnicas dos capacetes PASGT e *Kevlar*[®] KM2.

Propriedades	Capacete PASGT	Capacete <i>Kevlar</i> [®] KM2
Densidade Areal, Kg/m ² (psf)	11,24 (2,3)	9,53 (1,95)
<i>Denier</i> do Fio/ Fibra	1500- <i>denier</i> <i>Kevlar</i> [®] K29	850- <i>denier</i> <i>Kevlar</i> [®] KM2
Trama do Tecido/ Gramatura	Cesta 2x2/35x35, 475 g/m ²	Plano/31x31, 234 g/m ²
Resina/ %m/m	PVB-fenólica, 16-20%	PVB-fenólica, 16-20%
Moldagem	Compressão	Compressão
Tempo de Moldagem, min	10-15	10-15
V ₅₀ , FSP 1,1g (17- <i>grain</i>), m/s (f/s)	640 (2100)	670 (2200)

Fonte: Adaptado de Folgar (2016).

No final da década de 1990, porém, foi desenvolvido o capacete Modular Integrated Communications Helmet (MICH), sob demanda do Comando de Operações Especiais dos EUA. Esse capacete foi, em seguida, adotado como padrão, em 2002, pelo Exército Norte-Americano, em substituição ao PASGT, e passou a ser denominado Advanced Combat Helmet (ACH) (Figura 2.5) (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014). Com modificações no design, a área de proteção foi reduzida em aproximadamente 10% em relação ao PASGT, melhorando, porém, consideravelmente, o ajuste do capacete com o colete e o armamento, bem como, a capacidade auditiva, de comunicação e de consciência situacional do usuário. Fabricado com *Kevlar*[®] K129/KM2, essa inovação reduziu a densidade areal para 9,76 Kg/m² e aumentou marginalmente o desempenho balístico em relação ao PASGT. Essa melhoria foi resultado da maior tenacidade das fibras de *Kevlar*[®] K129/KM2 em comparação à fibra de *Kevlar*[®] K29, conforme a Tabela 2.1, da redução de *denier* da linha e do aumento do número de camadas (estimado de 19 para

35 camadas, considerando 16%*m/m* de resina). Apesar disso, a espessura do casco foi reduzida para 7,8 mm. O sistema de suspensão em teia do PASGT foi substituído por almofadas de espuma que, além de aumentar o conforto do usuário, absorvem parte da energia do impacto de projetis ou de ondas de choque de explosões no ar, reduzindo assim a extensão do trauma na cabeça. Essas modificações estruturais e de design, em conjunto, proporcionaram uma evolução considerável do PASGT para o ACH, principalmente em relação à interface com outros equipamentos militares e ao conforto e proteção do usuário (neste caso, proporcionado, em grande parte, pelo novo sistema de suspensão e pela redução global de peso) (HAMOUDA *et al.*, 2012; WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005; WALSH *et al.*, 2006). A Tabela 2.3 mostra as especificações técnicas dos capacetes PASGT e ACH.



Figura 2.5 – Capacete de combate norte-americano ACH.

Fonte: FORT BRAGG SURPLUS (2020).

Tabela 2.3 – Especificações técnicas dos capacetes PASGT e ACH.

Propriedades	Capacete PASGT	CapaceteACH
Densidade Areal, Kg/m ² (psf)	11,24 (2,3)	9,76 (2,0)
Denier do Fio/ Fibra	1500-denier Kevlar [®] K29	840-denier Kevlar [®] K129* 850-denier Kevlar [®] KM2*
Trama do Tecido/ Gramatura	Cesta 2x2/35x35, 475 g/m ²	Plano/31x31, 231 g/m ² * Plano/31x31, 234 g/m ² *
Resina/ % <i>m/m</i>	PVB-fenólica, 16-20%	PVB-fenólica, 12-16%*
Moldagem	Compressão	Compressão
Tempo de Moldagem, min	10-15	10-15
V ₅₀ , FSP 1,1g (17-grain), m/s (f/s)	640 (2100)	670 (2200)

*Inferidos a partir do cruzamento de informações disponíveis.

Fonte: Adaptado de Folgar (2016), Walsh *et al.* (2006), Walsh, Scott e Spagnuolo (2005), Hexcel (2010).

O desenvolvimento de materiais balísticos mais eficientes possibilita duas abordagens distintas no projeto de um capacete. A primeira abordagem consiste em prover um capacete com o mesmo nível de proteção balística dos capacetes conhecidos, porém com menor peso. É importante notar que, neste caso, como o peso é reduzido por meio da utilização de materiais alternativos (tipicamente, com menor módulo de elasticidade), deve-se observar outras propriedades além do desempenho balístico. Por exemplo, a rigidez estrutural dos capacetes pode ser menor devido à redução de espessura e ao aumento de ductilidade do casco. A segunda possibilidade é prover um capacete com o mesmo peso e a mesma área de proteção dos capacetes conhecidos, porém com maior nível de proteção balística. Essas duas abordagens são mostradas esquematicamente na Figura 2.6 (WALSH *et al.*, 2008).

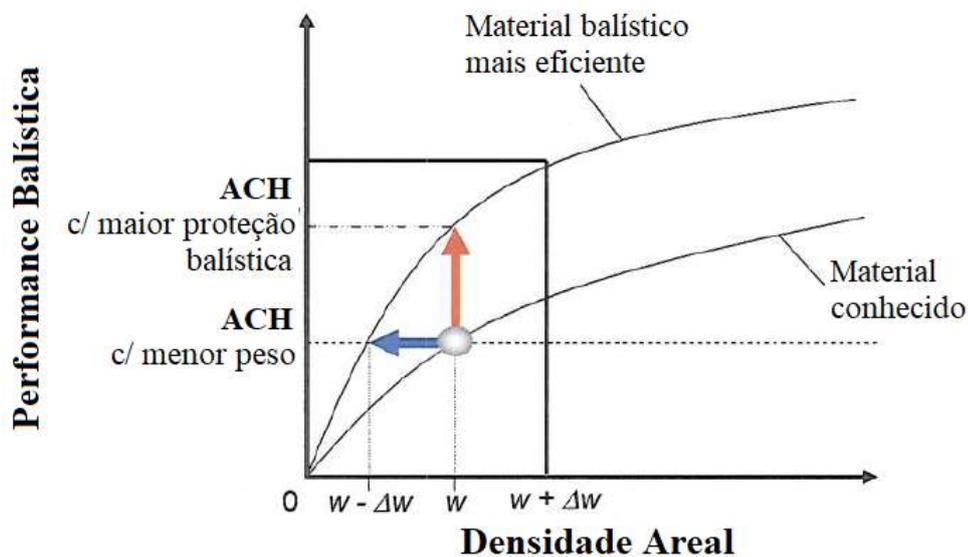


Figura 2.6 – Possíveis abordagens no desenvolvimento de capacetes com materiais balísticos mais eficientes.

Fonte: Walsh *et al.* (2008).

O peso total e a proteção balística são os parâmetros críticos no projeto do capacete. O esforço no pescoço num salto é um fator primário de limitação de peso na cabeça. Tipicamente, nessa situação, a carga máxima que pode ser suportada é de 5,5lbs. Esse peso deve incluir, além do capacete, todos os equipamentos acoplados a ele, ou, de modo geral, suportados pela cabeça. A partir do capacete ACH, observou-se uma tendência crescente de suportar dispositivos eletrônicos na cabeça, acoplados ou não ao capacete. A fim de não exceder o limite de peso total, essa tendência fortaleceu a necessidade de capacetes mais leves sem, contudo, reduzir o nível de proteção balística e de resistência estrutural (WALSH *et al.*, 2006). Além dessa questão técnica, mais específica, de modo geral, a redução de peso é um fator crítico e constante no desenvolvimento de equipamentos militares. Em operações longas, o peso excessivo pode limitar a mobilidade do profissional, reduzindo o seu desempenho e a sua capacidade de cumprir a missão e até de sobreviver

(WALSH *et al.*, 2008). A Figura 2.7 mostra a materialização dessas duas questões.



Figura 2.7 – Militar equipado.

Fonte: Walsh *et al.* (2008).

A substituição, na década de 1970, de materiais metálicos tradicionais por materiais compósitos poliméricos, na fabricação de capacetes balísticos, representou uma inovação disruptiva. Desde então, inovações incrementais, principalmente nas fibras de aramida e na arquitetura do tecido, foram responsáveis pelo aumento da eficiência dos materiais balísticos. A necessidade de reduzir a densidade areal para aproximadamente $8,54 \text{ Kg/m}^2$ impulsionou outras combinações de fibras, arquiteturas e matrizes poliméricas com desempenho balístico superior. Nesse contexto, duas classes genéricas de materiais demonstraram potencial de redução significativa de peso. A primeira é um laminado de camadas unidirecionais alternadas em $0^\circ/90^\circ$, de fibras com alta resistência em matriz termoplástica. A segunda classe é um laminado de tecido de aramida em matriz termoplástica (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005; WALSH *et al.*, 2006; WALSH *et al.*, 2008).

Uma descrição mais genérica de proteção balística da cabeça é mostrada na Figura 2.8, por meio do “envelope de sobrevivência”. Pode-se presumir que o objetivo final da proteção é prevenir qualquer dano catastrófico ao cérebro (WALSH *et al.*, 2008). Assim, o requisito primeiro é limitar a penetração de fragmentos ou projéteis através do casco. Porém, mesmo que o fragmento ou projétil seja parado, isto é, mesmo que a perfuração do casco não seja total, a deflexão transversal da área impactada (*Back Face Deformation – BFD*) pode atingir o crânio e causar trauma. Por isso, o PASGT tem um gap de aproximadamente 13 mm, entre a superfície interna do casco do capacete e a cabeça do usuário, para acomodar qualquer deflexão durante a frenagem do projétil. Deflexões maiores atingiriam o crânio, porém não está claro até que ponto isso seria letal (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005), uma vez que não existem critérios médicos definitivos para a correlação de BFD com trauma contuso. Isso se deve principalmente porque os mecanismos envolvidos não

são bem conhecidos. Evidências sugerem que dois mecanismos são geralmente responsáveis por lesões do tipo trauma contuso em função da deformação posterior do capacete (*Behind Helmet Blunt Trauma* – BHBT). O primeiro é o contato direto da superfície deformada do capacete com a cabeça, e o segundo é a transferência de ondas de tensão do impacto balístico através do material. Contudo, a relação da quantidade e condições gerais desses eventos com a incidência e extensão da lesão ainda não é bem conhecida (YOUNG *et al.*, 2015). Assim, deflexões menores são desejáveis a fim de minimizar a probabilidade de morte (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005).

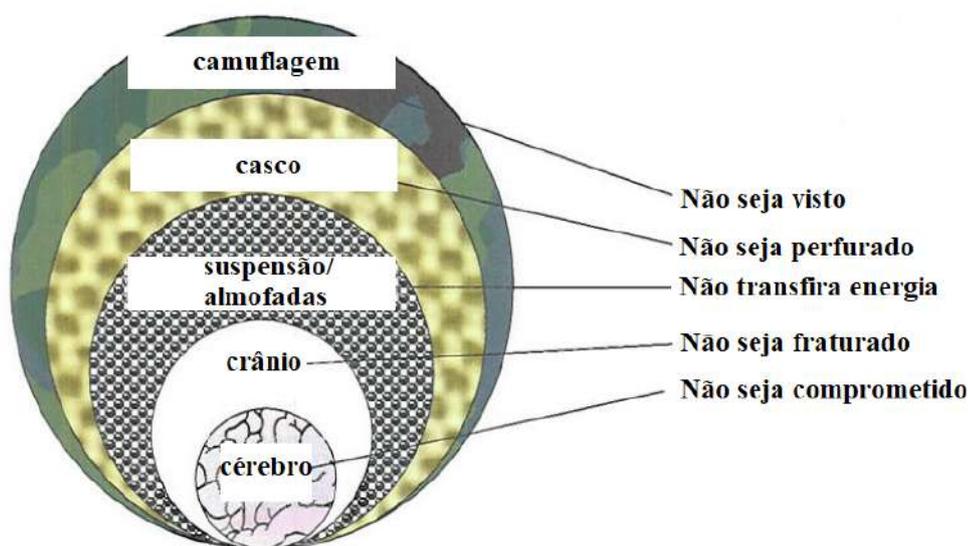


Figura 2.8 – “Envelope de sobrevivência” da cabeça.

Fonte: Adaptado de Walsh *et al.* (2008).

Por outro lado, 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, maior o seu desempenho balístico (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015). Assim, se por um lado o aumento da capacidade de deformação é desejável, pois significaria maior resistência balística (*Resist to Penetration* – RTP), por outro isso representaria um risco à vida, pois a deflexão poderia provocar um trauma na cabeça. As matrizes termoplásticas são tipicamente 30-60% menos rígidas que as matrizes termorrígidas. Isso tem implicações significativas para a estabilidade estrutural estática e a resiliência, assim como para as deflexões dinâmicas associadas ao impacto balístico. A Figura 2.9 mostra os efeitos de um impacto balístico simulado de fragmento na face posterior de uma placa de compósito de matriz termoplástica com aramida. Essa placa tem uma densidade areal de aproximadamente 50% daquela recomendada para a fabricação de capacete balístico com matriz termorrígida (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005).

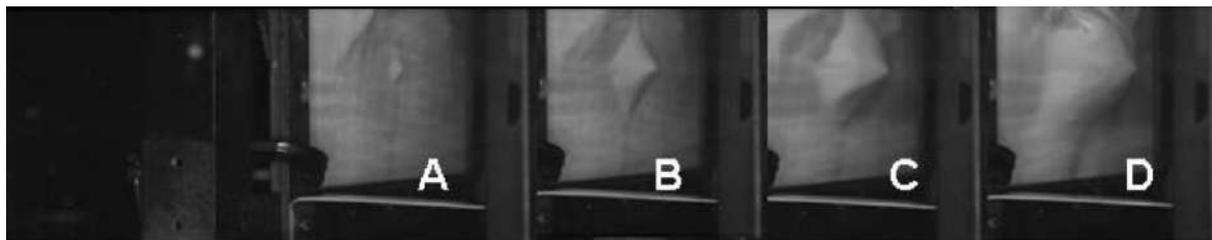


Figura 2.9 – Efeitos do impacto balístico na face posterior de uma placa de compósito de matriz termoplástica com aramida.

Fonte: Walsh, Scott e Spagnuolo (2005).

Pode-se observar que o fragmento é efetivamente parado, porém causando uma deformação significativa, maior que 1in, o que poderia provocar uma fratura severa do crânio e, possivelmente, a morte. Isso mostra que a menor rigidez de matrizes termoplásticas confere a estas maior capacidade de deformação e, conseqüentemente, maior eficiência balística, comparativamente às termorrígidas. Porém, como foi pontuado, apenas impedir a penetração de um projétil ou de um fragmento com alta velocidade não é condição suficiente para a proteção da cabeça. As deformações observadas com compósitos de matriz termoplástica com aramida aumentam rapidamente, levantando sérias preocupações sobre traumas na cabeça (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005). Além disso, a menor resistência interlaminar ao cisalhamento em compósitos de matriz termoplástica, aumenta o grau de delaminação do compósito, e, conseqüentemente, o desempenho balístico (KARTHIKEYAN *et al.*, 2013). A Figura 2.10 mostra essa relação inversa entre a rigidez do laminado e a sua eficiência balística, bem como a influência do tipo de reforço e do tipo e quantidade de matriz nessas propriedades.

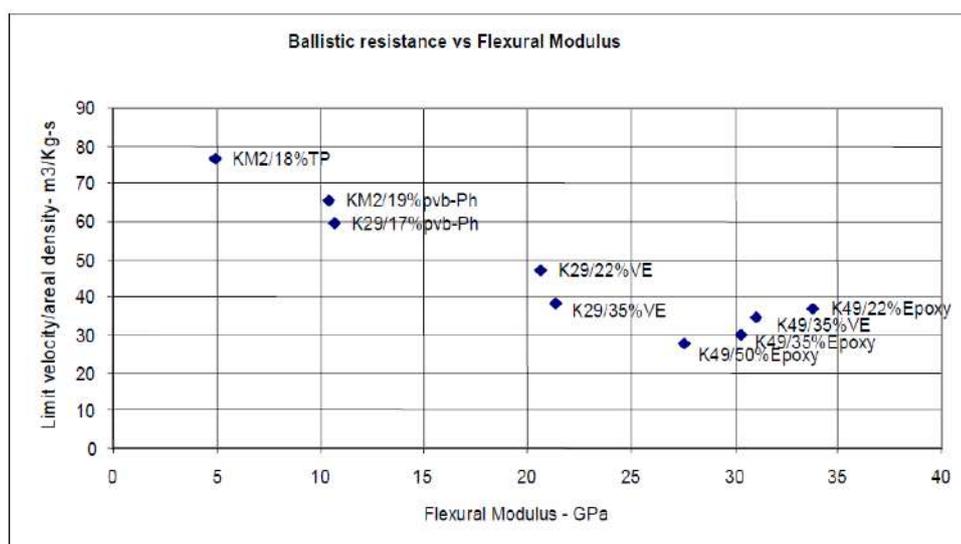


Figura 2.10 – Correlação do Módulo de Flexão com a eficiência balística (TP = elastômero termoplástico; pvb-Ph = polivinil butiral fenólica; VE = Nylon).

Fonte: Walsh *et al.* (2006).

Assim, durante o desenvolvimento de um capacete efetivo com compósito de aramida e matriz termoplástica, foi determinado que o fator limitante seria a deformação posterior do casco, BFD. A fim de minimizar o potencial de trauma na cabeça, foi avaliada a possibilidade de hibridização com materiais mais rígidos, de modo a prover rigidez estrutural suficiente para limitar a deflexão durante o impacto balístico. Nesse sentido, para a face de impacto do laminado, foram consideradas 1 ou 2 camadas de compósitos estruturais, tipicamente de matriz termorrígida, com maior resistência ao cisalhamento, e, na sequência, em direção à face posterior do laminado, as camadas de compósitos de aramida e matriz termoplástica. A principal conclusão dos estudos foi que era possível, com esses compósitos híbridos de aramida e matriz termoplástica com reforço estrutural, reduzir a densidade areal para $8,54 \text{ Kg/m}^2$, mantendo o mesmo nível de proteção balística. Contudo, um processo de produção com esses materiais, viável economicamente, ainda precisava ser demonstrado (CAMPBELL; CRAMER, 2008; FOLGAR *et al.*, 2007; WALSH *et al.*, 2006; WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005). Ademais, pesquisas concluíram que tecidos de aramida impregnados com resina termoplástica tinham pouco potencial para otimizações adicionais em termos balísticos, sem produzir cascos mais espessos e pesados. Isso porque melhorar o desempenho balístico dos capacetes reduzindo o *denier* do fio de aramida, aumentando o número de camadas do laminado com tecido mais leve, e utilizando uma matriz termoplástica, tem limitações intrínsecas aos próprios tecidos (FOLGAR, 2016).

Durante um impacto balístico, a onda de tração propagada na direção longitudinal do fio é refletida nos pontos de cruzamento da trama, rompendo os fios muito antes que a quantidade máxima de energia possa ser absorvida ao longo de seu comprimento. Assim, uma forma de melhorar o desempenho balístico dos tecidos tramados é reduzindo os pontos de cruzamento, seja diminuindo a ondulação dos fios na trama (*crimp*), seja afastando esses pontos entre si numa trama mais aberta (FOLGAR, 2016). Neste último caso, isso resulta num tecido mais leve e, portanto, para uma mesma densidade areal, são necessárias mais camadas desse tecido com o mesmo *denier* de fio. O melhor desempenho balístico verificado nesta solução é atribuído à distribuição mais uniforme da energia de impacto em mais camadas de tecido, e à redução da densidade de pontos de cruzamento da trama. Uma vez que existe um limite para o quão aberta a trama pode ser antes de perder suas propriedades balísticas, a alternativa é reduzir a ondulação dos fios. Nesse sentido, a evolução tecnológica dos equipamentos de tecelagem possibilitou o desenvolvimento de materiais unidirecionais, com muito menos *crimp* (FOLGAR, 2016). Uma estrutura comum de material unidirecional é composta por 2 camadas de fios, orientados em uma única direção no plano em uma mesma camada, e perpendicularmente entre si em camadas diferentes, conforme a Figura 2.11. Esses fios são impregnados com uma resina termoplástica, formando uma espécie de *prepreg*. A melhor eficiência balística desses materiais é atribuída a maior capacidade de dissipação de energia de impacto pelos fios ao longo do seu comprimento. Isso resulta na

transmissão dessa energia para uma área muito maior dentro de cada camada (FOLGAR, 2016).

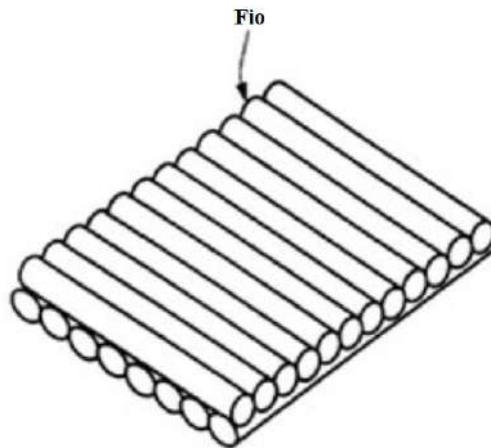


Figura 2.11 – Estrutura típica de materiais unidirecionais com configuração 0°/90°.

Fonte: Adaptado de Folgar (2016).

Paralelamente a essa inovação na arquitetura, uma nova classe de fibras sintéticas de alta resistência para proteção balística emergiu em meados da década de 2000. Eram as fibras de Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular (UHMWPE). A combinação de propriedades materiais dessas fibras produz uma eficiência balística ótima. Com uma resistência de $\sigma^{UTS} = 3,3\text{--}3,9$ GPa e uma densidade de $\rho = 0,97$ g/cm³, as fibras de UHMWPE têm uma resistência específica significativamente superior às fibras de Kevlar e Carbono. Essa propriedade associada à alta velocidade do som na direção longitudinal da fibra ($\nu = 1.922$ m/s) são os principais fatores para a alta eficiência balística das fibras de UHMWPE. Isso porque, durante um impacto balístico, a tensão é distribuída mais rapidamente ao longo dos fios de UHMWPE e entre fios adjacentes, que, além disso, têm maior capacidade de deformar, absorvendo mais energia de impacto (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015).

Assim, uma classe relevante de materiais unidirecionais com alto desempenho balístico foi desenvolvida e disponibilizada comercialmente com os nomes Gold Shield[®] e Spectra Shield[®], da empresa Honeywell International, e Dyneema[®], da empresa DSM Corporation. Todos têm a estrutura unidirecional em 0°/90°, apresentada anteriormente, com fibras de aramida, no caso da Gold Shield[®], ou de UHMWPE, no caso da Spectra Shield[®] e da Dyneema[®] (FOLGAR, 2016), impregnadas com uma matriz de elastômeros termoplásticos, como borrachas sintéticas (Kraton[®]), silicones, poliuretanos termoplásticos (TPU), e polietileno. Esse tipo de resina é comumente utilizado para aumentar a eficiência balística dos compósitos com UHMWPE, em função da sua maior capacidade de deformação, conforme discutido anteriormente. Normalmente esses compósitos com UHMWPE têm de 12-20%v/v de resina, a fim de aumentar a eficiência balística, em função da maior fração de

reforço (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015). Referências de desempenho balístico de capacetes fabricados com esses materiais são muito limitadas. Muitas das referências encontradas de desempenho balístico desses materiais são resultados de testes em placas (FOLGAR, 2016).

Protótipos do capacete ACH em compósitos de matriz termoplástica reforçada com UHMWPE foram fabricados e avaliados pela INTER Materials. Para isso, ela utilizou os materiais Spectra Shield® SR 3130, Dyneema® HB-26 e Dyneema® HB-80, conforme a Tabela 2.4. Como todos os compósitos balísticos de matriz termoplástica têm baixa resistência à flexão e baixa rigidez, foi incorporado um reforço estrutural de carbono-epóxi na superfície externa do capacete, a fim de satisfazer os requisitos estrutural e de deformação posterior, BFD (FOLGAR, 2016). Esse problema da deformação posterior em compósitos de matriz termoplástica é especialmente crítico com as fibras de UHMWPE, uma vez que a sua ótima eficiência balística é derivada exatamente da sua maior capacidade de deformar (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015). Para cada material, o número de camadas de prepreg indicado na Tabela 2.4 foi ajustado para incorporar o peso desse reforço e manter a densidade areal total indicada. A INTER Materials utilizou, para o corte dos prepregs, um molde na forma de cata-vento/roseta aperfeiçoado, desenvolvido pela empresa, e chamado Plus/Plus. Esse molde aumentou o desempenho balístico geral dos capacetes ao reduzir o número de cortes e costuras na pré-forma. Todos os protótipos foram fabricados pelo método padrão de moldagem por compressão (FOLGAR, 2016). O desempenho balístico desses capacetes foi significativamente superior ao desempenho do ACH convencional, conforme a Tabela 2.5. Ela mostra os limites balísticos, V_{50} , como um aumento percentual em relação aos requisitos balísticos do ACH convencional.

Tabela 2.4 – Especificações técnicas de protótipos de cascos de capacete em Spectra Shield® e Dyneema®.

Especificações capacete	Spectra Shield® SR 3130	Dyneema® HB-26	Dyneema® HB-80
Densidade Areal, Kg/m ² (psf)	11,24 (2,30)	11,24 (2,30)	11,24 (2,30)
Espessura do Casco, mm (in)	10,92 (0,430)	10,92 (0,430)	10,92 (0,430)
Fibra	UHMWPE	UHMWPE	UHMWPE
Tecido/ <i>Prepreg</i>	Unidirecional 0°/90°	Unidirecional 0°/90°	Unidirecional 0°/90°
Peso do <i>Prepreg</i> , g/m ²	263	276	142
Resina	PU	PU	PU
Nº de Camadas/ Placa	42,7	40,7	79,2

Fonte: Adaptado de Folgar (2016).

Tabela 2.5 – Aumentos percentuais dos limites balísticos, V_{50} , dos capacetes em Spectra Shield® e Dyneema®

FSP, grain	Spectra Shield® SR 3130	Dyneema® HB-26	Dyneema® HB-80
4-grain RCC	54%	54%	N/A
16-grain RCC	41%	47%	42%
64-grain RCC	46%	46%	42%
17-grain FSP	48%	46%	49%

*RCC: Right-Circular Cilinder
 Fonte: Adaptado de Folgar (2016).

Nessa mesma pesquisa, a INTER Materials fabricou protótipos do capacete ACH com Dyneema® HB-80, utilizando, porém, para isso, outra técnica de montagem da pré-forma, chamada Solid Design. Essa tecnologia desenvolvida pela empresa possibilitou a fabricação dos capacetes sem cortes nem costuras. Todos os protótipos foram fabricados pelo método padrão de moldagem por compressão, com 10,92 mm (0,430in) de espessura do casco, 11,24 Kg/m² (2,30 lbs/ft²) de densidade areal total e reforço de carbono-epóxi na superfície externa. A Figura 2.12 compara os limites balísticos médios, V_{50} , para 17-grain FSP, dos protótipos fabricados com Dyneema® HB-80, utilizando o molde convencional na forma de cata-vento/roseta (*Pinwheel*), o molde *Plus/Plus* e a técnica *Solid Design*. Os valores de limite balístico foram normalizados pelo requisito correspondente do ACH convencional (FOLGAR, 2016). Conforme se pode inferir, o desempenho balístico dos capacetes em Dyneema® HB-80 aumentou aproximadamente de 30-80% em relação ao capacete ACH convencional.

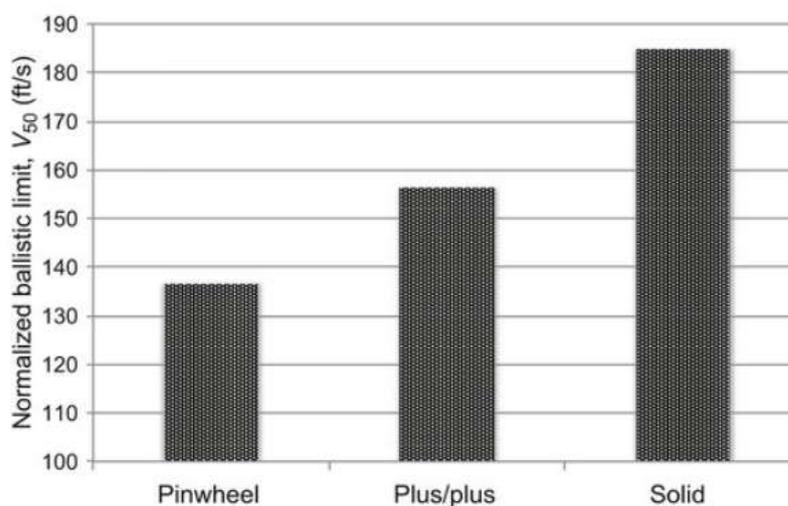


Figura 2.12 – Limites balísticos normalizados, V_{50} , contra 17-grain FSP, de capacetes fabricados com Dyneema® HB-80 pelos métodos padrão, *Plus/Plus* e *Solid Design*.

Fonte: Folgar (2016).

A fim de atender a demanda do Exército dos EUA de redução de 25% do peso,

a INTER Materials fabricou protótipos do capacete ACH com 7,11 mm (0,280in) de espessura e aproximadamente 8,07 Kg/m² (1,65lbs/ft²) de densidade areal. Foram fabricados protótipos com e sem o reforço de carbono-epóxi na superfície externa do casco, por meio de dois processos diferentes de moldagem: o método padrão de moldagem por compressão e um método inovador de moldagem, desenvolvido pela empresa, chamado *Short Cycle*. Todos os protótipos foram fabricados com Dyneema® HB-80, utilizando o *Solid Design* (FOLGAR, 2016). A Figura 2.13 mostra os limites balísticos, V_{50} , para 17-grain FSP, normalizados pelo requisito correspondente do ACH convencional, desses protótipos. Como se pode inferir, a pesquisa conseguiu prover um capacete 25% mais leve e de 30-40% mais eficiente balisticamente que o capacete ACH convencional, com um processo de fabricação competitivo. O processo de moldagem *Short Cycle*, com um ciclo de 20 minutos, foi a solução desenvolvida pela INTER Materials para a necessidade de um processo de fabricação de baixo custo e alto volume para capacetes balísticos com esses novos materiais compósitos termoplásticos com reforço unidirecional em 0°/90°. Isso porque o método padrão de moldagem por compressão para esses materiais demandava um ciclo de 1,5 h (FOLGAR, 2016), contra aproximadamente 15 minutos para os compósitos termorrígidos utilizados nos capacetes ACH convencionais (FOLGAR *et al.*, 2007).

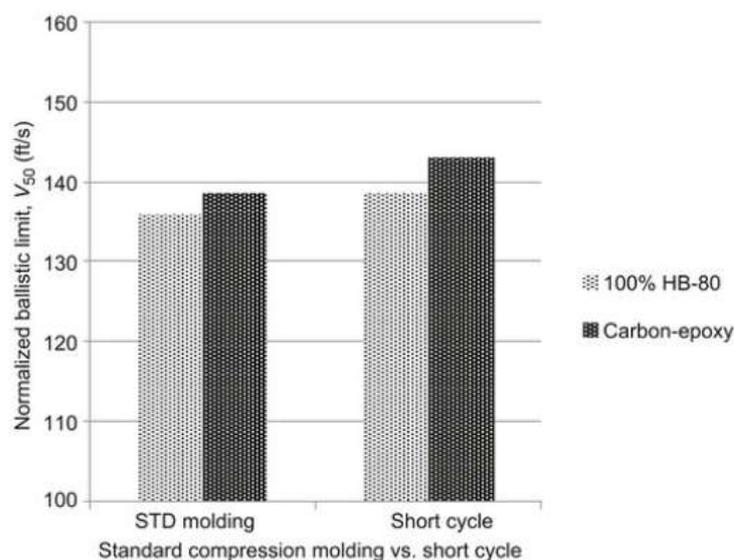


Figura 2.13 – Limites balísticos normalizados, V_{50} , contra 17-grain FSP, de capacetes com 8,07 Kg/m² de densidade areal, fabricados com Dyneema® HB-80 pelos métodos de moldagem padrão e *Short Cycle*.

Fonte: Folgar (2016).

Apesar disso, esses protótipos não atenderam aos requisitos estruturais de deformação posterior, BFD, contra 9-mm FMJ. Assim, para um capacete com matriz termoplástica, espessura de 7,11 mm (0,280in) e densidade areal de 8,07 Kg/m² (1,65psf), os requisitos estruturais ainda eram um desafio (FOLGAR, 2016). No entanto, para uma redução de peso de 10-15% com um aumento do desempenho balístico de 35-40%, os capacetes

cumpriram todos os requisitos estruturais, incluindo BFD contra 9-mm FMJ (Tabela 2.6), compressão “lado-a-lado” (a compressão máxima foi menor que 0,040 in imediatamente após 25 ciclos), e trauma contuso (o pico máximo de aceleração foi menor que 100g). Da mesma forma, para os capacetes com o mesmo peso do ACH, porém com um aumento de 70-75% do desempenho balístico. Neste caso, esses capacetes também demonstraram capacidade de parar projetis de alguns rifles, como 7,62x39mm FMJLC à velocidade de boca (FOLGAR, 2016).

Tabela 2.6 – Resultados do teste de BFD contra 9-mm FMJ, para os capacetes 10-15% mais leves.

Coroa (mm)	Esquerdo (mm)	Direito (mm)	Trás (mm)	Frente (mm)
7,213	6,732	7,876	15,177	9,830

Fonte: Adaptado de Folgar (2016).

Assim, embora o UHMWPE proporcionasse um aumento de desempenho balístico superior a 35% em relação ao tecido de aramida utilizado no ACH, a dificuldade de atender aos requisitos de BFD persistia. Esse problema tornava-se ainda mais aparente ao reduzir a densidade areal, uma vez que, ao reduzir a quantidade de camadas de fibra, a resistência balística e a rigidez do sistema diminuam. Isso afetava a capacidade do compósito de ficar rígido durante o impacto, aumentando a deflexão dinâmica (VARGAS-GONZALEZ; WALSH; GURGANUS, 2011). Com base em resultados de estudos anteriores, pesquisadores do Laboratório de Pesquisa do Exército dos EUA, *Army Research Laboratory* (ARL), propuseram uma abordagem alternativa e inovadora para o problema (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015). Pesquisas com painéis de compósito de UHMWPE mostraram que a variação da orientação da fibra e da arquitetura do compósito poderiam reduzir a deflexão dinâmica, sem, contudo, reduzir o desempenho balístico do material (VARGAS-GONZALEZ; WALSH, 2010; VARGAS-GONZALEZ; WALSH; WOLBERT, 2011; VARGAS-GONZALEZ; WALSH; SCOTT, 2011). Assim, com base nisso, eles propuseram uma hibridização de arquiteturas, chamada ARL X Hybrid. Essa solução consistia, a partir da face de impacto do laminado, em camadas com configuração típica 0°/90°, as quais correspondiam a 75% m/m do sistema. Na sequência, os 25% restantes consistiam numa configuração quase isotrópica de camadas com reforço unidirecional e defasado em 22,5° no sentido horário em relação à camada anterior (0°/22,5°/45°/67,5°/90°) (VARGAS-GONZALEZ; WALSH; GURGANUS, 2011).

Para avaliar essa solução, foram fabricados painéis de 7,8 Kg/m² (1,6 lbs/ft²) com Dyneema[®] HB-26, da DSM, e Spectra Shield[®] SR 3136, da Honeywell (ambos com fibras unidirecionais de UHMWPE impregnadas com matriz termoplástica), tanto na configuração típica 0°/90° quanto na configuração proposta. Esses painéis tinham 30 camadas e foram submetidos a uma compressão de 20,8 MPa a 125°C, para o HB-26, e a

132°C, para o SR 3136. Como referência, foram fabricados também painéis de 7,8 Kg/m² (1,6 Kg/ft²) com tecido de Kevlar® KM2, estilo 705, impregnado com matriz PVB-fenólica (utilizado nos capacetes ACH). Esses painéis tinham 28 camadas e foram submetidos a uma compressão de 1,4 MPa a 160°C. No mesmo estudo, os pesquisadores testaram também o HDGA, da Honeywell, com fibras unidirecionais de aramida impregnadas com matriz termoplástica. Neste caso, os painéis de 7,8 Kg/m² (1,6 Kg/ft²) foram fabricados apenas na configuração 0°/90°, com 36 camadas e 20,8 MPa de compressão a 132°C. Três painéis de 0,45x0,45 m para cada material/configuração foram fabricados e avaliados em termos de limite balístico, V₅₀, para 1,1g (17-grain), calibre .22 FSP. Além disso, dois painéis de 0,38x0,38 m para cada material/configuração foram fabricados e avaliados em termos de BFD, para 9 mm, 8g (124-grain) FMJ (VARGAS-GONZALEZ; WALSH; GURGANUS, 2011).



Figura 2.14 – V₅₀ e BFD de painéis com 7,8 Kg/m² de HB-26 e SR 3136, nas configurações 0°/90°; HDGA, na configuração 0°/90°; e KM2 705

Fonte: Vargas-Gonzalez, Walsh e Gurganus (2011).

Os resultados dos testes de V₅₀ e de BFD para cada material/configuração são apresentados na Figura 2.14. Todos os valores de V₅₀ foram normalizados pelo limite balístico correspondente ao painel de SR 3136 na configuração típica 0°/90°. Além disso, os valores de BFD correspondem a deformação máxima observada durante o impacto balístico. Os resultados dos testes balísticos foram surpreendentes. Foi observada uma redução significativa da BFD de 36,6% e 40,5%, respectivamente, nos painéis de HB-26 e SR 3136 com a configuração proposta. O limite balístico nos dois casos, no entanto, sofreu uma redução insignificante de 4,1% e 1,0%, respectivamente. Isso sugere que qualquer material termoplástico unidirecional de UHMWPE pode se comportar da mesma forma se arranjado conforme a arquitetura proposta do ARL X Hybrid (VARGAS-GONZALEZ;

WALSH; GURGANUS, 2011). Estudos posteriores com painéis de HB-80 na configuração ARL X Hybrid corroboraram esse comportamento com uma redução do limite balístico de cerca de 10% e da BFD máxima de mais de 30% (ZHANG *et al.*, 2015) A arquitetura ARL X Hybrid também demonstrou ser altamente eficaz quando adotada em coletes balísticos, reduzindo a extensão da deformação neste caso em 20-35% tanto no primeiro quanto no segundo impacto (VARGAS-GONZALEZ; GURGANUS, 2015).

Em 2009, impulsionado pela necessidade urgente de um capacete com proteção também contra projetis de rifle, o Exército dos EUA iniciou um novo programa de desenvolvimento, chamado *Enhanced Combat Helmet* (ECH). Conforme apresentado ao longo desse texto, a utilização desses novos materiais com fibras de UHMWPE possibilitaria ou reduzir o peso do ACH em até 20%, mantendo o nível de proteção, ou aumentar o nível de proteção, mantendo o peso do ACH. Assim, a fim de atender a demanda por maior proteção balística, o ECH manteve o peso do ACH, além do seu design (MORTLOCK, 2018). Fabricado em Dyneema[®] HB-80 com reforço estrutural de carbono-epóxi na superfície externa do capacete (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014), os resultados dos testes mostraram que o ECH atendeu a todos os requisitos técnicos. Em relação ao limite balístico, V_{50} , houve um aumento médio de 53% em relação ao ACH; já a deformação posterior, BFD, para projétil 9 mm FMJ, diminuiu em média 10%; e, por fim, a resistência à penetração, RTP, para projétil de rifle, aumentou mais de 153%. É importante ressaltar que não havia requisito de BFD para essa ameaça e que, para evitar comprometer o programa devido a requisitos inatingíveis ou irrealistas, o teste de BFD para rifle foi realizado apenas para fins de referência (MORTLOCK, 2018).

Apesar de aprovado em todos os testes, o ECH foi muito questionado, sendo considerado operacionalmente não eficaz e não adequado. Como não havia tempo suficiente para desenvolver protocolos de teste especificamente para o ECH, foram utilizados os protocolos do ACH. Contudo, o ECH era de material termoplástico, enquanto o ACH era de material termorrígido com comportamentos dinâmico e estrutural completamente diferentes. Além disso, e mais importante, havia preocupações significativas com o risco de trauma na cabeça em função da deformação posterior causada pelo impacto de projétil de rifle. Por fim, o custo por unidade do ECH era cerca de 2,5 vezes do ACH. Paralelamente ao ECH, foi desenvolvido também o *Lightweight Advanced Combat Helmet* (LW-ACH), (MORTLOCK, 2018) também em Dyneema[®] HB-80 com reforço estrutural de carbono-epóxi na superfície externa do capacete (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 2014), porém, diferentemente do ECH, 20% mais leve que o ACH e com o mesmo nível de proteção. Ambos os capacetes foram desenvolvidos para substituir o ACH, processo que começou recentemente e está ocorrendo gradativamente. A Figura 2.15 mostra resumidamente a evolução dos capacetes de combate desde o desenvolvimento da fibra de aramida.

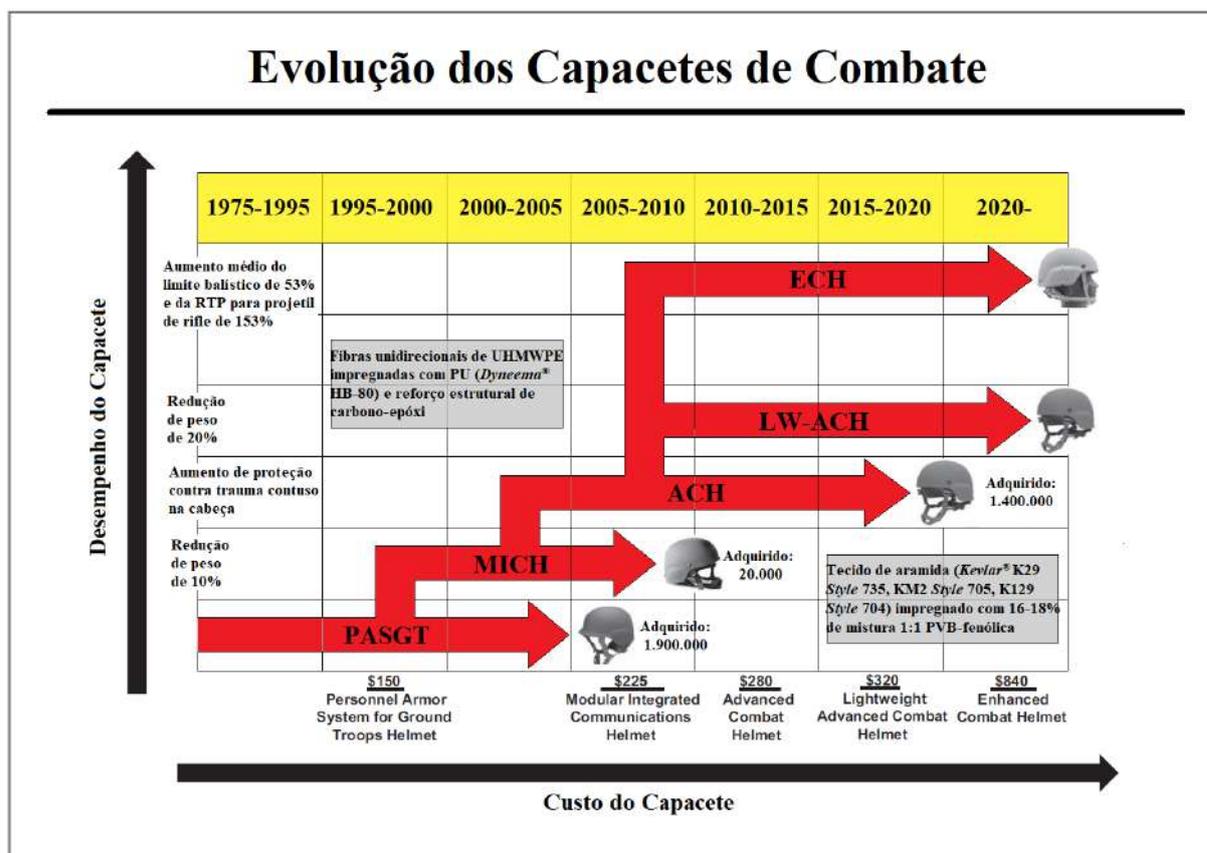


Figura 2.15 – Evolução dos capacetes de combate.

Fonte: Adaptado de NATIONAL RESEARCH COUNCIL (2014), Mortlock (2018).

É importante pontuar que essa revisão considerou apenas os capacetes norte-americanos, pois foram os capacetes adotados pelo Exército Brasileiro (EB) desde a Segunda Guerra Mundial, com o M1, até os dias de hoje, com o PASGT e o ACH. Além disso, os EUA são referência mundial em capacete balístico, com o que há de mais moderno em termos de material e design para oferecer maior segurança e desempenho.

2.1.1 Os Capacetes Brasileiros

A utilização de capacete de combate no Brasil ocorreu apenas em 1932 por ocasião da Revolução Constitucionalista. À época os capacetes de aço já eram largamente adotados pelos principais exércitos do mundo, com diferentes modelos e processos de fabricação, como herança da Primeira Guerra Mundial (1914-1918). Em função do conflito contra as tropas do governo de Getúlio Vargas, os paulistas adotaram os capacetes de combate francês Adrian, modelo 1915, e inglês MK I, modelo 1916. Os dois modelos estampados a frio em chapa de aço foram produzidos em larga escala por empresas paulistas, como a Cia. De Louças e Esmaltados, as Indústrias Reunidas Martins Ferreira e a Bernardini Indústria e Comércio, conforme Figura 2.16 (BASTOS, 2004).

Na época, as tropas regulares utilizavam bonés, quepes, bibicos, chapéus e capacetes

de cortiça ou papelão, revestidos de couro ou pano, os quais não ofereciam a necessária proteção ao combatente. Foram fabricados cerca de 70 mil capacetes desses dois modelos e a maior parte foi distribuída para as tropas paulistas, porém, como a revolução durou apenas três meses e os constitucionalistas foram derrotados, o governo federal apoderou-se dos estoques e das linhas de montagem. Eles foram, então, incorporados ao Exército Brasileiro, que continuou com a sua produção na Fábrica de Projéteis de Artilharia do Andaraí, no Rio de Janeiro, conforme Figura 2.17 (BASTOS, 2004).



Figura 2.16 – Capacetes de combate Adrian, em duas versões, com a “crista de galo” original e modificada, e MK I, produzidos em São Paulo em 1932.

Fonte: Bastos (2004).



Figura 2.17 – Produção de capacetes de combate na Fábrica do Andaraí.

Fonte: Bastos (2004).

Durante a Segunda Guerra Mundial, o Brasil, por meio de sua Força Expedicionária (FEB), combateu ao lado dos americanos na Itália de 1944-1945, onde recebeu treinamento e equipamentos dos EUA, incluindo o capacete de aço modelo M-1, adotado pelo exército americano em 1941. Após o término do conflito, ao retornar, a FEB introduziu esse modelo

que foi adotado exclusivamente pelo exército brasileiro até a década de 1990. A partir de 1993, o EB começou a sua substituição pelo PASGT de compósito de aramida, adotado pelos EUA a partir de 1980 (BASTOS, 2004). Esse modelo é o capacete de combate de uso geral em dotação atualmente no Exército Brasileiro.

Em um esforço recente de modernização do Exército Brasileiro por meio da substituição de Sistemas e Materiais de Emprego Militar (SMEM) defasados tecnologicamente ou no final de seu ciclo de vida, a Força iniciou o projeto Sistema Combatente Brasileiro (COBRA), focado no desenvolvimento de novos uniformes, armamentos e equipamentos individuais, incluindo capacete de combate. Assim, em dezembro de 2016, foram aprovadas as Condicionantes Doutrinárias e Operacionais (CONDOP) do capacete de combate do COBRA com foco na melhor relação custo-eficiência e no maior conteúdo nacional possível. Nesse contexto, a Portaria Normativa do Ministério da Defesa No14/MD, de 23 de março de 2018, aprovou os Requisitos Operacionais Conjuntos (ROC) das três Forças para capacete de combate. A partir daí, foram aprovados, pela Portaria do Estado Maior do Exército No 054-EME, de 13 de março de 2019, os Requisitos Operacionais (RO) do capacete do COBRA. Os RO e ROC estabelecem, dentre outros, que o capacete deve:

- a) ter proteção balística para os calibres .44 Magnum SJSP e 9x19mm Luger, de acordo com as normas National Institute of Justice (NIJ) 0106.01 (NIJ, 1985a) e 0108.01 (NIJ, 1985b);
- b) ter peso máximo de 1300g, 1400g, 1500g e 1700g para os tamanhos P, M, G e GG, respectivamente;
- c) ter configuração do ACH; e
- d) ser de material passível de reciclagem, tanto para atender a questões ambientais, quanto para minimizar demandas de estocagem e guarda de material inservível.

Com base nos RO e ROC, o Exército Brasileiro elaborou os Requisitos Técnicos, Logísticos e Industriais (RTLTI) do capacete balístico do COBRA, aprovados pela Portaria N° 070-EME, de 26 de março de 2019. Os Requisitos Técnicos (RT) são os atributos verificáveis do SMEM, que podem ser avaliados pelo Centro de Avaliações do Exército (CAEx). Já os Requisitos Logísticos e Industriais (RLI) são parâmetros que orientam a obtenção do capacete balístico e de seus sistemas integrados.

2.2 Compósitos de Matriz Polimérica Reforçada com Fibras para Aplicação Balística

2.2.1 Aspectos Gerais dos Compósitos

Compósito é uma classe recente de materiais, caracterizada por materiais multifásicos, deliberadamente projetados e engenheirados. Eles exibem uma proporção significativa das propriedades das fases constituintes, oriundas das demais classes de materiais (metais, cerâmicas e polímeros), de modo que é obtida melhor combinação de propriedades, de acordo com o princípio da ação combinada. De maneira geral, os materiais compósitos são constituídos por duas fases (podendo ser mais), a fase matriz, contínua, e a fase dispersa ou reforço, impregnada na primeira. As propriedades e quantidades relativas dessas fases, bem como o tamanho, a distribuição e a orientação da fase dispersa, determinam as propriedades do compósito. Os materiais compósitos podem ser classificados conforme a Figura 2.18 (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).



Figura 2.18 – Esquema de classificação dos compósitos.

Fonte: Callister e Rethwisch (2018).

Nos compósitos reforçados com partículas, o reforço tem dimensões aproximadamente iguais em todas as direções. De acordo com o tamanho dessas partículas, esses compósitos são subclassificados em compósitos com partículas grandes e compósitos reforçados por dispersão. No primeiro caso, as interações partícula-matriz não podem ser tratadas a nível atômico ou molecular. Como consequência, o mecanismo de reforço ou aumento da resistência ocorre pela restrição do movimento da matriz na vizinhança de cada partícula, essa geralmente mais dura e mais rígida do que aquela. Assim, há uma transferência, da matriz às partículas, de parte da tensão aplicada, que passam a suportar uma fração da carga. No segundo caso, as partículas têm diâmetros muito menores, entre 10 e 100nm, ocorrendo, assim, interações partícula-matriz a nível atômico ou molecular. Neste caso, as partículas dispersas impedem ou dificultam o movimento das discordâncias

e, como consequência, restringem a deformação plástica, de maneira que os limites de escoamento e de resistência à tração, assim como a dureza, são melhorados (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

Nos compósitos reforçados com fibras, o reforço tem razão de aspecto alta. Nestes compósitos, o comportamento mecânico depende não somente das propriedades da fibra, mas também da eficiência de transferência, da matriz às fibras, da carga aplicada, e esse fator depende da magnitude da ligação interfacial entre as fibras e a matriz. Como essa ligação não ocorre nas extremidades da fibra, existe um comprimento mínimo da fibra a partir do qual começa a ocorrer essa transmissão de forma total e o reforço, proporcionado pela fibra, torna-se mais efetivo, havendo, assim, aumento significativo na resistência e na rigidez do material compósito. Esse comprimento crítico é calculado por Eq. 2.1. Com base nesse conceito, os compósitos reforçados com fibras são subclassificados em compósitos reforçados com fibras contínuas ($l > 15l_c$) e compósitos reforçados com fibras descontínuas ou curtas ($l < 15l_c$) (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

$$l_c = \frac{\sigma_f^* d}{2\tau_c} \quad (2.1)$$

l_c comprimento crítico da fibra;

d diâmetro da fibra;

σ_f^* limite de resistência à tração da fibra; e

τ_c resistência da ligação fibra-matriz (ou tensão de escoamento em cisalhamento da matriz, o que for menor).

Além do comprimento das fibras, o arranjo ou a orientação dessas, sua concentração e distribuição influenciam sobremaneira as propriedades desses compósitos. Em relação à orientação das fibras, estas podem estar alinhadas em uma única direção ou orientadas aleatoriamente, conforme a Figura 2.19. As fibras contínuas estão normalmente alinhadas, ao passo que as fibras 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 pelas melhores propriedades mecânicas da fibra e pela regra da mistura, expressa pela Eq. 2.2 para o módulo de elasticidade na direção longitudinal de um compósito com fibras contínuas e alinhadas. Essa regra expressa o princípio da ação combinada e vale para outras propriedades e tipos de compósitos, com as devidas alterações (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

$$E_{cl} = E_m V_m + E_f V_f \quad (2.2)$$

E_m módulo de elasticidade da matriz;

E_f módulo de elasticidade da fibra;

V_m fração volumétrica de matriz; e

V_f fração volumétrica de fibra.

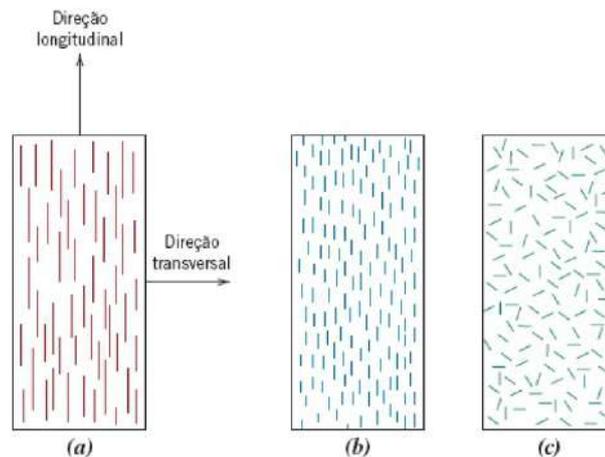


Figura 2.19 – Representação esquemática de (a) fibras contínuas e alinhadas, (b) fibras curtas e alinhadas e (c) fibras curtas e aleatoriamente orientadas.

Fonte: Callister e Rethwisch (2018).

Conforme se pode inferir da Tabela 2.7, o reforço proporcionado pelas fibras é significativamente mais efetivo, quando alinhadas, e ao longo da direção de alinhamento dessas. Contudo, pode-se observar também que, neste caso, as propriedades dos compósitos são altamente anisotrópicas. Já, nos compósitos com fibras curtas distribuídas aleatoriamente, apesar da menor eficiência do reforço em relação às fibras alinhadas e carregadas na direção de alinhamento, as propriedades são quase isotrópicas (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

Tabela 2.7 – Eficiência do reforço para diferentes orientações das fibras e direções de aplicação da tensão.

Orientação da Fibra	Direção da Tensão	Eficiência do Reforço
Todas as fibras paralelas	Paralela às fibras	1
	Perpendicular às fibras	0
Fibras distribuídas aleatória e uniformemente em um plano específico	Qualquer direção no plano das fibras	3/8
Fibras distribuídas aleatória e uniformemente nas três dimensões no espaço	Qualquer direção	1/5

Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2018).

Os compósitos laminados são materiais projetados e engenheirados com estrutura em múltiplas camadas bidimensionais, cada qual com uma direção preferencial de alta resistência, conforme a Figura 2.20. Suas propriedades são função não somente das propriedades dos materiais das camadas, mas também do projeto geométrico-estrutural do compósito. Assim, neste caso, a resistência global e o grau de isotropia dependem também do número de camadas e da sequência de orientação (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

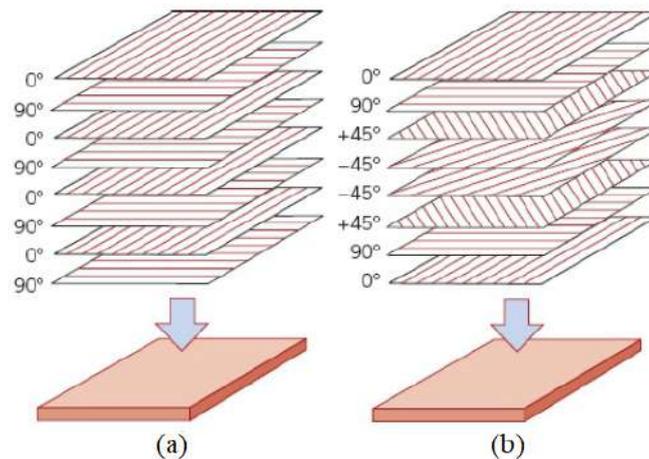


Figura 2.20 – Diagrama esquemático de compósitos laminados (a) cruzados (camadas adjacentes têm orientações preferenciais perpendiculares) e (b) multidirecional.

Fonte: Callister e Rethwisch (2018).

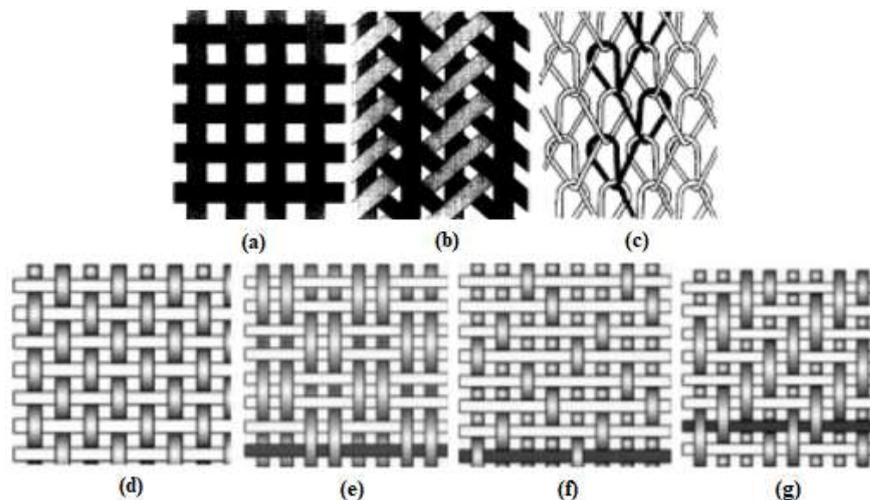


Figura 2.21 – Tipos de tecido: (a) tramado, (b) trançado e (c) tricotado. Tipos de tecido tramado: (d) simples, (e) cesto, (f) cetim e (g) sarja.

Fonte: Carvalho (2005), John e Thomas (2008).

Esses compósitos podem também ser construídos com tecidos e mantas, além das mechas. O tipo de arranjo está condicionado às solicitações mecânicas da peça e ao seu processo produtivo. Nas mechas, fibras longas em quantidade variável são alinhadas numa direção. Nos tecidos, fios obtidos a partir do processamento de fibras contínuas são

interligados por técnicas de confecção, que dão origem aos tecidos tramados, trançados e tricotados, conforme a Figura 2.21. O tipo de tecido, o número de fibras por fio, o grau de torção dessas fibras no fio, a densidade e arquitetura do tecido e a razão entre os números de fios em cada direção influenciam sobremaneira as propriedades desses compósitos, à medida que alteram a fração volumétrica de fibra, a orientação e o molhamento. Nas mantas, fibras longas, alinhadas ou não, formam camadas (colchão de fibras ou véu) que são compactados mecanicamente por agulhagem (CARVALHO, 2005).

As técnicas de processamento de compósitos reforçados com fibras podem ser classificadas em molde aberto e molde fechado. A *hand lay-up* utiliza um molde aberto no qual o reforço é impregnado pela resina polimérica por meio de roletes para garantir um molhamento mais eficiente. O processamento por *Liquid Modelling* (LM), é uma técnica mais sofisticada que engloba vários métodos, dentre eles o *Resin Transferring Molding* (RTM) e o *Vacuum-Assisted Resin Injection* (VARI). De modo geral, nesses processos a resina é injetada, por meio de combinação de pressão e/ou vácuo, num molde fechado, preenchido pelo reforço. Outra técnica de molde fechado é a prensagem a frio na qual o reforço é impregnado pela resina em função da compressão do molde. Na Figura 2.22 são mostrados esquematicamente esses processos (GIACOMINI, 2003).

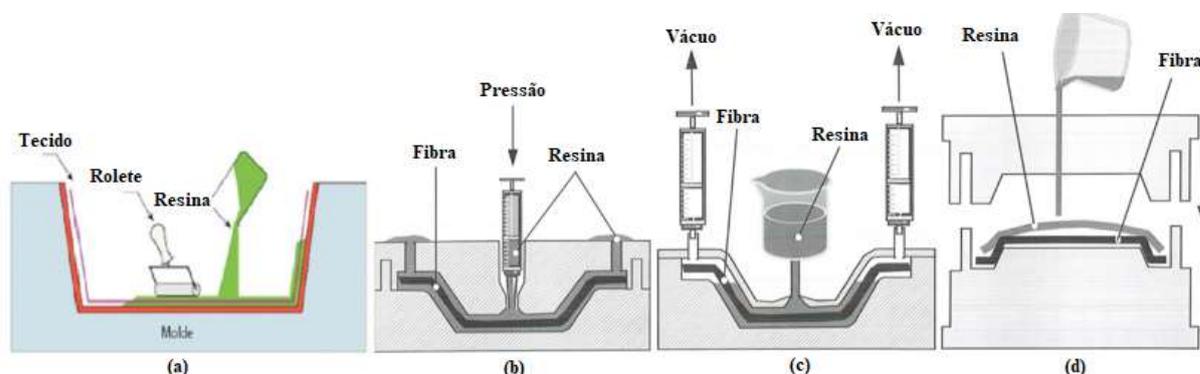


Figura 2.22 – Técnicas de processamento de compósitos: (a) *hand lay-up*, (b) RTM, (c) VARI, (d) prensagem a frio.

Fonte: Giacomini (2003).

2.2.2 A Matriz Polimérica

Além de interligar as fibras, a matriz é responsável por transmitir às fibras a tensão externa aplicada. A matriz também é responsável por proteger as fibras contra danos superficiais, que podem introduzir defeitos capazes de produzir trincas. Além disso, ao separar as fibras umas das outras, ela impede a propagação de trincas frágeis de uma fibra para outra. A interface entre a matriz e a fibra é a região de ligação dessas fases no compósito. A força dessa ligação determina a eficiência da transmissão da tensão, da matriz para a fibra, e, portanto, afeta significativamente o comportamento mecânico do compósito. É essencial que essa adesão interfacial entre a fibra e a matriz seja grande para

minimizar o arrancamento da fibra (*pullout*). A resistência máxima do compósito depende consideravelmente da magnitude dessa ligação. Assim, compósitos com interface fraca têm resistência e rigidez baixas, e ductilidade alta, enquanto compósitos com interface forte têm resistência e rigidez altas, e são frágeis (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

A matriz pode ser um metal, um polímero ou um cerâmico. Os compósitos com matriz metálica têm elevadas propriedades mecânicas, térmicas e elétricas, não são inflamáveis e têm alta resistência à degradação por fluidos orgânicos. Contudo, além de significativamente mais densos e caros, seu processamento é mais complexo. Os materiais cerâmicos seriam ideais como matriz em aplicações a altas temperaturas e sob tensões severas, em função de sua inerente resistência à oxidação e deterioração em temperaturas elevadas. Contudo, o comportamento frágil desses materiais torna sua aplicação muito restrita. Matrizes poliméricas são as mais comuns devido às suas satisfatórias propriedades a temperatura ambiente (principalmente baixa densidade), à facilidade de processamento dos compósitos (baixas pressões e temperaturas) e ao baixo custo (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

Uma classificação prática importante dos polímeros refere-se ao comportamento desses materiais a uma elevação da temperatura. 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. Contudo, uma degradação irreversível ocorre quando a temperatura de um polímero termoplástico fundido é aumentada excessivamente. Os polietilenos e os policarbonatos são exemplos de polímeros termoplásticos. 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. Somente um aquecimento a temperaturas excessivas causam o rompimento dessas ligações cruzadas e, por conseguinte, a degradação do polímero. Os epóxis e as resinas fenólicas são exemplos de polímeros termorrígidos (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

Devido a essa estrutura em rede, os polímeros termorrígidos são mais rígidos e resistentes do que os polímeros termoplásticos. Como regra geral, os polímeros termorrígidos são frágeis, enquanto os polímeros termoplásticos são mais macios e dúcteis. Esses comportamentos são mostrados na Figura 2.23 com as curvas tensão-deformação “A” e “B” típicas de polímeros frágeis e plásticos, respectivamente. É importante mencionar que as características mecânicas dos polímeros são sensíveis às mudanças de temperatura principalmente próximas à condição ambiente. Além disso, a taxa de deformação também é normalmente outro fator importante. Nestes casos, uma redução da temperatura ou um aumento da taxa de deformação favorecem a fratura frágil. Na Tabela 2.8 são apresentadas propriedades mecânicas de alguns polímeros comuns (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

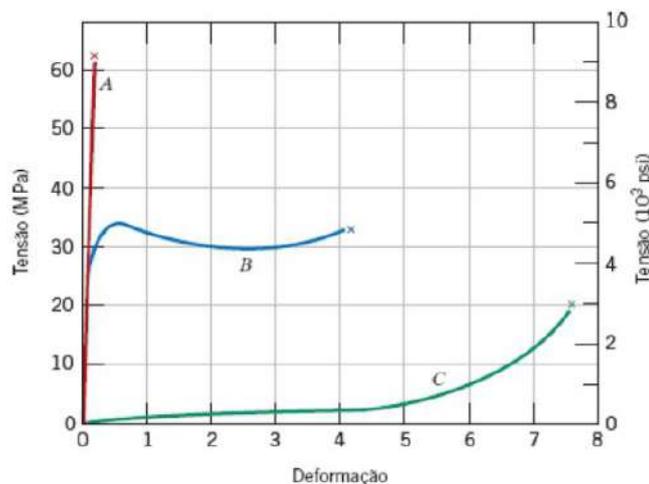


Figura 2.23 – Comportamento tensão-deformação para polímeros frágeis (curva A) e plásticos (curva B).

Fonte: Callister e Rethwisch (2018).

Tabela 2.8 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de polímeros.

Material	Módulo Tração (GPa)	Limite Resistência à Tração (MPa)	Limite Escoamento (MPa)	Alongamento na Ruptura (%)
Termoplásticos				
LDPE ⁽¹⁾	0,172-0,282	8,3-31,4	9,0-14,5	100-650
HDPE ⁽²⁾	1,08	22,1-31,0	26,2-33,1	10-1200
UHMWPE ⁽³⁾	0,69	38,6-48,3	21,4-27,6	350-525
Polícarbonato	2,38	62,8-72,4	62,1	110-150
Termorrígidos				
Epóxi	2,41	27,6-90,0	-	3-6
Fenólico	2,76-4,83	34,5-62,1	-	1,5-2,0
Poliéster	2,06-4,41	41,4-89,7	-	<2,6

⁽¹⁾ Polietileno de baixa densidade; ⁽²⁾ Polietileno de alta densidade; e ⁽³⁾ Polietileno de ultra alto peso molecular.

Fonte: Adaptado de Callister e Rethwisch (2018).

2.2.2.1 Os Sistemas Epoxídicos

Epóxi é a denominação de uma classe de polímeros termorrígidos, cujas resinas oligoméricas são caracterizadas pela presença de pelo menos dois anéis C-O-C em sua estrutura, conforme a Figura 2.24. Durante o processo de polimerização dessas resinas, agentes de cura quebram esses anéis, o que ocorre repetidamente, formando uma extensa estrutura tridimensional com cadeias altamente reticuladas, conforme a Figura 2.25. À medida que essa estrutura cresce com o aumento da densidade de reticulação, a viscosidade do sistema aumenta. Esse processo de transição, chamado de gelificação, é irreversível e, de forma macroscópica, corresponde à mudança do estado físico do sistema, de um líquido

viscoso para um sólido. O ponto de gel é de extrema importância em termos práticos uma vez que determina o tempo limite de processabilidade do material (NEVES, 2017).

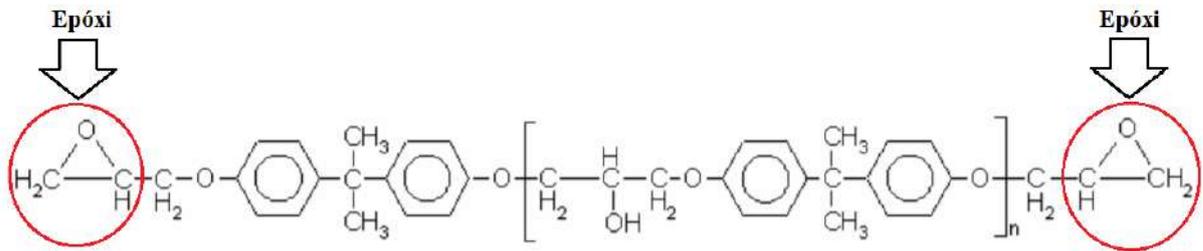


Figura 2.24 – Estrutura química da resina epoxídica éter diglicidílico de bisfenol A (*bisphenol A diglycidyl ether – DGEBA*).

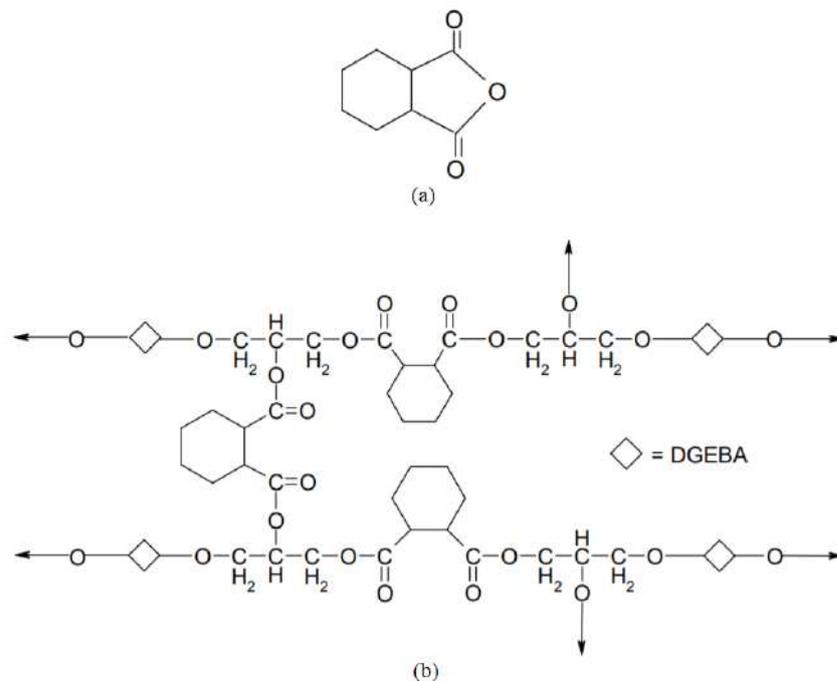


Figura 2.25 – Estruturas químicas (a) do agente de cura anidrido hexa hidroftálico (HHPA) e (b) do sistema epoxídico DGEBA-HHPA (pós cura).

O éter diglicidílico de bisfenol A (DGEBA) é a resina epóxi mais comum comercialmente, e pode ser obtida a partir da reação, em meio alcalino, entre epícloridrina e bisfenol A, cujas estruturas são mostradas na Figura 2.26. A proporção entre esses reagentes altera significativamente as propriedades da resina sintetizada. Um excesso de bisfenol A produz uma resina com maior massa molar e maior viscosidade (“n” mais alto). Quanto menor a massa molar da resina, maior a concentração de anéis epóxi por unidade de massa, o que aumenta a reatividade da resina e, por conseguinte, a densidade de reticulação, a temperatura de transição vítrea e a resistência química do sistema. Por outro lado, quanto maior a massa molar da resina, maior a quantidade de hidroxilas na sua estrutura, e, portanto, melhor a sua adesão interfacial (NEVES, 2017).

relação custo-benefício. Além disso, as melhores propriedades do sistema são obtidas quando se utilizam proporções estequiométricas de resina e endurecedor. Sistemas com aminas alifáticas têm tempo de cura menor, não necessitam de temperaturas altas e, quando curados, apresentam boas propriedades mecânicas, térmicas e químicas. Já sistemas com aminas cicloalifáticas e aromáticas apesar do maior tempo e temperatura de cura, têm tempo de gel menor (NEVES, 2017).

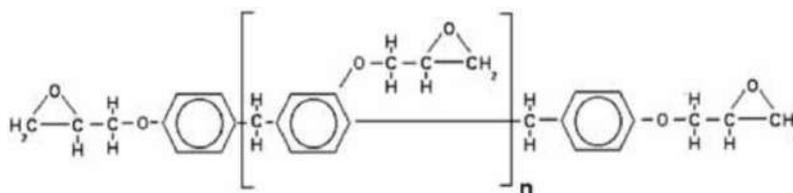


Figura 2.28 – Resina epóxi à base de bisfenol F.

Os polímeros epoxídicos apresentam excelentes propriedades, como forte adesão interfacial, em função da sua natureza química e da sua alta molhabilidade, boa resistência química a vários solventes, elevada resistência mecânica e baixa contração de cura (NEVES, 2017).

2.2.3 As Fibras

2.2.3.1 As Fibras de Aramida

As fibras de aramida são materiais com alto desempenho mecânico introduzidos no início da década de 1970 pela DuPont. Essas fibras são especialmente desejáveis devido às suas excepcionais resistências específicas, muito superiores às dos metais. A fibra de aramida é uma fibra sintética orgânica da família das poliamidas aromáticas que tem pelo menos 85% de amidas ligadas diretamente a dois anéis benzênicos nas posições “para”. Quimicamente, esse grupo de materiais é denominado poli(p-fenileno tereftalamida) (PPTA) e é obtido a partir da reação de condensação entre p-fenileno diamina (PPD) e cloreto de tereftaloíla (TCL), cujas estruturas químicas são mostradas na Figura 2.29 (CALLISTER; RETHWISCH, 2018; DUPONT, 2017; HEARLE, 2001).

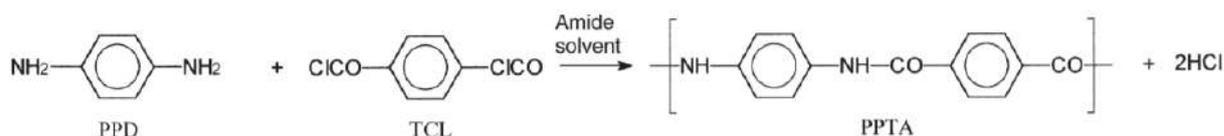


Figura 2.29 – Representação esquemática da síntese de aramida.

Fonte: Hearle (2001).

O produto formado a partir dessa síntese é um pó que é dissolvido num ácido forte para formar uma solução de cristal líquido com cadeias moleculares rígidas como

bastonetes. Essa solução é então extrudada e, ao passar por um orifício, os domínios aleatoriamente orientados dessa solução ficam totalmente orientados na direção do cisalhamento, produzindo assim uma orientação molecular quase perfeita e cadeias totalmente estendidas. A estrutura supramolecular produzida é quase totalmente preservada na forma de filamento devido à relaxação bem lenta da orientação cisalhante induzida. A fibra produzida tem uma estrutura molecular altamente organizada o que confere a esse material propriedades mecânicas excepcionais. Na Figura 2.30 é mostrado esquematicamente esse processo, além da unidade de repetição e da estrutura das cadeias moleculares da fibra de aramida. Também são mostrados o alinhamento dessas cadeias com a direção da fibra e as ligações de hidrogênio entre as cadeias adjacentes (CALLISTER; RETHWISCH, 2018; DUPONT, 2017; HEARLE, 2001).

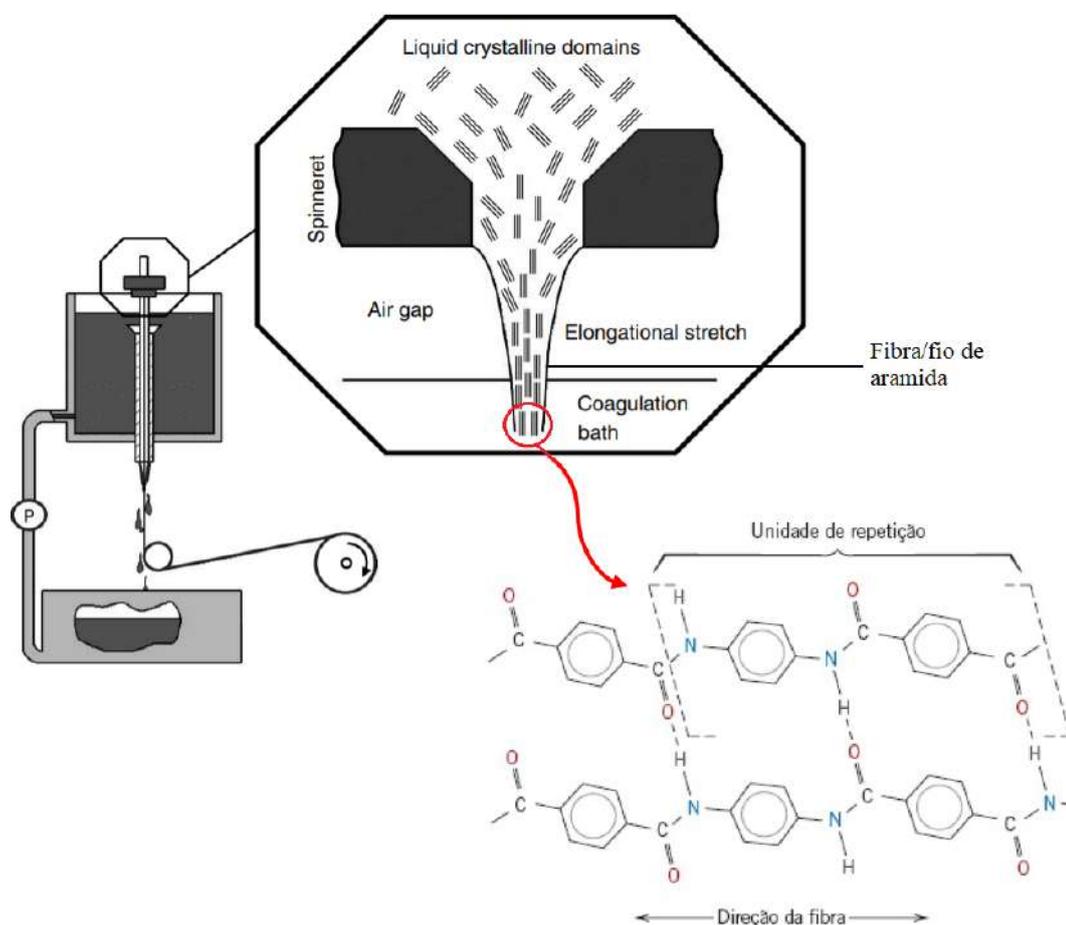


Figura 2.30 – Representação esquemática do processo de síntese da fibra de aramida.

Fonte: Adaptado de Hearle (2001), Callister e Rethwisch (2018).

As fibras de aramida estão disponíveis comercialmente sob diferentes denominações, dependendo do fabricante. Por exemplo, Kevlar[®] e Twaron[®] são as denominações para as fibras de aramida produzidas pela DuPont e Teijin, respectivamente. Cada fabricante normalmente oferece várias classes de aramida com diferentes comportamentos mecânicos, como Kevlar[®]29 e Kevlar[®]49, cujas características são mostradas na Tabela 2.9. Nessa

tabela também é apresentado um comparativo de propriedades entre fios de aramida e fios de outros materiais. As fibras de aramida apresentam uma combinação excepcional de alto módulo e alta resistência à tração longitudinal, alta tenacidade, alta resistência ao impacto, alta resistência à fluência e à falha por fadiga. Além disso, essas fibras são resistentes à combustão e estáveis numa extensa faixa de temperaturas (entre -200 °C e 200 °C). As fibras de aramida são suscetíveis à degradação apenas por ácidos e bases fortes e por radiação Ultra Violeta (UV). Uma vez que as fibras são flexíveis e dúcteis, elas podem ser processadas por operações têxteis. Assim, existem vários tecidos de aramida com fios, tramas e gramaturas diferentes e, conseqüentemente, com propriedades mecânicas diferentes. Na Tabela 2.10 são mostrados alguns tecidos de Twaron® e suas características (CALLISTER; RETHWISCH, 2018; DUPONT, 2017).

Tabela 2.9 – Propriedades mecânicas e térmicas de fios de Kevlar® e de outros materiais.

	Densidade Específica, lb/in ³	LRT, 10 ³ psi	Módulo, 10 ⁶ psi	Deformação Ruptura,%	Resistência à Tração Específica*, 10 ⁶ in	CET**, 10 ⁻⁶ /°F	Temperatura de Decomposição, °F °C	
Kevlar® 29	0,052	424	10,2	3,6	8,15	-2,2	800-900	427-482
Kevlar® 49	0,052	435	16,3	2,4	8,37	-2,7	800-900	427-482
Outras Fibras								
S-Glass	0,090	665	12,4	5,4	7,40	+1,7	1,5621	850
E-Glass	0,092	500	10,5	4,8	5,43	+1,6	1,3467	730
Steel Wire	0,280	285	29	2,0	1,0	+3,7	2,7321	1,500
Nylon 66	0,042	143	0,8	18,3	3,40	-	4907	254
Polyester	0,050	168	2,0	14,5	3,36	-	4931	256
HS Polyethylene	0,035	375	17	3,5	10,7	-	3007	149
High-Tenacity Carbon	0,065	450	32	1,4	6,93	-0,1	6,3321	3,500

*Razão entre LRT e densidade específica; e

**Coeficiente de Expansão Térmica (na direção longitudinal).

Fonte: Adaptado de DUPONT (2017).

Tabela 2.10 – Características de tecidos de Twaron®.

Modelo	Densidade Linear (dtxnom)	Twaron® Tipo	Estilo	Set (per 10 cm)		Densidade Areal		Espessura (mm)	Tensão Ruptura Mínima (N/5cmx 1000)		Tensão Ruptura Mínima (lb/in x 1000)	
				Urdidura	Trama	(g/m ²)	(oz/yd ²)		Urdidura	Trama	Urdidura	Trama
PT 900	930 f1000	2040	Plain Satin	105	105	205	6,05	0,30	8,0	8,50	0,914	0,971
CT 608	550 f1000	2642	Plain	110	110	120	3,55	0,20	5,0	5,20	0,571	0,594
CT 612	550 f500	2040	Plain	110	110	120	3,55	0,20	5,0	5,20	0,571	0,594
CT 613	550 f500	2040	Plain	123	123	135	3,98	0,20	5,0	5,50	0,571	0,628
CT 709	930 f1000	2040	Plain	105	105	200	5,90	0,30	8,0	8,50	0,914	0,971
CT 714	1100 f1000	2040	Plain	85	85	190	5,60	0,30	7,7	8,20	0,879	0,936
CT 716	1100 f1000	2040	Plain	122	122	280	8,26	0,40	10,5	11,10	1,199	1,268
CT 736	1680 f1000	2000	Basket 2x2	127	127	410	12,09	0,62	15,5	16,60	1,770	1,896
CT 737	1680 f1000	2000	Twill 2X2z	127	127	410	12,09	0,60	15,5	16,60	1,770	1,896
CT 747	3360 f2000	2000	Plain	63	63	410	12,09	0,62	15,5	16,60	1,770	1,896
T717	1680 f1000	1040	Plain	84	80	280	8,27	0,43	10,5	11,0	1,200	1,256
T 730	1680 f1000	1040	Plain	78	78	260	7,67	0,40	9,4	10,00	1,074	1,142
T 750	3360 f2000	1000	Plain	67	67	460	13,57	0,65	16,2	17,40	1,850	1,987
T760	3360 f2000	1000	Twill 4X4	92	92	635	18,73	1,05	22,0	23,50	2,512	2,684

Fonte: Adaptado de TELJIN (2019).

2.2.3.2 As Fibras Naturais Lignocelulósicas

Devido às crescentes preocupações com o meio ambiente, com os problemas atuais de poluição e com questões de sustentabilidade, mudanças profundas na P&D de novos

materiais e na utilização dos materiais pela indústria estão ocorrendo. Fibras sintéticas de grafite, aramida, UHMWPE e vidro são comumente utilizadas na produção de materiais compósitos com alta resistência para proteção balística. Embora tenham propriedades mecânicas e durabilidade superiores, essas fibras são derivadas de matérias primas a base de hidrocarbonetos, uma fonte bem conhecida de poluentes. Além disso, apesar desses materiais compósitos balísticos convencionais proporcionarem uma excelente solução em termos de resistência por peso, eles são caros. Assim, encontrar um material alternativo é necessário e urgente para reduzir a dependência dos equipamentos de proteção balística individual em relação a esses materiais ambiental e economicamente ineficientes (HAMOUDA *et al.*, 2012).

Nesse contexto, as fibras naturais podem prover a solução. Ao revelar a ótima resistência específica desses materiais, Bledzki e Gassan (1999) levantaram a possibilidade de utilizar essas fibras na produção de materiais para proteção balística individual. Uma compreensão mais profunda das propriedades físicas e mecânicas associadas deve ser considerada, porém existe um potencial óbvio. Por serem biodegradáveis, esses “materiais verdes” podem, portanto, ao final de suas vidas, ser descartados sem prejudicar o meio ambiente. Além disso, essas fibras são abundantes, anualmente renováveis e altamente sustentáveis. Como essas fibras têm propriedades mecânicas significativas, pesquisas estão sendo direcionadas para investigar e explorar a utilização desses materiais como reforço em compósitos de matriz polimérica para diversas aplicações (HAMOUDA *et al.*, 2012).

As fibras naturais são obtidas da natureza e podem ser classificadas, de acordo com sua origem, em animal, vegetal ou mineral. Enquanto as fibras animais consistem basicamente de proteínas, as fibras vegetais podem ser consideradas compósitos naturais constituídos principalmente de uma matriz de lignina e hemicelulose reforçada com fibrilas de celulose (α -celulose). Por isso, as fibras de origem vegetal são denominadas fibras naturais lignocelulósicas (FNL) (JOHN; THOMAS, 2008; MONTEIRO *et al.*, 2011). Essas fibras, por sua vez, são classificadas de acordo com a sua origem ou parte da planta da qual são extraídas. Existem pequenas diferenças, de autor para autor, quanto a essa classificação, porém, uma classificação mais ampla com base em Saheb e Jog (1999), Bledzki e Gassan (1999) e Mohanty, Misra e Drzal (2002) é mostrada na Figura 2.31.

Uma fibra natural lignocelulósica tem uma complexa estrutura multicelular em que cada unidade celular consiste basicamente de uma parede primária fina, envolvendo uma parede secundária grossa, conforme a Figura 2.32. As paredes primária e secundária são constituídas de microfibrilas cristalinas de celulose impregnadas com uma matriz amorfa de lignina e hemicelulose. Enquanto na parede primária as microfibrilas estão desordenadamente arrançadas, na parede secundária elas estão orientadas de forma helicoidal em relação ao eixo longitudinal da fibra. A parede secundária é composta por três camadas que se diferenciam quanto a sua composição (isto é, frações volumétricas de celulose e

lignina/hemicelulose) e quanto ao ângulo espiral, formado entre as microfibrilas e o eixo longitudinal da fibra. A camada S2 determina as propriedades mecânicas da fibra tendo em vista que é a região da fibra com maior densidade de celulose (BLEDZKI; GASSAN, 1999; JOHN; THOMAS, 2008; MONTEIRO *et al.*, 2011).

