



DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO POLIMÉRICO COM MATRIZ
TERMOPLÁSTICA NANOESTRUTURADA PARA USO EM CAPACETES
BALÍSTICOS

Rafael Rodrigues Dias

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadoras: Bluma Guenther Soares

Iaci Miranda Pereira

Rio de Janeiro
Dezembro de 2019

DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO POLIMÉRICO COM MATRIZ
TERMOPLÁSTICA NANOESTRUTURADA PARA USO EM CAPACETES
BALÍSTICOS

Rafael Rodrigues Dias

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof^a. Dr.^a Bluma Guenther Soares, D.Sc.

Prof. Dr. Sergio Neves Monteiro, D.Sc.

Prof. Dr. Hector Guillermo Kotik, D. Sc.

Dr.^a Iaci Miranda Pereira, D.Sc.

RIO DE JANEIRO-RJ, BRASIL
DEZEMBRO DE 2019

Dias, Rafael Rodrigues

Desenvolvimento de Compósito Polimérico com Matriz Termoplástica Nanoestruturada para Uso em Capacetes Balísticos/ Rafael Rodrigues Dias. - Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2019.

XVII, 110 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadoras: Bluma Guenther Soares

Iaci Miranda Pereira

Dissertação (Mestrado) - UFRJ/COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2019.

Referências Bibliográficas: p. 101-110.

1. Capacetes balísticos. 2. Matriz termoplástica. 3. Nanocompósito. 4. Compósito laminado. 5. Impacto balístico. I. Soares, Bluma Guenther *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

AGRADECIMENTOS

Agradeço inicialmente ao Criador, pela oportunidade que me concedeu ao me gerar e me dar as ferramentas necessárias para sobreviver, lutar e evoluir. Colocou ao meu redor pessoas brilhantes, capazes de me motivar a seguir em frente e me deu o poder de reconhecê-las, respeitá-las e admirá-las.

À minha mãe, Elisabeth, a amiga mais fiel que tenho. Tudo que conquistei teve seu apoio e por isso sou grato. Aos demais familiares, também presentes em minha vida, agradeço pelo carinho e pela torcida.

Aos meus colegas de trabalho do Laboratório de Materiais, do Centro Tecnológico do Exército. Destaco Victor de Miranda Santos e Francisco dos Santos, os quais me auxiliaram nas preparações de amostras e ensaios mecânicos; e Iaci Miranda Pereira, pela ideia do Projeto Capacete, o qual resultou nessa dissertação, e pela contínua orientação ao longo do trabalho.

Ao meu colega do Laboratório de Polímeros, da Universidade de Caxias do Sul, Baltasar Dutra, pelo trabalho e auxílio na produção dos filmes termoplásticos e no processamento das placas balísticas. Aos professores Ademir Zattera e Diego Piazza, pela contínua contribuição com esse estudo.

Concluo fazendo referência aos meus professores, ofício nobre e por vezes injusto, ao qual eles se dedicam sem cessar. A Fernando Luiz Bastian, agradecimento póstumo, pelo embasamento inicial, gerando as ideias inaugurais para esse estudo. À Bluma Guenther Soares, minha orientadora, pela gentileza em aceitar dar continuidade a esse trabalho e pelo constante amparo nas atividades do Mestrado.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITO POLIMÉRICO COM MATRIZ
TERMOPLÁSTICA NANOESTRUTURADA PARA USO EM CAPACETES
BALÍSTICOS

Rafael Rodrigues Dias

Dezembro/2019

Orientadoras: Bluma Guenther Soares

Iaci Miranda Pereira

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O presente trabalho teve como objetivo produzir um material para capacete balístico que reduzisse a deformação posterior, aumentando a resistência balística. A resposta ao impacto mecânico e balístico de blindagens compósitas à base de termoplásticos nanoestruturados montmorillonita (MMT) feitas de tecido plano de aramida Kevlar® e matriz de polietileno de alta densidade (PEAD) foi investigada para verificar sua viabilidade para a aplicação de capacete balístico. Para esse fim, os resultados dos testes foram comparados com as matrizes compostas de PEAD puro e com a resina fenólica-polivinil butiral (fenólica-PVB), atualmente em uso na fabricação de capacetes *PASGT* e *ACH* no Brasil. A matriz PEAD/MMT apresentou interação matriz/nanopartícula e exfoliação significativas, promovendo, para a blindagem, maior adesão fibra/matriz, quando comparada ao compósito com matriz PEAD puro. Os compósitos termoplásticos apresentaram sensibilidade à taxa de deformação, tensão de compressão máxima e tenacidade superiores em ensaios de compressão dinâmica. O limite balístico do compósito termoplástico nanoestruturado foi maior que o compósito de resina fenólica-PVB; a deformação posterior, menor. Fotografias e imagens de MEV das falhas mecânicas indicaram que a matriz nanocompósita foi capaz de envolver um maior volume de fibras na absorção de energia de impacto. Esses resultados mostram que os laminados aramida/PEAD-MMT suportam especificações mecânicas e balísticas para aplicações em capacete militar.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

DEVELOPMENT OF NANOSTRUCTURED POLYMER COMPOSITE FOR
BALLISTIC HELMET APPLICATION

Rafael Rodrigues Dias

December/2019

Advisors: Bluma Guenther Soares

Iaci Miranda Pereira

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The present work aimed to produce a material for ballistic helmet that reduced the back face deformation, increasing the ballistic resistance. Mechanical and ballistic impact response of montmorillonite (MMT) nanostructured thermoplastic-based composite armors made from para-aramid Kevlar[®] plain woven and high-density polyethylene (HDPE) matrix has been investigated in order to verify its viability to ballistic helmet application. For this purpose, the tests results were compared with the neat HDPE and the polyvinyl butyral-phenolic (PVB-phenolic) composites matrices, currently in use at PASGT and ACH fabrication on Brazil. The HDPE/MMT matrix presented significant matrix/nanoparticle interaction and exfoliation, promoting, to the armor, superior fiber/matrix adhesiveness, when compared to neat HDPE matrix. The thermoplastic composites presented strain rate sensitivity, superior Maximum Stress and Tenacity at dynamic compressive tests. The ballistic limit of nanostructured thermoplastic composite was found to be higher than the PVB-phenolic one and the back face deformation, lower. Photography and SEM images of mechanical failures indicated that the nanocomposite matrix was able to involve a greater volume of fiber at absorbing ballistic impact energy. These results show that para-aramid woven/HDPE-MMT laminates can withstand mechanicals and ballistics specification for military helmet applications.

1 SUMÁRIO

1	SUMÁRIO.....	vii
1.	INTRODUÇÃO	1
2	OBJETIVOS	3
2.1	OBJETIVO	3
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	EVOLUÇÃO TÉCNICA DOS CAPACETES BALÍSTICOS	4
3.2	PROCESSAMENTO DE CAPACETES BALÍSTICOS	18
3.3	PROPRIEDADES BALÍSTICAS	22
3.3.1	Nível de proteção balística	22
3.3.2	Limite balístico (V_{50})	25
3.3.3	Deformação posterior	26
3.3.4	Mecanismos de falha advindos de impacto balístico.....	27
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	33
4.1	MATERIAIS	33
4.1.1	Matriz polimérica	33
4.1.2	Nanopartícula	33
4.1.3	Tecidos de fibras balística.....	34
4.2	PROCESSAMENTO DO POLÍMERO NANOESTRUTURADO.....	35
4.3	PROCESSAMENTO DOS PAINÉIS BALÍSTICOS	35
4.3.1	Processamento dos filmes tubulares	35
4.3.2	Disposição dos filmes tubulares nos tecidos de aramida	36
4.3.3	Processamento dos compósitos balísticos.....	37
4.3.4	Corte de amostras compósitas.....	39
4.4	CARACTERIZAÇÃO DAS MATRIZES TERMOPLÁSTICAS	41
4.4.1	Espectroscopia na região do infravermelho (FTIR)	41
4.4.2	Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).....	42
4.4.3	Espalhamento de raio-X a baixo ângulo (SAXS)	42

4.4.4	Ensaio de tração uniaxial.....	42
4.5	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS COMPÓSITOS	43
4.5.1	Macrografia em estereoscópio	43
4.5.2	Ensaio de flexão 3-pontos	43
4.5.3	Ensaio de resistência <i>Short Beam</i>	44
4.5.4	Ensaio de arrancamento de camada (<i>T-Peel Test</i>)	46
4.5.5	Ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson	47
4.6	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA DOS COMPÓSITOS	51
4.6.1	Nível de proteção balística.....	53
4.6.2	Limite balístico (V_{50})	53
4.6.3	Deformação posterior	54
4.6.4	Avaliação dos mecanismos de falha.....	56
4.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS.....	57
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1	CARACTERIZAÇÕES DAS MATRIZES TERMOPLÁSTICAS.....	59
5.1.1	Espectroscopia na região do infravermelho (FTIR)	59
5.1.2	Calorimetria diferencial de varredura (DSC)	59
5.1.3	Espalhamento de raio-X de baixo ângulo (SAXS)	64
5.1.4	Ensaio de tração uniaxial.....	67
5.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS COMPÓSITOS	68
5.2.1	Macrografia em estereoscópio.....	68
5.2.2	Ensaio de flexão 3-pontos	69
5.2.3	Ensaio de resistência <i>Short Beam</i>	71
5.2.4	Ensaio de arrancamento de camadas (<i>T-Peel Test</i>).....	74
5.2.5	Ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson	76
5.3	CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA DOS COMPÓSITOS	83
5.3.1	Nível de proteção balística.....	83
5.3.2	Limite balístico (V_{50})	85
5.3.3	Deformação posterior	86
5.3.4	Avaliação dos mecanismos de falha.....	90
6	CONCLUSÃO	98
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	100

8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101
----------	---	------------

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Evolução dos capacetes balísticos (KULKARNI et al., 2013).....	5
Figura 2 - Diversas composições do capacete balístico de compósito híbrido (WALSH; SCOTT; SPAGNUOLO, 2005)	8
Figura 3 - Processamento de capacete balístico via termoformação (adaptado de CAMPBELL; CRAMER, 2008).	9
Figura 4 - Capacetes balísticos resultantes de: (a) primeiras tentativas de processamento e (b) últimas tentativas, com ajustes das pré-formas.	10
Figura 5 - "Chassis" de fibras de carbono a ser usado em capacetes processados com compósitos de matrizes termoplásticas (WALSH, 2008).....	10
Figura 6 - Relação Limite Balístico vs. Máxima Deformação Posterior (VARGAS-GONZALEZ; WALSH; GURGANUS, 2011).....	12
Figura 7 - Dispositivo com Gelatina Balística para simular o esforço gerado no corpo humano por um impacto balístico não-penetrante.	13
Figura 8 - Perfil espacial de deformação posterior em (a) compósitos com reforço de fibras de aramida, (b) compósitos com reforço de fibras de polietileno de ultra-alto peso molecular, e (c) relação entre limite balístico e deformação posterior dos painéis balísticos (FREITAS et al., 2014).	14
Figura 9 - Efeito da porcentagem de Dyneema HB80® no V50 e na deformação posterior do compósito híbrido (FEJDYŚ et al., 2015)	16
Figura 10 - Processamento do capacete balístico com compósito híbrido: (a) pré-formas, (b) visão exterior do capacete, e (c) visão interior do capacete (FEJDYŚ et al., 2015).....	16
Figura 11 - Laminação à quente tecido – fime (adaptado de CHAWLA, 2012). .	19
Figura 12 - Prensa utilizada comumente em processamento de capacetes balísticos (WALSH et al., 2006).	20
Figura 13 – Pré-formas aplicadas em projetos de capacetes balísticos (FEJDYŚ et al., 2015; WALSH et al., 2006).....	21
Figura 14 - Imagem de raio-X de um quadrante de um capacete balístico (CUNNIFF, 2008).	22
Figura 15 - Esquema da organização do ensaio balístico de um capacete (adaptado de BHATNAGAR, 2006).....	24

Figura 16 – Prótese de cabeça utilizada para suporte do capacete balístico a ser ensaiado (HAMOUDA et al., 2012)	24
Figura 17 - Esquema do dispositivo utilizado no ensaio balístico (adaptado de BHATNAGAR, 2006).....	26
Figura 18 - Impacto transversal de um projétil em uma fibra (adaptado de CHEESEMÁN; BOGETTI, 2003).	27
Figura 19 - Reação do alvo a impactos de (a) baixa velocidade, (b) alta velocidade (BHATNAGAR, 2006).	28
Figura 20 - Estágios de penetração de um projétil em um compósito de matriz polimérica com reforço de fibras (NAIR; KUMAR; NAIK, 2013)	29
Figura 21 – (a) Rompimento das fibras das primeiras camadas do compósito devido ao movimento rotatório do projétil e formação do cone, (b) Imagem de placa balística após impacto (CHEESEMÁN; BOGETTI, 2003).....	30
Figura 22 – Deformação em formato piramidal de tecido de configuração plana submetido a impacto balístico (GU, 2003).....	32
Figura 23 – (a) Extrusora ES 35 F-R, da SEIBT®; (b) Extrusão do filme tubular de PEAD.....	35
Figura 24 – (a) comparação entre filmes em condições de uso (esquerda) e danificado durante o processamento via extrusão (direita); (b) encamisamento dos tecidos de fibras de aramida.....	37
Figura 25 – (a) Prensa FKL® 150 Ton; (b) Camadas de pré-impregnados empilhadas prontas para a prensagem, (c) Camadas de tecidos e filmes intercalados prontos para prensagem.....	39
Figura 26 - Placa balística em posição de corte.	40
Figura 27 – (a) Câmara climática Thermotron®; (b) Amostras já cortadas acondicionadas no interior da câmara climática.....	41
Figura 28 – Amostras para o ensaio de flexão 3-pontos.	44
Figura 29 - Amostras para ensaios de resistência <i>Short Beam</i>	45
Figura 30 – (a) Desenho esquemático do ensaio (ASTM, 2015); (b) Amostras para o ensaio.....	46
Figura 31 - Barra Dividida de Hopkinson (adaptado de VAIDYA, 2011).	48
Figura 32 – Amostras dos compósitos poliméricos utilizadas no ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson.....	50

Figura 33 – (a) Provete HPI 9 x 19 mm; (b) Conjunto Barreira Ótica HPI 4272 e (c) Placa balística presa ao Suporte de Alvos por quatro grampos metálicos.....	52
Figura 34 – (a) Argila Plastilina marca CorFix®; (b) Aquecimento pré-moldagem dos cilindros de argila; (c) Disposição dos cilindros de argila pré-aquecidos na caixa metálica e martelamento; (d) Ajuste da superfície exposta da caixa de plastilina com instrumento de corte (O Autor, 2019).	55
Figura 35 – Espectrograma de FTIR das matrizes termoplásticas.	59
Figura 36 – Curvas de DSC não-isotérmicas da cristalização de (a) PEAD e (b) PEAD/MMT 3%.....	60
Figura 37 - Cristalinidade relativa (X_T) com a cristalização de PEAD e PEAD/MMT-3% como função de (a) temperatura e (b) tempo.	61
Figura 38 – Gráficos do modelo de Avrami para cristalização não-isotérmica para a) PEAD e b) PEAD/MMT 3%	62
Figura 39 - Gráficos de $\ln\alpha T_p^2$ vs $1/T_p$ de PEAD e PEAD/MMT 3%	64
Figura 40 - Padrões 2D de SAXS (a) PEAD e (b) PEAD – MMT 3%.....	64
Figura 41 - Curvas de SAXS dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3%.....	65
Figura 42 - Curvas dos filmes de PEAD e PEAD-MMT 3% corrigidas com o fator de Lorentz.	65
Figura 43 - Funções de correlação unidimensional para os filmes de PEAD e PEAD-MMT 3%.	66
Figura 44 - Ensaios de tração uniaxial dos filmes termoplásticos nas direções DM e DT: (a) PEAD – DM, (b) PEAD/MMT 3% - DM, (c) PEAD – DT e (d) PEAD/MMT 3% - DT.	67
Figura 45 - Macrografias em estereoscópio de amostras dos compósitos (a),(b) K129/fenólica-PVB; (c),(d) K129/PEAD e (e),(f) K129/PEAD-MMT 3%.....	68
Figura 46 - Resultados dos ensaios de flexão 3-pontos dos compósitos balísticos.	69
Figura 47 - Resultados dos ensaios de cisalhamento interlaminar dos compósitos balísticos.	72
Figura 48 – Modos de falhas no ensaio de resistência <i>Short Beam</i> : (a) modos de falhas definidos pela norma ASTM D2344-16 (ASTM, 2016); imagem lateral de (b.1) K129/fenólica-PVB pré-teste, (c.1) K129/PEAD pré-teste, (d.1) K129/PEAD-MMT 3% pré-teste; (b.2) K129/fenólica-PVB pós-teste, (c.2) K129/PEAD pós-teste, (d.2) K129/PEAD-MMT 3% pós-teste.	73

Figura 49 - Ensaios de Arrancamento de Camada (<i>T – Peel Test</i>) dos compósitos balísticos.	74
Figura 50 - Pulsos característicos de propagação de onda em Barra de Hopkinson.	76
Figura 51 - Gráficos de F vs t para checagem do equilíbrio de tensões nas 3 taxas de deformação empregadas (a) $\dot{\varepsilon}_1 = 1450,27 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\varepsilon}_2 = 1923,06 \text{ s}^{-1}$ e (c) $\dot{\varepsilon}_3 = 2150 \text{ s}^{-1}$	77
Figura 52 - Gráficos $\dot{\varepsilon}$ vs. ε para checagem da constância da taxa de deformação.	78
Figura 53 - Gráficos σ vs. ε apresentando a mudança de comportamento mecânico com o aumento da taxa de deformação para os compósitos a) K129/fenólica-PVB, b) K129/PEAD e c) K129/PEAD-MMT 3%.	79
Figura 54 - Gráficos σ vs ε para comparação dos 3 compósitos balísticos estudados em cada taxa de deformação (a) $\dot{\varepsilon}_1 = 1450,27 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\varepsilon}_2 = 1923,06 \text{ s}^{-1}$ e (c) $\dot{\varepsilon}_3 = 2150 \text{ s}^{-1}$	80
Figura 55 - Parte frontal (face de impacto) e parte traseira dos compósitos: (a) e (b) K129/fenólica-PVB, (c) e (d) K129/PEAD e (e) e (f) K129/PEAD MMT 3%.	84
Figura 56 - Disposição dos 4 impactos balísticos aplicados em cada placa nos ensaios de V_{50} em placa de (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD MMT 3%	85
Figura 57 - Caixa de plastilina empregada no ensaio de deformação posterior (a) placa balística pronta para ser testada e (b) indentação marcada na plastilina após o impacto balístico.	87
Figura 58 - Testes de deformação posterior em placa de K129/fenólica-PVB: (a) face de impacto, (b) face traseira; K129/PEAD: (c) face de impacto, (d) face traseira e K129/PEAD-MMT 3%: (e) face de impacto, (f) face traseira. Para cada compósito, apresenta-se os valores médios de deformação posterior (h) e diâmetro do cone (D). ..	88
Figura 59 – Gráfico E_{abs} vs R	90
Figura 60 – Placas balísticas submetidas a ensaio de mecanismos de falha: (a) face de impacto do K129/fenólica-PVB, (b) face traseira do K129/fenólica-PVB, (c) face de impacto do K129/PEAD, (d) face traseira do K129/PEAD, (e) face de impacto do K129/PEAD-MMT 3% e (f) face traseira do K129/PEAD-MMT 3%.	91

Figura 61 – Macrografia da região de impacto balístico: (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD-MMT 3%	93
Figura 62 – Imagens MEV da região do impacto balístico.....	94
Figura 63 - Imagens das secções transversais dos compósitos balísticos (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD-MMT 3%	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros utilizados nos ensaios balísticos de capacetes (NIJ, 1981).	22
Tabela 2 – Tabela de propriedades do PEAD AC59, da Braskem.....	33
Tabela 3 – Propriedades dos tecidos de fibras de aramida (DUPONT, 2015).....	34
Tabela 4 – Parâmetros de processamento dos filmes tubulares de PEAD e PEAD/MMT 3%.....	36
Tabela 5 – Parâmetros de prensagem das placas balísticas.....	38
Tabela 6 – Parâmetros de ensaio de compressão dinâmica dos compósitos poliméricos.	50
Tabela 7 – Munição utilizada e quantidade de placas necessárias em cada teste balístico.....	52
Tabela 8 - Tabela modelo da análise estatística ANOVA Um fator empregada. .	57
Tabela 9 - Tabela modelo do Teste de Tukey.	58
Tabela 10 – Propriedades térmicas obtidas por cristalização não-isotérmica.....	63
Tabela 11 – Resultados do SAXS	67
Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3%	68
Tabela 13 - Propriedades mecânicas de flexão dos compósitos balísticos.	69
Tabela 14 - Análise de Variância (ANOVA) nos resultados de $E_{flexão}$	70
Tabela 15 - Teste de Tukey aplicado aos resultados de $E_{flexão}$	71
Tabela 16 - Resultados de Resistência <i>Short Beam</i> dos compósitos balísticos. ...	72
Tabela 17 – Resultados de Força Média de Arrancamento.....	74
Tabela 18 – Propriedades mecânicas dinâmicas obtidas por ensaio compressivo em Barra de Hopkinson.	79
Tabela 19 - ANOVA das propriedades estudados em ensaios na Barra de Hopkinson.....	80
Tabela 20 - Teste de Tukey de σ_m e J	81
Tabela 21 - Velocidades de impactos nos ensaios de Nível de Proteção Balística.	84
Tabela 22 - Velocidade de tiro, V_{50} e E_{fbal} de cada compósito balístico.....	86
Tabela 23 - Valores medidos de velocidade de impacto, raio e profundidade, para o cálculo das energias de tiro, de deformação e de absorção.	87
Tabela 24 - Resumo dos resultados obtidos dos ensaios balísticos.	89

LISTA DE ABREVIATURAS

ACH	Advanced Combat Helmet
ACVC	Advanced Combat Vehicle Crewman
DIC	Digital Image Correlation
DSC	Differential Scanning Calorimetry
ECH	Enhanced Combat Helmet
FSP	Fragmented-Simulating Projectiles
FTIR	Fourier-Transform Infrared
MICH	Modular Integrated Communication Helmet
MIL STD	Military Standard
NIJ	National Institute of Justice
PASGT	Personnal Armor System for Ground Troops
RC	Razão de Conformação
RE	Razão de Estiramento
RS	Razão de Sopro
SAXS	Small-Angle X-Ray Scattering
V ₅₀	Limite Balístico

A vida tem me ensinado que nenhuma coisa é simples,
que só as vezes o parece, e que é justamente quando mais o parecer,
mais nos convirá duvidar.

José Saramago

1. INTRODUÇÃO

Capacetes balísticos são produtos de defesa responsáveis pela proteção à vida do usuário. Foi concebido inicialmente como um equipamento cujo propósito era proteger o usuário de um impacto de projétil ou de fragmentos de granadas, através de mecanismos de absorção e dissipação de energia (HAMOUDA *et al.*, 2012). Em ambientes de combate moderno, contudo, o capacete balístico tornou-se uma blindagem multiuso, o qual deve ainda fornecer proteção contra munições e estilhaços, bem como minimizar efeitos de explosão (propagação de ondas de choque). Além disso, deve fornecer proteção contra impactos na cabeça advindos de quedas de veículos em movimento e pousos de pára-quedas. O capacete também deve servir de suporte para equipamentos eletrônicos, como óculos de visão noturna e rádios, por exemplo. Do mesmo modo, deve resistir a cargas semi-estáticas e cíclicas, como a deposição acidental de objetos pesados em cima dele quando não está sendo usado pelo militar.