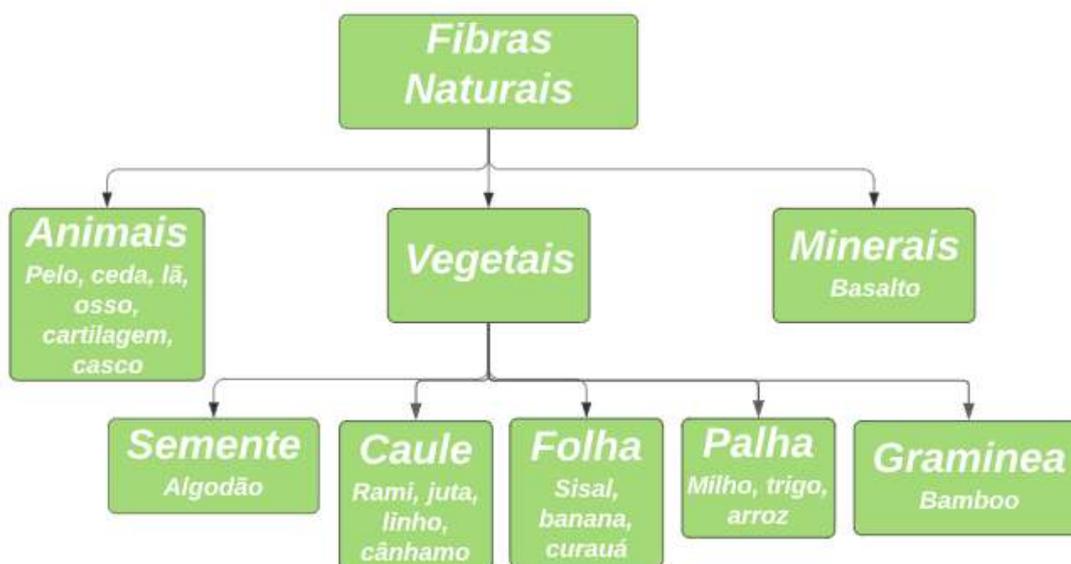


Figura 2.31 – Classificação das fibras naturais.

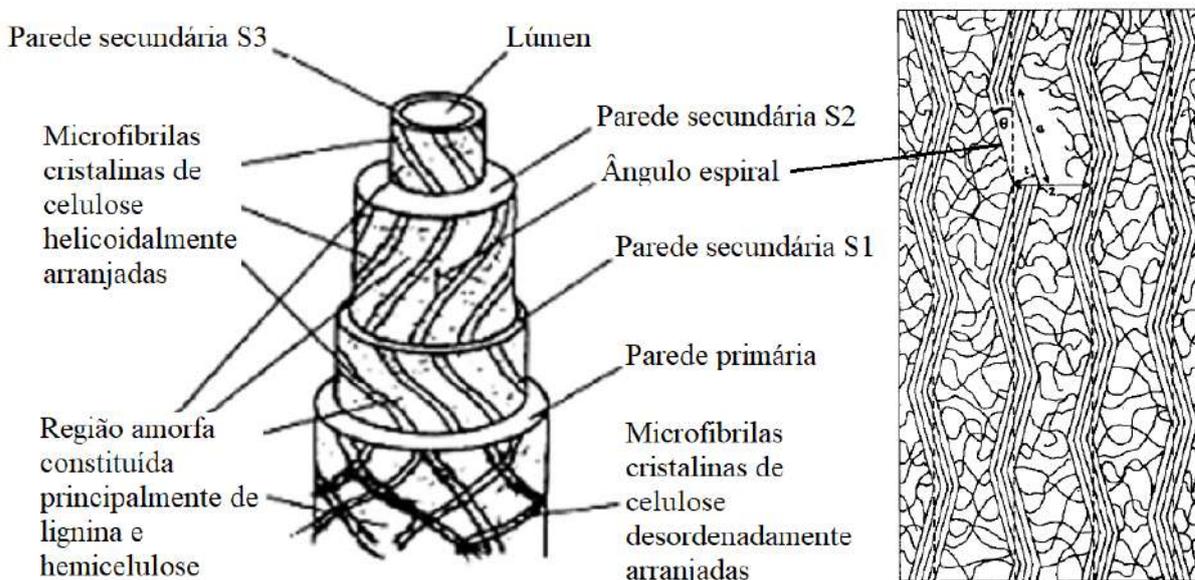


Figura 2.32 – Estrutura física de uma célula unitária de uma fibra natural lignocelulósica e parede S2 projetada no plano.

Fonte: Adaptado de Bledzki e Gassan (1999), John e Thomas (2008).

As microfibrilas são formadas pelo encadeamento e empacotamento de moléculas de celulose, que se ligam fortemente por ligações de hidrogênio, num arranjo tridimensional que se repete por grandes extensões moleculares, conforme a Figura 2.33. Assim, as microfibrilas

de celulose possuem regiões cristalinas, mas também regiões amorfas que surgem como imperfeições. A resistência das fibras lignocelulósicas está diretamente correlacionada com o grau de cristalinidade da celulose. O grau de polimerização das moléculas de celulose varia de fibra para fibra e é outro fator microestrutural que influencia significativamente as propriedades mecânicas das FNL. Quanto maior a cadeia polimérica das moléculas de celulose, mais fortemente essas moléculas estarão ligadas umas às outras por ligações de hidrogênio. A quantidade de celulose na fibra pode variar dependendo da espécie e da idade da planta, influenciando, assim, diretamente também as propriedades mecânicas da fibra. As moléculas de hemicelulose estão ligadas às moléculas de celulose por ligações de hidrogênio e atuam como matriz de cimentação entre as microfibrilas de celulose. Esse sistema é considerado o principal componente estrutural da fibra. A lignina preenche os espaços entre a celulose e a hemicelulose, atuando como agente aglutinante, e aumentando a rigidez do composto celulose-hemicelulose. Esse arranjo é mostrado esquematicamente na Figura 2.33 (BLEDZKI; GASSAN, 1999; JOHN; THOMAS, 2008; MOHANTY *et al.*, 2000).

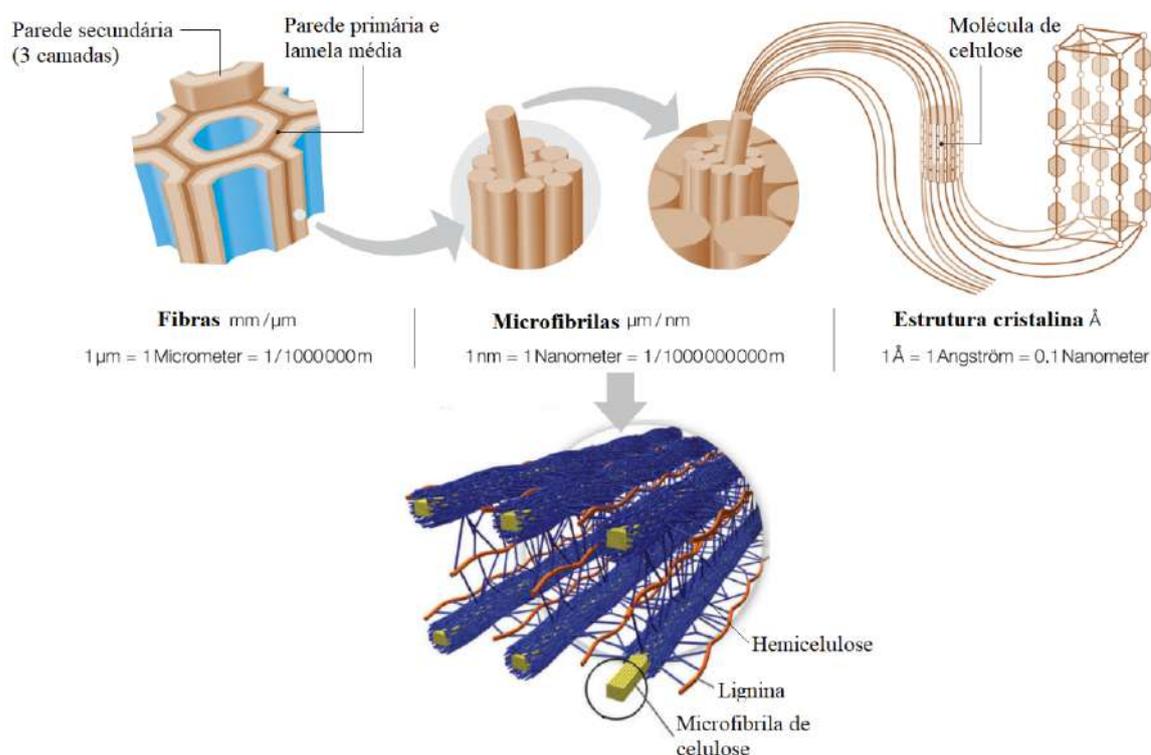


Figura 2.33 – Estrutura das microfibrilas de celulose e arranjo físico do sistema microfibrilas-lignina-hemicelulose das paredes das FNL.

Fonte: Adaptado de DOE (2020), Zimmermann, Pöhler e Geiger (2004).

O ângulo microfibrilar e a fração volumétrica de celulose determinam a rigidez mecânica das fibras lignocelulósicas. Os valores característicos desses parâmetros estruturais variam de uma fibra natural para outra, conforme mostrado na Tabela 2.11 para algumas fibras. Em geral, o Módulo de Elasticidade está diretamente correlacionado com a fração

volumétrica de celulose, e inversamente correlacionado com o ângulo microfibrilar. Da Tabela 2.11, pode-se observar que a fibra de coco tem rigidez significativamente menor que as fibras de linho, cânhamo, juta e rami, possivelmente por causa da menor quantidade de celulose e do maior ângulo espiral. As fibras de linho e de cânhamo têm aproximadamente a mesma quantidade de celulose, porém a rigidez da fibra de cânhamo é um pouco maior, possivelmente em função do menor ângulo microfibrilar. Esse mesmo comportamento pode ser observado para as fibras de rami e sisal. Já as fibras de juta e de rami têm aproximadamente o mesmo ângulo microfibrilar, porém a rigidez da fibra de rami é maior, possivelmente devido à maior quantidade de celulose (BLEDZKI; GASSAN, 1999; FARUK *et al.*, 2012; JOHN; THOMAS, 2008).

Tabela 2.11 – Propriedades estruturais, física e mecânicas de fibras lignocelulósicas.

Fibra Lignocelulósica	Celulose (%m/m)	Lignina (%m/m)	Hemice-lulose (%m/m)	Diâmetro Fibra (m)	Ângulo Espiral (°)	Densidade ρ (g/cm ³)	Resistência Tração (MPa)	Módulo Young E (GPa)	Máximo σ/ρ (MPa.cm ³ /g)
Bagaço de cana-de-açúcar (<i>Saccharum officinarum</i>)	32-44	19-24	-	10-34	-	0,34-0,49	135-222	15-17	653
Bamboo (<i>Bambusa vulgaris</i>)	-	-	-	-	-	1,03-1,21	106-204	-	198
Banana (<i>Musa sapientum</i>)	60-65	5-10	-	12-30	-	0,67-1,50	700-800	27-32	1194
Buriti (<i>Mauritia flexuosa</i>)	-	-	-	-	-	0,63-1,12	129-254	-	403
Coco (<i>Cocos nucifera</i>)	36-43	41-45	0,15-0,25	10-50	41-45	1,15-1,52	95-220	4-6	191
Algodão (<i>Gossypium M.</i>)	82,7	-	5,7	10-45	-	1,51-1,60	287-800	6-13	530
Curauá (<i>Ananas erectifolium</i>)	70,7-73,6	7,5-11,1	-	7-10	-	0,57-0,92	117-3000	27-80	5263
Linho (<i>Linum usitatissimum</i>)	71	2,2	18,6-20,6	50-150	10,0	1,30-1,50	344-1035	26-28	796
Cânhamo (<i>Cannabis sativa</i>)	70,2-74,4	3,7-5,7	17,922,4	-	6,2	1,07	389-690	35	645
Juta (<i>Corchorus capsularis</i>)	61-71,5	12-13	13,6-20,4	25-30	8,0	1,30-1,45	393-800	13-27	615
Piaçava (<i>Attalea funifera</i>)	-	-	-	-	-	1,10-1,45	109-1750	5-6	1591
Abacaxi (<i>Ananas comosus</i>)	80-83	12	-	-	-	1,44-1,56	362-1627	35-83	1130
Rami (<i>Boehmeria nivea</i>)	68,6-76,2	0,6-0,7	13,1-16,7	20-80	7,5	1,5	400-1620	61-128	1080
Sisal (<i>Agave sisalana</i>)	67-78	8,0-11,0	10,0-14,2	8-50	20,0	1,26-1,50	287-913	9-28	725
Madeira macia (<i>Picea</i>)	-	-	-	-	-	0,46-1,50	112-1000	11-40	2174
Madeira dura (<i>Betula</i>)	-	-	-	-	-	0,67-1,50	300-1500	30-80	2239
E-vidro	N/A	N/A	N/A	-	N/A	2,50-2,58	2000-3450	70-73	1380
Carbono	N/A	N/A	N/A	-	N/A	1,78-1,81	2500-6350	230-400	3567
Aramida	N/A	N/A	N/A	-	N/A	1,44	3000-4100	63-131	2847

Fonte: Adaptado de Mohanty *et al.* (2000), Monteiro *et al.* (2011), Satyanarayana, Arizaga e Wypych (2009).

Em contraste com a rigidez, a resistência não depende tão fortemente do arranjo estrutural para as fibras vegetais, isto é, do ângulo microfibrilar e da fração volumétrica de celulose. A resistência à tração dessas fibras é significativamente afetada pelos seus defeitos microestruturais. De qualquer forma, uma fraca correlação entre resistência e

fração volumétrica de celulose e ângulo microfibrilar, respectivamente, é encontrada para diferentes fibras lignocelulósicas. Nestes casos, a resistência aumenta com o aumento da fração volumétrica de celulose e a diminuição do ângulo microfibrilar, conforme a Figura 2.34. Da Tabela 2.11, também é possível observar essa tendência. Com aproximadamente a mesma quantidade de celulose, as fibras de bagaço de cana-de-açúcar e de coco têm resistência à tração próximas e significativamente menores que a resistência à tração da fibra de banana com maior conteúdo de celulose (BLEDZKI; GASSAN, 1999; JOHN; THOMAS, 2008).

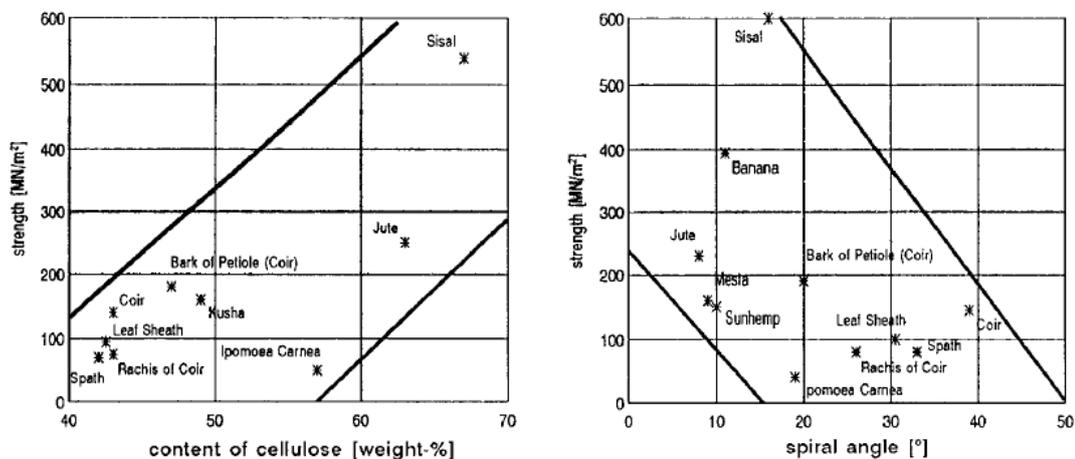


Figura 2.34 – Variação da resistência à tração de fibras lignocelulósicas com o conteúdo de celulose e o ângulo microfibrilar.

Fonte: Bledzki e Gassan (1999).

Os resultados apresentados por Monteiro *et al.* (2011) mostraram uma forte evidência de que uma correlação não linear inversa pode reger a relação entre a resistência à tração e o diâmetro equivalente (tamanho da seção transversal) nas fibras naturais lignocelulósicas. Isto é, quanto menor o diâmetro da fibra, maior a sua resistência à tração. Em particular, isso é inquestionável para as fibras de sisal, rami, curauá, juta, bambu, coco, piaçava e buriti, conforme a Figura 2.35. Essa correlação inversa entre a resistência à tração e o diâmetro para as fibras lignocelulósicas pode ser explicada pela existência de defeitos e pela heterogeneidade microestruturais dessas fibras. Essas duas características típicas das fibras naturais lignocelulósicas são a diferença mais significativa para as fibras sintéticas (que podem ser consideradas homogêneas e livres de defeitos), e certamente o principal fator para a relativa menor performance em termos de resistência para todas as fibras naturais lignocelulósicas (MONTEIRO *et al.*, 2011).

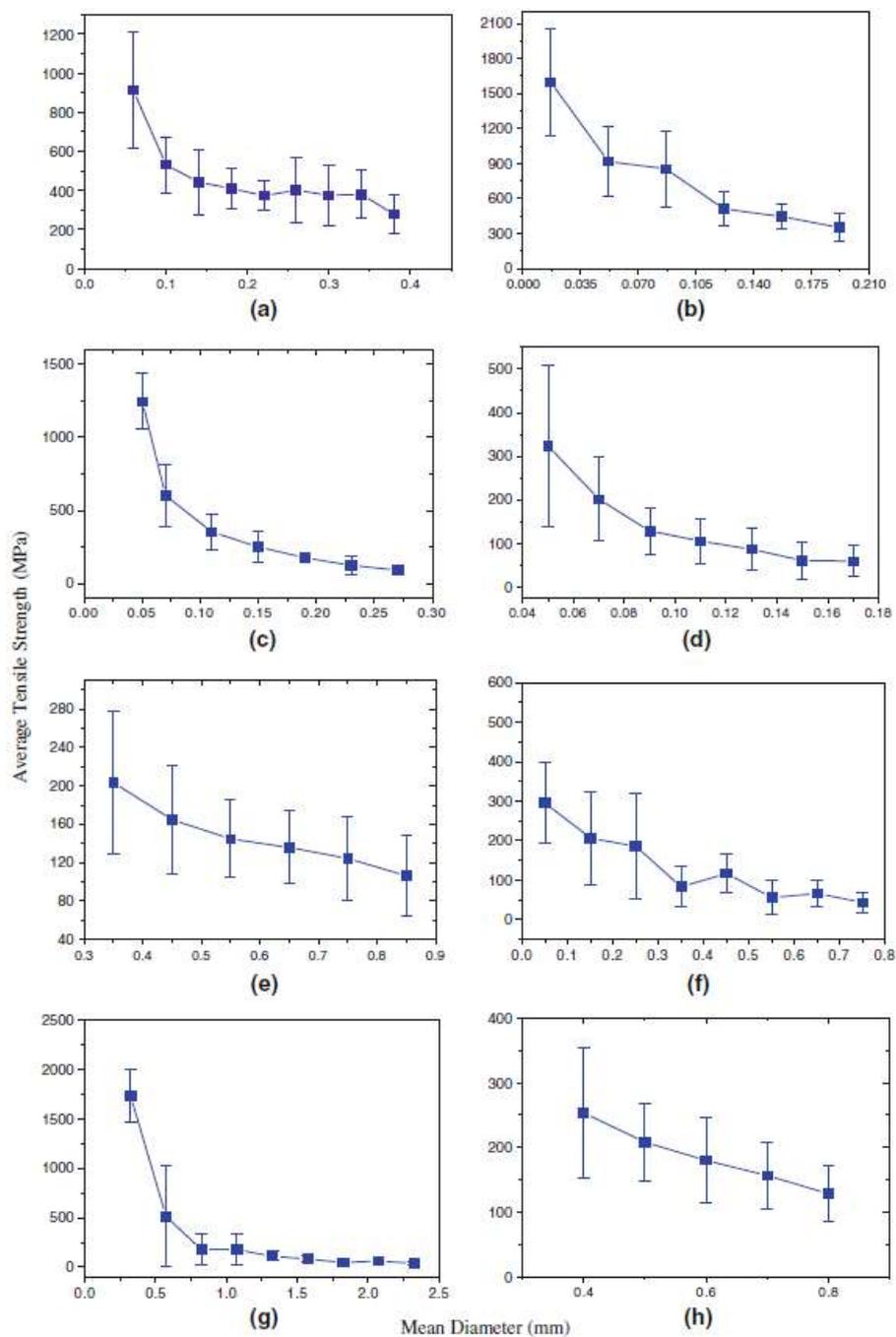


Figura 2.35 – Variação da resistência média por Weibull com o diâmetro equivalente para as fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) rami, (c) curauá, (d) juta, (e) bambu, (f) coco, (g) piaçava e (h) buriti.

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

Experimentalmente, foi observado que, quanto menor o diâmetro equivalente, menor a densidade de defeitos/falhas/irregularidades, tanto superficiais quanto volumétricas, nas FNL. Esses defeitos fragilizam a estrutura e geram tensões internas que causam a falha prematura da fibra. Assim, fibras mais finas têm tendência a ser mais homogêneas, ou seja, a ser menos excêntricas, mais circulares e a possuir menos porosidades, por

exemplo. Além disso, uma fibra mais grossa com mais microfibrilas tem estatisticamente uma distribuição menos uniforme tanto das microfibrilas mais fortes quanto daquelas mais fracas. Conseqüentemente, existe uma probabilidade maior de que a microfibrila mais fraca na fibra mais grossa se rompa a uma tensão mais baixa do que na fibra mais fina. Uma vez que a microfibrila mais fraca (na fibra mais grossa) tenha se rompido, isso causa uma falha microestrutural na fibra. Essa falha funciona como uma microtrinca, que rapidamente se propaga de maneira frágil até a ruptura total da fibra. Essas observações corroboram os resultados apresentados na Figura 2.35 para a relação entre a resistência à tração e o diâmetro equivalente (MONTEIRO *et al.*, 2011). Da Tabela 2.11, pode-se observar que a fibra de curauá tem resistência à tração maior que a fibra de linho, embora essas fibras tenham aproximadamente a mesma quantidade de celulose. Isso se deve possivelmente ao diâmetro menor da fibra de curauá. Observações semelhantes podem ser inferidas para outras fibras apresentadas na tabela, corroborando a influência do diâmetro das fibras na resistência à tração.

As propriedades das fibras da mesma espécie podem variar consideravelmente em função da idade da planta, da localização da plantação e das condições climáticas e do solo (KORONIS; SILVA; FONTUL, 2013; MOHANTY *et al.*, 2000). Conseqüentemente, em comparação com as fibras sintéticas, como de vidro, carbono e aramida, as fibras naturais lignocelulósicas são não uniformes em propriedades, limitadas e não uniformes em dimensão e heterogêneas em termos microestruturais, conforme Figura 2.36 e Figura 2.37. 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 (FARUK *et al.*, 2012; MONTEIRO *et al.*, 2011).

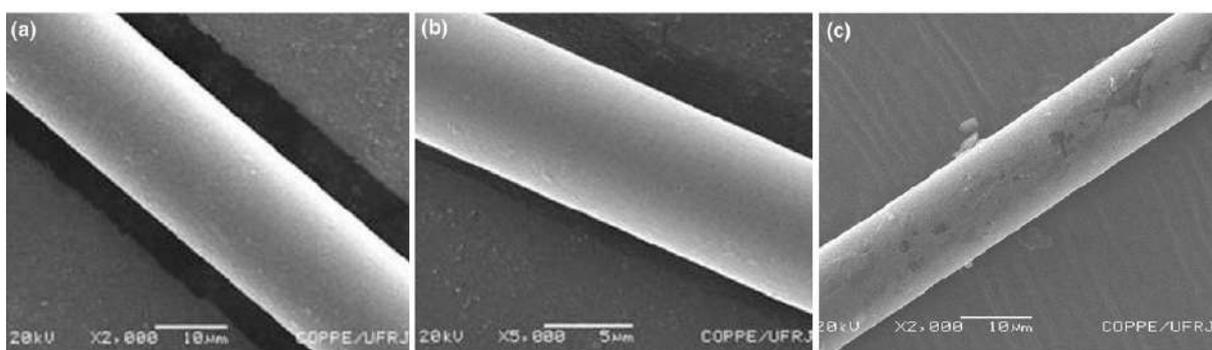


Figura 2.36 – Imagens de MEV de fibras sintéticas: (a) vidro, (b) carbono e (c) aramida.

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

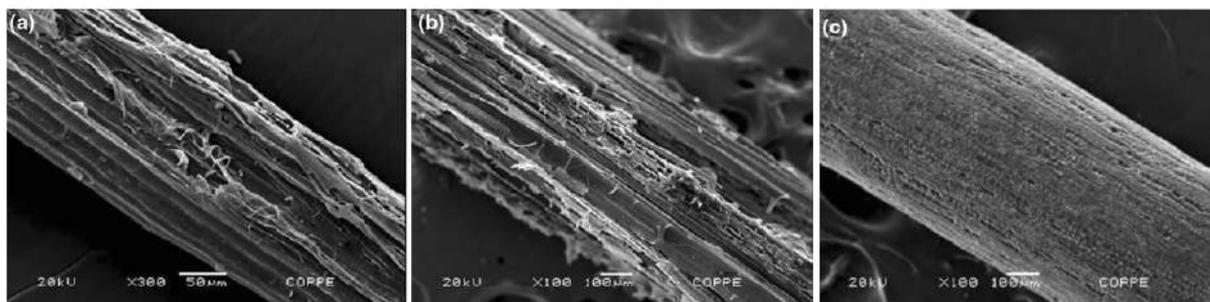


Figura 2.37 – Imagens de MEV de fibras lignocelulósicas: (a) sisal, (b) bamboo e (c) coco.

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

Outra diferença importante entre as fibras naturais e sintéticas é a interação com a água. As fibras lignocelulósicas são hidrófilas e absorvem umidade. Em uma condição ambiente normal, o teor de umidade dessas fibras pode variar de 5-10%. 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 ela impede o molhamento das fibras pela matriz, reduzindo, assim, a interação reforço/matriz e, por conseguinte, a força de adesão da interface. Além disso, devido à evaporação dessa água, vazios podem aparecer no compósito, reduzindo a estabilidade dimensional e fragilizando o compósito. Como consequência disso, a propagação de trincas nessa região de interface ocorre com facilidade, resultando no arrancamento da fibra e falha do material. Assim, essa natureza hidrófila das fibras lignocelulósicas afeta significativamente o desempenho mecânico dos compósitos de matriz polimérica reforçada com essas fibras. O grau de hidroflicidade das FNL 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. A secagem das fibras lignocelulósicas antes da incorporação aos compósitos é um fator importante. Esse problema de interação na interface é potencializado pelo caráter polar inerente dessas fibras em contraste ao caráter apolar das matrizes poliméricas. Isso porque, em função disso, 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 (BLEDZKI; GASSAN, 1999; FARUK *et al.*, 2012; MONTEIRO *et al.*, 2011; SAHEB; JOG, 1999).

Uma solução comumente proposta para melhorar essa adesão interfacial entre as fibras lignocelulósicas e as matrizes poliméricas, é o pré-tratamento superficial dessas fibras. Assim, modificações na morfologia, na estrutura física ou na composição química da fibra podem ser realizadas por meio de tratamentos físicos, químicos ou enzimáticos, a fim de melhorar a compatibilidade entre a fibra e a matriz. Esses tratamentos atuam, em geral, de modo a reduzir a hidroflicidade da fibra ou a diferença de polaridade entre a fibra e a matriz (ambas devido aos grupos hidroxila da celulose), além de aumentar

a ancoragem mecânica entre elas. Os métodos físicos, como estiramento, calandragem e tratamento térmico, modificam as propriedades estruturais e superficiais da fibra, não alterando sua composição química. Os tratamentos físicos por corona e por plasma, por exemplo, aumentam a energia superficial das fibras, melhorando o seu molhamento. Já a modificação química da superfície da fibra pode ativar os grupos hidroxila da celulose, alterando a composição química da fibra. Esse método aumenta a afinidade da fibra com a matriz, seja substituindo esses grupos hidroxila por outro com maior afinidade com a matriz, seja introduzindo algum agente de acoplamento químico, que forma ligações covalentes tanto com a fibra quanto com a matriz, atuando como uma espécie de “ponte”. Exemplos comuns de tratamentos químicos são a mercerização, acrilização, acetilação, eterificação, benzoilação e a reação com silano. Os tratamentos físicos e químicos podem também ser utilizados para limpar a superfície das fibras, contaminada com cera, óleo, material orgânico e outros contaminantes, que reduzem a sua energia superficial. Além disso, esses tratamentos podem aumentar a rugosidade superficial e a área de superfície dessas fibras, melhorando, respectivamente, a ancoragem mecânica e o molhamento. É importante mencionar que os efeitos desses tratamentos variam de fibra para fibra (BLEDZKI; GASSAN, 1999; EICHHORN *et al.*, 2001; FARUK *et al.*, 2012; GEORGE *et al.*, 2016; GEORGE; MUSSONE; BRESSLER, 2014; HAJIHA; SAIN; MEI, 2014; KALIA; KAITH; KAUR, 2009; LI; TABIL; PANIGRAHI, 2007; MOHANTY *et al.*, 2000; MONTEIRO *et al.*, 2011; SAHEB; JOG, 1999; SATYANARAYANA; GUIMARÃES; WYPYCH, 2007).

Além dos problemas mencionados, outra desvantagem das fibras naturais lignocelulósicas é a temperatura de processamento, restrita a cerca de 200 °C. A temperaturas mais elevadas, as fibras vegetais se degradam o que restringe as opções de material para a matriz. Além disso, devido a sua origem natural, essas fibras têm baixa resistência à ação de microrganismos e alta susceptibilidade ao mofo. Apesar das limitações, as fibras lignocelulósicas têm importantes vantagens quando comparadas às fibras sintéticas. Uma comparação do custo por peso de algumas fibras naturais e sintéticas é mostrada na Figura 2.38. As fibras naturais são tipicamente mais baratas que as fibras sintéticas, sendo que, quando comparadas às fibras de aramida e carbono, essa diferença é significativa. Além disso, as fibras lignocelulósicas são mais leves e têm valores médios de resistência à tração e módulo de elasticidade ótimos. Essas propriedades quando expressas em termos de custo de produção e peso, evidenciam o enorme potencial dessas fibras quando comparadas às fibras sintéticas. A Figura 2.39 mostra graficamente a rigidez e a resistência à tração versus o custo por produção para algumas fibras naturais e sintéticas e para alguns compósitos reforçados com fibras naturais e sintéticas. Já a Figura 2.40 mostra graficamente essas propriedades versus a densidade também para algumas fibras naturais e sintéticas e para alguns compósitos reforçados com fibras naturais e sintéticas (AHMAD; CHOI; PARK, 2015; JOHN; THOMAS, 2008; MONTEIRO *et al.*, 2011).

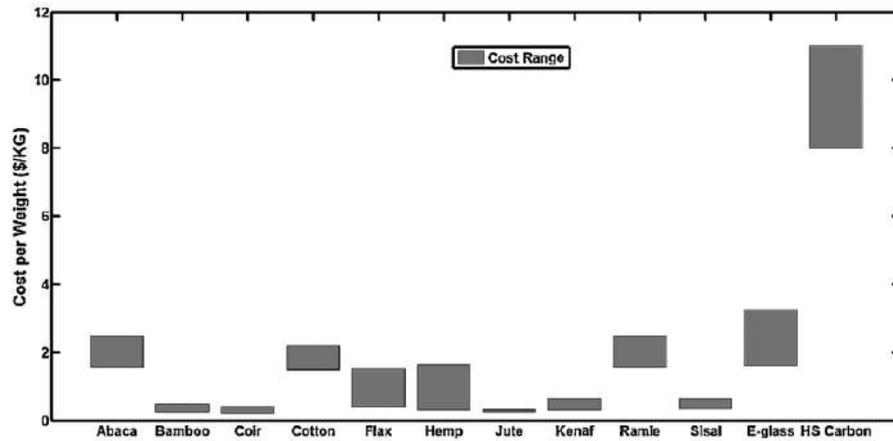


Figura 2.38 – Comparação do custo por peso de fibras naturais e sintéticas.

Fonte: Ahmad, Choi e Park (2015).

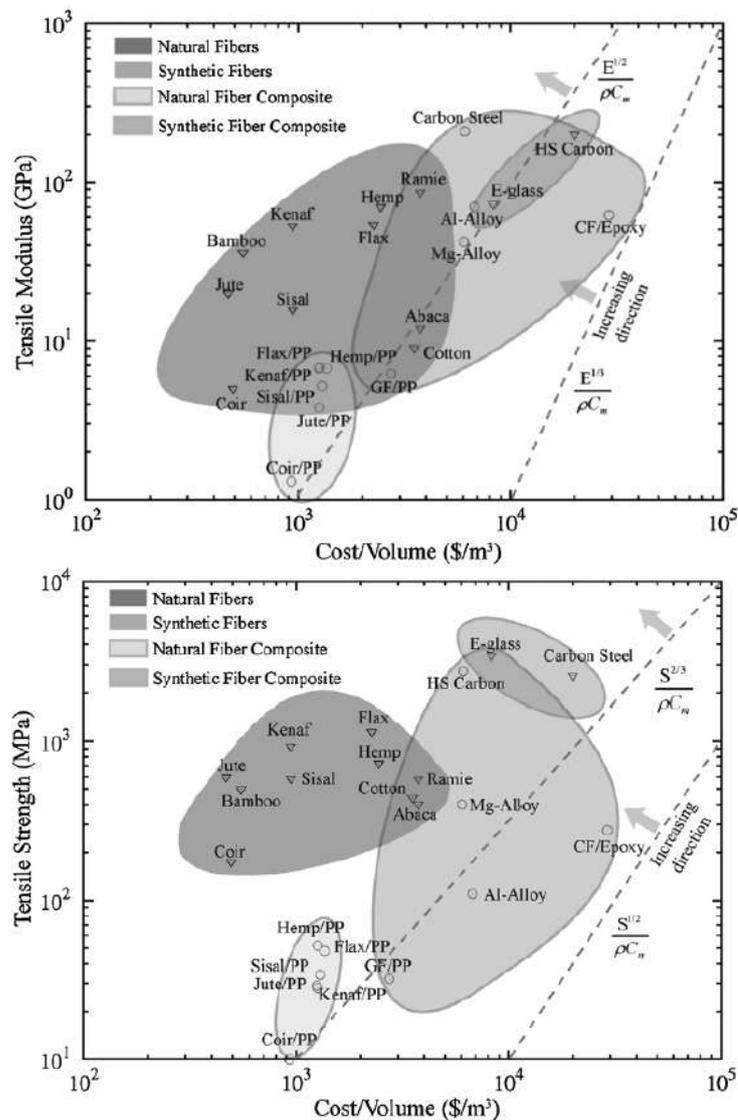


Figura 2.39 – Módulo de elasticidade e resistência à tração versus custo por produção para fibras naturais e sintéticas.

Fonte: Ahmad, Choi e Park (2015).

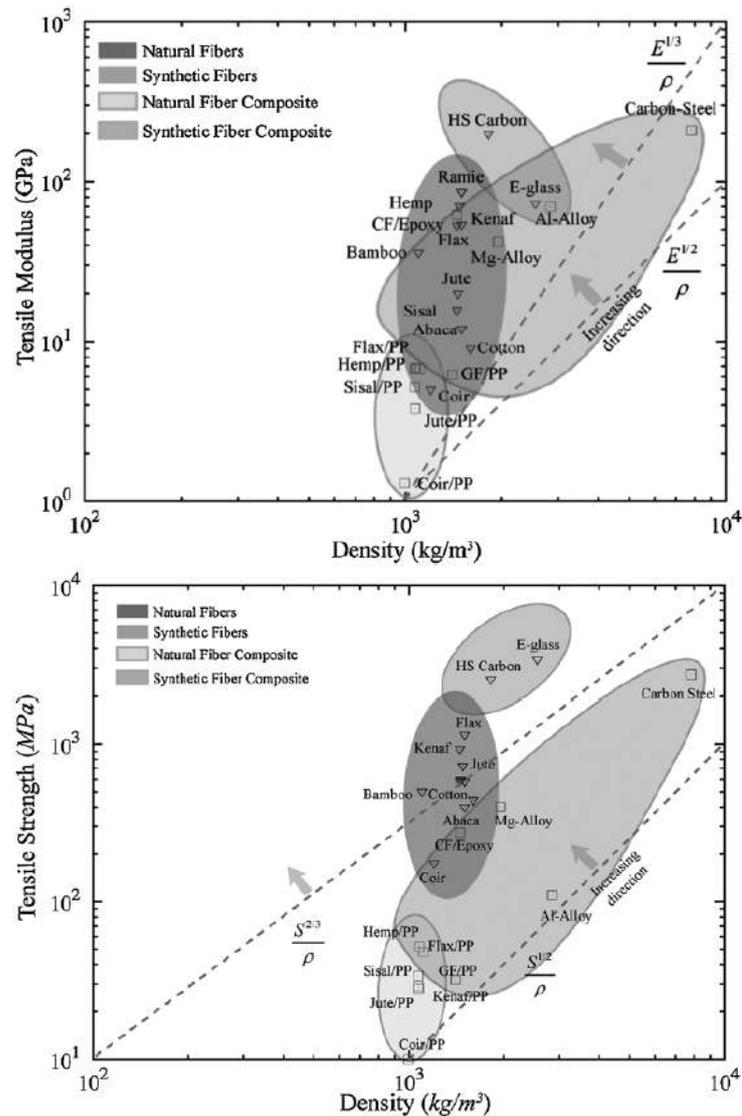


Figura 2.40 – Módulo de elasticidade e resistência à tração versus densidade para fibras naturais e sintéticas.

Fonte: Ahmad, Choi e Park (2015).

Valores de resistências à tração comparáveis àqueles observados em ligas metálicas de alta resistência, podem ser obtidos em fibras naturais mais finas. Conforme mostrado na Figura 2.35, valores de resistência à tração superiores a 1000 MPa foram observados para fibras de linho, abacaxi, sisal, curauá, rami e piaçava. Em outras fibras, isso poderia ser obtido se fibras suficientemente finas fossem selecionadas. Assim, as fibras naturais lignocelulósicas podem ser consideradas possíveis materiais de alta resistência, conforme mostrado no gráfico da Figura 2.41. Além disso, desse gráfico, é possível inferir que essas fibras teriam a melhor relação resistência à tração por peso, ou resistência específica. De fato, atualmente essas fibras competem com as fibras sintéticas de vidro, aramida e carbono tipicamente utilizadas como reforço em compósitos (JOHN; THOMAS, 2008; MONTEIRO *et al.*, 2011).

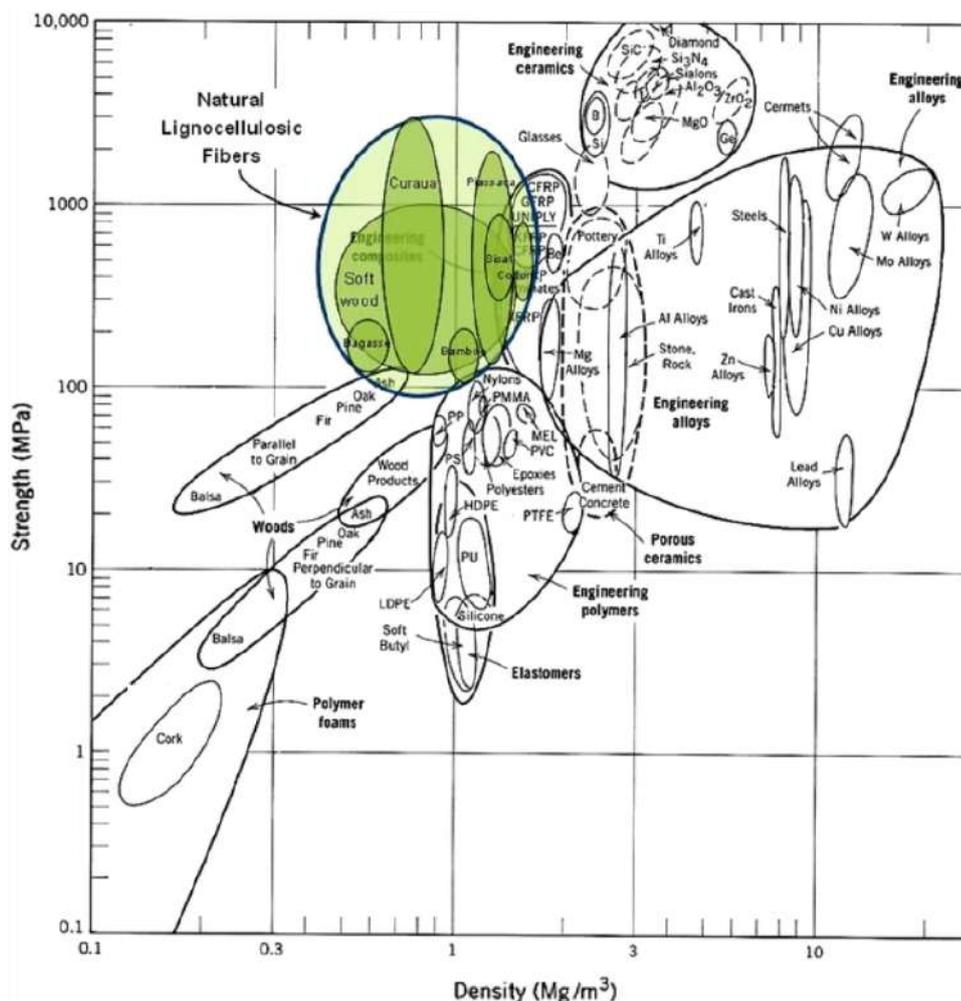


Figura 2.41 – Fibras naturais lignocelulósicas no gráfico de Ashby de resistência à tração *versus* densidade.

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

Além de vantagens práticas importantes como densidade e custo menores, o aspecto, contudo, mais interessante das fibras naturais é o seu impacto positivo social e no meio ambiente. As plantas das quais as FNL são extraídas são fontes renováveis e abundantes, associadas a baixa necessidade de energia para produção. Por serem renováveis, portanto, se degradarem naturalmente ou, quando comburidas, produzirem tanto CO₂ quanto foi consumido pela planta que lhe deu origem, as fibras naturais são não poluentes, além de contribuírem para a prevenção do aquecimento global. Muitas dessas fibras são nativas ou cultivadas em regiões pobres e representam uma importante fonte de renda para as populações locais. Além disso, as fibras vegetais são não abrasivas aos equipamentos de processamento, o que, associado à baixa necessidade de tecnologia intensiva, pode contribuir para a redução significativa dos custos de produção. Comparativamente às fibras sintéticas, as fibras naturais também oferecem menos risco à saúde durante o processamento (JOHN; THOMAS, 2008; MOHAMMED *et al.*, 2015; MONTEIRO *et al.*, 2009; ROHIT; DIXIT, 2016; SAFRI *et al.*, 2018; SATYANARAYANA; GUIMARÃES; WYPYCH, 2007).

2.2.3.2.1 A Fibra de Curauá

O curauá (*Ananas Erectifolius*) é uma espécie hidrófila da região amazônica da qual são extraídas fibras lignocelulósicas com ótimas propriedades mecânicas. Na Amazônia brasileira, as fibras de curauá são muito conhecidas na bacia do rio Amazonas, especialmente na região oeste do estado do Pará onde as primeiras plantações comerciais de curauá foram estabelecidas. Essa planta tem folhas duras, planas e eretas de 1-1,5m de comprimento, cerca de 40mm de largura e 5mm de espessura. Em geral, cada planta de curauá produz cerca de 50-60 folhas por anos com um peso médio de 150g. Isso resulta numa produção de 3-9ton de fibras secas por hectare por ano, com irrigação apenas natural das chuvas ao longo do ano. As fibras de curauá são utilizadas pelos índios para a produção de cordas, redes de dormir e linhas de pesca, que exigem alta resistência e capacidade de deformação. Na Figura 2.42 é mostrada uma planta de curauá (SOUZA *et al.*, 2015).



Figura 2.42 – Planta de curauá.

Fonte: Ereno (2004).

As fibras de curauá são extraídas das folhas da planta, as quais são cortadas manualmente. Essas folhas são então beneficiadas em máquinas rudimentares equipadas com lâminas de corte rotativas que retiram a mucilagem das folhas, extraíndo assim as fibras. Esse processo é chamado decorticação. Após isso, as fibras extraídas são mercerizadas por 36h em tanques e, em seguida, lavadas para retirar resíduos de mucilagem. Por fim, essas fibras são secas em estufa por 5h a 50 °C ou ao sol por 2 dias, e depois enfardadas. Cada folha de curauá produz de 3-8% de fibras secas. Grande parte da produção de fibras de curauá ainda é feita por pequenos agricultores da região de Santarém e do médio Amazonas e, portanto, sem qualquer tecnologia nem segurança (SOUZA *et al.*,

2015; PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL, 2011). Todo o processo desde o cultivo da planta até o enfardamento das fibras é intensivo em mão de obra que normalmente se restringe a unidade familiar, exigindo assim longas jornadas de trabalho físico intenso. Além disso, o equipamento utilizado por essas pequenas unidades familiares para a decorticação normalmente não tem qualquer proteção para a mão, que é puxada com força contra as lâminas de corte junto com a folha. Na Figura 2.43 é mostrado o processo de produção das fibras de curauá.



Figura 2.43 – Processo de produção de fibras de curauá: (a) corte das folhas, (b) e (c) decorticação das folhas em equipamento adaptado com proteção para as mãos, (d) lavagem das fibras após mercerização, (e) fibras lavadas e secagem das fibras (f) em estufa e (g) ao sol.

Fonte: Adaptado de PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL (2011).

Para a produção das mantas agulhadas de curauá, as fibras cortadas são, então, cardadas, isto é, submetidas a um processo de desemaranhamento, limpeza e intermisturamento para produzir um véu. A cardagem é realizada por superfícies móveis cobertas com cardas. Os véus produzidos são então empilhados, conforme especificações técnicas, e seguem para a compactação mecânica por agulhagem que consiste no entrelaçamento mecânico de fibras com a utilização de agulhas com farpas. Os véus são perfurados por

um grande número de agulhas que, ao penetrar, suas farpas capturam algumas fibras e as puxa contra outras. Quando a agulha sobe, o entrelaçamento formado pelas fibras se mantém, consolidando a manta. A Figura 2.44 mostra esquematicamente essas etapas da produção das mantas de curauá (PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL, 2011).

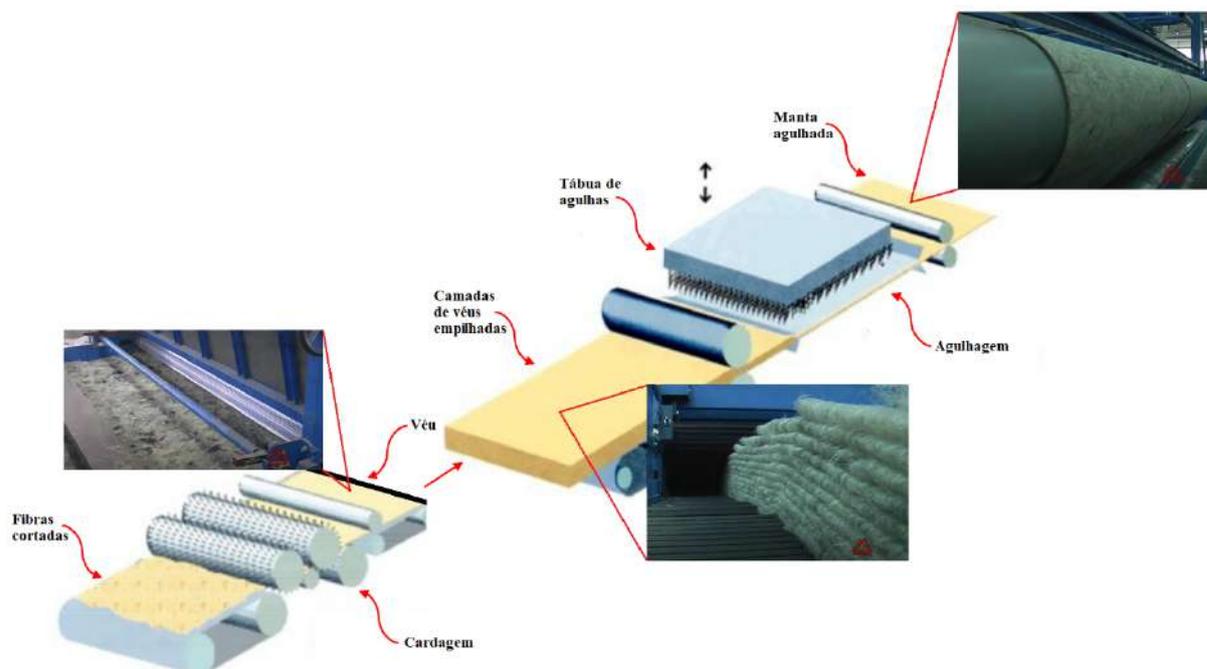


Figura 2.44 – Representação esquemática do processo de produção de manta de curauá.

Fonte: Adaptado de PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL (2011).

A resistência à tração da fibra de curauá diminui linearmente à medida que a ela é submetida às etapas de processamento para fabricação das mantas, conforme a Figura 2.45. Ainda de acordo com esta figura, quanto maior a densidade de agulhamento da manta, maior é a perda de resistência da fibra. Isto acontece devido ao maior dano mecânico causado pela ação das agulhas, que provocam a abertura do feixe de microfibras que anteriormente formavam uma única fibra, conforme a Figura 2.45. Quanto maior a densidade, mais eficiente é o entrelaçamento entre as fibras na manta, porém menor será a resistência da fibra. Para as fibras de curauá, uma manta com fibras de 60mm e uma densidade de 7 agulhas/cm² tem uma resistência aceitável (relacionado com o grau de entrelaçamento das fibras no tecido) e uma boa distribuição das fibras (homogeneamente estruturada) (GIACOMINI, 2003).

As fibras de curauá têm 73,6% de celulose, 9,9% de hemicelulose e 7,5% de lignina. Devida a grande quantidade de celulose, a fibra de curauá tem um grau de cristalinidade de cerca de 67-75,6%, e alta resistência à tração e alto módulo de elasticidade, muito superiores às fibras de coco, sisal ou juta, e comparáveis ao linho e à fibra de vidro, conforme Tabela 2.12 (SOUZA *et al.*, 2015). Suas ótimas propriedades mecânicas associadas ao seu baixo custo, tornam a fibra de curauá uma das fibras lignocelulósicas mais promissoras. Os

compósitos de curauá também obtiveram um desempenho melhor que outros compósitos de fibras naturais, conforme Tabela 2.13, sendo, por isso, extensivamente aplicados, por exemplo, na indústria automobilística (ZAH *et al.*, 2007). Em 2004, calcula-se que só a demanda da Volkswagen era de 100 ton/dia de fibra de curauá, e a produção mensal à época era de apenas 10 ton (ERENO, 2004).

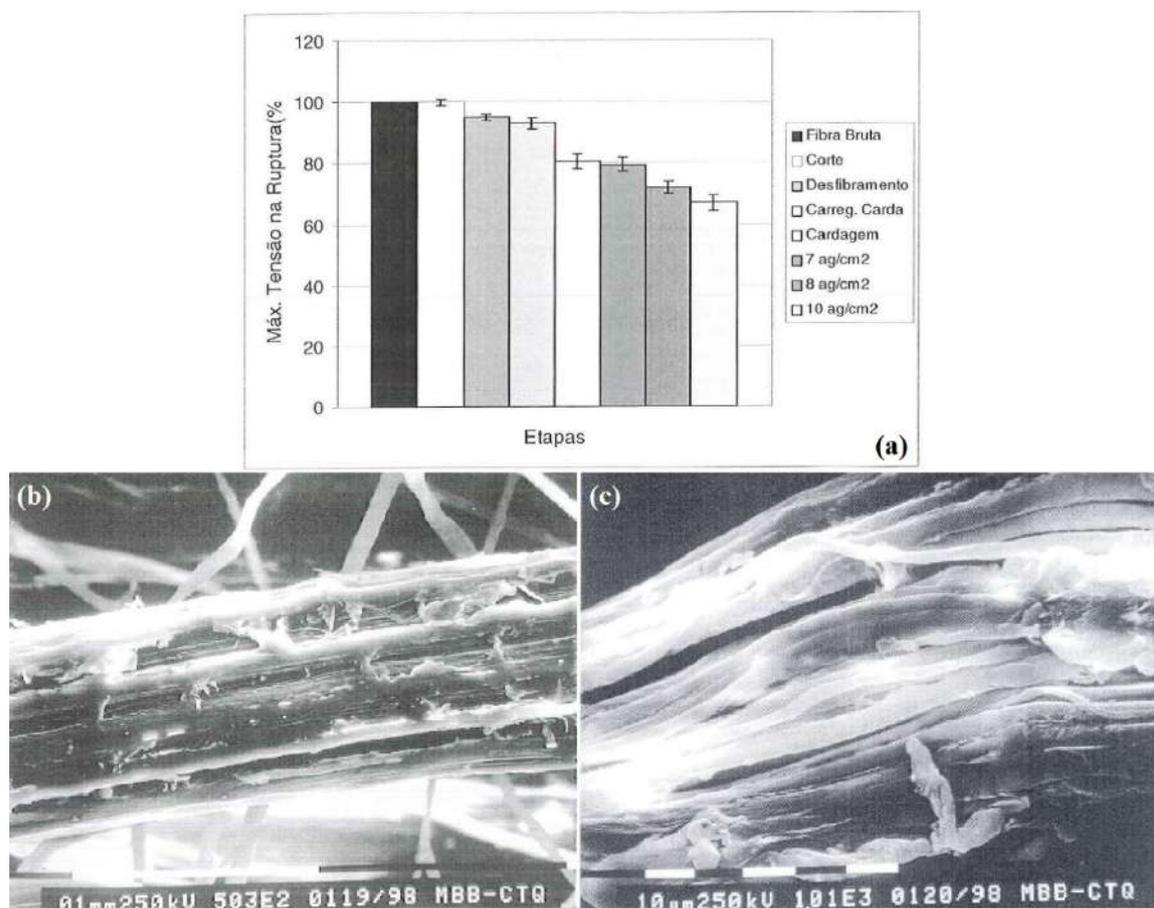


Figura 2.45 – (a) Tensão máxima na ruptura percentual em função das etapas de processamento durante a fabricação de uma manta. Fotomicrografia de uma (b) fibra de curauá bruta com diâmetro de aproximadamente 97 μm e de uma (c) fibra de curauá retirada de uma manta com 7 agulhas/cm²

Fonte: Giacomini (2003).

Tabela 2.12 – Características de algumas fibras naturais e da fibra de vidro.

Fibra	Tipo	Densidade (g/cm ³)	Resistência à Tração (MPa)	Módulo Young (GPa)	Resistência Específica (MPa/(g/cm ³))	Deformação Ruptura (%)	Umidade Absorvida (%)	Preço/kg (US\$)
E-glass	Mineral	2,5-2,55	1800-3500	70-73	700-1400	2,5-3,0	0	1,3
Flax	Bast	1,4-1,5	345-1500	27,6-80	230-1070	1,2-3,2	7	1,5
Hemp	Bast	1,48	550-900	70	370-610	1,6	8	0,6-1,8
Jute	Bast	1,3-1,45	400-800	10-30	280-610	1,16-1,8	12	0,35
Ramie	Bast	1,5	400-938	44-128	270-620	1,2-3,8	12-17	1,5-2,5
Coir	Seed	1,15-1,25	131-220	4-6	100-190	15-40	10	0,25-0,5
Sisal	Leave	1,33-1,45	468-700	9,4-38	320-530	2-7	11	0,6-0,7
Curaua	Leave	1,4	500-1150	11,8	360-820	3,7-4,3	n/a	0,6

Fonte: Zah *et al.* (2007).

Tabela 2.13 – Propriedades de compósitos de polipropileno reforçado com 50%v/v de fibras naturais.

Fibra	LRT (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Resistência à Flexão (MPa)	Módulo de Flexão (GPa)
Ramie	36,67	3,43	29,33	3,02
Jute	15,66	2,4	23,97	2,5
Curauá	46,58	3,78	33,1	2,51

Fonte: Zah *et al.* (2007).

2.2.4 Compósitos Poliméricos Reforçados com FNL para Aplicação Balística

Quando novas fibras de alta resistência são desenvolvidas, certamente elas devem ser avaliadas para aplicações balísticas. É um consenso que fibras com alta resistência específica e boa capacidade de deformar podem ser ótimas candidatas para reforço em compósitos balísticos leves (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005). Assim, com ótimas propriedades mecânicas, especificamente resistência à tração, módulo de elasticidade e ductilidade, e baixa densidade, as fibras naturais lignocelulósicas tornaram-se opções óbvias de possíveis materiais para proteção balística individual. Como motivação para a substituição das consagradas e eficientes fibras sintéticas, o custo de produção significativamente inferior e o impacto socio ambiental extremamente positivo têm impulsionado e catalisado a pesquisa e o desenvolvimento desses materiais (AHMAD; CHOI; PARK, 2015; NAYAK *et al.*, 2020; SAFRI *et al.*, 2018; THAKUR; THAKUR; GUPTA, 2014).

A pesquisa conduzida por Wambua *et al.* (2007) foi um dos primeiros trabalhos avaliando fibras naturais para aplicações balísticas. Os autores investigaram e compararam as propriedades balísticas de placas de compósitos de polipropileno reforçado com 46%v/v de tecido de linho, cânhamo ou juta. Os autores também avaliaram o desempenho balístico desses compósitos reforçados com placas finas de aço a frente e atrás. Eles observaram que o compósito de polipropileno/linho teve um desempenho balístico superior com V_{50} de 312 m/s, conforme a Figura 2.46. De acordo com os autores, isso é devido à maior capacidade de deformação até a falha do compósito de linho. O limite balístico aumentou cerca de 50% com o reforço de uma placa de aço de 1,5 mm de espessura a frente dos compósitos, e cerca de 109% com o reforço de uma placa de aço de 0,8 mm tanto a frente quanto atrás, conforme a Figura 2.46. A superioridade balística do compósito de linho em relação aos compósitos de cânhamo e juta desapareceu com a incorporação da placa de aço à retaguarda. De acordo com os autores, isso pode ser atribuído à mudança de modos de falha. A velocidades mais altas, a falha é dominada pelo cisalhamento e, por isso, o linho perde a sua vantagem em termos de resistência em relação à juta e ao cânhamo, uma vez que as fibras têm pouco tempo para reagir e falhar antes de sua deformação de ruptura dinâmica.

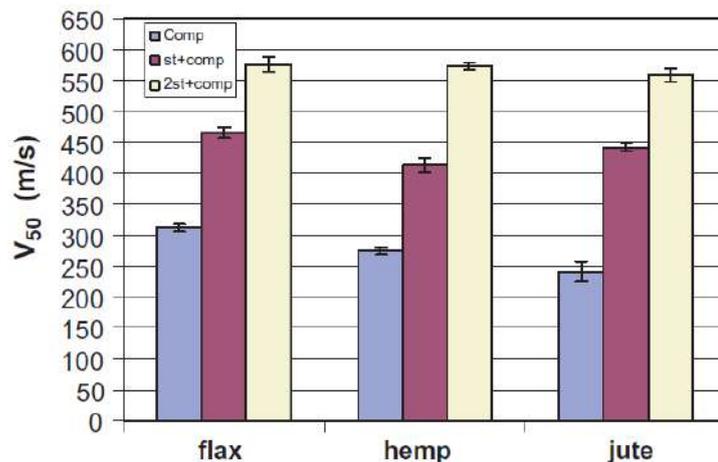


Figura 2.46 – Limites balísticos, V_{50} , dos compósitos de linho, cânhamo e juta com 12,9mm de espessura, e dos seus correspondentes compostos com as placas de aço.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

Os autores observaram uma relação não linear entre a velocidade de impacto do FSP de 1,1g (*17-grain*) de massa e sua velocidade residual após a perfuração dos compósitos de linho e de cânhamo. Já para as energias cinéticas de impacto e residual, eles observaram uma tendência linear. Esses resultados são mostrados na Figura 2.47. Esses autores também investigaram o efeito da densidade areal dos compósitos no limite balístico. Conforme é possível observar na Figura 2.48, um aumento na densidade areal produz um aumento correspondente em V_{50} . De acordo com os autores, isso estaria associado ao aumento do número de fibras que desaceleram o projétil. Isso também justificaria o aumento observado do limite balístico com o aumento da espessura do compósito, conforme a Figura 2.48. Quanto maior a espessura, maior a superfície para dissipação da energia, aumentando, assim, o V_{50} .

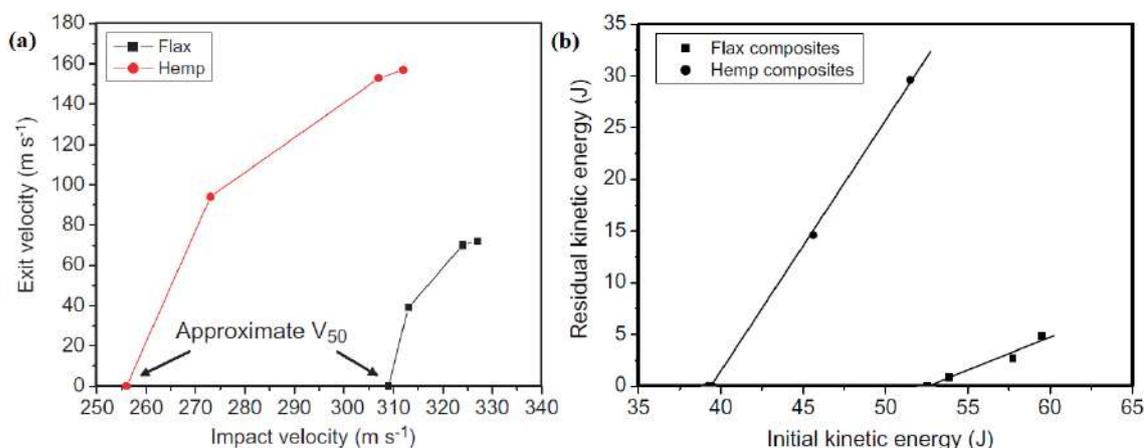


Figura 2.47 – (a) Variação da velocidade residual com a velocidade de impacto e (b) variação da energia cinética residual com a energia cinética de impacto, de FSP com 1,1 g, para os compósitos de linho, com 12,9 mm de espessura e $V_{50} = 312$ m/s, e de cânhamo, com 10,1mm de espessura e $V_{50} = 254$ m/s.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

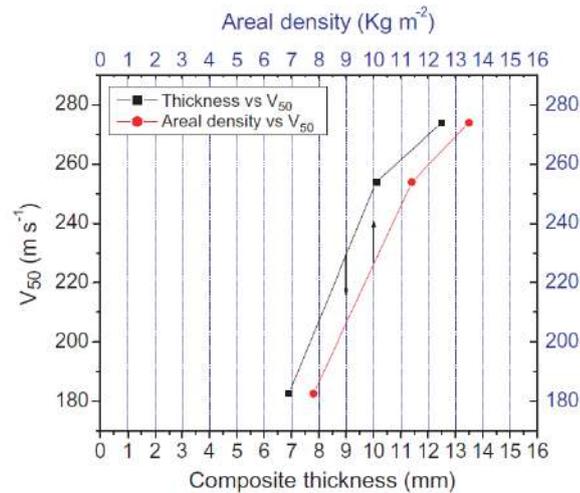


Figura 2.48 – Variação do V_{50} com a densidade areal e variação do V_{50} com a espessura para compósitos de cânhamo.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

Com relação a energia absorvida pelo compósito, os autores avaliaram a sua relação com a velocidade de impacto. Ao analisar os resultados, os autores observaram uma aparente incoerência à medida que, acima do limite balístico, a quantidade de energia absorvida atingia um platô, como esperado, porém, depois, começava a aumentar novamente, conforme a Figura 2.49. De acordo com os autores, isso pode ser explicado pela reflexão de ondas de tensão na face posterior do compósito causando o fenômeno de spalling, ou fragmentação, assim como aumentando a delaminação.

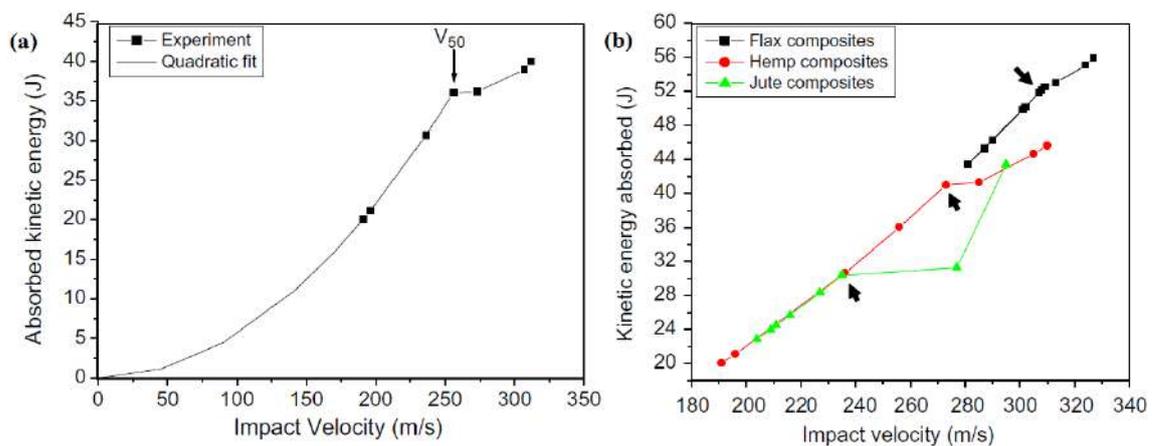


Figura 2.49 – Variação da energia cinética absorvida com a velocidade de impacto, de FSP com 1,1g, para (a) o compósito de cânhamo, com 10,1 mm de espessura e $V_{50} = 254$ m/s, e (b) os compósitos de linho, cânhamo e juta, com 12,9, 12,5 e 12,9 mm de espessura, respectivamente.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

A falha do compósito começa instantaneamente na face, com a nucleação e propagação de trincas na matriz, devido às altas tensões de contato aplicadas pelo projétil.

Inicialmente, o compósito falha por cisalhamento, enquanto o projétil avança, sendo a ruptura por cisalhamento normalmente o primeiro estágio do processo de penetração. Esse modo de falha pode inclusive ser o único mecanismo de falha em impactos a velocidades muito altas, nos quais o dano não se estende para muito além do ponto de impacto. Conforme a velocidade do projétil é reduzida durante a penetração, ocorre uma mudança nos modos de falha. De acordo com os autores, a ruptura por cisalhamento inicial é seguida pela ruptura da fibra por tração (possivelmente, após a velocidade do projétil ser reduzida abaixo do valor crítico para a ocorrência de ruptura por cisalhamento), e pela delaminação, conforme Figura 2.50. Além disso, como resultado da menor velocidade do projétil à retaguarda, o material tem mais tempo para dissipar as tensões por uma área maior e, conseqüentemente, ocorre uma flexão localizada na face posterior, que pode causar também delaminação. Essa seqüência de modos de falha é mostrada na Figura 2.50. Segundo os autores, na face posterior do compósito, a falha começa tipicamente como uma cruz e se desenvolve ao longo da superfície de um cone que se forma, conforme Figura 2.51. Além disso, ocorre perda de massa, também chamada *spalling*.

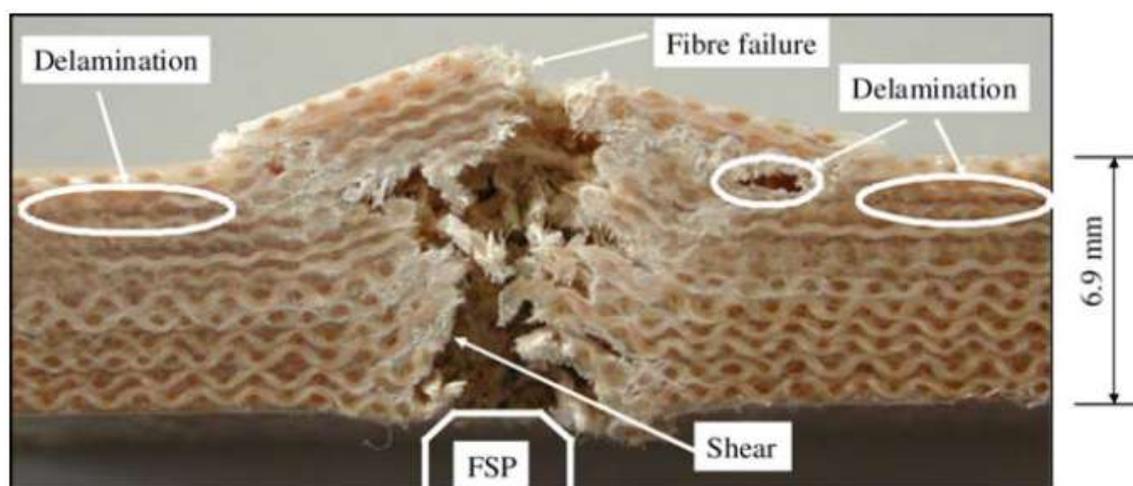


Figura 2.50 – Seção reta de um compósito de cânhamo na região de falha após o impacto balístico.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

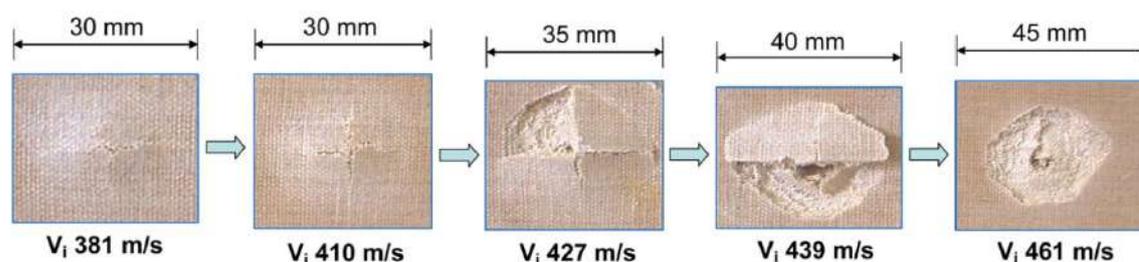


Figura 2.51 – Modos de falha na face posterior de um compósito de cânhamo variando a velocidade de impacto.

Fonte: Wambua *et al.* (2007).

Cruz *et al.* (2014) e Cruz *et al.* (2015) avaliaram um sistema de blindagem multicamadas (SBM), com uma placa compósita, com 10mm de espessura, de epóxi reforçado com 30 %v/v de fibras contínuas e alinhadas de bambu gigante, como segunda camada. A camada frontal do sistema era composta por uma placa cerâmica hexagonal, com 10mm de espessura, de Al_2O_3 com 4 %m/m de Nb_2O_5 . Já a camada posterior era composta por uma placa metálica, com 5mm de espessura, de alumínio 5052-H34. Testes balísticos com munição 7,62x51mm padrão OTAN foram realizados de acordo com a norma NIJ 0101.06 (NIJ, 2008), e a eficiência dos sistemas não perfurados foi avaliada com base na deformação posterior da placa metálica, projetada num anteparo de plastilina. Para fins de comparação, os autores também testaram um SBM convencional cuja segunda camada era composta por um laminado de aramida com 10mm de espessura e 16 camadas de tecido, aglutinadas por um elastômero. O sistema alternativo apresentou uma deformação posterior de $17,58 \pm 1,88\text{mm}$, significativamente inferior ao limite máximo de 44mm estabelecido pela NIJ 0101.06 (NIJ, 2008), e menor que a deformação observada para o sistema convencional, de $22,67 \pm 2,79\text{mm}$. Na Figura 2.52 é mostrado o SBM pronto para o teste balístico, e a aferição da deformação posterior do sistema, projetada no anteparo de plastilina.



Figura 2.52 – (a) SBM com placa compósita de epóxi/bambu pronto para o teste balístico, e (b) aferição da deformação posterior projetada no anteparo de plastilina.

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

Monteiro *et al.* (2015) e Monteiro *et al.* (2017) também 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 7,62x51mm 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 $22 \pm 2\text{mm}$. 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 $18\pm 3\text{mm}$ e $17,13\pm 1,57\text{mm}$, respectivamente, inferiores na média ao sistema convencional com laminado de aramida (com $22,67\pm 2,79\text{mm}$). 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 de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de aramida e de epóxi/curauá são mostradas na Figura 2.53. 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 $1920\pm 223\text{J}$, ou 55,3% da energia cinética de impacto do projétil 7,62mm, enquanto as placas de aramida e de epóxi/30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá dissiparam apenas 58 ± 29 e $106\pm 11\text{J}$, 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.

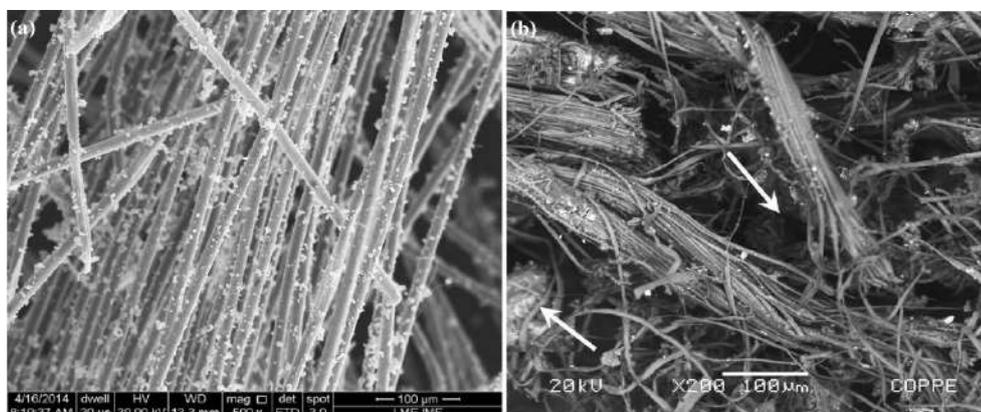


Figura 2.53 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) aramida e de (b) epóxi/30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de curauá.

Monteiro *et al.* (2016) e Braga *et al.* (2018) corroboraram essas observações ao avaliar um SBM com uma placa de epóxi reforçado com 30%v/v de tecido ou manta de rami, como segunda camada. Os autores também avaliaram um SBM convencional com um laminado de aramida, e um SBM com uma placa de epóxi reforçado com 30%v/v de tecido de aramida. Os sistemas foram testados com munição 7,62x51mm padrão OTAN, não sendo observado perfuração total em nenhum protótipo. Na Figura 2.54 são mostradas as blindagens após os testes balísticos. Pode-se observar a fratura de uma camada superficial fina de epóxi na placa compósita de aramida, devido possivelmente à superfície lisa e sem defeitos das fibras de aramida e à trama bem fechada do tecido, que dificultam a molhabilidade pela resina. Além disso, pode-se observar também uma fratura radial na placa compósita de rami causada tipicamente pela menor tenacidade das fibras de rami. Conforme é mostrado na Figura 2.55, houve um acúmulo massivo de fragmentos da camada cerâmica e do projétil ao longo tanto das fibras de aramida quanto das fibras de rami. De acordo com os autores, isso poderia indicar que ambas as fibras têm a mesma eficiência em dissipar a energia do impacto pela retenção desses fragmentos. Isso foi corroborado por meio dos resultados de deformação posterior ao se observar que as deformações para as blindagens com as placas compósitas de epóxi/rami e de epóxi/aramida foram similares ($17\pm 1\text{mm}$ com placa de epóxi/tecido de rami, $18\pm 2\text{mm}$ com placa de epóxi/manta de rami e $18\pm 1\text{mm}$ com placa de epóxi/tecido de aramida).

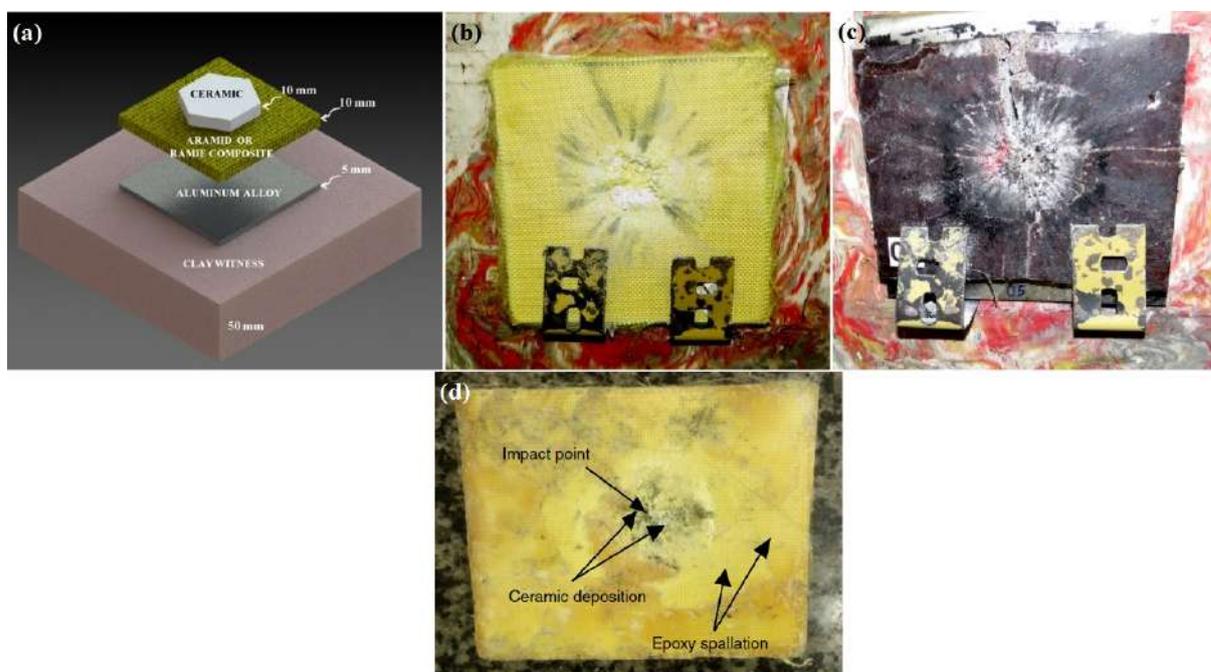


Figura 2.54 – (a) Configuração esquemática dos SBM testados; (b) SBM convencional, (c) SBM alternativo com placa de epóxi/tecido de rami, (d) placa de epóxi/tecido de aramida, todos após os testes balísticos.

Fonte: Monteiro *et al.* (2016), Braga *et al.* (2018).

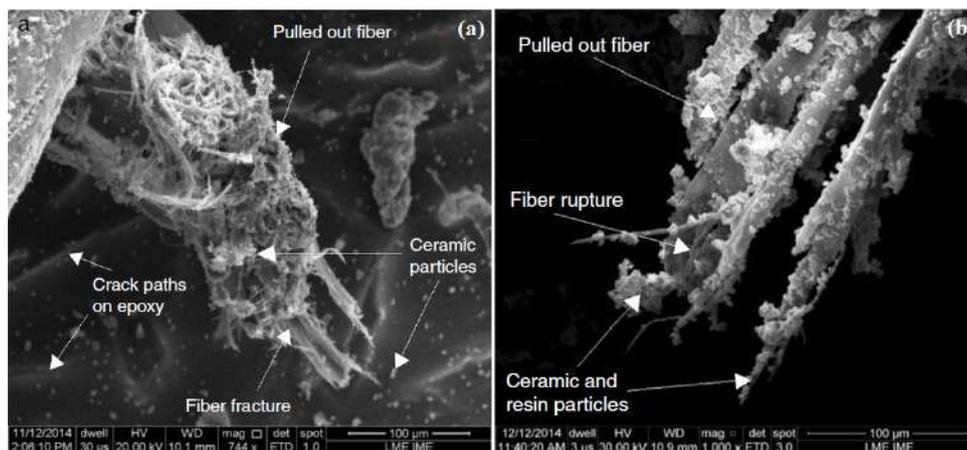


Figura 2.55 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) epóxi/fibra de rami e de (b) epóxi/aramida.

Fonte: Braga *et al.* (2018).

É importante notar que o sistema com laminado de aramida apresentou uma deformação posterior superior, de 21 ± 3 mm, que, de acordo com os autores, é devida possivelmente à absorção de energia associada à fratura frágil da matriz de epóxi, conforme Figura 2.55, não observada no laminado com elastômero. Essa hipótese foi confirmada pela maior eficiência da placa de epóxi/tecido de rami em termos de dissipação da energia de impacto com, em média, cerca de 200 J, ou 5,8%, contra, em média, cerca de 59 J, ou 1,7%, para o laminado de aramida. Além disso, a partir da Figura 2.55, é possível observar para os compósitos de rami e de aramida, outros modos de falha relatados em trabalhos anteriores, como ruptura e arrancamento de fibras. Este último indicaria uma interface fraca que, de acordo com os autores, já era esperada devido à natureza hidrófila das fibras naturais, no caso dos compósitos de rami, e à necessidade de agentes de acoplamento, no caso do compósito de aramida.

Resultados similares foram obtidos por Rohen *et al.* (2015) e Braga *et al.* (2018) em suas pesquisas com SBM cuja segunda camada era composta por uma placa, com 10 mm de espessura, de epóxi ou poliéster reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de sisal. A blindagem com placa de epóxi/30%v/v de fibras de sisal apresentou desempenho balístico médio superior às blindagens com placas de poliéster/sisal ou com laminado de aramida, com $18,18 \pm 2,06$ mm de deformação posterior, contra 22 ± 3 mm, para o SBM com placa de poliéster/30%v/v de fibras de sisal, e $22,67 \pm 2,79$ mm, para o SBM convencional. Além disso, foi observada uma melhora da integridade dos compósitos com o aumento de reforço. Os compósitos com 10 e 20%v/v de fibras de sisal foram parcialmente fragmentados, enquanto os compósitos com 30%v/v mantiveram sua integridade. De acordo com os autores, isso pode ser atribuído ao aumento da resistência ao impacto com o incremento de reforço. Além da ruptura das fibras e da retenção de fragmentos de cerâmica/projétil, também observadas no laminado de aramida, os compósitos de sisal

também contribuíram para a dissipação da energia de impacto pela nucleação e propagação de trinca em sua matriz frágil, conforme Figura 2.56. Os resultados de deformação foram corroborados pela menor dissipação de energia pelo laminado de aramida, 58 ± 29 J, contra 139 e 106 J das placas de poliéster e epóxi/30%v/v de sisal, respectivamente. Essa diferença de desempenho balístico entre os SBM alternativos e convencional também pode ser atribuída, segundo os autores, ao tipo de munição, conforme já discutido em outros trabalhos. É importante observar que o compósito de poliéster absorveu mais energia que o compósito de epóxi possivelmente devido a sua menor resistência a impacto e, por conseguinte, a sua maior capacidade de fragmentação.

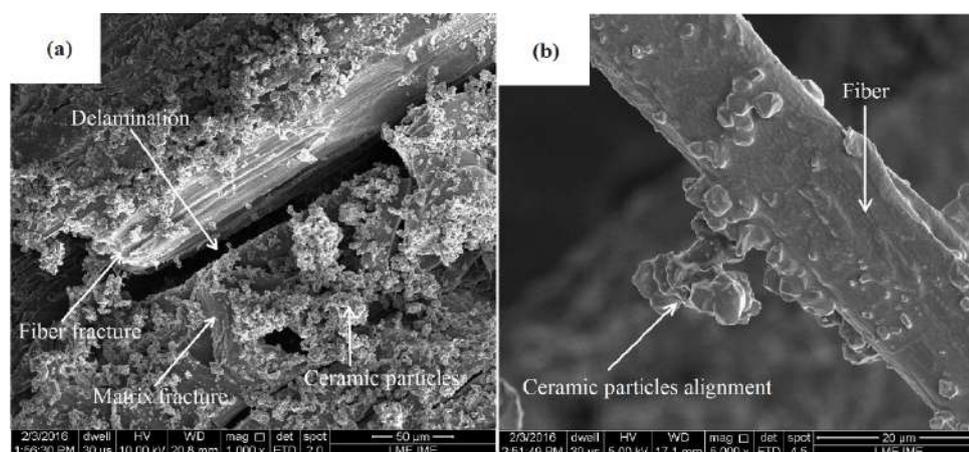


Figura 2.56 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de poliéster/30%v/v de fibras de sisal (a) 1000x e (b) 5000x.

Fonte: Braga *et al.* (2018).

Luz *et al.* (2015), Monteiro *et al.* (2018) e Assis *et al.* (2018) reforçaram a tese de que a principal função da segunda camada num SBM é possivelmente a retenção dos fragmentos de cerâmica/projétil. Em suas pesquisas com placas de epóxi ou poliéster reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de tecido ou manta de juta, eles observaram que os sistemas com placas compósitas de epóxi ou poliéster/30%v/v de reforço obtiveram um desempenho balístico similar ao SBM convencional com laminado de aramida, em termos de deformação posterior. A blindagem com placa de epóxi/30%v/v de tecido de juta apresentou uma deformação de 21 ± 3 mm, enquanto as blindagens com placas de poliéster/30%v/v de tecido ou manta de juta apresentaram uma deformação de 17 ± 2 e 24 ± 7 mm, respectivamente, contra 23 ± 3 mm do SBM convencional. Adicionalmente, conforme verificado em outros trabalhos, tanto o laminado de aramida quanto as placas de epóxi/30%v/v de tecido de juta e de poliéster/30%v/v de tecido ou manta de juta, dissiparam uma quantidade pequena da energia de impacto, $0,06 \pm 0,001$ KJ, $0,16$ KJ, $0,20 \pm 0,008$ e $0,25 \pm 0,008$ KJ, respectivamente. Ao analisar imagens de MEV da região de falha tanto do laminado de aramida quanto dos compósitos de juta, os autores confirmaram uma massiva retenção de fragmentos de cerâmica/projétil (Figura 2.57).

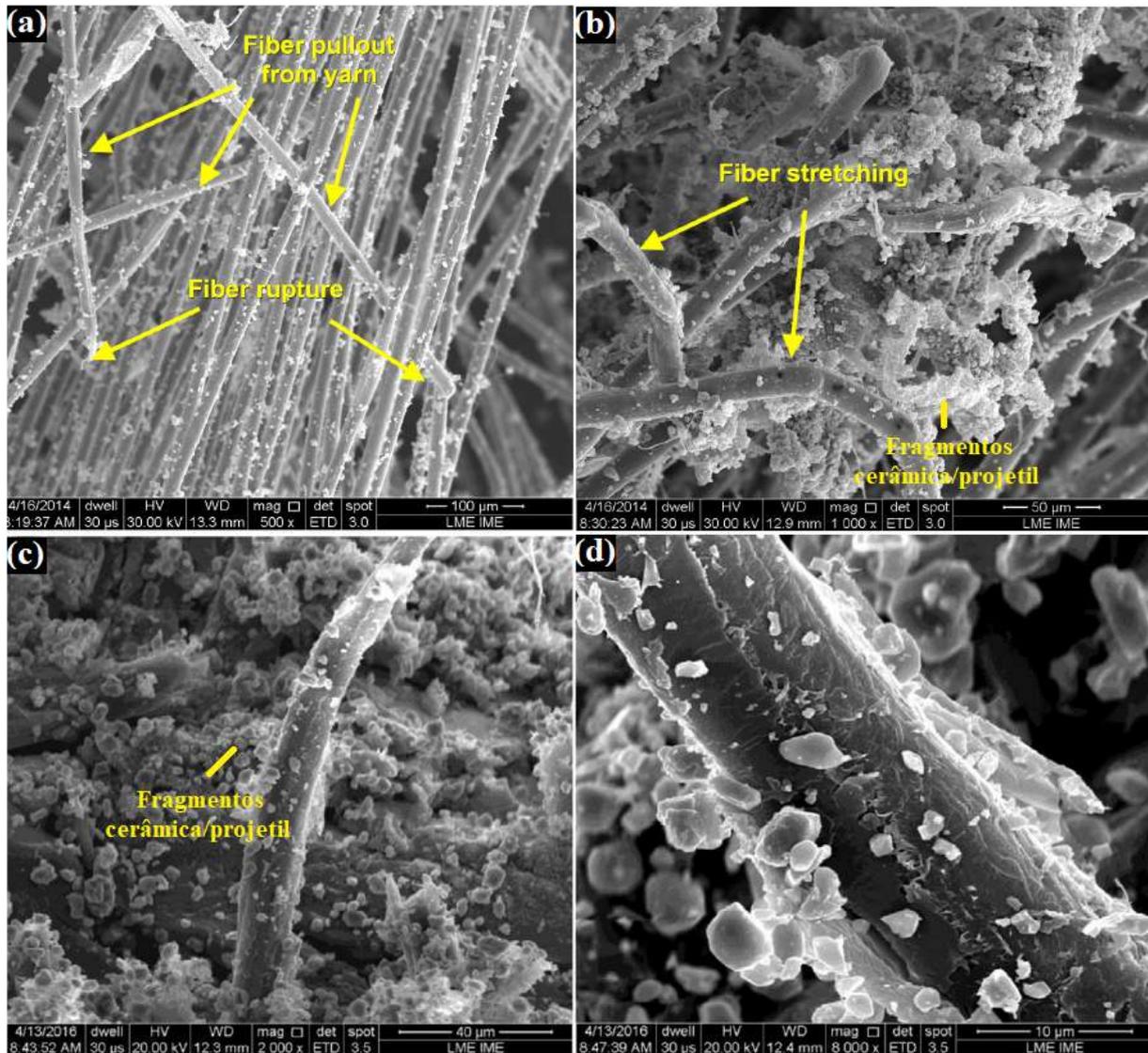


Figura 2.57 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, do (a) e (b) laminado de aramida, e da (c) e (d) placa de poliéster/30%v/v de manta de juta.