Embora a solução compósita tradicionalmente empregada em capacetes balísticos, resina fenólica com reforço de fibra de para-aramida, seja vigente em diversos países, diversas baixas em combates do século 21, causadas por impactos na cabeça, despertaram o interesse para novas pesquisas. Em conflitos militares em que os Estados Unidos se envolveram, de 2001 a 2012, houve mais de 6000 vítimas registradas por ferimentos a tiro/fragmentos de granada, sendo a região da cabeça a segunda mais comumente atingida (RAFAELS *et al.*, 2015). Embora os soldados utilizem regularmente os capacetes balísticos nesses confrontos, eles ainda estão suscetíveis a ferimentos graves em razão da força do impacto da munição e da deformação posterior da blindagem, sendo esta a deformação necessária para o capacete parar completamente o deslocamento da munição (HISLEY *et al.*, 2010). Segundo a autora Debra Carr *et al.* (CARR *et al.*, 2014), impactos de projetis no capacete balístico, ainda que sem penetração, podem ser fatais ou, em casos menos severos, gerarem prejuízos das habilidades de falar, de se mover, sentir e de fazer escolhas. Considerando dados estatísticos de tropas inglesas, 20% dos ferimentos e 50% das mortes em combate são causadas por ferimentos à cabeça oriundos de impactos balísticos. Os pesquisadores australianos Ian Crouch e seus colaboradores (CROUCH *et al.*, 2017) ressaltam que o pescoço e cabeça dos seres humanos compõem, em volume, apenas 12% da região corporal. Mesmo assim, de acordo com dados de combates travados por tropas australianas, essas duas partes do corpo recebem cerca de 25% dos ataques

com munição e/ou fragmentos e são responsáveis por mais de 50% das baixas em combates.

Essa dissertação buscou desenvolver uma blindagem individual com material compósito polimérico de matriz termoplástica nanoestruturada. O compósito foi desenvolvido com foco em aplicabilidade a capacetes balísticos. O presente trabalho teve por objetivo desenvolver um material balístico que, atendendo às necessidades do Exército Brasileiro, obtivesse menor deformação posterior que o material atualmente em emprego na fabricação de capacetes balísticos, reduzindo assim o trauma advindo de um impacto balístico, melhorando sua resistência balística. O material compósito desenvolvido nessa dissertação foi comparado com o compósito atualmente empregado na confecção de capacetes balísticos por empresas do ramo no Brasil, tecido de para-aramida com resina fenólica-polivinil butiral, e também com o compósito de matriz termoplástica pura, a fim de avaliar os benefícios da aplicação das nanopartículas.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO

O presente trabalho tem como objetivo desenvolver um material balístico que, atendendo às necessidades do Exército Brasileiro, obtenha menor deformação posterior que o material atualmente em emprego na fabricação de capacetes balísticos, reduzindo assim o trauma advindo de um impacto balístico, melhorando sua resistência balística.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- investigar a resistência mecânica do compósito balístico nanoestruturado, comparando-a com a dos demais compósitos.
- verificar se o compósito balístico nanoestruturado atinge, pelo menos, Nível de Proteção Balística II, equiparando-se ao Nível do compósito balístico que atualmente compõe o capacete em uso no Brasil;
- checar se o compósito balístico nanoestruturado obtém limite balístico (V_{50}) superior àquele obtido pelo compósito do capacete balístico atual;
- averiguar se o compósito balístico nanoestruturado possui menor deformação posterior do que o material atualmente empregado (atingindo assim redução de trauma ao usuário da blindagem); e
- investigar os mecanismos que promovem o desempenho balístico das placas produzidas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 EVOLUÇÃO TÉCNICA DOS CAPACETES BALÍSTICOS

Um militar em ação carregando peso excessivo tem sua mobilidade dificultada, prejudicando a sua performance e mitigando a sua capacidade de sobrevivência (WALSH *et al.*, 2008). A maior parte das pesquisas na área de materiais empregados no processamento de blindagens balísticas individuais, as quais incluem os capacetes balísticos, têm, como principal desafio, a manutenção ou aumento da resistência balística da blindagem, aliado à redução de peso (ULTRACKI, 2010).

O uso de compósitos poliméricos com reforço de fibras contínuas em blindagens individuais foi consolidado na participação norte-americana na Guerra da Coréia, em 1953, em que os militares dos Estados Unidos utilizaram coletes balísticos de tecido de fibra de poliamida com resina termorrígida epóxi, substituindo as placas de alumínio (BHATNAGAR, 2006, LAIBLE, 2012). Esses novos equipamentos aumentaram a proteção dos militares em 75% contra impactos de fragmentos de granada e em 25% contra impactos de projéteis de pistolas (ZAERA, 2011). Os capacetes balísticos também passaram pelo mesmo processo de transição do metal para compósitos poliméricos, mas essa mudança firmou-se apenas em 1983, na Operação *Urgent Fury* (WALSH *et al.*, 2005).

Capacetes são utilizados como proteção individual em combate desde tempos primórdios. Sumérios, assírios, gregos e romanos utilizaram-no através de toda a idade média como meio de proteção contra golpes de espadas, lanças e flechas (KULKARNI *et al.*, 2013). A evolução dos meios ofensivos, de armas brancas para armas de fogo, demandou evoluções nos materiais e no desenho desses apetrechos de defesa à cabeça.

Os primeiros capacetes considerados balísticos foram fabricados pelos franceses, empregando metal, surgindo em 1915 na Europa, com o advento da Primeira Guerra Mundial, tendo por objetivo proteção contra fragmentos, sendo ineficazes contra impactos de projetis (NAIR *et al.*, 2014). Este capacete balístico recebeu o nome de *French Adrian*, sendo processado em aço baixo carbono. Pesava 0,765 quilogramas e, apesar da aparência robusta, apresentava baixíssima resistência balística (HAMOUDA *et al.*, 2012). Durante o mesmo confronto, foi utilizado pelos britânicos um capacete bastante similar ao modelo francês, o *Brodie Helmet*, o qual apresentava, quanto à proteção balística, a mesma ineficiência (WALSH *et al.*, 2006). Os norte-americanos,

através de estudos dos desenhos dos capacetes balísticos francês e inglês, desenvolveram o capacete de aço Hadfield, Figura 1, um pouco mais efetivo, porém ainda incapaz de defender os militares do poderio bélico existente à época (LAIBLÉ, 2012).

Durante a Segunda Guerra Mundial, em que os armamentos já apresentavam maior precisão e letalidade, sendo capazes de realizar disparos de projetis de maior massa e com maior velocidade, surgiu a necessidade de um capacete balístico capaz de suportar impactos balísticos, mantendo a eficiência na resistência a fragmentos de granadas (NAIR *et al.*, 2014). O exército norte-americano desenvolveu, a partir do Hadfield, um capacete com maiores leveza, conforto e segurança para as cabeças do combatentes, chamado M1 (KULKARNI *et al.*, 2013). Este novo capacete era munido de sistema interno de acolchoamento de algodão e carneiras de couro. Com o seu lançamento, surgiu também a primeira norma voltada para capacetes balísticos, MIL-H-10990, a qual exigia que o equipamento deveria resistir ao impacto de uma munição calibre .45, a 244 m/s, e a fragmentos de 1.1 g (QMC, 1950). O capacete balístico M1 foi utilizado por tropas norte-americanas, da Segunda Guerra Mundial (1939-1945) até o final da Guerra do Vietnã, em 1975 (WALSH *et al.*, 2006). Na Figura 1, é possível perceber as mudanças geométricas deste modelo em relação ao Hadfield.



Figura 1 - Evolução dos capacetes balísticos (KULKARNI *et al.*, 2013).

Durante a primeira metade da década de 60, os laboratórios do exército norte-americano iniciaram uma pesquisa cujo objetivo era substituir o metal como material para fabricação de capacetes (BHATNAGAR, 2006). A ideia central do projeto era obter um material mais leve e com maior resistência ao impacto (KULKARNI *et al.*, 2013). Nesse esforço, fibras de poliamida e de vidro foram os primeiros materiais testados, mesmos materiais que haviam sido utilizados nas fardas e equipamentos dos soldados para a Guerra da Coréia (HAMOUDA *et al.*, 2012).

No início da década de 70, as forças armadas norte-americanas lançaram um programa de desenvolvimento de um capacete balístico fabricado com compósitos polimérico com reforço de fibras de para-aramida (BHATNAGAR, 2006). Em 1972, o tecido Kevlar® 29 1500 dernier, o qual recebeu o nome K29®, tornou-se disponível comercialmente e, em 1976, o primeiro capacete balístico feito em compósito foi processado, utilizando resina fenólica como matriz, em uma razão de 20% em massa (WALSH *et al.*, 2005). Ele foi denominado *PASGT (Personnel Armor System for Ground Troops)*, Figura 1. O PASGT manteve o mesmo peso do M1, aproximadamente 1,4 kg, agregando, contudo, maior área superficial e maior resistência balística (BHATNAGAR, 2006). A primeira produção em larga escala previu três tamanhos distintos, ganhando um quarto tamanho nas produções subsequentes; ao contrário do modelo M1, que fora produzido em tamanho único (LAIBLE, 2012). Todos os quatro tamanhos eram fabricados com 9 mm de espessura, tendo a sua primeira aplicação em combate ocorrido em 1983, pelos Estados Unidos, na Operação *Urgent Fury* (KULKARNI *et al.*, 2013). Estima-se que o capacete balístico PASGT seja a maior aplicação, em termos de volume de produção, de materiais balísticos compósitos. Quatro milhões de capacetes foram produzidos somente nos Estados Unidos da América e, calcula-se, um valor equivalente tenha sido produzido nos demais países (BHATNAGAR, 2006). Este modelo ainda é usado em diversos países, dentre os quais o Brasil.

Devido ao excelente desempenho do PASGT, somente 20 anos depois, ao final dos anos 90, uma nova linha de pesquisa na área de capacetes balísticos surgiu, tendo como objetivo lançar uma nova versão do PASGT com redução de peso próxima a 15% (HAMOUDA *et al.*, 2012). Esse objetivo foi alcançado com a substituição da fibra K29® pela fibra de para-aramida KM2®, também um produto da DuPont. Conjuntamente, obteve-se uma maior resistência balística, devido a uma série de ajustes, tanto no desenho, quanto no processamento do capacete (BHATNAGAR, 2006). A espessura do casco foi reduzida para 7,6 mm, mantendo a quantidade de camadas utilizadas. O tipo e quantidade de resina permaneceram o mesmo, mas a adesão entre camadas aumentou consideravelmente, devido ao tratamento superficial das camadas de tecido com revestimento de fluoropolímero, garantindo também maior tenacidade (FOLGAR *et al.*, 2007). Atualmente, esse capacete é denominado *Advanced Combat Vehicle Crewman*, ACVC, com um desenho modificado, para permitir o acesso de aparelhos eletrônicos aos

ouvidos dos militares, sendo normalmente empregado no interior de viaturas blindadas (WALSH *et al.*, 2005).

Durante o mesmo período, novas adaptações foram realizadas no PASGT, mudando fibras, ergonomia, composição e concentração de resina, dando origem a dois novos modelos: *Modular Integrated Communications Helmet* (MICH) e *Advanced Combat Helmet* (ACH) (WALSH *et al.*, 2005). Esses dois novos produtos cumpriram o objetivo de redução de peso, tendo diversos aspectos em comum: são compostos por fibra de aramida K129®, produto DuPont, cuja resistência à tração é 40 % maior que a da K29®, possuindo, portanto, maior capacidade de absorção de energia; passou-se a utilizar um resina fenólica – polivinil butiral, em razão 1:1, o que se estendeu posteriormente para todos os capacetes balísticos compostos de tecidos de fibras de aramida (HAMOUDA *et al.*, 2012). Ambos modelos utilizam quantidade menor de matriz que aquela utilizada no PASGT, o que aumenta a razão em massa fibra/matriz (os valores são de propriedade industrial, mas são estimados entre 12 e 16%); ainda assim, possuem menor espessura que o PASGT, 7,8 mm (KULKARNI *et al.*, 2013).

A diferença entre ambos está basicamente no desenho e no propósito. O MICH possui uma geometria especificamente desenvolvida para permitir que seus usuários tenham uma menor área de suas cabeças cobertas pelo capacete, de forma a poderem utilizar equipamentos eletrônicos agregados aos seus ouvidos e olhos. O ACH, por sua vez, foi projetado com um desenho muito similar ao PASGT, o que pode ser verificado na Figura 1, sendo sua área total 8% menor que esse último (FOLGAR *et al.*, 2007). O ACH passou a ser material orgânico (isto é, de uso regular) do exército norte-americano em 2003, sendo também utilizado pela Austrália, Nova-Zelândia, Dinamarca, Polônia e no Brasil (BHATNAGAR, 2006).

Conforme atestado na Introdução desse estudo, ao início do século 21, os países que participam mais constantemente de confrontos bélicos internacionais verificaram que o número de baixas em combates, óbitos ou internações, associadas a impactos na cabeça aumentaram consideravelmente. Os materiais compósitos usados na produção de capacetes balísticos já não acompanhavam mais o avanço dos armamentos contra os quais essa blindagem deveria fazer frente. Desta forma, linhas de pesquisas voltadas para capacetes balísticos voltaram a surgir. Um relatório de pesquisa científica na área de capacetes balísticos foi apresentado, em 2005, pelos pesquisadores Shawn M. Walsh, Brian R. Scott e David M. Spagnuolo, em trabalho realizado no Army Research Laboratory, ARL, nos Estados Unidos (WALSH *et al.*, 2005). A solução estudada pelos

autores foi modificar a matriz, empregando no lugar da resina fenólica – PVB uma matriz integralmente termoplástica, poliolefina. Em sua análise de viabilidade dessa mudança, contudo, os autores apontaram que, apesar da eficiência balística superior de compósitos termoplásticos, esses são, tipicamente, 30 a 60 % menos rígidos do que os termorrígidos comumente utilizados (WALSH *et al.*, 2005). De forma a aumentar a rigidez do conjunto, garantindo reforço estrutural ao capacete, realizou-se coprocessamento de pré-impregnados de matriz termorrígida. No referido relatório, foram utilizadas, como material base, 42 camadas de pré-impregnados com resina termoplástica de poliolefina e reforço de fibras Kevlar KM2® (KM2®/poliolefina) e 1 ou 2 camadas de pré-impregnados com resina epóxi e reforço de fibras de grafite IM7® (IM7®/epóxi) para compor a(s) camada(s) externa(s). O processamento do mesmo se desenvolveu em 1 hora de prensagem, a 3,5 MPa e a temperatura 150° C, seguido de resfriamento sobre pressão até 26° C (WALSH *et al.*, 2005). Processou-se quatro tipos diferentes de capacetes balísticos, conforme mostra a Figura 2(a) a (d), sendo o primeiro deles, com o propósito de servir de base de comparação, somente KM2®/poliolefina, e os demais com a presença do IM7®/epóxi em posições diferentes. (WALSH *et al.*, 2005).

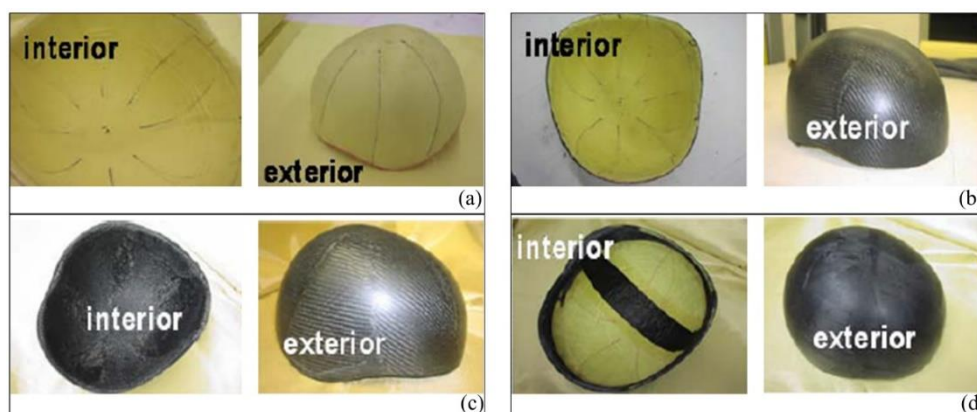


Figura 2 - Diversas composições do capacete balístico de compósito híbrido (WALSH *et al.*, 2005)

Os produtos finais apresentaram enrugamento e tensão residual proveniente do resfriamento, fruto dos diferentes coeficientes de expansão entre o pré-impregnados de matriz termorrígida e de matriz termoplástica, os quais são defeitos que tornam as blindagens mais susceptíveis aos mecanismos de falhas (WALSH *et al.*, 2005).

No ano seguinte, em 2006, os pesquisadores Walsh *et al.* (WALSH *et al.*, 2006), deram sequência a mesma linha de pesquisa, realizando ensaios mecânicos e balísticos nos capacetes anteriormente processados. Os autores defenderam a utilização de um

compósito híbrido ao propor que a camada externa do capacete balístico seja composta de um material mais rígido, com alta resistência ao cisalhamento gerado pelo movimento de rotação da munição, enquanto o núcleo do capacete seja composto de um material mais tenaz, com maior capacidade para absorver a energia cinética ainda existente na munição, gerando, ao fim, um produto com maior capacidade de suportar os mecanismos de falha aos quais o impacto balístico o submeterá. Os protótipos foram submetidos e aprovados em testes com fragmentos simulados de projéteis, FSP, de calibre .22, 1,1 g, de acordo com NIJ 0106.01 (NIJ, 1981), obtendo resultados superiores aos dos capacetes homogêneos processados com KM2®/poliolefina.

Em 2008, os autores Campbell e Kramer (CAMPBELL & CRAMER, 2008), da Fiberforge Inc., publicaram um artigo com os resultados de processamento de capacete balístico com resina termoplástica via termoformação. Este projeto seguiu a ideia de Walsh (WALSH *et al.*, 2006) aplicando, como camada externa, um pré-impregnado com reforço de fibras de carbono AS4® e matriz polifenileno sufídrico, AS4®/PPS, agregando alta rigidez; como núcleo, 39 camadas de pré-impregnados K49®/PU, (CAMPBELL & CRAMER, 2008). O processamento, esquematizado na Figura 3, consiste no empilhamento das 40 camadas de pré-impregnados no interior de um dispositivo de pré-aquecimento com radiação infravermelha, seguido da transferência das mesma, por meio automático, para uma prensa de termoformação, na qual ocorre a consolidação das camadas K49®/PU e a conformação do capacete balístico. Por fim, resfriamento sob pressão e corte das rebarbas.

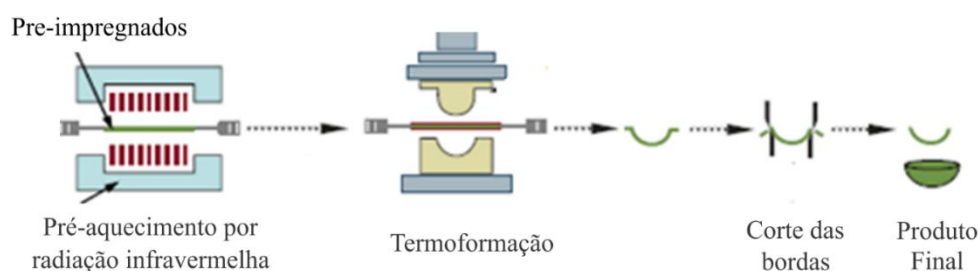


Figura 3 - Processamento de capacete balístico via termoformação (adaptado de CAMPBELL; CRAMER, 2008).

A Figura 4 mostra os capacetes balísticos resultantes do primeiro e do último processamento, evidenciando as melhoras obtidas com os ajustes dos parâmetros de processamento, mas também mostrando que o produto final ainda apresenta falhas.

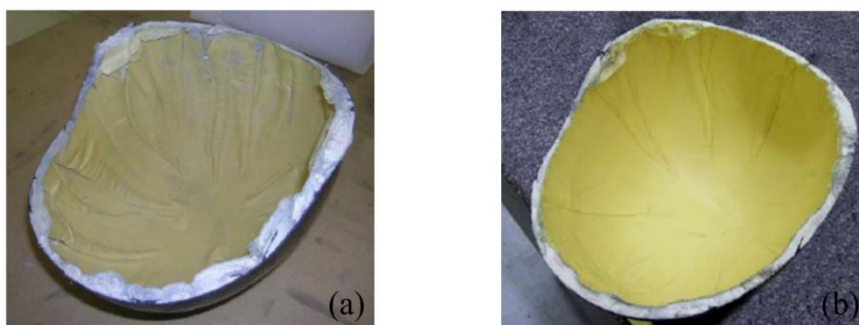


Figura 4 - Capacetes balísticos resultantes de: (a) primeiras tentativas de processamento e (b) últimas tentativas, com ajustes das pré-formas.

Walsh (WALSH, 2008), em 2008, apresentou o resultado do desenvolvimento de um “chassis” de pré-impregnados de fibra de carbono, o qual tem a finalidade agregar estrutura e rigidez a capacetes balísticos processados com matrizes termoplásticas. A Figura 5 apresenta um desenho 3D dessa estrutura e a o chassis acoplado a um capacete balístico.

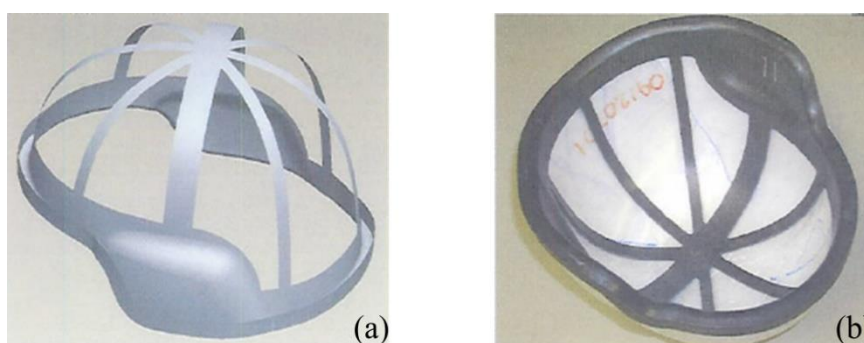


Figura 5 - "Chassis" de fibras de carbono a ser usado em capacetes processados com compósitos de matrizes termoplásticas (WALSH, 2008)

No ano de 2007, contudo, ocorreu uma nova mudança nas pesquisas de materiais compósitos para capacetes balísticos, com a proposta de utilização de fibra de polietileno em substituição às fibras de aramida. O projeto desse novo capacete balístico, o qual foi denominado *Enhanced Combat Helmet*, ECH, foi resultado de uma parceria entre os fuzileiros navais e o exército norte-americanos. Nesse projeto, utilizou-se o Dyneema® HB80, da empresa DSM, como matéria-prima (KULKARNI *et al.*, 2013). Este, por sua vez, consiste de um pré-impregnado de matriz de poliuretano e reforço de fibras unidirecionais de polietileno de ultra-alto peso molecular (DSM, 2006).

Os primeiros resultados do projeto surgiram ao final de 2009. O governo norte-americano autorizou a produção de 200.000 capacetes balísticos ECH, por quatro empresas distintas, os quais posteriormente foram submetidos a testes balísticos, não-

balísticos e de durabilidade em campo (ULTRACKI, 2010). Contrariando as expectativas dos militares norte-americanos, os protótipos testados falharam nas medidas de deformação posterior, tendo cumprido somente o objetivo nos ensaios de resistência balística (ZHANG *et al.*, 2015). Os resultados negativos dos testes dos primeiros protótipos do ECH atrasaram os planos das forças armadas norte-americanas de implementá-lo em 2011 e incentivaram novas linhas de pesquisas em materiais para capacetes balísticos, com foco em aumentar ao máximo a razão resistência à penetração/deformação posterior (ZHANG *et al.*, 2015).