Fonte: Adaptado de Luz *et al.* (2015), Assis *et al.* (2018).

Tudo isso podem ser evidências de que, para um SBM submetido ao impacto de um projétil pontiagudo com alta energia cinética, a resistência e a rigidez superiores das fibras de aramida em relação às fibras naturais não são tão relevantes quanto à capacidade de reter os fragmentos de cerâmica e de projétil. Ademais, a contribuição desses componentes para a dissipação da energia de impacto é pouco significativa, não sendo essa, portanto, a princípio, a principal função, de fato, da segunda camada do SBM. Mesmo assim, a matriz frágil dos compósitos de fibras naturais provê um mecanismo adicional e extremamente efetivo de dissipação dessa energia, o que confere aos sistemas com esses materiais alternativos uma superioridade em termos de desempenho balístico. Os resultados também reforçaram a maior eficiência em termos de dissipação da energia de impacto da matriz de poliéster em detrimento de uma possível menor integridade.

Monteiro *et al.* (2016) investigaram as propriedades termomecânicas de compósitos de epóxi reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de bagaço de cana-de-açúcar. Com base nesses resultados, os autores avaliaram o desempenho balístico do compósito com 30%v/v de reforço como segunda camada num SBM. Na Figura 2.58 são mostradas as curvas termogravimétricas (TG), da fibra de bagaço de cana-de-açúcar e dos compósitos estudados. Para a fibra, foram observados um pico em 44°C com uma perda de massa correspondente de 10%*m/m*, atribuída à água impregnada, assim como uma aceleração da perda de massa a partir de 219 °C, possivelmente associada ao início da decomposição da celulose, com pico em 331 °C, atribuído a sua despolimerização. Para os compósitos, não foi observada uma redução significativa da temperatura de degradação do epóxi com a adição do reforço, apesar da menor temperatura de decomposição da fibra, mostrando que, aparentemente, a adição de 30%v/v de fibra não afeta a estabilidade térmica do compósito.

Na Figura 2.59 são mostradas as variações do módulo de armazenamento (E'), do módulo de perda (E'') e da tangente delta ($\tan\delta$) dos compósitos estudados, com a temperatura. Apesar de não observadas diferenças significativas nas curvas do E' e do E'' , o pico mais acentuado da curva da $\tan\delta$ para o epóxi indica que a resina pura tem maior capacidade de amolecimento, e que, portanto, possivelmente as fibras foram efetivas em restringir a mobilidade das cadeias poliméricas da resina, contribuindo, assim, para a rigidez do compósito. Na Figura 2.59 é mostrado um aumento significativo da energia de impacto Charpy absorvida com a adição do reforço, devido ao modo de falha adicional por arrancamento da fibra. O desempenho balístico do SBM alternativo, composto por uma placa, com 10mm de espessura, de epóxi/30%v/v de fibras de bagaço de cana-de-açúcar, como segunda camada, foi similar ao SBM convencional equivalente, com uma deformação posterior de 21 ± 1 mm. Esses resultados reforçam a baixa efetividade, nessa aplicação balística, da superioridade das propriedades mecânicas da fibra de aramida, além de uma possível predominância do mecanismo de retenção de fragmentos, apontado pelos autores como responsável pelo desempenho balístico similar dos sistemas.

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 10mm 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 260J, 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 200J para a primeira e de 220J para a segunda), e apresentou o melhor aspecto em termos de integridade, conforme Figura 2.60.

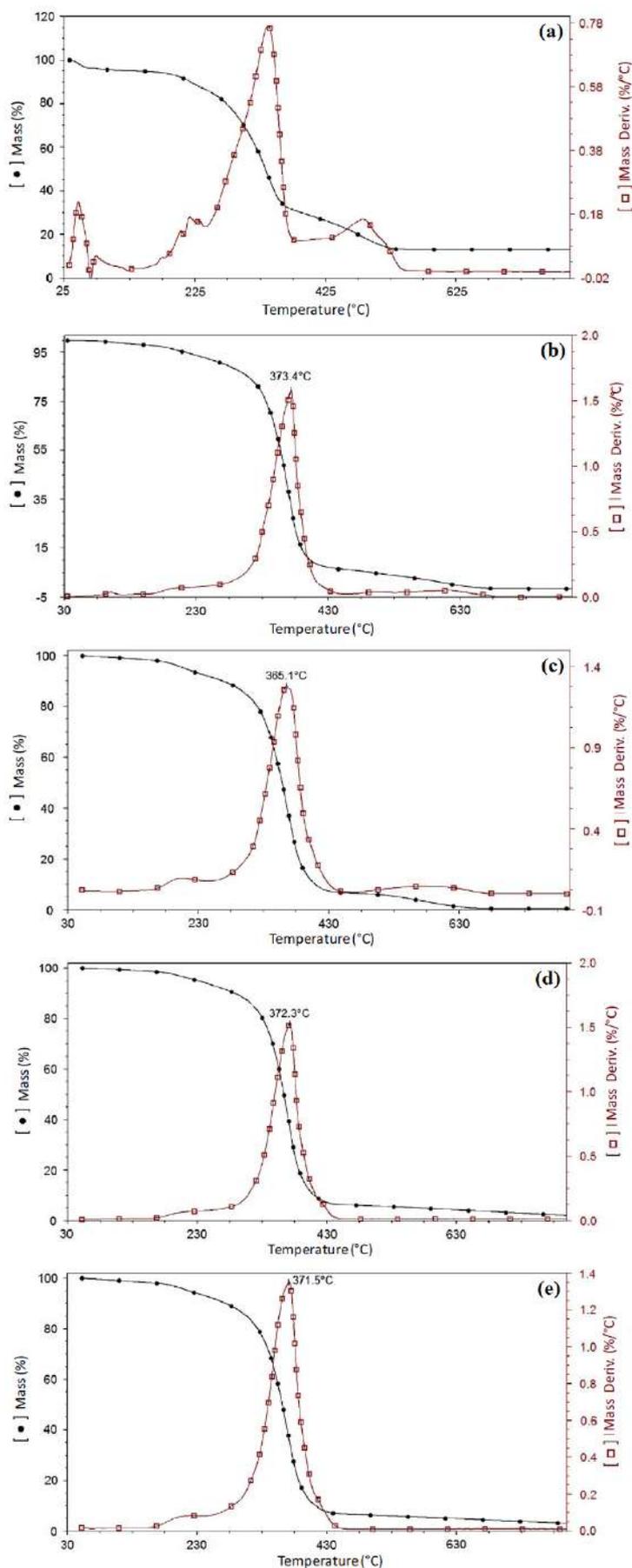


Figura 2.58 – Curvas TG para (a) fibra de bagaço de cana-de-açúcar, e seus compósitos com (b) 0%v/v, (c) 10%v/v, (d) 20%v/v e (e) 30%v/v fibra.

Fonte: Monteiro *et al.* (2016).

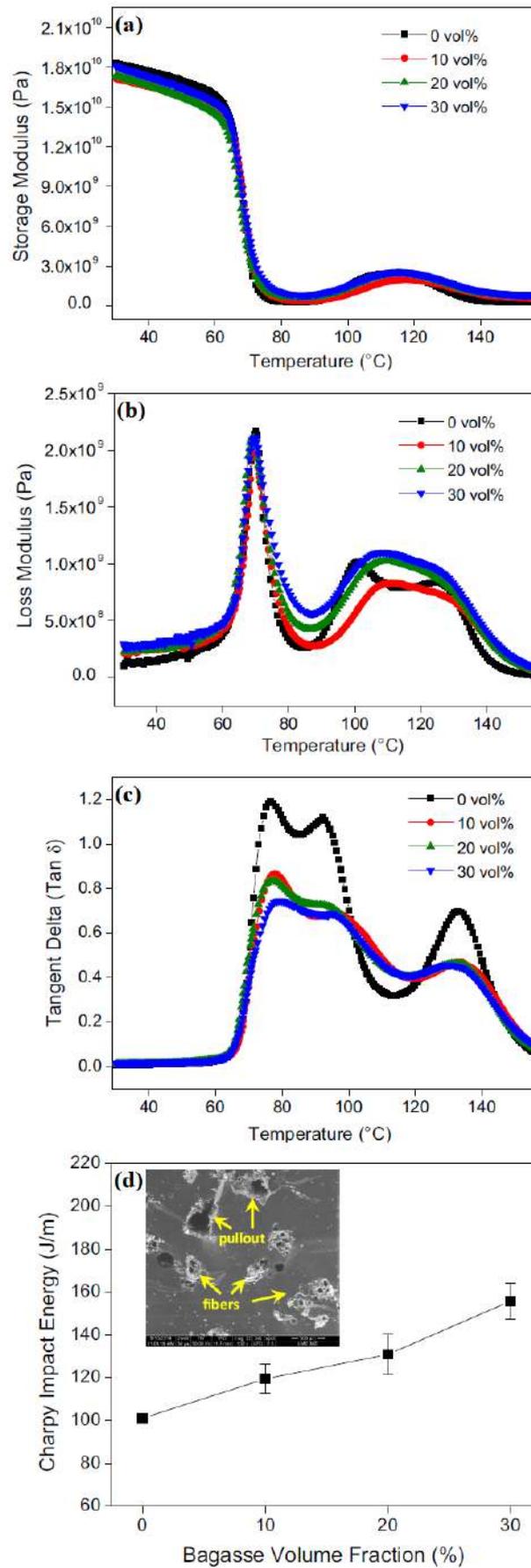


Figura 2.59 – Variação de (a) E' , (b) E'' e (c) $\tan\delta$ com a temperatura, e da (d) energia de impacto Charpy com %v/v fibra.

Fonte: Monteiro *et al.* (2016).

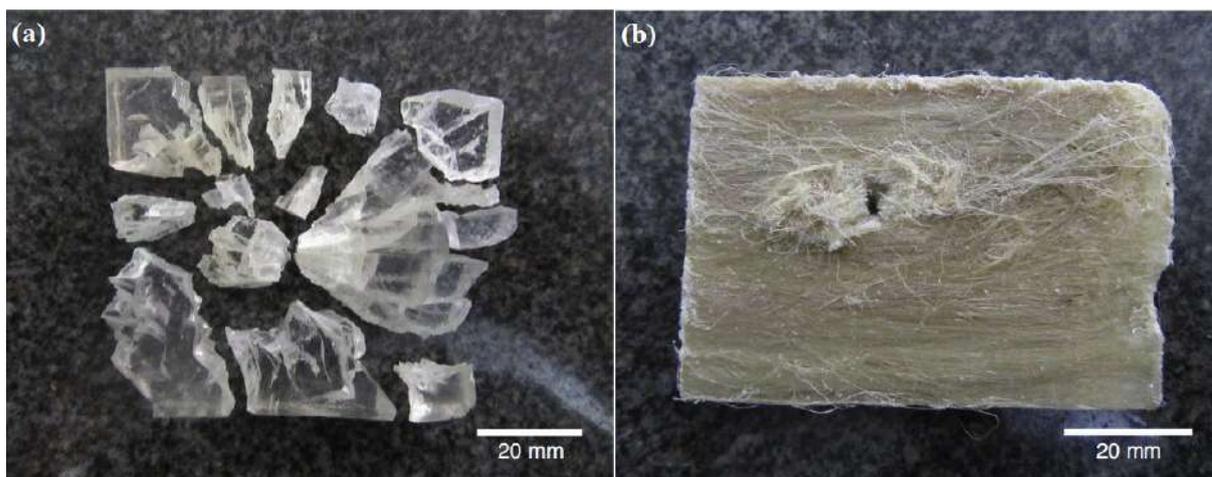


Figura 2.60 – Placas de (a) poliéster e de (b) poliéster/30%v/v curauá após os testes balísticos.

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, conforme Figura 2.61. A manta de curauá era composta por fibras curtas randomicamente orientadas e com diâmetros de 10-90 μ m (média de aproximadamente 40 μ m). A blindagem com a placa de epóxi/curauá resistiu ao impacto do projétil 7,62mm, e a deformação posterior observada de 28 ± 3 mm foi maior que a apresentada pelo SBM convencional com um laminado de aramida com 18 camadas de tecido (com 21 ± 3 mm). Apesar disso, essa deformação foi significativamente inferior ao valor máximo permitido pela NIJ 0101.06 (NIJ, 2008) de 44mm e, adicionalmente, a placa de epóxi/curauá manteve a sua integridade, não se fragmentando, conforme Figura 2.62. 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 2.62.

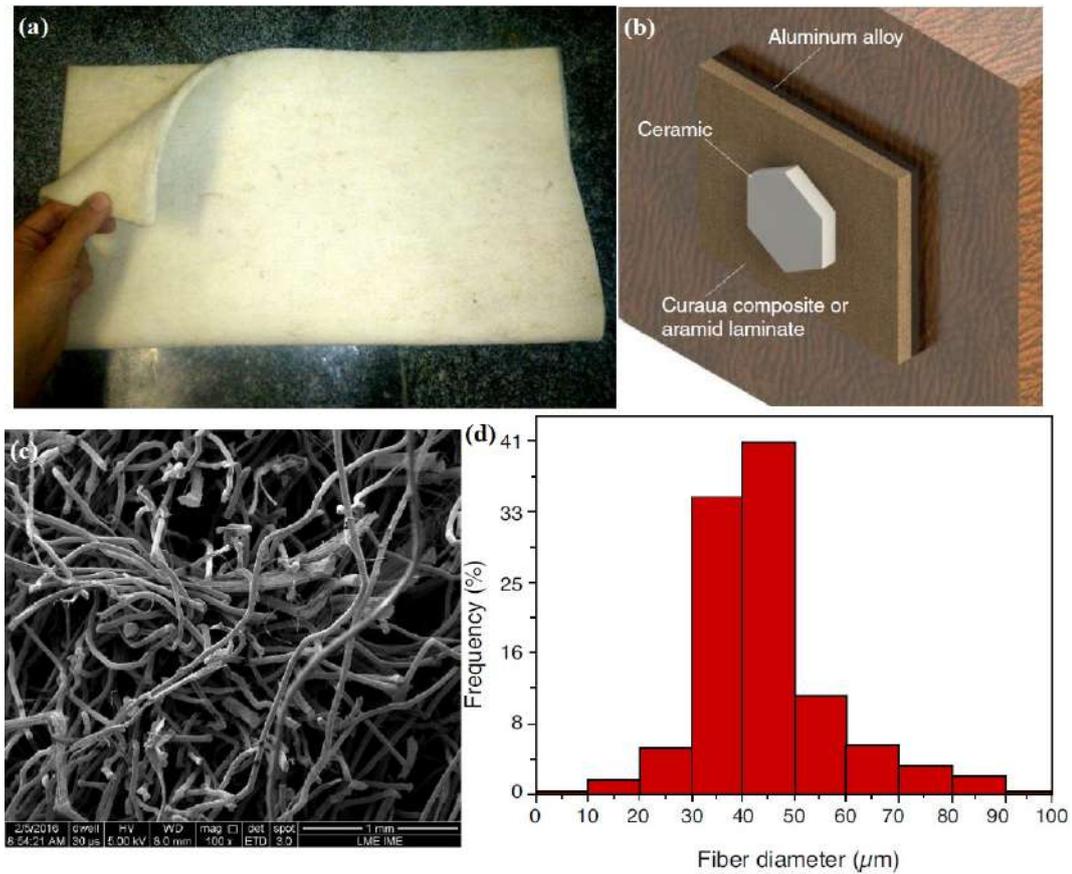


Figura 2.61 – (a) Manta de curauá, (b) configuração esquemática dos SBM avaliados, (c) imagem de MEV das fibras de curauá na manta, e (d) histograma dos diâmetros das fibras de curauá da manta.

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

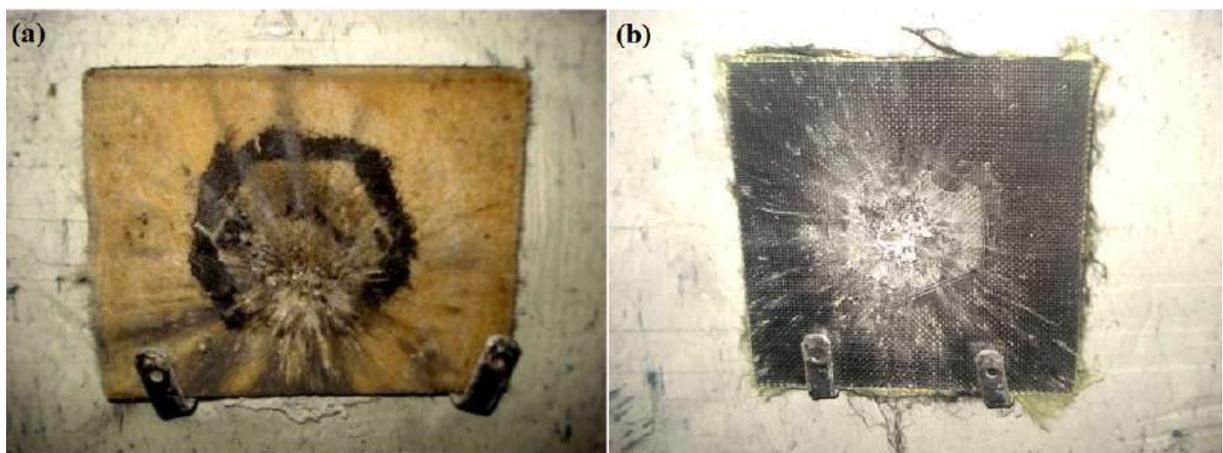


Figura 2.62 – SBM com (a) placa de epóxi/curauá e com (b) laminado de aramida, ambos após os testes balísticos.

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

Em seus estudos balísticos com compósitos de epóxi reforçado com 15 ou 30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de malva, Nascimento *et al.* (2017b) concluíram que placas

com 10 mm de espessura desses compósitos tinham praticamente a mesma eficiência balística de um laminado de tecido de aramida com mesma espessura. Enquanto esse absorveu em média cerca de 221J da energia de impacto do projétil 9mm FMJ, as placas de epóxi reforçado com 15 ou 30%v/v de malva absorveram em média cerca de 209J e 194J, respectivamente. De acordo com os autores, para o laminado de aramida os modos de falha predominantes foram o arrancamento dos fios da trama e a ruptura das fibras, conforme Figura 2.63. Já, para o compósito de epóxi/malva, os modos de falha predominantes foram, além da do arrancamento e da ruptura das fibras, a fratura da matriz frágil de epóxi, conforme Figura 2.63, que possivelmente compensou a diferença considerável de resistência à tração entre as fibras.

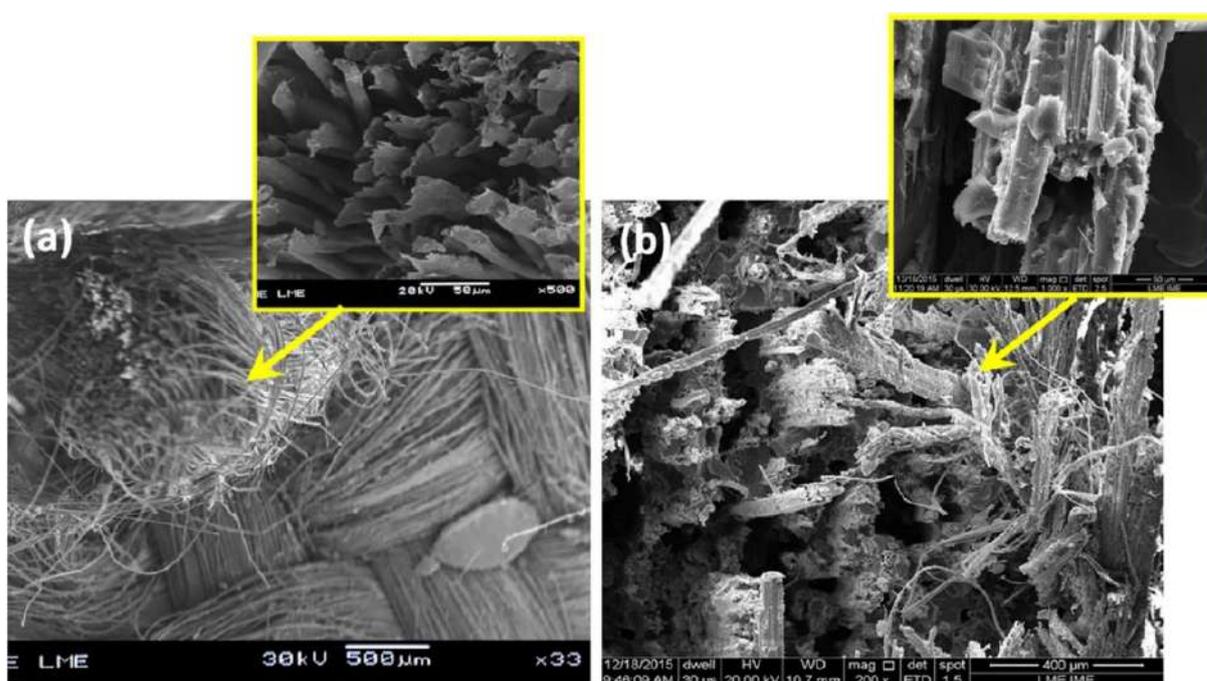


Figura 2.63 – Imagens de MEV das regiões de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) aramida e de (b) epóxi/30%v/v de fibras de malva.

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

É importante observar que a energia dissipada pelo laminado de aramida aumentou consideravelmente em comparação com outros trabalhos. Isso possivelmente é devido ao tipo de munição, com projétil com ponta mais abaulada e com menor energia cinética, o que possibilita uma maior efetividade do mecanismo de ruptura das fibras por deformação. Em contrapartida, os valores de energia dissipada pelos compósitos foram similares aos apresentados em outros trabalhos. Isso pode ser um indício de que, apesar das condições mais favoráveis ao desenvolvimento de outros mecanismos de dissipação de energia, a nucleação e propagação de trincas na matriz continua prevalecendo. Uma possível justificativa para isso é a insuficiente quantidade de reforço no compósito.

Esses autores também avaliaram o desempenho balístico de um SBM com uma

placa de epóxi reforçado com 30%v/v de fibras contínuas e alinhadas de malva, como segunda camada, conforme Figura 2.64 (NASCIMENTO *et al.*, 2017a; NASCIMENTO *et al.*, 2017c; NASCIMENTO *et al.*, 2017d). Em todos os testes, o projétil 7,62mm não perfurou os protótipos, e a deformação posterior observada para o sistema alternativo foi de $22,4 \pm 1,3$ mm, praticamente igual ao valor observado para a blindagem com o laminado de tecido de aramida com mesma espessura ($22,7 \pm 2,8$ mm). Conforme mostrado na Figura 2.64, a placa de epóxi/malva se fragmentou parcialmente, e foram observados também os mecanismos de absorção de energia por ruptura das fibras e por retenção massiva de fragmentos de projétil e da camada cerâmica. É importante pontuar que, para a segunda camada num SBM, mais importante que sua capacidade de dissipar a energia do impacto é a sua resistência estrutural, isto é, sua capacidade de se manter íntegra para a sustentação de múltiplos impactos.

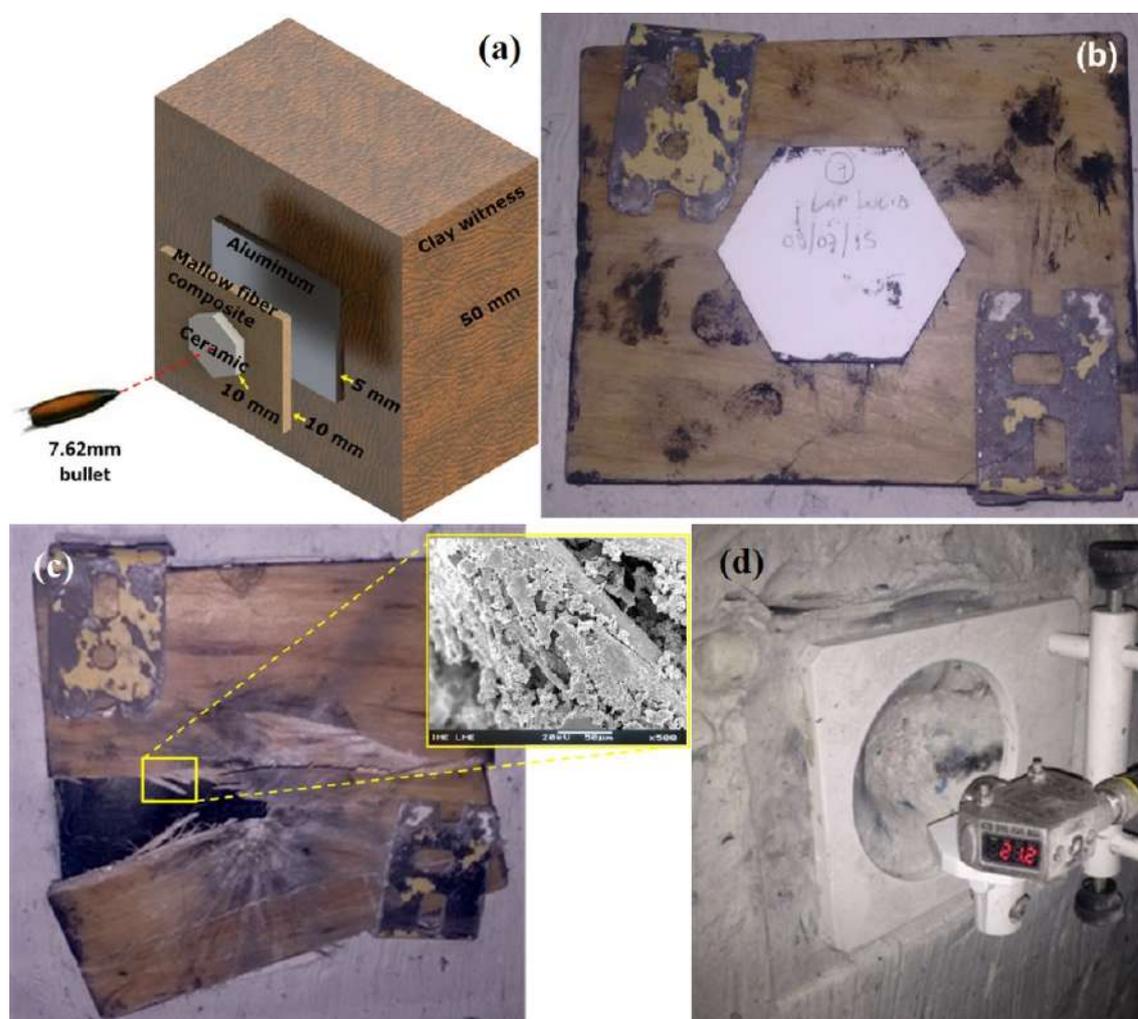


Figura 2.64 – SBM com placa de epóxi/malva como segunda camada: (a) configuração esquemática, (b) pronto para o teste balístico, (c) após o teste balístico e (d) aferição da profundidade da endentação no anteparo de plastilina, provocada pela deformação posterior da placa metálica do sistema.

Fonte: Nascimento *et al.* (2017d).

Luz *et al.* (2017) investigaram a possibilidade de substituir o laminado de tecido de aramida, comumente utilizado como segunda camada em um SBM convencional, por uma placa compósita de epóxi reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de manta de fibras de coco, conforme a Figura 2.65. As blindagens foram testadas com munição 7,62x51 padrão OTAN e seus desempenhos balísticos foram avaliados quanto à deformação posterior do sistema, projetada no anteparo de plastilina, com base na norma NIJ 0101.06 (NIJ, 2008). Todos os SBM alternativos apresentaram valores de deformação próximos e inferiores a 44mm (cerca de 21 ± 2 , 22 ± 2 e 24 ± 6 mm com 10, 20 e 30%v/v de reforço, respectivamente), além de equiparáveis ao desempenho do SBM convencional (com cerca de 23 ± 3 mm). Apesar disso, todas as placas de epóxi/coco se fragmentaram parcialmente após o teste balístico, não mantendo a sua integridade, conforme a Figura 2.65.

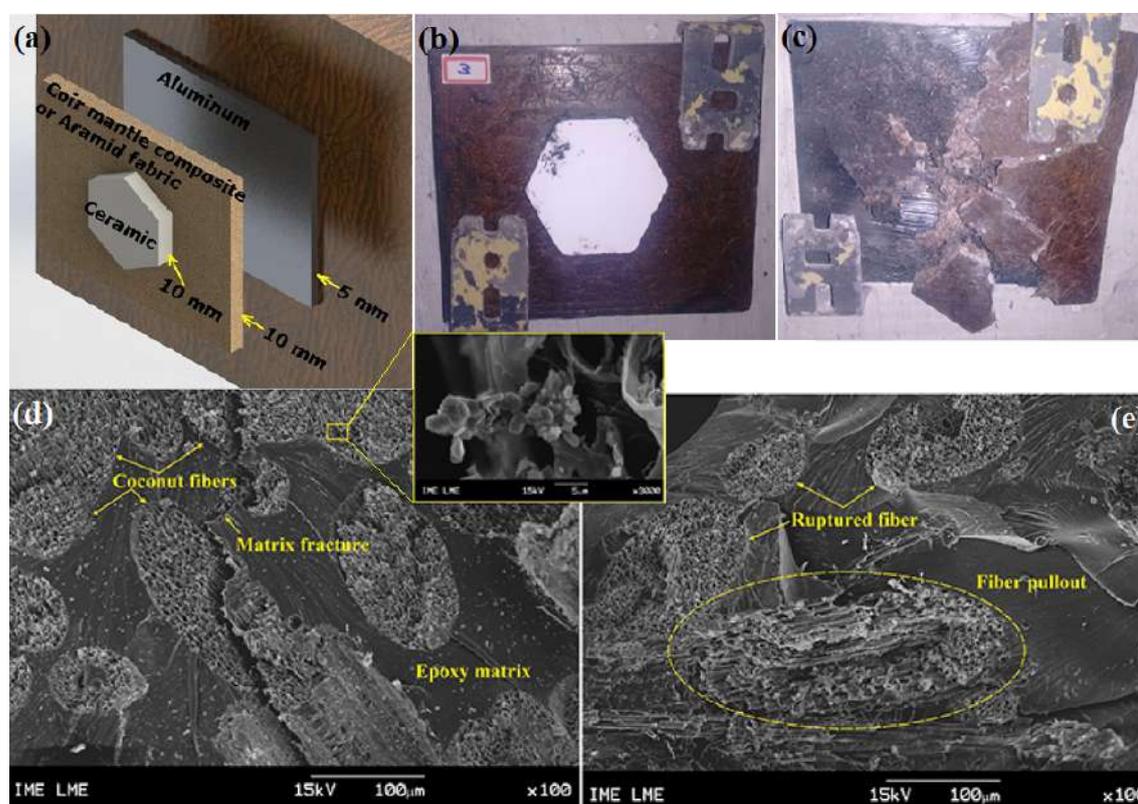


Figura 2.65 – SBM com placa de epóxi/coco como segunda camada: (a) configuração esquemática, (b) pronto para o teste balístico, (c) após o teste balístico, (d) e (e) imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de epóxi/30%v/v coco.

Fonte: Luz *et al.* (2017).

A partir dos resultados, os autores reforçaram a efetividade da fratura frágil da matriz como mecanismo de dissipação da energia, e a importância da integridade estrutural do compósito para essa aplicação balística. De acordo com os autores, foi possível identificar que, além da fratura frágil da matriz, a ruptura das fibras e o arrancamento de fibras da matriz foram os modos de falha predominantes, conforme a Figura 2.65. Além disso,

os autores observaram retenção massiva de fragmentos do projétil e da placa cerâmica totalmente consumida, confirmando os resultados de outros trabalhos.

Monteiro *et al.* (2018) investigaram as propriedades termomecânicas de compósitos de poliéster reforçado com 10, 20 ou 30%v/v de tecido de fique. Além disso, os autores avaliaram o desempenho balístico de blindagens multicamadas com placas de poliéster reforçado com 10 ou 20%v/v de tecido de fique, como segunda camada. Os resultados dos testes de análise dinâmica-mecânica (DMA), mostrados na Figura 2.66, indicaram que, para o intervalo de 25-70°C, houve um aumento significativo do módulo de armazenamento, E' , do poliéster puro com o reforço de fique, além de um aumento da rigidez associada a cada temperatura, deslocando a curva para temperaturas mais altas. Os resultados também indicaram que os picos α de relaxamento do módulo de perda, E'' , foram deslocados para temperaturas de transição vítrea (T_g) mais altas, indicando que o reforço de fique restringiu a mobilidade das cadeias de poliéster, retardando assim a formação de uma estrutura amorfa.

Foi observado também que os picos das curvas $\tan\delta$ associados ao limite superior da T_g , além de terem sido reduzidos, foram deslocados para temperaturas mais altas com o reforço de fique. Isso sugere que o reforço não apenas reduziu a mobilidade das cadeias de poliéster, caracterizada pela redução dos picos, como também retardou a quebra da estrutura cristalina do poliéster, ao deslocar para temperaturas mais altas o término da sua transição do estado vítreo para o estado “borrachoso”. Os resultados dos testes balísticos com munição 7,62mm mostraram que os SBM alternativos com placas de poliéster/fique, como segunda camada, atenderam ao limite máximo de deformação de 44mm (17 ± 3 mm para o compósito com 10%v/v de fique, 15 ± 3 mm para o compósito com 20%v/v de fique), e foram mais eficientes que o SBM convencional com placa de aramida com mesma espessura (23 ± 3 mm de deformação).

Pereira *et al.* (2019) e Oliveira *et al.* (2019) deram continuidade às pesquisas com fibra de fique. Eles avaliaram o desempenho balístico de blindagens multicamadas com placas de poliéster ou epóxi reforçado com 10, 15, 20, 30, 40 ou 50%v/v de fibras contínuas e alinhadas ou de tecido de fique, como segunda camada. De acordo com os resultados dos testes balísticos com munição 7,62mm, todos os SBM resistiram ao impacto, e, em todos os casos, a deformação posterior do sistema foi inferior a 44mm, conforme Tabela 2.14. Apesar disso, as placas de poliéster reforçado com fibras contínuas e alinhadas de fique se fragmentaram quase totalmente após os testes balísticos, não mantendo a sua integridade, ao contrário das placas de poliéster/epóxi reforçado com tecido de fique.

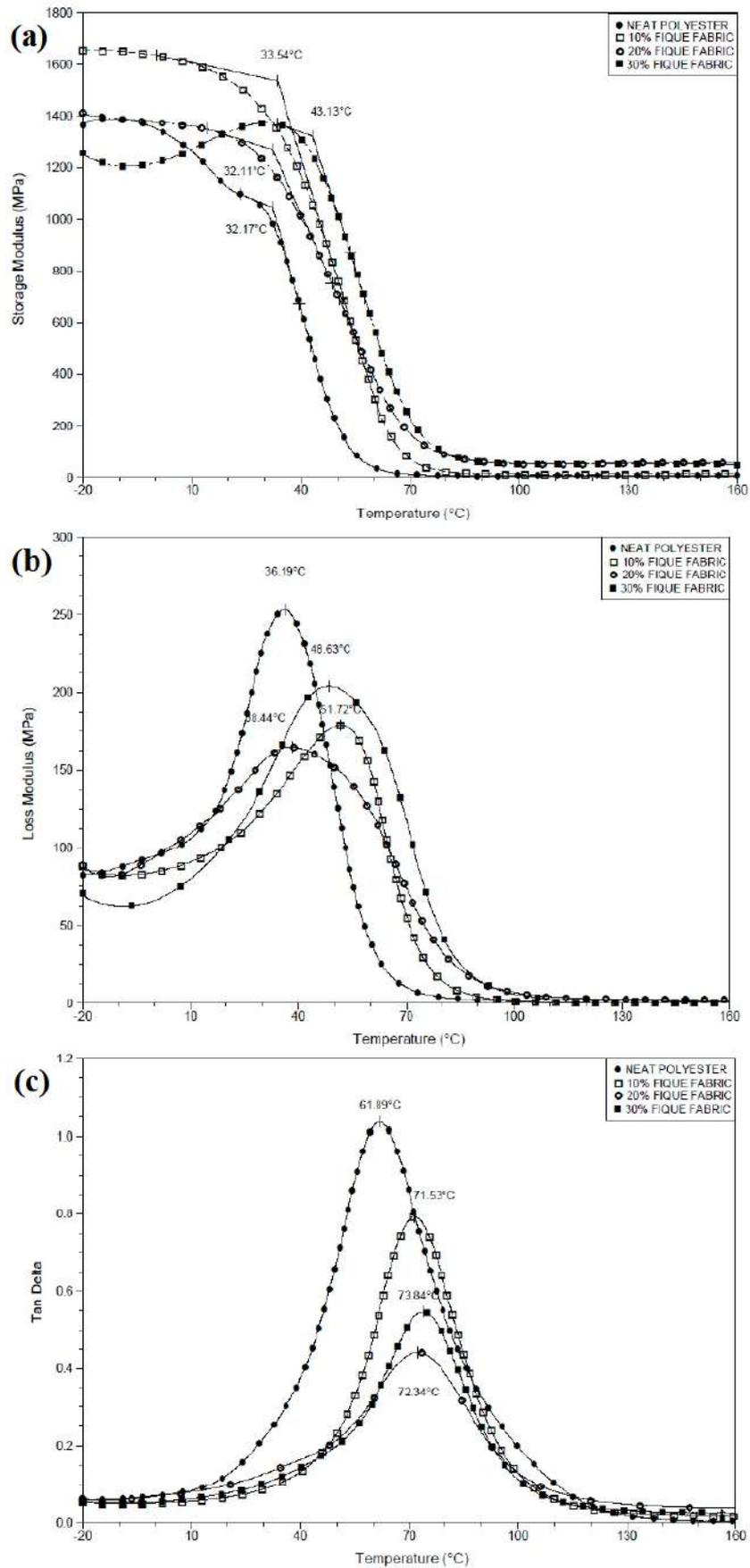


Figura 2.66 – Resultados do teste de DMA. Variação do (a) E', (b) E'' e (c) tanδ com a temperatura.

Fonte: Monteiro *et al.* (2018).

Tabela 2.14 – Deformações obtidas por Pereira *et al.* (2019) e Oliveira *et al.* (2019).

Material Segunda Camada	Deformação Média (mm)	Material Segunda Camada	Deformação Média (mm)
Poliéster/Fique		Epóxi/Fique	
Alinhadas 30% v/v	17	Tecido 50% v/v	23,3
20% v/v	16	40% v/v	21,0
10% v/v	17	30% v/v	21,6
Tecido 30% v/v	20	15% v/v	20,0
20% v/v	17	Laminado tecido aramida	23,0
10% v/v	16		

Fonte: Adaptado de Pereira *et al.* (2019), Oliveira *et al.* (2019).

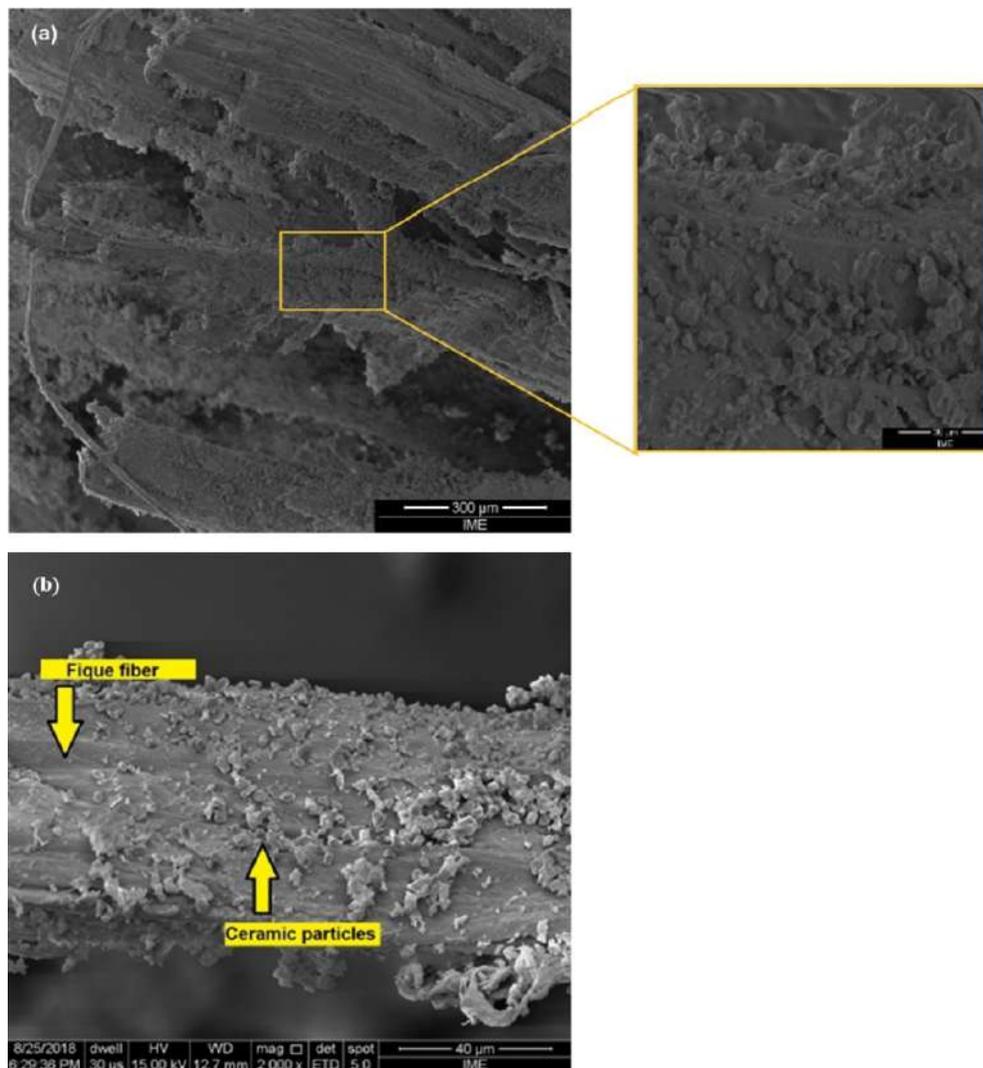


Figura 2.67 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, das placas de (a) poliéster/tecido de fique e de (b) epóxi/tecido de fique indicando retenção de fragmentos de projétil/cerâmica ao longo das fibras.

Fonte: Adaptado de Oliveira *et al.* (2019), Pereira *et al.* (2019).

De acordo com os autores, os principais mecanismos de absorção da energia de impacto observados foram: ruptura frágil da matriz de poliéster/epóxi devido à nucleação e propagação de trincas (que aparentemente foi o principal modo de falha no caso dos compósitos com fibras alinhadas); delaminação entre o tecido de fique e a matriz e arrancamento dos fios da trama; ruptura das fibras por meio de sua decomposição em fibrilas ou estiramento; e retenção dos fragmentos de projétil/cerâmica por incrustação mecânica ou atração por forças de Van der Waals ou cargas estáticas superficiais de curta duração, conforme Figura 2.67 e Figura 2.68.

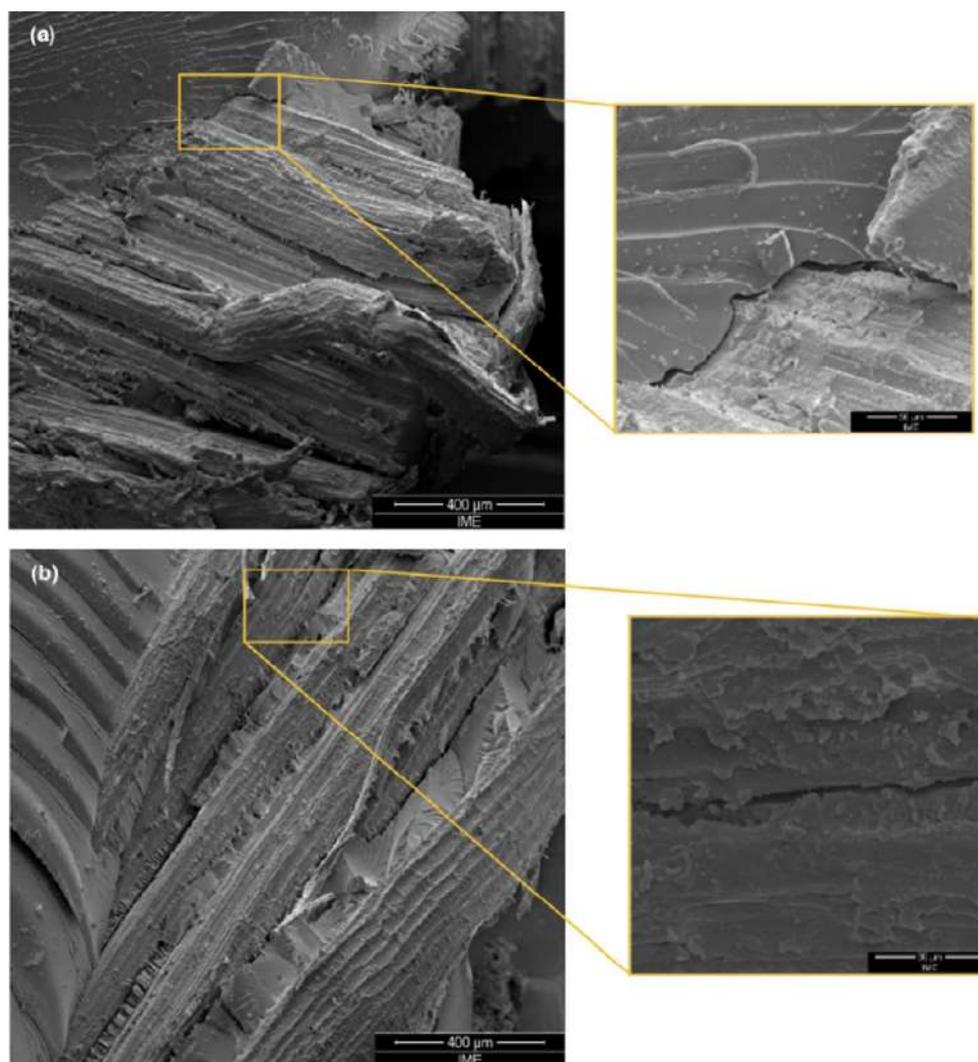


Figura 2.68 – Imagens de MEV da região de falha, após o impacto do projétil, da placa de epóxi/tecido de fique indicando (a) delaminação entre o tecido de fique e a matriz de epóxi, e (b) trinca longitudinal na fibra de fique e “marcas de rio” na matriz de epóxi características de fratura frágil.

Fonte: Adaptado de Oliveira *et al.* (2019).

Filho *et al.* (2020) mostraram que, quanto maior a fração volumétrica de fibras de piaçava no compósito com matriz de epóxi, maior a integridade estrutural do compósito após os testes balísticos com projétil 7,62mm, conforme Figura 2.69. O compósito com

10%v/v de reforço, apesar de ter absorvido maior quantidade de energia com em média 272J, se fragmentou totalmente. De acordo com os autores, esse comportamento é coerente ao se observar que o principal modo de falha nesse compósito foi a fratura frágil da matriz. Conforme a quantidade de reforço no compósito aumenta, suas propriedades mecânicas tendem a melhorar, conforme Figura 2.70. Assim, mais resistente ao impacto o material se torna, e outros mecanismos de fratura começam a atuar mais efetivamente, como arrancamento, estiramento e fratura das fibras, e delaminação, conforme Figura 2.71. É importante pontuar que, para esse tipo de projétil, pontiagudo e com alta energia cinética, esses mecanismos são menos eficientes do que a fratura frágil da matriz, uma vez que não há tempo suficiente para que eles possam se desenvolver. Isso justificaria a maior energia absorvida pelo compósito com 10%v/v de reforço, e o comportamento similar, em termos de energia dissipada, para os compósitos com 20, 30, 40 e 50%v/v de reforço. À medida que a velocidade do projétil diminui, esses mecanismos se tornam mais eficientes.

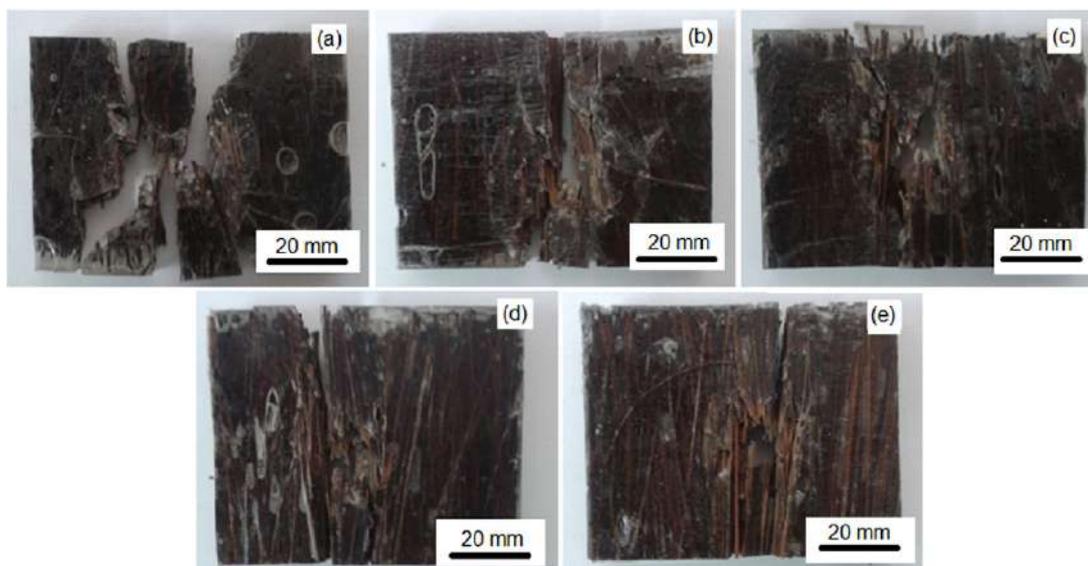


Figura 2.69 – Aspecto macroscópico das placas de epóxi reforçado com (a) 10%v/v, (b) 20%v/v, (c) 30%v/v, (d) 40%v/v e (e) 50%v/v, todas após os testes balísticos com munição 7,62mm.

Fonte: Adaptado de Filho *et al.* (2020).

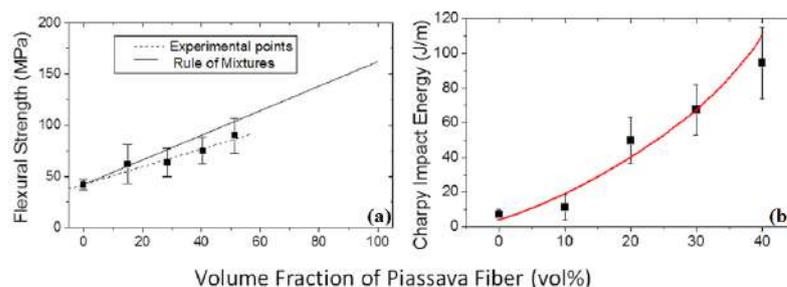


Figura 2.70 – Variação da resistência à flexão e da energia de impacto Charpy com a fração volumétrica de fibras de piaçava em compósitos com matriz de poliéster.

Fonte: Adaptado de Filho *et al.* (2020).

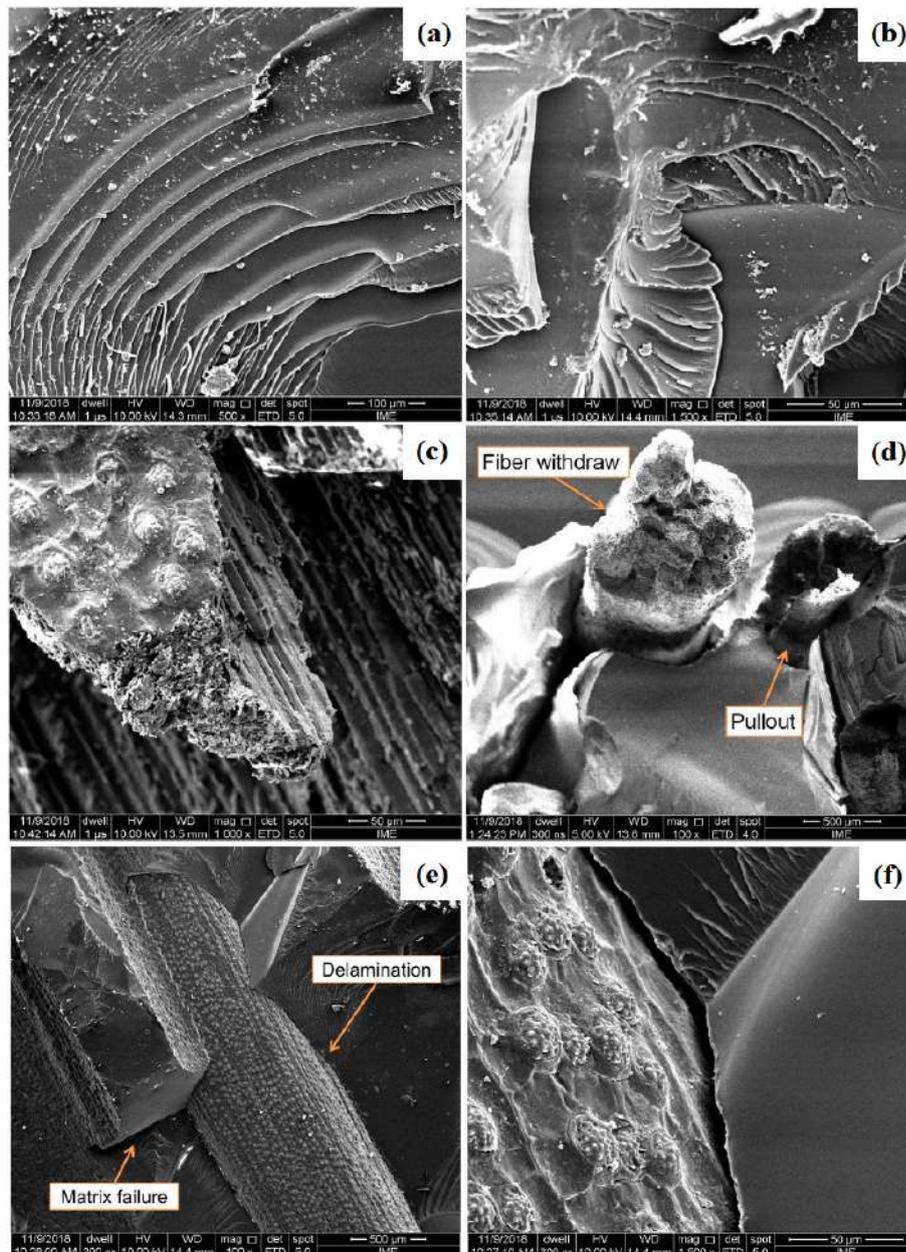


Figura 2.71 – Mecanismos de falha observados durante o impacto balístico: (a) e (b) ruptura frágil da matriz, (c) estiramento e ruptura da fibra, (d) arrancamento da fibra (*Pull-out*), (e) e (f) delaminação.

Fonte: Adaptado de Filho *et al.* (2020).

Na Figura 2.71 são mostrados os mecanismos de falha que ocorrem simultaneamente num compósito durante o impacto balístico. Conforme já pontuado, a intensidade de cada um é significativamente afetada pela velocidade e geometria do projétil, bem como pela quantidade relativa de reforço/matriz. Em (a) e (b), são mostradas “marcas de rio” na matriz de epóxi, características da fratura frágil. De acordo com os autores, esse modo de falha foi observado em todas as configurações e em associação a outros mecanismos, relativos às fibras. Em (c), é mostrada a fibra fraturada após estiramento e, em (d), a fibra arrancada da matriz normalmente na direção do carregamento. Esse mecanismo de

falha é comumente observado em compósitos com interface fibra/matriz fraca. Por fim, em (e) e (f), é mostrado em detalhe o mecanismo de delaminação, normalmente associado à diferença de naturezas entre a fibra, hidrófila, e a matriz, hidrofóbica, e a consequente interface fraca, que propicia a separação. Além do estudo detalhado dos modos de falha, os autores também calcularam, com base nos ensaios de energia absorvida, os valores de velocidade limite, V_L , para as configurações avaliadas. Eles concluíram que apenas para velocidades entre 200-240m/s o projétil seria efetivamente parado.

Essas observações corroboraram os resultados obtidos por Filho e Monteiro (2019) ao avaliar o desempenho balístico de sistemas de blindagem multicamadas com placas de epóxi reforçado com 10, 20, 30, 40 ou 50%v/v de fibras contínuas e alinhadas de piaçava como segunda camada. As blindagens foram testadas com munição 7,62x51 padrão OTAN e seus desempenhos balísticos foram avaliados quanto à deformação posterior do sistema, projetada no anteparo de plastilina, com base na norma NIJ 0101.06 (NIJ, 2008). Os autores observaram que, à medida que a quantidade de reforço aumenta, o número de trincas e fraturas na placa compósita diminui, conforme Figura 2.72. Eles também observaram a predominância de trincas ao longo da interface fibra/matriz e na direção de alinhamento das fibras. Com base nesses resultados, os autores avaliaram um SBM com placa de epóxi reforçado com 50%v/v de fibras contínuas de piaçava dispostas em camadas orientadas perpendicularmente. Assim como observado com as outras configurações, o sistema não foi perfurado, porém, diferentemente daquelas, essa configuração manteve sua integridade, conforme Figura 2.73.

Todos os SBM apresentaram valores de deformação próximos e inferiores a 44mm (18,3±1,9, 16,8±0,7, 19,8±3,9, 17,3±1,9, 15,6±0,8 e 18,4±2,4mm com, respectivamente, 10, 20, 30, 40 e 50%v/v de fibras alinhadas unidirecionalmente, e 50%v/v de fibras em camadas orientadas perpendicularmente). Esses resultados corroboram a tese de que, para essa aplicação com projétil pontiagudo com alta energia cinética, o aumento da quantidade de reforço não afeta significativamente a energia absorvida pela placa compósita, tendo em vista o mecanismo de falha predominante neste caso. Contudo, esse aumento implica num importante incremento de resistência mecânica, conforme apresentado, fundamental na manutenção da integridade estrutural da placa. Além disso, é importante pontuar que, em diversos casos, o comportamento estrutural desses compósitos alternativos foi similar ao de laminados de aramida equivalentes.

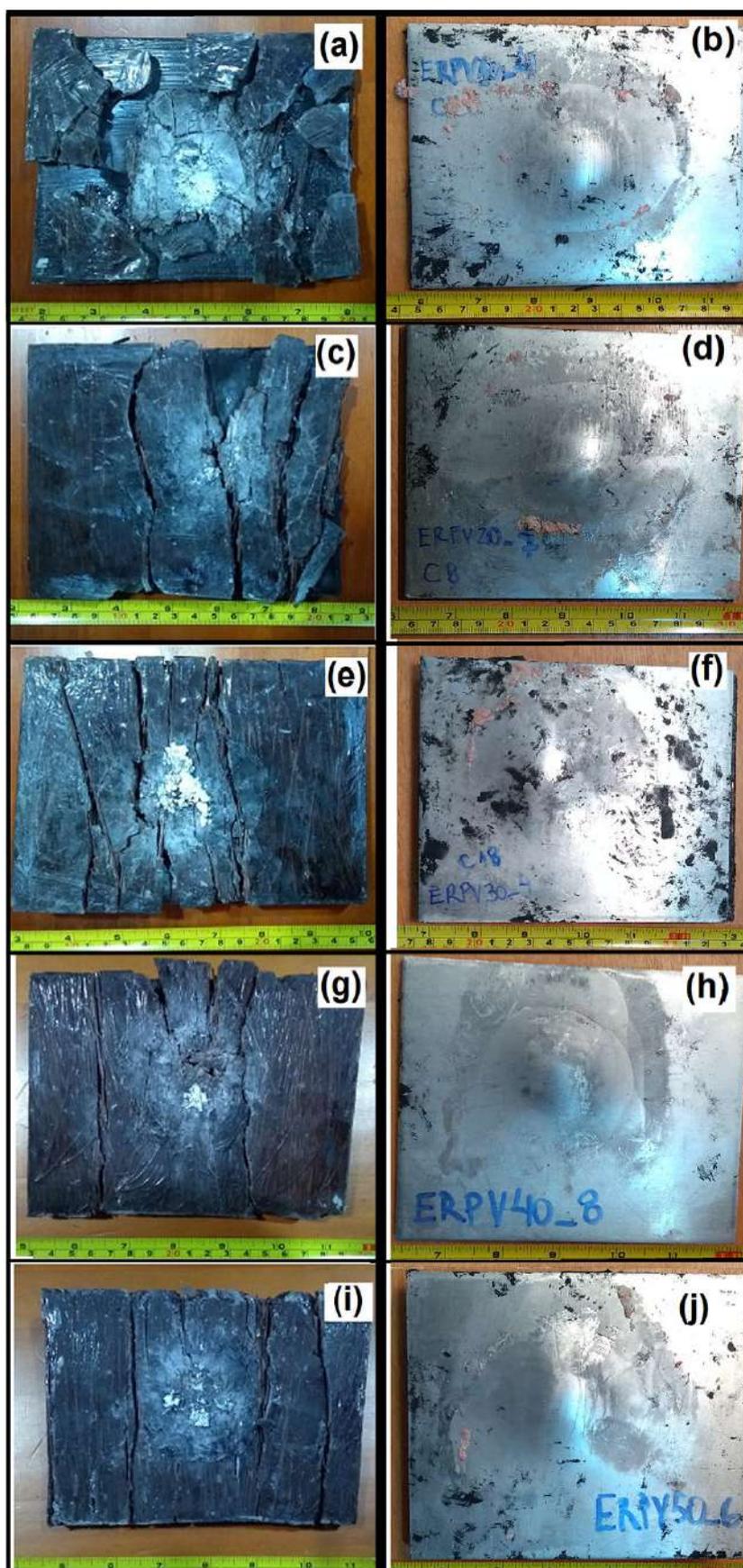


Figura 2.72 – Aspecto das placas de epóxi reforçado com (a) 10%v/v, (c) 20%v/v, (e) 30%v/v, (g) 40%v/v e (i) 50%v/v de fibras contínuas e alinhadas de piaçava, e das placas metálicas nos correspondentes SBM, (b), (d), (f), (h) e (j), respectivamente, após os testes balísticos.

Fonte: Adaptado de Filho e Monteiro (2019).

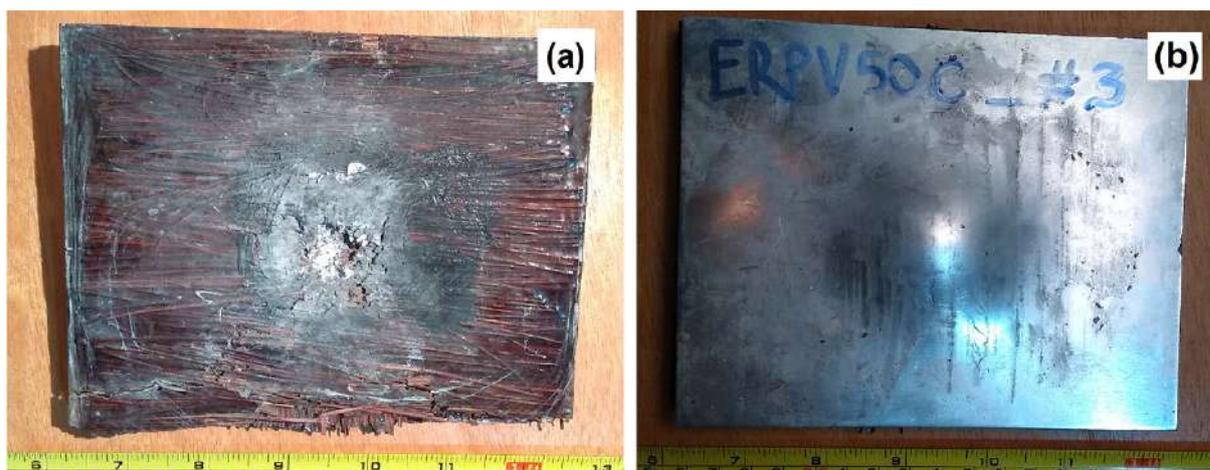


Figura 2.73 – Aspecto das placas (a) de epóxi reforçado com 50%v/v de fibras contínuas de piaçava dispostas em camadas orientadas perpendicularmente, e (b) metálica, após o teste balístico do SBM.

Fonte: Adaptado de Filho e Monteiro (2019).

Haro, Szpunar e Odeshi (2018) investigaram o comportamento mecânico, sob alta taxa de deformação compressiva e impacto balístico, de compósitos de HDPE, reforçado com 10, 20, 25 e 30%p/p de micropartículas de madeira da palmeira Chonta, conforme a Tabela 2.15. Os resultados do ensaio de tração dos compósitos testados são mostrados na Figura 2.74. Na Figura 2.75 são mostrados os resultados do teste de impacto dinâmico na barra Hopkinson. A partir dos resultados apresentados, pode-se observar que as propriedades mecânicas quase-estática e dinâmica do HDPE foram melhoradas com a introdução das micropartículas de madeira da palmeira Chonta. O compósito com 25%p/p de reforço apresentou os maiores valores de resistência à tração, rigidez, resistência ao impacto balístico e energia de impacto absorvida. Isso porque, de acordo com os autores, para quantidades maiores de reforço, a homogeneidade da distribuição das partículas é prejudicada resultando em aglomerações em áreas aleatórias dentro da matriz. Essas aglomerações prejudicam a ligação entre essas partículas e a matriz, produzindo interfaces fracas por onde as trincas facilmente se propagam durante o carregamento mecânico.

Tabela 2.15 – Propriedades físicas das placas compósitas de 20x20cm de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.

Targets configuration	HDPE 1	Ch10	Ch20	Ch25	Ch30
Chonta palm wood micro-particles/(wt. %)	0	10	20	25	30
HDPE 2990/(wt. %)	100	90	80	75	70
Target weight average/g	193.2 ± 1.2	194.5 ± 1.0	187.3 ± 2.3	190.7 ± 4.3	191.6 ± 2.4
Target thickness average/mm	4.9 ± 0.1	5.0 ± 0.3	5.0 ± 0.2	4.7 ± 0.2	5.2 ± 0.4
Target areal density/(g·cm ⁻²)	0.48	0.49	0.47	0.48	0.48
Target density/(g·cm ⁻³)	0.95	0.95	0.94	1.00	0.91

Fonte: Haro, Szpunar e Odeshi (2018).

Bio-composite specimens	Tensile strength σ_f /MPa	Strain (ϵ)/%	Young's Modulus/MPa
HDPE 1	14.91 ± 1.77	5.38 ± 1.12	496.8 ± 21.2
Ch10	16.16 ± 1.15	5.45 ± 1.57	724.7 ± 17.4
Ch20	16.47 ± 1.05	6.00 ± 1.36	742.2 ± 13.2
Ch25	16.53 ± 0.27	4.89 ± 1.47	798.9 ± 17.3
Ch30	15.19 ± 0.83	5.13 ± 1.48	730.2 ± 12.1

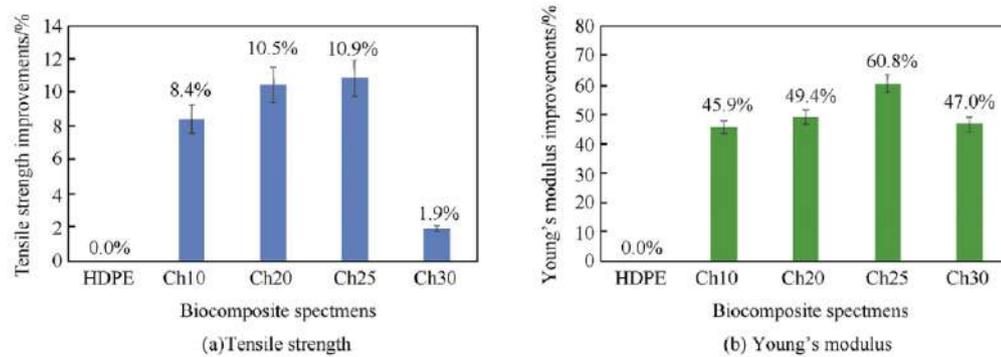


Figura 2.74 – Resistência à tração e módulo de elasticidade dos compósitos de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.

Fonte: Adaptado de Haro, Szpunar e Odeshi (2018).

Pressure (Impact momentum)	Specimens	Max strain rate/s ⁻¹	Max stress/MPa
50kPa (4.0 kg · m · s ⁻¹)	HDPE-1	969	247
	Ch10	1148	296
	Ch20	1202	318
	Ch25	1277	336
	Ch30	895	295
60kPa (6.8 kg · m · s ⁻¹)	HDPE-1	2129	276
	Ch10	2022	347
	Ch20	2224	360
	Ch25	1953	404
	Ch30	1803	299
70kPa (8.7 kg · m · s ⁻¹)	HDPE-1	2851	308
	Ch10	2642	357
	Ch20	2686	362
	Ch25	2883	372
	Ch30	2408	347

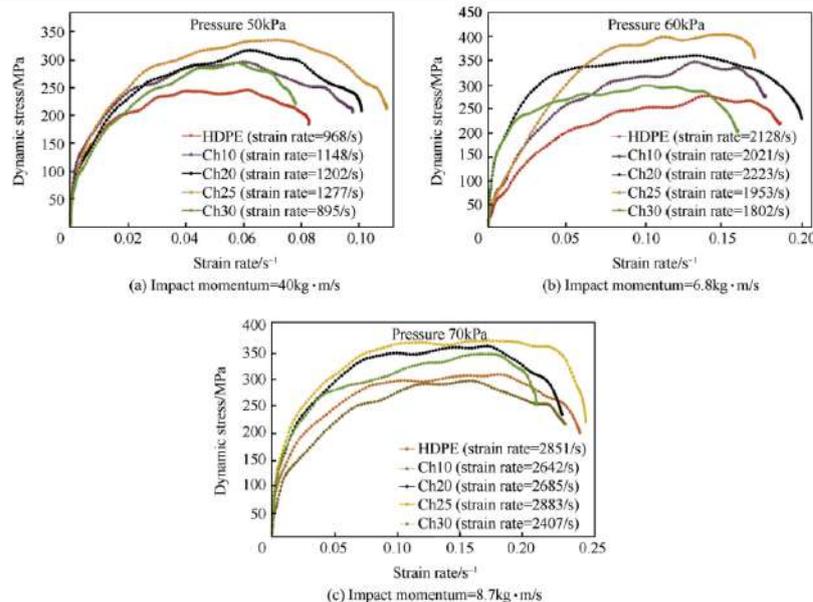


Figura 2.75 – Propriedades de impacto dinâmico e curvas tensão-deformação dinâmica dos compósitos de HDPE reforçado com micropartículas de madeira da palmeira Chonta.

Fonte: Adaptado de Haro, Szpunar e Odeshi (2018).

De acordo com os autores, dependendo da quantidade de reforço, as taxas de deformação geradas nos compósitos variaram para a mesma carga de impacto (momento), conforme Figura 2.75. Isso porque a quantidade de reforço afeta a deformação e a resistência à falha do compósito, e a taxa de deformação depende da resistência à deformação de impacto do material. Além disso, de acordo com os autores, quanto maior o momento de impacto, maior é a taxa de deformação e maior é a máxima tensão de fluxo atingida antes do início da fratura. O HDPE sem reforço apresentou a menor resistência à deformação a altas taxas. A máxima tensão de fluxo aumentou marginalmente com o incremento de reforço até 25%p/p, a partir do qual diminuiu, similarmente ao comportamento observado sob carregamento quase-estático. Segundo os autores, as taxas de deformação mais altas são obtidas com os compósitos com maior resistência ao impacto, e, por conseguinte, suas regiões elásticas também são maiores.

Ainda de acordo com Haro, Szpunar e Odeshi (2018), com momento de 4,0 Kg · m/s, todos os compósitos testados sofreram uma grande deformação plástica sem falhar, possivelmente devido à plasticidade da matriz termoplástica. Já com momento de 6,8 Kg·m/s, pequenas trincas foram observadas nos compósitos com 20 e 25%p/p de reforço diferentemente dos demais que apresentaram trincas importantes, indicando menor resistência ao impacto nessas condições. Por fim, com momento de 8,7Kg.m/s, os autores observaram que o HDPE sem reforço deformou extensivamente sem romper, tipicamente como matrizes termoplásticas sob carregamento dinâmico. Por outro lado, os compósitos fraturaram e romperam para essa condição, sendo que a tendência de falha dos compósitos com 20 e 25%p/p de reforço foi menos severa que para os demais, indicando maior resistência à deformação e falha sob carregamento de impacto dinâmico. Segundo esses autores, foi observado que, em todos os compósitos, as trincas iniciavam geralmente em pequenas regiões de aglomeração das micropartículas. Além disso, os modos de falha observados foram a separação partícula-matriz e as fraturas da matriz e da partícula.

Haro, Szpunar e Odeshi (2018) também avaliaram a resistência ao impacto balístico do HDPE tanto com quanto sem reforço de micropartículas de madeira da palmeira Chonta, de acordo com a norma NIJ 0101.06 (NIJ, 2008). Para isso, os autores determinaram a energia absorvida por placas de 20cmx20cm com uma espessura média de 5mm desses materiais impactadas com projétil de munição 9mm Luger FMJ padrão OTAN. Com base nos resultados obtidos mostrados na Tabela 2.16, o compósito com 25%p/p de reforço apresentou o melhor desempenho em termos de energia absorvida com 53,4J, o que representa um aumento de 41,3% em relação ao HDPE sem reforço, porém apenas cerca de 9,0% da energia de impacto. De acordo com os autores, o processo de penetração do projétil inicia com uma indentação na superfície de impacto gerada por uma tensão localizada na região de contato inicial. A pressão exercida pelo projétil gera um pequeno furo e, no estágio inicial da penetração, um alargamento dúctil do furo é observado no orifício de entrada, conforme Figura 2.76. Ranhuras na direção de penetração do projétil

são produzidas por suas marcas de impressão. No orifício de saída do projétil, caracterizado por um grande desprendimento de material, pode-se observar micropartículas de madeira da palmeira Chonta fraturadas, deformação plástica e fratura da matriz de HDPE devido à penetração do projétil, conforme Figura 2.76.

Tabela 2.16 – Resultados do teste balístico com munição 9mm dos compósitos de HDPE reforçado com 10, 20, 25 ou 30%p/p de micropartículas de madeira da palmeira Chonta.

Alvos	Velocidade média antes dos impactos ($m \cdot s^{-1}$)	Energia média antes dos impactos (J)	Velocidade média depois dos impactos ($m \cdot s^{-1}$)	Energia absorvida pelo alvo (J)	Energia absorvida em relação ao HDPE puro (%)
HDPE-1	385	593	372,8±2,5	37,8±7,3	0,0
Ch10	385	593	371,4±1,1	42,1±3,1	11,5
Ch20	385	593	370,6±1,8	44,5±5,2	17,6
Ch25	385	593	367,6±1,4	53,4±4,2	41,3
Ch30	385	593	371,6±1,5	41,4±4,4	9,5

Fonte: Haro, Szpunar e Odeshi (2018).

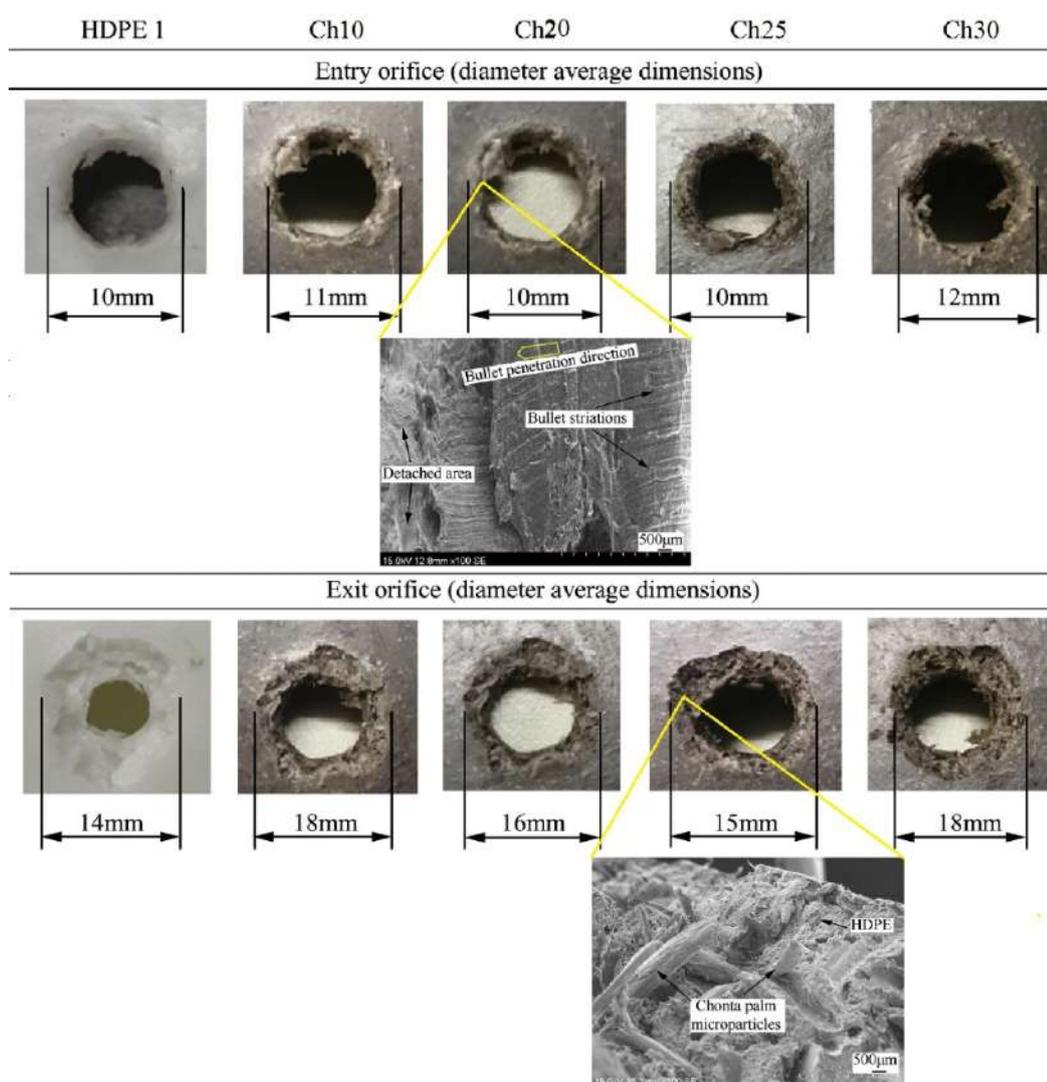


Figura 2.76 – Orifícios de entrada e de saída do projétil no HDPE com e sem reforço.

Fonte: Adaptado de Haro, Szpunar e Odeshi (2018).

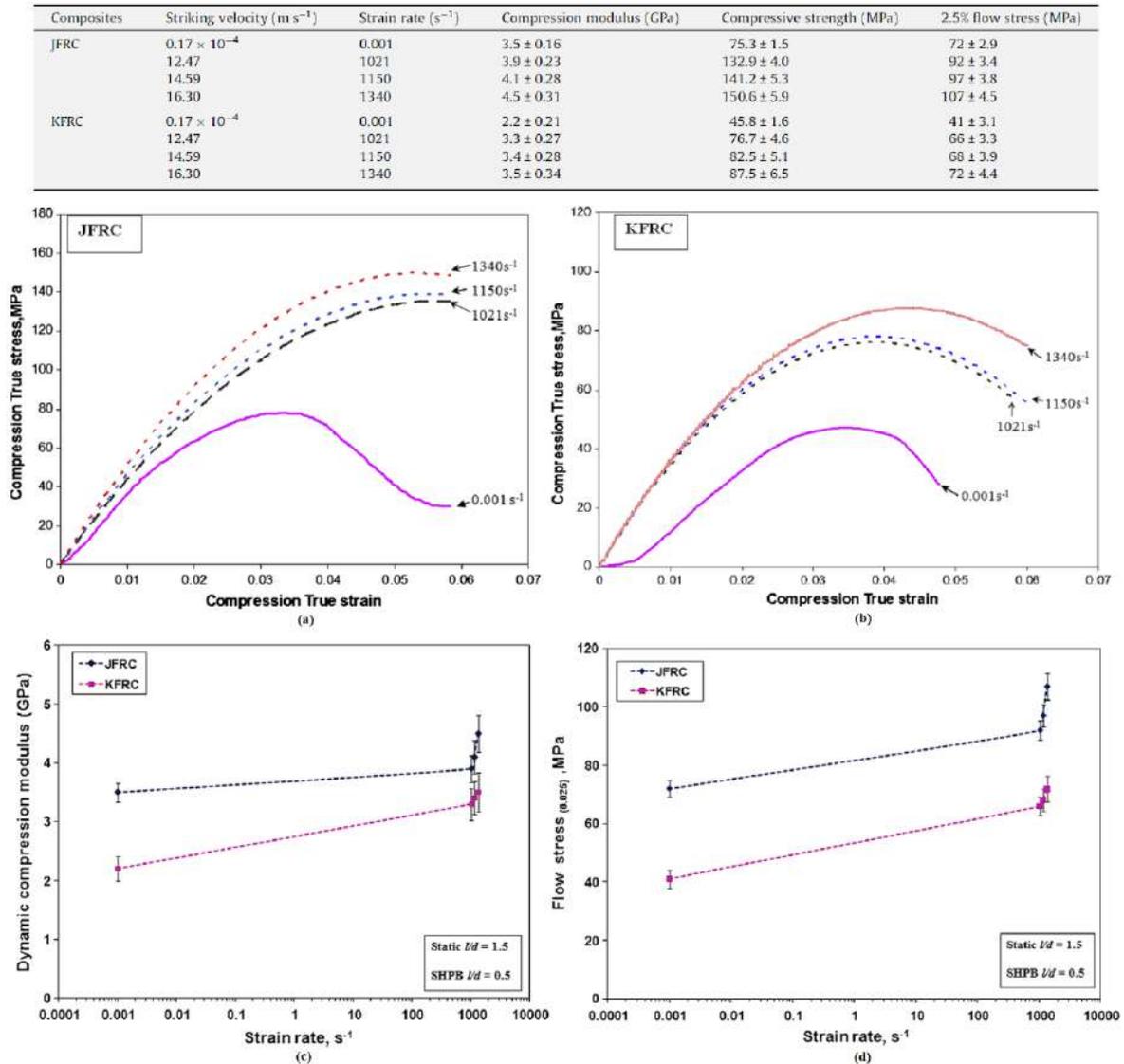


Figura 2.77 – Curvas tensão-deformação estática e dinâmica para os compósitos de poliéster insaturado reforçado com 70%p/p de fibras de (a) juta (JFRC) e (b) kenaf (KFRC), e efeito da taxa de deformação (c) no módulo de compressão dinâmica e (d) na tensão de fluxo para os compósitos JFRC e KFRC.

Fonte: Adaptado de Omar *et al.* (2010).

Resultados similares foram obtidos por Omar *et al.* (2010) com compósitos de poliéster insaturado reforçado com 70%p/p de juta ou kenaf. Na Figura 2.77, são mostradas as curvas de tensão-deformação dinâmica e estática, bem como as curvas do módulo de compressão dinâmica e da tensão de fluxo em função da taxa de deformação para esses compósitos. À medida que a taxa de deformação aumenta, tanto o módulo de compressão quanto a resistência à compressão e a tensão de fluxo, medida em 2,5% de deformação, aumentam significativamente. Isso é devido possivelmente à redução da mobilidade molecular das cadeias poliméricas da matriz o que torna o material mais rígido. Os maiores valores de módulo de compressão dinâmica e de tensão de fluxo foram obtidos para a taxa de deformação mais alta de 1340 s⁻¹. Além disso, com base nos resultados,

o compósito de juta obteve uma resposta dinâmica superior ao compósito de kenaf em termos de módulo de compressão, resistência à compressão e tensão de fluxo. De acordo com os autores, isso é devido possivelmente à maior quantidade de celulose e ao menor ângulo microfibrilar da fibra de juta em comparação à fibra de kenaf.

Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020) determinaram experimentalmente e por Elementos Finitos a velocidade residual de um projétil após perfurar placas de epóxi/juta (JE) e de epóxi/juta com núcleo de borracha (JRE), mostradas esquematicamente na Figura 2.78. Para a análise por Elementos Finitos (*Finite Element Analysis – FEA*), os autores consideraram um projétil cilíndrico-esférico de 7,62mm de diâmetro e 5g de massa, e os parâmetros mostrados na Tabela 2.17.

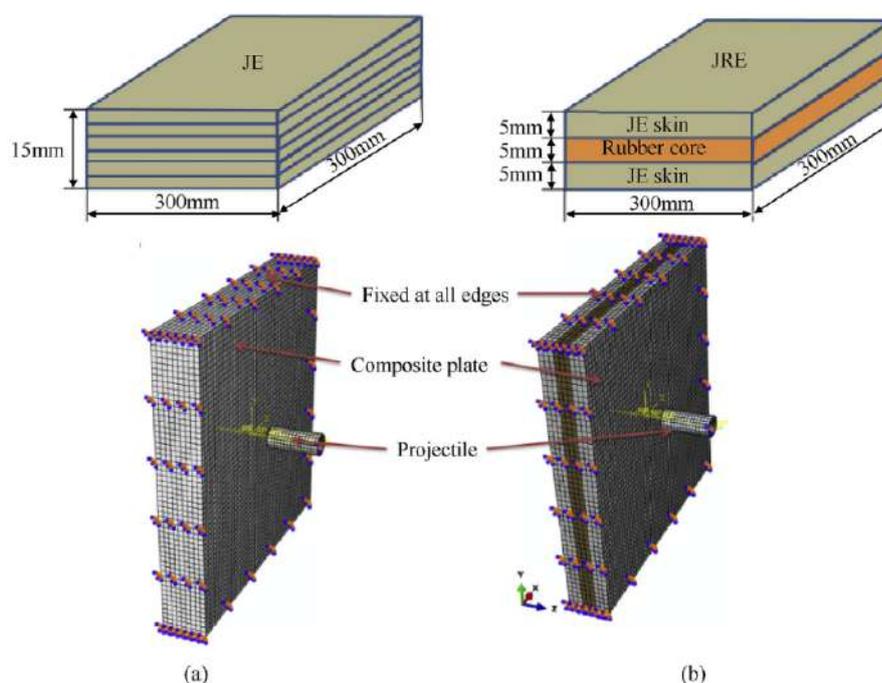


Figura 2.78 – Representação esquemática e modelo geométrico com malha e condições de contorno para FEA das placas de (a) JE e (b) JRE.

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

Tabela 2.17 – Propriedades das placas compósitas estudadas.