Em 2010, a pesquisa conduzida por Vargas-Gonzales, Walsh e Wolbert (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a), apresentou estudos sobre compósitos produzidos com Dyneema HB25®, da DSM. Para comparação, compósitos KM2®/ fenólica-PVB como referência entre compósitos de fibras de para-aramida e de fibras de polietileno. Os compósitos de Dyneema HB25® foram processados em painéis planos, de dimensões 254 mm x 254 mm, em prensa com aquecimento, utilizando 20,8 MPa de pressão, sob temperatura equivalente a 125 °C, durante uma hora (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a). Os painéis foram submetidos a ensaios com arma a gás, nos quais foram impactados por projéteis calibre .22, a velocidades na faixa de 405,7±6,7 m/s. A intenção desses ensaios era investigar as deformações posteriores máximas e residuais de cada material, através de duas câmeras digitais de alta velocidade Photron SA2, utilizando métodos de imagens digitais de correlação (do inglês, *Digital Image Correlation*). Nesse projeto, estudou-se os compósitos multi-orientados. Estes eram obtidos ao girar, em ângulo de 22,5°, a camada em relação a adjacente (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a). Os resultados mostraram que os compósitos com reforço de fibra de para-aramida e com reforço de fibra de polietileno de orientação [0/90], apresentaram resultados de deformação posterior muito próximos. No entanto, o compósito com reforço de fibra de polietileno multiorientado, comparado aos dois, obteve deformação posterior máxima até 32% menor e maior distribuição radial do impacto (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a).

Em 2011, os autores Vargas-Gonzales, Walsh e Gurganus (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011b) publicaram novo estudo sobre compósitos híbridos de fibras multiorientadas, buscando encontrar combinações que reduzissem ainda mais a deformação posterior, sem prejuízos para a resistência balística. Nesse novo trabalho, foram utilizados Dyneema HB26®, da DSM, e SpectraShield II SR - 3136®, da

Honeywell. Os dois foram testados tanto em orientação [0/90], quanto em composição 75/25, a qual consiste em 75% do compósito com a orientação regular [0/90] e os 25% restante das camadas com orientação [0/22,5/45/67,5/90]; arranjo o qual passaram a chamar de “ARL Híbridos X”. Foi também testado o compósito HDGA®, da Honeywell, o qual consiste de resina termoplástica e reforço de fibras unidirecionais de para-aramida. Novamente, foi utilizado o compósito KM2®/fenólica – PVB como material de referência. Dyneema HB26® foi processado a 20,8 MPa e 125°C, durante uma hora. A mesma pressão e tempo foram utilizados para Spectra Shield II SR-3136® e para o HDGA®, porém aumentando a temperatura para 132°C. O compósito de resina fenólica – PVB com fibra KM2® foi processado com pressão de 1,4 MPa e temperatura de 160°C, também durante uma hora (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011b). Utilizou-se fragmento simulado de projéteis calibre .22, FSP 0.22 cal, para obter os limites balísticos e calibre 9 mm para obter as deformações posteriores. A Figura 6 exibe a relação entre valores de limites balísticos (V_{50}) normalizado e máxima deformação posterior de cada um dos compósitos testados.

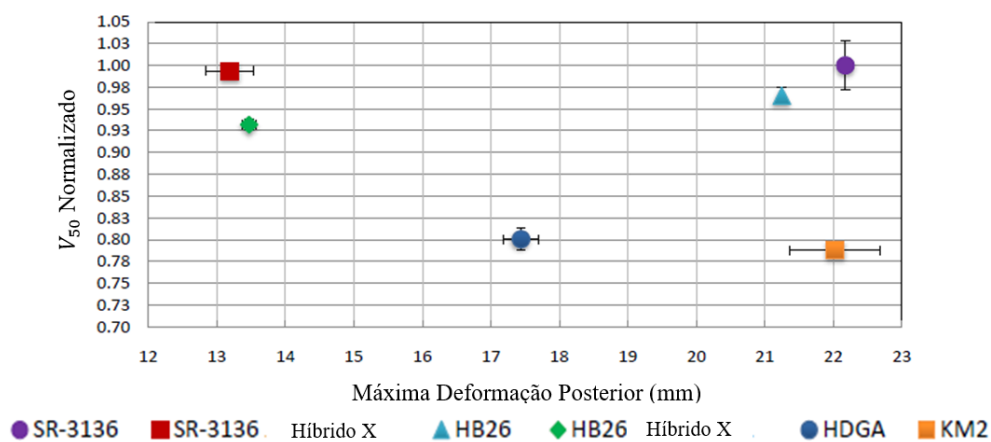


Figura 6 - Relação Limite Balístico vs. Máxima Deformação Posterior (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011b).

Percebe-se que os painéis híbridos de Spectra Shield II SR-3136® e de Dyneema HB26® exibem os melhores resultados, uma vez que possuem o maior limite balístico normalizado (isto é, bem próximos de 1) e os menores valores de deformação posterior máxima (40,53% menor do que sua orientação padrão [0/90]) (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011b). Esse mesmo grupo de pesquisa (ZHANG *et al.*, 2015) continuou com trabalhos em deformação posterior de placas balísticas multiorientadas ARL Híbrido X,

utilizando Dyneema HB80®, obtendo redução de 30% na deformação posterior máxima, contudo apresentando perda de 10% no limite balístico do compósito.

O ARL Híbrido X foi novamente testado por Vargaz-Gonzales e J. Gurganus (VARGAS-GONZALEZ & GURGANUS, 2015), os quais criaram um dispositivo com o propósito de analisar os esforços gerado no corpo humano durante impactos balísticos não-penetrantes em compósito SpectraShield SR3136®, com configuração padrão [0/90] e na forma ARL Híbrido X; dando, portanto, continuidade ao trabalho de 2011 (VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011b). O dispositivo é mostrado na Figura 7. O mesmo simula uma condição de capacete de combate, em que uma blindagem balística está disposta à 20 mm do crânio humano (neste caso, simulado por uma placa de acrílico e bloco de gelatina balística), utilizando ainda os amortecedores de espuma que ficam no interior do casco do capacete.

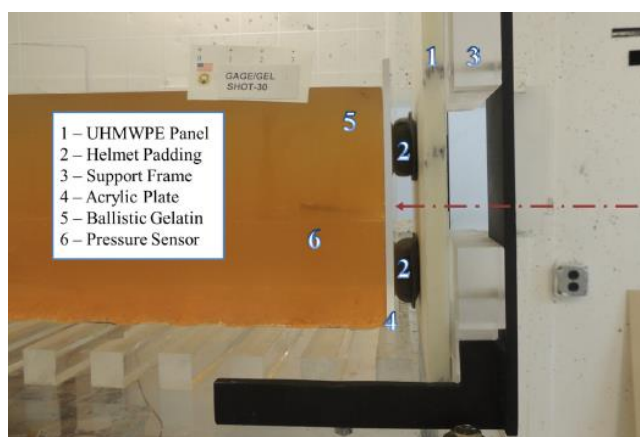


Figura 7 - Dispositivo com Gelatina Balística para simular o esforço gerado no corpo humano por um impacto balístico não-penetrante.

Os autores, nesse trabalho, utilizaram impactos de munições de fuzil 7,62 mm, a velocidade média de impacto igual a 731,5 m/s. Conclui-se que a máxima pressão que atinge a gelatina balística protegida pelo compósito com configuração ARL Híbrido X é somente 16% daquele com configuração [0/90] (VARGAS-GONZALEZ & GURGANUS, 2015).

Em 2013, o Exército e a Marinha norte-americanos começaram a produzir e disponibilizar para suas tropas o ECH, iniciando o processo de substituição do ACH (VARGAS-GONZALEZ & GURGANUS, 2015), corroborando os resultados da pesquisa eficiente que visavam resolver os problemas que condenaram os protótipos de ECHs em 2009. O tema de deformação posterior, portanto, continuou sendo de grande

interesse. Um projeto de pesquisa desenvolvido em 2014 por Freitas *et al.* (FREITAS *et al.*, 2014), da *Southwest Research Institute*, investigou o limite balístico e a deformação posterior de 17 compósitos diferentes, submetendo-os a impactos de fragmentos simulados de projéteis, FSP, calibre .30. Os alvos foram processados em formas de painéis planos de dimensão 330 mm x 330 mm. Compósitos com reforço de fibras unidirecionais foram processados utilizando camadas intercaladas bidirecionais. Para os pré-impregnados de Tensylon HSDB® e Tensylon HTDB®, utilizou-se pressão equivalente a 20,7 MPa e temperatura equivalente a 102 °C. Para os pré-impregnados de Dyneema® e SpectraShield® utilizou-se duas pressões distintas, 20,7 MPa (3000 psi) e 41,4 MPa (6000 psi), e faixa de temperatura entre 123 °C e 126 °C. Compósitos com reforço de tecido de fibras de para-aramida Kevlar®, cada camada com orientação 0° e 90°, foram processados a 1,7 MPa (500 psi) de pressão e 166 °C de temperatura, em um intervalo total de 75 minutos.

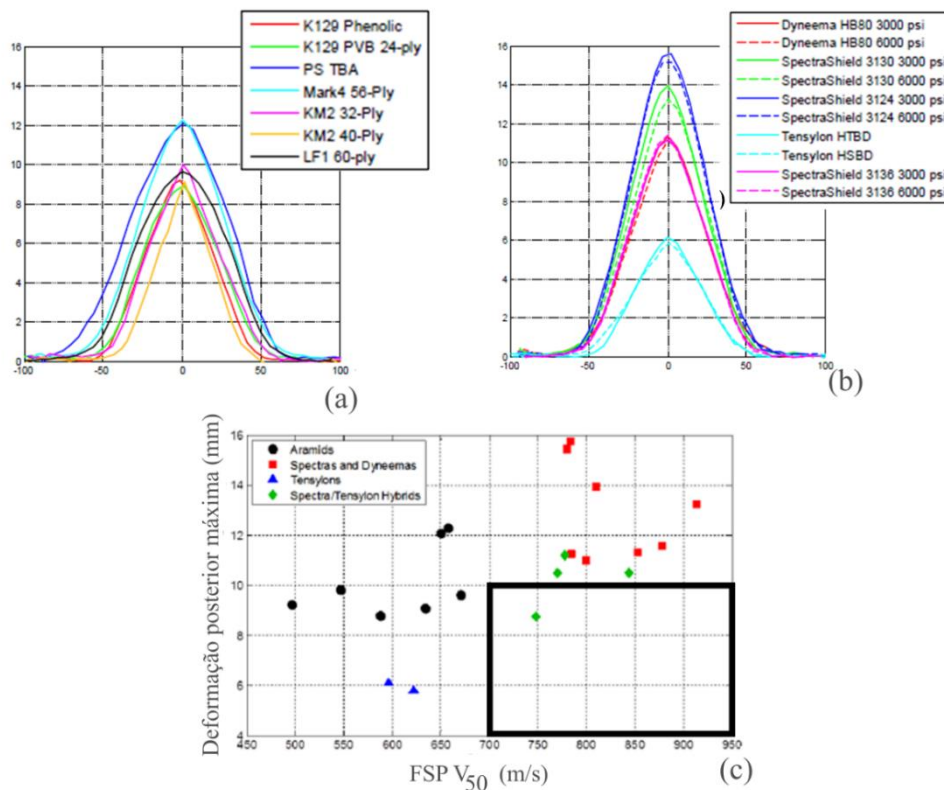


Figura 8 - Perfil espacial de deformação posterior em (a) compósitos com reforço de fibras de aramida, (b) compósitos com reforço de fibras de polietileno de ultra-alto peso molecular, e (c) relação entre limite balístico e deformação posterior dos painéis balísticos (FREITAS *et al.*, 2014).

Para o estudo da deformação posterior, os pesquisadores utilizaram a técnica de Imagem Digital de Correlação. A Figura 8(a) mostra os perfis de deformação posterior de cada um dos compósitos de fibra de aramida, enquanto a Figura 8(b), os compósitos de fibra de polietileno. As fibras de aramida, de maneira geral, apresentaram menor deformação em relação ao polietileno. Dois compósitos, no entanto, foram exceções: Tensylon HSBD e Tensylon HTBD. Os dois obtiveram as menores deformações posteriores, tendo ainda alta rigidez e resistência (FREITAS *et al.*, 2014).