Properties/Materials	Kevlar-Polyester (KP)	Jute-Epoxy (JE)	Natural Rubber	Projectile (Steel 4340-Johnson Cook Strength)	
Density (ρ)/(kg·m ⁻³)	1386	1337,5 ^a	950 ^a	Initial Yield Stress Pa	7.92 e+008
Modulus of Elasticity (E)/GPa	E ₁ = 11.5 E ₂ = 11.5	E ₁ = 12.57 ^a E ₂ = 5.633 ^b	Neo and hookean parameters	Density/(kg·m ⁻³)	7830
Poisson's ratio/ ν	0.7	0.3395 ^b	C ₁₁ = 1/2, D ₁ = 2/K, C ₁₁ = 16.77E9/Pa, D ₁ = 1.2E-9 Pa-1	Bulk Modulus/Pa	1.59 e+011
Shear Modulus(G)/GPa	5.32	7.24 ^b		Strain Rate Constant	1.4 e-002
Hashin damage parameters/MPa	LTS = TTS = 110 LCS = TCS = 35 LSS = TSS = 55	LTS = TTS = 55 ^a LCS = TCS = 62 ^a LSS = TSS = 27.5 ^a		Thermal Softening Exponent	1.03
				Melting Temperature/°C	1519.8
				Reference Strain Rate/sec	1

LTS = Longitudinal Tensile Strength, TTS = Transverse Tensile Strength.
LCS = Longitudinal Compressive Strength, TCS = Transverse Compressive Strength.
LSS = Longitudinal Shear Strength, TSS = Transverse Shear Strength.

^a Experiment.

^b Rule of Mixture 55% fiber and 45% Matrix.

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

Os resultados da análise por Elementos Finitos e do ensaio balístico são mostrados na Figura 2.79. Com base nesses resultados, pode-se afirmar que os valores obtidos por FEA e experimentalmente convergiram adequadamente com erro máximo de cerca de 8%. Ambas abordagens indicaram que a placa de epóxi/juta com núcleo de borracha obteve desempenho balístico superior ao dissipar, em comparação à placa de epóxi/juta, 71% a mais de energia, conforme Figura 2.79. A partir do modelo de Elementos Finitos desenvolvido e validado, os autores estenderam a análise da velocidade residual e da energia absorvida para placas de JE com diferentes espessuras, conforme Figura 2.80. Além disso, eles também utilizaram o modelo para avaliar essas propriedades para as placas de JE e JRE com 15mm de espessura e diferentes velocidades de impacto, conforme Figura 2.81.

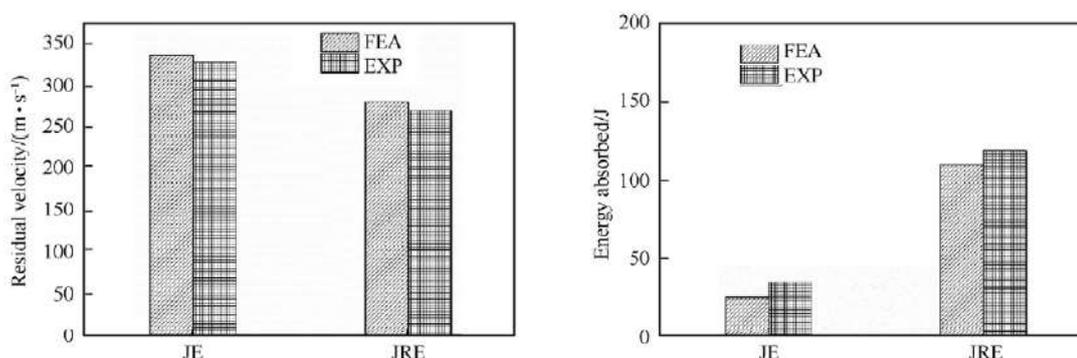


Figura 2.79 – (a) Velocidade residual do projétil e (b) energia de impacto absorvida para placas de JE e JRE com 15mm de espessura e velocidade de impacto de 350m/s, obtidas por FEA e ensaio balístico (EXP).

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

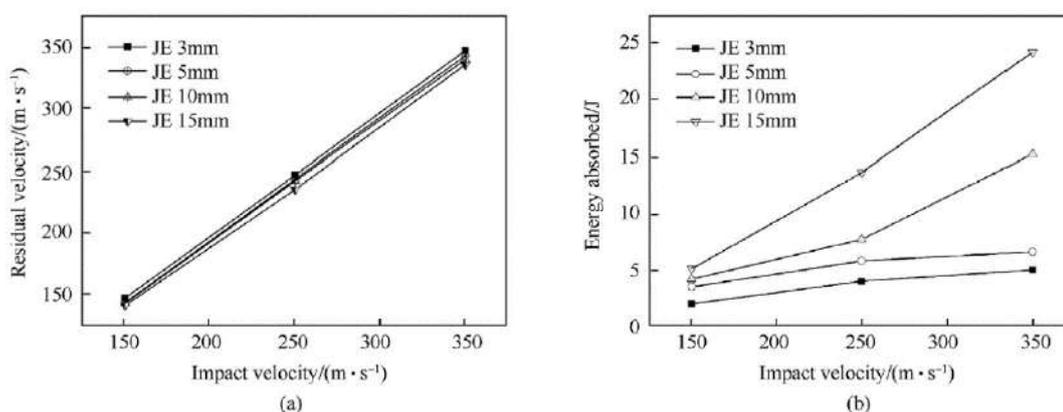


Figura 2.80 – (a) Velocidade residual e (b) energia dissipada, por FEA, para diferentes velocidades de impacto e espessuras da placa de JE.

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

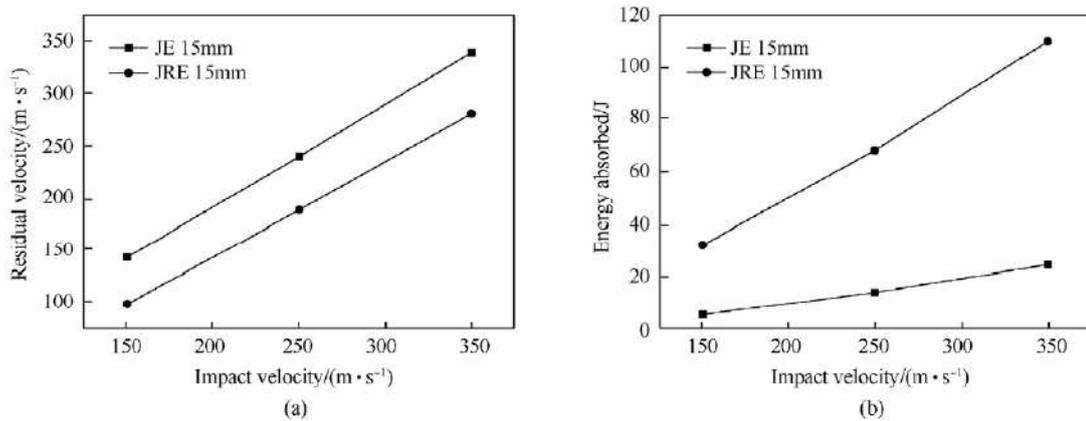


Figura 2.81 – (a) Velocidade residual e (b) energia absorvida, por FEA, para as placas de JE e JRE com 15mm de espessura e diferentes velocidades de impacto.

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

De acordo com os autores, o desempenho balístico superior da placa de JRE em relação à placa de JE pode ser corroborado ao se analisar o processo de fratura desses materiais com o modelo de FEA. Na Figura 2.82 é mostrada a interação entre o projétil e as placas de JE e JRE no instante 300ms. Para a placa de JE, nesse instante, já houve a perfuração total pelo projétil e a falha do material, com um orifício nítido, associado à ejeção do material na forma de tampão, indicando assim uma fratura frágil. Já para a placa de JRE, nesse instante, pode-se observar, além da fratura localizada da camada externa de JE ao redor do orifício de saída do projétil, a deformação elástica do núcleo de borracha antes do rasgo, com base na extensão da malha na direção do impacto, indicando uma fratura predominantemente dúctil, que suporta uma maior dissipação de energia.

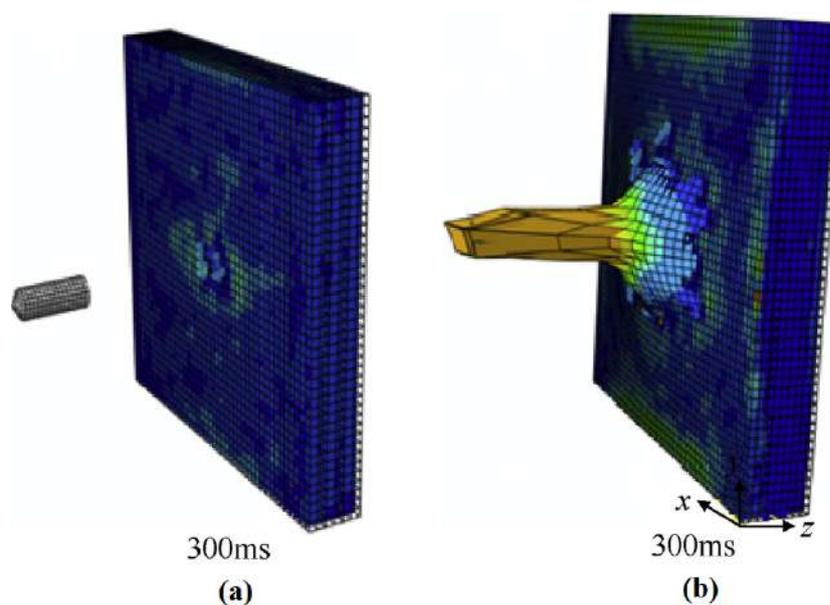


Figura 2.82 – Interação entre o projétil, com velocidade inicial de 350m/s, e as placas de (a) JE e (b) JRE no instante 300ms.

Fonte: Rajole, Ravishankar e Kulkarni (2020).

2.2.4.1 Compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras sintéticas e FNL para aplicação balística

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 (SAFRI *et al.*, 2018).

Tabela 2.18 – Pesquisas com compósitos poliméricos híbridos reforçados com fibras naturais e sintéticas.

Híbrido	Ano	Referência
vidro-algodão	2013	(BAKKAL; SAVAS, 2013)
vidro-cânhamo	2015	(HAJIHA; SAIN, 2015)
kevlar-kenaf	2016, 2015, 2014	(SALMAN <i>et al.</i> , 2016b; YAHAYA <i>et al.</i> , 2014; YAHAYA <i>et al.</i> , 2015)
vidro-cânhamo-basalto-linho	2015	(PETRUCCI <i>et al.</i> , 2015)
vidro-kenaf	2015, 2014	(ATIQAHA <i>et al.</i> , 2014; MUHAMMAD <i>et al.</i> , 2015)
carbono-linho	2016	(FLYNN; AMIRI; ULVEN, 2016; SARASINI <i>et al.</i> , 2016)
vidro-juta	2016, 2015	(DALBEHERA; ACHARYA, 2015; JOHNSON; KANG; AKIL, 2016)
carbono-basalto	2017, 2014	(SARASINI <i>et al.</i> , 2014; SZAKÁCS; MÉSZÁROS, 2018; TIRILLÒ <i>et al.</i> , 2017)
kevlar-basalto	2016	(BANDARU <i>et al.</i> , 2016b)
vidro-linho	2017, 2016	(CERBU; BOTIS, 2017; SAIDANE <i>et al.</i> , 2016)
vidro-capim-elefant	2016	(RIDZUAN <i>et al.</i> , 2016)
vidro-sisal	2017, 2011	(HASHMI <i>et al.</i> , 2011; RANA <i>et al.</i> , 2017)
vidro-curauá	2017	(ANGRIZANI <i>et al.</i> , 2017)
vidro-tamarindo	2015	(REDDY <i>et al.</i> , 2015)
vidro-bamboo	2016	(ZUHUDI; LIN; JAYARAMAN, 2016)
vidro-sisal-juta	2016	(RAMESH; PALANIKUMAR; REDDY, 2016)
linho-basalto	2017	(ŽIVKOVIĆ <i>et al.</i> , 2017)

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

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. 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 2.18 (SAFRI *et al.*, 2018). 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).

Yahaya *et al.* (2015) investigaram o efeito da ordem de laminação em compósitos híbridos de aramida-kenaf para aplicação balística, bem como do tratamento químico do tecido de kenaf com solução diluída de hidróxido de sódio com 6%v/v, nas propriedades mecânicas desses compósitos. Três tipos de laminados, com cerca de 30%v/v de reforço e 70%v/v de epóxi, foram estudados: o primeiro e o segundo tipos consistiam em 4 tecidos de aramida e 2 tecidos de kenaf dispostos em 3 camadas nas configurações A/K/A ou K/A/K; e o terceiro tipo consistia também em 4 tecidos de aramida e 2 tecidos de kenaf, porém dispostos em 4 camadas unicamente na configuração A/K/A/K. A resistência à tração e o módulo de elasticidade desses compósitos são comparados na Figura 2.83, na qual são mostradas também as curvas carga-alongamento obtidas nos ensaios de tração. Da mesma forma, na Figura 2.84, são mostrados os resultados dos testes de flexão.

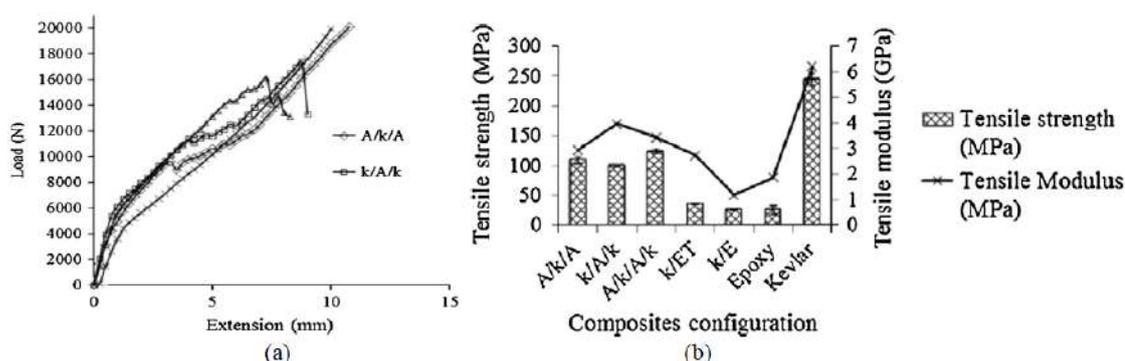


Figura 2.83 – (a) Curvas carga-alongamento do ensaio de tração e (b) resistências à tração e módulos de elasticidade dos compósitos estudados.

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

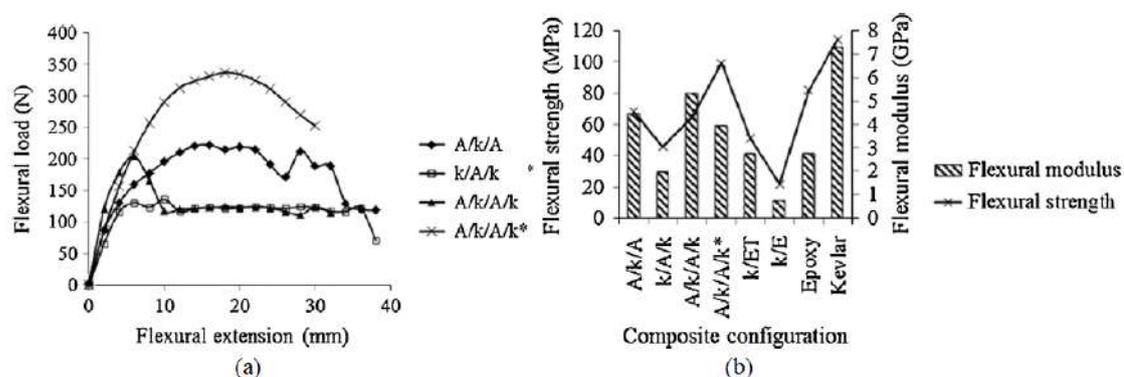


Figura 2.84 – (a) Curvas carga-deflexão do ensaio de flexão e (b) resistências e módulos de flexão dos compósitos avaliados.

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

De acordo com os autores, esses resultados são um indício de que um laminado com camadas mais externas de tecido com maior resistência e camadas mais internas de tecido com menor resistência tem propriedades mecânicas melhores que o laminado com configuração inversa. Além disso, o aumento de camadas no compósito pode melhorar essas propriedades mecânicas, conforme resultado para o híbrido com 4 camadas. Os autores também observaram que o tratamento alcalino do tecido de kenaf melhorou as propriedades mecânicas do compósito reforçado com kenaf.

Yahaya *et al.* (2016a), Yahaya *et al.* (2016b) também avaliaram o desempenho balístico de compósitos híbridos de aramida-kenaf, cujas especificações são apresentadas na Tabela 2.19. As designações “A” e “B” e o número a frente indicam, respectivamente, os compósitos de aramida/epóxi, os compósitos híbridos de aramida-kenaf com 2 camadas de tecido de kenaf, e o número de camadas de tecido de aramida. Testes balísticos com FSP calibre .22 e massa de 1,1g foram realizados de acordo com a norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997) para determinar o V_{50} e a energia absorvida. Os resultados obtidos são mostrados na Figura 2.85. De acordo com os autores, com base nesses resultados, quanto maior o número de camadas de aramida, maiores são o V_{50} e a energia absorvida. A adição de camadas de kenaf resultou no aumento da energia absorvida (de 14,46% a 41,30%) e do V_{50} (de 5,5% a 8,44%), bem como da espessura e da densidade areal dos compósitos híbridos correspondentes. Além disso, foi observado que um aumento da velocidade de impacto resulta num aumento da velocidade residual e que existe uma relação linear entre essas variáveis, conforme Figura 2.85.

Tabela 2.19 – Especificações dos compósitos produzidos.

Sample	Fabric type	Layering sequences (A=Kevlar, k=kenaf)	Thickness (mm)	Fibre volume fraction (V_f)	
				Kenaf	Kevlar
9A	Kevlar	[A ₉]	8.00	0	55
9B	Kenaf-Kevlar	[A ₃ , k ₁ , A ₃ , k ₁ , A ₃]	13.00	10.07	36.03
15A	Kevlar	[A ₁₅]	10.00	0	53.64
15B	Kenaf-Kevlar	[A ₅ , k ₁ , A ₅ , k ₁ , A ₅]	16.00	6.68	36.61
21A	Kevlar	[A ₂₁]	15.00	0	53.56
21B	Kenaf-Kevlar	[A ₇ , k ₁ , A ₇ , k ₁ , A ₇]	21.00	6.01	47.29

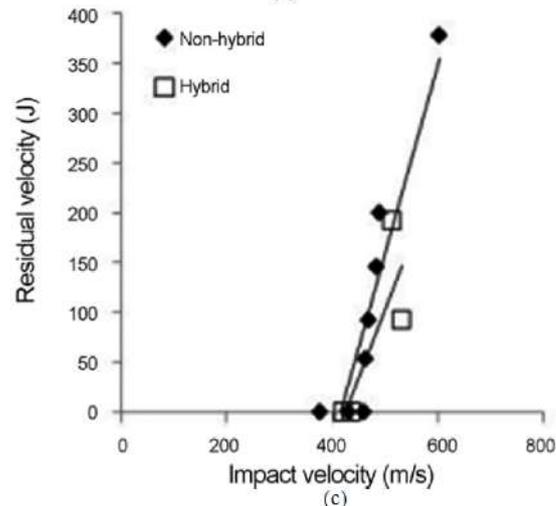
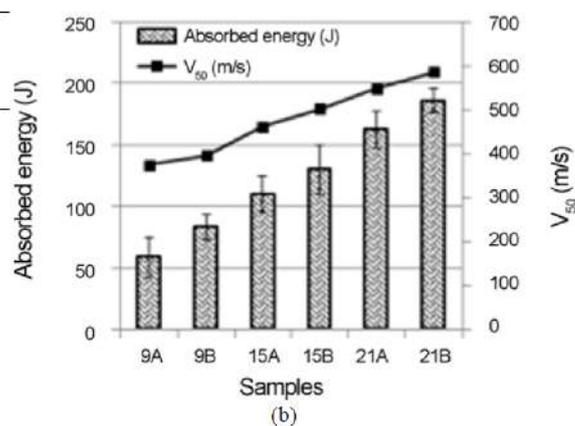
Fonte: Yahaya *et al.* (2016a).

O efeito da hibridização foi avaliado com base na energia absorvida específica, que é a razão entre a energia absorvida e a densidade areal do compósito. Conforme mostrado na Figura 2.86, a energia absorvida específica é menor para os compósitos híbridos, o que é ratificado pela redução do desempenho balístico com o aumento da quantidade de kenaf. Além disso, foi observado que as propriedades balísticas aumentam com o aumento da espessura e da densidade areal, conforme Figura 2.87. De acordo com os autores, os modos de falha observados após o impacto balístico e a perfuração pelo projétil foram a ruptura das fibras por cisalhamento nas primeiras camadas impactadas, a delaminação e a

ruptura das fibras por tração e deformação nas camadas mais externas opostas à superfície de impacto, conforme Figura 2.88. Segundo eles, os compósitos híbridos apresentaram grande delaminação, principalmente na interface aramida-kenaf, o que é justificado pela introdução de interfaces mais fracas. Assim, a adição de camadas de kenaf aos compósitos de aramida aumentou a energia absorvida devido à intensificação desse modo de falha. Isso foi corroborado nesse estudo com a superioridade dos compósitos híbridos.

Sample	Initial velocity (m/s)	Residual velocity (m/s)	Penetration (CP=complete; PP=partial)
9A	464.58	314.00	CP
	486.87	331.00	CP
	462.00	265.00	CP
	411.46	234.00	CP
	340.49	-	PP
	343.00	202.00	CP
	327.00	-	PP
9B	452.00	167.00	CP
	417.10	77.00	CP
	397.50	95.00	CP
	359.83	-	PP
15A	393.37	-	PP
	377.00	-	PP
	460.00	-	PP
15B	464.86	54.00	CP
	484.00	146.00	CP
	470.00	92.00	CP
	431.00	-	PP
	422.75	-	PP
	437.20	-	PP
	460.23	-	PP
21A	504.00	-	PP
	533.00	92.00	CP
	514.70	191.00	CP
	551.00	-	PP
	563.00	32.00	CP
	560.00	60.00	CP
21B	559.00	96.00	CP
	557.51	89.00	CP
	544.00	-	PP
	564.5	-	PP
	581.9	-	PP
	565.00	-	PP
	564.00	-	PP
	602.00	15.00	CP
	610.74	25.00	CP

(a)



(c)

Figura 2.85 – (a) Dados de velocidade de impacto, velocidade residual e penetração dos testes balísticos, e (b) energias absorvidas e V₅₀ dos compósitos estudados, e (c) relação entre velocidade residual e velocidade de impacto para os compósitos 15A e 15B.

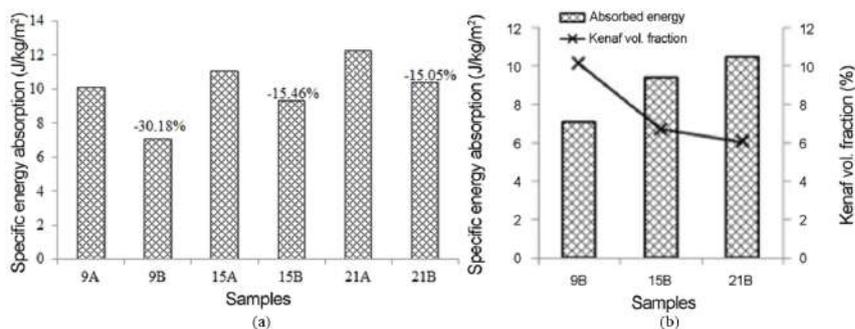


Figura 2.86 – (a) Energias absorvidas específicas e (b) efeito da fração volumétrica de kenaf nas energias absorvidas específicas dos compósitos avaliados.

Fonte: Yahaya *et al.* (2016a).

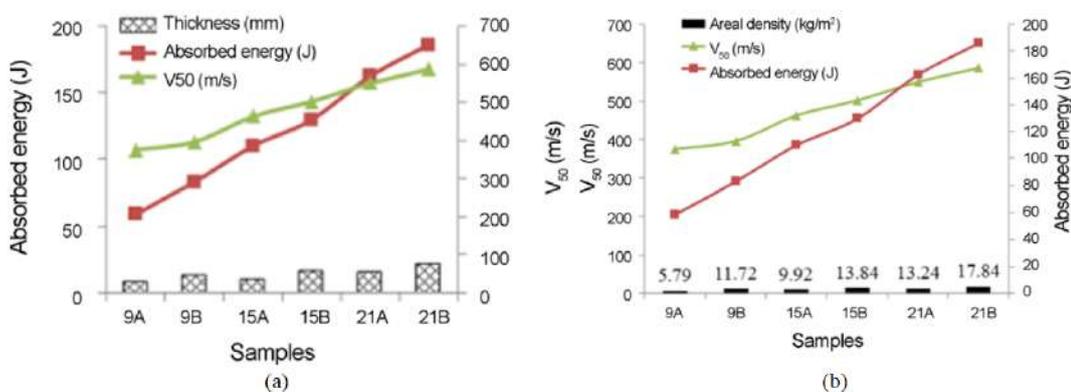


Figura 2.87 – Efeitos da (a) espessura e da (b) densidade areal nas propriedades balísticas dos compósitos estudados.

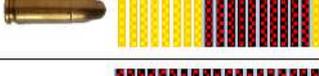
Fonte: Yahaya *et al.* (2016a).



Figura 2.88 – Seções transversais dos furos nos compósitos (a) 15A e (b) 15B, após perfuração pelo projétil com velocidades de impacto de 602m/s e 553m/s, respectivamente.

Fonte: Yahaya *et al.* (2016a).

Tabela 2.20 – Especificações dos laminados produzidos na forma de placa e de capacete.

Specimens descriptions	Sample code	Stacking sequence	Specimens thickness (mm)	Fibre volume fraction (%)	
				Aramid	Kenaf
19 Aramid 29	KV		8.8	61.94	0
17 Aramid / 2 Kenaf	H1		10.1	48.42	11.62
16 Aramid / 3 Kenaf	H2		10.6	43.56	16.69
16 Aramid / 3 Kenaf	HH2		10.6	43.56	16.69
15 Aramid / 4 Kenaf	H3		11.1	39.14	21.28
15 Aramid / 4 Kenaf Alt.	H3A		11.1	39.14	21.28
15 Aramid / 4 Kenaf	HH3		11.1	39.14	21.28
13 Aramid /6 Kenaf	H4		12.3	31.29	29.46
11 Aramid / 8 Kenaf	H5		13.1	24.55	36.44
9 Aramid /10 Kenaf	H6		14.3	18.75	42.48
19 Kenaf	KF		17	0	61.96

Fonte: Salman *et al.* (2017), Salman *et al.* (2016a).

Salman *et al.* (2016a) investigaram o desempenho balístico de compósitos híbridos de aramida/kenaf com diferentes configurações para capacete balístico. Para a produção dos laminados híbridos, os autores utilizaram tecido de aramida impregnado com 12%v/v de resina PVB-fenólica, tecido de kenaf e filme de PVB entre as camadas de aramida/kenaf e kenaf/kenaf. Os compósitos foram submetidos a compressão de 8MPa a 165 °C por 15min. Na Tabela 2.20 são mostradas as especificações dos compósitos produzidos na forma de placa e na forma de capacete. Testes balísticos com projétil 9mm FMJ e massa de 8g foram realizados com base nas normas NIJ-STD-0106.01 (NIJ, 1985a) e NIJ-STD-0101.06 (NIJ, 2008) para determinar o nível balístico. Além disso, os autores também realizaram testes balísticos com FSP calibre .22 e massa de 1,1g com base na norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997) para determinar o limite balístico. Os resultados

dos testes são mostrados na Tabela 2.21. Pode-se observar que a hibridização teve um efeito positivo ao produzir compósitos híbridos com o mesmo nível balístico que o compósito de aramida comumente utilizado na fabricação de capacete. Além disso, com base nos resultados para os compósitos H3 e H3A, os autores observaram que a ordem de laminação não afetou o nível balístico.

Tabela 2.21 – Níveis balísticos e V_{50} dos compósitos avaliados.

Specimen description	Sample code	NIJ Standard Level Using 9mm FMJ projectiles	V_{50} (m/s) Using FSPs 7.62 mm bullets	Thickness (mm)
19 Aramid 29	KV	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	691	8.8
17 Aramid /2 kenaf	H1	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	621.2	10.1
16 Aramid /3 kenaf	H2	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	595.3	10.6
16 Aramid /3 kenaf [Helmet]	HH2	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	633.7	10.6
15 Aramid /4 kenaf	H3	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	585.4	11.1
15 Aramid /4 kenaf [Alt.]	H3A	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	570.8	11.1
15 Aramid /4 kenaf [Helmet]	HH3	Passed level III-A 426 ±15 (m/s) 4th level	623.3	11.1
13 Aramid /6 kenaf	H4	Passed level II 358 ±15 (m/s) 3th level	533.3	12.3
11 Aramid /8 kenaf	H5	Passed level II 358 ±15 (m/s) 3th level	496.8	13.1
9 Aramid /10 kenaf	H6	Passed level II 358 ±15 (m/s) 3th level	477.5	14.3
19 Kenaf	KF	Does not fulfill the requirement	417.8	17

Fonte: Salman *et al.* (2016a).

Por outro lado, com base na Figura 2.89, pode-se observar que houve uma redução importante do limite balístico com a hibridização, corroborada pelos resultados de energia absorvida obtidos por Salman *et al.* (2017). A configuração alternada do híbrido H3A teve um efeito negativo tanto no limite balístico quanto na energia absorvida. De acordo com os autores, isso pode ser explicado pela redução das forças de fricção entre camadas de materiais diferentes, devido à diferença de flexibilidade e deflexão, o que facilita a delaminação entre elas. Essa falha diminui a energia de impacto absorvida pelo material à medida que reduz o espaço percorrido pelo projétil dentro dele. Esse resultado é um indício de que a configuração não alternada é mais eficiente. Salman *et al.* (2018) confirmaram isso ao investigar a resistência à penetração quase-estática desses compósitos e verificar que tanto a força máxima de penetração quanto a energia absorvida, medida pela área sob a curva força-deslocamento do penetrador, são menores para as configurações alternadas.

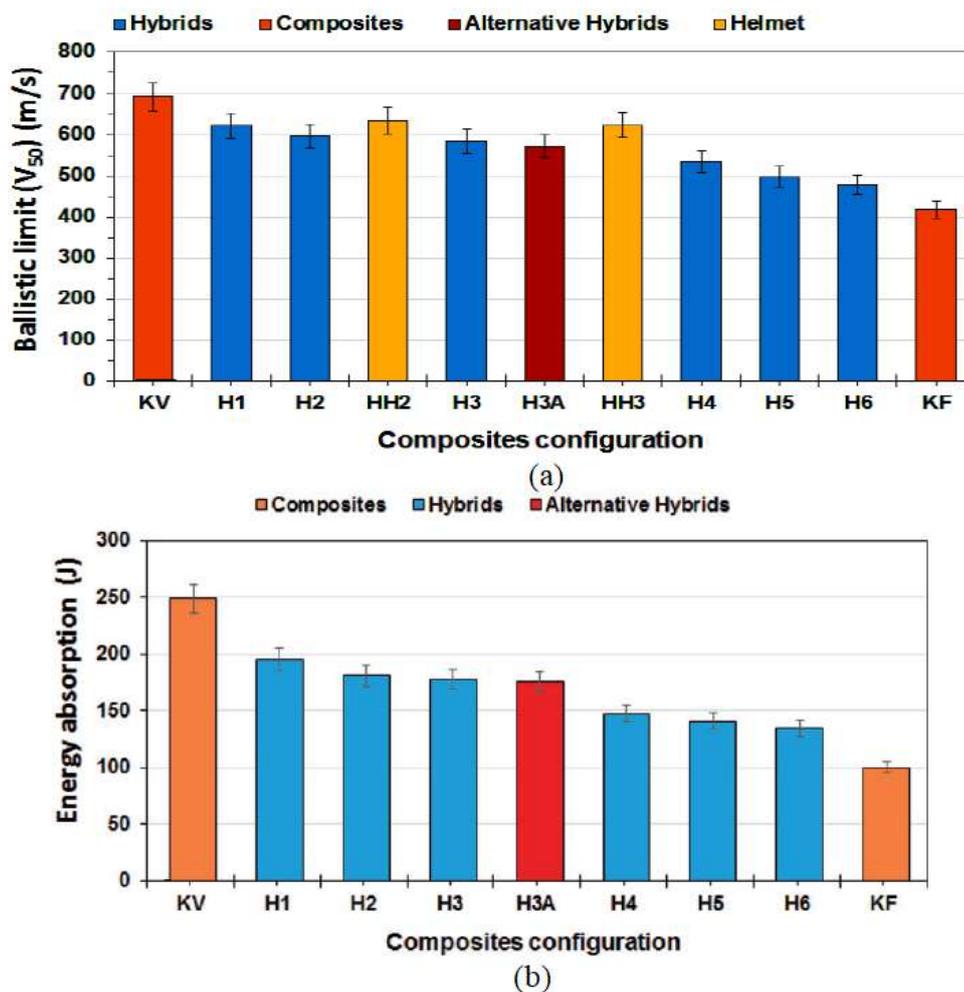


Figura 2.89 – (a) V_{50} , e (b) energias absorvidas dos compósitos estudados.

Fonte: Salman *et al.* (2017), Salman *et al.* (2016a).

Pode-se observar também na Figura 2.89 que a geometria do capacete em forma de arco teve um efeito positivo no limite balístico. Conforme mostrado na Figura 2.90, o aumento da fração em volume de kenaf provoca a redução tanto do limite balístico quanto da energia absorvida, e o contrário para a aramida. Salman *et al.* (2017) observaram que, para todos os compósitos avaliados, a energia absorvida aumenta com o incremento da velocidade de impacto até o limite balístico do material. Além desse valor, ocorre um aumento da velocidade residual e uma redução da energia absorvida pelo material. Segundo os autores, essa redução pode ser explicada pela diminuição do tempo de interação do projétil com o material. Esses autores também investigaram o efeito da hibridização na deformação posterior (*Backface Signature* – BFS). Os resultados dos testes são mostrados na Figura 2.91.

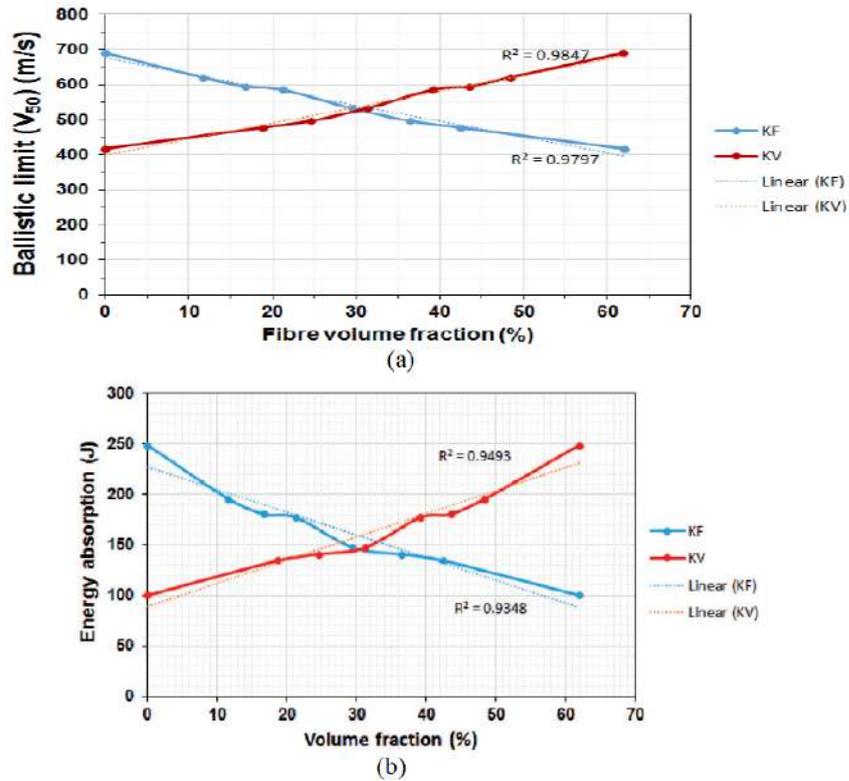


Figura 2.90 – (a) V_{50} , e (b) energia absorvida em função da %v/v de aramida e kenaf.

Fonte: Salman *et al.* (2017), Salman *et al.* (2016a).

Sample code	Shot No. 1		Shot No. 2		Shot No. 3		Shot No. 4		Mean BFS (mm)
	V_s (m/s)	BFS (mm)							
KV	431	12.18	443	14.80	441	11.70	419	12.75	12.88
H1	438	14.14	445	16.82	443	14.67	416	13.14	14.69
H2	446.9	17.68	442.9	18.80	440.9	18.36	444.2	15.90	17.69
HH2	424	14.44	417	17.42	419	11.14	415	18.10	15.28
H3	424	21.24	416	18.37	412	20.2	427	17.68	19.37
HH3	414	19.3	418	17.45	421	18.72	427	16.22	17.92
H4	362.4	9.14	366.0	11.94	357.5	10.48	416.8	20.28	12.96
H5	365.1	7.62	366.5	11.3	373.0	12.05	433.8	15.34	11.58
H6	368.7	11.74	375.0	14.63	373.7	12.12	417.4	–	12.83

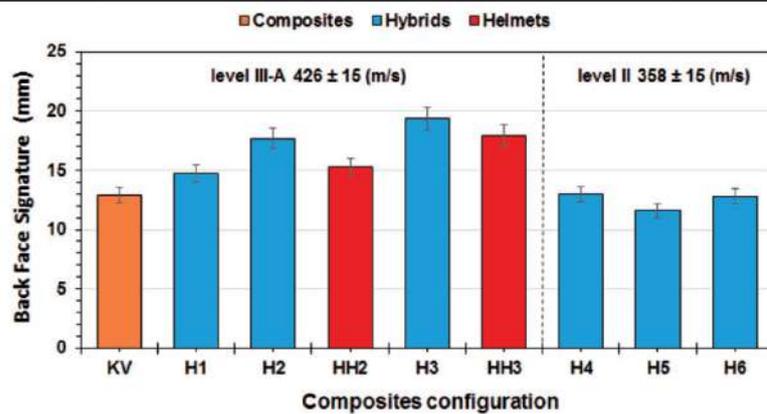


Figura 2.91 – BFS dos compósitos avaliados.

Fonte: Salman *et al.* (2017).

Pode-se observar que houve um aumento importante da deformação posterior com a hibridização, contudo em todos os casos, não foi observada uma deflexão superior a 20mm, conforme requisito do PASGT. A geometria em forma de arco do capacete teve um efeito positivo nessa propriedade. Uma possível explicação é que a convexidade da superfície externa do capacete introduz tensões residuais trativas nas camadas mais externas. Essas tensões residuais trabalham contra as tensões compressivas do impacto do projétil, reduzindo assim a deformação posterior. Esse mecanismo também poderia justificar o limite balístico mais alto do capacete em comparação à placa plana. Além disso, é possível observar que a redução do número de camadas de aramida provoca o aumento da deformação posterior. De forma contrária, o aumento do número de camadas de kenaf provoca o aumento da deformação observada.

Testes balísticos com projétil 9mm FMJ e massa de 8g foram realizados por Ali *et al.* (2019) com base na norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997) para determinar o limite balístico, V_{50} , de compósitos híbridos de vidro/bambu com matriz de poliéster, cujas especificações são mostradas na Tabela 2.22. A configuração WB/EG apresentou limite balístico superior de $482,5\text{m/s} \pm 5$ contra $414,5\text{m/s} \pm 5$ da configuração EG/WB/EG. No primeiro caso, essa velocidade é maior que a mínima necessária para o nível balístico IIIA da NIJ-STD-0101.06 (NIJ, 2008), enquanto, no segundo caso, o limite balístico obtido atende apenas ao nível balístico II da norma. Esses resultados são um indício de que as propriedades balísticas de um compósito laminado híbrido aumentam quando a superfície de impacto corresponde ao lado com maior capacidade de absorção de energia. Isso porque, de acordo com os autores, impactos com velocidades inferiores ao limite balístico do material possibilitam que o tecido “trabalhe” e absorva mais energia, à medida que o fio não falha durante o aumento inicial da tensão e há tempo para a propagação da deflexão transversal do tecido. Velocidades de impacto maiores que o limite balístico causam danos localizados e os fios falham antes que uma deflexão transversal significativa pudesse se desenvolver.

Tabela 2.22 – Especificações dos compósitos laminados produzidos.

Ordem de Laminação *WB = Tecido de Bambu *EG = Vidro-E	Número de Camadas de Cada Material	Total de Camadas	Dimensões (mm)
WB/EG	4/18	22	300×300×18
EG/WB/EG	9/4/9	22	300×300×18

Fonte: Adaptado de Ali *et al.* (2019).

De acordo com os autores, como as camadas de vidro são mais frágeis que as camadas de bambu, elas não conseguem deformar tanto quanto aquelas, provocando assim a delaminação, principalmente na interface bambu/vidro, conforme mostrado na Figura 2.92 e já pontuado em outros trabalhos apresentados. Além disso, nas primeiras

camadas impactadas pelo projétil, pode-se observar a fratura por cisalhamento das fibras e a formação do “tampão” de cisalhamento, conforme mostrado na Figura 2.92. A extensão desse modo de falha e, por conseguinte, a profundidade desse “tampão” parecem ser dependentes da velocidade do projétil. Esse processo de cisalhamento se estende por sucessivas camadas até a energia residual do projétil ser menor que a energia limite a partir da qual as fibras e o tecido conseguem começar a “trabalhar” e assim podem prover alguma resistência ao cisalhamento. Para o CP da Figura 2.92, a profundidade desse “tampão” corresponde a cerca da metade da espessura do compósito.

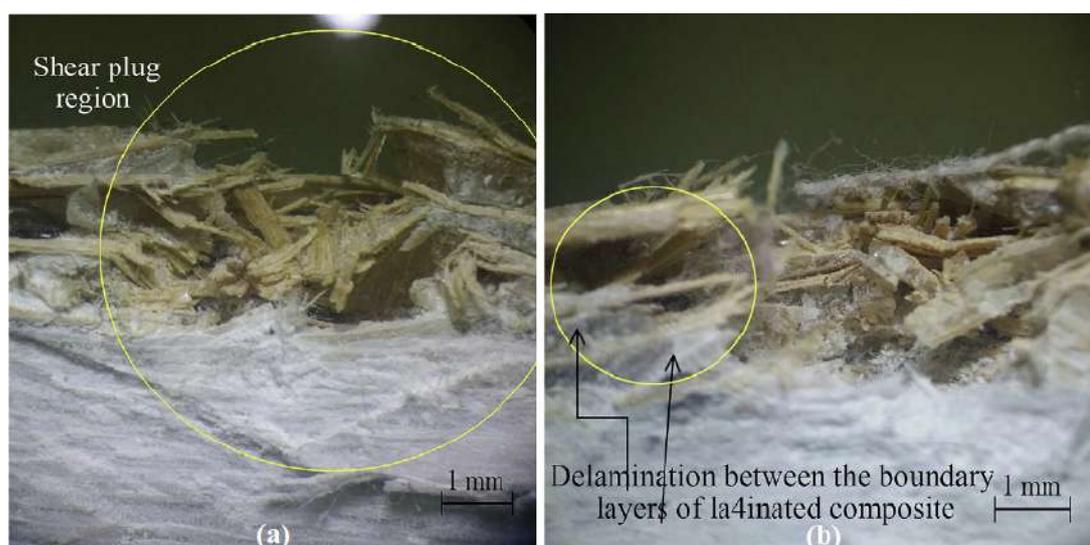


Figura 2.92 – (a) Região de formação do “tampão” de cisalhamento, e (b) Delaminação entre as camadas de bambu/vidro.

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

2.2.5 Comportamento Dinâmico dos Materiais Compósitos

2.2.5.1 Conceitos gerais de ondas de tensão

Os fenômenos que ocorrem quando um corpo é submetido a altas taxas de deformação são significativamente diferentes daqueles que ocorrem com deformações estáticas ou quase-estáticas. Neste caso, em qualquer instante, todos os elementos do corpo estão em equilíbrio estático, isto é, o somatório das forças é aproximadamente igual a zero. Quando o corpo é submetido a uma taxa de deformação muito alta, uma parte dele está sob tensão, enquanto a outra ainda não. Isto é, sob altas taxas de deformação a tensão se propaga através do corpo como uma onda com uma velocidade específica. Assim, as deformações dinâmicas envolvem propagação de onda, enquanto as deformações quase-estáticas podem ser tratadas como uma sequência de estados de equilíbrio e, portanto, à luz da mecânica clássica (MEYERS, 1994).

As ondas de tensão se propagam através do material com uma velocidade específica que é uma função do comportamento tensão-deformação e da densidade (ρ) do material.

Quando a tensão transmitida através do corpo é menor que a tensão de escoamento do material, a onda de tensão é elástica e essa relação tensão-deformação é dada pelo módulo de elasticidade (E) do material. Assim, neste caso, a velocidade, V_E , pode ser calculada por Eq. 2.3 (MEYERS, 1994).

$$V_E = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2.3)$$

Quando a tensão transmitida através do corpo é maior que a tensão de escoamento, o material está no regime plástico e, portanto, além da onda elástica, ocorre uma onda plástica. Neste caso, a relação tensão-deformação que governa a velocidade da onda é dada pelo encruamento do material, isto é, $d\sigma/d\epsilon$, e a velocidade, V_P , pode ser calculada por Eq. 2.4. Para o regime elástico, $d\sigma/d\epsilon = E$ e, a partir do limite de escoamento, $d\sigma/d\epsilon$ diminui com o aumento da deformação o que sugere que a $V_P < V_E$ (MEYERS, 1994).

$$V_P = \sqrt{\frac{d\sigma/d\epsilon}{\rho}} \quad (2.4)$$

Quando a tensão transmitida através do corpo é significativamente maior que o limite de escoamento dinâmico do material, a tensão cisalhante pode ser desprezada comparativamente à componente hidrostática compressiva e o comportamento do material pode ser modelado como fluido. Neste caso, a velocidade de propagação da onda é função da compressibilidade adiabática do material. Essa onda é chamada onda de choque e seu comportamento pode ser modelado pelas equações de conservação de massa, momento e energia de Rankine-Hugoniot dadas por Eq. 2.5, Eq. 2.6 e Eq. 2.7, respectivamente (MEYERS, 1994).

$$\rho_0 U_S = \rho (U_S - U_P) \quad (2.5)$$

$$(P - P_0) = \rho_0 U_S U_P \quad (2.6)$$

$$(E - E_0) = \frac{1}{2} \cdot (P + P_0) \cdot (V_0 - V) \quad (2.7)$$

Essas relações podem ser obtidas a partir de um modelo simples representativo da onda de choque e sua propagação. Assim, considere o sistema cilindro-pistão da Figura 2.93. Em $t=0$, o pistão está em repouso e o fluido compressivo em seu interior tem densidade ρ_0 , pressão P_0 , energia E_0 e velocidade U_0 . Em t_1 , o pistão move-se a uma velocidade U_P , comprimindo uma pequena região do fluido imediatamente a frente cujas partículas, em função disso, se movem a uma velocidade U_S . O fluido nessa região comprimida tem pressão densidade ρ , pressão P e energia E , diferentes da região não comprimida, isto é,

estacionária. A interface do fluido entre essas duas regiões é a onda de choque (MEYERS, 1994).

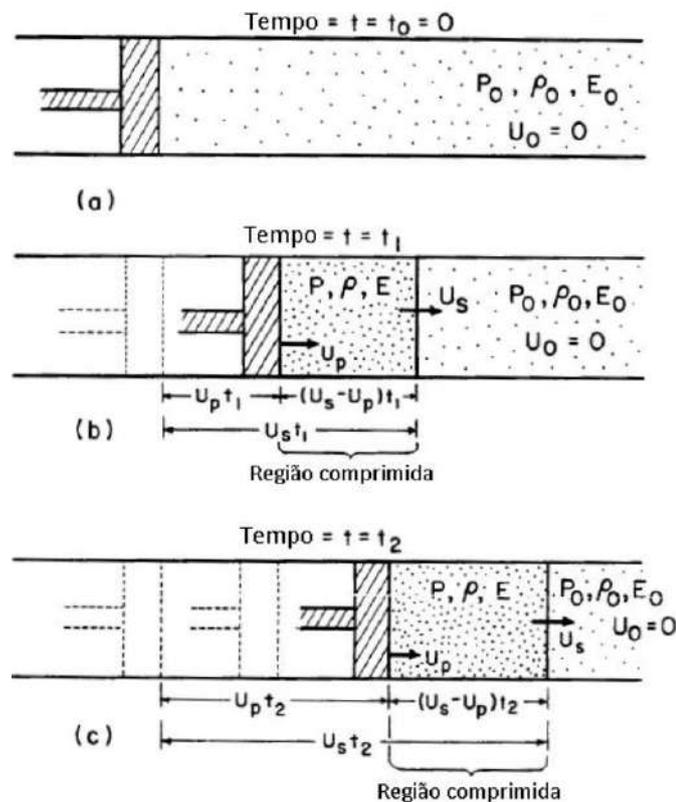


Figura 2.93 – Modelo simplificado de propagação de onda de choque baseado num sistema cilindro-pistão com um fluido compressível.

Fonte: Adaptado de Meyers (1994).

Adicionalmente, a relação entre U_S e U_P é chamada equação de estado do material e é definida por Eq. 2.8, cujos parâmetros $S_1, S_2, S_3, \dots, S_n$ são obtidos empiricamente e C_0 é a velocidade da onda elástica no material. Para a maioria dos materiais, os termos de ordem superior a 1 podem ser desprezados e essa relação pode ser simplificada com ótima precisão para Eq. 2.9 (MEYERS, 1994).

$$U_S = C_0 + S_1 U_P + S_2 U_P^2 + \dots + S_n U_P^n \quad (2.8)$$

$$U_S = C_0 + S_1 U_P \quad (2.9)$$

2.2.5.2 Interação e reflexão de ondas de choque na interface de diferentes materiais

A interação da onda de choque com os diferentes materiais que compõem a blindagem e suas interfaces pode ser avaliada com base nas impedâncias de choque desses materiais por um método gráfico denominado casamento de impedâncias. A impedância de

choque (Z) é definida como o produto da densidade ρ_0 pela velocidade da onda de choque U_S no material, que pode ser aproximada pela velocidade da onda elástica. Assim, considere o sistema da Figura 2.94 composto por um projétil e por um alvo, ambos planares. Antes do impacto, o projétil se desloca a uma velocidade V , enquanto o alvo está parado. Após o impacto, uma onda de choque se propaga no alvo com velocidade U_{S2} e outra propaga-se no projétil com velocidade U_{S1} . As regiões não comprimidas do alvo e do projétil estão, respectivamente, em repouso e em movimento com velocidade V . Considerando que os materiais são contínuos, isto é, as velocidades U_{P1} e U_{P2} são iguais na interface, e que as pressões P_1 e P_2 também são iguais na interface, a partir de Eq. 2.6 e Eq. 2.9, pode-se definir uma relação entre pressão e velocidade de partícula na interface dada por Eq. 2.10 e Eq. 2.11. Na Figura 2.95 e na Figura 2.96 são mostradas as curvas $P-U_P$ descritas por essas equações (MEYERS, 1994).

$$P_2 = \rho_{02} \cdot (C_{02} - S_2 U_{P2}) \cdot U_{P2} \tag{2.10}$$

$$P_1 = \rho_{01} C_{01} (V - U_{P2}) + \rho_{01} S_1 (V - U_{P2})^2 \tag{2.11}$$

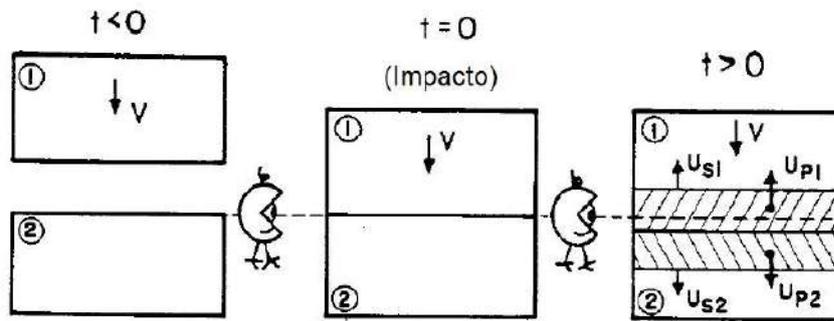


Figura 2.94 – Representação esquemática de um impacto balístico em três instantes distintos e das ondas de choque geradas nos materiais.

Fonte: Adaptado de Meyers (1994).

Na Figura 2.95 é mostrado o caso onde a transmissão da onda de choque ocorre de um material de menor impedância para outro material de maior impedância. Conforme se pode observar, neste caso a onda transmitida é amplificada e a onda refletida tem natureza compressiva. Já na Figura 2.96 é mostrado o caso onde a transmissão da onda de choque ocorre de um material de maior impedância para outro material de menor impedância. Pode-se observar que, neste caso, diferentemente do anterior, a onda transmitida é atenuada e a onda refletida tem natureza trativa (MEYERS, 1994). Essas conclusões são de grande importância para materiais compósitos laminados híbridos para aplicação balística, especialmente quando uma das camadas é de aramida cuja resistência à tração é significativamente superior à resistência à compressão.

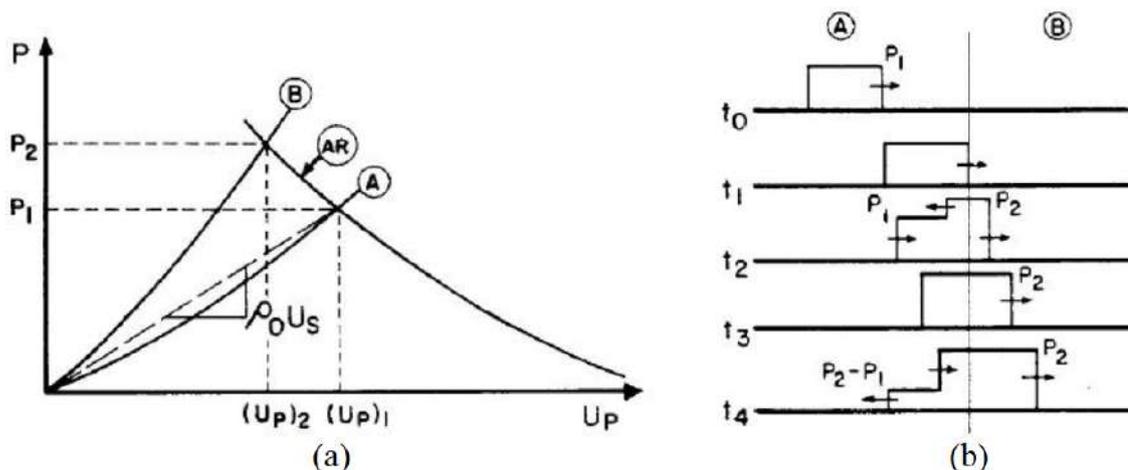


Figura 2.95 – Transmissão de uma onda de choque de um material de menor impedância para outro de maior impedância: (a) curva P- U_P e (b) perfil de tensão.

Fonte: Adaptado de Meyers (1994).

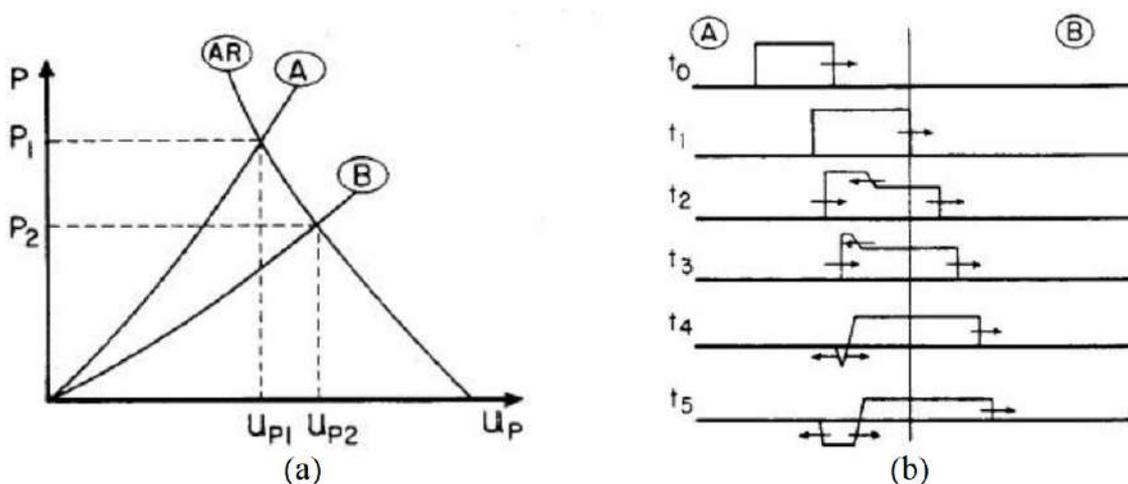


Figura 2.96 – Transmissão de uma onda de choque de um material de maior impedância para outro de menor impedância: (a) curva P- U_P e (b) perfil de tensão.

Fonte: Adaptado de Meyers (1994).

2.2.5.3 Mecanismos de falha e de absorção da energia de impacto balístico em compósitos poliméricos laminados reforçados com tecido

Quando um projétil impacta uma fibra, duas ondas de tensão, uma longitudinal e outra transversal, propagam-se a partir do ponto de impacto. A onda de tração longitudinal se propaga ao longo do eixo da fibra à velocidade da onda elástica no material. À medida que essa onda se afasta do ponto de impacto, o material atrás da frente de onda flui em direção ao ponto de impacto e é defletido na direção do movimento do projétil, conforme a Figura 2.97. Esse movimento transversal da fibra é a onda transversal, que se propaga à velocidade da onda plástica no material (CHEESEMAN; BOGETTI, 2003).

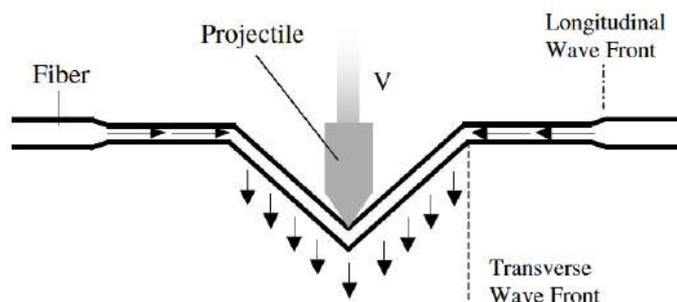


Figura 2.97 – Representação esquemática das respostas dinâmicas de uma fibra/fio ao impacto de um projétil.

Fonte: Cheeseman e Bogetti (2003).

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 2.98, 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 2.98. A deflexão transversal aumenta até a deformação no ponto de impacto atingir a deformação de ruptura (CUNNIFF, 1992). A maior parte da energia cinética do projétil é transferida para os fios principais, conforme a Figura 2.98, que mostra esses fios esbranquiçados, altamente tensionados, em contraste com os fios secundários (CHEESEMAN; BOGETTI, 2003).

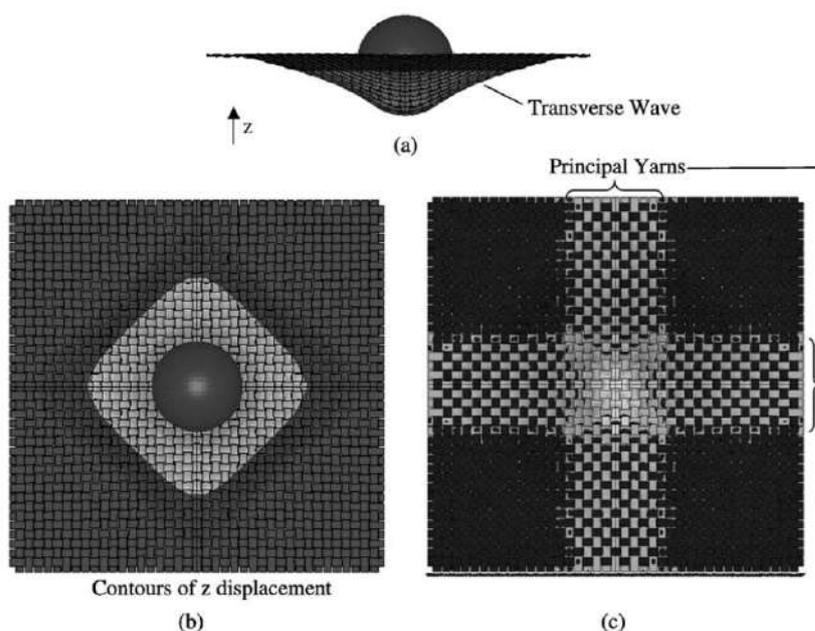


Figura 2.98 – Modelo de impacto balístico de um tecido: (a) vista lateral, (b) vista superior mostrando os deslocamentos em z e (c) vista inferior mostrando os fios principais altamente tensionados e os fios ortogonais “relaxados”.

Fonte: Cheeseman e Bogetti (2003).

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 2.99.

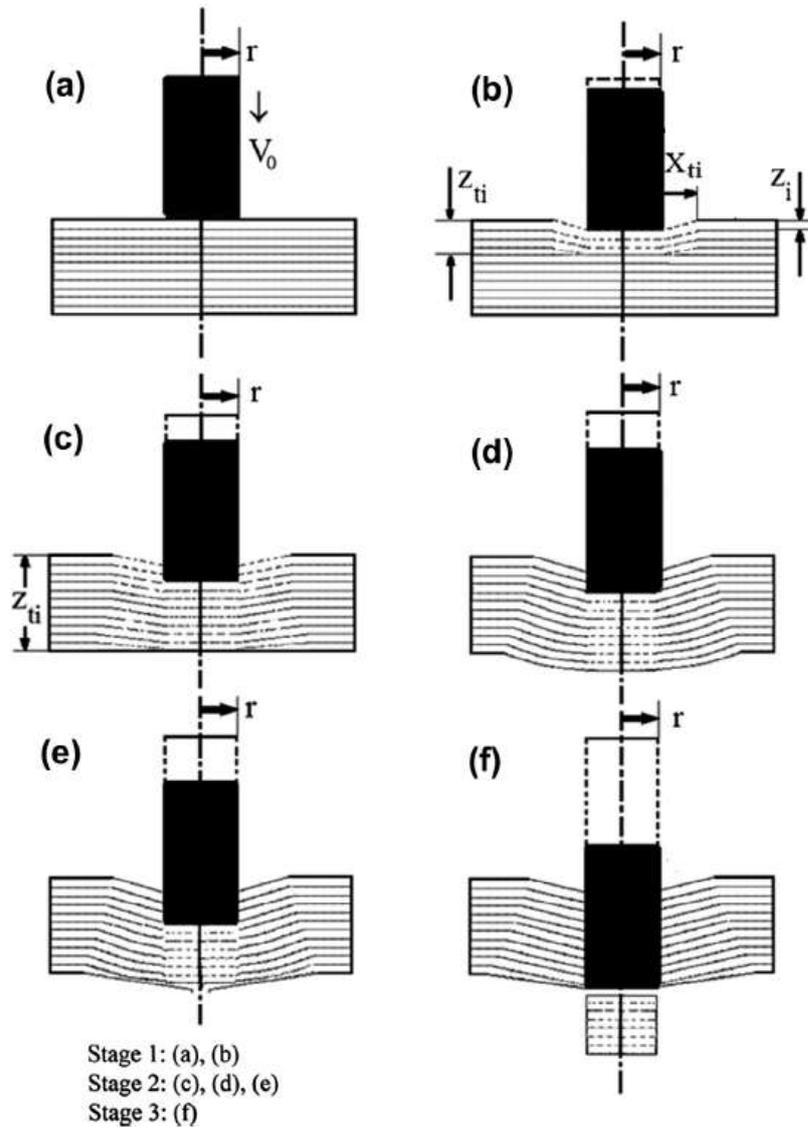


Figura 2.99 – Representação esquemática dos estágios de penetração de um projétil num compósito polimérico laminado reforçado com tecido.

Fonte: Nair *et al.* (2013).

No estágio 1, representado por (a) e (b), à medida que a onda longitudinal compressiva se propaga na direção da espessura, a região do material diretamente abaixo do projétil sofre compressão. Nessa região, o deslocamento do projétil causa deformações compressivas nas camadas até a distância percorrida pela onda compressiva, representada no esquema por Z_i . Da mesma forma, as porções das camadas em volta da zona de impacto até a distância percorrida pela onda transversal no plano, representada no esquema por X_{ti} , também sofrem deformações compressivas. Associada à onda compressiva ocorre a

onda de cisalhamento que gera tensões cisalhantes no material ao redor do projétil. Se essas tensões cisalhantes excederem o limite de resistência ao cisalhamento do material, os fios/camadas falham por cisalhamento (NAIR *et al.*, 2013).

O estágio 2, representado no esquema por (c), (d) e (e), começa quando a onda de cisalhamento atinge a face posterior do material, conforme mostrado em (c). Dependendo do número de camadas que falharam no estágio 1 e da energia cinética residual do projétil, uma deformação cônica começa a aparecer na face posterior do material, conforme mostrado em (d). As camadas que não falharam por cisalhamento no estágio 1 sofrem deformações trativas, absorvendo a energia residual do projétil. Se essas deformações excederem a deformação de ruptura em tração do material, os fios/camadas falham como em (e). O estágio 2 termina quando o material falha completamente ou por cisalhamento ou por tração. Mesmo depois de todas as camadas falharem ou por cisalhamento ou por tração, o material continua resistindo à penetração do projétil por atrito com ele e com o material arrancado o que corresponde ao estágio 3. Esse estágio termina quando o projétil atinge a face posterior do material, conforme mostrado em (f) (NAIR *et al.*, 2013).

Na região ao redor do ponto de impacto, a deformação induzida na matriz excede o limite de resistência do material, gerando trincas que se propagam, causando a delaminação do compósito (NAIR *et al.*, 2013) Quanto mais fraca a adesão fibra-matriz, maior a delaminação (CHEESEMAN; BOGETTI, 2003). 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. Segundo Cheeseman e Bogetti (2003), para aplicações balísticas, a delaminação é desejável à medida que ela 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. De acordo com Montgomery, Grady e Tomasino (1982), projetis com ponta cônica ou ogival têm capacidade de escorregar entre os fios da trama produzindo pouco arrancamento de fios da matriz. Ao contrário dos projetis com ponta hemisférica que produzem máximo arrancamento de fios da matriz, conforme mostrado na Figura 2.100. 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.

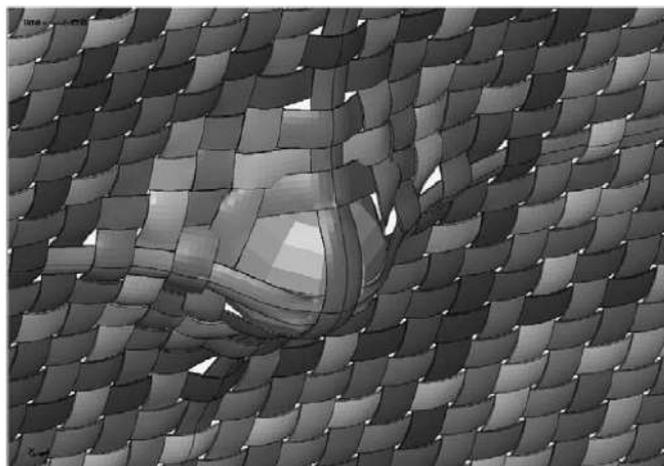


Figura 2.100 – Representação esquemática do arrancamento de fios de um tecido num impacto balístico.

Fonte: Cheeseman e Bogetti (2003).

Assim, de acordo com Shim, Tan e Tay (1995), 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. A velocidades mais altas, a reação do material é local e os fios falham antes que uma significativa deflexão transversal possível se desenvolva. Cunniff (1992) verificou 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 Wiedenman e Dharan (2006), 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 2.101.

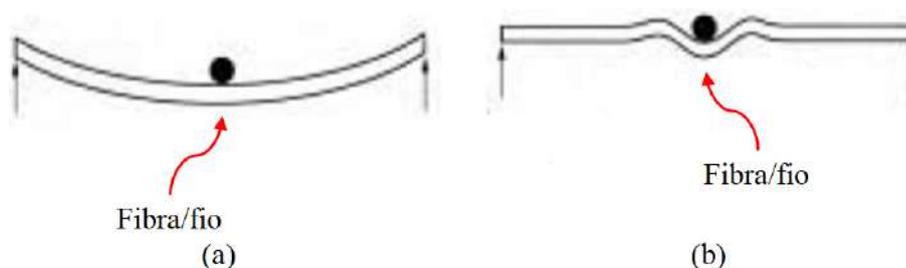


Figura 2.101 – Representação esquemática das respostas (a) global e (b) local da fibra/fio ao impacto de um projétil.

Fonte: Bhatnagar (2016).

Essa questão da velocidade crítica está diretamente relacionada à resistência da fibra. Fibras com alta resistência à tração e grande capacidade de deformar até a ruptura absorvem mais energia. Isso porque podem suportar aumentos iniciais de tensão, devido ao impacto, superiores e, conseqüentemente, permitindo que a deflexão transversal e a deformação resultante do fio tenham tempo para se propagar, absorvendo mais energia (SHIM; TAN; TAY, 1995) Além disso, Roylance e Wang (1979) mostraram que materiais com alto módulo de elasticidade e baixa densidade e, por conseguinte, altas velocidades de onda, dispersam rapidamente a onda de deformação para longe do ponto de impacto. Isso distribui a energia por uma região maior do material e evita que grandes tensões se desenvolvam no ponto de impacto e assim o fio se rompa prematuramente.

Outros fatores como a titulação do fio e a configuração do tecido afetam sobremaneira o desempenho balístico de compósitos poliméricos com reforço de fibras estruturadas em tecido. Cunniff (1992) comparou tecidos com a mesma configuração plana e densidade de área, porém com fios com diferentes titulações (1500 e 1000 denier), de fibras Kevlar[®]29 e Kevlar[®]129. Ele concluiu que tecidos com fios mais finos, isto é, menor denier, têm maior eficiência em absorver energia do que aqueles construídos com fios mais grossos com maior denier. Em outro estudo, Figucia (1980) comparou tecidos de Kevlar[®]29 com mesma densidade de área e titulação dos fios, porém com diferentes configurações, isto é, plana, cetim e cesta. O tecido plano apresentou maior resistência balística do que os outros dois, tanto nos testes com uma camada, quanto nos testes com múltiplas camadas. Esse resultado pode ser atribuído à maior estabilidade do tecido plano. Isso foi corroborado por Gu (2003) ao estudar mais profundamente o comportamento balístico de compósitos poliméricos termorrígidos com tecidos planos, mais especificamente a forma da deformação. Ele concluiu que essa configuração de tecido gera uma deformação com geometria piramidal mais simétrica e estável, conforme a Figura 2.102.

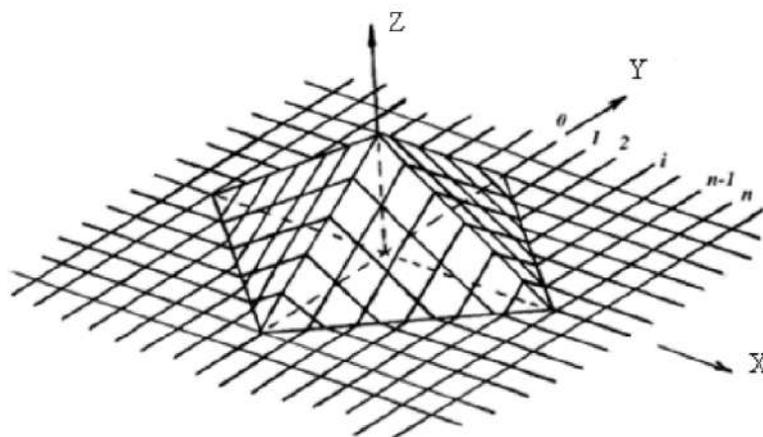


Figura 2.102 – Deformação com geometria piramidal do compósito polimérico com reforço de tecido plano.

Fonte: Gu (2003).

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 (CHEESEMAN; BOGETTI, 2003).

2.3 Fabricação de Capacetes Balísticos

Prepreg é a denominação utilizada pela indústria de compósitos para fibras unidirecionais ou em tecido pré-impregnadas com uma resina polimérica parcialmente curada, no caso de termorrígidos, ou parcialmente fundida ou sob ação de um solvente, no caso de termoplásticos, na forma de fita. A fabricação de produtos com esses materiais é feita com o empilhamento dessas fitas sobre a superfície preparada de um molde, e a cura final, no caso de resinas termorrígidas, ou a consolidação e solidificação, no caso de resinas termoplásticas, com aplicação simultânea de calor e pressão. O número de camadas empilhadas varia de acordo com as especificações do produto como resistência e espessura (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

O *prepreg* é provavelmente a forma de material compósito mais amplamente utilizada para aplicações estruturais. Isso se deve, além da facilidade de utilização com redução de tempo, custo e manutenção do molde, às suas melhores propriedades mecânicas. Essa superioridade em propriedades pode ser explicada pelo maior controle e precisão da razão fibra/matriz, distribuição uniforme da resina, maior controle da orientação das fibras ou do posicionamento do tecido, e controle da fluidez da resina durante o processo de cura ou consolidação (BHATNAGAR, 2016; CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

O processo de fabricação de *prepreg* é mostrado esquematicamente na Figura 2.103. Mechas de fibras contínuas ou tecidos são prensados entre as folhas de papel desmoldante e de suporte, por meio de rolos aquecidos. A folha de papel desmoldante é revestida com um filme de uma solução aquecida de resina, de viscosidade relativamente baixa, a fim de proporcionar a completa impregnação das fibras ou do tecido. Uma lâmina niveladora espalha a resina formando um filme com espessura e largura uniformes. É produzida assim uma fita fina formada por fibras contínuas e alinhadas ou tecido, embebidos por uma resina parcialmente curada, ou fundida ou em solvente, dependendo do tipo de polímero. Essa fita é então enrolada em bobinas, que são embrulhadas, seladas e armazenadas em temperatura apropriada, conforme a Figura 2.104 (CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

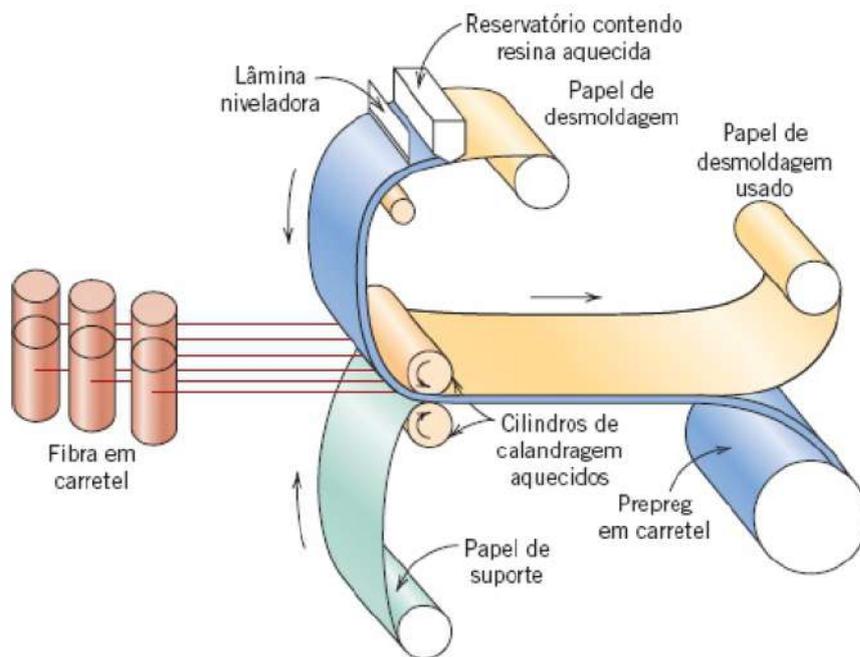


Figura 2.103 – Representação esquemática do processo de produção de *prepeg*.

Fonte: Callister e Rethwisch (2018).



Figura 2.104 – Bobinas de *prepeg* de aramida.

Os capacetes balísticos modernos de material compósito são produzidos com *prepeg*. Os *prepregs* utilizados para capacete balístico diferenciam-se daqueles utilizados em aplicações estruturais em geral em função do teor de resina. Enquanto para os primeiros, esse parâmetro é de 10-20%v/v, para os outros geralmente é de 35-45%v/v. Isso porque, em um compósito polimérico laminado reforçado com fibras, o mecanismo mais efetivo de absorção da energia de impacto de um projétil a velocidades de cerca de 450m/s é o de deformação das fibras por tração até a deformação limite de ruptura. Além disso, uma quantidade reduzida de matriz aumenta a delaminação (BHATNAGAR, 2016; CALLISTER; RETHWISCH, 2018).

Os capacetes têm geometria hemisférica tridimensional complexa, enquanto os *prepregs* utilizados na sua fabricação são lâminas bidimensionais finas. Assim, caso esses materiais fossem cortados em formatos aleatórios, como círculo ou quadrado, a geometria do molde do capacete causaria dobras e o enrugamento do material, o que resultaria em capacetes com inúmeros defeitos estruturais. Para evitar a formação dessas dobras e desse enrugamento, os *prepregs* são cortados em formatos específicos, denominados pré-formas, como, por exemplo, a apresentada na Figura 2.105, patenteada na década de 1940 nos EUA para capacete de futebol americano.

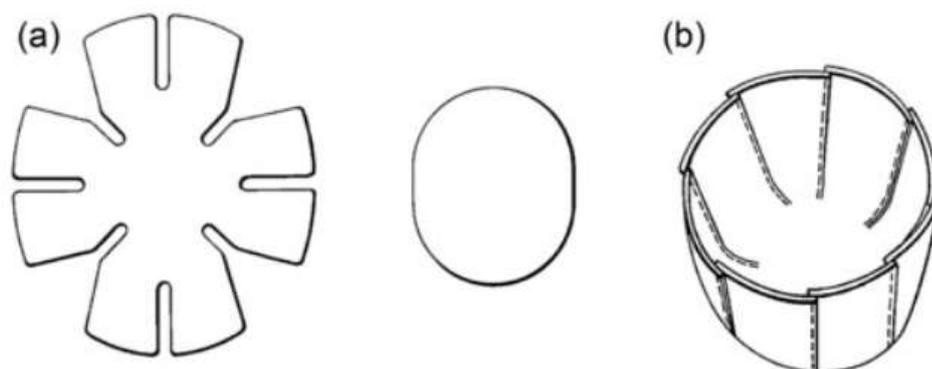


Figura 2.105 – (a) Padrão da pré-forma desenvolvida na década de 1940 e (b) pré-forma montada e costurada.

Fonte: Folgar (2016).

Apesar dessa pré-forma produzir capacetes de alta qualidade, ela não era eficiente em relação à utilização do material, ao gerar muitas sobras. Assim, no início da década de 1980, com a utilização do Kevlar[®] para a fabricação dos capacetes de combate e devido ao seu altíssimo custo, foram desenvolvidas outras pré-formas mais eficientes na utilização de material, como, p. e., a apresentada na Figura 2.106 (FOLGAR, 2016).

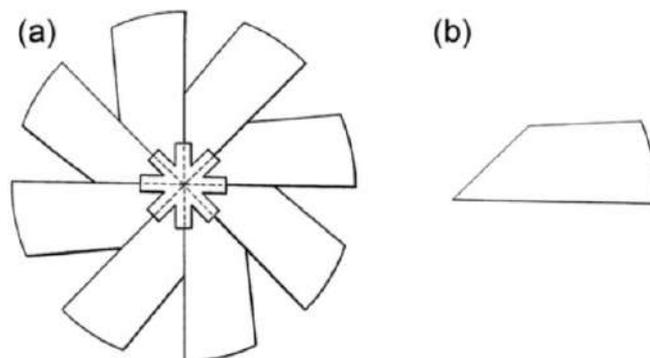


Figura 2.106 – Pré-forma em catavento desenvolvida na década de 1980 montada e aberta e (b) padrão do segmento que dá origem à pré-forma em catavento quando montados em 8 e costurados entre si no centro da pré-forma montada.

Fonte: Folgar (2016).

Essa pré-forma em catavento, assim projetada, apesar de eficiente quanto à utilização de material, produzia uma região frágil em termos balísticos no topo do capacete que correspondia ao centro da pré-forma onde os segmentos se ligavam. Em função disso, foram desenvolvidas outras pré-formas eficientes na utilização de material sem sacrificar o nível de proteção em todo o capacete, como, por exemplo, a apresentada na Figura 2.107.

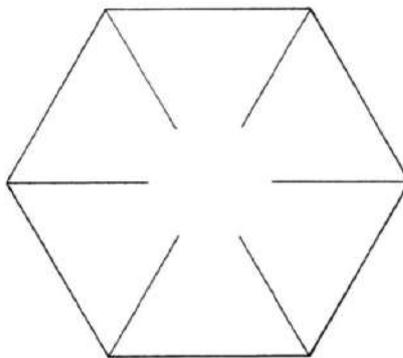


Figura 2.107 – Padrão de pré-forma hexagonal com fendas dos vértices do hexágono até certa distância do centro.

Fonte: Folgar (2016).

Assim, as pré-formas são uma parte fundamental do processo de fabricação de capacetes balísticos e normalmente correspondem a segredo industrial. Isso porque, além do potencial de redução de custo ao reduzir as sobras dos cortes e, portanto, o desperdício de material, elas podem representar uma forma de melhorar o desempenho balístico dos capacetes ao reduzir o número de costuras necessárias. A pré-forma mostrada na Figura 2.108 era utilizada na fabricação do PASGT. Ao montá-la, ocorria a sobreposição de pás do catavento o que correspondia a um aumento do número de camadas na lateral do capacete em relação a sua coroa. Assim, eram utilizadas remendas hexagonais adicionais de mesmo material no centro do catavento a fim de compensar e balancear o número de camadas (FOLGAR, 2016).

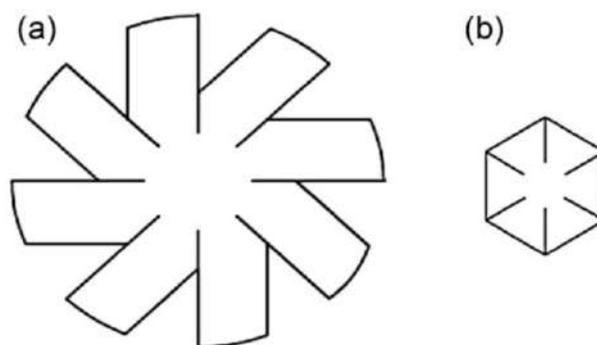


Figura 2.108 – Padrão de pré-forma em catavento utilizada no PASGT.

Fonte: Folgar (2016).

Na Figura 2.109 são mostradas as etapas do processo de fabricação de capacetes balísticos. A primeira etapa, mostrada em (a), consiste no corte dos *prepregs* de acordo com a geometria da pré-forma do fabricante. Na etapa seguinte, as pré-formas são montadas dentro de um molde de apoio, conforme mostrado em (b), e, em seguida, as pré-formas são costuradas como em (c). Na quarta etapa, mostrada em (d), as pré-formas montadas são empilhadas na quantidade necessária, conforme especificação do número de camadas. Em seguida, esses conjuntos são colocados dentro do molde, mostrado em (e), para moldagem por compressão a quente. Os parâmetros de processamento, isto é, pressão, temperatura e tempo, variam de acordo com a fibra, resina, razão fibra/resina e quantidade de camadas, e normalmente são segredos industriais. Apesar disso, para o PASGT com 19 camadas de tecido do tipo cesta 2x2, de fios de Kevlar[®] K29 com 1500 *denier*, impregnado com 16-20% m/m de resina PVB-fenólica, a moldagem ocorre por 10-15min, a 160-180 °C e a pelo menos 3,45MPa. Após a moldagem, o capacete é retirado do molde, conforme mostrado em (f) e (g), e segue para a colocação da borracha, conforme (h), pintura e secagem, e colocação do sistema de suspensão e de retenção como em (i).

2.4 Avaliação de Capacete Balístico

A Portaria N° 070 – EME, de 26 de março de 2019, aprovou os requisitos técnicos, logísticos e industriais do capacete balístico do projeto COBRA, que substituirá os capacetes PASGT de dotação geral do EB. Esses requisitos técnicos estabelecem os atributos verificáveis do SMEM, bem como as condições que devem satisfazer na avaliação técnica. Os requisitos absolutos são aqueles indispensáveis e inquestionáveis que, se não forem todos alcançados integralmente, tornam o material inaceitável pelo EB.

Um desses requisitos absolutos estabelece que o capacete deve ter resistência à penetração para os calibres .44 Magnum SJSP e 9x19mm Luger ETOG, com velocidades de $436 \pm 9,1$ m/s, a 25 ± 3 °C e 40 ± 10 % de umidade, e de $408 \pm 9,1$ m/s, após submetidos, conforme a norma MIL STD 810G Ch1 (DEPARTMENT OF DEFENSE, 2008), para ambos os calibres, a:

- a) imersão em água do mar a uma profundidade mínima de 90cm por 3h;
- b) 65 ± 5 °C e 40 ± 10 % de umidade;
- c) -10 ± 5 °C e 40 ± 10 % de umidade.



Figura 2.109 – Etapas do processo de fabricação de capacetes balísticos.

A resistência à penetração é avaliada pela integridade da placa testemunho, a qual é comprovada pelo impedimento da passagem de luz por ela. Essa placa é posicionada no molde para o teste de resistência à penetração, conforme a Figura 2.110. Para cada condição ambiental e calibre especificado, pelo menos três capacetes devem receber ao menos um impacto adequado em cada uma das áreas indicadas na Figura 2.111. O posicionamento do molde e o arranjo dos dispositivos para os disparos devem estar de acordo com a Figura 2.112. O nível de resistência à penetração exigido pelo EB é superior ao nível máximo estabelecido pela norma NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a), conforme a Tabela 2.23.

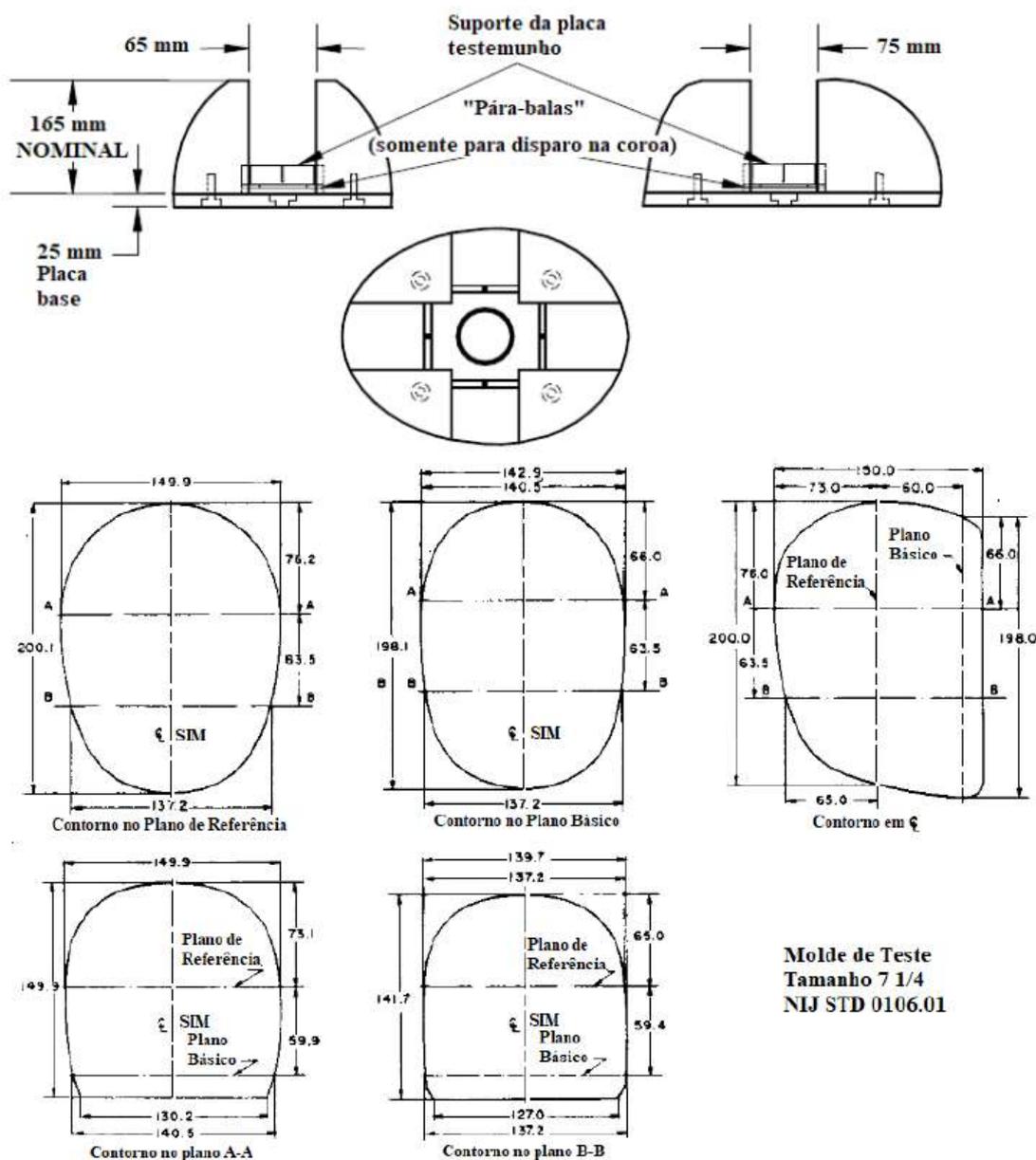


Figura 2.110 – Modelo de molde de cabeça para o teste de resistência à penetração.