Dos 17 compósitos estudados, foram escolhidos dois para fabricação de quatro painéis híbridos. A configuração de cada híbrido foi definida de acordo com os resultados dos ensaios balísticos dos 17 compósitos homogêneos, utilizando o SpectraShield SR-3136®, devido ao alto limite balístico, e o Tensylon HSDB®, devido à reduzida deformação posterior (FREITAS *et al.*, 2014). Na Figura 8(c) está exposta a relação Deformação Posterior vs. Limite Balístico para todos os materiais estudados. Percebe-se que os híbridos tiveram os melhores desempenhos. O limite balístico dos híbridos foi maior em 20% a 37% em relação ao Tensylon HSBD®, enquanto que a deformação posterior dos híbridos diminuiu em aproximadamente 30%, quando comparados aos SpectraShield SR-3136® (FREITAS *et al.*, 2014).

Apesar de publicações sobre capacetes balísticos de autores norte-americanos serem mais facilmente encontradas, maior atenção tem sido destinada a esse tema por pesquisadores de diversos países nos últimos 5 anos. Dimeski *et al.* (DIMESKI & SREBRENKOSKA, 2014a, DIMESKI *et al.*, 2015), autores macedônios, publicaram breves revisões sobre pré-impregnados, processamentos e ensaios aplicáveis a capacetes balísticos. Os mesmos autores (DIMESKI & SREBRENKOSKA, 2014b) realizaram um trabalho experimental, em processamento e teste balístico de compósito de tecido plano de UHMWPE/fenólica-PVB, através do qual definiram equação capaz de relacionar o V_{50} do compósito a razão fibra/matriz do mesmo.

Na Polônia, Fejdys *et al.* (FEJDYŚ *et al.*, 2015) publicaram um artigo sobre experimentos realizados em compósitos híbridos, processados com pré-impregnados CT736®/fenólica-PVB, da Teijin, e Dyneema HB80®, buscando estabelecer o limite balístico e a deformação posterior de cada composição utilizada. Os parâmetros foram investigados em painéis de $250 \times 250 \pm 0,2$ mm, com densidade de área de $5000 \pm 0,2$ g/m², submetidos a impactos de munições calibre 9 mm (FEJDYŚ *et al.*, 2015).

A Figura 9 mostra um gráfico que define a evolução do limite balístico e da deformação posterior à medida que a porcentagem de pré-impregnados de Dyneema HB80® aumenta na composição do híbrido. A composição que mostrou melhor resultado foi aquela com 20% de Dyneema HB80® e 80% de CT376®/fenólica-PVB, sendo que esta foi utilizada para confecção do capacete balístico.

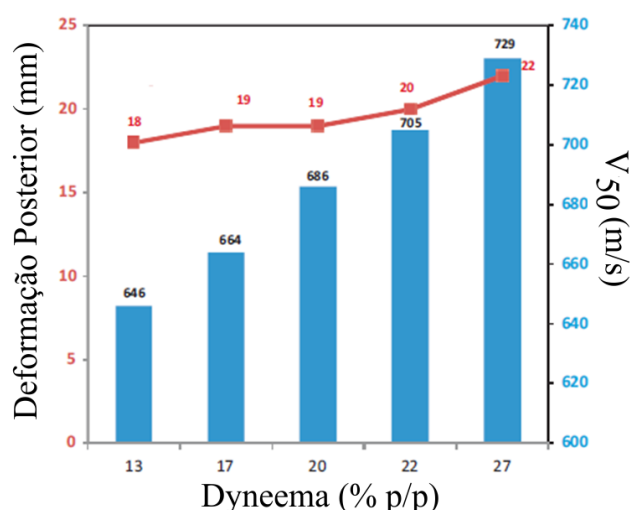


Figura 9 - Efeito da porcentagem de Dyneema HB80® no V_{50} e na deformação posterior do compósito híbrido (FEJDYŚ *et al.*, 2015)

A Figura 10 (a) mostra as pré-formas dos capacetes híbridos, a Figura 10(b), a face externa de um capacete híbrido já processado, e, por fim, a Figura 10(c), a face interna. Os autores (FEJDYŚ *et al.*, 2015) submeteram o capacete a ensaios balísticos de acordo com a NIJ 0106.01 (NIJ, 1981) e o capacete foi aprovado no Nível II e, quando comparado ao capacete em uso na Polônia (100% CT736®/fenólica-PVB), apresentou a mesma eficiência balística, com 20% de redução de peso (FEJDYŚ *et al.*, 2015).



Figura 10 - Processamento do capacete balístico com compósito híbrido: (a) pré-formas, (b) visão exterior do capacete, e (c) visão interior do capacete (FEJDYŚ *et al.*, 2015).

Os pesquisadores russos Sapozhnikov, Kudryavtsev e Zhikharev (SAPOZHNIKOV *et al.*, 2015), todos da *South-Ural State University*, conduziram um experimento para investigar os limites balísticos de compósitos para blindagens, no qual propuseram duas soluções: primeiramente, testaram compósitos com matriz termoplástica de polietileno de baixa densidade (PEBD) e reforço de fibras de para-aramida Twaron (Microflex®, 613® e 709®). Em seguida, desenvolveram compósitos híbridos utilizando as mesmas fibras de aramida e pré-impregnados de fibras de polietileno Dyneema HB2®, em composição 50% Twaron®/PEBD e 50% Dyneema®.

Os materiais utilizados foram processados em forma de painéis quadrados de 8,5 cm de lado, com densidade de área $4,2 \pm 0,2$ Kg/m², os quais foram submetidos a ensaios balísticos em canhão a gás, com fragmentos simulados esféricos de 6,35 mm, afim de mensurar o limite balístico de cada compósito (SAPOZHNIKOV *et al.*, 2015). Os compósitos com matriz de PEBD e reforço de fibras de aramidas foram processados a pressão de 13 MPa, durante 12 minutos, a uma temperatura de 145°C. Para os compósitos com fibras de polietileno, mudou-se apenas a temperatura, a qual passou a ser 125°C (SAPOZHNIKOV *et al.*, 2015).

Nenhuma das soluções apresentadas superou o Dyneema HB80® ($V_{50} = 656$ m/s). Segundo os autores (SAPOZHNIKOV *et al.*, 2015), os resultados relativos aos compósitos híbridos, apesar de inferiores em termos de limites balísticos aos painéis de Dyneema®, mostraram-se bastante promissores, enquanto os resultados dos compósitos com matriz de PEBD e reforço de para-aramida não superaram aqueles que seriam obtidos, sob as mesmas condições, com os compósitos de resina fenólica-PVB.

Salman *et al.* (SALMAN *et al.*, 2015, 2016b), pesquisadores malaios, estudaram propriedades morfológicas e mecânicas de compósitos Kenaf/fenólica-PVB. Em trabalho subsequente do mesmo grupo (SALMAN *et al.*, 2016a), diferentes compósitos híbridos aramida/kenaf, empregando a mesma resina, foram processados por compressão à quente e submetido a ensaios balísticos, sendo estes comparados aos compósitos homogêneos de cada fibra. Algumas composições híbridas foram processadas no formato de capacete balístico PASGT.

Todos os painéis aplicados em testes tinham dimensões de 335 mm x 335 mm, processados a 8 MPa, durante 15 minutos. Munições 9 mm e FSP foram empregados nos ensaios balísticos. Os autores verificaram que os painéis híbridos com maior volume de tecido kenaf apresentavam menor resistência balística e que, quando alternavam tecidos

aramida e kenaf de maneira intermitente, tiveram resultados ainda inferiores àqueles que dispunham os tecidos de cada fibra em blocos (isto é, somente uma interface aramida/kenaf). Quanto aos capacetes, todos os híbridos conseguiram obter Nível de Proteção Balística III-A, de acordo com a NIJ 0106.01 (NIJ, 1981), porém com valores de V_{50} cerca de 11% menor do que o apresentado pelo PASGT tradicional.

3.2 PROCESSAMENTO DE CAPACETES BALÍSTICOS

Prepregs são materiais compósitos nos quais os reforços de fibras são pré-impregnados com uma matriz polimérica termorrígida ou termoplástica (*prepreg* é uma abreviatura de *pre-impregnated*) (DIMESKI & SREBRENKOSKA, 2014a). Os pré-impregnados, portanto, representam uma fase intermediária na fabricação de um compósito de matriz polimérica (CHAWLA, 2012).

O processo de fabricação dos pré-impregnados varia de acordo com o tipo de matriz polimérica que será utilizada. Se for termorrígida, a resina é mantida em estado líquido, parcialmente ou não polimerizada. Se for termoplástica, a resina será um polímero fundido ou sob ação de um solvente. Durante o processamento de determinado produto utilizando pré-impregnados, aplica-se pressão e calor ao conjunto de camadas pré-impregnadas empilhadas, fazendo com que ocorra a cura, no caso das resinas termorrígidas, ou a consolidação e solidificação, no caso das matrizes termoplásticas (CHUNG, 2010).

Os pré-impregnados apresentam melhores propriedades mecânicas do que os compósitos fabricados por impregnação manual ou *film stacking* (DIMESKI & SREBRENKOSKA, 2014a). A superioridade dos pré-impregnados advém da precisão e controle da razão fibra/matriz, da distribuição uniforme da matriz pelas fibras, do maior controle da orientação das fibras e do controle da fluidez da resina durante o processo de cura ou consolidação (BHATNAGAR, 2006).

Blindagens balísticas individuais, como coletes e capacetes balísticos, são majoritariamente produzidas através de pré-impregnados (HAZELL, 2016). A característica que diferencia os chamados pré-impregnados balísticos daqueles utilizados para fins estruturais é a baixa quantidade de resina: 10 - 20% do peso, quando para fins balísticos, ao passo que esse valor pode chegar a faixa de 40 - 60 % do peso, quando para usos estruturais (ZAERA, 2011).

Bhatnagar (BHATNAGAR, 2006) argumenta que essa reduzida composição se justifica porque a matriz é o elo fraco em um compósito balístico, uma vez que o mecanismo de falha que absorve maior energia de um impacto balístico é a deformação por tensão ou por cisalhamento das fibras. A matriz tem como função manter as fibras nas corretas orientação e localização, auxiliar na distribuição da energia do impacto de forma homogênea para o maior número possível de fibras, impor resistência à propagação de trincas e prover durabilidade do produto durante sua fabricação e uso. Quantidades maiores de matriz, portanto, minimizam a atuação das fibras, prejudicando a eficiência da blindagem.

Os pré-impregnados balísticos podem ser produzidos tanto com resinas termorrígidas, como com matrizes termoplásticas (ZAERA, 2011). As resinas epóxi e fenólica são exemplos clássicos de resinas termorrígidas de pré-impregnados utilizados na conformação de capacetes balísticos, enquanto polietileno, polipropileno e poliuretano são os termoplásticos mais comuns usados para esse fim (CROUCH *et al.*, 2017). Quanto às fibras, podem ser dispostas de forma unidirecional (não-tecido) ou estruturadas em tecido (DIMESKI & SREBRENKOSKA, 2014a).

O processo de fabricação de pré-impregnados mais comumente praticado por empresas como DuPont, Teijin, DSM e Honeywell é a laminação à quente tecido-filme (em inglês, *direct hot-melt*) (HAZELL, 2016). Nesse processo, a resina, na forma de filmes, é incorporada à fibra, sob alta temperatura. As fibras, já configuradas em tecidos, são posicionadas entre dois filmes de resina, sendo impregnadas através da ação compressiva de rolos, os quais atuam com a pressão adequada para garantir dispersão uniforme da matriz (CHAWLA, 2012). Um esquema básico do processo de laminação à quente tecido-filme é mostrado na Figura 11.

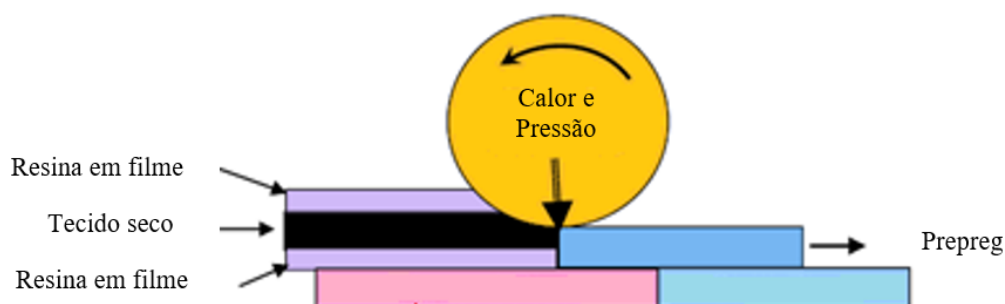


Figura 11 - Laminação à quente tecido – filme (adaptado de CHAWLA, 2012).