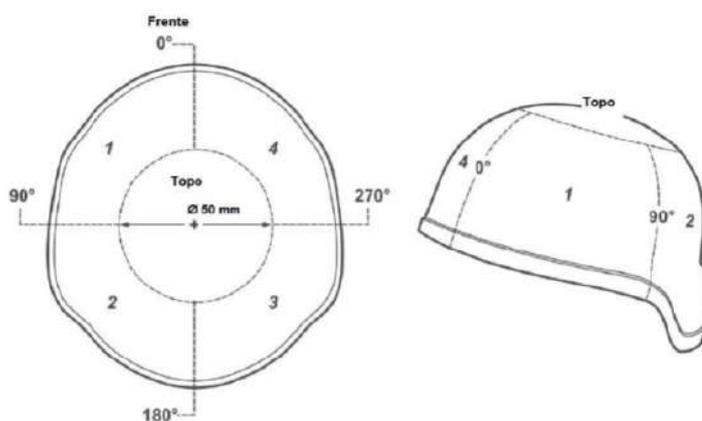


Figura 2.111 – Áreas e posições dos impactos para os testes de resistência à penetração e de resistência ao trauma.

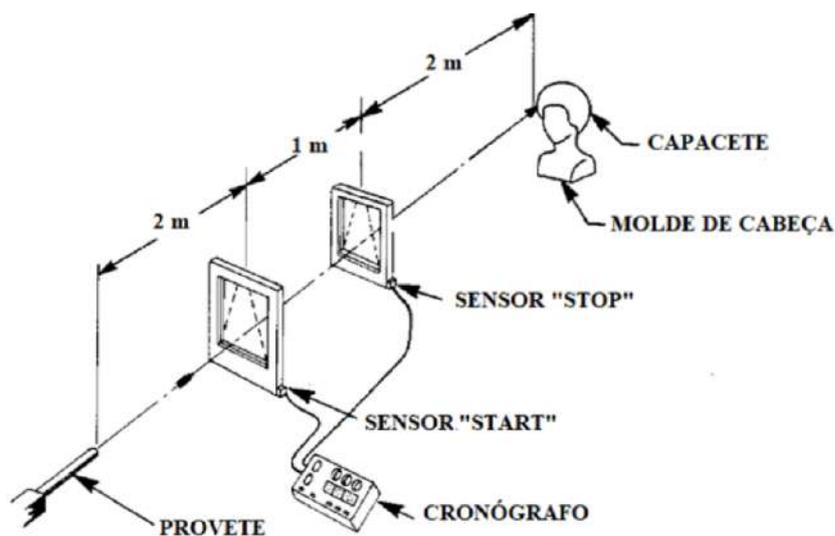


Figura 2.112 – Arranjo do dispositivo para os testes de resistência à penetração e de resistência ao trauma.

Tabela 2.23 – Níveis balísticos da NIJ 0106.01.

TABLE 1. Test summary						
Helmet type	Test variables				Performance requirements	
	Test ammunition	Nominal bullet mass	Suggested barrel length	Required bullet velocity	Required fair hits per helmet part	Permitted penetrations
I	22 LRHV	2.6 g	15 to 16.5	320±12	4	0
	Lead	50 gr	cm 6 to 6.5 in	m/s 1050±40 ft/s		
II-A	38 Special RN Lead	10.2 g 158 gr	15 to 16.5 cm 6 to 6.5 in	259±15 m/s 850±50 ft/s	4	0
	357 Magnum JSP	10.2 g 158 gr	10 to 12 cm 4 to 4.75 in	381±15 m/s 1250±50 ft/s		
II	9 mm FMJ	8.0 g 124 gr	10 to 12 cm 4 to 4.75 in	332±15 m/s 1090±50 ft/s	4	0
	357 Magnum JSP	10.2 g 158 gr	15 to 16.5 cm 6 to 6.5 in	425±15 m/s 1395±50 ft/s		
II	9 mm FMJ	8.0 g 124 gr	10 to 12 cm 4 to 4.75 in	358±15 m/s 1175±50 ft/s	4	0

Fonte: NIJ (1985a).

Outro requisito absoluto estabelece que o capacete deve ter resistência ao trauma avaliada pela profundidade da impressão na plastilina da deformação posterior do casco após impacto de projétil calibre 9x19mm Luger ETOG com velocidade de 436±9,1m/s e

ângulo de incidência de $0\pm 5^\circ$. O modelo de molde de cabeça utilizado no teste é mostrado na Figura 2.113. Na Figura 2.114 é mostrado o preenchimento do molde com a plastilina para o teste de resistência ao trauma. A deformação posterior máxima para a coroa (topo) e para os lados esquerdo (90°) e direito (270°), conforme a Figura 2.111, deve ser de 16mm. Já, para frente (0°) e para trás (180°), conforme a Figura 2.111, a deformação máxima deve ser de 25,4mm. Os capacetes devem ser submetidos, conforme a norma MIL STD 810G Ch1 (DEPARTMENT OF DEFENSE, 2008), a:

- $25\pm 3^\circ\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade;
- imersão em água do mar a uma profundidade mínima de 90cm por 3h;
- $65\pm 5^\circ\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade;
- $-10\pm 5^\circ\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade.

Para cada condição ambiental, pelo menos três cascos devem receber ao menos um impacto adequado em cada uma das posições indicadas na Figura 2.111.

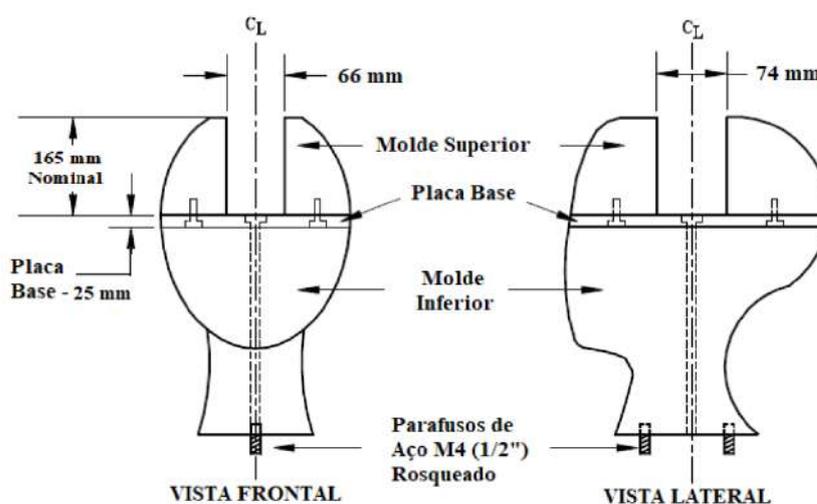


Figura 2.113 – Modelo de molde de cabeça para o teste de resistência ao trauma.

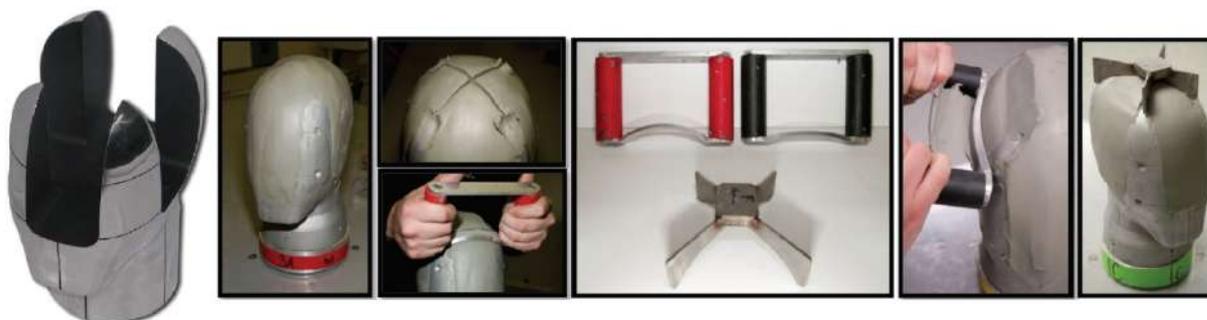


Figura 2.114 – Preenchimento do molde com a plastilina para o teste de resistência ao trauma.

De acordo com o requisito absoluto de limite balístico, o capacete deve ter V_{50} de, no mínimo, 671,0m/s, conforme a norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997) para FSP de 17-grain, após submetido, conforme a norma MIL STD 810G Ch1 (DEPARTMENT OF DEFENSE, 2008), a:

- a) $25\pm 3^{\circ}\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade;
- b) imersão em água do mar a uma profundidade mínima de 90cm por 3h;
- c) $65\pm 5^{\circ}\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade;
- d) $-10\pm 5^{\circ}\text{C}$ e $40\pm 10\%$ de umidade.

O capacete deve ter peso máximo, conforme a Tabela 2.24. A espessura máxima do casco do capacete deve ser de 10,25mm. O coeficiente de condutividade térmica do material do casco do capacete deve ser de, no máximo, $5\text{W}/(\text{m} \cdot ^{\circ}\text{C})$, de acordo com a norma ISO 8302 (ISO, 1991). O capacete deve resistir a impacto de 54J e o dano gerado no casco deve ter profundidade e raio máximos de 4mm e 50mm, respectivamente, de acordo com a norma ISO 3873 (ISO, 1977). O casco do capacete deve ser resistente a ciclos de compressão tanto de cima para baixo (força aplicada à coroa) quanto de lado a lado (força aplicada à lateral), não podendo haver alteração dimensional superior a 3,2mm após 5min e 2,55mm após 24h, de acordo com a norma DIN D-76, com taxa de compressão de 305mm/min até 135Kg, quando a pressão deve ser aliviada a 2,3Kg, repetindo-se este ciclo por 24 vezes.

Tabela 2.24 – Requisito técnico de peso máximo do capacete brasileiro.

Tamanho	Peso Máximo (g)
P	1300
M	1400
G	1500
GG	1700

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Visão Geral

Esta pesquisa seguiu o fluxograma de atividades mostrado na Figura 3.1, definido com base no objetivo geral de avaliar a viabilidade técnica de compósitos de matriz polimérica reforçada com FNL para capacete balístico. Para isso, a partir da revisão da literatura, foram definidas as configurações dos compósitos que, em seguida, foram produzidos e depois caracterizados. Com base nas caracterizações, é apresentada uma avaliação tanto da viabilidade técnica das soluções propostas quanto do potencial de outras soluções parecidas para capacete balístico.

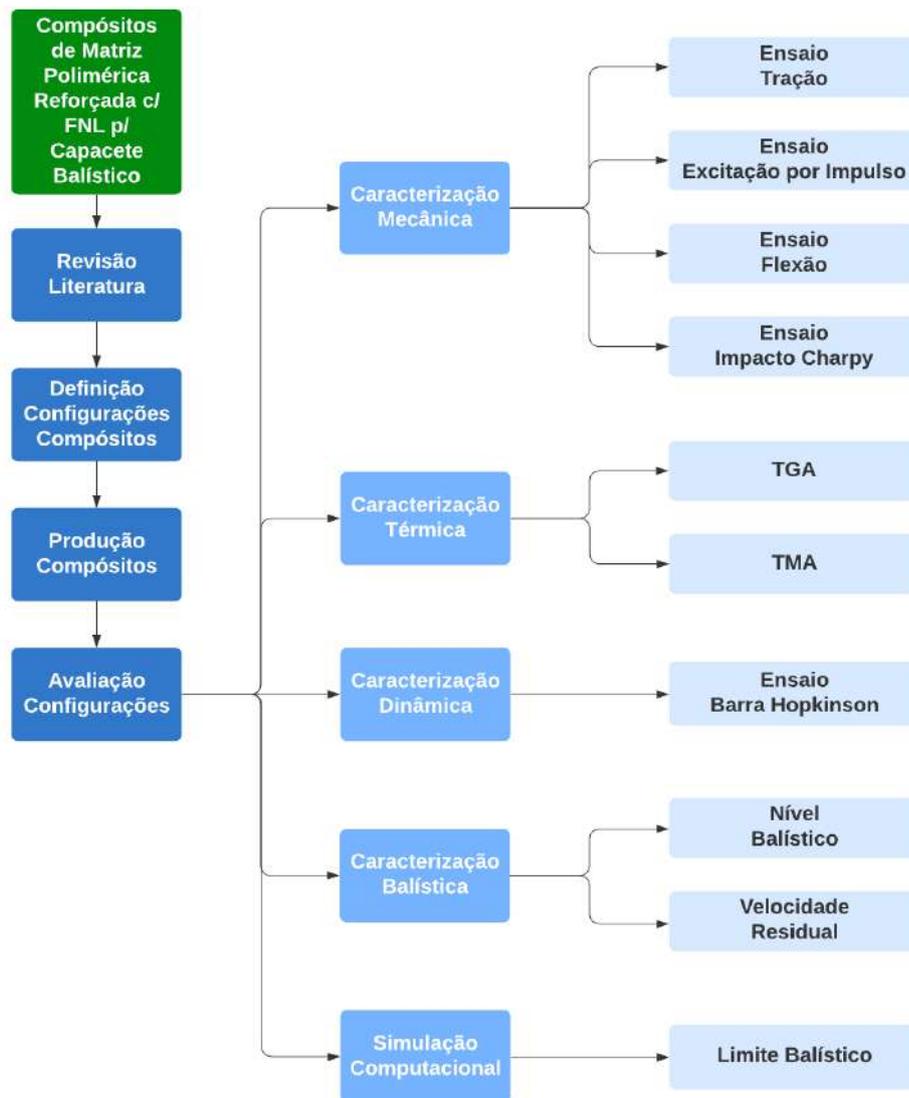


Figura 3.1 – Fluxograma de atividades da pesquisa.

Fonte: Próprio Autor.

3.2 Materiais

3.2.1 Sistema Epoxídico

Para a matriz polimérica dos compósitos, foi utilizada uma resina epóxi comercial do tipo éter diglicídico de bisfenol A (DGEBA), endurecida com trietileno tetramina (TETA), na proporção de 13 partes de endurecedor para 100 partes de resina, ambos produzidos por Epoxyfiber. Na Figura 3.2, são mostrados esses materiais.



Figura 3.2 – Sistema epoxídico utilizado: (a) resina epóxi MC 130 e (b) endurecedor FD 129.

Fonte: Próprio Autor.

3.2.2 Fibra de Aramida

Para o reforço dos materiais compósitos propostos nesta pesquisa, foi utilizada fibra de aramida na forma de tecido, produzido por Teijin Aramid, cujas características técnicas são mostradas na Tabela 3.1. Esse tecido é comumente utilizado na produção de capacetes balísticos. Na Tabela 3.2 são mostradas as características técnicas do fio de aramida a partir do qual o tecido utilizado foi fabricado. Na Figura 3.3, é mostrado o tecido de aramida Twaron® T750 utilizado para a produção dos compósitos.

Tabela 3.1 – Características do tecido de aramida utilizado.

Modelo	Densidade Linear (dtex/nom)	Twaron® - Tipo	Estilo	Set (per 10 cm)		Densidade Areal (g/m ²)	Espessura (mm)	Tensão Ruptura Mínima (N/5 cm x 1000)		Tensão Ruptura Mínima (lb/in x 1000)	
				Urdidura	Trama			Urdidura	Trama	Urdidura	Trama
T 750	3360 f2000	1000	Plain	67	67	460	0,65	16,2	17,4	1,85	1,987

Fonte: Adaptado de TEIJIN (2019)

Tabela 3.2 – Características do fio de aramida utilizado.

Densidade Linear Dtex (effective)	Filamentos Nº.	Twaron®-Tipo	Força Ruptura N	Tenacidade Ruptura mN/tex	Deformação Ruptura %	Módulo Chord GPa
3360 (3460)	2000	1000	688	1990	3,70	67

Fonte: Adaptado de TEIJIN (2019)

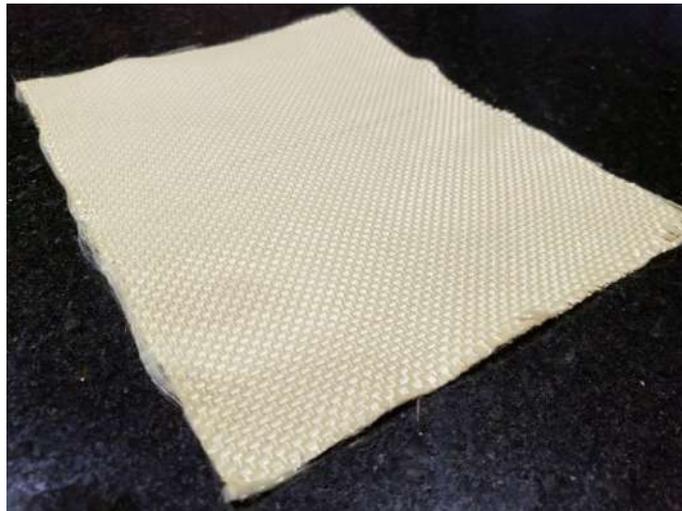


Figura 3.3 – Tecido de Twaron® T750.

Fonte: Próprio Autor.

3.2.3 Fibra de Curauá

Foi utilizada também fibra de curauá in natura na forma de manta, produzida por Pematec Triangel do Brasil, como reforço dos compósitos. Na Figura 3.4 é mostrada a manta de curauá utilizada para a produção dos compósitos.



Figura 3.4 – Manta de curauá.

Fonte: Próprio Autor.

3.3 Métodos

3.3.1 Produção dos Compósitos

Apesar da grande quantidade de pesquisas com compósitos de matriz polimérica reforçada apenas com FNL para aplicações balísticas, a utilização possivelmente mais promissora dessas fibras em compósitos balísticos é em conjunto com as fibras sintéticas. O custo de produção e o peso podem ser reduzidos ao substituir parte das fibras sintéticas, sem, contudo, prejudicar 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). O capacete de combate PASGT, adotado atualmente pelo Exército Brasileiro e por outros no mundo, é fabricado com material compósito de matriz PVB-fenólica reforçada com tecido de aramida. O laminado tem cerca de 20%*m/m* de matriz e 19 camadas de tecido. Durante o processo de moldagem por compressão a quente, é aplicada pressão superior a 3,45MPa, a 160-180°C, por 10-15min (FOLGAR, 2016).

Com base nisso, foram propostas 5 configurações de compósitos para capacete balístico, conforme a Tabela 3.3, que mostra as quantidades de camadas de tecido de aramida e de manta de curauá em cada configuração. 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 mínimo 60%*v/v* de reforço. Além disso, devido à facilidade de aquisição, armazenamento e trabalho da resina epóxi em contraste com o filme de resina PVB-fenólica, além do menor custo, utilizou-se aquela como matriz, que, além de termorrígida também, tem ótimas propriedades mecânicas.

Tabela 3.3 – Configuração dos compósitos propostos.

Designação	Nº Camadas	
	Tecido Aramida	Manta Curauá
19T0C	19	0
15T1C	15	1
10T2C	10	2
5T3C	5	3
0T4C	0	4

Fonte: Próprio Autor.

Para a produção dos compósitos com as configurações propostas, foi utilizado o molde metálico da Figura 3.5 com dimensões de 150x120x11,9mm. Contudo, a fim de atender ao requisito absoluto de espessura do capacete brasileiro de 10,25mm, foi adotada, nos cálculos das quantidades de reforço e de resina, a espessura de 10mm. Antes da produção de cada compósito com fibra de curauá, a manta era secada a 70°C por, no mínimo, 24h, na estufa QUIMIS, mostrada na Figura 3.6, a fim de reduzir a sua umidade

e, por conseguinte, reduzir os seus efeitos prejudiciais nos compósitos. Além disso, com o objetivo de facilitar a desmoldagem, foi utilizada a graxa de silicone EF4 da Figura 3.5, produzido por Epoxyfiber. A prensa SKAY de 30t, mostrada na Figura 3.5, foi utilizada para aplicar uma carga de 5-7t durante o processo de moldagem, o que equivale a uma pressão superior a 3,45MPa.



Figura 3.5 – (a) molde metálico, (b) desmoldante e (c) prensa hidráulica utilizados.

Fonte: Próprio Autor.



Figura 3.6 – (a) Estufa de secagem e (b) balança de precisão utilizadas.

Fonte: Próprio Autor.

Devido às limitações operacionais, a moldagem por compressão foi realizada a frio por, no mínimo, 8h, conforme especificação do fabricante da resina para o tempo de sua cura. Todos os materiais utilizados na produção dos compósitos foram pesados na balança de precisão GEHAKA BK300, mostrada na Figura 3.6. Todos os compósitos propostos foram produzidos na configuração não-alternada, dado que a configuração com camadas de fibra sintética e de fibra natural alternadas apresentou propriedades mecânicas

e balísticas inferiores (SALMAN *et al.*, 2016a). O processo de produção de uma placa 10T2C, realizado integralmente no Laboratório de Fibras Naturais do Instituto Militar de Engenharia (IME), é mostrado esquematicamente na Figura 3.7.

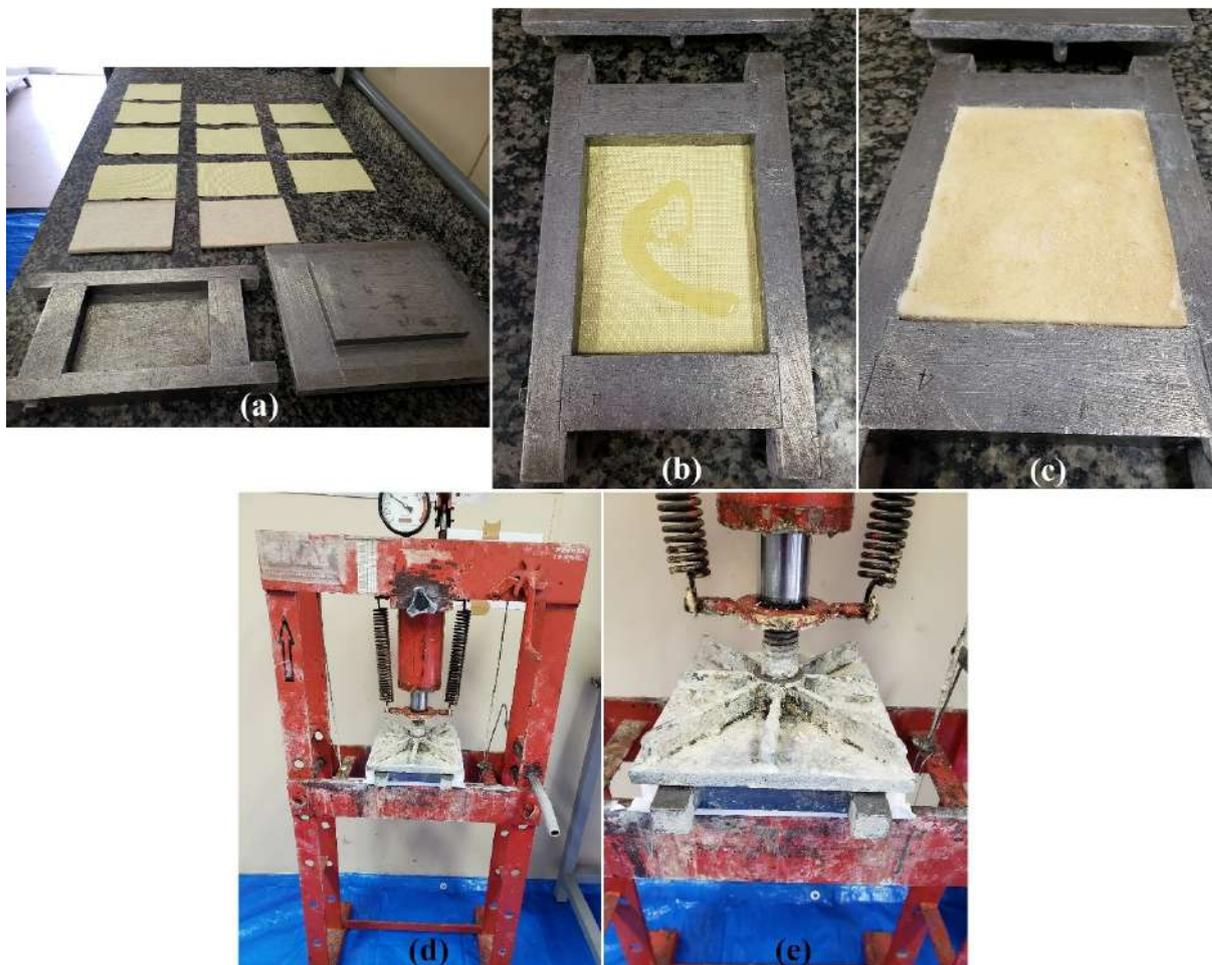


Figura 3.7 – Processo produtivo de uma placa 10T2C: (a) tecidos de aramida e mantas de curauá utilizados e matriz metálica besuntada com desmoldante, (b) uma quantidade de sistema epoxídico despejado sobre uma camada de tecido de aramida, (c) laminação concluída com a última camada de manta de curauá com uma quantidade de sistema epoxídico despejada sobre, (d) prensa com molde fechado sob pressão e (e) detalhe do molde fechado sob pressão.

Fonte: Próprio Autor.

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

- a) A fração volumétrica total de reforço é de 60%;
- b) O peso de um tecido de aramida com dimensões de 150x120mm é de 8,00g; é importante pontuar que, se fosse considerada a densidade areal de 460g/m² informada pelo fabricante, o peso do tecido com essas dimensões seria de 8,28g; contudo, como

o processo de corte foi manual, perdas por desfiamento são normais e, por isso, foi adotado um valor cerca de 3% menor;

- c) O peso de uma manta de curauá com dimensões de 150x120mm é de 25,40g; é importante pontuar que esse valor é cerca de 3% menor que uma média obtida de pesos de mantas de curauá com essas dimensões após a secagem; isso porque variações devido ao corte e à absorção de umidade pelas fibras durante o processo de produção da placa, após a retirada da manta da estufa, podem acontecer;
- d) A densidade do sistema epoxídico é de 1,11g/cm³ (BRAGA, 2018);
- e) A densidade da aramida é de 1,44g/cm³ (TEIJIN, 2019); e
- f) A densidade da manta de curauá é de 0,996g/cm³ (BRAGA, 2018).

Na Tabela 3.4 é mostrado o controle da produção dos compósitos propostos. As colunas dos pesos estimados correspondem ao peso calculado, de acordo com as considerações anteriores, do material a que se referem para cada configuração. Já as colunas dos pesos medidos correspondem à média de 5 medidas do peso do material a que se referem para cada placa compósita produzida. A coluna do peso estimado de resina com 10% de excesso corresponde ao peso estimado de resina para cada configuração mais 10%. A coluna do peso estimado do compósito com excesso de resina e com endurecedor corresponde à soma dos pesos estimados de cada reforço, de resina com 10% de excesso e de endurecedor para cada configuração. A coluna da espessura medida do compósito corresponde à média das médias, para cada lado da placa compósita produzida, de 3 medidas da espessura em pontos distintos ao longo do mesmo lado. A coluna da fração volumétrica estimada de reforço com excesso de resina e com endurecedor corresponde à fração volumétrica total de reforço calculada para cada configuração, considerando os pesos estimados de cada reforço e de resina, e também os pesos do excesso de resina e do endurecedor. Conforme esperado, esse valor é menor que 60%. Por fim, as colunas das frações volumétricas medidas de cada reforço foram obtidas a partir dos pesos medidos de cada reforço e do compósito, assim como das densidades dos materiais, para cada placa compósita produzida. Ou seja, são as frações volumétricas reais dos reforços em cada compósito produzido.

Tabela 3.4 – Controle de produção dos compósitos.

Tecido de Aramida			Manta de Curaúá			Resina Epóxi			Endurecedor			Composito						
Nr Camadas	Peso Total Estimado (g)	Placa	Peso Total Medido (g)	Placa	Peso Total Medido (g)	%/v Ref Desejado	Peso Estimado (g)	Placa	Peso Medido (g)	Peso Estimado (g)	Placa	Peso Medido (g)	Peso Estimado c/ excesso de resina e c/ endu. (g)	Espessura Medida (mm)	%/v Ref c/ excesso de resina e c/ endu.	%/v Reforço Total Medido	%/v Aramida Medido	%/v Curaúá Medido
19	154,193	19T0C1	0,000	19T0C1	0,000		85,944	19T0C1	85,944	11,175	19T0C1	11,175	196,429	x	73,782%	73,782%	0,000%	0,000%
	154,857	19T0C2	0,000	19T0C2	0,000		85,961	19T0C2	85,961	11,187	19T0C2	11,187	198,287	8,32	73,323%	73,323%	0,000%	0,000%
	154,519	19T0C3	0,000	19T0C3	0,000		85,960	19T0C3	85,960	11,187	19T0C3	11,187	198,702	8,35	72,943%	72,943%	0,000%	0,000%
	153,740	19T0C4	0,000	19T0C4	0,000	60,00%	85,951	19T0C4	85,951	11,185	19T0C4	11,185	198,080	8,30	72,772%	72,772%	0,000%	0,000%
	154,764	19T0C5	0,000	19T0C5	0,000		85,982	19T0C5	85,982	11,180	19T0C5	11,180	249,09	54,68%	72,602%	72,602%	0,000%	0,000%
	154,633	19T0C6	0,000	19T0C6	0,000		85,955	19T0C6	85,955	11,194	19T0C6	11,194	198,378	8,33	73,153%	73,153%	0,000%	0,000%
	154,154	19T0C7	0,000	19T0C7	0,000		86,017	19T0C7	86,017	11,193	19T0C7	11,193	197,286	8,28	73,368%	73,368%	0,000%	0,000%
	154,333	19T0C8	0,000	19T0C8	0,000		85,966	19T0C8	85,966	11,198	19T0C8	11,198	195,275	x	74,396%	74,396%	0,000%	0,000%
15	120,406	15T1C1	26,234	15T1C1	88,610		88,610	15T1C1	88,610	11,520	15T1C1	11,520	204,557	x	67,818%	51,572%	16,246%	16,246%
	120,886	15T1C2	25,530	15T1C2	88,603		88,603	15T1C2	88,603	11,574	15T1C2	11,574	204,282	9,01	67,763%	51,912%	15,850%	15,850%
	121,858	15T1C3	25,853	15T1C3	88,678		88,678	15T1C3	88,678	11,531	15T1C3	11,531	204,627	9,08	68,320%	52,283%	16,037%	16,037%
	121,776	15T1C4	26,014	15T1C4	88,661		88,661	15T1C4	88,661	11,690	15T1C4	11,690	203,597	9,07	68,765%	52,538%	16,227%	16,227%
	121,553	15T1C5	27,188	15T1C5	88,631	60,00%	88,59	15T1C5	88,631	11,52	15T1C5	11,52	245,51	54,68%	68,182%	51,521%	16,661%	16,661%
	122,160	15T1C6	27,628	15T1C6	88,753		88,753	15T1C6	88,753	11,557	15T1C6	11,557	204,728	9,06	69,460%	52,344%	17,116%	17,116%
	121,666	15T1C7	27,162	15T1C7	88,705		88,705	15T1C7	88,705	11,534	15T1C7	11,534	203,806	9,02	69,292%	52,384%	16,908%	16,908%
	121,349	15T1C8	27,017	15T1C8	88,652		88,652	15T1C8	88,652	11,540	15T1C8	11,540	204,984	x	68,592%	51,889%	16,703%	16,703%
10	80,483	10T2C1	51,361	10T2C1	86,865		86,865	10T2C1	86,865	11,345	10T2C1	11,345	194,659	x	65,504%	34,070%	31,434%	31,434%
	81,020	10T2C2	52,242	10T2C2	86,775		86,775	10T2C2	86,775	11,302	10T2C2	11,302	200,076	9,27	64,364%	33,310%	31,053%	31,053%
	81,274	10T2C3	53,007	10T2C3	86,833		86,833	10T2C3	86,833	11,314	10T2C3	11,314	203,354	9,44	63,797%	32,835%	30,962%	30,962%
	81,437	10T2C4	52,459	10T2C4	86,786		86,786	10T2C4	86,786	11,305	10T2C4	11,305	199,780	9,34	64,791%	33,548%	31,243%	31,243%
	80,876	10T2C5	53,682	10T2C5	86,785	60,00%	86,74	10T2C5	86,785	11,334	10T2C5	11,334	200,379	9,31	64,987%	33,163%	31,825%	31,825%
	81,497	10T2C6	54,804	10T2C6	86,808		86,808	10T2C6	86,808	11,312	10T2C6	11,312	203,887	9,47	64,704%	32,807%	31,897%	31,897%
	81,494	10T2C7	54,499	10T2C7	86,789		86,789	10T2C7	86,789	11,281	10T2C7	11,281	201,624	9,39	65,309%	33,204%	32,104%	32,104%
	81,057	10T2C8	56,172	10T2C8	86,779		86,779	10T2C8	86,779	11,291	10T2C8	11,291	200,027	x	66,576%	33,256%	33,320%	33,320%
5	40,264	5T3C1	77,081	5T3C1	84,918		84,918	5T3C1	84,918	11,050	5T3C1	11,050	193,357	x	60,606%	16,085%	44,521%	44,521%
	40,438	5T3C2	77,145	5T3C2	84,904		84,904	5T3C2	84,904	11,064	5T3C2	11,064	194,507	9,41	60,363%	16,062%	44,301%	44,301%
	40,929	5T3C3	79,464	5T3C3	84,961		84,961	5T3C3	84,961	11,040	5T3C3	11,040	196,761	9,63	61,131%	16,058%	45,074%	45,074%
	40,624	5T3C4	77,942	5T3C4	84,926		84,926	5T3C4	84,926	11,137	5T3C4	11,137	194,181	9,53	60,982%	16,159%	44,823%	44,823%
	40,184	5T3C5	79,183	5T3C5	84,941	60,00%	84,89	5T3C5	84,941	11,072	5T3C5	11,072	212,12	54,68%	61,213%	15,904%	45,309%	45,309%
	40,855	5T3C6	81,688	5T3C6	84,898		84,898	5T3C6	84,898	11,099	5T3C6	11,099	199,106	9,76	61,544%	15,818%	45,726%	45,726%
	40,746	5T3C7	81,933	5T3C7	84,898		84,898	5T3C7	84,898	11,057	5T3C7	11,057	198,184	9,72	61,909%	15,845%	46,064%	46,064%
	40,515	5T3C8	82,325	5T3C8	84,948		84,948	5T3C8	84,948	11,049	5T3C8	11,049	198,131	x	62,026%	15,751%	46,275%	46,275%
0	0,000	0T4C1	105,109	0T4C1	83,228		83,228	0T4C1	83,228	10,970	0T4C1	10,970	189,273	x	58,190%	0,000%	58,190%	58,190%
	0,000	0T4C2	103,178	0T4C2	83,040		83,040	0T4C2	83,040	10,803	0T4C2	10,803	190,560	9,77	56,821%	0,000%	56,821%	56,821%
	0,000	0T4C3	103,308	0T4C3	83,077		83,077	0T4C3	83,077	10,804	0T4C3	10,804	190,484	9,96	56,909%	0,000%	56,909%	56,909%
	0,000	0T4C4	104,762	0T4C4	83,074		83,074	0T4C4	83,074	10,805	0T4C4	10,805	191,478	9,97	57,381%	0,000%	57,381%	57,381%
	0,000	0T4C5	107,807	0T4C5	83,058	60,00%	83,03	0T4C5	83,058	10,804	0T4C5	10,804	194,953	10,08	57,960%	0,000%	57,960%	57,960%
	0,000	0T4C6	108,964	0T4C6	83,097		83,097	0T4C6	83,097	10,800	0T4C6	10,800	193,921	10,07	58,837%	0,000%	58,837%	58,837%
	0,000	0T4C7	108,780	0T4C7	83,108		83,108	0T4C7	83,108	10,814	0T4C7	10,814	194,774	10,02	58,502%	0,000%	58,502%	58,502%
	0,000	0T4C8	109,477	0T4C8	83,077		83,077	0T4C8	83,077	10,815	0T4C8	10,815	193,814	x	59,128%	0,000%	59,128%	59,128%

Na Tabela 3.5 são mostradas as características dos compósitos propostos com as médias e os desvios-padrão, considerando as placas produzidas de cada configuração conforme apresentado na Tabela 3.4. Como se pode observar, para todas as configurações, a variabilidade das características foi muito pequena, indicando que o processo produtivo, apesar de artesanal, obteve repetibilidade. Embora as quantidades de resina tenham sido calculadas considerando uma fração volumétrica desejável de reforço de 60%, os compósitos produzidos apresentaram valores diferentes. Pode-se observar que quanto maior o número de camadas de aramida maior a fração volumétrica de reforço no compósito. Além disso, pode-se observar que todos os compósitos com camadas de aramida apresentaram frações volumétricas de reforço superiores ao valor de referência de 60%. Por outro lado, o compósito reforçado apenas com fibras naturais, 0T4C, apresentou fração volumétrica de reforço inferior ao valor de referência. Essas observações podem ser justificadas pela natureza das fibras e pelo tipo de tecido utilizada. A superfície da fibra de aramida é perfeitamente lisa, o que dificulta a molhabilidade pela resina, ao contrário da superfície da fibra de curauá, naturalmente imperfeita o que facilita a molhabilidade. Além disso, a trama do tecido de aramida é extremamente fechada o que dificulta a molhabilidade pela resina, ao contrário da manta de curauá, que é um não-tecido no qual existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, o que facilita a molhabilidade. Observações semelhantes foram feitas por Braga *et al.* (2018).

Tabela 3.5 – Características dos compósitos propostos.

Compósito	Peso (g)	Espessura (mm)	%v/v Reforço Total	%v/v Aramida	%v/v Curauá	Densidade Superficial (Kg/m ²)
PASGT	-	9,0	~76,0			11,24
19T0C	197,777±1,410	8,32±0,03	73,292±0,580	73,292±0,580	0	10,988±0,0783
15T1C	204,648±0,919	9,06±0,04	68,524±0,628	52,056±0,386	16,468±0,444	11,369±0,510
10T2C	200,473±2,826	9,37±0,08	65,004±0,829	33,274±0,403	31,730±0,763	11,137±0,157
5T3C	196,142±2,174	9,61±0,13	61,222±0,586	15,960±0,149	45,262±0,716	10,897±0,121
0T4C	192,407±2,209	9,98±0,12	57,966±0,863	0	57,966±0,863	10,689±0,123

Fonte: Próprio Autor.

Em relação ao PASGT, a densidade superficial dos compósitos propostos não variou significativamente. Contudo, pode-se observar que quanto maior a quantidade de fibra de curauá, menor a densidade areal do compósito. Além disso, os compósitos híbridos têm em média percentuais volumétricos de reforço menores que o PASGT, o que significa que reduções incrementais da densidade areal podem ser obtidas conforme o percentual de reforço desses compósitos se aproxime do PASGT. Apesar de não haver um requisito formal para a densidade areal do capacete do COBRA, pode-se estimar, com base no seu requisito de peso, que essa é no máximo cerca de 11,90Kg/m², considerando uma área de 0,126m² para o capacete tamanho G (igual ao ACH). Assim, para todos os compósitos propostos, a densidade areal foi inferior a esse limite. Da mesma forma, em relação ao

PASGT, a espessura não aumentou significativamente com a hibridização e ficou abaixo do limite de 10,25mm estabelecido pelo requisito absoluto do capacete do COBRA. Na Figura 3.8 é mostrada uma placa do compósito 10T2C.

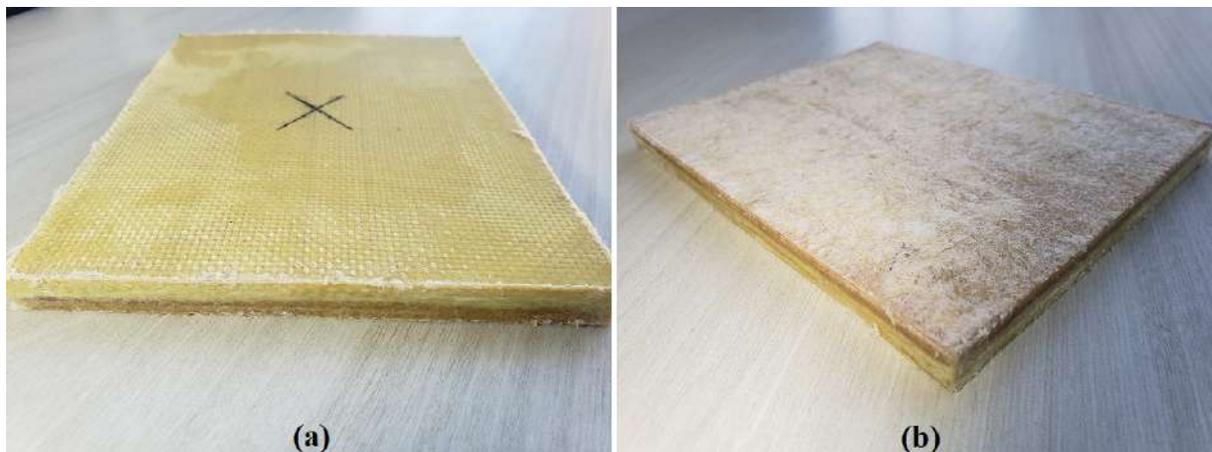


Figura 3.8 – Placa compósito 10T2C produzida: (a) lado tecido de aramida e (b) lado manta de curauá.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.2 Caracterização Mecânica dos Compósitos

3.3.2.1 Ensaio de Tração Uniaxial

Ensaio de tração uniaxial quase-estática foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039/ D3039M-17 (ASTM, 2017a), que estabelece o procedimento de ensaio para determinação de propriedades mecânicas de tração de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras com alto módulo. A fim de obter as curvas tensão vs. deformação e determinar os limites de resistência à tração (LRT), as deformações de ruptura (ϵ^r), as tenacidades (U) e os módulos de elasticidade (E), foram testados doze corpos de prova (CP) de cada configuração proposta. Os CP tinham seção reta retangular constante, comprimento de 150mm, largura de 19mm, espessura conforme a Tabela 3.5 e gage length de 50mm. Eles foram cortados das placas produzidas com serra tico-tico BOSCH GST 75E. O ensaio foi realizado na máquina de teste universal INSTRON 5500R com velocidade constante de 2mm/min. Na Figura 3.9 são mostrados o processo de corte dos CP, o CP pronto e o ensaio.

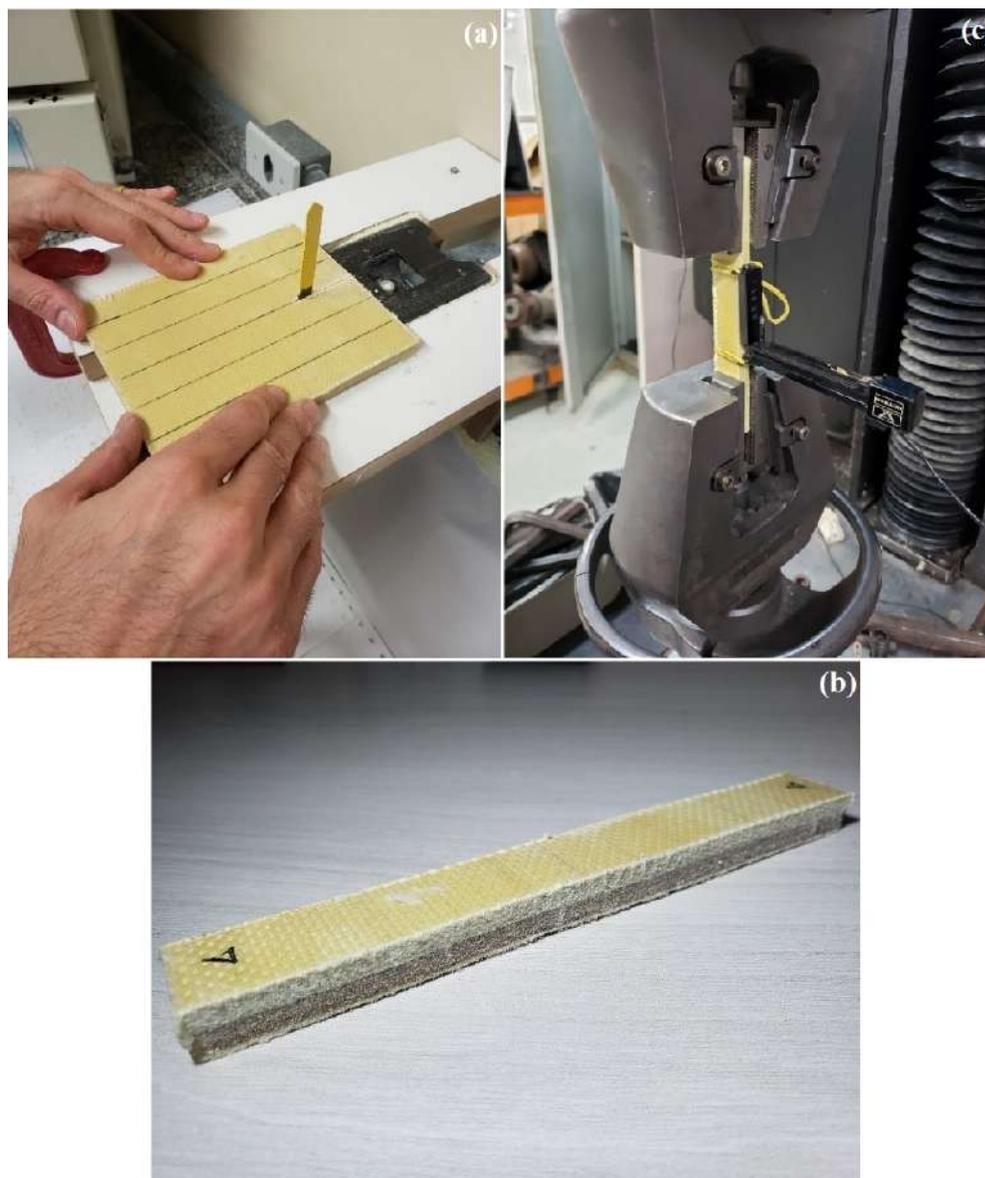


Figura 3.9 – (a) Corte das placas para preparação dos corpos de prova de tração; (b) corpo de prova do compósito 10T2C pronto para o ensaio de tração; e (c) ensaio de tração do corpo de prova do compósito 19T0C na INSTRON 5500R.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.2.2 Ensaio de Excitação por Impulso

A Técnica de Excitação por Impulso (*Impulse Excitation Technique*) é um ensaio não destrutivo para a determinação dos módulos elásticos dos materiais por meio das frequências naturais de vibração do corpo de prova (método dinâmico). Essa técnica é descrita pela norma ASTM E1876-09 (ASTM, 2009), que estabelece o procedimento de ensaio para determinação das propriedades elásticas de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras. Para isso, foi utilizado o software Sonelastic[®] que faz parte de uma linha de soluções desenvolvidas para a caracterização não-destrutiva dos módulos elásticos dos materiais pela Técnica de Excitação por Impulso de acordo com a

norma ASTM E1876-09 (ASTM, 2009).

O software Sonelastic[®] consiste em um analisador de vibrações transitórias, das quais extrai as frequências para o cálculo dos módulos elásticos e as respectivas taxas de atenuação para o cálculo dos amortecimentos. O software identifica quais são as frequências de vibração e os respectivos amortecimentos a partir do processamento da resposta acústica do corpo a uma excitação mecânica por impulso (uma leve “pancada” na superfície do corpo de prova). Há proporções mínimas para o corpo de prova que devem ser observadas para que não ocorra o acoplamento entre os modos de vibração. As dimensões determinam o padrão do espectro de frequência da resposta acústica. Para barras, as proporções recomendadas e as dimensões típicas são mostradas na Figura 3.10.

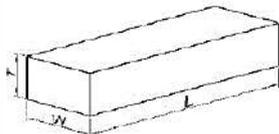
Geometria	Proporções recomendadas	Dimensões típicas
 <p>Barra de seção retangular</p>	$\frac{L}{W} \geq 4$ <p>A razão entre o comprimento (L) e a largura (W) deve ser maior ou igual a 4.</p> $\frac{W}{T} \leq 8$ <p>A razão entre a largura (W) e a espessura (T) deve ser menor ou igual a 8.</p>	<p>(L x W x T)</p> <ul style="list-style-type: none"> - 30 x 6 x 2 mm - 40 x 10 x 4 mm - 60 x 12 x 4 mm - 100 x 15 x 2 mm

Figura 3.10 – Proporções recomendadas e dimensões típicas dos corpos de prova para o ensaio de excitação por impulso.

Fonte: Adaptado de ATCP ENGENHARIA FÍSICA (2015).

Com base nisso, foram utilizados corpos de prova com seção reta retangular constante, comprimento (L) de 117mm, largura (W) de 20mm e espessura (T) conforme a Tabela 3.5. Eles foram cortados das placas produzidas com serra tico-tico BOSCH GST 75E. Além disso, foi utilizado o suporte de amostras modelo SB-AP, mostrado na Figura 3.11, com dimensões máximas para corpos de prova retangulares (L x W x T) de 120 x 40 x 40mm. A fim de caracterizar o módulo de Young (E), foi realizada inicialmente a análise do modo de vibração flexional com a excitação da amostra e a captação do sinal nos pontos mostrados na Figura 3.12. Uma vez detectado o pico e a correspondente frequência para o modo flexional, a fim de caracterizar também o módulo de cisalhamento (G), o coeficiente de Poisson (ν) e as velocidades do som para os modos longitudinal (v_p) e de cisalhamento (v_s), foi realizada a análise do modo de vibração flexional + torcional com a excitação do CP e a captação do sinal nos pontos mostrados na Figura 3.12.

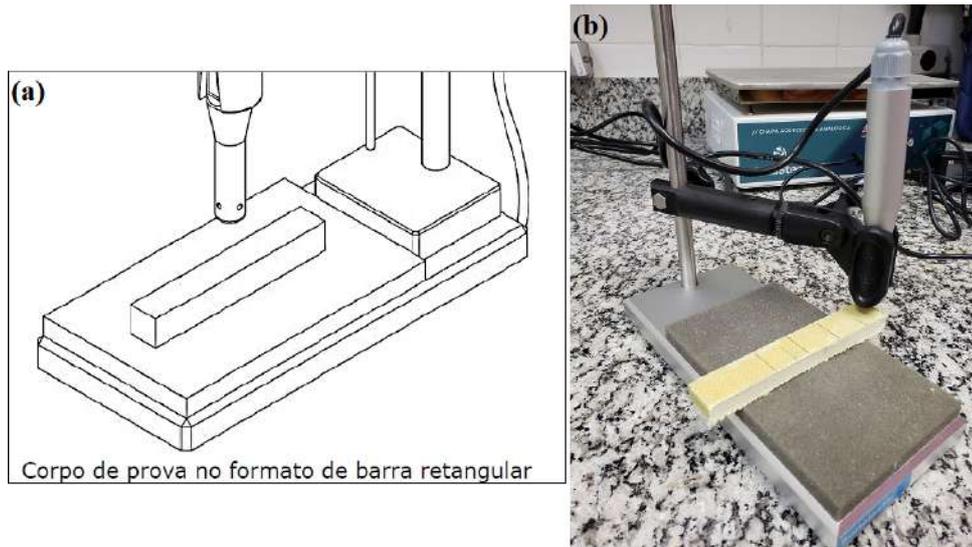


Figura 3.11 – (a) Representação esquemática do suporte SB-AP com o corpo de prova, e (b) suporte SB-AP utilizado com o captador acústico e o CP do compósito 19T0C prontos para o ensaio.

Fonte: Adaptado de ATPC ENGENHARIA FÍSICA (2015).

- Suporte de amostras modelo SB-AP

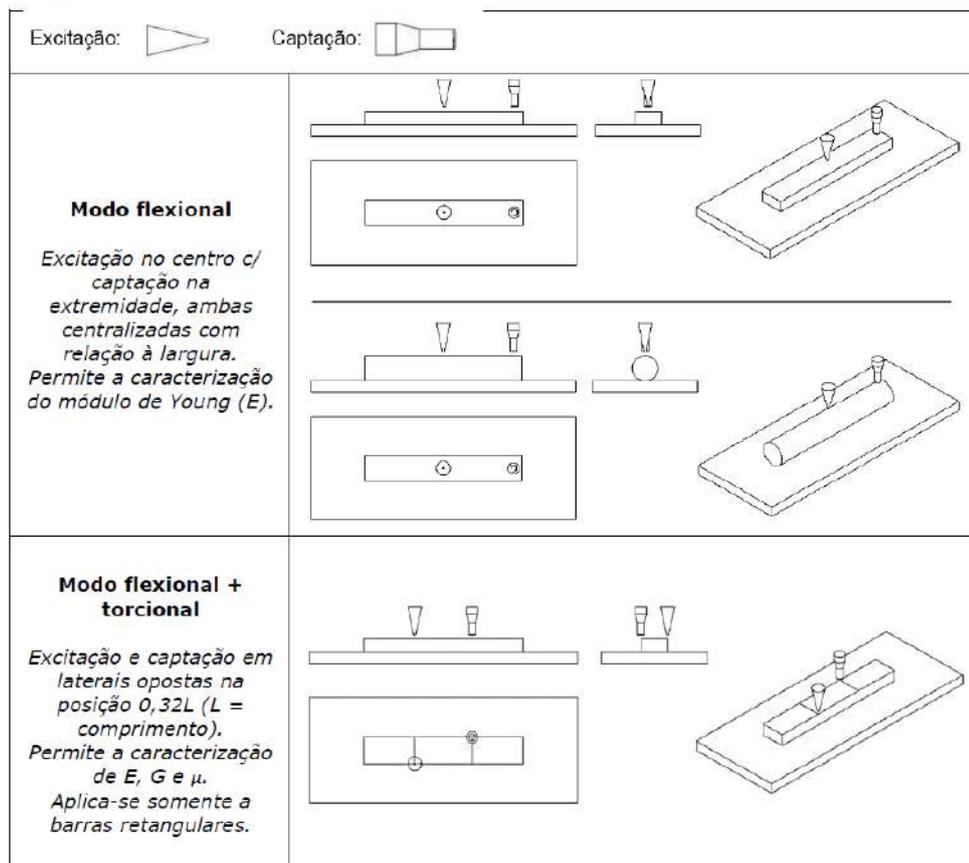


Figura 3.12 – Representação esquemática dos modos de excitação do corpo de prova e captação do sinal para os modos de vibração flexional e flexional + torcional.

Fonte: Adaptado de ATPC ENGENHARIA FÍSICA (2015).

Na primeira etapa, o software identifica quais são as frequências de vibração para o modo flexional a partir do processamento da resposta acústica do corpo a uma excitação mecânica por impulso, conforme mostrado na Figura 3.13. Espera-se que um pico nítido seja observado para esse modo de vibração. Na segunda etapa, para o modo flexional + torcional, espera-se que o *software* identifique, além do pico correspondente ao modo flexional (agora, porém, menos intenso), um pico nítido correspondente ao modo torcional (anteriormente inexistente), conforme Figura 3.14. A partir das frequências identificadas, o software calcula as propriedades elásticas do material conforme Figura 3.15.

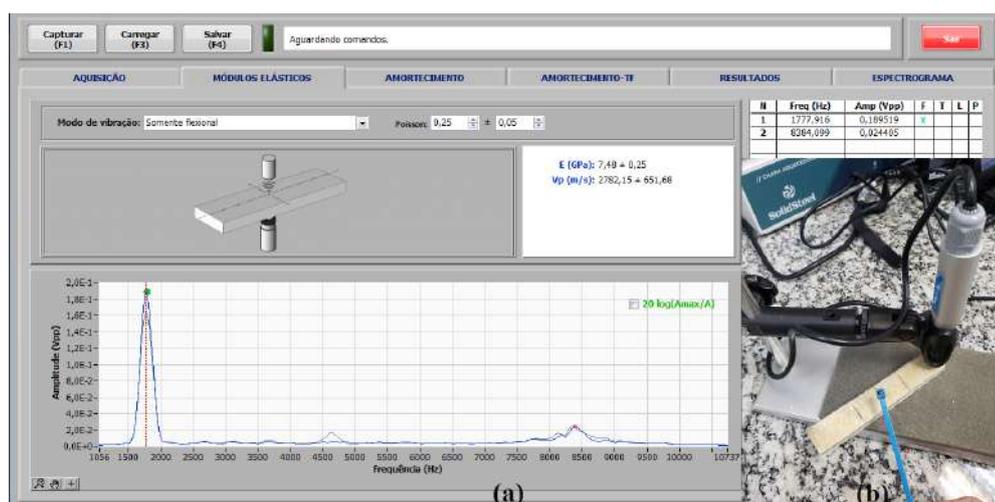


Figura 3.13 – (a) Frequência de vibração identificada pelo Sonelastic® para o CP 10T2C, e (b) modos de excitação do CP e captação do sinal para o modo de vibração flexional.

Fonte: Próprio Autor.

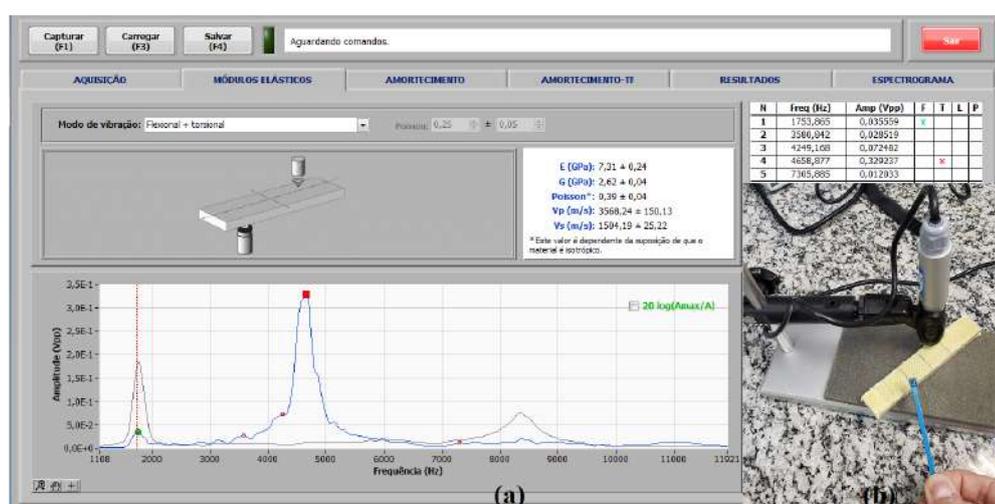


Figura 3.14 – (a) Frequências de vibração identificadas pelo Sonelastic® para o CP 10T2C, e (b) modos de excitação do CP e captação do sinal para o modo flexional + torcional.

Fonte: Próprio Autor.

Equações utilizadas para o cálculo das propriedades elásticas

Cálculo do Módulo de Young:

$$E = 0.9465(mf_f^2/b)(L^3/t^3)T_1$$

Onde:

E = Módulo de Young (Pa)

m = Massa da barra (g)

b = Largura da barra (mm)

L = Comprimento da barra (mm)

t = Espessura da barra (mm)

f_f = Frequência fundamental para a barra em modo flexional (Hz)

T_1 = Fator de correção

Cálculo do Módulo de Cisalhamento:

$$G = \frac{4Lmf_t^2}{bt} R$$

Onde:

G = Módulo de Cisalhamento (Pa)

m = Massa da barra (g)

b = Largura da barra (mm)

L = Comprimento da barra (mm)

t = Espessura da barra (mm)

f_t = Frequência fundamental para a barra em modo torcional (Hz)

R = Fator de correção

Cálculo do coeficiente de Poisson

$$\mu = \frac{E}{2G} - 1$$

Cálculo da velocidade do som para o modo longitudinal (Vp)

$$V_p = \sqrt{\frac{4G - E}{\rho(3 - E/G)}}$$

Cálculo da velocidade do som para o modo de cisalhamento (Vs)

$$V_s = \sqrt{\frac{G}{\rho}}$$

Figura 3.15 – Equações utilizadas pelo Sonelastic® para o cálculo das propriedades elásticas do material.

Fonte: Adaptado de ATCP ENGENHARIA FÍSICA (2015).

Em função da natureza não-destrutiva do ensaio, foram utilizados um CP de cada compósito, e realizados dez ensaios por CP/compósito.

3.3.2.3 Ensaio de Flexão

Ensaio de flexão 3-pontos foram realizados conforme a norma ASTM D790–17 (ASTM, 2017b), que estabelece o procedimento para determinação de propriedades de flexão de materiais compósitos de matriz polimérica reforçada com fibras com alta resistência. De modo a obter as curvas tensão vs deformação e determinar as resistências à flexão (σ_{FM}) e os módulos de elasticidade (E_E), foram testados oito corpos de prova de cada configuração proposta. Os CP tinham seção reta retangular constante, comprimento de 150mm, largura de 13mm e espessura conforme a Tabela 3.5. Os corpos de prova foram cortados das placas produzidas com serra tico-tico BOSCH GST 75E, da mesma forma que os corpos de prova de tração. O ensaio foi realizado na máquina de teste universal INSTRON 5969, como mostrado na Figura 3.16, conforme o Procedimento A da norma acima, com velocidade constante de 3mm/min, até uma deformação máxima de 5%. Foi adotada uma razão espaço entre apoios/espessura de 14 para todas as configurações.



Figura 3.16 – Ensaio de flexão de corpo de prova do compósito 19T0C na INSTRON 5969.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.2.4 Ensaio de Impacto Charpy

Ensaio de impacto Charpy foram realizados de acordo com a norma ASTM D6110–18 (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. A fim de obter as energias de fratura, foram testados dez corpos de prova de cada configuração proposta. Os CP tinham seção reta retangular constante,

comprimento de 120mm, largura de 12,7mm, espessura conforme a Tabela 3.5 e entalhe padrão, como mostrado na Figura 3.17. Os corpos de prova foram cortados das placas produzidas com serra tico-tico BOSCH GST 75E, da mesma forma que os corpos de prova de tração, e o entalhe foi feito com uma brochadeira manual PANTEC, conforme mostrado na Figura 3.17. O ensaio foi realizado no pêndulo TINIUS OLSEN IMPACT 104, mostrado na Figura 3.18.

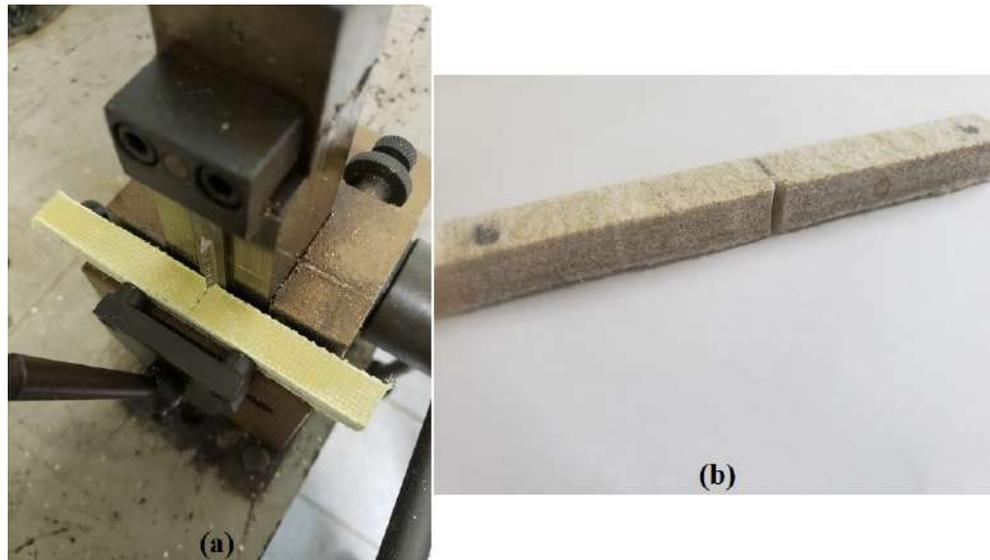


Figura 3.17 – Corpo de prova de impacto Charpy: (a) procedimento de entalhe com brochadeira manual e (b) pronto para o ensaio.

Fonte: Próprio Autor.



Figura 3.18 – Ensaio de impacto Charpy de CP do compósito 19T0C: (a) posicionamento do CP no pêndulo e (b) detalhe do mostrador digital do pêndulo após o ensaio.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.3 Caracterização Térmica dos Compósitos

3.3.3.1 Análise Termogravimétrica (TGA) e Termogravimétrica Derivada (DTG) e Análise Térmica Diferencial (DTA)

Análises térmicas por TG e DT foram realizadas, com base na norma ASTM E1131-20 (ASTM, 2020), para as fibras de aramida e de curauá, para o sistema epoxídico e para os compósitos propostos, a fim de determinar as temperaturas de decomposição. As amostras cominuídas, conforme Figura 3.19(a), com cerca de 3,280mg, foram colocadas em cadinho de platina e submetidas, sob fluxo de 50ml/min de nitrogênio, a um ciclo de aquecimento de 25-700°C, a taxa de 10°C/min. Para isso foi utilizado o equipamento SHIMADzu DTG-60H, mostrado na Figura 3.19(b).

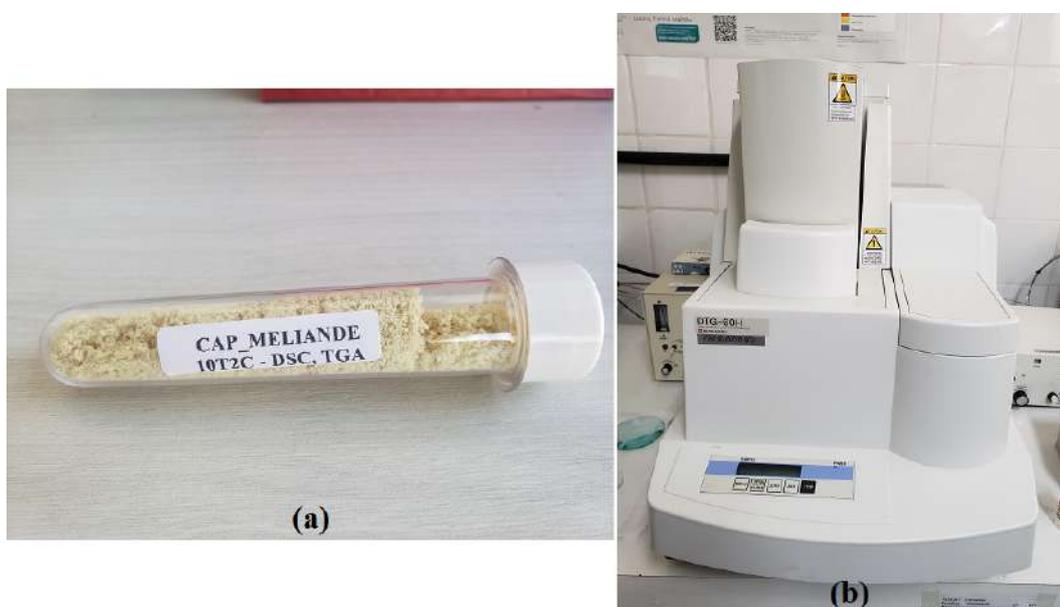


Figura 3.19 – (a) Amostra do compósito 10T2C cominuída para TGA e (b) equipamento SHIMADZU DTG-60H utilizado nas análises térmicas por TG.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.3.2 Análise Termomecânica (TMA)

Análises termomecânicas foram realizadas, conforme a norma ASTM E1545-11 (ASTM, 2011), para os compósitos propostos, para determinar as temperaturas de transição vítrea. As amostras com dimensões de 5x5x10mm, mostrada na Figura 3.20, foram submetidas, sob fluxo de 50ml/min de nitrogênio, a um ciclo de aquecimento de 30-180°C, a taxa de 10°C/min, e carga de compressão de 50g. Para isso foi utilizado o equipamento SHIMADZU TMA-60, mostrado na Figura 3.20.

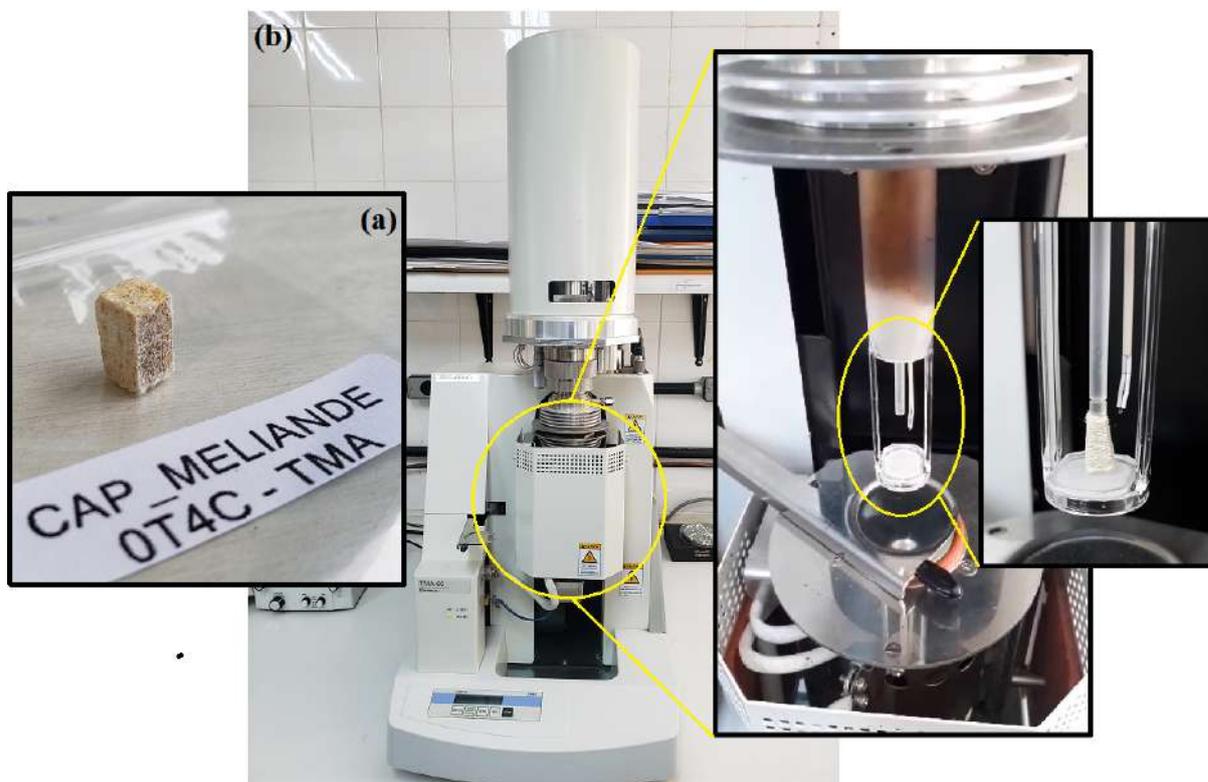


Figura 3.20 – (a) Amostra do compósito 0T4C com dimensões de 5x5x10mm para TMA e (b) amostra do compósito 19T0C dentro da câmara de ensaio do equipamento SHIMADZU TMA-60, utilizado nas análises termomecânicas.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.4 Caracterização Dinâmica dos Compósitos

3.3.4.1 Ensaio de Compressão Dinâmica em Barra Hopkinson

A Barra Hopkinson é um equipamento de caracterização mecânica, utilizado em ensaios de compressão dinâmica com altas taxas de deformação ($10^2 - 10^4 \text{ s}^{-1}$). Na Figura 3.21 é mostrado esquematicamente o funcionamento da Barra Hopkinson. A barra de impacto (impactador) é impulsionado por ar comprimido e atinge uma extremidade da barra incidente. Como consequência desse choque, uma onda de tensão compressiva é gerada e se propaga ao longo da barra incidente. Ao atingir a outra extremidade da barra, parte dessa onda de tensão é refletida e parte é transmitida para a amostra na forma de um pulso compressivo. Extensômetros instalados no meio das barras incidente e transmitida capturam a vibração provocada pela propagação das ondas de tensão. Um osciloscópio recebe esses sinais amplificados, registrando a tensão elétrica (mV) em função do tempo (ms). Na Figura 3.21 é mostrado um exemplo característico de pulsos incidente, refletido e transmitido. Os pulsos incidente e refletido são capturados pelo extensômetro instalado na barra incidente, enquanto o pulso transmitido é capturado pelo extensômetro da barra transmitida (DIAS; PEREIRA; SOARES, 2019).

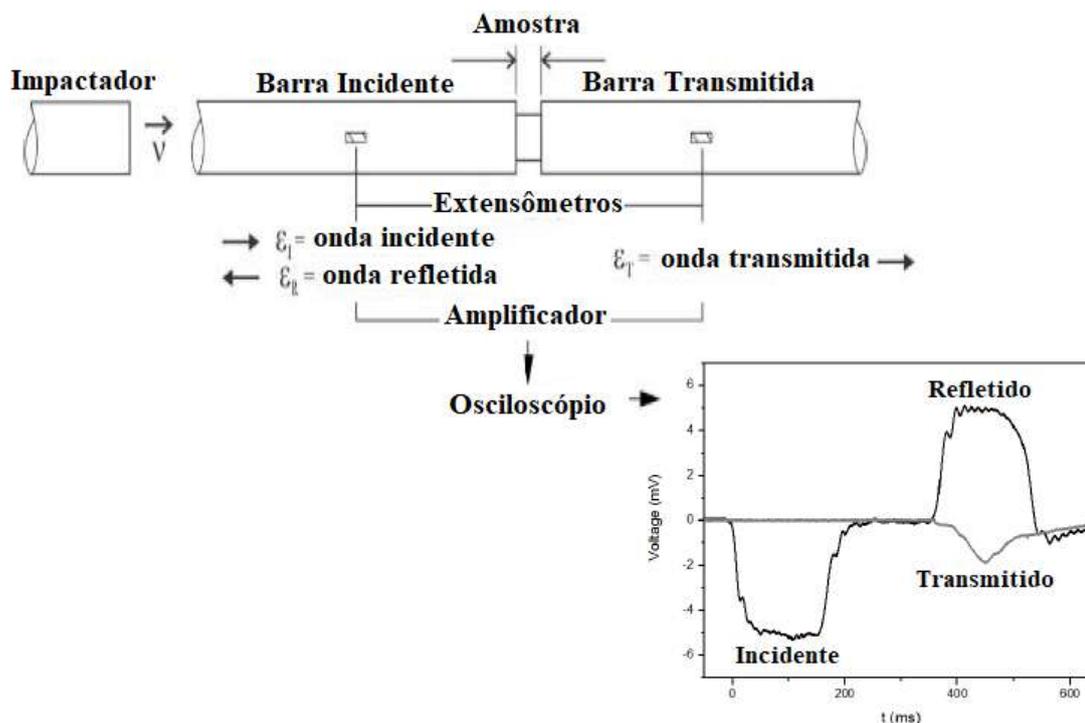


Figura 3.21 – Representação esquemática do funcionamento da Barra Hopkinson.

Fonte: Adaptado de Dias, Pereira e Soares (2019).

Os valores de tensão, $V(t)$, são convertidos em valores de deformação das barras no tempo t , $\epsilon(t)$, a partir da resistência do extensômetro, R_e , da resistência de um resistor de calibração, R_c , do fator de medição do extensômetro, f_e , e da tensão de calibração do extensômetro, V_c , de acordo com Eq. 3.1. Considerando que a amostra está em equilíbrio, a força atuante sobre a amostra é igual à força propagada pelo pulso na barra transmitida. Assim, a tensão da amostra no tempo t , $\sigma_s(t)$, é determinada de acordo com Eq. 3.2, onde A_t e A_s são as áreas das seções transversais da barra transmitida e da amostra, respectivamente, e E_t e E_s são o módulo de elasticidade e a deformação da barra transmitida. Já a taxa de deformação da amostra no tempo t , $d\epsilon_s/dt$, é determinada de acordo com a Eq. 3.3, onde C_i é a velocidade da onda na barra incidente, L_s é o comprimento da amostra e $\epsilon_r(t)$ é a deformação da barra incidente provocada pelo pulso refletido. A partir da taxa de deformação, pode-se determinar a deformação da amostra, $\epsilon_s(t)$, de acordo com Eq. 3.4, onde o tempo é indexado desde o início dos pulsos, de modo que a leitura do primeiro extensômetro para cada pulso é feita em $t = 0$, e ocorre no mesmo instante na amostra. As forças dinâmicas nas faces da amostra em contato com a barra transmitida, F_{st} , e a barra incidente, F_{is} , podem ser determinadas a partir, respectivamente, da deformação da barra transmitida, $\epsilon_t(t)$, e da diferença entre as deformações da barra incidente provocadas pelos pulsos incidente, $\epsilon_i(t)$, e refletido, $\epsilon_r(t)$, de acordo com Eq. 3.5 e Eq. 3.6, onde A_i e E_i são a área da seção transversal e o módulo de elasticidade da barra incidente, respectivamente (RELINC®, 2014).

$$\epsilon(t) = V(t) \cdot \frac{R_e}{V_c} \cdot f_e \cdot (R_e + R_c) \quad (3.1)$$

$$\sigma_s(t) = \left(\frac{A_t}{A_s} \right) \cdot E_t \cdot \epsilon_t(t) \quad (3.2)$$

$$\frac{d\epsilon_s}{dt}(t) = -2 \left(\frac{C_i}{L_s} \right) \cdot \epsilon_r(t) \quad (3.3)$$

$$\epsilon_s(t) = \int_0^t \frac{d\epsilon_s}{dt} dt \quad (3.4)$$

$$F_{st} = A_t \cdot E_t \cdot \epsilon_t(t) \quad (3.5)$$

$$F_{is} = A_i \cdot E_i \cdot [\epsilon_i(t) - \epsilon_r(t)] \quad (3.6)$$

Esse modelo matemático foi desenvolvido considerando certas condições de contorno que devem ser satisfeitas de modo que os resultados obtidos no ensaio possam ser considerados válidos (DIAS; PEREIRA; SOARES, 2019). Assim,

- a) As barras de impacto, incidente e transmitida devem ser do mesmo material, este homogêneo e isotrópico, e ter o mesmo diâmetro. As barras incidente e transmitida devem ter o mesmo comprimento. Durante o impacto, as barras devem permanecer no regime elástico;
- b) A propagação das ondas nas barras incidente e transmitida é considerada unidimensional. O modelo de propagação de onda unidimensional em barras foi desenvolvido considerando um meio sólido semi-infinito. Uma vez que essa condição não é possível na prática, as barras incidente e transmitida devem ser suficientemente longas a fim de garantir a propagação de onda unidimensional. Isso é alcançado garantindo que a razão comprimento/diâmetro das barras seja de, no mínimo, 20;
- c) As superfícies de contato da barra incidente/amostra e da amostra/barra transmitida devem ser perfeitamente planas e paralelas a fim de garantir contato total entre as barras e a amostra;
- d) Os materiais da amostra e das barras devem ter impedâncias próximas;
- e) O material da amostra não pode ser compressível, isto é, a densidade do material não deve poder variar com o impacto;

- f) O ensaio deve ser realizado em condição de equilíbrio de tensões, isto é, as tensões nas interfaces da barra incidente/amostra e da amostra/barra transmitida devem convergir;
- g) A taxa de deformação da amostra deve ser constante, isto é, não pode variar com a deformação da amostra; e
- h) A amostra deve ter geometria que minimize o atrito na interface e o efeito de inercia, uma vez que esses fenômenos geram propagação de onda bi ou tridimensional.

É importante mencionar que, mesmo satisfazendo as condições acima, vai existir uma diferença natural e aceitável entre o resultado teórico obtido pela aplicação do modelo de propagação de onda unidimensional e o resultado de um ensaio de compressão dinâmica. No primeiro caso, o resultado seria um pulso com formato retangular e sem oscilações, enquanto, no segundo, o pulso tem formato aproximadamente trapezoidal com oscilações no platô (DIAS; PEREIRA; SOARES, 2019).

Ensaio de compressão dinâmica em Barra Hopkinson foram realizados no equipamento da Rel Inc®, mostrado na Figura 3.22, com osciloscópio PicoScope® 5000 Series e sistema de amplificação de sinal Vishay® 2300 System. As barras incidente e transmitida tinham 19,05mm de diâmetro e 1,82m de comprimento, e, portanto, uma razão comprimento/diâmetro de cerca de 95, superior ao limite mínimo de 20. Ambas eram de liga de alumínio 7075-T6 a fim de minimizar a diferença de impedâncias entre as barras e as amostras. A barra de impacto com 406,4mm de comprimento também era de liga de alumínio 7075-T6 e tinha 19,05mm de diâmetro. A fim de obter as curvas tensão-deformação e determinar as tensões máximas (σ_{\max}), as deformações máximas (ϵ_{\max}) e as tenacidades (U), foram testadas cinco amostras de cada compósito. Os CP tinham geometria cilíndrica, como mostrado na Figura 3.22, e dimensões conforme a Tabela 3.6. A razão espessura/diâmetro das amostras variou de 0,5 a 0,6, dentro da faixa de 0,5 a 2 considerada adequada para o ensaio a fim de minimizar erros decorrentes dos efeitos de fricção e inércia da amostra (PAGNONCELLI *et al.*, 2018). Modeladores de pulso de cobre puro foram utilizados na extremidade da barra incidente que recebe o choque do impactador, como mostrado na Figura 3.23, a fim de reduzir os efeitos da fratura frágil das amostras e a queda acentuada da taxa de deformação durante a deformação da amostra.

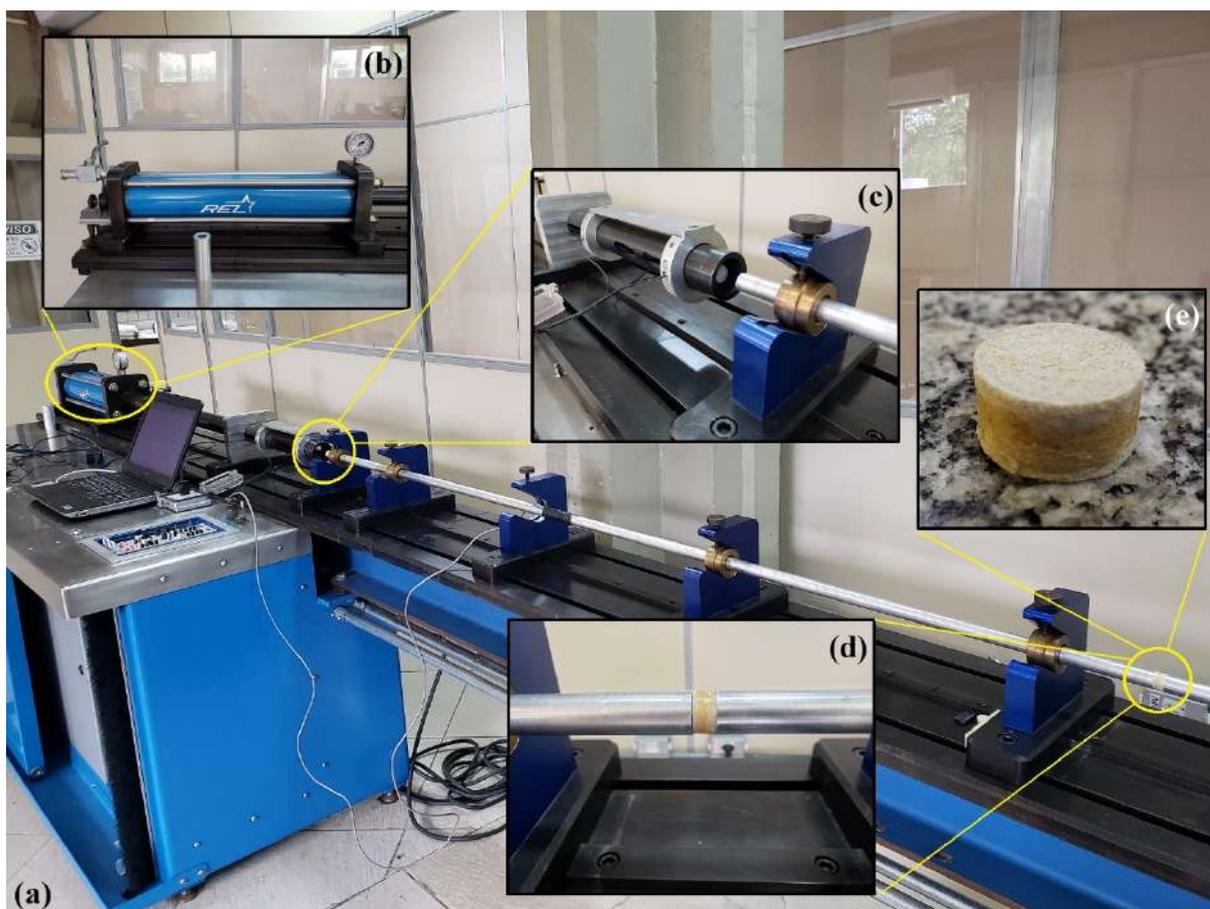


Figura 3.22 – (a) Barra Hopkinson utilizada no ensaio de compressão dinâmica, (b) sistema de propulsão a ar comprimido, (c) barra de impacto (impactador) e barra incidente, (d) CP do compósito 0T4C posicionado entre as barras incidente e de transmissão, pronto para o ensaio, e (e) CP do compósito 0T4C.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 3.6 – Parâmetros do ensaio de compressão dinâmica em Barra Hopkinson.

Compósito	CP		Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Velocidade Impactador (m/s)	Modelador D/e (mm/mm)
	Diâmetro (mm)	Espessura (mm)			
19T0C		8,29±0,23	1407±73		
15T1C		9,24±0,32	1462±32		
10T2C	18,56±0,06	9,71±0,24	1379±121	1411±89	19/0,9
5T3C		9,87±0,19	1389±118		
0T4C		10,48±0,22	1416±64		

Fonte: Próprio Autor.

Como o objetivo do ensaio é avaliar propriedades mecânicas dos materiais quando submetidos a taxas de deformação próximas daquelas observadas em um impacto balístico de projétil de arma de pequeno porte (da ordem de 10³s⁻¹), a taxa de deformação pode ser considerada adotada.