O processamento de um capacete balístico consiste basicamente em empilhar um determinado número de pré-impregnados e comprimi-los, à pressão e temperatura controlados, em molde com formato que se deseja que o capacete obtenha (HAMOUDA *et al.*, 2012). A Figura 12 mostra uma prensa para processamento de capacete balístico.



Figura 12 - Prensa utilizada comumente em processamento de capacetes balísticos (WALSH *et al.*, 2006).

Os parâmetros básicos de processamento, pressão, temperaturas e tempo, são propriedades industriais. Sabe-se, no entanto, que eles irão variar de acordo com uma série de fatores, tais como quantidade de camadas, fibra e resina utilizadas, razão fibra/resina dos pré-impregnados utilizados e espessura desejada para o produto (BHATNAGAR, 2006).

Quando para fins de pesquisa, quando se empregam pré-impregnados de resinas termorrígida fenólica – PVB e reforço de fibra de aramida, valores médios de 1,4MPa – 3,5 Mpa, 150 °C – 170 °C e 60 minutos – 90 minutos são observados (FREITAS *et al.*, 2014, VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a, WALSH *et al.*, 2006). Em empresas, contudo, necessita-se de uma produção muito mais volumosa e prazo bem mais curto do que em estudos e pesquisas. Utiliza-se, portanto, prensas com alta capacidade de processamento, aumentando-se consideravelmente a pressão, visando reduzir o tempo de processamento, o qual pode chegar a apenas 10 – 15 minutos.

Hamouda *et al.* (HAMOUDA *et al.*, 2012) destacam que capacetes balísticos têm geometria hemisférica tridimensional complexa, ao passo que as matérias-primas que se utilizam no processamento são fornecidas como camadas bidimensionais, em formato plano de fina espessura. Dessa forma, as diversas camadas não podem ser colocadas na prensa em formato quadrado ou retangular, uma vez que isso geraria volumes prejudiciais

de enrugamentos e vazios no produto, além de uma quantidade excessiva de sobras. Para minimizar as falhas e diminuir o desperdício de material, os pré-impregnados, antes de serem empilhados e submetidos à prensagem, são cortados em pré-formas, as quais devem ter geometrias que permitam a sobreposição de camadas de maneira uniforme, sendo o estudo dessas geometrias uma parte fundamental do processamento dos capacetes balísticos (CUNNIFF, 2008). A Figura 13 apresenta alguns exemplos de pré-formas aplicados em artigos científicos.

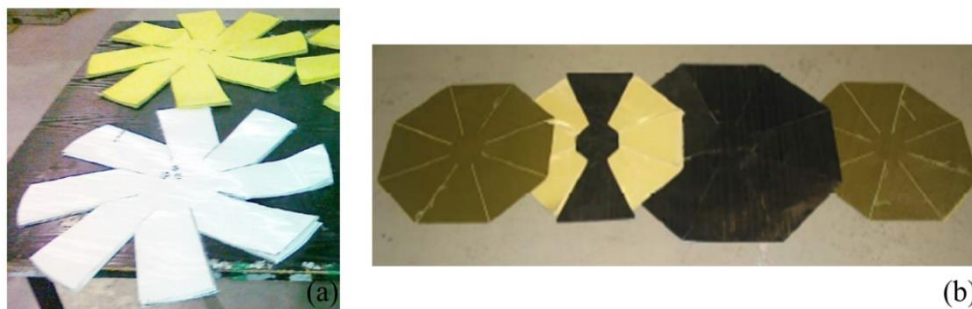


Figura 13 – Pré-formas aplicadas em projetos de capacetes balísticos (FEJDYŚ *et al.*, 2015, WALSH *et al.*, 2006)

A Figura 14 mostra o efeito de pré-formas mal ajustadas em processamento de capacetes. Essa imagem é o resultado de um ensaio não-destrutivo de raio-X a que um quadrante de um capacete balístico foi submetido. As regiões mais escuras correspondem aos locais com menor densidade (e, portanto, com menos material), enquanto as áreas claras bem finas, similares a veios, correspondem aos locais que sofreram enrugamento durante a prensagem. É possível ainda perceber áreas com alta densidade de material, como a região próxima à coroa, o que mostra que determinadas regiões do crânio estarão mais protegidas do que outras devido a escolha de uma pré-forma mal projetada (CUNNIFF, 2008).

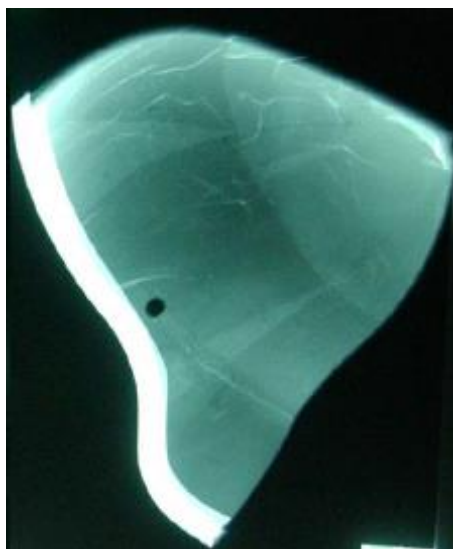


Figura 14 - Imagem de raio-X de um quadrante de um capacete balístico (CUNNIFF, 2008).

3.3 PROPRIEDADES BALÍSTICAS

3.3.1 Nível de proteção balística

A NIJ 0106.00, norma empregada para ensaios balísticos em capacetes, foi estabelecida em 1975, pelo Instituto Nacional de Justiça norte-americano, e revisada pela última vez em 1981, passando a ser NIJ 0106.01 (BHATNAGAR, 2006). O Centro Tecnológico do Exército, CTEx, ainda trabalha na confecção de uma norma nacional para testes de capacetes balístico, sendo válida no Brasil, portanto, a referida norma norte-americana. Os capacetes balísticos testados através dessa norma são classificados em três tipos, de acordo com o nível de proteção balística (BHATNAGAR, 2006). A Tabela 1 apresenta os tipos de proteção, bem como os tipos, as massas e as velocidades dos projéteis utilizados nos ensaios.

Tabela 1 - Parâmetros utilizados nos ensaios balísticos de capacetes (NIJ, 1981).

Tipo	Projétil	Massa (gramas)	Velocidade (m/s)	Quantidade de impactos
I	.22 Rifle	40	320±12	4
	.38	158	259±15	4
II-A	.357 Magnum	158	381±15	4

	9 mm	124	332±15	4
II	.357 Magnum	158	425±15	4
	9 mm	124	358±15	4

Os tipos de proteção balística superiores necessariamente englobam os inferiores (NIJ, 1981). Dessa forma, o capacete balístico tipo II, por exemplo, é capaz de suportar todos os impactos previstos para os tipos I e II-A. A NIJ 0106.01 não possui os tipos III e IV, os quais são testes realizados com munições de fuzil, sendo previsto em norma para testes de coletes balísticos, NIJ 0101.04 (NIJ, 2000), e norma para testes de placas balísticas, NIJ 0108.01 (NIJ, 1985). Isso ocorre porque, embora seja possível desenvolver um capacete balístico que suporte impactos de munições de fuzil, o pescoço e o cérebro humanos não são capazes de suportar a energia cinética advinda desse impacto, à distância prevista em norma, a saber, 15 metros (HAMOUDA *et al.*, 2012). Ainda assim, é possível o teste de capacetes para o Nível de Proteção Balística III-A (como a munição 9 mm, em velocidade 426 ± 15 m/s), uma vez que esse Nível é obtido com munição de arma de pequeno porte, no caso, pistola.

A NIJ 0106.01 prevê que o capacete balístico a ser testado ficará a cinco metros da extremidade do cano do armamento (provete) e deve ser apoiado em uma prótese de cabeça (NIJ, 1981). A Figura 15 mostra o dispositivo completo de teste, com os instrumentos devidamente identificados. Nela é possível observar a posição dos painéis ligados ao cronógrafo, chamados de barreiras óticas, conjunto este que é responsável por medir a velocidade do impacto que o capacete recebe (BHATNAGAR, 2006)

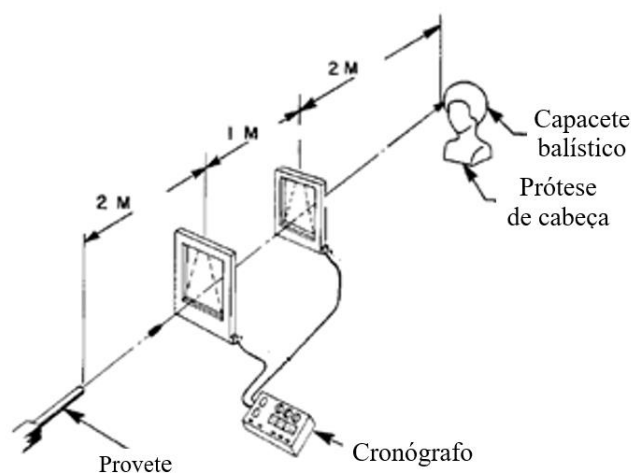


Figura 15 - Esquema da organização do ensaio balístico de um capacete (adaptado de BHATNAGAR, 2006)

Na Figura 16 é possível observar um modelo de suporte para capacete balístico, semelhante ao crânio humano. No interior da prótese, encaixa-se uma placa testemunha, a qual é feita de liga de alumínio 2024-T3 ou 2024-T4, devendo ter 0,5 mm de espessura (NIJ, 1981). Para ser aprovado em teste balístico, o capacete sofre quatro impactos, um na região da testa, um na nuca e um em cada têmpora. De acordo com a norma, nenhum impacto deve penetrar o capacete, nem qualquer deformação causada por ele pode encostar na lâmina. O teste é normalmente realizado em capacete balístico em condições ambientes e em outro previamente submerso em água durante um período de 2 horas.



Figura 16 – Prótese de cabeça utilizada para suporte do capacete balístico a ser ensaiado (HAMOUDA *et al.*, 2012) .

3.3.2 Limite balístico (V_{50})

A norma MIL-STD 662 (DOD, 1997), norte-americana, e a norma STANAG 2920 (MAS, 1996), dos países da OTAN, ambas em uso no Brasil, definem o limite balístico (representado pelo símbolo V_{50}) como a velocidade mínima com que se espera que um determinado projétil penetre completamente uma blindagem balística, a qual é especificada por espessura e propriedades físicas pré-determinadas. As normas também reconhecem como definição de limite balístico a máxima velocidade na qual se espera que um projétil específico falhe em penetrar uma determinada blindagem balística.

O V_{50} é obtido, em testes de tiro, através da média aritmética entre as maiores velocidades de impactos dos projéteis que penetraram parcialmente a blindagem e as menores velocidades de impactos dos projéteis que penetraram completamente a blindagem (LAIBLE, 2012). Todos os impactos considerados deverão estar em uma faixa estreita de velocidade de impactos (a qual varia entre 20 e 60 m/s), sendo necessário pelo menos dois impactos de penetração parcial e dois de penetração total para compor essa média (DUNN, 2008). Esse mínimo, no entanto, dificilmente atinge essa faixa estreita de velocidades de impactos, sendo frequentemente necessário utilizar oito ou dez impactos para o cálculo da média (HAZELL, 2016).

Para testes de V_{50} , o material normalmente deve ser processado em formato de placa balística. O dispositivo para o ensaio está esquematizado abaixo, na Figura 17. A penetração completa ocorre quando o projétil ou fragmento simulado perfura a placa testemunha, resultando em uma ruptura que permite a passagem de luz, quando uma lâmpada de 60 W - 110 V é colocada próxima à placa testemunha (DOD, 1997). Considera-se, portanto, penetração parcial todas aquelas que não são completas (DOD, 1997). A placa testemunha deve ser uma folha de liga de alumínio 2024-T3, 2024-T4 ou 5052, de 0,05 mm de espessura e de tamanho suficiente para receber todos os impactos direcionados à blindagem que está sendo testada, sendo colocada 15 cm atrás e paralelamente a mesma (DOD, 1997).