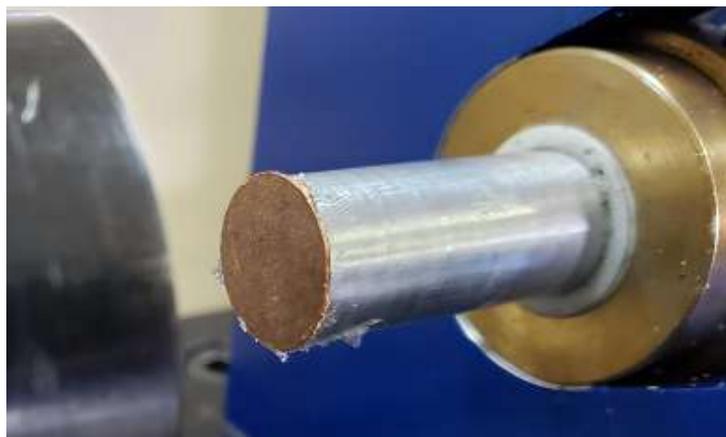


Figura 3.23 – Modelador de pulso fixado com graxa de silicone na barra incidente.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.5 Caracterização Balística dos Compósitos

3.3.5.1 Nível de Proteção Balística

Ensaio de nível de proteção balística foram realizados com base nas normas NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) e NBR 15000 (ABNT, 2005), e nos requisitos técnicos absolutos do capacete brasileiro. A fim de determinar a resistência à penetração dos compósitos propostos, foram testadas uma placa de cada configuração, com dimensões de 150x120mm, para os níveis IIA, II e IIIA, com projétil 9x19mm FMJ Luger ETOG. Para a obtenção das velocidades de impacto do projétil, correspondentes a cada nível e definidas por essas normas e pelos requisitos técnicos do capacete brasileiro, as munições foram preparadas com quantidades apropriadas de pólvora, como mostrado na Figura 3.24. Foram utilizados provete HPI 9x19mm, barreiras óticas HPI 4272 a 2m do provete, e separadas por 1m entre si, e estativa para a placa alvo a 5m do provete, conforme definido nas normas e no requisito técnico absoluto de resistência à penetração do capacete brasileiro. O dispositivo completo é mostrado na Figura 3.25. Para cada placa, foi realizado um impacto no centro dela a fim de anular os efeitos de borda e entre impactos.

3.3.5.2 Velocidade Residual (V_R)

De acordo com a norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997), o limite balístico é a velocidade mínima com que se espera que um determinado projétil penetre completamente um material balístico com espessura e propriedades físicas específicas, ou, alternativamente, é a velocidade máxima com que se espera que um determinado projétil não penetre completamente o material balístico com espessura e propriedades físicas específicas. A norma estabelece que o limite balístico é obtido a partir da média entre as maiores velocidades de impacto com penetração parcial e, em mesmo número, as menores velocidades com penetração total de um teste com um determinado projétil.



Figura 3.24 – Processo de preparação das munições 9x19mm utilizadas: (a) pólvora CBC base dupla PCL 504, (b) estojos 9x19mm, (c) estojo com quantidade de pólvora para nível II, (d) projétil FMJ 9mm, (e) engastamento do projétil no estojo e (f) munição 9x19mm pronta.

Fonte: Próprio Autor.

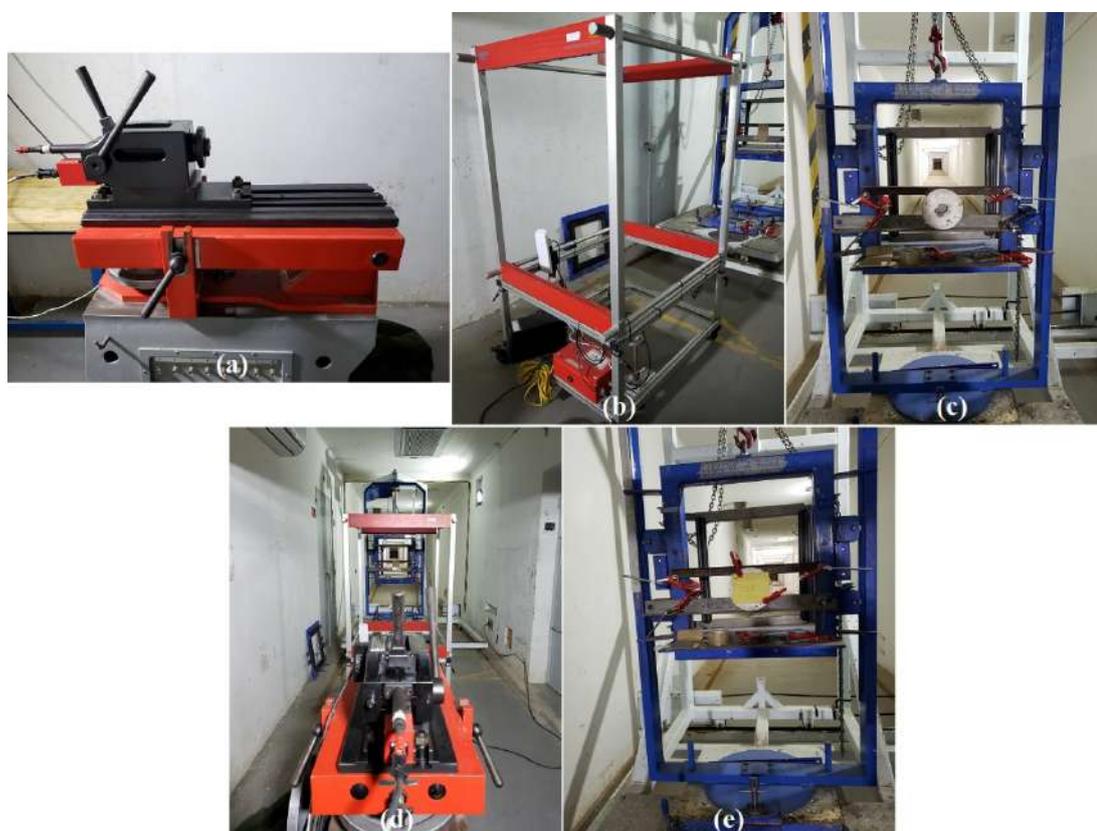


Figura 3.25 – Dispositivo do ensaio de nível balístico: (a) projétil 9x19mm, (b) barreira ótica, (c) estativa de suporte para placa alvo, (d) pronto e (e) placa compósita presa na estativa.

Fonte: Próprio Autor.

Todas essas velocidades devem estar dentro de uma faixa que depende do número de impactos considerados, como se segue:

- a) 4 impactos (2 com penetração completa e 2 com penetração parcial), dentro de uma faixa de velocidade de 20 m/s;
- b) 6 impactos (3 com penetração completa e 3 com penetração parcial), dentro de uma faixa de velocidade de 30 m/s;
- c) 8 impactos (4 com penetração completa e 4 com penetração parcial), dentro de uma faixa de velocidade de 35 m/s; e
- d) 10 impactos (5 com penetração completa e 5 com penetração parcial), dentro de uma faixa de velocidade de 40 m/s.

Alternativamente, pode-se estimar esse valor por meio da velocidade limite (V_0) correspondente à energia cinética residual nula na curva energia cinética de impacto vs. energia cinética residual do projétil. Essa curva pode ser representada por uma linha de tendência linear (WAMBUA *et al.*, 2007; YAHAYA *et al.*, 2016a; YAHAYA *et al.*, 2016b) obtida a partir de um conjunto de dados de velocidade de impacto/velocidade residual do projétil e da definição de energia cinética expressa pela Eq. 3.7 e pela Eq. 3.8 para as velocidades de impacto e residual (após o impacto) do projétil, respectivamente.

$$E_i = \frac{M \cdot V_i^2}{2} \quad (3.7)$$

$$E_r = \frac{M \cdot V_r^2}{2} \quad (3.8)$$

Onde:

E_i energia cinética de impacto do projétil;

E_r energia cinética residual do projétil;

M massa do projétil.

Ensaio de velocidade residual, com projétil 9x19mm FMJ Luger ETOG, foram realizados a fim de determinar as velocidades limites dos compósitos propostos, conforme descrito. Foram testadas uma placa de cada configuração, com dimensões de 300x300mm. Para cada placa, foram realizados 5 (cinco) impactos com velocidades diferentes e crescentes a partir de um valor base, específico para cada configuração, correspondente a uma estimativa grosseira do limite balístico do material. A fim de evitar os efeitos de borda e de

impactos adjacentes, as distâncias para as bordas e entre impactos foram de, no mínimo, 75mm e 50mm, respectivamente, conforme a norma MIL-STD-662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997). Foram utilizados provete HPI 9x19mm e suporte para a placa alvo a 5m do provete, conforme as normas NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) e NBR 15000 (ABNT, 2005), e os requisitos técnicos absolutos do capacete brasileiro. Além disso, foi utilizado um radar Doppler WEIBEL SL-520P para medir as velocidades de impacto e residual do projétil, a 4,95m e 5,05m, respectivamente. O dispositivo completo é mostrado na Figura 3.26.

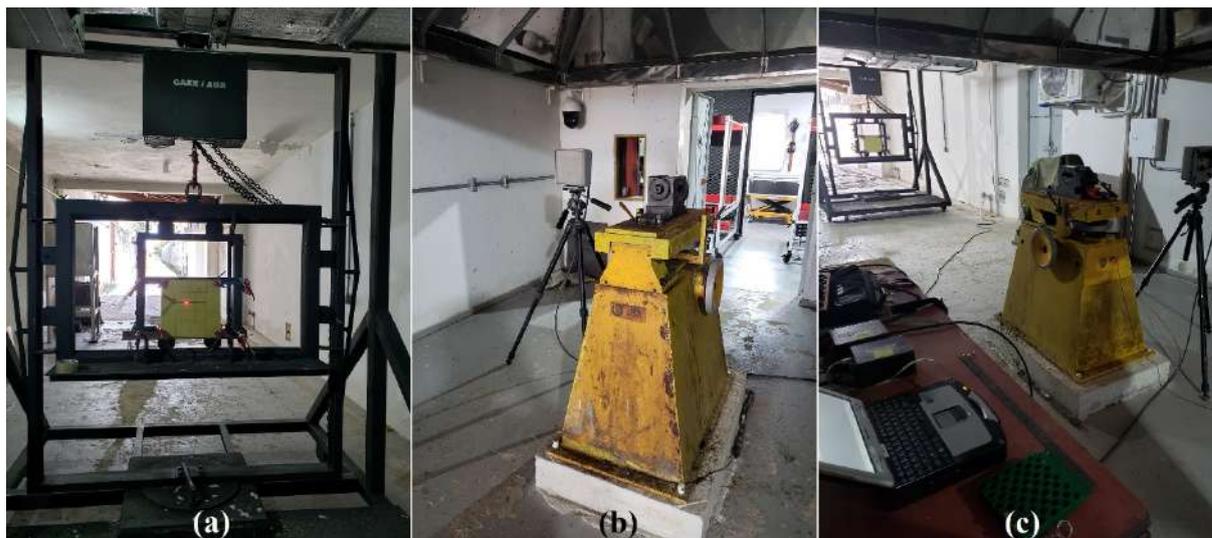


Figura 3.26 – Dispositivo do ensaio de velocidade residual: (a) suporte para a placa alvo com a placa alvo posicionada, (b) provete 9x19mm e radar Doppler, e (c) pronto.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.6 Simulação Computacional

Simulações computacionais do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger foram realizadas com o software comercial ANSYS-AUTODYN 2021 R1, versão acadêmica. Essa ferramenta computacional de modelagem e simulação de dinâmica não-linear para aplicações com grande deformação e alta taxa de deformação, utiliza os métodos de diferenças finitas, elementos finitos e volumes finitos para resolver equações de conservação de massa, momentum e energia (RAJPUT; BHUARYA; GUPTA, 2017). Nas últimas duas décadas, códigos hidrodinâmicos como esse têm sido largamente utilizados para simular o impacto de materiais isotrópicos com projétil em alta velocidade. Contudo, com o desenvolvimento das fibras de aramida, UHMWPE e carbono, existe um interesse crescente na simulação do impacto balístico de materiais anisotrópicos para o desenvolvimento de compósitos balísticos. Ao contrário de materiais isotrópicos como aço e alumínio, a resposta balística de materiais anisotrópicos é mais complexa e requer extensa caracterização do material (THAM; TAN; LEE, 2008). Um modelo de material compósito, particularmente desenvolvido para simular a resposta ao choque de materiais

anisotrópicos (HAYHURST *et al.*, 1999; HIERMAIER *et al.*, 2000), foi implementado no ANSYS-AUTODYN. Esse modelo possibilita acoplar o comportamento constitutivo anisotrópico com uma equação de estado (equation of state - EOS) não linear (THAM; TAN; LEE, 2008).

Em geral, o comportamento de compósitos laminados pode ser representado por meio de um conjunto de relações constitutivas ortotrópicas. A EOS ortotrópica no ANSYS-AUTODYN permite que uma EOS não linear seja utilizada em conjunto com uma matriz de rigidez ortotrópica (BANDARU *et al.*, 2016a). Para um material ortotrópico linearmente elástico, a tensão total, σ_{ij} , pode ser relacionada à deformação total, ϵ_{ij} , por meio da matriz ortotrópica de rigidez, C_{ij} , conforme Eq. 3.9. Os coeficientes C_{ij} são função das propriedades elásticas ortotrópicas do material, E_{ij} , G_{ij} e ν_{ij} . De modo a incorporar os efeitos não lineares (choque), atribuídos à deformação volumétrica do material, deve-se separar a resposta volumétrica (termodinâmica) do material (EOS) de sua capacidade de suportar cargas de cisalhamento (resistência). Isso resulta na relação constitutiva ortotrópica modificada dada por Eq. 3.10, na qual ϵ_{ij}^d é a deformação desviadora e ϵ_{vol} é a deformação volumétrica do material. Reescrevendo Eq. 3.10, tem-se que as tensões totais são dadas pelas Eqs. 3.11, 3.12 e 3.13. (THAM; TAN; LEE, 2008).

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{44} \\ \sigma_{55} \\ \sigma_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (3.9)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{44} \\ \sigma_{55} \\ \sigma_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon_{11}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{22}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{33}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (3.10)$$

$$\sigma_{11} = \frac{1}{3} (C_{11} + C_{12} + C_{13})\epsilon_{vol} + C_{11}\epsilon_{11}^d + C_{12}\epsilon_{22}^d + C_{13}\epsilon_{33}^d \quad (3.11)$$

$$\sigma_{22} = \frac{1}{3} (C_{21} + C_{22} + C_{23})\epsilon_{vol} + C_{21}\epsilon_{11}^d + C_{22}\epsilon_{22}^d + C_{23}\epsilon_{33}^d \quad (3.12)$$

$$\sigma_{33} = \frac{1}{3} (C_{31} + C_{32} + C_{33})\epsilon_{vol} + C_{31}\epsilon_{11}^d + C_{32}\epsilon_{22}^d + C_{33}\epsilon_{33}^d \quad (3.13)$$

Considerando que a pressão equivalente pode ser definida por Eq. 3.14, tem-se que:

$$P = -\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad (3.14)$$

$$\begin{aligned} P = & -\frac{1}{9}[C_{11} + C_{22} + C_{33} + 2(C_{12} + C_{23} + C_{31})]\epsilon_{vol} \\ & -\frac{1}{3}(C_{11} + C_{12} + C_{13})\epsilon_{11}^d - \frac{1}{3}(C_{21} + C_{22} + C_{23})\epsilon_{22}^d \\ & -\frac{1}{3}(C_{31} + C_{32} + C_{33})\epsilon_{33}^d \end{aligned} \quad (3.15)$$

O primeiro termo do lado direito de Eq. 3.15 representa a relação padrão entre a pressão e a deformação volumétrica (lei de Hooke) para baixas taxas de deformação, e é equivalente a resposta linear. Para altas taxas de deformação, características de impacto balístico, a relação entre pressão e deformação volumétrica é tipicamente não linear. A fim de considerar os efeitos não lineares do choque, a contribuição da deformação volumétrica para a pressão em Eq. 3.15 é modificada para incluir termos não lineares. Assim, esse termo é substituído pela EOS de Mie-Grüneisen, e os demais termos são uma correção devida às deformações desviadoras, no caso de materiais anisotrópicos (BANDARU *et al.*, 2016a). Para materiais isotrópicos, esses termos são nulos (THAM; TAN; LEE, 2008). Três formas da EOS de Mie-Grüneisen estão disponíveis para associar com uma resposta ortotrópica no modelo do ANSYS-AUTODYN: EOS linear, EOS de choque e EOS polinomial. Nos casos das EOS de choque e polinomial, os coeficientes das equações são obtidos por meio de ensaios específicos e são característicos de cada material. Assim, neste estudo, foi utilizada a EOS linear por falta desses dados experimentais.

Compósitos laminados apresentam múltiplos modos de falha num impacto balístico. Neste estudo, foi considerado que a iniciação da falha pode ser causada por tensão ou deformação limite do material. Após a iniciação da falha, as propriedades do compósito mudam, dependendo do tipo de falha, e a matriz de rigidez é atualizada. Considerando as direções principais 1 e 3 no plano de moldagem por compressão do laminado, e a direção 2 ao longo de sua espessura, delaminação pode ocorrer em função de tensões ou deformações de tração acima dos limites de ruptura na direção-33, ou em função de tensões, ou deformações cisalhantes excessivas. Nestes casos, a tensão na direção-22 é instantaneamente zerada e a matriz de rigidez é modificada conforme Eq. 3.16. A delaminação também resulta numa redução da rigidez ao cisalhamento do material compósito. O parâmetro responsável por incorporar esse efeito ao modelo é chamado rigidez residual ao cisalhamento, α , e varia entre 0 e 1. Tipicamente, é utilizado 0,2. Quando tensões e/ou deformações excessivas nas direções -11 e -33 ocorrem, modos de falha no plano ocorrem e a tensão na direção de falha é instantaneamente zerada. A matriz de rigidez é, então, modificada, conforme Eq. 3.17 (para falha iniciada na direção -33, por exemplo). Por fim, o efeito combinado de

falha nas três direções do material faz com que ele suporte apenas pressões hidrostáticas (KUMAR *et al.*, 2010).

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ 0 \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{44} \\ \sigma_{55} \\ \sigma_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & 0 & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & 0 & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \alpha C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon_{11}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{22}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{33}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (3.16)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ 0 \\ \sigma_{44} \\ \sigma_{55} \\ \sigma_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \alpha C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon_{11}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{22}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{33}^d + \frac{1}{3}\epsilon_{vol} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} \\ \epsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (3.17)$$

Neste estudo, foi adotado um critério de erosão, que remove elementos altamente distorcidos do modelo, quando a sua deformação geométrica instantânea excede um valor limite. A massa dos elementos removidos é distribuída igualmente entre os demais elementos, mantendo a inércia do sistema. Esse limite é definido tipicamente entre 0,5-2. Neste estudo, foi adotado o valor de 1,5 para esse critério (BANDARU *et al.*, 2016a). O modelo de material apresentado foi adotado para o compósito laminado 19T0C. Além disso, para o núcleo e a camisa do projétil 9mm FMJ, foram adotados os modelos de material do chumbo e do latão, disponíveis na biblioteca de materiais explícitos do ANSYS-AUTODYN. As geometrias com as dimensões da placa alvo e do projétil são mostradas na Figura 3.27. Elas reproduzem perfeitamente a placa e o projétil utilizados nos ensaios experimentais de nível balístico e de velocidade residual. Simulações numéricas 2D axissimétricas foram realizadas a fim de determinar o limite balístico do material de acordo com a norma MIL-STD 662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997). Para isso, simulações com velocidades de impacto crescentes foram realizadas pelo método Lagrangeano tanto para a placa alvo quanto para o projétil. Conforme já apresentado, de acordo com essa norma, o V_{50} é igual à média aritmética entre 3 velocidades de impacto com perfuração completa e 3 velocidades de impacto com perfuração parcial, com uma diferença de no máximo 30m/s entre a maior e a menor. Na Figura 3.28, são mostradas as malhas de elementos finitos utilizadas nas análises, com quadriláteros de 0,25mm de aresta, para a placa alvo, e triângulos de 0,5mm de tamanho, para o núcleo e a camisa do projétil, além da qualidade geral dos elementos.

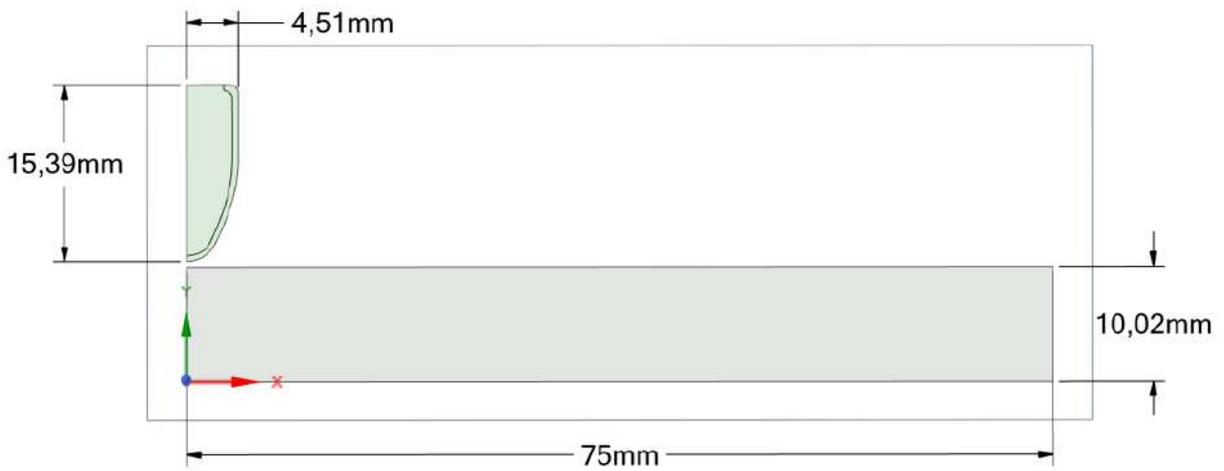


Figura 3.27 – Geometrias da placa e do projétil utilizados nas simulações.

Fonte: Próprio Autor.

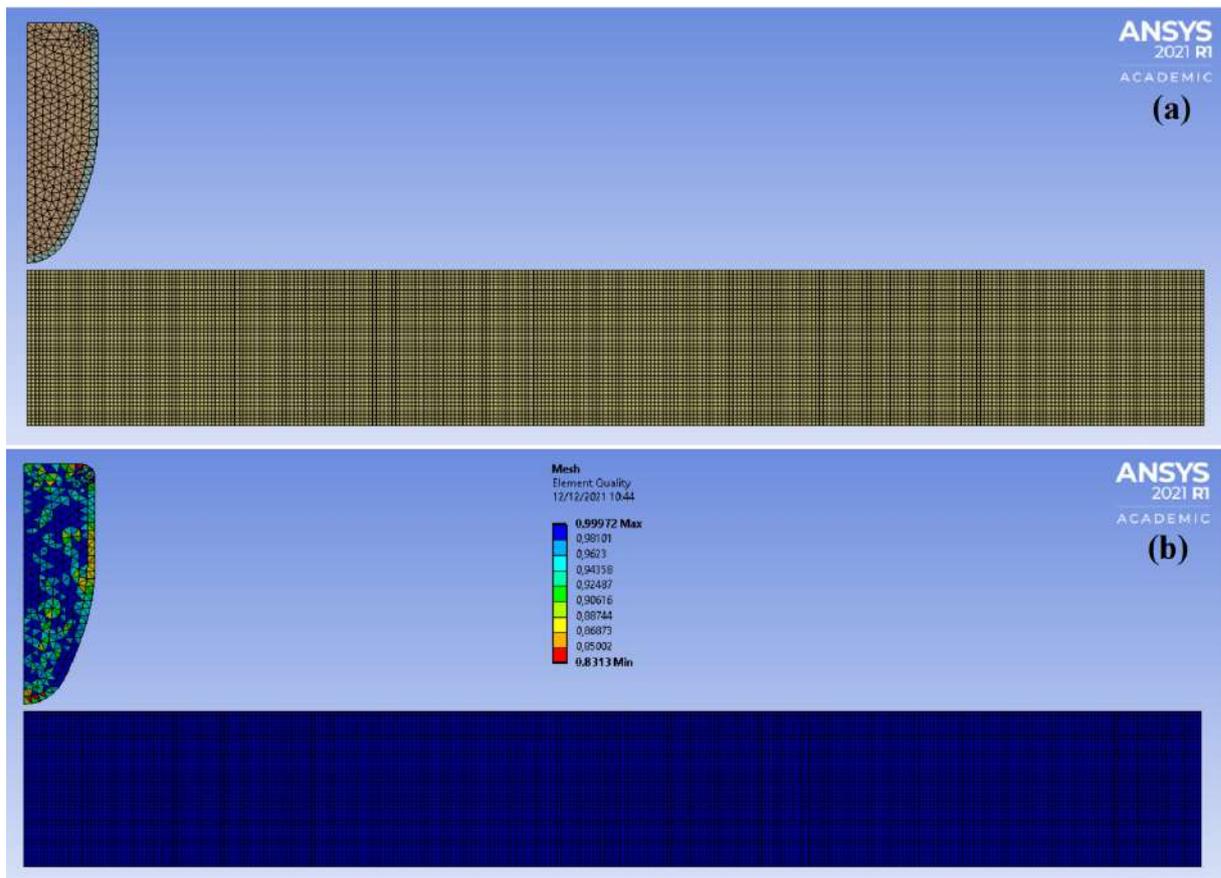


Figura 3.28 – (a) Malha de elementos finitos e (b) qualidade geral dos elementos.

Fonte: Próprio Autor.

Os resultados obtidos com a simulação foram comparados com os resultados experimentais dos ensaios de nível de proteção balística e velocidade residual. É importante destacar que este é um estudo inicial que explora a estratégia de combinar testes balísticos

e simulações computacionais. A Figura 3.29 mostra o modelo de simulação completo, pronto para a análise no AUTODYN.

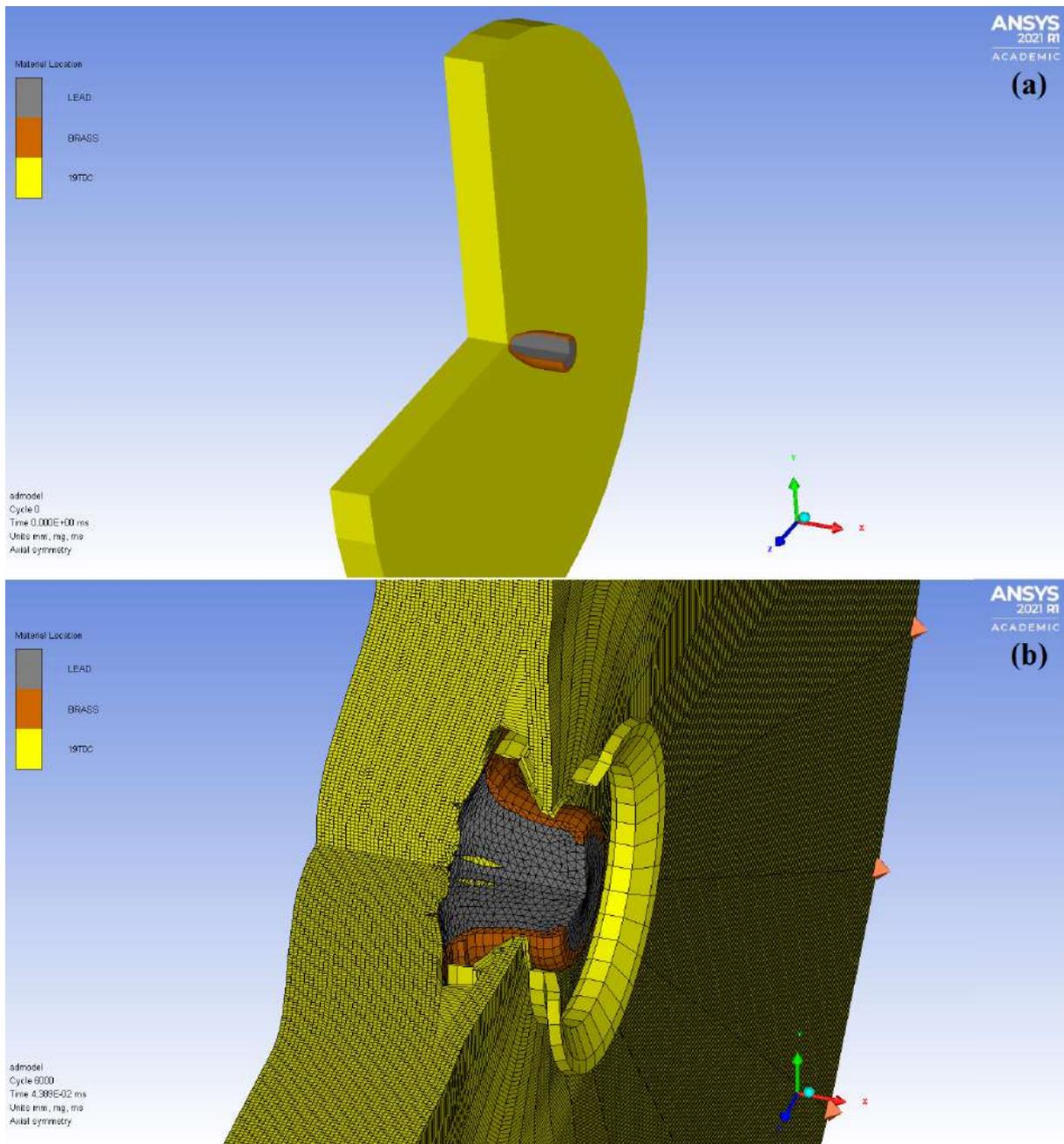


Figura 3.29 – Modelo de simulação para velocidade de impacto de 320m/s em (a) $t = 0\text{ms}$ e (b) $t = 4,389\text{E-}2\text{ms}$.

Fonte: Próprio Autor.

3.3.7 Análise Estatística

A fim de verificar se existem diferenças significativas entre as médias dos valores obtidos de propriedades mecânicas e balísticas para os compósitos propostos, designados por tratamentos, será utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com a distribuição

da estatística “F” de Snedecor. Para o teste, será considerado o nível de significância de 5% e os parâmetros estatísticos Soma dos Quadrados Médios dos Tratamentos (SQT), Soma dos Quadrados Médios dos Erros (SQE) e F, calculados por Eq. 3.18, Eq. 3.19 e Eq. 3.20, respectivamente.

$$SQT = \frac{n_j \sum_{j=1}^g (\bar{X}_j - \mu)^2}{g - 1} \quad (3.18)$$

$$SQE = \frac{\sum_{j=1}^g (n_j - 1) S_j^2}{N - g} \quad (3.19)$$

$$F = \frac{SQT}{SQE} \quad (3.20)$$

n_j n° de CP de cada compósito proposto;

g n° de compósitos propostos;

\bar{X}_j média dos valores obtidos de uma propriedade para cada compósito;

μ média das médias dos valores obtidos de uma propriedade para cada compósito;

S_j^2 variância dos valores obtidos de uma propriedade para cada compósito; e

N n° total de CP, considerando todos os compósitos.

Quando o valor de F calculado por Eq. 3.20 for maior que o quantil da distribuição F de Snedecor com nível de significância de 5% e e graus de liberdade, designado por $F_{\text{crítico}}$, pode-se concluir que a hipótese nula (H_0) de que as médias dos valores obtidos de uma propriedade para cada compósito são iguais, não é válida. Assim, rejeitada a hipótese de médias iguais, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as médias entre si, será utilizado o teste de Turkey a partir da diferença mínima significativa (DMS), calculada por Eq. 3.21, que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%.

$$DMS = q \sqrt{\frac{SQE}{n_j}} \quad (3.21)$$

q : amplitude da distribuição de Student com nível de significância de 5% e e graus de liberdade.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização Mecânica

4.1.1 Ensaio de Tração Uniaxial

Na Figura 4.1, são mostradas as curvas tensão-deformação dos compósitos, obtidas com os ensaios de tração.

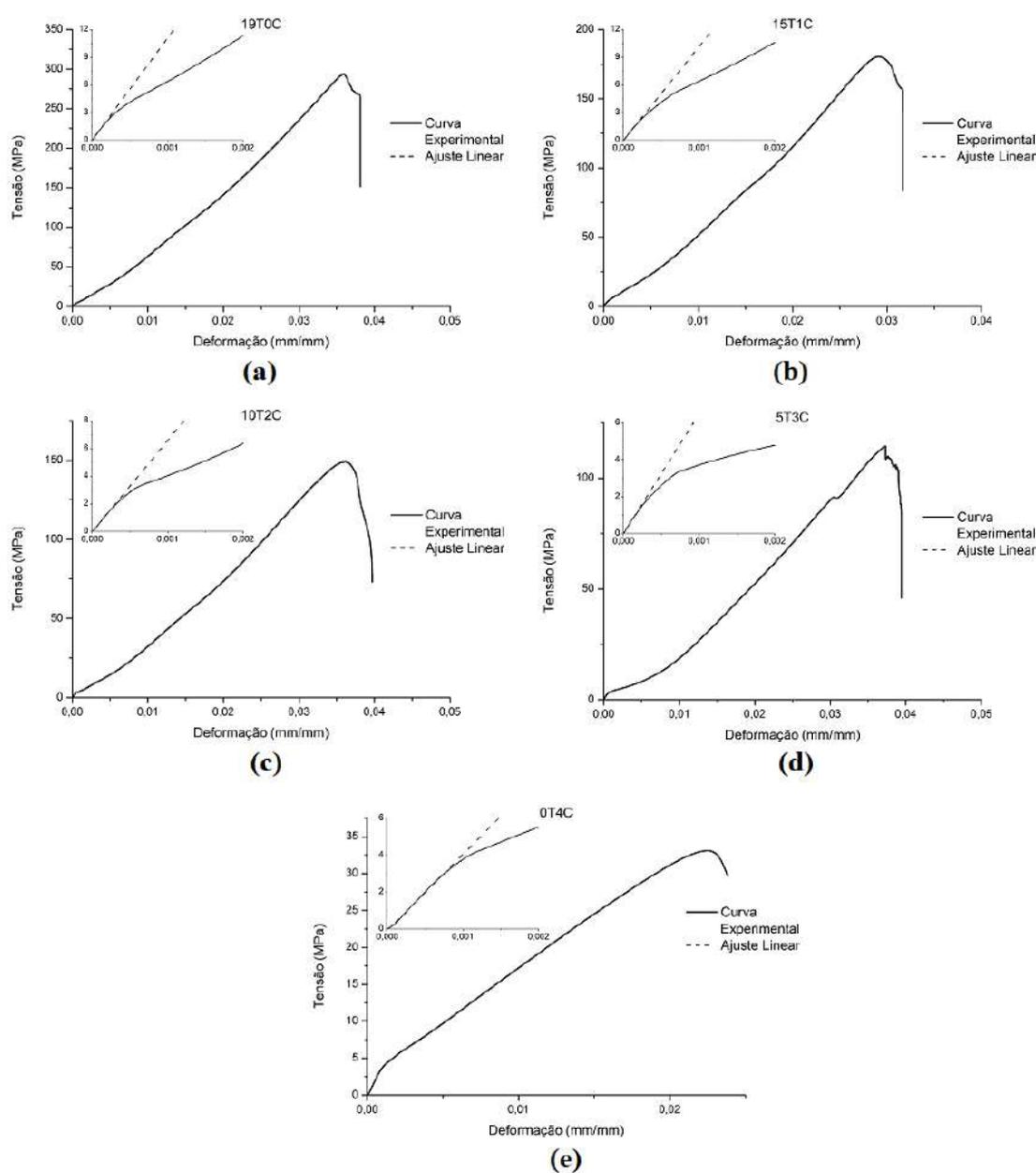


Figura 4.1 – Curvas tensão-deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas com os ensaios de tração.

Fonte: Próprio Autor.

Inicialmente, pode-se observar que, para todos os compósitos, a curva tem uma região linear inicial, conforme mostrado no detalhe dos gráficos. Essa região provavelmente corresponde ao regime elástico linear do material, e é seguida de uma região não-linear até a fratura, provavelmente correspondente ao regime elástico não-linear. Curvas semelhantes foram obtidas e observação similar foi feita por Salman *et al.* (2016b) a partir do ensaio de tração uniaxial de compósito híbrido laminado de tecido de kevlar/kenaf com 35% m/m de epóxi.

Na Tabela 4.1, são apresentados os resultados de limite de resistência à tração (LRT), deformação de ruptura (ϵ_{rup}), módulo de elasticidade (E) e tenacidade (U) 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. Já a tenacidade foi inferida a partir da deformação plástica, conforme descrito por Callister e Rethwisch (2018), como a área sob a curva tensão-deformação até o ponto da fratura. Inicialmente, analisando os resultados apresentados na Tabela 4.1, pode-se observar uma tendência de aumento da homogeneidade à medida que o número de camadas de tecido de aramida diminui e o número de camadas de manta de curauá aumenta. Isso é corroborado pela tendência de redução dos desvios-padrão das propriedades apresentadas na Tabela 4.1, do compósito 19T0C para o compósito 0T4C.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de tração uniaxial.

Compósito	Limite de Resistência à Tração LRT (MPa)	Deformação de Ruptura ϵ_{rup} (%)	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Tenacidade U (MJ/m ³)
19T0C	280,21±53,79	3,97±0,30	11,40±1,93	5,41±1,25
15T1C	169,49±26,71	3,28±0,36	10,27±2,18	2,86±0,53
10T2C	156,13±9,93	4,01±0,38	7,26±1,42	3,16±0,50
5T3C	113,32±4,81	3,84±0,13	5,42±1,33	2,12±0,11
0T4C	44,48±13,11	2,71±0,38	3,87±0,43	0,66±0,25
0T4C*	32,04±1,44	2,38±0,11	3,70±0,38	0,43±0,02
0T4C**	56,92±2,20	3,04±0,20	4,05±0,43	0,89±0,06

Fonte: Próprio Autor.

Essa conclusão pode parecer não ser válida ao observar que os desvios-padrão aumentaram significativamente do compósito 5T3C para o compósito 0T4C. Porém ao analisar as propriedades entre os CP do compósito 0T4C extraídos da mesma placa, isto é, do CP_01 ao CP_06 (0T4C*) e do CP_07 ao CP_12 (0T4C**), percebe-se que os desvios-padrão diminuíram consistentemente do compósito 5T3C para o compósito 0T4C. Para o compósito 0T4C, a disparidade entre as propriedades mecânicas de uma placa para outra pode ser justificada pela variabilidade inerente das propriedades mecânicas das fibras

naturais, conforme amplamente discutido na literatura (FARUK *et al.*, 2012; KORONIS; SILVA; FONTUL, 2013; MOHANTY *et al.*, 2000; MONTEIRO *et al.*, 2011), uma vez que essas placas tinham aproximadamente a mesma quantidade de reforço, 57,96%v/v e 58,84%v/v.

Em relação ao aumento da homogeneidade com a redução do número de camadas de tecido de aramida e o incremento do número de camadas de manta de curauá, isso pode ser justificado pelo tipo de estrutura desses materiais, isto é, tecido e manta, respectivamente. Isso porque, no caso do tecido, os fios estão orientados na trama ortogonalmente. Assim, dependendo do corte do tecido e do posicionamento dele no laminado, as orientações preferenciais podem sofrer pequenas alterações o que afeta, principalmente, o LRT. Por outro lado, na manta, as fibras estão orientadas aleatoriamente o que confere um caráter isotrópico ao compósito.

Com base na Tabela 4.1 e na Figura 4.2, pode-se observar que o limite de resistência à tração diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Isso já era esperado tendo em vista a superioridade das propriedades mecânicas das fibras de aramida em relação às fibras naturais (MONTEIRO *et al.*, 2011; SAFRI *et al.*, 2018). Porém, deve-se destacar que não houve redução significativa do LRT do compósito 15T1C para o compósito 10T2C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre os limites de resistência à tração dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

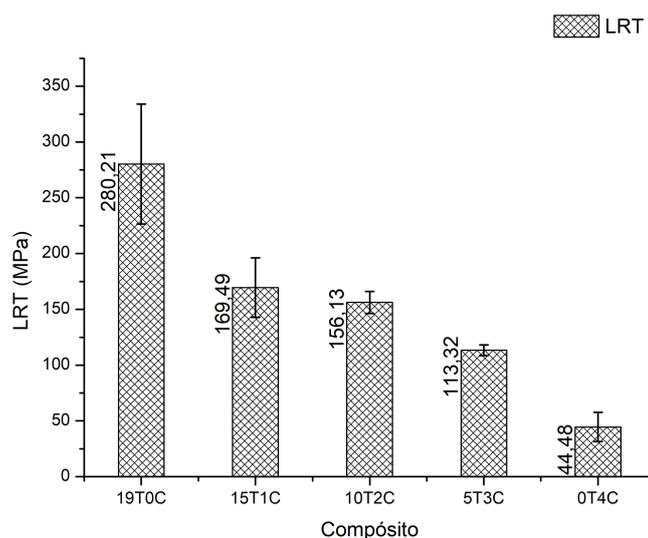


Figura 4.2 – Comparação dos LRT dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.2, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim

de comparar os LRT dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 LRT dos compósitos foram maiores que a DMS, exceto para os compósitos 15T1C e 10T2C. Isso confirma a observação preliminar de que os limites de resistência à tração dos compósitos 15T1C e 10T2C são similares, à despeito da menor quantidade relativa de aramida no compósito 10T2C.

Tabela 4.2 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os limites de resistência à tração dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
89.444,46	780,08	114,66	2,541	3,995	32,21

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, enquanto o LRT diminuiu cerca de 40%. Por outro lado, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto o LRT diminuiu apenas cerca de 44%. Além disso, com base na Tabela 3.5, considerando que a quantidade total de reforço do compósito 10T2C é de 65,004%, enquanto do compósito 19T0C é de 73,29%v/v, isto é, cerca de 13% maior, pode-se afirmar que a redução do LRT seria menor. Deve-se destacar também que, como a manta tem um desempenho consideravelmente inferior ao do tecido (CALLISTER; RETHWISCH, 2018; CHEESEMAN; BOGETTI, 2003), pode-se supor que a redução do LRT poderia ser significativamente menor.

Efeito semelhante foi observado para o compósito híbrido 5T3C. Enquanto a quantidade de aramida foi reduzida em cerca de 79% em relação ao compósito 19T0C, o LRT diminuiu apenas cerca de 59%. Quando comparado com o compósito 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 52%, enquanto que o LRT diminuiu apenas cerca de 27%. Uma vez que, do compósito 15T1C para o compósito 10T2C, a quantidade de aramida diminuiu cerca de 36%, enquanto o LRT reduziu cerca de 7,9%, pode-se observar, portanto, que esse efeito da hibridização é decrescente. Da mesma forma, considerando que a quantidade total de reforço do compósito 19T0C é de 73,29%v/v, enquanto do compósito 5T3C é de 61,22%, isto é, cerca de 17% menor, pode-se afirmar que a redução do LRT seria menor.

Considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou significativamente o LRT em cerca de 155%. A introdução de mais cinco camadas de aramida (compósito 10T2C) também foi positiva, porém o

aumento foi consideravelmente menor, de apenas cerca de 38%. Isso indica que esse efeito da hibridização é decrescente. Essa observação é ratificada pelo aumento de apenas cerca de 8% do LRT do compósito 10T2C para o compósito 15T1C com uma redução da quantidade de curauá de cerca de 48%.

A análise macroscópica dos modos de falha dos CP após o ensaio de tração justifica a tendência observada na Figura 4.2 e as observações anteriores. Conforme se pode observar na Figura 4.3, o CP do compósito 19T0C sofreu delaminação das camadas mais externas para as camadas mais internas de aramida, e ruptura por tração dos fios de aramida das camadas mais externas. Ao introduzir uma camada de manta de curauá (compósito 15T1C), o CP também apresentou uma tendência de delaminação das camadas mais externas para as camadas mais internas de aramida, e sofreu arrancamento e ruptura de fibras de curauá (Figura 4.4(a)). É importante mencionar que, como a manta consiste de fibras curtas aleatoriamente distribuídas em camadas, empilhadas e compactadas mecanicamente, o arrancamento de fibras é mais frequente que a ruptura.

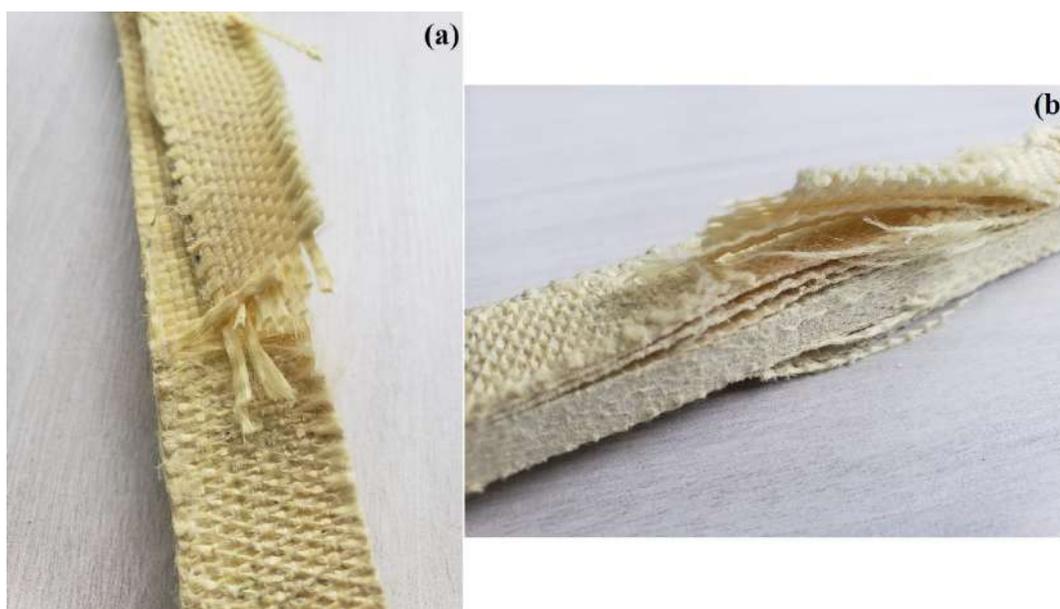


Figura 4.3 – (a) e (b) CP do compósito 19T0C após o ensaio, com evidências de delaminação e de arrancamento e ruptura de fios de aramida.

Fonte: Próprio Autor.

Isso, porém, acontece muito antes da delaminação mais intensa das camadas de aramida, e da ruptura dos fios de aramida, observadas no CP do compósito 19T0C. Isso pode ser explicado em função da menor resistência da parte epóxi/curauá, primeiro, porque a manta não tem a estrutura de tecido, segundo, porque o arrancamento de fibras normalmente é mais fácil que a ruptura, e, terceiro, porque a resistência das fibras naturais normalmente é inferior (MONTEIRO *et al.*, 2011). Tudo isso limita consideravelmente a ação da aramida, e reduz o LRT. Além disso, possivelmente, a espessura da parte epóxi/curauá influenciou negativamente. Isso porque, conforme se pode observar na Figura

4.4(a), a fratura da parte epóxi/curauá começa na interface com a parte epóxi/aramida e se propaga ao longo da sua espessura num plano inclinado. Assim, quanto menor a espessura dessa parte, mais rápida a fratura acontece.

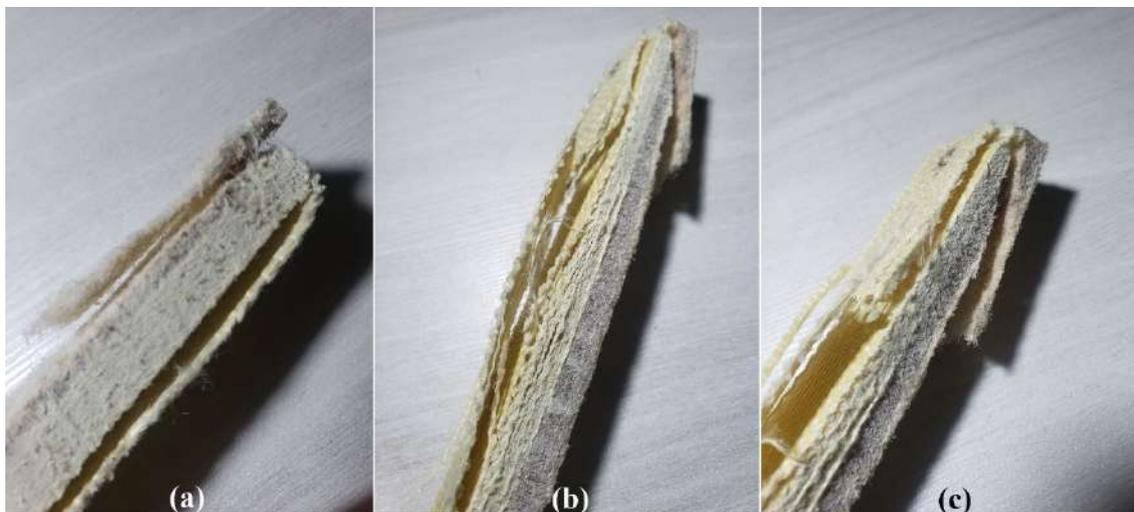


Figura 4.4 – (a) CP do compósito 15T1C após o ensaio, com evidências de delaminação da camada mais externa de aramida e de arrancamento e ruptura de fibras de curauá; (b) e (c) CP do compósito 10T2C após o ensaio, com evidências de delaminação das camadas de aramida, de ruptura dos fios de aramida e de arrancamento e ruptura das fibras de curauá.

Fonte: Próprio Autor.

A introdução de mais uma camada de curauá (compósito 10T2C), reduz a quantidade de aramida e, portanto, aumenta a “ocupação” da aramida remanescente. Além disso, além de aumentar a espessura da parte epóxi/curauá e, portanto, o “caminho” de propagação da trinca, cria uma barreira à propagação dessa trinca, representada pela interface entre as camadas de curauá. O resultado líquido é uma redução marginal do LRT do compósito com uma intensificação dos mecanismos de delaminação das camadas de aramida, e de ruptura por tração dos fios de aramida, como mostrado na Figura 4.4(b) e (c). É importante mencionar que praticamente não acontece delaminação entre as camadas de curauá. Além disso, como já mencionado, a fratura da parte epóxi/curauá ocorre num plano inclinado de cisalhamento, conforme a Figura 4.4(c). Isso corrobora a tese de que, pela estrutura da manta, a parte epóxi/curauá comporta-se como um material homogêneo e isotrópico.

O efeito líquido da introdução de mais uma camada de curauá (compósito 5T3C) em substituição a outras cinco camadas de aramida é uma redução mais significativa da resistência. Isso porque toda a aramida do compósito 10T2C já estava “trabalhando” integralmente, e a substituição de cinco camadas de aramida por uma camada de curauá não compensou. Assim, observa-se uma intensificação acentuada dos mecanismos de falha da aramida (delaminação das camadas de aramida e ruptura dos fios) e do curauá

(arrancamento e ruptura das fibras), conforme a Figura 4.5. Pode-se observar que, na parte de epóxi/curauá, a fratura ocorreu em planos inclinados e simétricos. Por fim, a resistência do compósito 0T4C diminuiu consideravelmente com a substituição total da aramida, ratificando a superioridade mecânica do tecido de aramida em relação à manta de curauá. Neste caso, a fratura ocorreu integralmente pelo arrancamento e ruptura em tração das fibras de curauá, conforme a Figura 4.6. Pode-se observar que a fratura também ocorreu em planos inclinados.

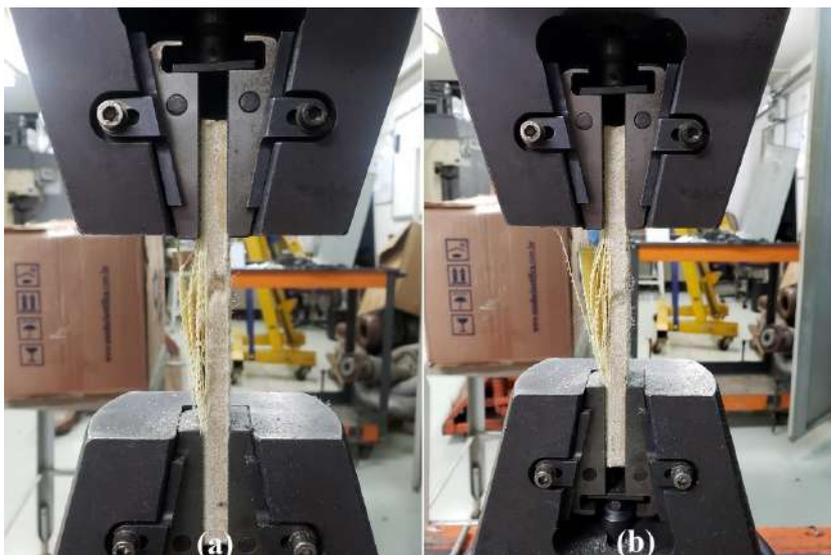


Figura 4.5 – (a) e (b) CP do compósito 5T3C sofrendo delaminação das camadas de aramida, ruptura dos fios de aramida e arrancamento e ruptura das fibras de curauá durante o ensaio de tração.

Fonte: Próprio Autor.



Figura 4.6 – (a) e (b) CP do compósito 0T4C sofrendo arrancamento e ruptura das fibras de curauá durante o ensaio de tração.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 4.1 e na Figura 4.7, pode-se observar que não houve variações significativas da deformação de ruptura entre os compósitos 19T0C, 10T2C e 5T3C. Contudo, tanto para o compósito 15T1C quanto para o compósito 0T4C, parece ter havido uma redução importante da deformação de ruptura em relação aos demais. Assim, a fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as deformações de ruptura dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

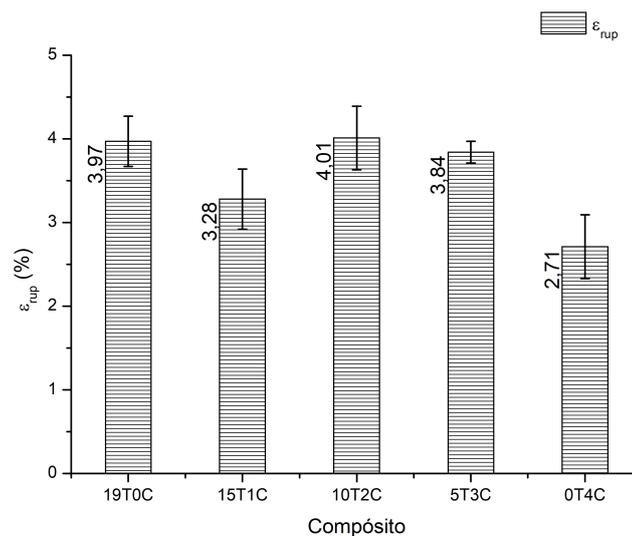


Figura 4.7 – Comparação das deformações de ruptura dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.3, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as médias entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 deformações de ruptura dos compósitos 19T0C, 10T2C e 5T3C são menores que a DMS. Isso ratifica a observação preliminar de que as deformações de ruptura desses compósitos são similares, a despeito da menor quantidade relativa de aramida nos compósitos 10T2C e 5T3C. Além disso, pode-se observar também que as diferenças entre as deformações de ruptura dos compósitos 15T1C e 0T4C e os demais são maiores que a DMS. Isso corrobora a observação inicial de que houve uma redução importante dessa propriedade para os compósitos 15T1C e 0T4C.

Tabela 4.3 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as deformações de ruptura dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
3,75	0,105	35,71	2,541	3,995	0,374

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Assim, pode-se inferir desses resultados que a capacidade de deformação dos compósitos até a fratura é controlada pela aramida e é independente da quantidade de camadas de aramida. Isso é corroborado pela variação insignificante dessa propriedade entre os compósitos 19T0C, 10T2C e 5T3C, e pela redução significativa observada para o compósito 0T4C. Em relação à redução da deformação de ruptura para o compósito 15T1C, isso ratifica o efeito negativo da hibridização com uma camada de manta de curauá, observado para o LRT. Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 10T1C e 5T3C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55% e 79%, respectivamente, enquanto que a deformação de ruptura não variou significativamente. Além disso, considerando o compósito 0T4C, a hibridização com a aramida aumentou significativamente a deformação de ruptura, em mais de 40%.

Com base na Tabela 4.1 e na Figura 4.8, pode-se observar que a tenacidade diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Apesar disso, deve-se destacar que não houve variação significativa da tenacidade do compósito 15T1C para o compósito 10T2C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as tenacidades dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

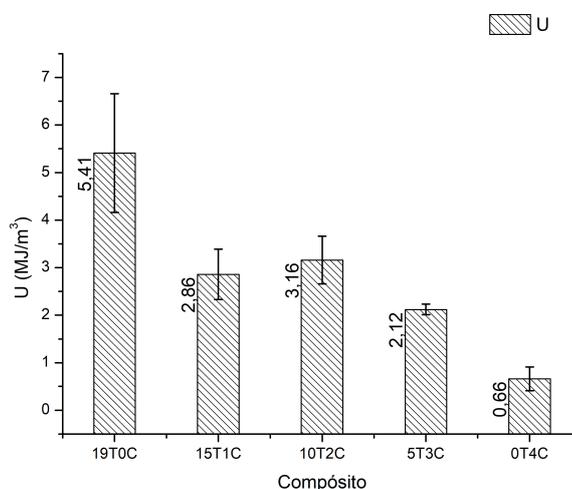


Figura 4.8 – Comparação das tenacidades dos compósitos, obtidas nos ensaios de tração.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.4, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as médias entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 tenacidades dos compósitos foram maiores que a DMS, exceto entre aquelas correspondentes aos compósitos 15T1C e 10T2C. Isso ratifica a observação preliminar de que as tenacidades dos compósitos 15T1C e 10T2C são similares, com 95% de confiança, à despeito da menor quantidade relativa de aramida no compósito 10T2C.

Tabela 4.4 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tenacidades dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
35,94	0,434	82,81	2,541	3,995	0,760

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Esses resultados estão coerentes com os resultados de LRT e de deformação de ruptura apresentados anteriormente. Isso porque, conforme mostrado, o LRT diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá, à exceção do compósito 15T1C para o compósito 10T2C, que não houve redução significativa do LRT. Adicionalmente, não houve variação significativa entre as deformações de ruptura dos compósitos 19T0C, 10T2C e 5T3C, que foram maiores que as deformações de ruptura dos compósitos 15T1C e 0T4C. Assim, era esperado que a tenacidade diminuísse com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá, e que a tenacidade do compósito 10T2C fosse marginalmente superior à do compósito 15T1C.

É importante destacar que, para o compósito 15T1C, o efeito da hibridização para a tenacidade foi ainda mais negativo do que para o LRT. Isso porque houve uma redução maior, de cerca de 47%, em relação ao compósito 19T0C, enquanto a quantidade de aramida diminuiu apenas 29%. Isso pode ser explicado em função das reduções combinadas do LRT e da deformação de ruptura, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C. Para os compósitos 10T2C e 5T3C, o efeito da hibridização para a tenacidade foi similar ao observado para o LRT. Já para o compósito 0T4C, esse efeito foi ainda mais positivo uma vez que houve um aumento significativamente maior, de cerca de 220%, com a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C). Além disso, assim como observado para o LRT, esse efeito positivo é decrescente com o aumento do número de camadas de aramida, e existe um limite em termos da relação quantidade de aramida/quantidade de curauá.

Essa observação é ratificada pelo aumento de apenas cerca de 49% da tenacidade do compósito 5T3C para o compósito 10T2C, e pela redução de cerca de 9% do compósito 10T2C para o compósito 15T1C.

Com base na Tabela 4.1 e na Figura 4.9, pode-se observar que o módulo de elasticidade diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Apesar disso, deve-se destacar que não houve variação significativa do módulo de elasticidade do compósito 19T0C para o compósito 15T1C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre os módulos de elasticidade dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

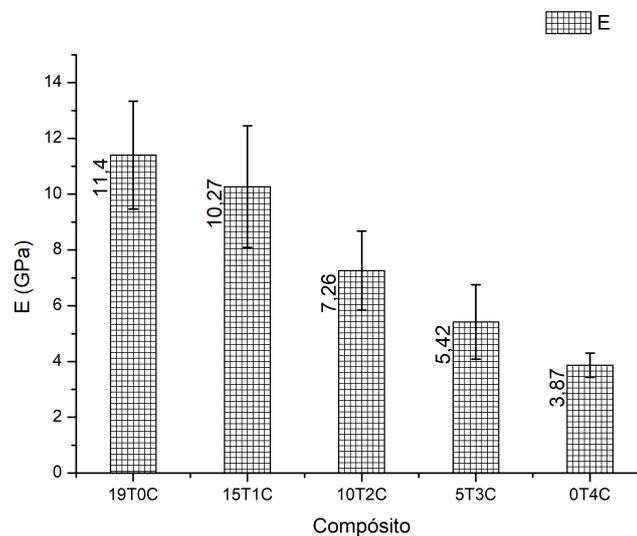


Figura 4.9 – Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.5, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as médias entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 maiores que a DMS, exceto entre aqueles correspondentes aos compósitos 19T0C e 15T1C. Isso ratifica, com 95% de confiança, as observações preliminares de que o módulo de elasticidade diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá, e que os módulos de elasticidade dos compósitos 19T0C e 15T1C são similares. Além disso, esse teste indicou que não existe diferença significativa entre os módulos de elasticidade dos compósitos 5T3C e 0T4C.

Tabela 4.5 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de tração.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
121,02	2,49	48,60	2,541	3,995	1,82

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Esses resultados estão parcialmente coerentes com os resultados de LRT e de deformação de ruptura apresentados anteriormente. Isso porque, conforme mostrado, o LRT diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá, à exceção do compósito 15T1C para o compósito 10T2C, que não houve redução significativa do LRT. Adicionalmente, não houve variação significativa entre as deformações de ruptura dos compósitos 19T0C, 10T2C e 5T3C, que foram maiores que as deformações de ruptura dos compósitos 15T1C e 0T4C. Assim, era esperado que o módulo de elasticidade diminuísse com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá, porém que os módulos de elasticidade dos compósitos 15T1C e 0T4C fossem significativamente diferentes dos compósitos 19T0C e 5T3C, respectivamente.

Diferentemente do que foi observado para o LRT, para a deformação de ruptura e para a tenacidade, com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, enquanto que não foi observada uma variação significativa do módulo de elasticidade. Por outro lado, para o compósito 5T3C, em relação ao compósito 0T4C, cinco camadas de aramida foram introduzidas, mas aparentemente nenhuma variação significativa do módulo de elasticidade foi observada. Assim como para o LRT, para a deformação de ruptura e para a tenacidade, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto que o módulo de elasticidade diminuiu menos, apenas cerca de 36%. Além disso, do compósito 0T4C para o compósito 10T2C, o módulo de elasticidade aumentou cerca de 88%.

Salman *et al.* (2016b) realizaram ensaios de tração uniaxial com compósito híbrido laminado de tecido de aramida/kenaf com 35%*m/m* de epóxi, o qual pode ser considerado equivalente ao compósito 15T1C. Eles obtiveram para esse compósito módulo de elasticidade de cerca de 11GPa, similar ao compósito 15T1C. Isso é um indício de que o módulo de elasticidade do compósito 19T0C pode estar subestimado. Além disso, esses autores obtiveram LRT de cerca de 200MPa e deformação de ruptura de cerca de 3,40%, também similares ao compósito 15T1C. Isso confirma a validade dos resultados obtidos.

Assim, com base nos resultados apresentados, em relação ao LRT, o compósito

10T2C apresentou o melhor resultado entre os híbridos, uma vez que, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução significativa da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto o LRT diminuiu apenas cerca de 44%. Além disso, do compósito 0T4C para o compósito 10T2C, o LTR aumentou mais de 251%. Adicionalmente, embora o LRT tenha diminuído 44% do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, o LRT específico diminuiu menos, cerca de 36%. Considerando que a quantidade total de reforço do compósito 10T2C é 65,00%v/v, enquanto para o compósito 19T0C é 73,29%v/v, isto é, cerca de 13% maior, pode-se afirmar que a redução do LRT seria menor, assim como a densidade do compósito. Além disso, como a manta tem desempenho consideravelmente inferior ao tecido, pode-se assumir que a redução do LRT seria ainda menor. Assim, a redução do LRT específico do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, poderia ser muito menor que 36% o que é significativamente importante para o desempenho balístico de compósito laminado, conforme discutido previamente.

Além disso, pode-se afirmar que, em relação à deformação de ruptura, a hibridização foi positiva. Isso porque, do compósito 19T0C para os compósitos 10T2C e 5T3C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55% e 79%, respectivamente, enquanto a deformação de ruptura não mudou significativamente. Isso é muito interessante uma vez que essa propriedade afeta significativamente o desempenho balístico de um compósito laminado, conforme discutido previamente. Adicionalmente, considerando o compósito 0T4C, a hibridização com aramida aumentou mais de 40% a deformação de ruptura. Assim como para o LRT, o compósito 10T2C apresentou o melhor resultado em relação à tenacidade, uma vez que, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto a tenacidade diminuiu apenas cerca de 41%. Além disso, do compósito 0T4C para o compósito 10T2C, a tenacidade aumentou mais de 378%.

Em relação ao módulo de elasticidade, o compósito 15T1C apresentou o melhor resultado, uma vez que, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução de cerca de 29% da quantidade de aramida, enquanto o módulo de elasticidade não mudou significativamente. Além disso, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução de cerca de 55% da quantidade de aramida, enquanto o módulo de elasticidade diminuiu apenas cerca de 36%. Adicionalmente, do compósito 0T4C para o compósito 10T2C, o módulo de elasticidade aumentou cerca de 88%. Embora o módulo de elasticidade tenha diminuído cerca de 36% do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, o módulo de elasticidade específico diminuiu menos, cerca de 27%. Conforme discutido anteriormente, essa redução poderia ser muito menor o que é significativamente importante para o desempenho balístico de compósito laminado, uma vez que a velocidade de onda depende dessa propriedade específica.

4.1.2 Ensaio de Excitação por Impulso

Na Tabela 4.6, são apresentados os resultados de módulo de elasticidade (E), módulo de cisalhamento (G), coeficiente de Poisson (ν), velocidade de onda longitudinal (V_P) e velocidade de onda de cisalhamento (V_S) dos compósitos. Inicialmente, com base na Tabela 4.6 e na Figura 4.10, pode-se observar que, para todos os compósitos, exceto o 19T0C, os valores de módulo de elasticidade obtidos nos ensaios de excitação por impulso e de tração são similares. Isso valida os resultados obtidos para essa propriedade e reforça a validade desses ensaios e dos demais resultados obtidos neles. Em relação ao compósito 19T0C, foi verificada, na literatura, a validade do resultado do ensaio de excitação por impulso, conforme Palta, Fang e Weggel (2018) e Kumar *et al.* (2010).

Tabela 4.6 – Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de excitação por impulso.

Compósito	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Módulo de Cisalhamento G (GPa)	Coefficiente de Poisson ν	Velocidade de Onda Longitudinal V_P (m/s)	Velocidade de Onda Cisalhamento V_S (m/s)
19T0C	17,64±0,54	5,59±0,14	0,59±0,05	4110±960	2111±63
15T1C	11,28±0,36	3,81±0,08	0,47±0,04	3314±774	1756±41
10T2C	7,49±0,25	2,63±0,04	0,42±0,04	2783±652	1504±25
5T3C	7,22±0,35	2,62±0,08	0,38±0,07	2778±660	1527±55
0T4C	3,41±0,22	1,18±0,03	0,44±0,08	1994±332	1075±31

Fonte: Próprio Autor.

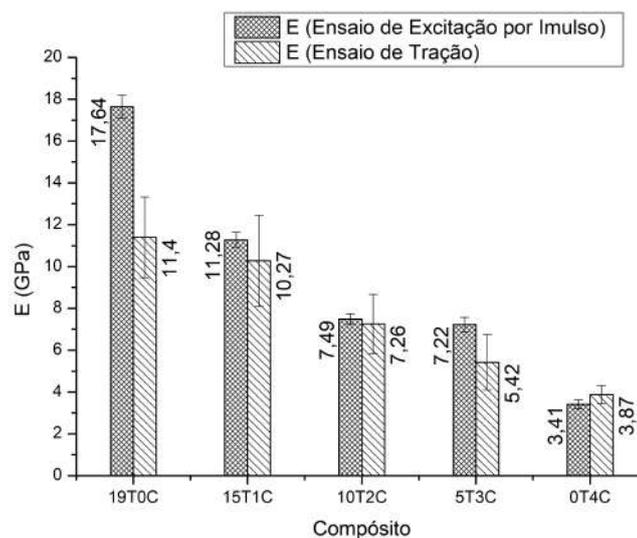


Figura 4.10 – Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso e de tração.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 4.6 e na Figura 4.11, pode-se observar que o módulo de elasticidade diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Deve-se destacar que não houve redução significativa do E do compósito 10T2C para o compósito 5T3C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre os módulos de elasticidade dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

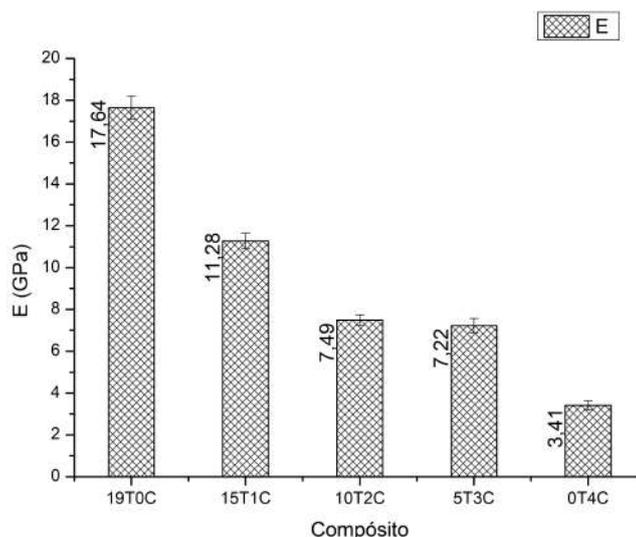


Figura 4.11 – Comparação dos módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.7, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os E dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 E dos compósitos foram maiores que a DMS, exceto para os compósitos 10T2C e 5T3C. Isso confirma a observação preliminar de que os módulos de elasticidade dos compósitos 10T2C e 5T3C são similares, a despeito da menor quantidade relativa de aramida no compósito 5T3C.

Tabela 4.7 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de elasticidade dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
289,28	0,131	2208	2,582	4,025	0,461

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% e 55%, respectivamente, enquanto que o E diminuiu cerca de 36% para o primeiro, e 57% para o segundo. Para o compósito 15T1C, o módulo de elasticidade específico diminuiu cerca de 31%, enquanto, para o compósito 10T2C, cerca de 51%. Por outro lado, do compósito 19T0C para o compósito 5T3C, houve uma redução de cerca de 79% da quantidade de aramida, enquanto o E diminuiu apenas cerca de 59%. Em termos específicos, essa redução foi menor, de cerca de 50%. Considerando que a quantidade total de reforço do compósito 19T0C é de 73,29%v/v, enquanto do compósito 5T3C é de 61,22%, isto é, cerca de 17% menor, pode-se afirmar que a redução do módulo de elasticidade específico seria ainda menor, embora, provavelmente, ainda importante em termos balísticos e de rigidez do sistema. Considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou significativamente o módulo de elasticidade, cerca de 112%. A introdução de mais cinco camadas de aramida (compósito 10T2C) foi negativa, uma vez que, em termos específicos, do compósito 5T3C para o compósito 10T2C, houve uma redução de cerca de 3%.

Com base na Tabela 4.6 e na Figura 4.12, pode-se observar que o módulo de cisalhamento diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Deve-se destacar que, assim como o módulo de elasticidade, não houve redução significativa do G do compósito 10T2C para o compósito 5T3C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entres os módulos de cisalhamento dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

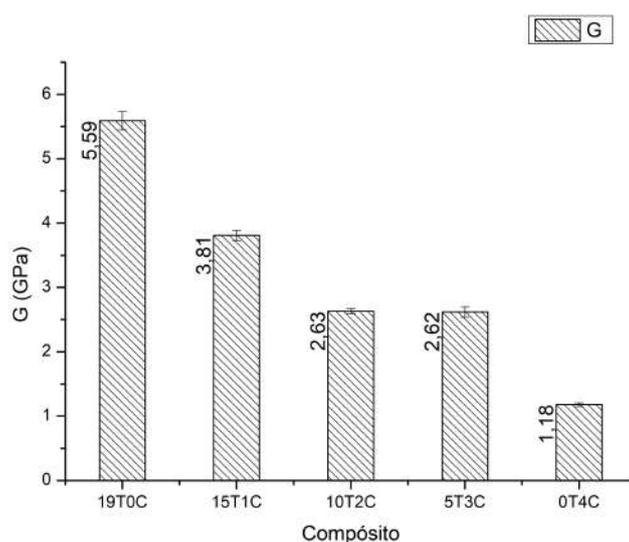


Figura 4.12 – Comparação dos módulos de cisalhamento dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.8, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os módulos de cisalhamento dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 módulos de cisalhamento dos compósitos foram maiores que a DMS, exceto para os compósitos 10T2C e 5T3C. Isso confirma a observação preliminar de que os módulos de cisalhamento dos compósitos 10T2C e 5T3C são similares, à despeito da menor quantidade relativa de aramida no compósito 5T3C.

Tabela 4.8 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos de cisalhamento dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
27,05	0,00698	3875	2,582	4,025	0,106

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% e 55%, respectivamente, enquanto o módulo de cisalhamento diminuiu cerca de 32%, para o primeiro, e 53%, para o segundo. Por outro lado, do compósito 19T0C para o compósito 5T3C, houve uma redução de cerca de 79% da quantidade de aramida, enquanto o módulo de cisalhamento diminuiu apenas cerca de 53%. Considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou significativamente o módulo de cisalhamento, cerca de 122%. A introdução de mais cinco camadas de aramida (compósito 10T2C) não alterou significativamente o módulo de cisalhamento, apesar do aumento da quantidade de aramida. É importante destacar que os valores dos módulos de cisalhamento do compósito 19T0C, obtido no ensaio de excitação por impulso, e de compósito de epóxi-aramida similar, obtido na literatura (KUMAR *et al.*, 2010), têm a mesma ordem de grandeza, isto é, 10^9 Pa. Isso reforça a validade do ensaio e dos resultados obtidos para o módulo de cisalhamento dos outros compósitos.

Com base na Tabela 4.6 e na Figura 4.13, pode-se observar que o coeficiente de Poisson diminuiu com a introdução de uma camada de curauá, e que não houve variações significativas com a introdução de camadas de curauá adicionais em substituição a camadas de aramida. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entres os coeficientes de Poisson dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

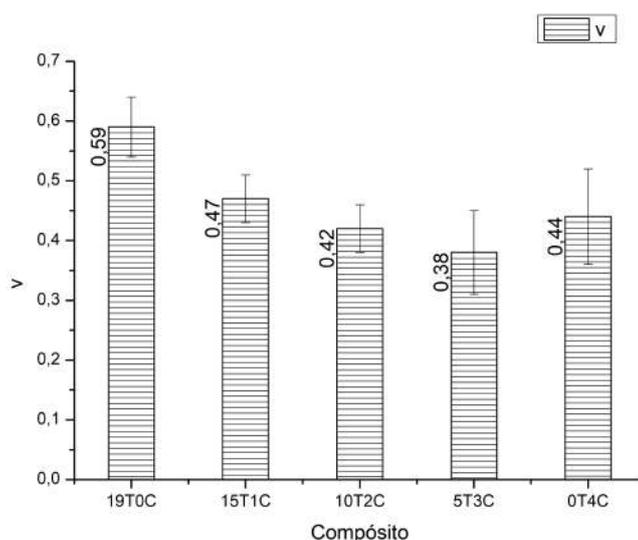


Figura 4.13 – Comparação dos coeficientes de Poisson dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.9, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os v dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 v dos compósitos foram menores que a DMS, exceto quando envolviam o compósito 19T0C. Isso confirma as observações preliminares de que houve uma redução do coeficiente de Poisson com a introdução de uma camada de curauá (15T1C), mas que os coeficientes de Poisson dos compósitos 15T1C a 0T4C são similares.

Tabela 4.9 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os coeficientes de Poisson dos compósitos, obtidos nos ensaios de excitação por impulso.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
0,0635	0,0034	18,68	2,582	4,025	0,0742

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor

Considerando as quantidades de aramida e de curauá em cada compósito conforme Tabela 3.5, pode-se observar que, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C a 0T4C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% a 79%, enquanto o coeficiente de Poisson diminuiu no máximo 35%. É importante destacar que os valores dos coeficientes de Poisson do compósito 19T0C (0,59), obtido no ensaio de excitação por

impulso, e de compósito de epóxi-aramida similar (0,69), obtido na literatura (KUMAR *et al.*, 2010), são similares. Isso reforça a validade do ensaio e dos resultados obtidos para o módulo de cisalhamento dos outros compósitos.

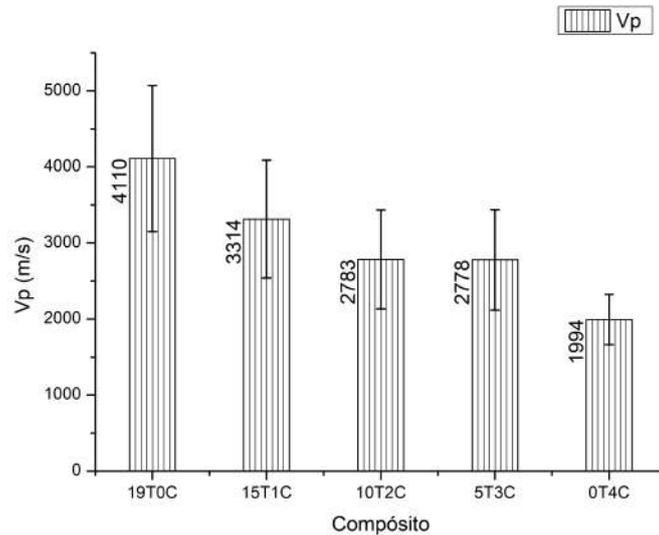


Figura 4.14 – Comparação das velocidades do som longitudinais dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.

Fonte: Próprio Autor.

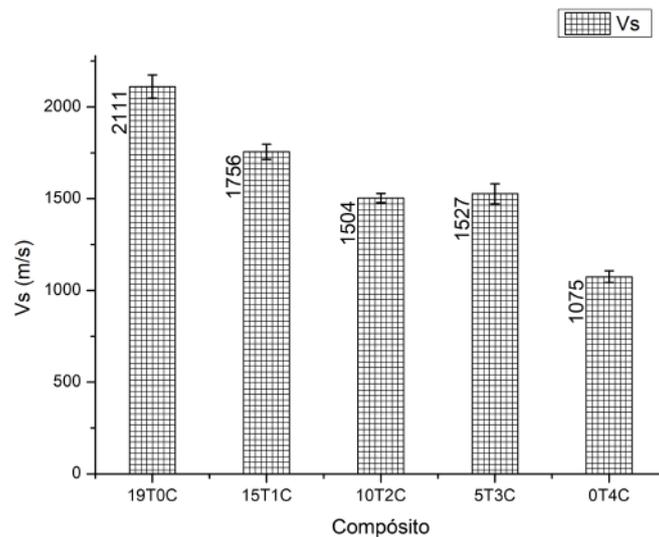


Figura 4.15 – Comparação das velocidades do som de cisalhamento dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 4.6 e na Figura 4.14 e na Figura 4.15, pode-se observar que as velocidades de onda longitudinais e de cisalhamento diminuíram com a redução do

número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Deve-se destacar que, assim como os módulos de elasticidade e de cisalhamento, não houve redução significativa das V_P e V_S do compósito 10T2C para o compósito 5T3C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as velocidades de onda longitudinais e de cisalhamento dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

A partir dos resultados do teste para as velocidades de onda longitudinais, mostrados na Tabela 4.10, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as V_P dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey baseado na diferença mínima significativa (DMS) que deve haver entre duas médias para que elas sejam significativamente diferentes com nível de significância de 5%. A diferença entre as V_P dos compósitos 19T0C e 15T1C foi menor que a DMS, indicando que, estatisticamente, elas podem ser consideradas iguais. Da mesma forma, entre as V_P dos compósitos 15T1C, 10T2C e 5T3C, indicando que não houve variação significativa dessa propriedade do compósito 15T1C ao compósito 5T3C. É importante destacar, no entanto, que as diferenças entre o compósito 19T0C e os compósitos 10T2C e 5T3C foram maiores que a DMS, o que indica que as reduções observadas da V_P do compósito 19T0C para os compósitos 10T2C e 5T3C foram significativas. Para o compósito 0T4C, houve redução significativa da V_P em relação aos compósitos 19T0C e 15T1C, porém o mesmo não foi observado em relação aos demais compósitos.

Tabela 4.10 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as velocidades do som longitudinais dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.

SQT	SQE	F (calculado)	$F_{\text{crítico}}$ (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
6097543	498321	12,24	2,582	4,025	899

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste de ANOVA para as velocidades de onda de cisalhamento, mostrados na Tabela 4.11, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as V_S dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 V_S dos compósitos foram maiores que a DMS, exceto para os compósitos 10T2C e 5T3C. Isso confirma a observação preliminar de que as velocidades de onda de cisalhamento dos compósitos 10T2C e 5T3C são similares, à despeito da menor quantidade relativa de aramida no compósito 5T3C.

Tabela 4.11 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as velocidades do som de cisalhamento dos compósitos, obtidas nos ensaios de excitação por impulso.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
1438705	2052	701	2,582	4,025	57,66

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, pode-se observar que, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução de cerca de 29% da quantidade de aramida, enquanto a velocidade de onda longitudinal não variou significativamente e a velocidade de onda de cisalhamento diminuiu apenas cerca de 17%. Da mesma forma para os compósitos 10T2C e 5T3C, à medida que, do compósito 19T0C para o primeiro, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 55%, e, para o segundo, de cerca de 79%, enquanto as velocidades de onda longitudinais e de cisalhamento diminuíram apenas cerca de 30%. Considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou significativamente as velocidades do som longitudinal e de cisalhamento, cerca de 40%. A introdução de mais cinco camadas de aramida (compósito 10T2C) foi negativa, uma vez que, do compósito 5T3C para o compósito 10T2C, houve um aumento de cerca de 108% da quantidade de aramida, enquanto as velocidades do som longitudinais e de cisalhamento não variaram significativamente.

Com base na discussão anterior, possivelmente a hibridização de fibras de aramida com fibras de curauá em compósito de matriz epóxi foi negativa em termos de módulo de elasticidade e módulo de cisalhamento. Isso porque, embora para o compósito 5T3C a quantidade de aramida tenha diminuído consideravelmente mais que essas propriedades em relação ao compósito 19T0C, as reduções dos módulos de elasticidade e de cisalhamento foram significativamente importantes, da ordem de 50%. Isso pode afetar demasiadamente o desempenho do sistema em termos de rigidez. Já, considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou significativamente o módulo de elasticidade e o módulo de cisalhamento, mais de 110%. Em relação ao coeficiente de Poisson, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C a 0T4C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% a 79%, enquanto o coeficiente de Poisson diminuiu no máximo 35%. É importante destacar que, do compósito 15T1C para o compósito 0T4C, não houve variações significativas em termos de coeficiente de Poisson.

Em relação às velocidades de onda longitudinal e de cisalhamento, o compósito 15T1C apresentou o melhor resultado. Isso porque, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução de cerca de 29% da quantidade de aramida, enquanto a velocidade de onda longitudinal não variou significativamente e a velocidade de onda de

cisalhamento diminuiu apenas cerca de 17%. Essas propriedades são significativamente importantes para o desempenho balístico de compósitos laminados à medida que elas afetam diretamente a sua capacidade de distribuição da energia de impacto numa mesma camada e entre camadas adjacentes, e, portanto, a capacidade de deformação do material.

4.1.3 Ensaio de Flexão

Na Figura 4.16, são mostradas as curvas tensão-deformação de flexão dos compósitos, obtidas com os ensaios de flexão 3-pontos. Na Tabela 4.12, são apresentados os resultados de resistência à flexão (σ_{fm}) e módulo de flexão tangente (E_B) dos compósitos.

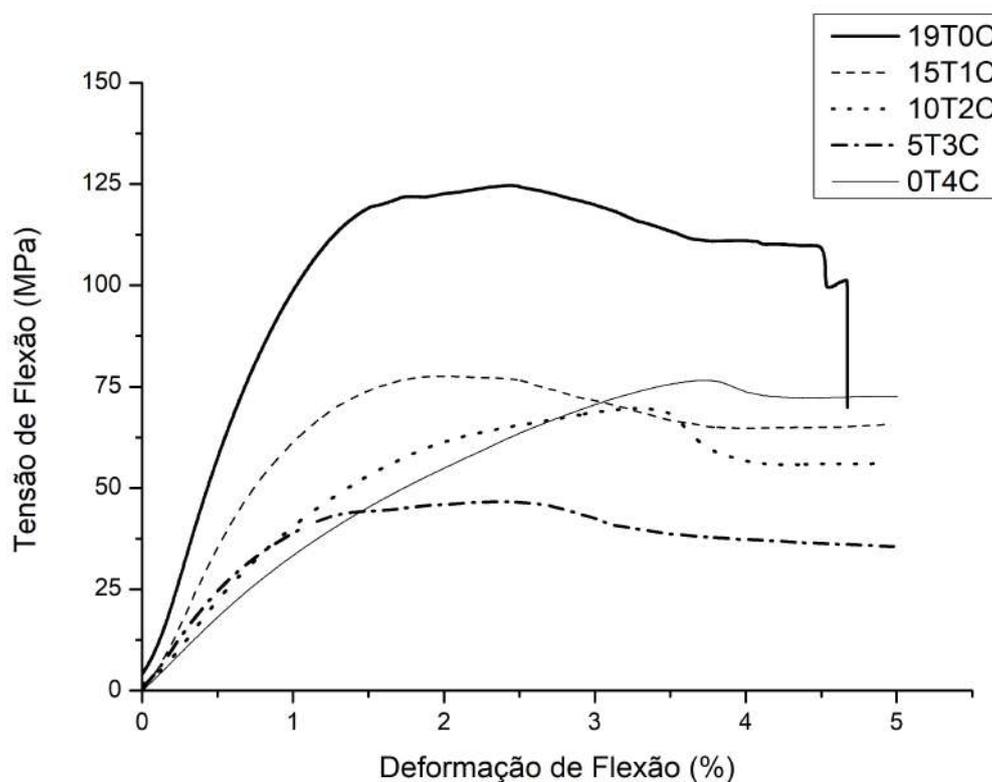


Figura 4.16 – Curvas tensão-deformação de flexão dos compósitos, obtidas com os ensaios de flexão 3-pontos.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4.12 – Propriedades de flexão dos compósitos.

Compósito	Resistência Flexão, σ_{fm} (MPa)	Módulo Flexão, E_B (GPa)
19T0C	109,02±10,83	10,38±0,598
15T1C	72,44±6,38	6,50±0,603
10T2C	63,60±3,71	3,98±0,233
5T3C	43,94±3,42	4,60±0,540
0T4C	68,98±5,58	3,41±0,298

Fonte: Próprio Autor.

Inicialmente, conforme se pode observar na Figura 4.16 pelos decaimentos das curvas, todos os compósitos “cederam” antes do limite de 5% de deformação, conforme previsto na norma ASTM D790-17 (ASTM, 2017b). Isso significa que os compósitos começaram a falhar, reduzindo, assim, a sua capacidade de resistir ao aumento de deflexão. A partir daí, há uma tentativa de reorganização estrutural interna do material, com uma redistribuição dos esforços, o que é 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” corresponde em grande parte à delaminação e à deformação das fibras, conforme Figura 4.17.

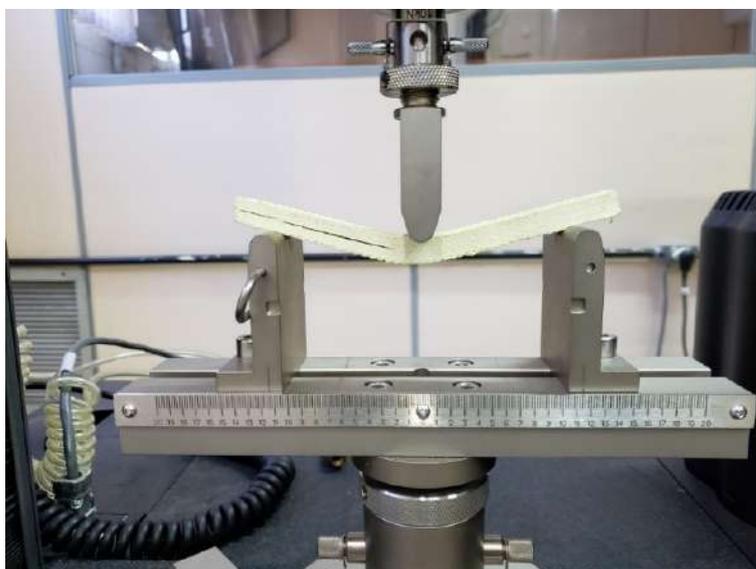


Figura 4.17 – CP do compósito 19T0C sofrendo delaminação durante ensaio de flexão.

Fonte: Próprio Autor.

Esse processo é tão menos intenso quanto menor o número de camadas de tecido de aramida e maior o número de camadas de manta de curauá. Isso pode ser justificado em função da redução de interfaces disponíveis para a delaminação e da capacidade de deformação, além do aumento da dominância da estrutura em manta. A manta, por ser um tecido não tecido no qual existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, permite uma melhor molhabilidade, que, associada à distribuição aleatória das fibras, produz um material praticamente contínuo e homogêneo, o que reduz a delaminação. Tudo isso explicaria o aumento da resistência à flexão com o incremento de camadas de aramida, conforme mostrado na Figura 4.18. Por outro lado, o incremento da espessura provoca um aumento da resistência à flexão. Esses dois efeitos antagônicos estão claramente mostrados na Figura 4.18.

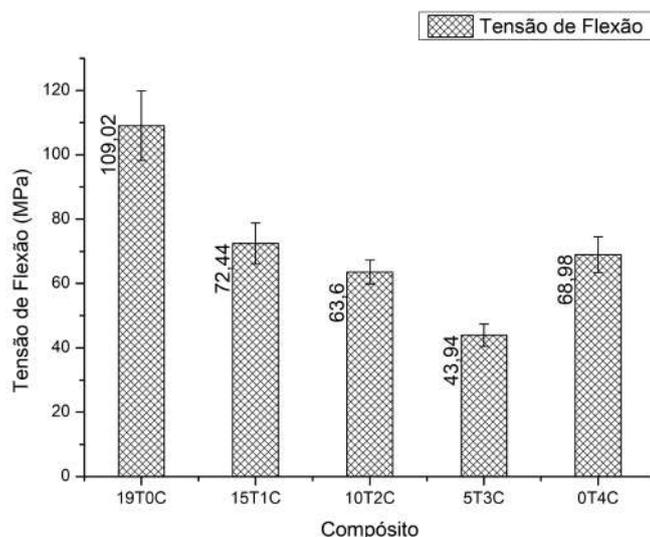


Figura 4.18 – Comparação das resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos.

Fonte: Próprio Autor.

Considerando o compósito 0T4C, a substituição de uma camada de manta de curauá por cinco camadas de tecido de aramida (compósito 5T3C) reduziu a resistência à flexão do compósito 0T4C, conforme mostrado na Figura 4.18. Isso porque o aumento de interfaces disponíveis para a delaminação e da capacidade de deformação em função da introdução de camadas de aramida, não compensou a redução da espessura do compósito. Uma possível explicação é que a delaminação e a deformação ainda foram muito pequenas exatamente por causa da maior espessura do compósito, o que prejudica a deflexão e, por conseguinte, esses dois mecanismos. Ao substituir mais uma camada de manta de curauá por mais cinco camadas de tecido de aramida (10T2C), a delaminação e a deformação dos fios de aramida começaram a fazer efeito mais efetivamente, compensando a redução de espessura observada, e aumentando, assim, a resistência à flexão do material.

A partir daí, da mesma forma, as substituições adicionais das demais camadas de manta de curauá aumentaram a resistência à flexão. Contudo, é importante observar que do compósito 10T2C para o compósito 15T1C, esse aumento não foi significativo, ao contrário do aumento observado do compósito 15T1C para o compósito 19T0C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as resistências à flexão dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.13, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as resistências à flexão dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 15T1C, 10T2C e 5T3C foram menores que a DMS. Todas as demais foram maiores. Isso confirma que as resistências à flexão dos compósitos 15T1C, 10T2C e 0T4C podem ser consideradas similares estatisticamente.

Tabela 4.13 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as resistências à flexão dos compósitos, obtidas nos ensaios de flexão 3-pontos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
4473,80	42,92	104,24	2,648	4,07	9,43

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, enquanto a resistência à flexão diminuiu cerca de 34%. Por outro lado, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução de cerca de 55% da quantidade de aramida, enquanto a resistência à flexão diminuiu apenas cerca de 42%. Em termos específicos, essa redução foi menor, de cerca de 33%. Considerando que a quantidade total de reforço do compósito 10T2C é 65,00%v/v, enquanto para o compósito 19T0C é 73,29%v/v, isto é, cerca de 13% maior, pode-se afirmar que a redução da σ_{fm} seria menor, assim como a densidade do compósito. Assim, a diminuição dessa propriedade em termos específicos poderia ser muito menor que 33% o que é significativamente importante para o desempenho balístico de compósito laminado, conforme discutido previamente. Em relação ao compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) reduziu significativamente a resistência à flexão, cerca de 36%. É importante destacar que, entre os compósitos 15T1C, 10T2C e 0T4C, a resistência à flexão não variou significativamente.

Com base na Tabela 4.12 e na Figura 4.19, pode-se observar que o módulo flexional diminuiu com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. Deve-se destacar que não houve variação significativa do módulo flexional do compósito 10T2C para o compósito 0T4C. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre os módulos flexionais dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.14, como $F \gg F_{crítico}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar os módulos flexionais dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey baseado na diferença mínima significativa (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 dos compósitos 10T2C e 5T3C foi menor que a DMS,

indicando que, estatisticamente, eles podem ser considerados iguais. Da mesma forma, entre os módulos flexionais dos compósitos 10T2C e 0T4C, indicando que não houve variação significativa dessa propriedade entre eles. É importante destacar, no entanto, que a diferença entre o compósito 5T3C e o compósito 0T4C foi maior que a DMS, o que indica que a redução observada do módulo flexional do compósito 5T3C para o compósito 0T4C foi significativa.

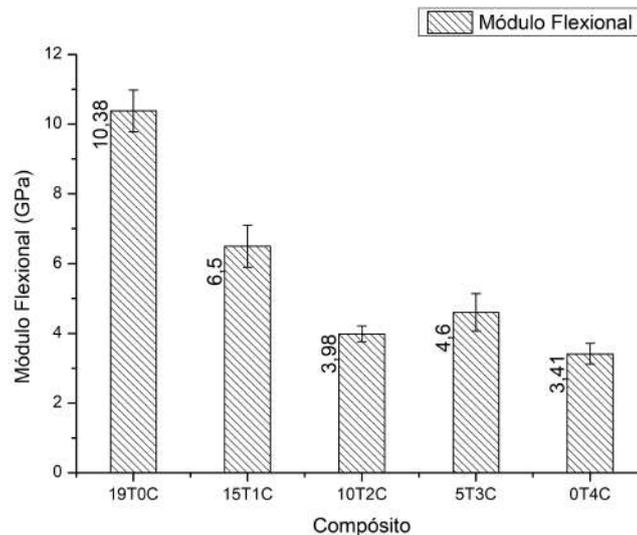


Figura 4.19 – Comparação dos módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4.14 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para os módulos flexionais dos compósitos, obtidos nos ensaios de flexão 3-pontos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
63,86	0,231	276,19	2,648	4,07	0,692

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% e 55%, respectivamente. Considerando que o módulo de flexão diminuiu cerca de 37% para o primeiro, e 62% para o segundo, pode-se observar que, para os compósitos 15T1C e 10T2C, a redução dessa propriedade mecânica foi maior que a redução da quantidade de aramida, mesmo em termos específicos. Isso porque, para o compósito 15T1C, o módulo de flexão específico diminuiu cerca de 33%, enquanto, para o compósito 10T2C, cerca de 56%. Por outro lado, do compósito 19T0C para o compósito 5T3C, houve uma redução de cerca de 79%

da quantidade de aramida, enquanto o módulo de flexão diminuiu apenas cerca de 56%. Em termos específicos, essa redução foi menor, de cerca de 46%. Considerando que a quantidade total de reforço do compósito 19T0C é de 73,29%v/v, enquanto do compósito 5T3C é de 61,22%, isto é, cerca de 17% menor, pode-se afirmar que a redução do módulo de flexão específico seria ainda menor, embora, provavelmente, ainda importante em termos balísticos e de rigidez do sistema. Considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) aumentou consideravelmente o módulo de flexão, cerca de 35%. A introdução de mais cinco camadas de aramida (compósito 10T2C) não variou significativamente essa propriedade.

Com base na discussão anterior, embora para o compósito 10T2C a quantidade de aramida tenha diminuído consideravelmente mais que a resistência à flexão em relação ao compósito 19T0C, não houve variação significativa dessa propriedade do compósito 0T4C para o compósito 10T2C. Nesse contexto, é importante destacar o resultado do compósito 0T4C cuja resistência à flexão foi apenas 37% menor que a resistência à flexão do compósito 19T0C, e, em termos específicos, foi ainda menor, cerca de 18%. Da mesma forma, em relação ao módulo de flexão, embora para o compósito 5T3C a quantidade de aramida tenha diminuído consideravelmente mais que essa propriedade em relação ao compósito 19T0C, a redução do módulo de flexão foi significativamente importante, da ordem de 50%. Isso pode afetar demasiadamente o desempenho do sistema em termos balístico e de rigidez do sistema.

4.1.4 Ensaio de Impacto Charpy

Na Tabela 4.15, são apresentados os resultados de energia absorvida pelos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.

Tabela 4.15 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy dos compósitos.

CP	Energia (J)					
	19T0C	15T1C	10T2C	5T3C	0T4C	
01	86,453	81,036	52,396	31,888	11,174	
02	118,130	66,414	52,070	33,758	11,273	
03	99,890	77,946	58,859	29,307	15,885	
04	125,630	76,235	48,711	33,654	12,052	
05	90,399	86,106	55,234	32,822	14,012	
06	103,080	95,422	51,092	32,614	10,979	
07	111,050	84,258	52,831	31,060	11,369	
Energia Absorvida (J/m)	Média	12639,19	8936,29	5675,95	3374,35	1242,72
	Desvio P	1718,42	995,70	345,76	165,10	186,36

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 4.15 e na Figura 4.20, pode-se observar que a energia absorvida

pelos compósitos diminui com a redução do número de camadas de aramida e o aumento do número de camadas de curauá. 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%.

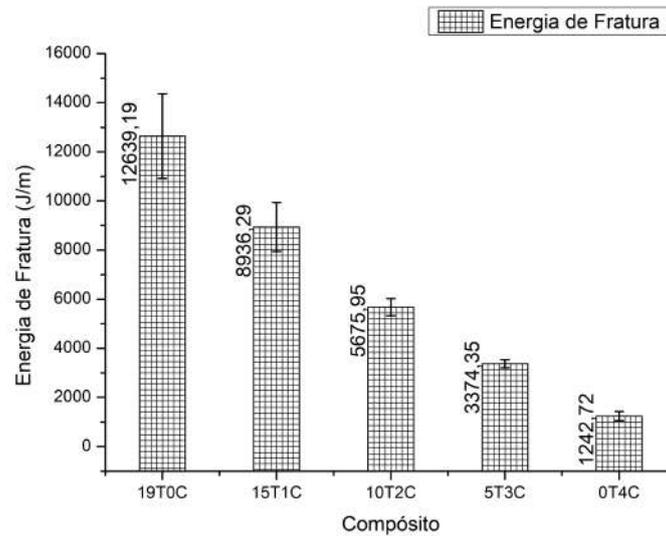


Figura 4.20 – Comparação das energias de fratura dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.16, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as energias absorvidas pelos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 foram maiores que a DMS, confirmando a diminuição dessa propriedade com a redução de camadas de aramida e o aumento de camadas de curauá. Esse resultado já era esperado tendo em vista a superioridade das propriedades mecânicas da aramida em relação às fibras naturais, principalmente da resistência ao impacto (SAFRI *et al.*, 2018).

Tabela 4.16 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as energias de fratura dos compósitos, obtidas nos ensaios de impacto Charpy.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
142858001	825184	173,12	2,690	4,10	1408

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C, 10T2C e 5T3C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, 55% e 79%, respectivamente. Considerando que a energia absorvida diminuiu cerca de 29% para o primeiro, 55% para o segundo, e 73% para o terceiro, pode-se observar que essa propriedade diminuiu na mesma proporção que a redução da quantidade de aramida, indicando que essa propriedade é controlada pelo tecido de aramida e independe da manta de curauá.

A análise dos CP após os ensaios de impacto Charpy é bastante reveladora e explica detalhadamente como essa diferença nas resistências ao impacto se traduz em mecanismos de falha dos compósitos. Na Figura 4.21 é mostrado o CP do compósito 19T0C após o ensaio. Como se pode observar, durante o impacto, o compósito sofreu intensa delaminação entre todas as camadas do laminado. Isso porque a energia necessária para separar camadas de aramida é significativamente menor que a energia necessária para romper os fios do tecido por tração e deformação ou cisalhamento. Assim, no início do impacto, energia considerável é consumida nesse processo de delaminação completa do compósito. Alguns fios do tecido, no entanto, também são rompidos nesse processo, porém em termos macro a delaminação é o modo de falha que domina esse evento no início.



Figura 4.21 – CP do compósito 19T0C após o ensaio de impacto Charpy: (a) lado do impacto e (b) lado do entalhe.

Fonte: Próprio Autor.

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 dos fios de aramida e do rompimento de alguns deles, quando atingida a deformação de ruptura. Isso porque a delaminação desprende as camadas, propiciando a deformação dos fios de aramida. Como o CP não estava rigidamente fixado no suporte, uma deformação dos fios de aramida, inferior à deformação de ruptura, foi suficiente para ejetar o CP. Caso ele estivesse rigidamente fixado no suporte, esses fios se deformariam mais, até a deformação de ruptura, quando se romperiam, absorvendo ainda mais energia.

Ao se introduzir uma camada de manta de curauá (compósito 15T1C), a delaminação continuou acontecendo no início do evento, porém, agora, principalmente na interface aramida/curauá, que é provavelmente a região mais fraca do compósito e, portanto, o caminho preferencial da trinca. Assim, nos compósitos híbridos normalmente as partes de aramida e de curauá se separam e, como a resistência das fibras naturais não é tão alta, a parte de epóxi/curauá é fraturada de forma frágil, em função do entalhe, como mostrado na Figura 4.22. Com isso, a parte de aramida consegue passar pelo suporte sem se deformar tanto. Esse tanto depende da quantidade de camadas de aramida. Quanto menor, menos ela deforma, conforme mostrado na Figura 4.22. Assim, ao substituir camadas de aramida por camadas de curauá, menos energia é consumida no processo de delaminação, uma vez que há menos interfaces disponíveis, e no processo de deformação por tração dos fios de aramida.



Figura 4.22 – CP do compósito (a) 10T2C e (b) 5T3C, após o ensaio de impacto Charpy.

Fonte: Próprio Autor.

O compósito 0T4C fratura pelo rompimento frágil das fibras ao longo da seção reta de impacto, induzido pelo entalhe, conforme mostrado na Figura 4.23. Neste caso, não há delaminação por causa da estrutura da manta, na qual existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, aumentando a molhabilidade. Já no tecido de aramida, a trama extremamente fechada prejudica a molhabilidade. Isso, porém, para a resistência ao impacto, é muito interessante uma vez que promove a delaminação, que, por sua vez, propicia a deformação dos fios de aramida até a ruptura de alguns deles. Esses mecanismos são extremamente eficazes na absorção da energia de impacto. Por isso a maior eficiência do compósito 19T0C em relação ao compósito 0T4C, e a dominância do tecido de aramida em relação à manta de curauá na energia de fratura. O mecanismo de fratura de um compósito híbrido é, portanto, literalmente um híbrido dos mecanismos de falha dos compósitos epóxi/aramida e epóxi/curauá com a predominância do primeiro.



Figura 4.23 – (a) e (b) CP do compósito 0T4C após o ensaio de impacto Charpy.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na discussão anterior, pode-se observar que a energia absorvida diminuiu na mesma proporção que a redução da quantidade de aramida, indicando que essa propriedade é controlada pelo tecido de aramida e independe da manta de curauá. Isso é explicado ao se considerar que os principais mecanismos de absorção da energia de impacto num compósito laminado 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. Ao substituir cinco camadas de tecido de aramida por uma camada de manta de curauá, ocorre a redução da quantidade de interfaces disponíveis para a delaminação e da capacidade de deformação, além do aumento da dominância da estrutura em manta. A manta, por ser um tecido não tecido no qual existem vazios e descontinuidades por onde a resina pode penetrar, permite uma melhor molhabilidade, que, associada à distribuição aleatória das fibras, produz um material praticamente contínuo e homogêneo, o que reduz a possibilidade de delaminação e de deformação transversal.

4.2 Caracterização Térmica

4.2.1 Análise Termogravimétrica (TGA) e Termogravimétrica Derivada (DTG) e Análise Térmica Diferencial (DTA)

Na Figura 4.24, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA do sistema epoxídico utilizado como matriz dos compósitos. Inicialmente, pode-se observar que o processo de decomposição térmica do epóxi começa em cerca de 208°C. Isso é indicado pelo início do pico da curva de DTG, associado a um processo exotérmico. Esse processo é representado pelo pico da curva de DTA a mesma temperatura. O pico da curva de DTG ocorre em cerca de 347°C e corresponde à taxa de máxima decomposição térmica do material. Esse

fenômeno é representado na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 208°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é desprezível, provavelmente associada à baixa umidade presente nas resinas poliméricas sintéticas. É importante destacar que, na curva de DTA, em cerca de 66°C, ocorre um ponto de inflexão, possivelmente correspondente à transição vítrea do epóxi.

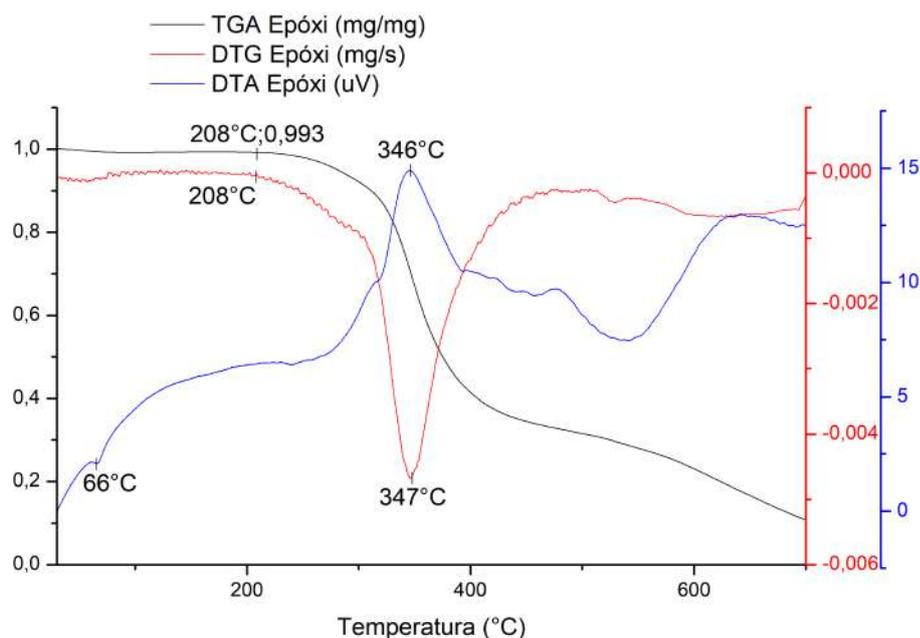


Figura 4.24 – Curvas de TG, DTG e DTA do sistema epoxídico utilizado como matriz dos compósitos.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.25, são mostradas as curvas de TG e DTG do tecido de aramida utilizado como reforço nos compósitos laminados. Pode-se observar que o processo de decomposição térmica da aramida começa em cerca de 477°C. Isso é indicado pelo início do pico da curva de DTG, que ocorre em cerca de 581°C e corresponde à taxa de máxima decomposição térmica do material. Esse fenômeno é representado na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 477°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 6%, provavelmente associada à umidade presente na superfície das fibras.

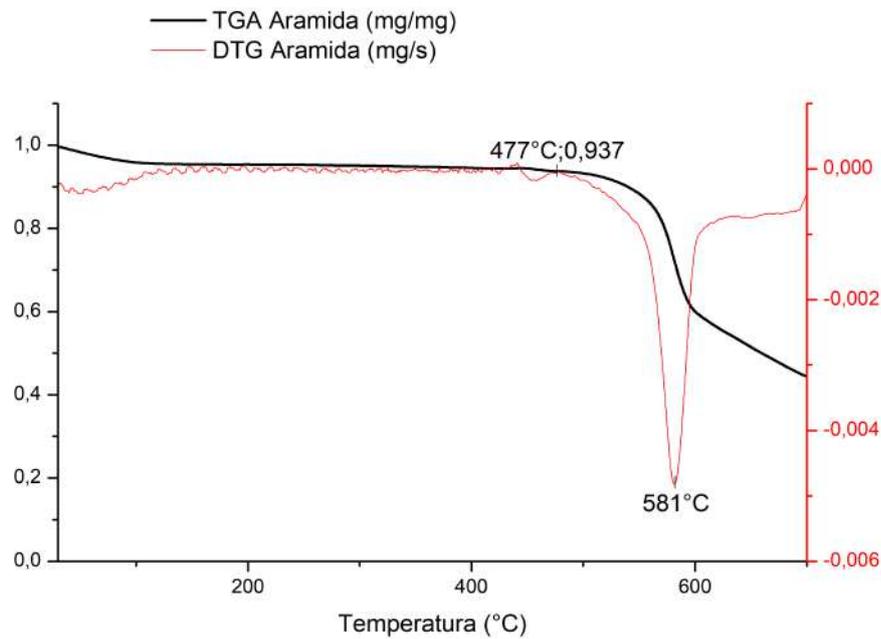


Figura 4.25 – Curvas de TG e DTG do tecido de aramida utilizado como reforço nos compósitos laminados.

Fonte: Próprio Autor.

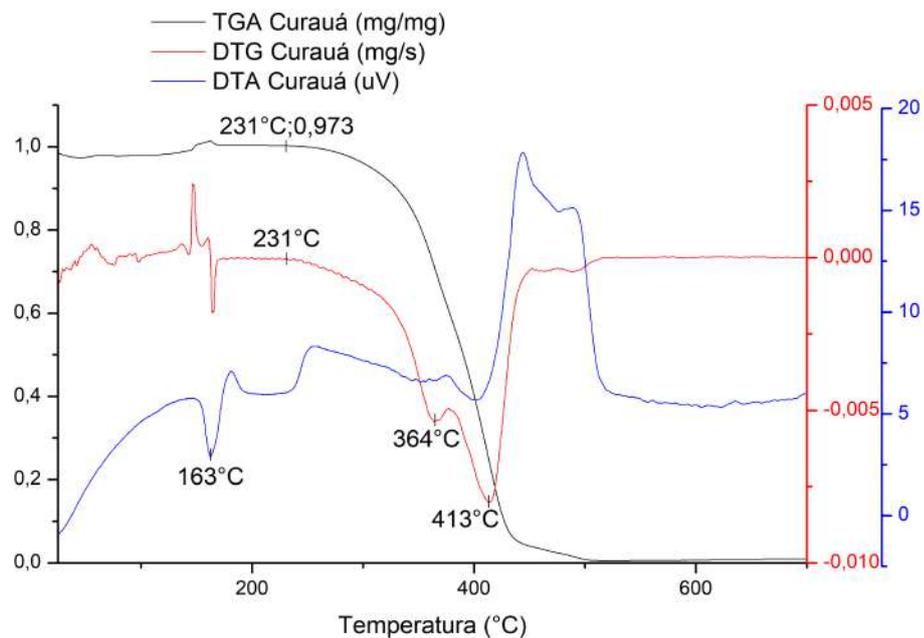


Figura 4.26 – Curvas de TG, DTG e DTA da manta de curauá utilizada como reforço nos compósitos laminados.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.26, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA da manta de curauá utilizada como reforço nos compósitos laminados. Inicialmente, pode-se observar que o

processo de decomposição térmica das fibras naturais de curauá começa em cerca de 231°C. Isso é indicado pelo início do pico da curva de DTG, formado por dois picos secundários que ocorrem em cerca de 364°C e 413°C. Esses picos secundários correspondem à taxa de máxima decomposição térmica da celulose/hemicelulose e da lignina, respectivamente (MONTEIRO *et al.*, 2016). A decomposição térmica das fibras de curauá é representada na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 231°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 3%, provavelmente associada à umidade presente na superfície das fibras. É importante destacar que, na curva de DTA, em cerca de 163°C, ocorre um pico associado a um processo endotérmico. Não foi encontrado nenhuma referência que possa explicar esse evento.

Na Figura 4.27, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA do compósito 19T0C. Inicialmente, pode-se observar que o processo de decomposição térmica do compósito começa em cerca de 245°C. Isso é indicado pelo início do pico da curva de DTG em cerca de 295°C, associado a um processo exotérmico, que é representado pelo pico da curva de DTA a mesma temperatura. Esse pico da curva de DTG corresponde à taxa de máxima decomposição térmica do epóxi. Com base na Figura 4.24, é importante destacar que o início da decomposição do epóxi no compósito foi consideravelmente retardado comparativamente ao epóxi puro. Isso é devido possivelmente à blindagem do reforço. A decomposição térmica do epóxi é representada na curva de TG por uma queda da fração mássica da amostra a partir de 245°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 2%, provavelmente associada à umidade no compósito.

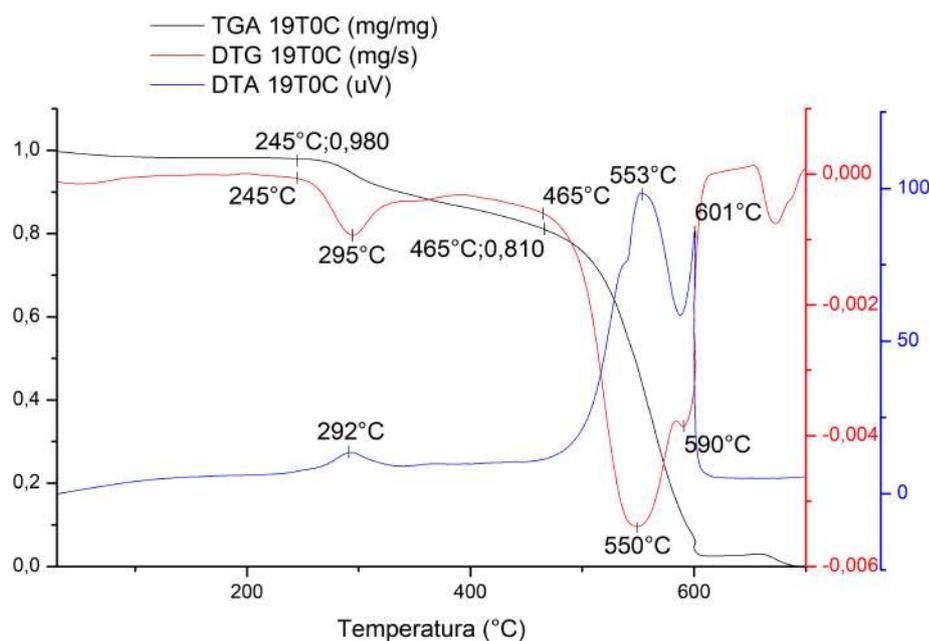


Figura 4.27 – Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 19T0C.

Fonte: Próprio Autor.

Em cerca de 465°C, começa a ocorrer a decomposição térmica da aramida. Isso é indicado pelo início de um novo pico da curva de DTG em cerca de 550°C, associado a um processo exotérmico, que é representado pelo pico da curva de DTA na mesma temperatura. Esse fenômeno é representado na curva de TGA por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 465°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 19%, associada à quase totalidade de epóxi presente no compósito. É importante destacar também que, tanto na curva de DTG quanto na curva de DTA, o pico correspondente à decomposição térmica da aramida é formado por dois picos secundários em cerca de 550°C e 590°C. O pico secundário em cerca de 590°C possivelmente corresponde à decomposição térmica da aramida blindada por resquícios de epóxi, o que poderia aumentar a energia de ativação para o início do processo. Com base na Figura 4.25, pode-se observar que o início da decomposição da aramida no compósito não sofreu variação significativa. A curva de DTA não indicou nenhum evento que poderia corresponder à transição vítrea do epóxi. Isso, no entanto, pode representar uma limitação de sensibilidade da técnica, e não necessariamente a não ocorrência desse fenômeno.

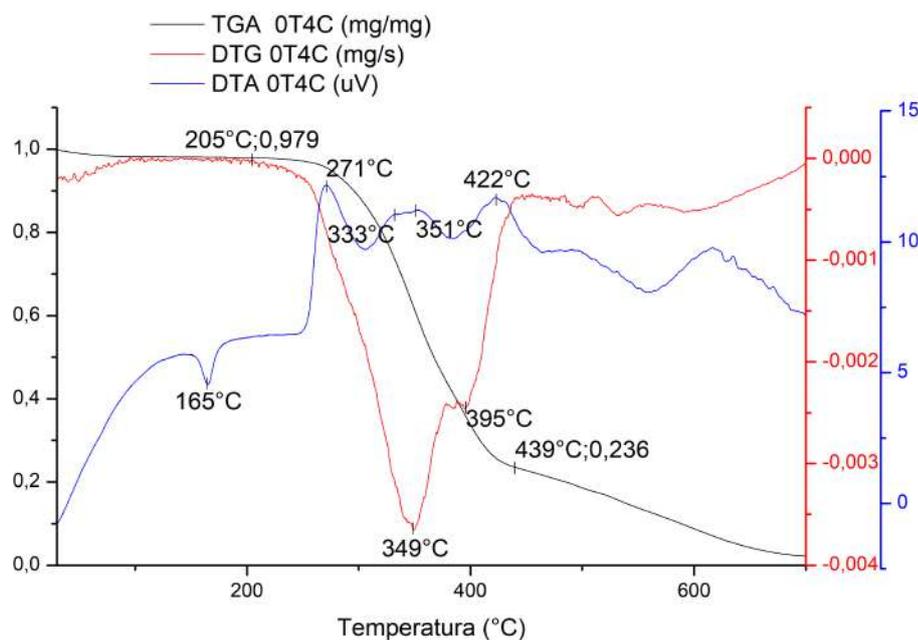


Figura 4.28 – Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 0T4C.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.28, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA do compósito 0T4C. Inicialmente, pode-se observar que o processo de decomposição térmica do compósito começa em cerca de 205°C. Isso é indicado pelo início do pico da curva de DTG, associado a um processo exotérmico. Esse processo é representado por três picos exotérmicos da curva de DTA em cerca de 271°C, 333-351°C e 422°C, que correspondem à decomposição térmica do epóxi, celulose/hemicelulose e lignina, respectivamente. Com base na Figura

4.24, é importante destacar que o início da decomposição do epóxi no compósito não sofreu variação comparativamente ao epóxi puro. Da mesma forma, com base na Figura 4.26, pode-se observar que o início da decomposição do curauá no compósito também não sofreu variação significativa. Isso porque os picos da curva de DTA do compósito 0T4C correspondentes à decomposição térmica da celulose/hemicelulose e da lignina não sofreram variação significativa em relação aos picos desses fenômenos da curva de DTG da fibra de curauá.

A decomposição térmica do compósito 0T4C é representada na curva de TGA por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 205°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 2%, provavelmente associada à umidade presente no compósito. É importante destacar que, como as temperaturas de máxima taxa de decomposição do epóxi e da celulose/hemicelulose são próximas, aparece um único pico na curva de DTG em cerca de 349°C, representando a decomposição desses elementos. Isso também aconteceu para a lignina, porém ainda é possível identificar um pico secundário em cerca de 395°C. O resultado disso é uma queda única na curva de TG. Além disso, pode-se observar que, na curva de DTA, em cerca de 165°C, também ocorreu um pico associado a um processo endotérmico, como mostrado na Figura 4.26, que deve ser melhor investigado. A curva de DTA não indicou nenhum evento que poderia corresponder à transição vítrea do epóxi. Isso, no entanto, pode representar uma limitação de sensibilidade da técnica, e não necessariamente a não ocorrência desse fenômeno.

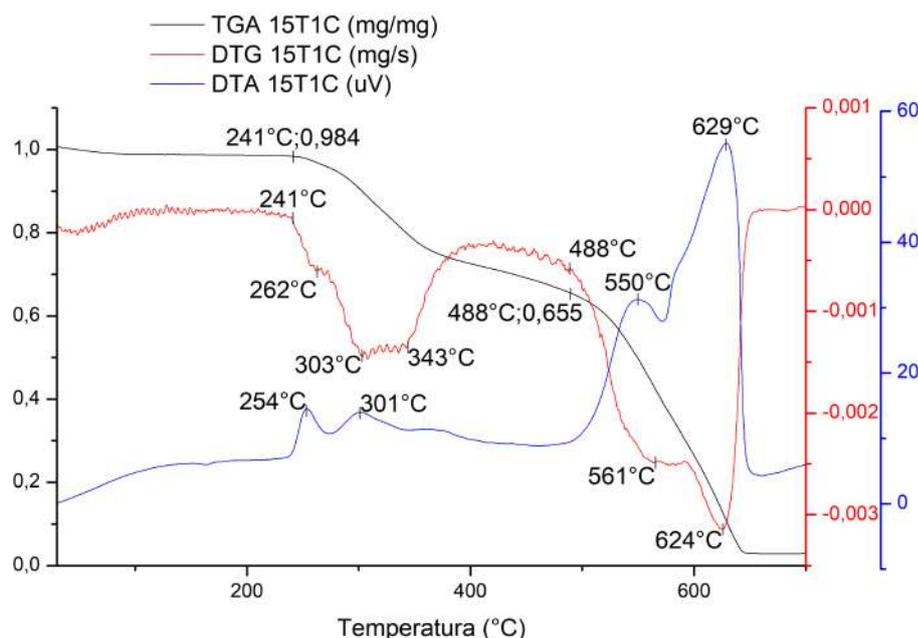


Figura 4.29 – Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 15T1C.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.29, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA do compósito 15T1C.

Inicialmente, pode-se observar que o processo de decomposição térmica do compósito começa em cerca de 241°C. Isso é indicado pelo início do primeiro pico da curva de DTG, associado a um processo exotérmico. Esse processo é representado por dois picos exotérmicos da curva de DTA em cerca de 254°C e 301°C, que correspondem à decomposição térmica do epóxi e da celulose/hemicelulose, respectivamente. É importante destacar que, como as temperaturas de máxima taxa de decomposição do epóxi e da celulose/hemicelulose são próximas, aparece um único pico na curva de DTG entre 200°C e 400°C, formado por dois picos secundários em cerca de 262°C e 303-343°C. Esses picos correspondem à decomposição do epóxi e da celulose/hemicelulose, respectivamente. O resultado disso é uma queda única acentuada, entre 200°C e 400°C, da fração mássica da amostra, a partir de 241°C, na curva de TG. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 2%, provavelmente associada à umidade presente no compósito.

Em cerca de 488°C, começa a ocorrer a decomposição térmica da aramida. Isso é indicado pelo início de um novo pico da curva de DTG, formado por dois picos secundários em cerca de 561°C e 624°C. Esse fenômeno é representado na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 488°C. Pode-se observar que, até essa temperatura, a perda mássica da amostra é de cerca de 35%, provavelmente associada à quase totalidade de epóxi e curauá presente no compósito. Com base na Figura 4.24, é importante destacar que o início da decomposição do epóxi no compósito foi consideravelmente retardado comparativamente ao epóxi puro. Isso é devido possivelmente à blindagem do tecido de aramida. Além disso, com base na Figura 4.25 e na Figura 4.26, pode-se observar que o início da decomposição da aramida e do curauá no compósito não sofreu variação significativa. A curva de DTA não indicou nenhum evento que poderia corresponder à transição vítrea do epóxi. Isso, no entanto, pode representar uma limitação de sensibilidade da técnica, e não necessariamente a não ocorrência desses fenômenos.

Na Figura 4.30 e na Figura 4.31, são mostradas as curvas de TG, DTG e DTA dos compósitos 10T2C e 5T3C, respectivamente. Inicialmente, pode-se observar que o processo de decomposição térmica dos compósitos começa em cerca de 239°C para o primeiro, e 216°C para o segundo. Isso é indicado pelo início do primeiro pico da curva de DTG a 352°C para o compósito 10T2C, e 349°C para o compósito 5T3C, associado a um processo exotérmico. Esse processo é representado por dois picos exotérmicos da curva de DTA em cerca de 283°C e 344°C, que correspondem, respectivamente, à decomposição térmica do epóxi e da celulose/hemicelulose, conforme Figura 4.31. É importante destacar que, como as temperaturas de máxima taxa de decomposição do epóxi e da celulose/hemicelulose são próximas, aparece um único pico na curva de DTG entre 300°C e 400°C para a decomposição térmica desses elementos. O resultado disso é uma queda única acentuada, na curva de TG, entre 300°C e 400°C, da fração mássica da amostra, a partir de 239°C para o compósito 10T2C, e 216°C para o compósito 5T3C. Pode-se observar que, até essas temperaturas, a perda mássica da amostra é de cerca de 3%, associada à umidade.

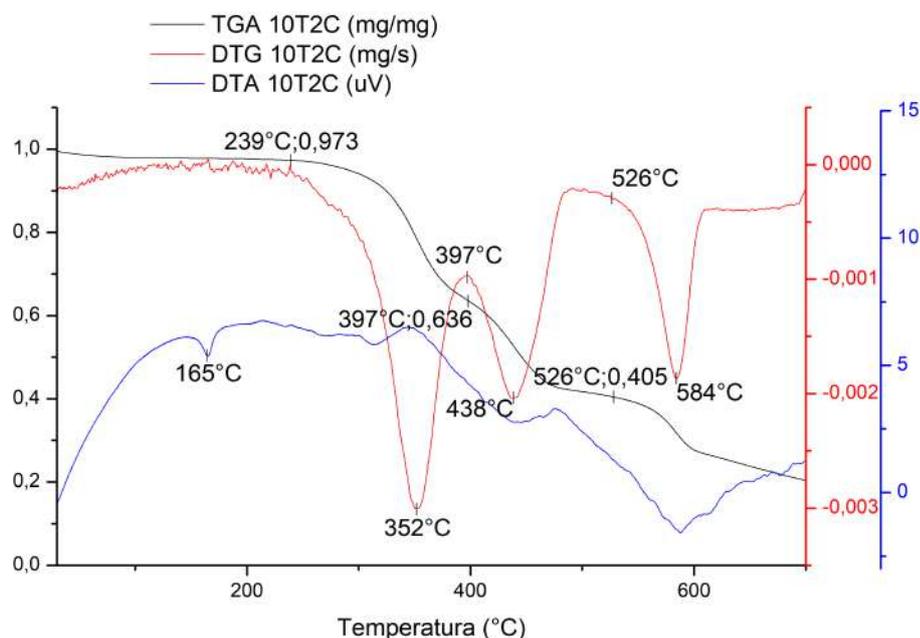


Figura 4.30 – Curvas de TG, DTG e DTA do compósito 10T2C.

Fonte: Próprio Autor.

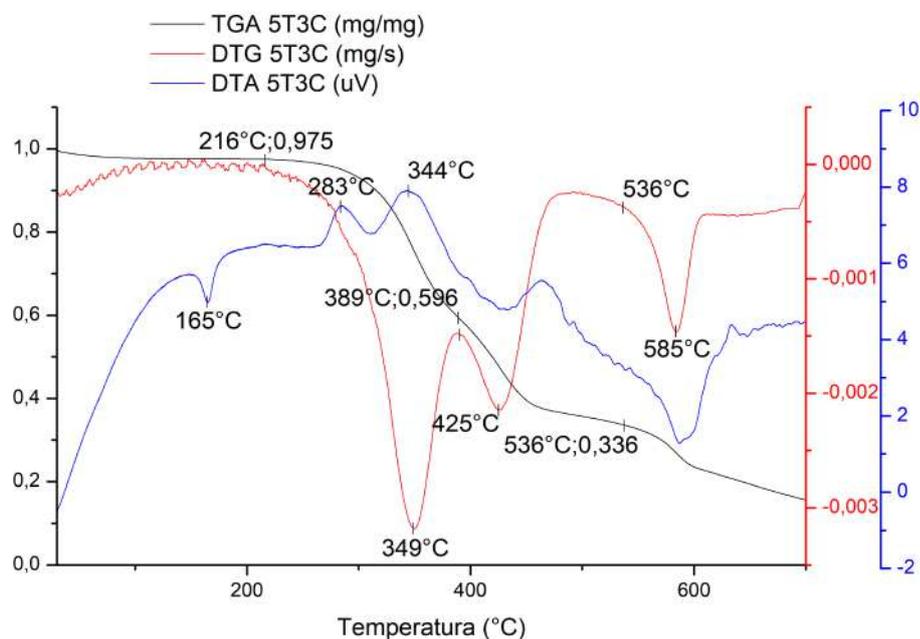


Figura 4.31 – Curva de TG, DTG e DTA do compósito 5T3C.

Fonte: Próprio Autor.

Em cerca de 397°C para o compósito 10T2C, e 389°C para o compósito 5T3C, começa a ocorrer a decomposição térmica da lignina. Isso é indicado pelo início de um novo pico da curva de DTG em cerca de 438°C para o primeiro, e 425°C para o segundo.

Esse fenômeno é representado na curva de TG por uma queda acentuada da fração mássica da amostra a partir de 397°C para o compósito 10T2C, e 389°C para o compósito 5T3C. Pode-se observar que, até essas temperaturas, a perda mássica da amostra é de cerca de 35% para o primeiro, e 40% para o segundo, provavelmente associada ao epóxi e curauá nos compósitos. É importante destacar que esse pico ficou evidente na curva de DTG para esses compósitos devido a maior quantidade de fibra natural neles comparativamente ao compósito 15T1C.

Em cerca de 526°C para o compósito 10T2C, e 536°C para o compósito 5T3C, começa a ocorrer a decomposição térmica da aramida. Isso é indicado pelo início de um novo pico da curva de DTG em cerca de 584°C para o primeiro, e 585°C para o segundo. Esse fenômeno é representado na curva de TG por uma queda da fração mássica da amostra a partir de 526°C para o compósito 10T2C, e 536°C para o compósito 5T3C. Pode-se observar que, até essas temperaturas, a perda mássica da amostra é de cerca de 60% para o primeiro, e 66% para o segundo, provavelmente associada à quase totalidade de epóxi e curauá presente nos compósitos.

Com base na Figura 4.24, pode-se observar que o início da decomposição do epóxi nos compósitos 10T2C e 5T3C foi retardado em relação ao epóxi puro, embora esse fenômeno tenha sido muito mais significativo para o primeiro. Isso é devido possivelmente à maior quantidade de aramida no compósito 10T2C. Além disso, com base na Figura 4.25 e na Figura 4.26, pode-se observar que o início da decomposição do curauá nos compósitos não sofreu variação significativa, mas que, para a aramida, foi retardado consideravelmente. Isso pode ser devido a um efeito de blindagem produzido pela fibra natural e seus resquícios após comburidas. Além disso, pode-se observar que, tanto para o compósito 10T2C quanto para o compósito 5T3C, na curva de DTA, em cerca de 165°C, também ocorreu um pico associado a um processo endotérmico, como mostrado na Figura 4.26, que deve ser melhor investigado. As curvas de DTA não indicaram nenhum processo endotérmico que poderia corresponder à transição vítrea do epóxi. Isso, no entanto, pode representar uma limitação de sensibilidade da técnica, e não necessariamente a não ocorrência desse fenômeno.

Com base na discussão anterior, pode-se considerar que a hibridização de fibras de aramida com fibras de curauá em compósito de matriz epóxi foi positiva em termos de comportamento térmico do compósito. Isso porque, em relação ao compósito 19T0C, não houve variação significativa da temperatura de início do processo de decomposição dos compósitos 15T1C e 10T2C (cerca de 240°C, início da decomposição térmica do epóxi). Além disso, para o compósito 10T2C, o início do processo de decomposição da aramida foi consideravelmente retardado em relação aos compósitos 19T0C e 15T1C. Isso pode ser devido a um efeito de blindagem produzido pela fibra natural e seus resquícios após comburidas. Apesar disso, na curva de DTA do compósito 10T2C, em cerca de 165°C, ocorreu um pico associado a um processo endotérmico, que deve ser melhor investigado.

Contudo, como esse limite é significativamente alto em relação às temperaturas de utilização desse material para proteção balística, pode-se considerar esse fator irrelevante. Não foi verificado evento semelhante para o compósito 15T1C o que não significa necessariamente a não ocorrência desse fenômeno.

4.2.2 Análise Termomecânica (TMA)

Na Figura 4.32, é mostrada a curva de dilatação térmica do compósito 15T1C, obtida com TMA. Pode-se observar que, de cerca de 63°C a cerca de 101°C, a amostra sofreu contração devido à redução da umidade no compósito. Isso é corroborado pela curva de TG do compósito 15T1C, mostrada na Figura 4.29. A partir de cerca de 101°C, a amostra se expande gradualmente até 132°C, quando a taxa de expansão aumenta. Isso é devido possivelmente à transição vítrea do epóxi, que aumenta a mobilidade das moléculas. Em cerca de 155°C, o compósito sofre uma contração intensa. Isso é reforçado pelo evento endotérmico em cerca de 163°C mostrado na curva de DTA da fibra de curauá (Figura 4.26). Não foi encontrado na literatura nenhuma referência que possa explicar esse evento.

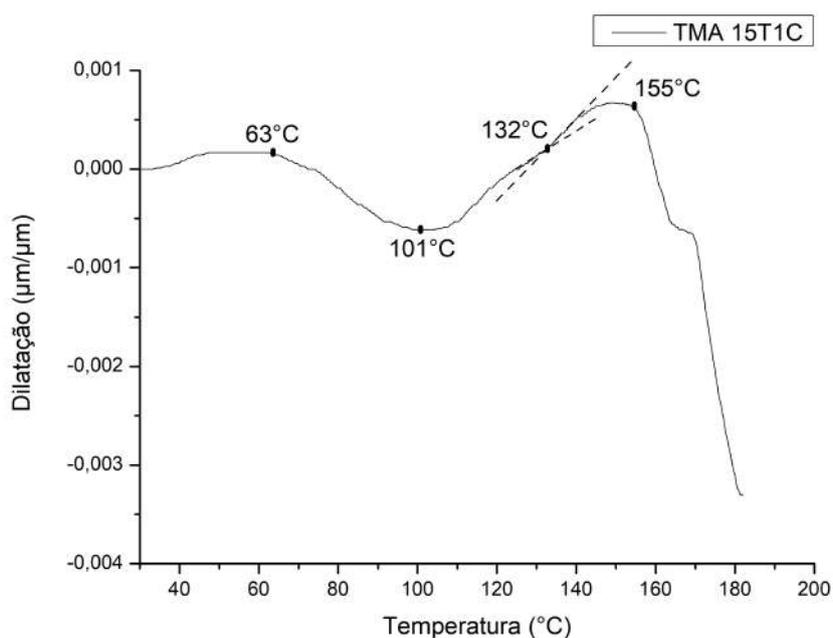


Figura 4.32 – Curva de dilatação térmica do compósito 15T1C.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.33, é mostrada a curva de dilatação térmica do compósito 10T2C, obtida com TMA. Conforme se pode observar, a amostra do compósito 10T2C também sofreu contração devido provavelmente à redução da umidade, de cerca de 75°C a cerca de 117°C. Isso é corroborado pela curva de TG do compósito 10T2C, mostrada na Figura 4.30. A partir de cerca de 117°C, a amostra se expande gradualmente até 159°C, quando

a taxa de expansão aumenta consideravelmente. Isso é devido possivelmente à transição vítrea do epóxi, que aumenta significativamente a mobilidade das moléculas. Em cerca de 179°C, o compósito sofre uma contração intensa, conforme observado também para o compósito 15T1C. Isso é reforçado pelo evento endotérmico em cerca de 166°C mostrado na curva de DTA do compósito (Figura 4.30). É importante destacar que, comparativamente ao compósito 15T1C, as temperaturas de transição vítrea e desse evento aumentaram significativamente. Valores iguais também foram obtidos para o compósito 5T3C, conforme Figura 4.34.

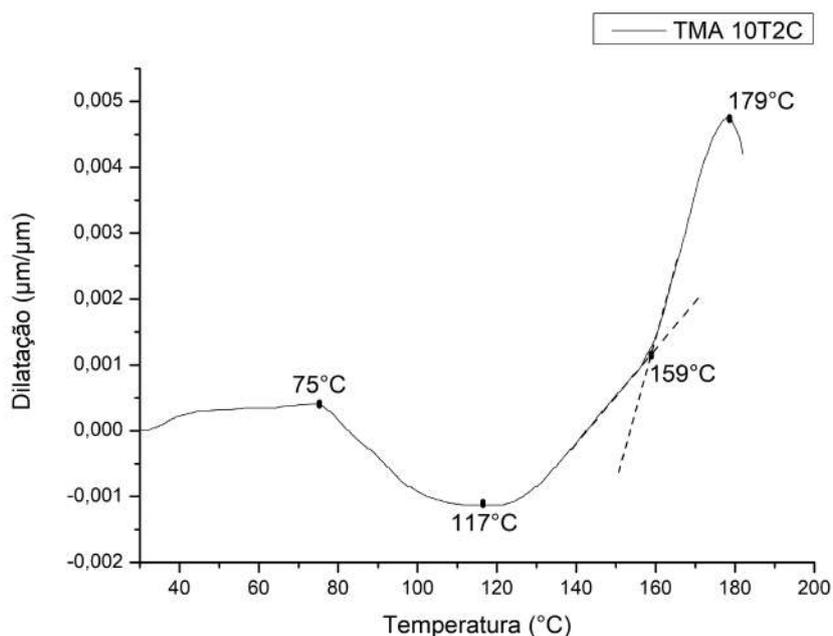


Figura 4.33 – Curva de dilatação térmica do compósito 10T2C.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.35, é mostrada a curva de dilatação térmica do compósito 0T4C, obtida com TMA. Pode-se observar que, de cerca de 50°C a cerca de 81°C, a amostra sofreu contração, provavelmente devido à redução da umidade do compósito. Isso é corroborado pela curva de TG do compósito 0T4C, mostrada na Figura 4.28. A partir de cerca de 81°C, a amostra se expande gradualmente até cerca de 170°C, quando a taxa de expansão aumenta consideravelmente. Isso é devido possivelmente à transição vítrea do epóxi, que aumenta significativamente a mobilidade das moléculas. Diferentemente das curvas de TMA dos compósitos 15T1C, 10T2C e 5T3C, a curva de TMA do 0T4C não apresentou uma queda intensa até 180°C, temperatura limite do ensaio. Contudo, a curva de DTA desse compósito (Figura 4.28) indica um evento endotérmico em cerca de 165°C. Isso pode significar que a temperatura correspondente ao início dessa contração foi maior que 180°C, e não necessariamente a não ocorrência desse fenômeno.

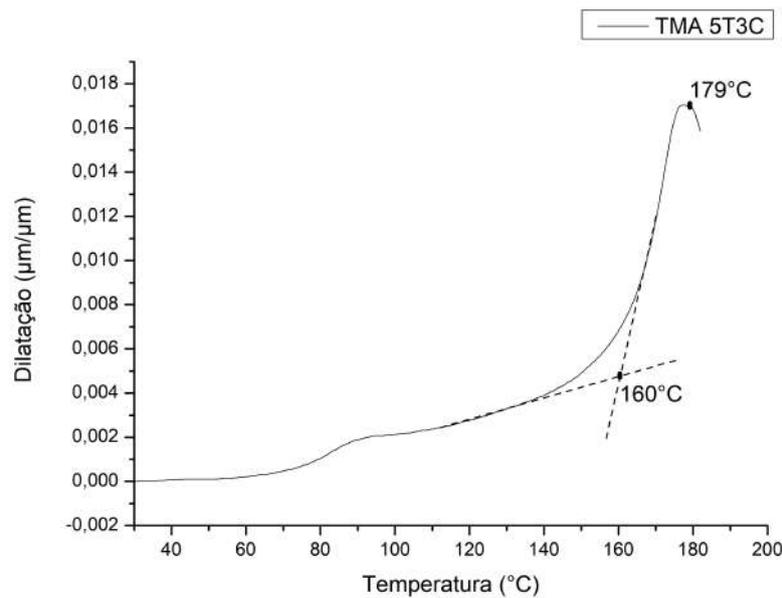


Figura 4.34 – Curva de dilatação térmica do compósito 5T3C.

Fonte: Próprio Autor.

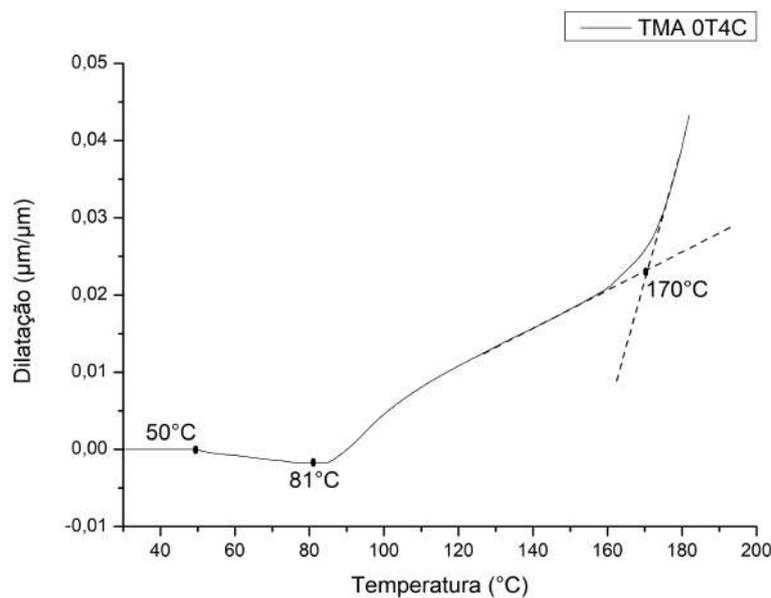


Figura 4.35 – Curva de dilatação térmica do compósito 0T4C.

Fonte: Próprio Autor.

A curva de TMA do compósito 19T0C, mostrada na Figura 4.36, não apresentou nenhuma variação significativa até 180°C, exceto a contração entre 92°C e 122°C, provavelmente devida à redução da umidade do compósito. Isso significa que, neste caso, possivelmente, a temperatura de transição vítrea foi maior que 180°C.

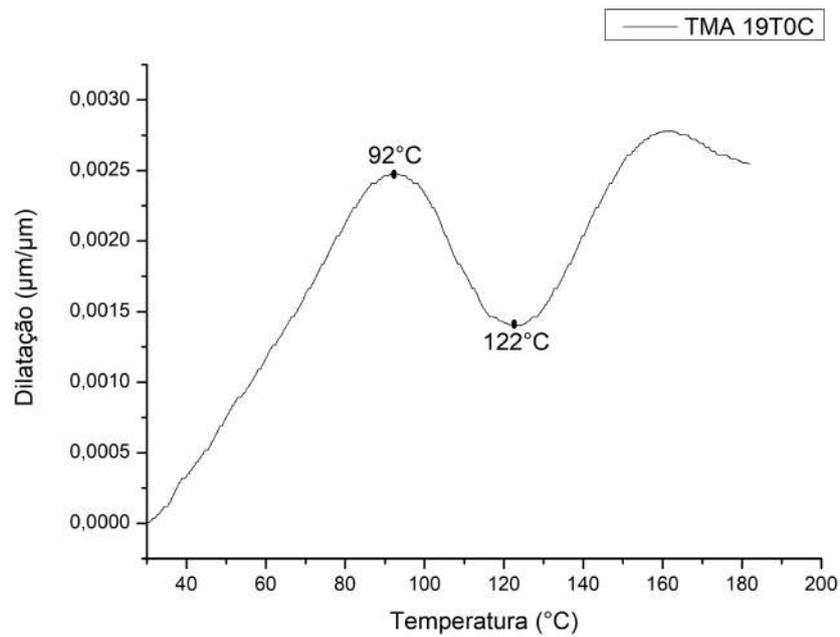


Figura 4.36 – Curva de dilatação térmica do compósito 19T0C.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na discussão anterior, pode-se considerar que a hibridização de fibras de aramida com fibras de curauá em compósito de matriz epóxi foi positiva em termos de comportamento térmico do compósito. Isso porque, em relação ao compósito 19T0C, apesar de, possivelmente, ter havido uma redução da temperatura de transição vítrea do epóxi nos compósitos 10T2C e 5T3C para cerca de 160°C, essa temperatura ainda é significativamente alta, quando comparada às temperaturas de utilização desses materiais para proteção balística. Além disso, da mesma forma, embora a adição da fibra natural tenha introduzido outra variável de controle e limitante à aplicação desses materiais, a temperatura desse evento observado em cerca de 180°C também é significativamente alta, quando comparada às temperaturas de utilização desses materiais para proteção balística. Assim, pode-se considerar irrelevantes esses fatores, embora esse evento deva ser melhor investigado. É importante observar que as temperaturas de transição vítrea do epóxi e desse evento nos compósitos 10T2C e 5T3C foram iguais e maiores que no compósito 15T1C.

4.3 Caracterização Dinâmica

4.3.1 Ensaio de Compressão Dinâmica em Barra Hopkinson

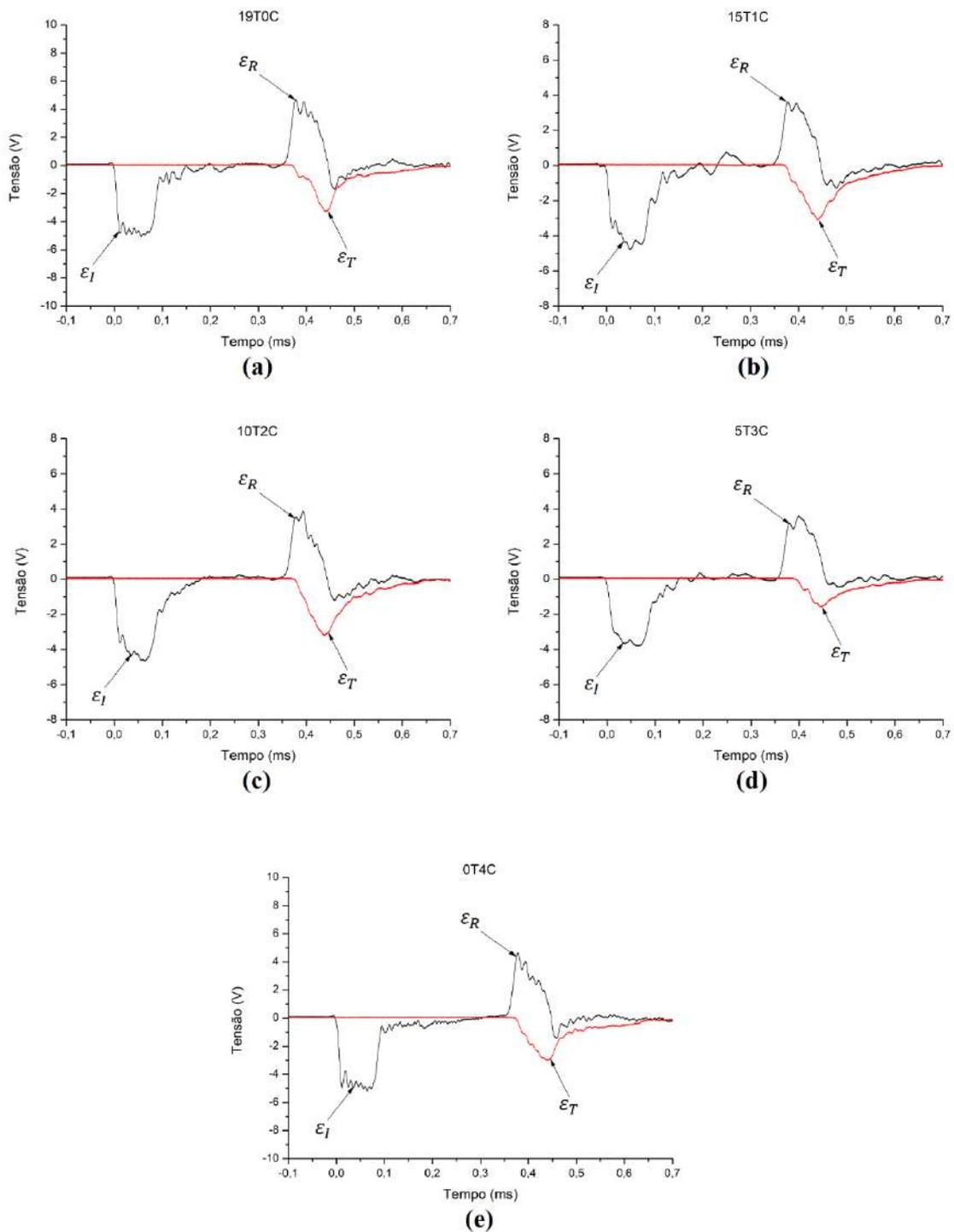


Figura 4.37 – Pulsos das ondas incidente (ϵ_I), refletida (ϵ_R) e transmitida (ϵ_T) nos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidos nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.37, são mostradas as curvas de tensão(V)-tempo(ms) dos compósitos estudados obtidas nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson. Nessas curvas, pode-se observar os pulsos das ondas incidente (ϵ_I), refletida (ϵ_R) e transmitida (ϵ_T) nos compósitos. Os pulsos incidente (ϵ_I) e refletido (ϵ_R) são aproximadamente trapezoidais com oscilações no platô, conforme Chen e Song (2010). É importante destacar que, para os compósitos 10T2C e 0T4C, essas oscilações no pulso refletido sofreram um abaixamento na parte final do pulso, devido possivelmente ao início da fratura frágil da matriz de epóxi, mesmo utilizando modelador de pulso. Esse elemento foi utilizado a fim de reduzir exatamente esse evento e, por conseguinte, a queda acentuada da taxa de deformação durante a deformação da amostra, como sugerido por Naghdabadi, Ashrafi e Arghavani (2012). O pulso transmitido (ϵ_T), por sua vez, não possui forma geométrica específica, conforme Hosur *et al.* (2003). Assim, todos os pulsos obtidos estão de acordo com o padrão esperado para a técnica.

A fim de verificar se os ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson foram realizados sob taxa de deformação constante, condição necessária para a sua validação, foram analisadas as curvas de taxa de deformação-deformação dos compósitos, conforme Chen e Song (2010). Com base na Figura 4.38, pode-se observar que essas curvas são aproximadamente trapezoidais com oscilações no platô, em torno da taxa média de deformação. É importante destacar que, para os compósitos 10T2C e 0T4C, a taxa de deformação na parte final do evento sofreu um pequeno abaixamento, devido possivelmente ao início da fratura frágil da matriz de epóxi, porém sem prejuízo ao ensaio. Além disso, as taxas médias de deformação dos compósitos foram similares o que é corroborado pelo baixo desvio-padrão da taxa média geral de deformação em cerca de 1411mm/mm/s, conforme mostrado na Tabela 3.6. A comparação entre os materiais deve ocorrer necessariamente sob uma mesma taxa de deformação. Isso garante que todos foram submetidos a condições semelhantes de ensaio. Assim, os ensaios foram realizados a taxas de deformação médias aproximadamente constantes e próximas para todos os compósitos estudados.

Com base na discussão anterior, pode-se considerar que os resultados obtidos nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson para os compósitos estudados são válidos. Assim, na Figura 4.39, são mostradas as curvas de tensão-deformação dinâmica dos compósitos, obtidas com os ensaios. Além disso, na Tabela 4.17, são apresentados os valores médios e os desvios padrão das propriedades de compressão dinâmica tensão máxima (σ_m), deformação máxima (ϵ_m) e tenacidade (U) dos compósitos, obtidas desses ensaios.

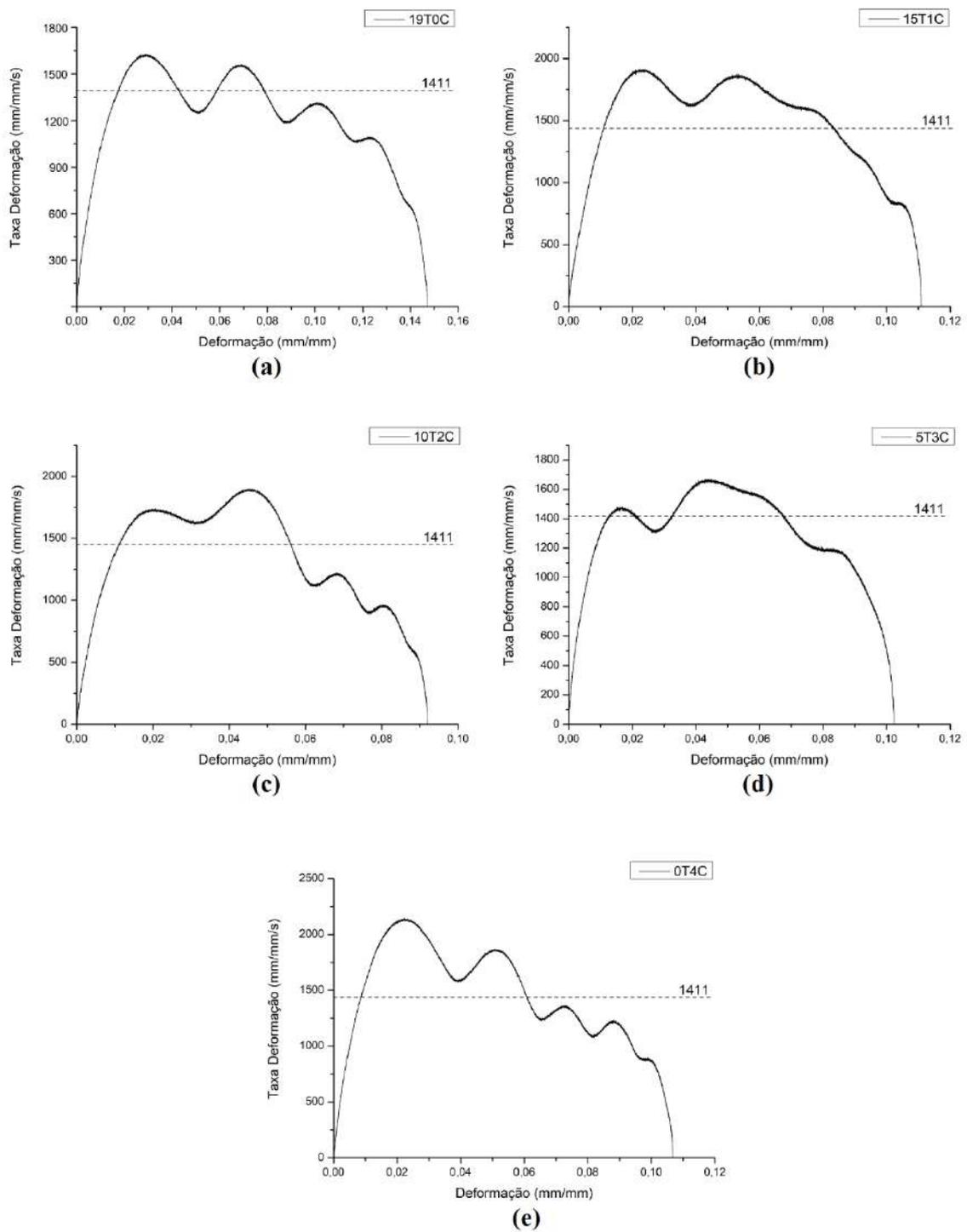


Figura 4.38 – Taxas de deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas nos ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.

Fonte: Próprio Autor.

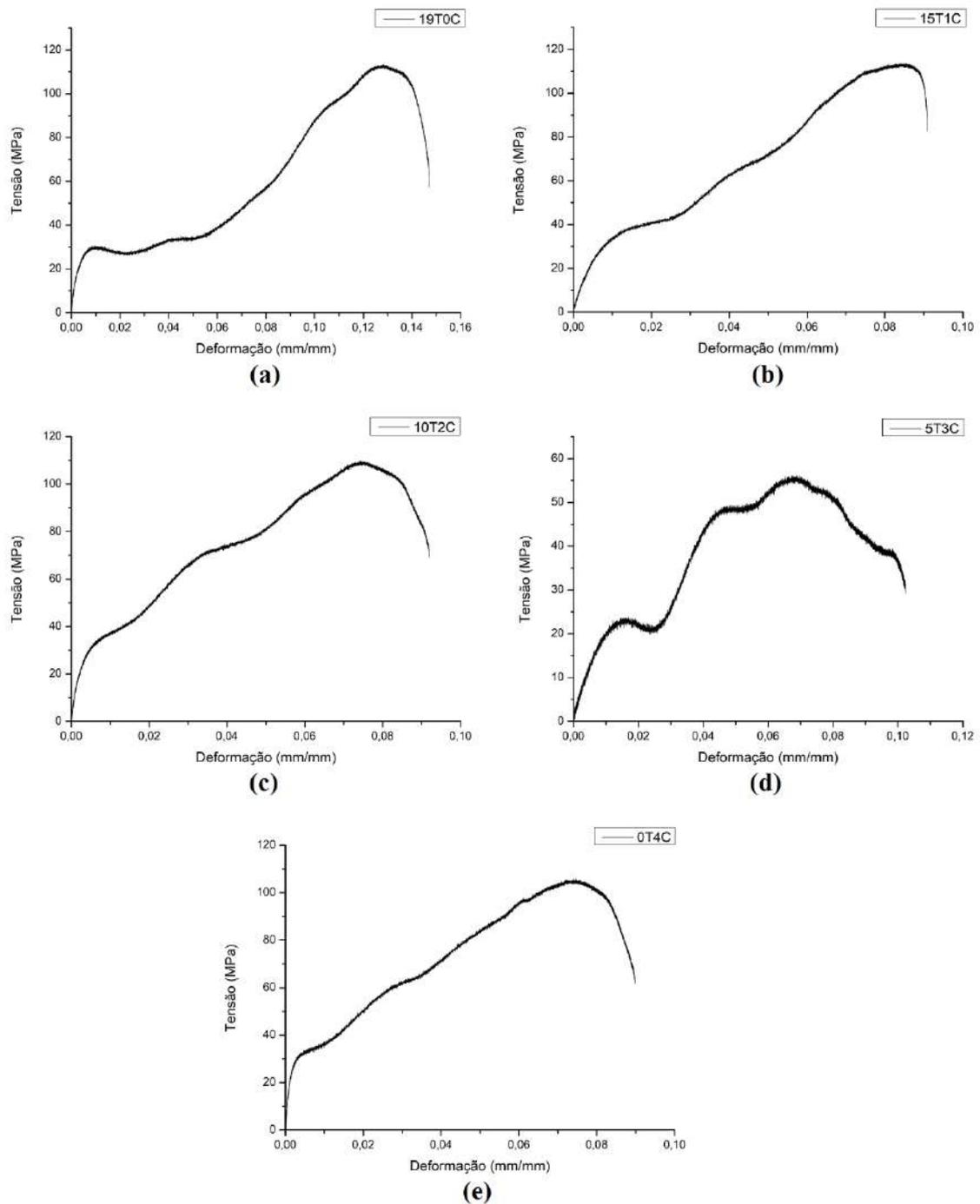


Figura 4.39 – Curvas tensão-deformação dos compósitos (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C, obtidas com os ensaios de compressão dinâmica em barra Hopkinson.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4.17 – Propriedades mecânicas dos compósitos, obtidas a partir do ensaio de compressão dinâmica em barra Hopkinson.

Comp.	Tensão Máx. (MPa)	Deformação Máx. (%)	Tenacidade (MJ/m ³)
19T0C	113,42±5,67	14,70±0,64	8,93±0,67
15T1C	119,37±3,70	9,04±0,49	7,39±0,83
10T2C	118,01±10,93	9,23±0,76	7,29±0,92
5T3C	59,15±5,36	10,09±0,60	4,02±0,26
0T4C	104,15±2,70	9,90±0,70	7,02±0,67

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 4.17 e na Figura 4.40, pode-se observar que não houve variação significativa da tensão máxima de compressão dinâmica entre os compósitos 19T0C, 15T1C e 10T2C. A fim de corroborar essa observação e verificar se existem diferenças significativas entre as tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

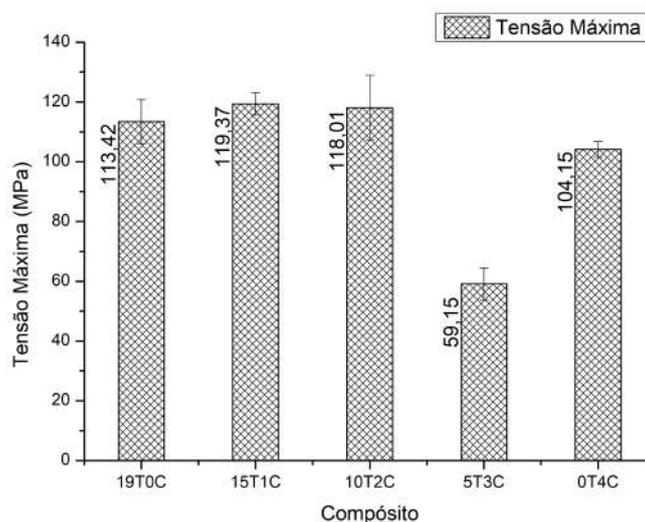


Figura 4.40 – Comparação das tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos, obtidas nos ensaios em barra Hopkinson.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.18, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 tensões máximas dos compósitos foram menores que a DMS, exceto quando uma das tensões correspondia ao compósito 5T3C. Isso confirma

a observação preliminar de que não houve variação significativa dessa propriedade entre os compósitos 19T0C, 15T1C e 10T2C. Isso também foi constatado entre os compósitos 19T0C e 0T4C.

Tabela 4.18 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tensões máximas de compressão dinâmica dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
3.157,30	40,26	78,42	2,866	4,230	12,00

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% e 55%, respectivamente, enquanto a tensão máxima de compressão dinâmica não variou significativamente, pode-se inferir que, para os compósitos 15T1C e 10T2C, a hibridização foi positiva. Por outro lado, considerando o compósito 0T4C, a introdução de cinco camadas de aramida (compósito 5T3C) diminuiu significativamente essa propriedade em cerca de 43%. É importante destacar que, embora do compósito 0T4C para os compósitos 15T1C e 10T2C haja diferenças significativas entre as tensões, o aumento observado, de cerca de 14%, pode ser considerado não expressivo.

Com base na Tabela 4.17 e na Figura 4.41, pode-se observar que a deformação máxima de compressão dinâmica diminuiu com a introdução da primeira camada de curauá, mas que, depois disso, não houve variação com o aumento da quantidade de curauá. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.19, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 deformações máximas dos compósitos foram menores que a DMS, exceto quando envolviam o compósito 19T0C. Isso confirma a observação preliminar de que a deformação máxima de compressão dinâmica diminuiu com a introdução da primeira camada de curauá, mas que, depois disso, não houve variação significativa com o aumento da quantidade de curauá.

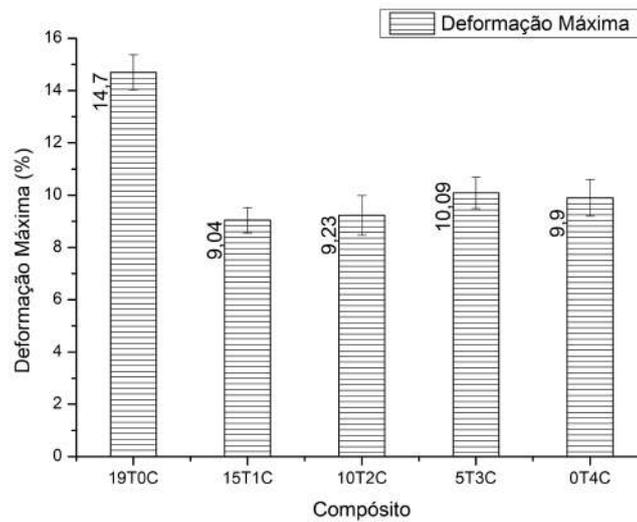


Figura 4.41 – Comparação das deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos, obtidas nos ensaios em barra Hopkinson.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4.19 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as deformações máximas de compressão dinâmica dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
27,34	0,42	65,10	2,866	4,230	1,23

¹ Distribuição F de Snedecor com 5% de significância.

² Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para o compósito 15T1C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, enquanto a deformação máxima de compressão dinâmica diminuiu cerca de 39%. Por outro lado, do compósito 19T0C para os compósitos 10T2C e 5T3C, a quantidade de aramida diminuiu cerca de 55% e 79%, respectivamente, enquanto essa propriedade diminuiu apenas cerca de 37% para o primeiro, e 31% para o segundo. Apesar disso, não houve variação significativa da deformação máxima de compressão dinâmica do compósito 0T4C para esses. É importante destacar que, do compósito 19T0C (epóxi-aramida) para o compósito 0T4C (epóxi-curauá), houve uma redução dessa propriedade de apenas cerca de 33%. Esses resultados indicam que a deformação máxima de compressão dinâmica dos compósitos híbridos é possivelmente controlada pela manta de curauá, que atua como um limitante, e independe da quantidade de aramida nos compósitos.

Com base na Tabela 4.17 e na Figura 4.42, pode-se observar que a tenacidade diminuiu com a introdução da primeira camada de curauá, mas que, depois disso, não

houve variação com o aumento da quantidade de curauá, exceto para o compósito 5T3C cuja tenacidade diminuiu consideravelmente. A fim de corroborar essas observações e verificar se existem diferenças significativas entre as tenacidades dos compósitos, foi utilizado o teste de análise de variância (ANOVA) com nível de significância de 5%.

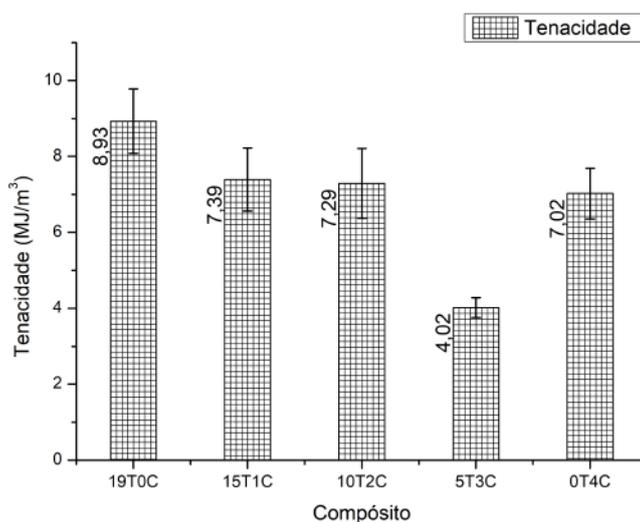


Figura 4.42 – Comparação das tenacidades de compressão dinâmica dos compósitos.

Fonte: Próprio Autor.

A partir dos resultados do teste, mostrados na Tabela 4.20, como $F \gg F_{\text{crítico}}$, pode-se afirmar com 95% de confiança que há médias estatisticamente diferentes. A fim de comparar as tenacidades em compressão dinâmica dos compósitos entre si, foi utilizado o teste de Turkey 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 tenacidades dos compósitos 15T1C, 10T2C e 0T4C foram menores que a DMS. Para os demais casos, as diferenças foram maiores. Isso confirma as observações preliminares de que a tenacidade diminuiu com a introdução da primeira camada de curauá, mas que, depois disso, não houve variação significativa com o aumento da quantidade de curauá, exceto para o compósito 5T3C cuja tenacidade diminuiu significativamente.

Tabela 4.20 – Parâmetros estatísticos dos testes de ANOVA e de Turkey para as tenacidades em compressão dinâmica dos compósitos.

SQT	SQE	F (calculado)	F _{crítico} (tabulado ¹)	Q (tabulado ²)	DMS
16,02	0,50	32,03	2,866	4,230	1,34

¹Distribuição F de Snedecor com 5% de significância;

²Distribuição t de Student com 5% de confiança.

Fonte: Próprio Autor.

Com base na Tabela 3.5, do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29% e 55%, respectivamente, enquanto a tenacidade em compressão dinâmica diminuiu apenas cerca de 17% para o primeiro, e 18% para o segundo. Apesar disso, como não houve variação significativa dessa propriedade do compósito 0T4C para os compósitos 15T1C e 10T2C. Além disso, considerando que, do compósito 0T4C para o compósito 5T3C, a tenacidade em compressão dinâmica diminuiu significativamente, pode-se inferir que, neste caso, a hibridização foi negativa. É importante destacar que, do compósito 19T0C (epóxi-aramida) para o compósito 0T4C (epóxi-curauá), houve uma redução dessa propriedade de apenas cerca de 21%.

Com base na discussão anterior, pode-se observar que, apesar de não ter havido variação significativa da tensão máxima de compressão dinâmica do compósito 19T0C para os compósitos 15T1C e 10T2C, o aumento observado dessa propriedade, de cerca de 14%, do compósito 0T4C para esses pode ser considerado não expressivo. Adicionalmente, em relação à deformação máxima de compressão dinâmica, embora a diminuição dessa propriedade do compósito 19T0C para os compósitos 10T2C e 5T3C tenha sido menor que a redução da quantidade de aramida, não houve variação significativa da deformação máxima do compósito 0T4C para esses. Esses resultados indicam que a deformação máxima de compressão dinâmica dos compósitos híbridos é possivelmente controlada pela manta de curauá, que atua como um limitante, e independe da quantidade de aramida nos compósitos. Como consequência disso, não houve variação significativa da tenacidade do compósito 0T4C para os compósitos 15T1C e 10T2C. É importante destacar que, de acordo com os resultados, a diferença entre as propriedades de compressão dinâmica dos compósitos 19T0C (epóxi-aramida) e 0T4C (epóxi-curauá) não foi grande, principalmente em relação à tenacidade. Isso significa que o compósito 0T4C tem boa capacidade de absorver energia até a fratura quando submetido a um esforço compressivo com alta taxa de deformação (cerca de 1400mm/mm/s), assim como acontece num impacto balístico.

4.4 Caracterização Balística

4.4.1 Ensaio de Nível de Proteção Balística

Na Tabela 4.21, são mostrados os resultados dos ensaios de nível balístico. 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. Assim, com base na Tabela 4.21, 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. É importante destacar, no entanto, que o nível de proteção balística exigido para o capacete brasileiro está acima do nível máximo de resistência à penetração estabelecido pela norma NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) para capacete balístico, isto é, nível II. Os materiais compósitos 10T2C, 5T3C e 0T4C não satisfizeram os critérios para os níveis de proteção balística II e II-A, de acordo com as normas NBR 15000 (ABNT, 2005) e NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a).

Tabela 4.21 – Resumo do ensaio de nível de proteção balística.

Comp.	Nível Balístico	Projétil Teste	Massa Projétil	Velocidade Normativa Projétil	Velocidade Obtida Projétil	Resultado
19T0C	II	9mm FMJ	8,0g(124gr)	358±15m/s	358,51m/s	PP*
	III-A			426±15m/s	425,77m/s	PP
15T1C	II	9mm FMJ	8,0g(124gr)	358±15m/s	352,56m/s	PP
	III-A			426±15m/s	432,43m/s	PT**
10T2C	II	9mm FMJ	8,0g(124gr)	358±15m/s	354,75m/s	PT
	II-A			332±15m/s	337,30m/s	PT
5T3C	II	9mm FMJ	8,0g(124gr)	358±15m/s	354,98m/s	PT
	II-A			332±15m/s	337,26m/s	PT
0T4C	II	9mm FMJ	8,0g(124gr)	358±15m/s	354,11m/s	PT
	II-A			332±15m/s	340,26m/s	PT

*PP = Perfuração Parcial; **PT = Perfuração Total.

Fonte: Próprio Autor.

É importante destacar que, com base nos resultados das caracterizações mecânica e dinâmica, era esperado que o compósito híbrido 10T2C tivesse resistência à penetração equivalente ao compósito 15T1C, isto é, nível II, e, portanto, superior ao nível de proteção balística efetivamente apresentado pelo material. Isso porque o compósito 10T2C apresentou propriedades mecânicas importantes para o desempenho balístico do material similares ao compósito 15T1C, como limite de resistência à tração e tensão e deformação máximas de compressão dinâmica, ou até superiores, como deformação de ruptura em tração. A análise macroscópica dos materiais após os ensaios justifica esse comportamento aparentemente paradoxal.

De acordo com Vargas-Gonzalez e Gurganus (2015), 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 Figura 4.43, pode-se observar nitidamente a deflexão transversal dos fios principais, altamente tracionados e deformados, responsáveis por absorver a maior parte da energia cinética do projétil, conforme descrito por Cheeseman e Bogetti (2003). 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 Nair *et al.* (2013). Segundo Cheeseman e Bogetti (2003), 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 Nair *et al.* (2013).

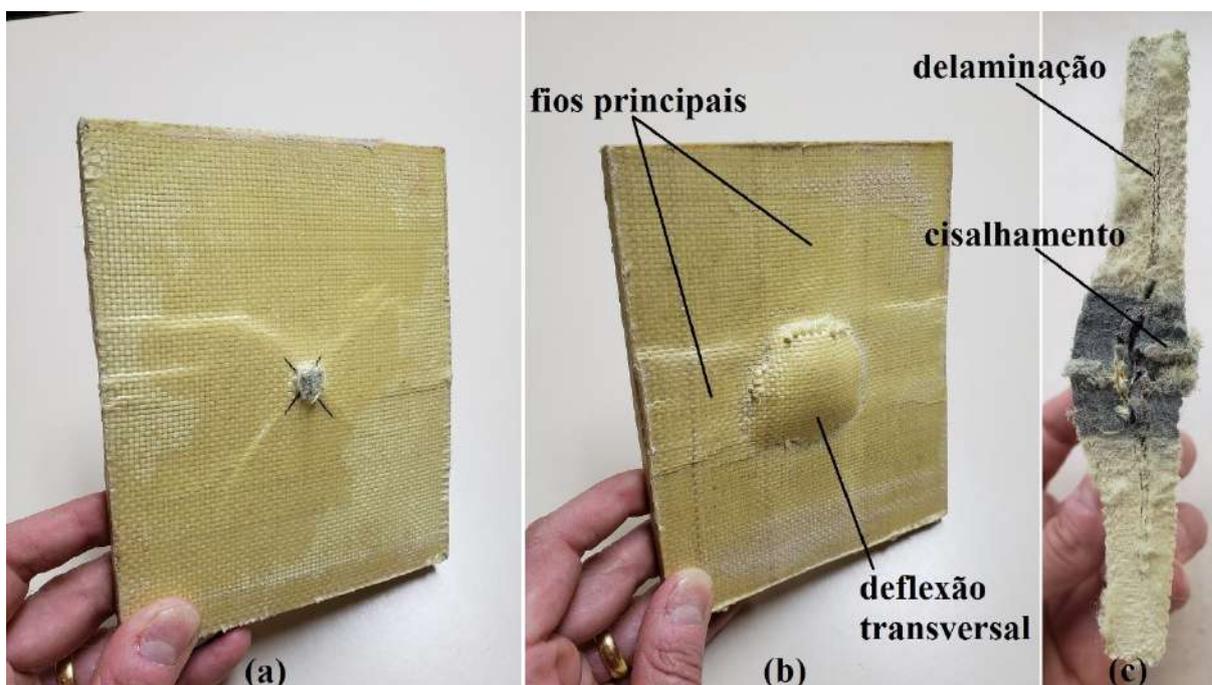


Figura 4.43 – Compósito 19T0C após o ensaio de nível balístico para o nível III-A: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto.

Fonte: Próprio Autor.

Ao introduzir uma camada de manta de curauá (compósito 15T1C), a deflexão transversal diminuiu consideravelmente, assim como a área deformada, conforme se pode observar na Figura 4.44. Pode-se inferir que a camada de manta de curauá limitou 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. De acordo com Wiedenman e Dharan (2006), 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, conforme se pode observar na Figura 4.44, outro efeito colateral dessa restrição foi a diminuição do grau de delaminação, potencializado pela redução do

número de camadas do compósito. Uma possível explicação para esse comportamento da manta de curauá é a sua estrutura. Na manta as fibras estão distribuídas aleatoriamente em camadas, compactadas mecanicamente, e existem vazios e discontinuidades por onde a resina pode facilmente penetrar. Isso produz um material quase homogêneo e isotrópico de natureza predominantemente frágil devido ao epóxi. Assim, a sua capacidade de deformação é consideravelmente inferior o que é potencializado pela menor capacidade de delaminação devido ao molhamento mais eficiente das fibras pela resina. Essas observações são corroboradas pelo efeito semelhante ao spalling, característico de material frágil.

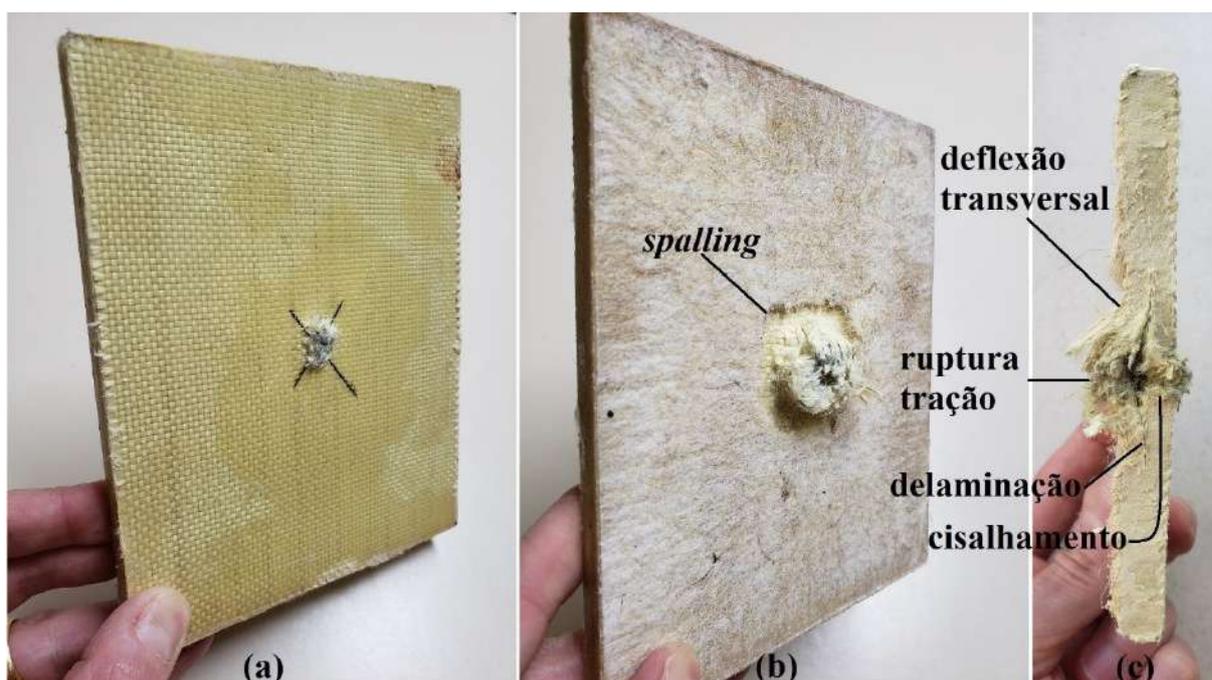


Figura 4.44 – Compósito 15T1C após o ensaio de nível balístico para o nível III-A: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto.

Fonte: Próprio Autor.

A análise macroscópica dos compósitos 15T1C e 10T2C após os ensaios de nível balístico para o nível II ratifica esse efeito limitante da manta de curauá. Na Figura 4.45, pode-se observar que, tanto no compósito 15T1C quanto no compósito 10T2C, houve ruptura por cisalhamento dos fios/fibras de aramida nas camadas iniciais. Contudo, no compósito 15T1C, as camadas finais de aramida sofreram uma pequena deflexão transversal, não observada no compósito 10T2C. Isso, portanto, ratifica a observação anterior de que a manta de curauá limitou a deflexão transversal das camadas de aramida. Assim como no compósito 15T1C, a falha das camadas de curauá no compósito 10T2C começou como uma cruz e se desenvolveu ao longo da superfície do cone de deformação que se formou, gerando também spalling. Esse fenômeno foi observado também por Wambua *et al.* (2007) para um compósito de polipropileno-cânhamo. Além disso, pode-se observar também que, enquanto a deflexão transversal das camadas de aramida no compósito 15T1C foi

acompanhada por uma intensa delaminação entre elas para além da área deformada, no compósito 10T2C, a deflexão transversal das camadas de curauá foi acompanhada por uma pequena delaminação entre essas camadas, restrita a área do cone de deformação. Tudo isso explica o desempenho balístico inferior do compósito 10T2C em relação ao compósito 15T1C, e é um indício de que possivelmente o desempenho balístico dos compósitos seria superior caso a superfície de impacto fosse o lado da manta de curauá.

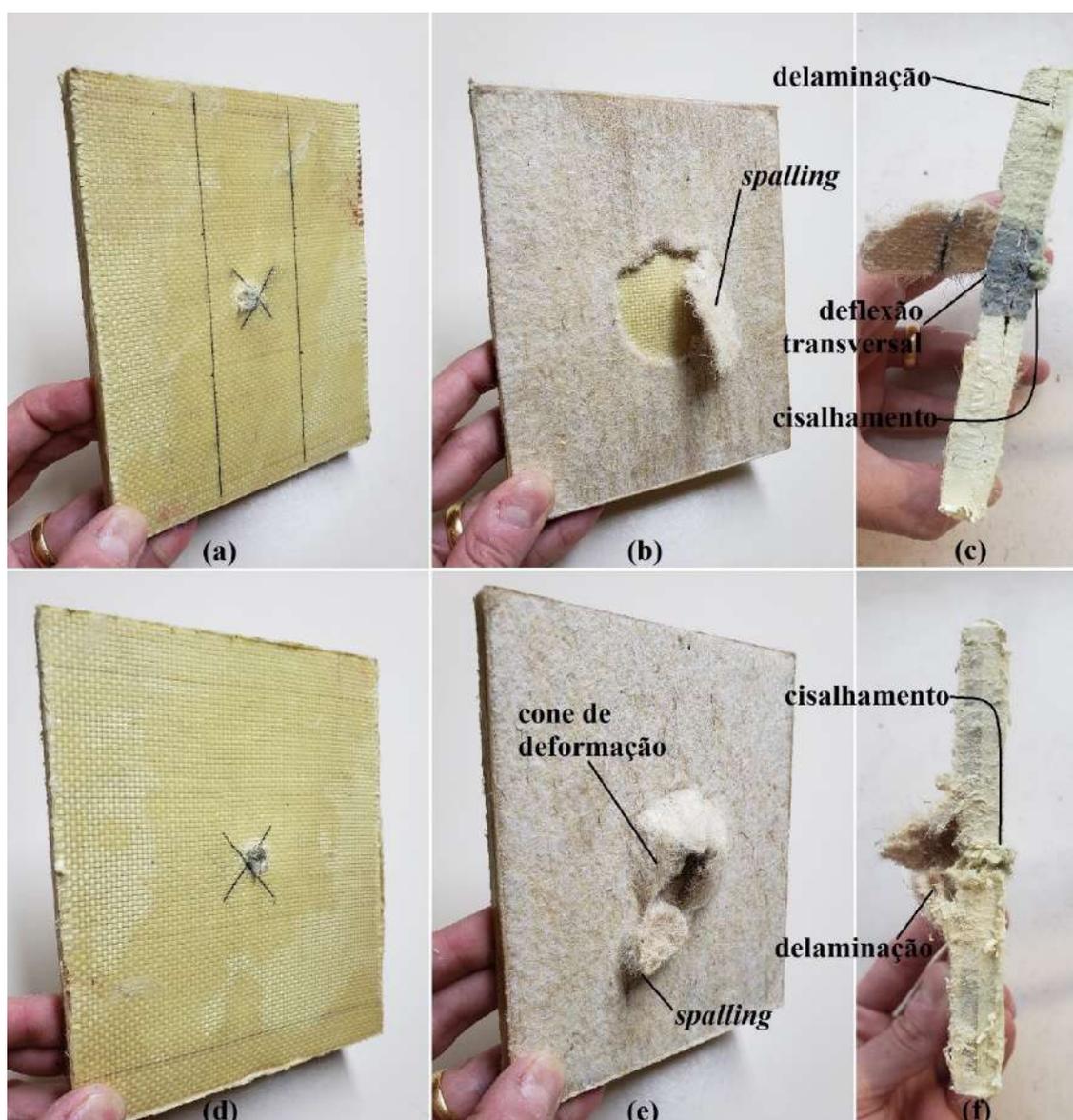


Figura 4.45 – Compósito 15T1C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto; e compósito 10T2C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (d) face de impacto, (e) face posterior ao impacto, e (f) seção reta passando pelo ponto de impacto.

Fonte: Próprio Autor.

É importante destacar que, enquanto no tecido a área tensionada é muito maior que a área deformada, na manta isso provavelmente não acontece devido à ausência da trama.

Assim, a tendência da manta é induzir uma resposta predominantemente local em contraste com a resposta predominantemente global do tecido. Isso é ratificado pela redução da área deformada e pelo aumento da extensão da falha por cisalhamento à medida que o número de camadas de curauá no compósito aumenta e o número de camadas de aramida diminui. Isso pode ser observado na Figura 4.46, que mostra os compósitos 5T3C e 0T4C após os ensaios de nível balístico para nível II. Essa observação ratifica o desempenho balístico inferior da manta em comparação ao tecido.

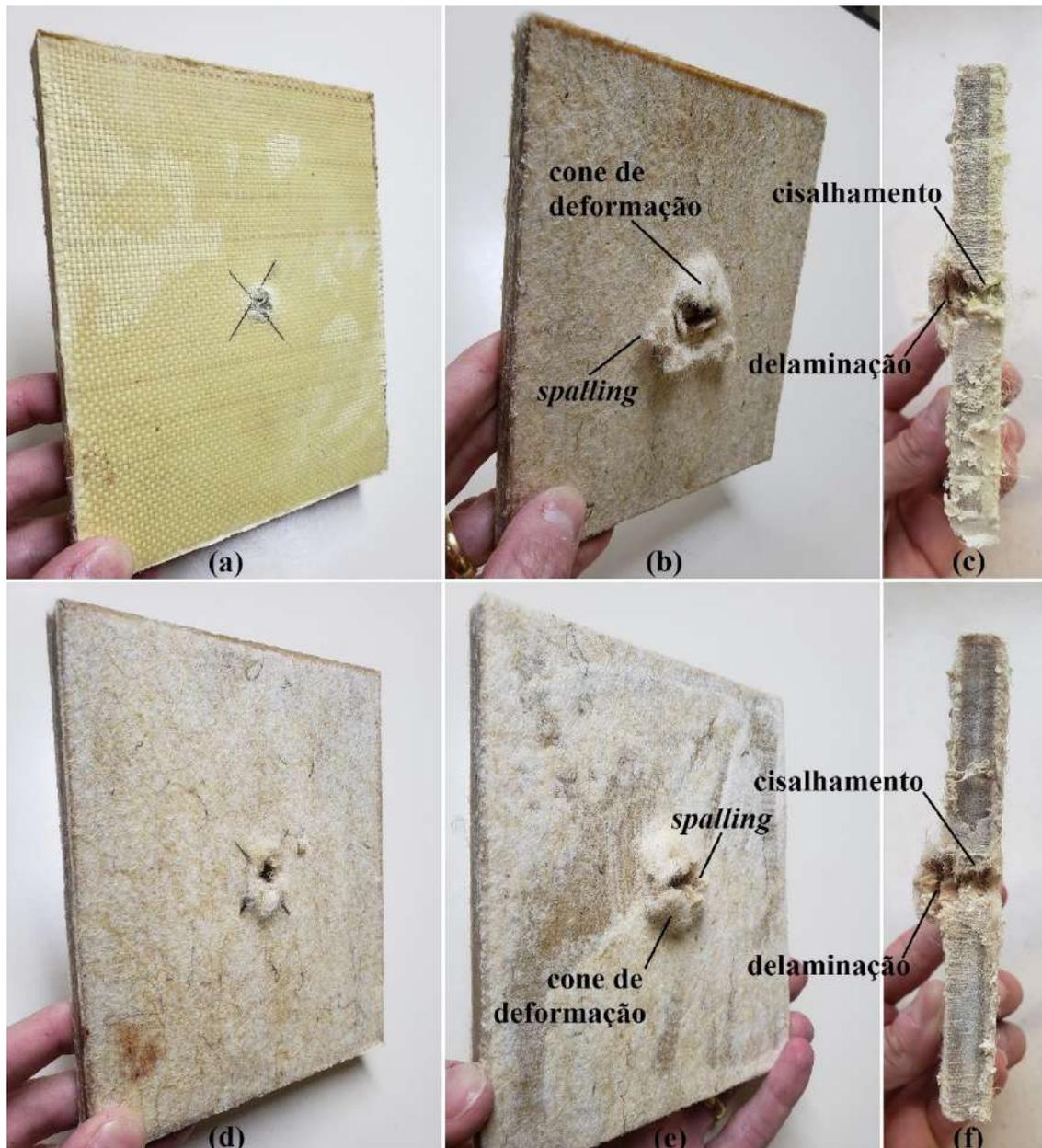


Figura 4.46 – Compósito 5T3C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (a) face de impacto, (b) face posterior ao impacto, e (c) seção reta passando pelo ponto de impacto; e compósito 0T4C após o ensaio de nível balístico para o nível II: (d) face de impacto, (e) face posterior ao impacto, e (f) seção reta passando pelo ponto de impacto.

Fonte: Próprio Autor.

4.4.2 Ensaio de Velocidade Residual

Na Figura 4.47, são mostrados os diagramas de dispersão das velocidades residuais, V_r , do projétil 9mm em função de suas velocidades de impacto, V_i , para os compósitos estudados. A partir desses dados, foi ajustado um modelo linear para cada compósito, por regressão por mínimos quadrados ordinários. Assim, na Figura 4.47, são mostradas também as linhas que minimizam a soma dos resíduos quadrados, além das equações correspondentes. Com base nos valores da medida estatística R^2 , pode-se inferir que o modelo linear está adequadamente ajustado aos dados, haja vista que, quanto mais próximo de 1, melhor o ajuste e menor o erro associado.

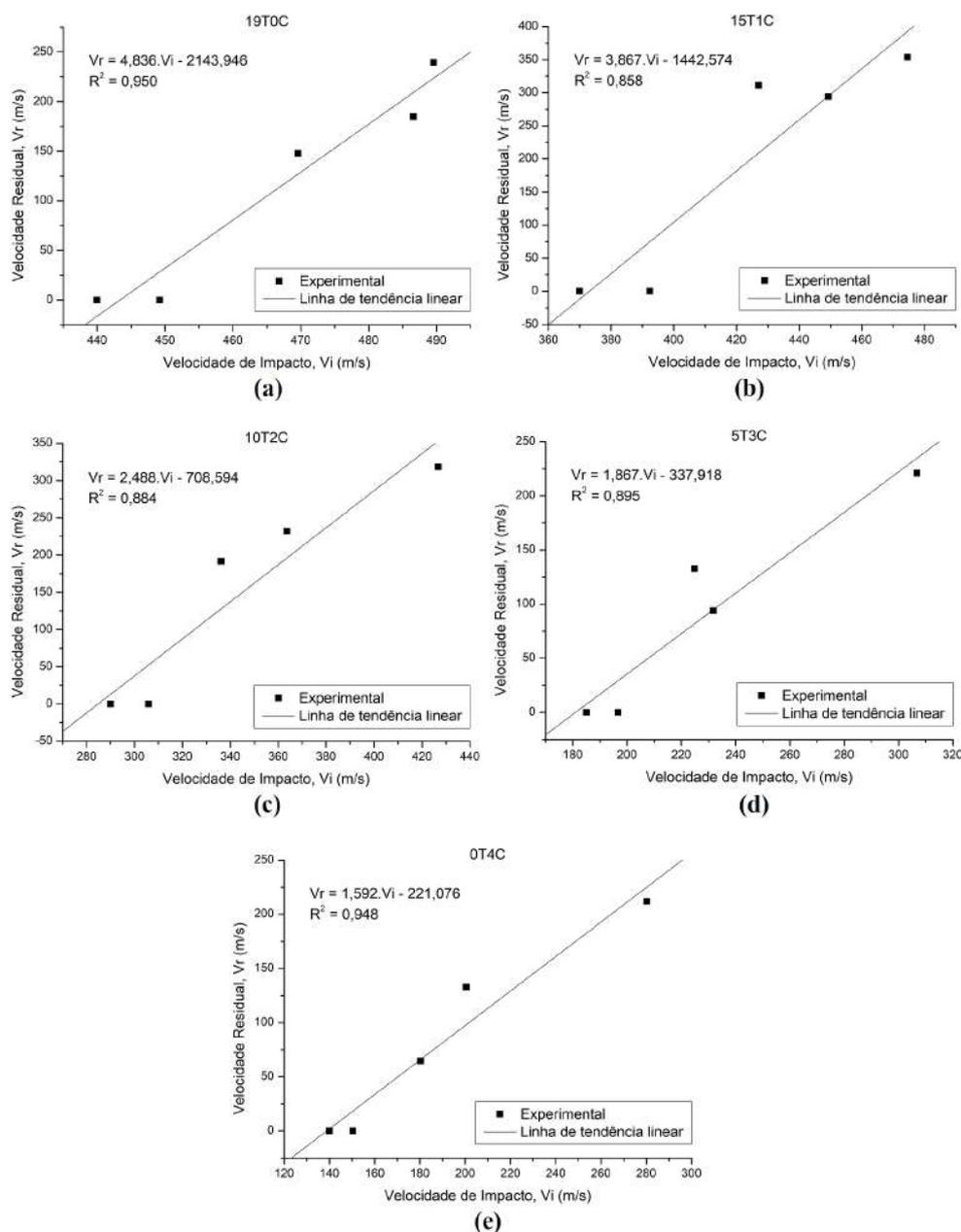


Figura 4.47 – Velocidades residuais, V_r , do projétil 9mm em função das velocidades de impacto, V_i , para (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C.

Fonte: Próprio Autor.

A partir desses dados de velocidade, foram calculadas as energias residuais, E_r , e iniciais, E_i , correspondentes do projétil 9mm, por meio das equações Eq. 3.7 e Eq. 3.8. Os resultados são mostrados graficamente, nos diagramas de dispersão das energias residuais em função das energias iniciais, mostrados na Figura 4.48. Conforme se pode observar, foi ajustado um modelo linear para cada compósito, por regressão por mínimos quadrados ordinários. Assim, na Figura 4.48, são mostradas também as linhas que minimizam a soma dos resíduos quadrados, além das equações correspondentes.

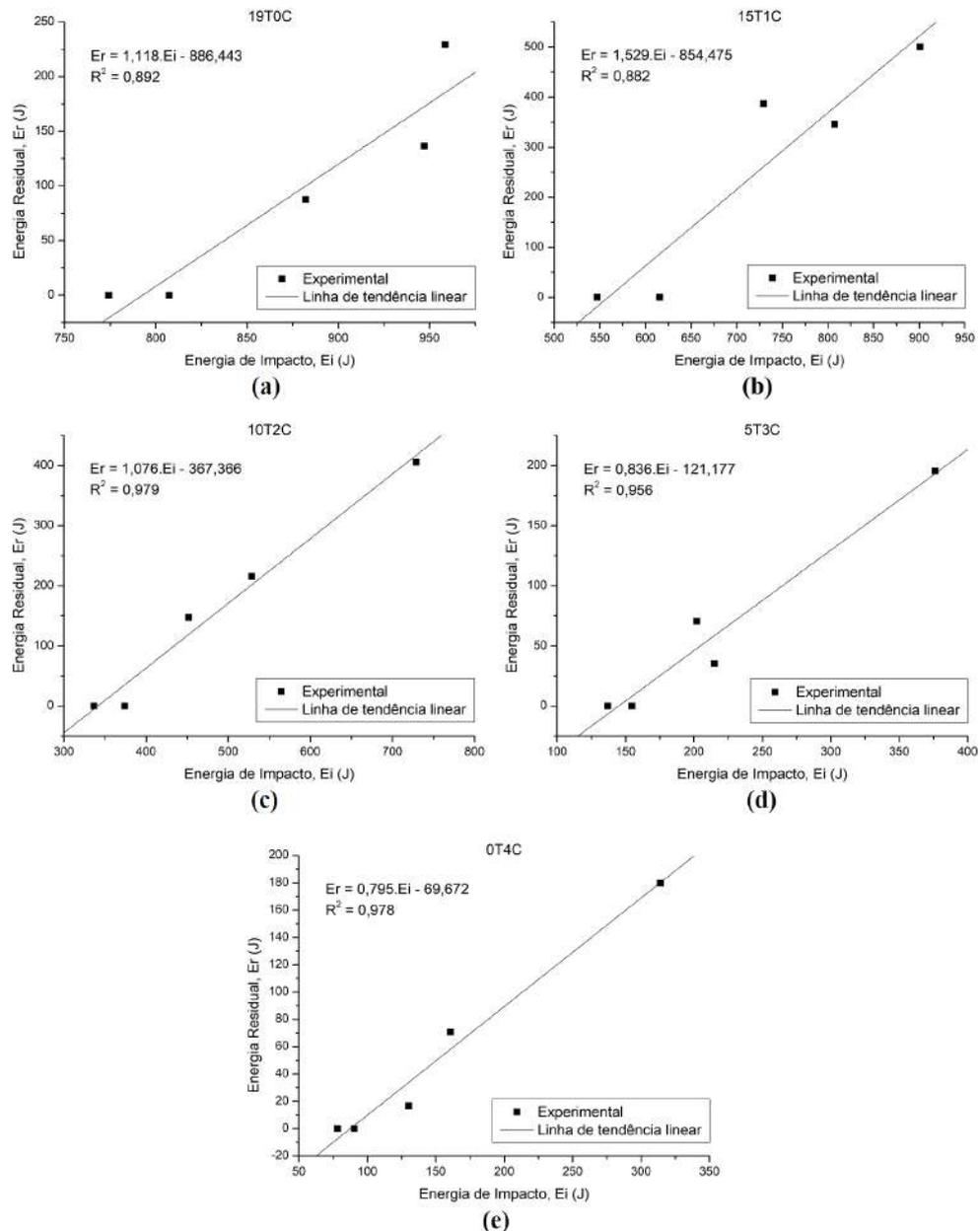


Figura 4.48 – Energias residuais, E_r , do projétil 9mm em função das energias de impacto, E_i , para (a) 19T0C, (b) 15T1C, (c) 10T2C, (d) 5T3C e (e) 0T4C.

Fonte: Próprio Autor.

Com base nos valores da medida estatística R^2 , pode-se inferir que o modelo linear

está adequadamente ajustado aos dados, haja vista que, quanto mais próximo de 1, melhor o ajuste e menor o erro associado. Além disso, pode-se inferir também que os modelos lineares das energias estão melhores ajustados, comparativamente aos das velocidades. Isso porque os valores de R^2 , para todas as configurações, são maiores e mais próximos de 1. É importante destacar que, por simplicidade, foi adotado no cálculo das energias o valor inicial da massa do projétil de 8,0g, 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. É importante ressaltar que os valores obtidos não são os limites balísticos dos materiais, haja vista o procedimento normativo de ensaio para sua obtenção. Esses valores são uma estimativa, baseados na definição de limite balístico de acordo com a norma MIL-STD 662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997). Os resultados obtidos para as estimativas de limite balístico, V_0 , dos compósitos são mostrados na Tabela 4.22.

Tabela 4.22 – Propriedades balísticas dos compósitos.

Comp.	Estimativa	Redução (%)	Energia Absorvida (J)	Redução (%)	Energia	Redução (%)
	Limite Balístico (m/s)				Absorvida Específica ($J.m^3/Kg$)	
19T0C	445	X	793	X	586	X
15T1C	373	16,0	559	29,5	442	24,6
10T2C	292	34,4	341	56,9	288	50,8
5T3C	190	57,2	145	81,7	130	77,8
0T4C	148	66,8	88	88,9	84	85,7

Fonte: Próprio Autor.

Os valores de estimativa do limite balístico dos compósitos, obtidos com os ensaios de velocidade residual e mostrados na Tabela 4.22, estão coerentes com os resultados de nível de proteção balística. Isso porque, para o compósito 19T0C, a estimativa do limite do limite balístico para projétil 9mm foi de 445m/s, superior ao nível III-A de proteção balística obtido pelo material. Já, para o compósito 15T1C, a estimativa do limite do limite balístico para projétil 9mm foi de 373m/s, inferior ao nível III-A de proteção balística, porém superior ao nível II obtido pelo material. Para os compósitos 10T2C, 5T3C e 0T4C, os valores de foram menores que a velocidade do projétil 9mm correspondente ao nível II-A de proteção balística. Apesar disso, é importante observar que a velocidade limite do compósito 10T2C foi de 292m/s, cerca de 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).

Com base na Tabela 3.5 e na Tabela 4.22, pode-se observar que, do compósito 19T0C

para os compósitos híbridos 15T1C, 10T2C e 5T3C, houve uma redução da quantidade de aramida de cerca de 29%, 55% e 79%, respectivamente, maior que a redução observada da estimativa de limite balístico. Por outro lado, ao se analisar as energias absorvidas, pode-se observar que, para todos os compósitos, a energia diminuiu na mesma proporção que a quantidade de aramida. Considerando a energia absorvida pelo compósito 19T0C, pode-se estimar que cada camada de aramida contribuiu com, em média, cerca de 42J na dissipação da energia de impacto. Da mesma forma, considerando a energia absorvida pelo compósito 0T4C, pode-se estimar que cada camada de curauá contribuiu com, em média, cerca de 22J. Ao analisar a energia absorvida pelo compósito 15T1C, e considerando que a camada de curauá neste caso foi tão eficiente quanto no compósito 0T4C, isto é, foi responsável pela dissipação média de 22J da energia de impacto, pode-se inferir que cada camada de aramida no compósito dissipou, em média, cerca de 36J. Analogamente, ao analisar as energias absorvidas pelos compósitos híbridos 10T2C e 5T3C, pode-se inferir que cada camada de aramida contribuiu com, em média, cerca de 30J e 16J, respectivamente. Essa análise reforça a observação, com base nos resultados do ensaio de nível balístico, de que a manta de curauá/epóxi atrás das camadas de aramida limitou tanto a deflexão transversal quanto a delaminação do compósito, e, por conseguinte, a sua eficiência na dissipação da energia de impacto.

Tabela 4.23 – Propriedades mecânicas do compósito 19T0C.

Compósito 19T0C		
Propriedade		Referência
Densidade (g/cm ³)	1,32	(Este trabalho)
E_{11} (GPa)	17,64	(Este trabalho)
E_{22} (GPa)	4,00	(KUMAR <i>et al.</i> , 2010; PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
E_{33} (GPa)	17,64	(Este trabalho)
ν_{12}	0,18	(KUMAR <i>et al.</i> , 2010; PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
ν_{23}	0,18	(KUMAR <i>et al.</i> , 2010; PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
ν_{31}	0,59	(Este trabalho)
G_{12} (GPa)	0,224	(THAM; TAN; LEE, 2008)
G_{23} (GPa)	0,224	(THAM; TAN; LEE, 2008)
G_{31} (GPa)	5,59	(Este trabalho)
σ_{r11} (MPa)	390	(Este trabalho)
σ_{r22} (MPa)	587	(PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
σ_{r33} (MPa)	390	(Este trabalho)
σ_{m12} (MPa)	745	(PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
σ_{m23} (MPa)	745	(PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
σ_{m31} (MPa)	413	(PALTA; FANG; WEGGEL, 2018)
ϵ_{r11}	0,045	(Este trabalho)
ϵ_{r22}	0,02	(KUMAR <i>et al.</i> , 2010)
ϵ_{r33}	0,045	(Este trabalho)

Fonte: Próprio Autor.

4.5 Simulação Computacional

Na Tabela 4.23, são mostradas as propriedades mecânicas do compósito 19T0C, utilizadas no modelo de material adotado nas simulações para o compósito. Algumas propriedades foram obtidas a partir da caracterização mecânica do material realizada neste trabalho, e as demais foram estimadas com base na literatura. Na Figura 4.49, é mostrada a evolução da velocidade do projétil em função do tempo, durante o impacto balístico do compósito 19T0C, para diferentes velocidades de impacto. Essas curvas foram obtidas com simulações computacionais no ANSYS-AUTODYN. Inicialmente, pode-se observar que o limite balístico do material para projétil 9mm está entre 390-410m/s. A fim de determinar essa propriedade de acordo com o procedimento estabelecido na norma MIL-STD 662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997), foram realizadas simulações com velocidade de impacto a partir de 390m/s e incrementos de 5m/s. Os resultados dessa análise são mostrados na Tabela 4.24.

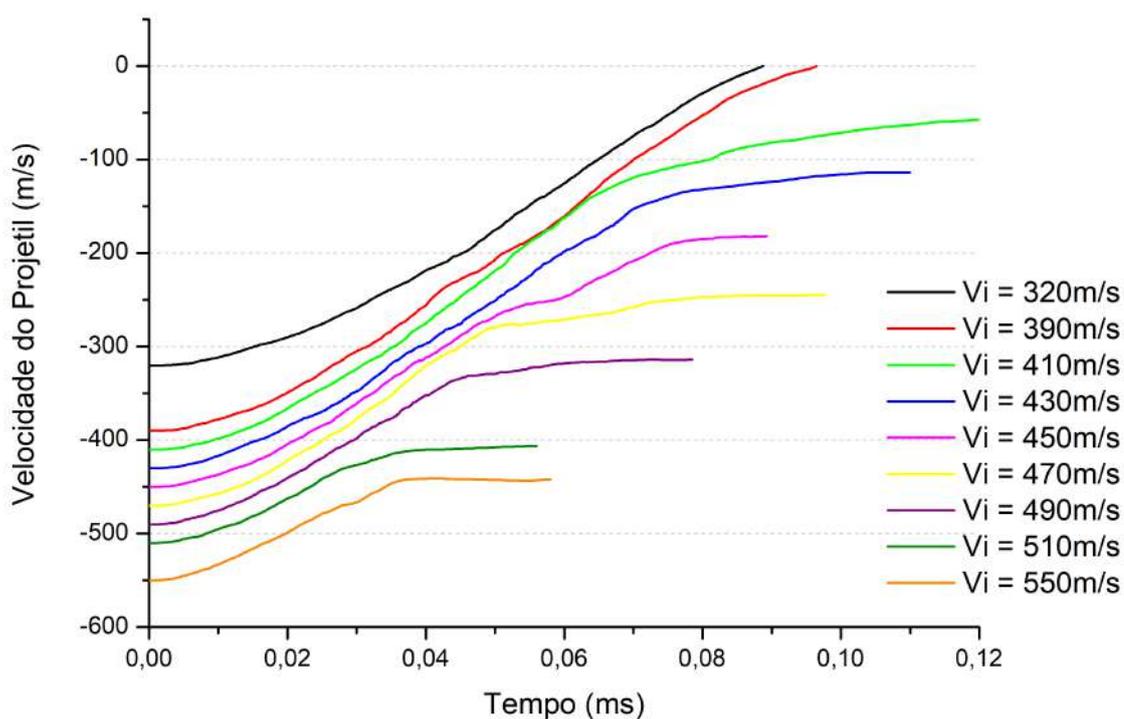


Figura 4.49 – Curvas de velocidade do projétil em função do tempo, durante o impacto balístico, para diferentes velocidades de impacto, obtidas com simulações computacionais no ANSYS-AUTODYN.

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 4.24 – Velocidades utilizadas para o cálculo do limite balístico do compósito 19T0C.

Velocidade de Impacto V_i (m/s)	Velocidade Residual V_r (m/s)
390	0
395	0
400	0
405	35,970
410	55,853
415	125,693

Fonte: Próprio Autor.

Assim, com base nesses resultados, tem-se que o limite balístico do compósito 19T0C é 402,5m/s. Comparando esse resultado com a estimativa obtida experimentalmente com o ensaio de velocidade residual, verifica-se que o valor experimental é cerca de 10% maior que o valor obtido na simulação. A não consideração dos efeitos do choque no modelo, o que provavelmente reduziria a resistência balística do material, parece que foi compensada pela não representação da interação entre os fios da trama, nem das camadas do laminado, o que provavelmente aumentaria essa propriedade. Assim, avaliando o modelo apenas em função do resultado quantitativo, pode-se considerar que ele está adequado.

A fim de avaliar a estratégia utilizada com os dados experimentais de velocidade residual, para estimar o limite balístico do material com base numa linha de tendência linear, foi realizada análise semelhante com os dados de velocidade residual obtidos com simulações no ANSYS-AUTODYN. A Figura 4.50 mostra o diagrama de dispersão das velocidades residuais do projétil em função de suas velocidades de impacto, obtidas com as simulações. Com base no ajuste linear realizado, tem-se que a estimativa do limite balístico é 389m/s por esse método. Comparando esse valor com o resultado do ensaio de limite balístico realizado conforme a norma MIL-STD 662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997) por meio de simulações no ANSYS-AUTODYN, verifica-se que a diferença é de apenas cerca de 3,4%. Isso corrobora a qualidade dessa estratégia para determinar o limite balístico de um material, como alternativa ao ensaio propriamente dito.

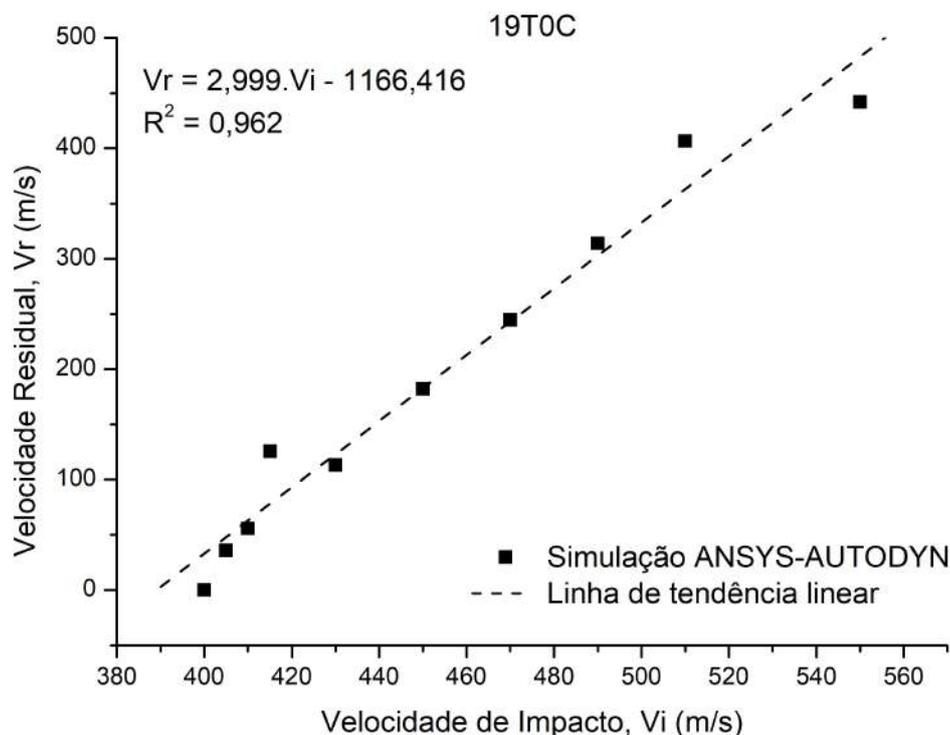


Figura 4.50 – Velocidades residuais, V_r , do projétil 9mm em função das velocidades de impacto, V_i , obtidas com simulações no ANSYS-AUTODYN.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.51, é mostrada a evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 320m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN. Além disso, também é mostrada a seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 358m/s, para comparação. Inicialmente, é importante observar a evolução da forma geométrica do projétil durante o fenômeno. Conforme discutido na literatura (WIŚNIEWSKI; GMITRZUK, 2014), durante o impacto balístico o projétil é deformado plasticamente, adquirindo inicialmente a forma de um “cogumelo”. Dependendo da sua energia cinética, o projétil pode ficar completamente achatado, como mostrado na Figura 4.51, e até se fragmentar, como na Figura 4.43. Todo esse processo foi previsto pela simulação. Em relação aos modos de falha, pode-se verificar que o padrão obtido na simulação foi exatamente o observado experimentalmente. Inicialmente, o compósito sofreu cisalhamento e, em seguida, deformação por tração das camadas de aramida e intensa delaminação.

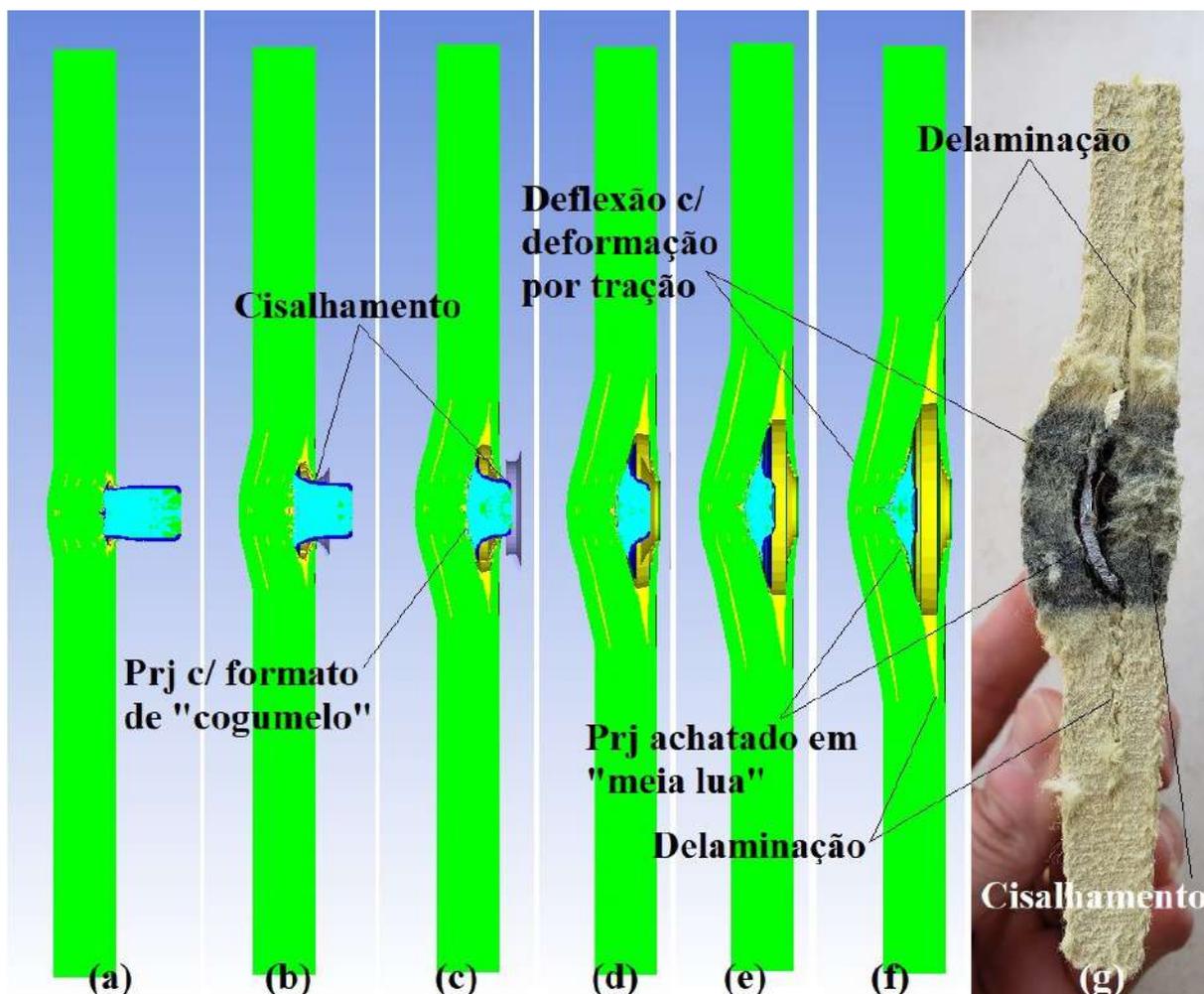


Figura 4.51 – Evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 320m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN, em (a) $17,32\mu\text{s}$, (b) $31,30\mu\text{s}$, (c) $43,95\mu\text{s}$, (d) $55,31\mu\text{s}$, (e) $65,17\mu\text{s}$, (f) $77,49\mu\text{s}$ (término); e seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 358m/s.

Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 4.52, é mostrada a evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 510m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN. Além disso, também é mostrada a seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 482m/s, para comparação. Assim como no caso anterior, pode-se verificar que o projétil sofreu deformação, adquirindo a forma de um “cogumelo”. Em relação aos modos de falha, pode-se observar que, também neste caso, o padrão obtido na simulação foi exatamente o observado experimentalmente. Inicialmente, o compósito sofreu cisalhamento e, em seguida, deformação por tração até a ruptura das camadas de aramida combinada com intensa delaminação.

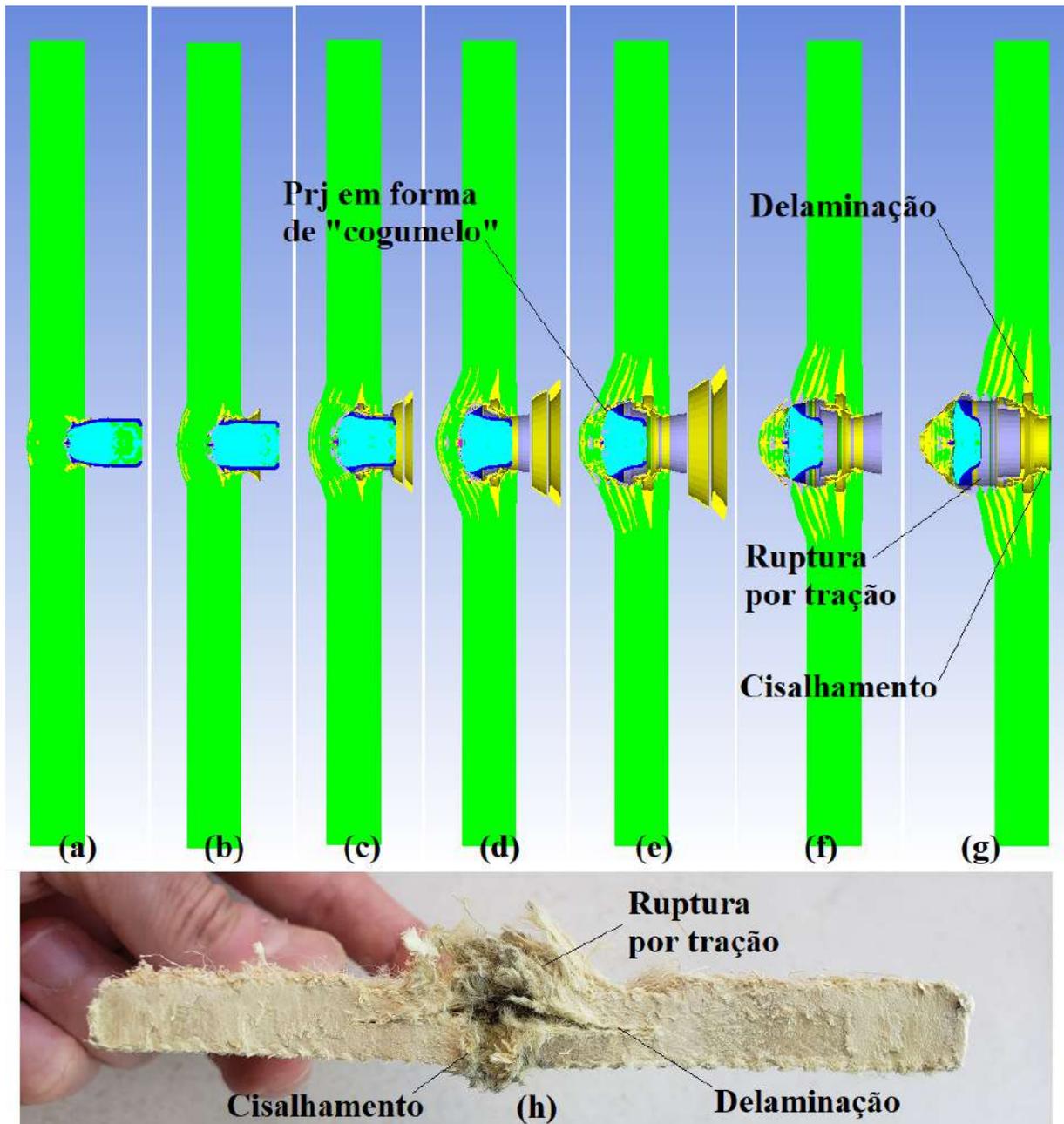


Figura 4.52 – Evolução do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger a 510m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN, em (a) $9,711\mu s$, (b) $16,09\mu s$, (c) $23,72\mu s$, (d) $30,37\mu s$, (e) $36,72\mu s$, (f) $42,31\mu s$, (g) $53,38\mu s$ (término); e seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico com projétil 9mm FMJ Luger a 482m/s.

Fonte: Próprio Autor.

5 CONCLUSÕES

Com base na revisão bibliográfica realizada sobre os assuntos relacionados, foram propostas 5 configurações de compósitos laminados 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.

Na Tabela 3.5 são mostradas as características físicas (peso, espessura, %v/v de aramida, %v/v de curauá e densidade areal) dos compósitos propostos com as médias e os desvios padrões, considerando as placas produzidas de cada configuração. Para todas as configurações, a variabilidade das características foi muito pequena, indicando que o processo produtivo, apesar de artesanal, obteve repetibilidade. Além disso, foi possível produzir compósitos híbridos com 61-69%v/v de reforço, isto é, aproximadamente a quantidade de reforço dos compósitos comumente utilizados na produção de capacetes balísticos; sem fibras expostas, isentos de qualquer buraco, vazio, delaminação, rachadura, fissura ou áreas sem resina, e com espessura e densidade areal máximas de 10,25mm e 11,24kg/m², respectivamente, conforme os RT do capacete brasileiro aprovados pela Portaria do Estado Maior do Exército N^o 070-EME, de 26 de março de 2019.

O compósito 10T2C apresentou o melhor resultado entre as configurações híbridas com 65%v/v de reforço total, sendo 33%v/v de aramida e 32%v/v de curauá. Em relação ao LRT, do compósito 19T0C para o compósito 10T2C, houve uma redução significativa da quantidade de aramida de cerca de 55%, enquanto o LRT 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 LRT, cerca de 41%. Além disso, do compósito 0T4C para o compósito 10T2C, o LRT aumentou mais de 251%, a deformação de ruptura mais de 40% e a tenacidade mais de 378%. 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 LRT específico seria menor, assim como a densidade do compósito. Além disso, como a manta tem desempenho consideravelmente inferior ao tecido, pode-se assumir que essa redução seria ainda menor.

O módulo de elasticidade específico e o módulo de cisalhamento do compósito 10T2C diminuíram, em relação ao compósito 19T0C, aproximadamente na mesma proporção que

a quantidade de aramida, cerca de 51% e 53%, respectivamente. Já, para o coeficiente de Poisson e para as velocidades de onda longitudinal e de cisalhamento, houve uma redução de 29%, 32% e 29%, respectivamente, enquanto a quantidade de aramida diminuiu 55%. Da mesma forma, a resistência específica à flexão diminuiu 33%, mas, 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. Isso pode ser explicado ao se considerar que os principais mecanismos de absorção da energia de impacto num compósito laminado 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. A manta, por sua vez, produz um material praticamente contínuo e homogêneo, o que reduz a possibilidade de delaminação e de deformação transversal.

Não houve variação significativa, em relação ao compósito 19T0C, da temperatura de início do processo de decomposição do compósito 10T2C (cerca de 240°C, correspondente à degradação do epóxi). Além disso, o início do processo de decomposição da aramida foi consideravelmente retardado. Isso pode ser devido a um efeito de blindagem produzido pela fibra natural e seus resquícios após comburidas. Apesar disso, na curva de DTA do compósito 10T2C, em cerca de 165°C, ocorreu um pico associado a um processo endotérmico, que deve ser melhor investigado. Contudo, como esse limite é significativamente alto em relação às temperaturas de utilização desse material para proteção balística, pode-se considerar esse fator irrelevante. Da mesma forma, em relação ao compósito 19T0C, apesar de, possivelmente, ter havido uma redução da temperatura de transição vítrea do epóxi no compósito 10T2C para cerca de 160°C, essa temperatura ainda é significativamente alta, quando comparada às temperaturas de utilização desses materiais para proteção balística.

Com base nos resultados dos ensaios em barra Hopkinson a uma taxa de deformação de cerca de 1400s⁻¹, não houve variação significativa da tensão máxima de compressão dinâmica do compósito 19T0C para o compósito 10T2C. Adicionalmente, foi observado que a deformação máxima de compressão dinâmica diminuiu 37%, e que não houve variação significativa entre os compósitos híbridos e o compósito 0T4C. Esses resultados indicam que essa propriedade nos compósitos híbridos é possivelmente controlada pela manta de curauá, que atua como um limitante, e independe da quantidade de aramida nos compósitos. A tenacidade em compressão dinâmica a taxa de deformação de 1400s⁻¹ diminuiu 18% do compósito 19T0C para o compósito 10T2C.

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. É importante destacar, no entanto, que o nível de proteção balística exigido para o capacete brasileiro está acima do nível máximo de resistência à penetração estabelecido pela norma NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a) para capacete balístico, isto é, nível II. Os materiais compósitos 10T2C, 5T3C e 0T4C não satisfizeram os critérios para os níveis de proteção balística II e II-A, de acordo com as normas NBR 15000 (ABNT, 2005) e NIJ 0106.01 (NIJ, 1985a).

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. Uma possível explicação para esse comportamento da manta de curauá é a sua estrutura, que produz um material quase homogêneo e isotrópico de natureza predominantemente frágil devido ao epóxi. Assim, a sua capacidade de deformação transversal é consideravelmente inferior o que é potencializado pela menor capacidade de delaminação devido ao molhamento mais eficiente das fibras pela resina. Essas observações são corroboradas pelo efeito semelhante ao spalling, característico de material frágil.

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 292m/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). A análise das estimativas das contribuições de cada camada de aramida e de curauá para a dissipação da energia de impacto nos compósitos, reforçou a observação de que a manta de curauá/epóxi atrás das camadas de aramida limitou tanto a deflexão transversal quanto a delaminação do compósito, e, por conseguinte, a sua eficiência na dissipação da energia de impacto.

Com base na análise por simulação computacional do impacto balístico do compósito 19T0C com projétil 9mm FMJ Luger no software ANSYS-AUTODYN, tem-se que o limite balístico do material, conforme a norma MIL-STD 662F (DEPARTMENT OF DEFENSE, 1997), é 402,5m/s. Comparando esse resultado com a estimativa obtida experimentalmente com o ensaio de velocidade residual, verifica-se que o valor experimental é cerca de 10% maior que o valor obtido na simulação. Além disso, com base no ajuste linear dos

dados de velocidade residual obtidos com simulações no ANSYS-AUTODYN, verificou-se que a estimativa do limite balístico por esse método é 389m/s. Comparando esse valor com o resultado do ensaio de limite balístico realizado no ANSYS-AUTODYN, isto é, 402,5m/s, verifica-se que a diferença é de apenas cerca de 3,4%. Isso corrobora a qualidade dessa estratégia de ajuste linear para determinar o limite balístico de um material, como alternativa ao ensaio propriamente dito. Além disso, a comparação entre a seção reta do compósito 19T0C após impacto com projétil 9mm FMJ Luger a 320m/s, simulada em ANSYS-AUTODYN, e a seção reta do compósito 19T0C após impacto balístico real com projétil 9mm FMJ Luger a 358m/s, mostrou forte correlação entre elas. A partir desses resultados, pode-se inferir o enorme potencial dessas ferramentas computacionais no suporte ao desenvolvimento de produtos.

As caracterizações mecânica, térmica, dinâmica e balística realizadas mostram que, mesmo na forma de manta e com menos camadas, os compósitos híbridos obtiveram resultados expressivos como material para capacete balístico. Isso sugere um possível enorme potencial dos compósitos híbridos para capacete balístico, apenas substituindo a manta por tecido.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- a) Substituir a manta por tecido;
- b) Substituir a matriz termorrígida por outra de natureza termoplástica;
- c) aumentar as quantidades em %v/v de reforço dos compósitos híbridos;
- d) Substituir a fibra de aramida por fibra de UHMWPE;
- e) Substituir a FNL;
- f) Obter os parâmetros experimentais das EOS de choque ou polinomial para acoplamento ao modelo constitutivo ortotrópico nas simulações computacionais; e
- g) Modelar as camadas dos compósitos para simulação computacional.

REFERÊNCIAS

AHMAD, F.; CHOI, H. S.; PARK, M. K. A review: natural fiber composites selection in view of mechanical, light weight, and economic properties. **Macromolecular materials and engineering**, Wiley Online Library, v. 300, n. 1, p. 10–24, 2015.

ALI, A.; ADAWIYAH, R.; RASSIAH, K.; NG, W. K.; ARIFIN, F.; OTHMAN, F.; HAZIN, M. S.; FAIDZI, M.; ABDULLAH, M.; AHMAD, M. M. Ballistic impact properties of woven bamboo-woven e-glass-unsaturated polyester hybrid composites. **Defence Technology**, Elsevier, v. 15, n. 3, p. 282–294, 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E1876**: Standard test method for dynamic young's modulus, shear modulus, and poisson's ratio by impulse excitation of vibration. West Conshohocken, PA, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E1545**: Standard test method for assignment of the glass transition temperature by thermochemical analysis. West Conshohocken, PA, 2011.

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

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM D790**: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials. West Conshohocken, PA, 2017.

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 E1131**: Standard test method for compositional analysis by thermogravimetry. West Conshohocken, PA, 2020.

ANGRIZANI, C. C.; ORNAGHI, H. L.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Thermal and mechanical investigation of interlaminar glass/curaua hybrid polymer composites. **Journal of Natural Fibers**, Taylor & Francis, v. 14, n. 2, p. 271–277, 2017.

ASSIS, F. S. de; PEREIRA, A. C.; FILHO, F. da C. G.; JR, E. P. L.; MONTEIRO, S. N.; WEBER, R. P. Performance of jute non-woven mat reinforced polyester matrix composite in multilayered armor. **Journal of materials research and technology**, Elsevier, v. 7, n. 4, p. 535–540, 2018.

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

ATCP ENGENHARIA FÍSICA. **Manual de instalação e operação Software Sone-lastic 3.0**. [S.l.], 2015.

- ATIQAHA, A.; MALEQUE, M.; JAWAID, M.; IQBAL, M. Development of kenaf-glass reinforced unsaturated polyester hybrid composite for structural applications. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 56, p. 68–73, 2014.
- BAKKAL, M.; SAVAS, M. Development of natural fiber reinforced laminated hybrid composites. In: TRANS TECH PUBL. **Advanced Materials Research**. [S.l.], 2013. v. 628, p. 15–20.
- BANDARU, A. K.; CHAVAN, V. V.; AHMAD, S.; ALAGIRUSAMY, R.; BHATNAGAR, N. Ballistic impact response of kevlar® reinforced thermoplastic composite armors. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 89, p. 1–13, 2016.
- BANDARU, A. K.; PATEL, S.; SACHAN, Y.; ALAGIRUSAMY, R.; BHATNAGAR, N.; AHMAD, S. Low velocity impact response of 3d angle-interlock kevlar/basalt reinforced polypropylene composites. **Materials & Design**, Elsevier, v. 105, p. 323–332, 2016.
- BASTOS, E. C. S. Capacetes de aço no exército brasileiro 1932 – 2004. **UFJF Defesa**, p. 1–9, 2004.
- BHATNAGAR, A. **Lightweight ballistic composites: military and law-enforcement applications**. [S.l.]: Woodhead Publishing, 2016.
- BLEDZKI, A.; GASSAN, J. Composites reinforced with cellulose based fibres. **Progress in polymer science**, Elsevier, v. 24, n. 2, p. 221–274, 1999.
- BRAGA, F. d. O.; BOLZAN, L. T.; RAMOS, F. J. H. T. V.; MONTEIRO, S. N.; LIMA, É. P.; SILVA, L. C. d. Ballistic efficiency of multilayered armor systems with sisal fiber polyester composites. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 20, p. 767–774, 2018.
- BRAGA, F. de O. **Configuração otimizada de blindagem balística multicamada com cerâmica frontal e compósitos de aramida ou tecido de curauá**. Tese (Doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.
- BRAGA, F. de O.; BOLZAN, L. T.; JR, É. P. L.; MONTEIRO, S. N. Performance of natural curaua fiber-reinforced polyester composites under 7.62 mm bullet impact as a stand-alone ballistic armor. **Journal of Materials Research and Technology**, Elsevier, v. 6, n. 4, p. 323–328, 2017.
- BRAGA, F. de O.; BOLZAN, L. T.; LUZ, F. S. da; LOPES, P. H. L. M.; JR, É. P. L.; MONTEIRO, S. N. 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**, Elsevier, v. 6, n. 4, p. 417–422, 2017.
- BRAGA, F. de O.; MILANEZI, T. L.; MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L.; GOMES, A. V.; JR, É. P. L. Ballistic comparison between epoxy-ramie and epoxy-aramid composites in multilayered armor systems. **Journal of materials research and technology**, Elsevier, v. 7, n. 4, p. 541–549, 2018.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. [S.l.]: Wiley New York, 2018. v. 9.
- CAMPBELL, D. T.; CRAMER, D. R. Hybrid thermoplastic composite ballistic helmet fabrication study. **Advancement of Materials & Process Engineering**, Citeseer, 2008.

CARVALHO, R. F. **Compósitos de fibras de sisal para uso em reforço de estruturas de madeira**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2005.

CERBU, C.; BOTIŞ, M. Numerical modeling of the flax/glass/epoxy hybrid composite materials in bending. **Procedia Engineering**, Elsevier, v. 181, p. 308–315, 2017.

CHEESEMAN, B. A.; BOGETTI, T. A. Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. **Composite structures**, Elsevier, v. 61, n. 1-2, p. 161–173, 2003.

CHEN, W. W.; SONG, B. **Split Hopkinson (Kolsky) bar: design, testing and applications**. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2010.

CRUZ, R. B. d.; LIMA, E. P.; MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L. Giant bamboo fiber reinforced epoxy composite in multilayered ballistic armor. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 18, p. 70–75, 2015.

CRUZ, R. D.; LIMA, E.; MONTEIRO, S.; LOURO, L. Multilayered ballistic armor in used composite epoxy reinforced fiber bamboo natural. In: **21o CBECIMAT-Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**. [S.l.: s.n.], 2014. p. 2629–62.

CUNNIFF, P. M. An analysis of the system effects in woven fabrics under ballistic impact. **Textile Research Journal**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 62, n. 9, p. 495–509, 1992.

CUNNIFF, P. M.; AUERBACH, M. A.; VETTER, E.; SIKKEMA, D. J. High performance “m5” fiber for ballistics/structural composites. In: **23rd. Army science conference**. [S.l.: s.n.], 2002. p. 1e8.

DALBEHERA, S.; ACHARYA, S. Impact of stacking sequence on tribological wear performance of woven jute-glass hybrid epoxy composites. **Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces**, Taylor & Francis, v. 9, n. 4, p. 196–201, 2015.

DEPARTMENT OF DEFENSE. **MIL-STD-662F**: V 50 ballistic test for armor. [S.l.], 1997.

DEPARTMENT OF DEFENSE. **MIL-STD-810G**: Test method standard for environmental engineering considerations and laboratory tests. [S.l.], 2008.

DIAS, R. R.; PEREIRA, I. M.; SOARES, B. G. Use of the split hopkinson pressure bar on performance evaluation of polymer composites for ballistic protection purposes. **Global Journal of Research In Engineering**, 2019.

DIGITAL COMMONWEALTH. **PASGT helmet - inside view**. 2020. Disponível em: <<https://www.digitalcommonwealth.org/search/commonwealth:q237j154d>>. Acesso em: 22.12.2021.

DOE, U. **US Department of Energy Bioenergy Research Centers**. [S.l.], 2020.

DUPONT. **Kevlar® Aramid Fiber Technical Guide**. [S.l.], 2017.

EICHHORN, S.; BAILLIE, C.; ZAFEIROPOULOS, N.; MWAIKAMBO, L.; ANSELL, M.; DUFRESNE, A.; ENTWISTLE, K.; HERRERA-FRANCO, P.; ESCAMILLA, G.; GROOM, L. *et al.* Current international research into cellulosic fibres and composites. **Journal of materials Science**, Springer, v. 36, n. 9, p. 2107–2131, 2001.

- ERENO, D. Fibra para toda obra. **Pesquisa FAPESP**, FAPESP, p. 70–75, 2004.
- FARUK, O.; BLEDZKI, A. K.; FINK, H.-P.; SAIN, M. Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. **Progress in polymer science**, Elsevier, v. 37, n. 11, p. 1552–1596, 2012.
- FIGUCIA, F. **Energy Absorption of Kevlar (Trade Name) Fabrics under Ballistic Impact**. [S.l.], 1980.
- FILHO, F. D. C. G.; MONTEIRO, S. N. Piassava fiber as an epoxy matrix composite reinforcement for ballistic armor applications. **Jom**, Springer, v. 71, n. 2, p. 801–808, 2019.
- FILHO, F. D. C. G.; OLIVEIRA, M. S.; PEREIRA, A. C.; NASCIMENTO, L. F. C.; MATHEUS, J. R. G.; MONTEIRO, S. N. Ballistic behavior of epoxy matrix composites reinforced with piassava fiber against high energy ammunition. **Journal of Materials Research and Technology**, Elsevier, v. 9, n. 2, p. 1734–1741, 2020.
- FLYNN, J.; AMIRI, A.; ULVEN, C. Hybridized carbon and flax fiber composites for tailored performance. **Materials & Design**, Elsevier, v. 102, p. 21–29, 2016.
- FOLGAR, F. Thermoplastic matrix combat helmet with carbon-epoxy skin for ballistic performance. In: **Advanced Fibrous Composite Materials for Ballistic Protection**. [S.l.]: Elsevier, 2016. p. 437–456.
- FOLGAR, F.; SCOTT, B. R.; WALSH, S. M.; WOLBERT, J. Thermoplastic matrix combat helmet with graphite-epoxy skin. In: **23rd International symposium on ballistics, Tarragona, Spain**. [S.l.: s.n.], 2007. p. 883.
- FORT BRAGG SURPLUS. **Advanced Combat Helmet (ACH), U.S. Military**. 2020. Disponível em: <<https://www.fortbraggsurplus.us/ach-advanced-combat-helmet-u.s.military>>. Acesso em: 22.12.2021.
- GEORGE, M.; MUSSONE, P. G.; ALEMASKIN, K.; CHAE, M.; WOLODKO, J.; BRESSLER, D. C. Enzymatically treated natural fibres as reinforcing agents for biocomposite material: mechanical, thermal, and moisture absorption characterization. **Journal of materials science**, Springer, v. 51, n. 5, p. 2677–2686, 2016.
- GEORGE, M.; MUSSONE, P. G.; BRESSLER, D. C. Surface and thermal characterization of natural fibres treated with enzymes. **Industrial Crops and Products**, Elsevier, v. 53, p. 365–373, 2014.
- GIACOMINI, N. P. **Compósitos reforçados com fibras naturais para a indústria automobilística**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2003.
- GU, B. Analytical modeling for the ballistic perforation of planar plain-woven fabric target by projectile. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 34, n. 4, p. 361–371, 2003.
- HAJIHA, H.; SAIN, M. High toughness hybrid biocomposite process optimization. **Composites Science and Technology**, Elsevier, v. 111, p. 44–49, 2015.
- HAJIHA, H.; SAIN, M.; MEI, L. H. Modification and characterization of hemp and sisal fibers. **Journal of Natural Fibers**, Taylor & Francis, v. 11, n. 2, p. 144–168, 2014.

- HAMOUDA, A.; SOHAIMI, R.; ZAIDI, A.; ABDULLAH, S. Materials and design issues for military helmets. In: **Advances in Military Textiles and Personal Equipment**. [S.l.]: Elsevier, 2012. p. 103–138.
- HARO, E. E.; SZPUNAR, J. A.; ODESHI, A. G. Dynamic and ballistic impact behavior of biocomposite armors made of hdpe reinforced with chonta palm wood (*bactris gasipaes*) microparticles. **Defence technology**, Elsevier, v. 14, n. 3, p. 238–249, 2018.
- HASHMI, S.; NAIK, A.; CHAND, N.; SHARMA, J.; SHARMA, P. Development of environment friendly hybrid layered sisal–glass–epoxy composites. **Composite Interfaces**, Taylor & Francis, v. 18, n. 8, p. 671–683, 2011.
- HAYHURST, C. J.; HIERMAIER, S. J.; CLEGG, R. A.; RIEDEL, W.; LAMBERT, M. Development of material models for nextel and kevlar-epoxy for high pressures and strain rates. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 23, n. 1, p. 365–376, 1999.
- HEARLE, J. W. **High-performance fibres**. [S.l.]: Elsevier, 2001.
- HEXCEL. **Technical Fabrics Handbook**. [S.l.]: Les Avenieres, 2010.
- HIERMAIER, S.; RIEDEL, W.; HAYHURST, C.; CLEGG, R.; WENTZEL, C. Advanced material models for hypervelocity impact simulations. **CONTRACTOR REPORT-EUROPEAN SPACE AGENCY CR P**, UNIVERSITY OF HAMBURG, 2000.
- HOSUR, M.; ALEXANDER, J.; JEELANI, S.; VAIDYA, U.; MAYER, A. High strain compression response of affordable woven carbon/epoxy composites. **Journal of reinforced plastics and composites**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 22, n. 3, p. 271–296, 2003.
- INTERNATIONAL MILITARY ANTIQUES. **Original U.S. WWI M1917 Doughboy helmet**. 2020. Disponível em: <<https://www.ima-usa.com/products/original-u-s-wwi-m1917-doughboy-helmet-with-intact-size-6-7-8-liner-excellent-condition?variant=31710629756997>>. Acesso em: 22.12.2021.
- INTERNATIONAL MILITARY ANTIQUES. **Original U.S. WWII M1 helmet**. 2020. Disponível em: <<https://www.ima-usa.com/products/original-u-s-wwii-named-very-early-1942-mccord-front-seam-fixed-bale-m1-helmet-with-msa-liner?variant=31813085265989>>. Acesso em: 22.12.2021.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 3873**: Industrial safety helmets. London, UK, 1977.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 8302**: Thermal insulation — determination of steady-state thermal resistance and related properties — guarded hot plate apparatus. London, UK, 1991.
- JOHN, M. J.; THOMAS, S. Biofibres and biocomposites. **Carbohydrate polymers**, Elsevier, v. 71, n. 3, p. 343–364, 2008.
- JOHNSON, S.; KANG, L.; AKIL, H. M. Mechanical behavior of jute hybrid bio-composites. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 91, p. 83–93, 2016.

- KALIA, S.; KAITH, B.; KAUR, I. Pretreatments of natural fibers and their application as reinforcing material in polymer composites—a review. **Polymer Engineering & Science**, Wiley Online Library, v. 49, n. 7, p. 1253–1272, 2009.
- KARTHIKEYAN, K.; RUSSELL, B.; FLECK, N.; WADLEY, H.; DESHPANDE, V. The effect of shear strength on the ballistic response of laminated composite plates. **European Journal of Mechanics-A/Solids**, Elsevier, v. 42, p. 35–53, 2013.
- KORONIS, G.; SILVA, A.; FONTUL, M. Green composites: A review of adequate materials for automotive applications. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 44, n. 1, p. 120–127, 2013.
- KUMAR, S.; GUPTA, D. S.; SINGH, I.; SHARMA, A. Behavior of kevlar/epoxy composite plates under ballistic impact. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 29, n. 13, p. 2048–2064, 2010.
- LI, X.; TABIL, L. G.; PANIGRAHI, S. Chemical treatments of natural fiber for use in natural fiber-reinforced composites: a review. **Journal of Polymers and the Environment**, Springer, v. 15, n. 1, p. 25–33, 2007.
- LUZ, F. S. d.; LIMA, E. P.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N. Ballistic test of multi-layered armor with intermediate epoxy composite reinforced with jute fabric. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 18, p. 170–177, 2015.
- LUZ, F. S. d.; MONTEIRO, S. N.; LIMA, E. S.; LIMA, É. P. Ballistic application of coir fiber reinforced epoxy composite in multilayered armor. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 20, p. 23–28, 2017.
- MEYERS, M. A. **Dynamic behavior of materials**. [S.l.]: John wiley & sons, 1994.
- MOHAMMED, L.; ANSARI, M. N.; PUA, G.; JAWAID, M.; ISLAM, M. S. A review on natural fiber reinforced polymer composite and its applications. **International Journal of Polymer Science**, Hindawi, v. 2015, 2015.
- MOHANTY, A.; MISRA, M.; ; HINRICHSEN, G. Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview. **Macromolecular materials and Engineering**, Wiley Online Library, v. 276, n. 1, p. 1–24, 2000.
- MOHANTY, A. K.; MISRA, M.; DRZAL, L. Sustainable bio-composites from renewable resources: opportunities and challenges in the green materials world. **Journal of Polymers and the Environment**, Springer, v. 10, n. 1, p. 19–26, 2002.
- MONTEIRO, S. N.; ASSIS, F. Salgado de; FERREIRA, C. L.; SIMONASSI, N. T.; WEBER, R. P.; OLIVEIRA, M. S.; COLORADO, H. A.; PEREIRA, A. C. Fique fabric: a promising reinforcement for polymer composites. **Polymers**, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 10, n. 3, p. 246, 2018.
- MONTEIRO, S. N.; BRAGA, F. de 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 & Science**, Wiley Online Library, v. 57, n. 9, p. 947–954, 2017.

- MONTEIRO, S. N.; CANDIDO, V. S.; BRAGA, F. O.; BOLZAN, L. T.; WEBER, R. P.; DRELICH, J. W. Sugarcane bagasse waste in composites for multilayered armor. **European Polymer Journal**, Elsevier, v. 78, p. 173–185, 2016.
- MONTEIRO, S. N.; LOPES, F. P. D.; BARBOSA, A. P.; BEVITORI, A. B.; SILVA, I. L. A. D.; COSTA, L. L. D. Natural lignocellulosic fibers as engineering materials—an overview. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 42, n. 10, p. 2963–2974, 2011.
- MONTEIRO, S. N.; LOPES, F. P. D.; FERREIRA, A. S.; NASCIMENTO, D. C. O. Natural-fiber polymer-matrix composites: cheaper, tougher, and environmentally friendly. **Jom**, Springer, v. 61, n. 1, p. 17–22, 2009.
- 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**, Springer, v. 46, n. 10, p. 4567–4577, 2015.
- MONTEIRO, S. N.; MILANEZI, T. L.; LOURO, L. H. L.; JR, E. P. L.; BRAGA, F. O.; GOMES, A. V.; DRELICH, J. W. Novel ballistic ramie fabric composite competing with kevlar™ fabric in multilayered armor. **Materials & Design**, Elsevier, v. 96, p. 263–269, 2016.
- MONTEIRO, S. N.; PEREIRA, A. C.; FERREIRA, C. L.; JÚNIOR, É. P.; WEBER, R. P.; ASSIS, F. S. d. Performance of plain woven jute fabric-reinforced polyester matrix composite in multilayered ballistic system. **Polymers**, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 10, n. 3, p. 230, 2018.
- MONTGOMERY, T.; GRADY, P.; TOMASINO, C. The effects of projectile geometry on the performance of ballistic fabrics. **Textile research journal**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 52, n. 7, p. 442–450, 1982.
- MORTLOCK, R. F. Protecting american soldiers: The development, testing, and fielding of the enhanced combat helmet (ech). **Project Management Journal**, SAGE Publications Sage CA: Los Angeles, CA, v. 49, n. 1, p. 96–109, 2018.
- MUHAMMAD, Y. H.; AHMAD, S.; BAKAR, M. A. A.; MAMUN, A. A.; HEIM, H. P. Mechanical properties of hybrid glass/kenaf fibre-reinforced epoxy composite with matrix modification using liquid epoxidised natural rubber. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 34, n. 11, p. 896–906, 2015.
- NAGHDABADI, R.; ASHRAFI, M.; ARGHAVANI, J. Experimental and numerical investigation of pulse-shaped split hopkinson pressure bar test. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 539, p. 285–293, 2012.
- NAIR, N.; KUMAR, C. V. S.; NAIK, N. *et al.* Ballistic impact performance of composite targets. **Materials & Design**, Elsevier, v. 51, p. 833–846, 2013.
- NASCIMENTO, L. F. C.; HOLANDA, L. I. F.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N.; GOMES, A. V.; JÚNIOR, É. P. L. Evaluation of ballistic armor behavior with epoxy

composite reinforced with malva fibers. In: **Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2017**. [S.l.]: Springer, 2017. p. 647–655.

NASCIMENTO, L. F. C.; HOLANDA, L. I. F.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N.; GOMES, A. V.; LIMA, É. P. Natural mallow fiber-reinforced epoxy composite for ballistic armor against class iii-a ammunition. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 48, n. 10, p. 4425–4431, 2017.

NASCIMENTO, L. F. C.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N.; GOMES, A. V.; JÚNIOR, É. P. L.; MARÇAL, R. L. S. B. Ballistic performance in multilayer armor with epoxy composite reinforced with malva fibers. In: SPRINGER. **Proceedings of the 3rd Pan American materials congress**. [S.l.], 2017. p. 331–338.

NASCIMENTO, L. F. C.; LOURO, L. H. L.; MONTEIRO, S. N.; LIMA, É. P.; LUZ, F. S. da. Mallow fiber-reinforced epoxy composites in multilayered armor for personal ballistic protection. **Jom**, Springer, v. 69, n. 10, p. 2052–2056, 2017.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE. **NIJ 0106.01**: Nij standard for ballistic helmets. [S.l.], 1985.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE. **NIJ 0108.01**: Ballistic resistant protective materials. [S.l.], 1985.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE. **NIJ 0101.06**: Ballistic resistance of personal body armor. [S.l.], 2008.

NATIONAL RESEARCH COUNCIL. **Review of Department of Defense test protocols for combat helmets**. [S.l.]: National Academies Press, 2014.

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**, Taylor & Francis, p. 1–11, 2020.

NEVES, J. C. **Multifuncionalidade em compósitos poliméricos de nanotubos de carbono de paredes múltiplas em matriz epóxi**. Tese (Doutorado) — Universidade Federal de Minas Gerais, 2017.

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

OMAR, M. F.; AKIL, H. M.; AHMAD, Z. A.; MAZUKI, A.; YOKOYAMA, T. Dynamic properties of pultruded natural fibre reinforced composites using split hopkinson pressure bar technique. **Materials & Design**, Elsevier, v. 31, n. 9, p. 4209–4218, 2010.

PAGNONCELLI, M.; PIROLI, V.; ROMANZINI, D.; PEREIRA, I. M.; DIAS, R. R.; AMICO, S. C.; ZATTERA, A. J. Mechanical and ballistic analysis of aramid/vinyl ester composites. **Journal of Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 52, n. 3, p. 289–299, 2018.

PALTA, E.; FANG, H.; WEGGEL, D. C. Finite element analysis of the advanced combat helmet under various ballistic impacts. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 112, p. 125–143, 2018.

PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL. **IMPORTÂNCIA DO BENEFICIAMENTO DA FIBRA DE CURAUÁ COMO FATOR DE GERAÇÃO DE EMPREGO E RENDA SANTAREM**. 2011. Disponível em: <<http://fibradecuraua.blogspot.com/2011/09/52-pematec-triangel-do-brasil-ltda-e-o.html>>. Acesso em: 21.12.2021.

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

PETRUCCI, R.; SANTULLI, C.; PUGLIA, D.; NISINI, E.; SARASINI, F.; TIRILLÒ, J.; TORRE, L.; MINAK, G.; KENNY, J. Impact and post-impact damage characterisation of hybrid composite laminates based on basalt fibres in combination with flax, hemp and glass fibres manufactured by vacuum infusion. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 69, p. 507–515, 2015.

RAJOLE, S.; RAVISHANKAR, K.; KULKARNI, S. Performance study of jute-epoxy composites/sandwiches under normal ballistic impact. **Defence Technology**, Elsevier, v. 16, n. 4, p. 947–955, 2020.

RAJPUT, M. S.; BHUARYA, M. K.; GUPTA, A. Finite element simulation of impact on pasgt army helmet. **Procedia engineering**, Elsevier, v. 173, p. 251–258, 2017.

RAMESH, M.; PALANIKUMAR, K.; REDDY, K. H. Evaluation of mechanical and interfacial properties of sisal/jute/glass hybrid fiber reinforced polymer composites. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, Springer, v. 69, n. 10, p. 1851–1859, 2016.

RANA, R.; RANA, S.; PUROHIT, R. *et al.* Characterization of properties of epoxy sisal/glass fiber reinforced hybrid composite. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier, v. 4, n. 4, p. 5445–5451, 2017.

REDDY, G. R.; KUMAR, M. A.; KARTHIKEYAN, N.; BASHA, S. M. Tamarind fruit fiber and glass fiber reinforced polyester composites. **Mechanics of advanced materials and structures**, Taylor & Francis, v. 22, n. 9, p. 770–775, 2015.

RELINC®. **Manual de Operação Split Hopkinson Pressure Bar**. [S.l.: s.n.], 2014.

RIDZUAN, M.; MAJID, M. A.; AFENDI, M.; MAZLEE, M.; GIBSON, A. Thermal behaviour and dynamic mechanical analysis of pennisetum purpureum/glass-reinforced epoxy hybrid composites. **Composite Structures**, Elsevier, v. 152, p. 850–859, 2016.

ROHEN, L. A.; MARGEM, F. M.; MONTEIRO, S. N.; VIEIRA, C. M. F.; ARAUJO, B. Madeira de; LIMA, E. S. Ballistic efficiency of an individual epoxy composite reinforced with sisal fibers in multilayered armor. **Materials Research**, SciELO Brasil, v. 18, p. 55–62, 2015.

- ROHIT, K.; DIXIT, S. A review-future aspect of natural fiber reinforced composite. **Polymers from Renewable Resources**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 7, n. 2, p. 43–59, 2016.
- ROYLANCE, D.; WANG, S.-S. Penetration mechanics of textile structures. Massachusetts Inst of Tech Cambridge, 1979.
- 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**, Elsevier, v. 133, p. 112–121, 2018.
- SAHEB, D. N.; JOG, J. P. Natural fiber polymer composites: a review. **Advances in Polymer Technology: Journal of the Polymer Processing Institute**, Wiley Online Library, v. 18, n. 4, p. 351–363, 1999.
- SAIDANE, E. H.; SCIDA, D.; ASSARAR, M.; SABHI, H.; AYAD, R. Hybridisation effect on diffusion kinetic and tensile mechanical behaviour of epoxy based flax–glass composites. **Composites Part A: Applied science and manufacturing**, Elsevier, v. 87, p. 153–160, 2016.
- SALMAN, S. D.; LEMAN, Z.; ISHAK, M.; SULTAN, M.; CARDONA, F. Quasi-static penetration behavior of plain woven kenaf/aramid reinforced polyvinyl butyral hybrid laminates. **Journal of Industrial Textiles**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 47, n. 7, p. 1427–1446, 2018.
- SALMAN, S. D.; LEMAN, Z.; SULTAN, M.; ISHAK, M.; CARDONA, F. Effect of kenaf fibers on trauma penetration depth and ballistic impact resistance for laminated composites. **Textile Research Journal**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 87, n. 17, p. 2051–2065, 2017.
- SALMAN, S. D.; LEMAN, Z.; SULTAN, M. T.; ISHAK, M. R.; CARDONA, F. Ballistic impact resistance of plain woven kenaf/aramid reinforced polyvinyl butyral laminated hybrid composite. **BioResources**, v. 11, n. 3, p. 7282–7295, 2016.
- SALMAN, S. D.; SHARBA, M. J.; LEMAN, Z.; SULTAN, M. T.; ISHAK, M. R.; CARDONA, F. Tension-compression fatigue behavior of plain woven kenaf/kevlar hybrid composites. **BioResources**, v. 11, n. 2, p. 3575–3586, 2016.
- SARASINI, F.; TIRILLÒ, J.; D’ALTILIA, S.; VALENTE, T.; SANTULLI, C.; TOUCHARD, F.; CHOCINSKI-ARNAULT, L.; MELLIER, D.; LAMPANI, L.; GAUDENZI, P. Damage tolerance of carbon/flax hybrid composites subjected to low velocity impact. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 91, p. 144–153, 2016.
- SARASINI, F.; TIRILLÒ, J.; FERRANTE, L.; VALENTE, M.; VALENTE, T.; LAMPANI, L.; GAUDENZI, P.; CIOFFI, S.; IANNACE, S.; SORRENTINO, L. Drop-weight impact behaviour of woven hybrid basalt–carbon/epoxy composites. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 59, p. 204–220, 2014.
- SATYANARAYANA, K.; GUIMARÃES, J.; WYPYCH, F. Studies on lignocellulosic fibers of brazil. part i: Source, production, morphology, properties and applications. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, Elsevier, v. 38, n. 7, p. 1694–1709, 2007.

- SATYANARAYANA, K. G.; ARIZAGA, G. G.; WYPYCH, F. Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers—an overview. **Progress in polymer science**, Elsevier, v. 34, n. 9, p. 982–1021, 2009.
- SHIM, V.; TAN, V.; TAY, T. Modelling deformation and damage characteristics of woven fabric under small projectile impact. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 16, n. 4, p. 585–605, 1995.
- SOUZA, S.; FERREIRA, M.; SAIN, M.; FERREIRA, M.; PUPO, H.; CHERIAN, B.; LEÃO, A. The use of curaua fibers as reinforcements in composites. In: **Biofiber reinforcements in composite materials**. [S.l.]: Elsevier, 2015. p. 700–720.
- SZAKÁCS, J.; MÉSZÁROS, L. Synergistic effects of carbon nanotubes on the mechanical properties of basalt and carbon fiber-reinforced polyamide 6 hybrid composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 31, n. 4, p. 553–571, 2018.
- TEIJIN. **Ballistic Materials Handbook**. [S.l.], 2019.
- THAKUR, V. K.; THAKUR, M. K.; GUPTA, R. K. Raw natural fiber-based polymer composites. **International Journal of Polymer Analysis and Characterization**, Taylor & Francis, v. 19, n. 3, p. 256–271, 2014.
- THAM, C.; TAN, V.; LEE, H.-P. Ballistic impact of a kevlar® helmet: Experiment and simulations. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 35, n. 5, p. 304–318, 2008.
- TIRILLÒ, J.; FERRANTE, L.; SARASINI, F.; LAMPANI, L.; BARBERO, E.; SÁNCHEZ-SÁEZ, S.; VALENTE, T.; GAUDENZI, P. High velocity impact behaviour of hybrid basalt-carbon/epoxy composites. **Composite Structures**, Elsevier, v. 168, p. 305–312, 2017.
- VARGAS-GONZALEZ, L.; WALSH, S. Innovative materials and design for the improvement of warfighter head protection. In: **27th Army Science Conference Proceedings, Orlando, FL**. [S.l.: s.n.], 2010.
- VARGAS-GONZALEZ, L.; WALSH, S.; SCOTT, B. R. Balancing ballistic and back-face deformation in helmets: The role of alternative resins, fibers, and fiber architecture in mass-efficient head protection. In: **Proceedings of the 26th International Symposium on Ballistics, Miami, FL**. [S.l.: s.n.], 2011.
- VARGAS-GONZALEZ, L.; WALSH, S.; WOLBERT, J. **Impact and ballistic response of hybridized thermoplastic laminates**. Aberdeen Proving Ground, MD: Army Research Laboratory. [S.l.], 2011.
- VARGAS-GONZALEZ, L. R.; GURGANUS, J. C. Hybridized composite architecture for mitigation of non-penetrating ballistic trauma. **International Journal of Impact Engineering**, Elsevier, v. 86, p. 295–306, 2015.
- VARGAS-GONZALEZ, L. R.; WALSH, S. M.; GURGANUS, J. C. **Examining the relationship between ballistic and structural properties of lightweight thermoplastic unidirectional composite laminates**. [S.l.], 2011.

- WALSH, S. M.; SCOTT, B. R.; JONES, T. L.; CHO, K.; WOLBERT, J. A. **Materials Approach in the Development of Multi-Threat Warfighter Head Protection**. [S.l.], 2008.
- WALSH, S. M.; SCOTT, B. R.; SPAGNUOLO, D. M. **The development of a hybrid thermoplastic ballistic material with application to helmets**. [S.l.], 2005.
- WALSH, S. M.; SCOTT, B. R.; SPAGNUOLO, D. M.; WOLBERT, J. P. **Hybridized thermoplastic aramids: enabling material technology for future force headgear**. [S.l.], 2006.
- WAMBUA, P.; VANGRIMDE, B.; LOMOV, S.; VERPOEST, I. The response of natural fibre composites to ballistic impact by fragment simulating projectiles. **Composite Structures**, Elsevier, v. 77, n. 2, p. 232–240, 2007.
- WIEDENMAN, N.; DHARAN, C. Ballistic penetration of compressively loaded composite plates. **Journal of composite materials**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 40, n. 12, p. 1041–1061, 2006.
- WIŚNIEWSKI, A.; GMITRZUK, M. Validation of numerical model of the twaron® ct709 ballistic fabric. **Problemy Mechatroniki: uzbrojenie, lotnictwo, inżynieria bezpieczeństwa**, v. 5, p. 19–31, 2014.
- YAHAYA, R.; SAPUAN, S.; JAWAID, M.; LEMAN, Z.; ZAINUDIN, E. Quasi-static penetration and ballistic properties of kenaf–aramid hybrid composites. **Materials & Design**, Elsevier, v. 63, p. 775–782, 2014.
- YAHAYA, R.; SAPUAN, S.; JAWAID, M.; LEMAN, Z.; ZAINUDIN, E. Effect of layering sequence and chemical treatment on the mechanical properties of woven kenaf–aramid hybrid laminated composites. **Materials & Design**, Elsevier, v. 67, p. 173–179, 2015.
- YAHAYA, R.; SAPUAN, S.; JAWAID, M.; LEMAN, Z.; ZAINUDIN, E. Investigating ballistic impact properties of woven kenaf–aramid hybrid composites. **Fibers and Polymers**, Springer, v. 17, n. 2, p. 275–281, 2016.
- YAHAYA, R.; SAPUAN, S.; JAWAID, M.; LEMAN, Z.; ZAINUDIN, E. Measurement of ballistic impact properties of woven kenaf–aramid hybrid composites. **Measurement**, Elsevier, v. 77, p. 335–343, 2016.
- YOUNG, L.; RULE, G. T.; BOCCHIERI, R. T.; WALILKO, T. J.; BURNS, J. M.; LING, G. When physics meets biology: low and high-velocity penetration, blunt impact, and blast injuries to the brain. **Frontiers in neurology**, Frontiers, v. 6, p. 89, 2015.
- ZAH, R.; HISCHIER, R.; LEÃO, A. L.; BRAUN, I. Curauá fibers in the automobile industry—a sustainability assessment. **Journal of cleaner production**, Elsevier, v. 15, n. 11–12, p. 1032–1040, 2007.
- ZHANG, T. G.; SATAPATHY, S. S.; VARGAS-GONZALEZ, L. R.; WALSH, S. M. Ballistic impact response of ultra-high-molecular-weight polyethylene (uhmwpe). **Composite structures**, Elsevier, v. 133, p. 191–201, 2015.
- ZIMMERMANN, T.; PÖHLER, E.; GEIGER, T. Cellulose fibrils for polymer reinforcement. **Advanced engineering materials**, Wiley Online Library, v. 6, n. 9, p. 754–761, 2004.

ŽIVKOVIĆ, I.; FRAGASSA, C.; PAVLOVIĆ, A.; BRUGO, T. Influence of moisture absorption on the impact properties of flax, basalt and hybrid flax/basalt fiber reinforced green composites. **Composites Part B: Engineering**, Elsevier, v. 111, p. 148–164, 2017.

ZUHUDI, N. Z. M.; LIN, R. J.; JAYARAMAN, K. Flammability, thermal and dynamic mechanical properties of bamboo–glass hybrid composites. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 29, n. 9, p. 1210–1228, 2016.