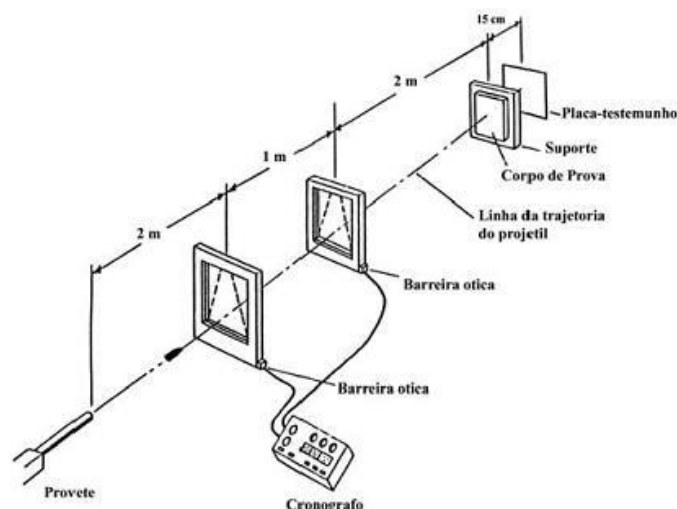


Figura 17 - Esquema do dispositivo utilizado no ensaio balístico (adaptado de BHATNAGAR, 2006)

A MIL-STD 662 ainda define que pode ser utilizado, como munição para os testes de tiros, FSP os quais são peças usinadas de aço, de formatos cilíndricos chanfrados, cuja função é simular fragmentos de granadas (DOD, 2006).

3.3.3 Deformação posterior

Quando se submete a ensaios balísticos blindagens individuais, tais como coletes e capacetes balísticos, um parâmetro chave a ser medido é o quanto a proteção deforma para impedir a penetração do projétil ou fragmento (ZAERA, 2011). No caso específico de capacetes balísticos, o contato da superfície interna do capacete com o crânio, devido à deformação posterior do casco, mesmo não ocorrendo a penetração do projétil, pode ser suficiente para causar severos danos ao ser humano, devido à energia de impacto (HISLEY *et al.*, 2010). Para que o capacete balístico forneça proteção de forma eficiente, a deformação posterior não pode ser maior do que a distância entre a superfície interna do casco e o crânio (ZHANG *et al.*, 2015).

Uma técnica comumente utilizada para avaliar a máxima deformação posterior de uma placa balística é o uso de uma substância deformável, a argila chamada Plastilina, disposta na face traseira do alvo (ZAERA, 2011). A deformação do alvo causa uma indentação no bloco de Plastilina, cuja profundidade é medida logo após a retirada da placa (HAMOUDA *et al.*, 2012). A argila Plastilina é um material válido para mensurar a deformação posterior, dado que esse material e o corpo humano possuem valores de densidade próximos (PRATHER *et al.*, 1977). Esse mecanismo, no entanto, não é uma

reprodução confiável dos tecidos e ossos humanos, sendo somente uma ferramenta para comparar a absorção de energia de cada produto testado (BHATNAGAR, 2006).

No Brasil, realiza-se a medida da deformação posterior em ensaios balísticos para coletes, através de procedimento previsto na norma NIJ 0101.04 (NIJ, 2000). Para capacetes balísticos, no entanto, essa prática não é normatizada e, portanto, não é aplicada.

3.3.4 Mecanismos de falha advindos de impacto balístico

Durante o impacto de um projétil em uma blindagem balística, a resposta do alvo é uma combinação de reações globais e locais (BHATNAGAR, 2006). No caso de alvos compósitos com matrizes poliméricas e reforço de fibras, o impacto e a perfuração do alvo são funções de uma série de fatores, tais como as propriedades e estrutura das fibras, o tamanho do alvo, a velocidade e geometria do projétil, a interação entre as múltiplas camadas, o atrito entre camadas e o atrito entre os fibras e o projétil (TENNYSON & LAMONTAGNE, 2000, CHEESEMAM & BOGETTI, 2003).

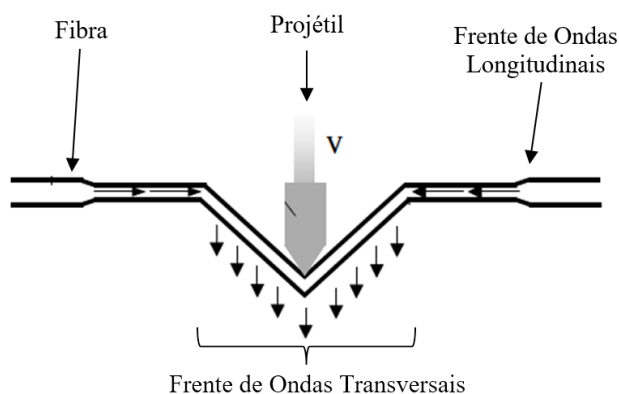


Figura 18 - Impacto transversal de um projétil em uma fibra (adaptado de CHEESEMAM; BOGETTI, 2003).

O fenômeno mecânico de impacto do projétil em uma fibra está esquematizado na Figura 18. Segundo Cheeseman e Bogetti (CHEESEMAM & BOGETTI, 2003), quando ocorre o impacto em uma fibra, dois tipos de ondas, longitudinais e transversais, propagam-se a partir do ponto de impacto. As ondas de tensão longitudinal seguem pelo eixo da fibra à velocidade do som no material. As ondas transversais, por sua vez, propagam-se para fora do ponto de impacto, a uma velocidade bem menor que aquela desenvolvida pelas ondas longitudinais. Essas duas ondas se expandem com o tempo,

aumentando a energia armazenada na fibra e, em larga escala, no tecido, até o momento em que o projétil é paralisado ou o alvo é perfurado pelo projétil.

Impactos realizados a velocidades menores do que 100 m/s (consideradas velocidades baixa e intermediária) irão, normalmente, causar uma resposta global do alvo, sendo este tipo de resposta caracterizado por um alto nível de comportamento elástico do sistema (BHATNAGAR, 2006). À medida em que a velocidade de impacto aumenta, no entanto, o alvo irá exibir respostas consideradas locais, as quais se referem ao comportamento do alvo em localidade muito próxima à ponta do projétil, sendo estas mais nocivas ao alvo, uma vez que uma quantidade menor de material participa dessa resposta (WEIDENMAN & DHARAN, 2005). A Figura 19 mostra, de maneira ilustrativa, a predominância do comportamento global ou local em função da velocidade de impacto do projétil no alvo.

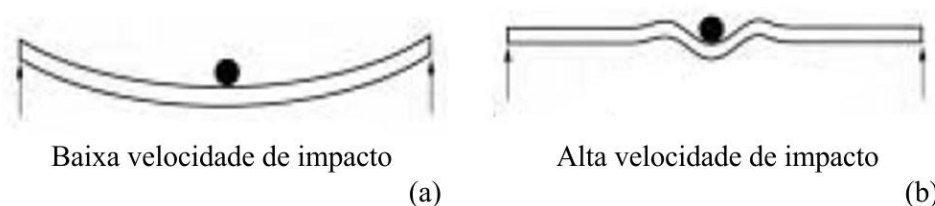


Figura 19 - Reação do alvo a impactos de (a) baixa velocidade, (b) alta velocidade (BHATNAGAR, 2006).

Além da velocidade de impacto, determinadas propriedades do material também influenciam na obtenção de uma resposta mais global ou local do alvo (ABRATE, 1994). Materiais que possuem alto módulo de elasticidade e baixa densidade e, por conseguinte, maior velocidade de propagação de ondas mecânicas, têm maior capacidade de dispersar as ondas mecânicas transversais, as quais causam deformação ao material, para uma área afastada do ponto de impacto, distribuindo a energia de forma homogênea por uma área maior, gerando uma resposta mais próxima da global (CHEESEMAN & BOGETTI, 2003). Dessa forma, materiais com essas características têm melhores propriedades balísticas (HEARLE, 2005).

Para entender melhor os diversos mecanismos de falhas presentes em um impacto balístico no alvo, torna-se necessário abordar o problema do impacto em um compósito laminado, semelhante ao utilizado nesse trabalho. De acordo com Laible (LAIBLE, 2012), durante a penetração do projétil no alvo, mais de um mecanismo de falha pode operar no alvo e no projétil. É, portanto, muito difícil correlacionar a performance dos

alvos se mecanismos diferentes são responsáveis pelo resultado. O autor ressalta que, para entender o processo de penetração apropriadamente, cada estágio deve ser examinado separadamente.

Um impacto balístico em um compósito polimérico gera ondas de compressão e de cisalhamento no sentido perpendicular à espessura e ondas de tração e de cisalhamento no sentido paralelo ao plano do alvo (MEYERS, 1994). Esse evento pode ser dividido em três estágios, os quais são apresentados na Figura 20.

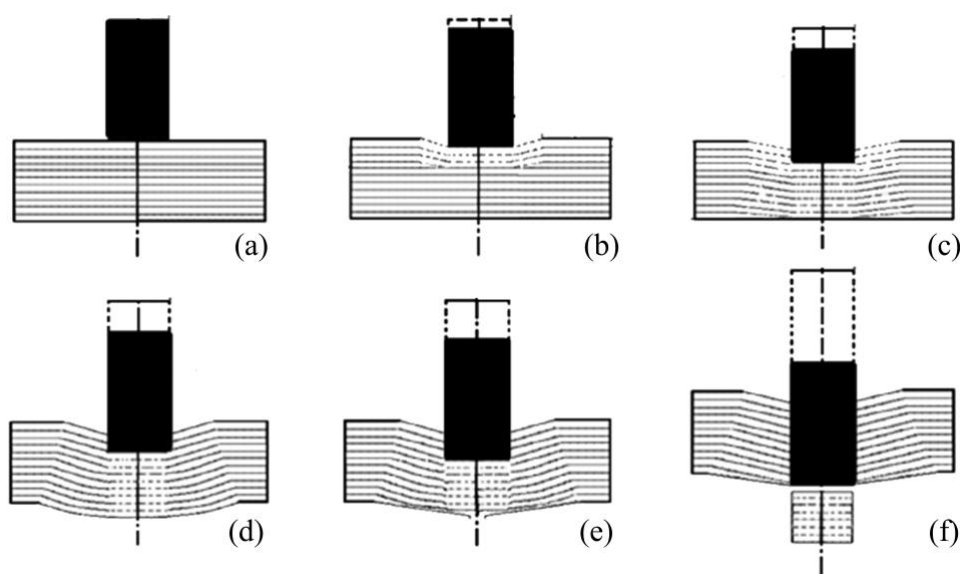


Figura 20 - Estágios de penetração de um projétil em um compósito de matriz polimérica com reforço de fibras (NAIR *et al.*, 2013)

No Estágio 1, Figura 20(a) e (b), as ondas longitudinais compressivas e ondas de cisalhamento se propagam através da espessura do alvo (NAIR *et al.*, 2013). As camadas que sofrem compressão mais rigorosa são as imediatamente abaixo do projétil e nas proximidades (ABRATE, 1994). O mais provável mecanismo de falha a ocorrer primeiramente nessa região é a ruptura da matriz, seguido, no caso de compósitos laminados, da delaminação (WEIDENMAN & DHARAN, 2005). Ainda no Estágio 1, o cisalhamento causado pelo movimento rotatório do projétil no alvo leva ao rompimento de fibras das primeiras camadas (CHEESEMAN & BOGETTI, 2003).

No Estágio 2, Figura 20 (c) – (e) , à medida que o projétil avança em sua trajetória, aumenta a força compressiva sobre as áreas do alvo que não estão em contato direto com o projétil (NAIK & SHRIRAO, 2004). Dependendo do número de camadas do compósito que se romperam no Estágio 1 e, portanto, da energia cinética restante no projétil, a deformação cônica na parte posterior do alvo terá maior ou menor volume (ZHU *et al.*,

1992). As camadas que não se romperam por cisalhamento no Estágio 1, irão sofrer tração devido à formação do cone e poderão se romper, caso essa tensão aplicada exceda a deformação por ruptura das fibras (NAIR *et al.*, 2013). Os mecanismos de fratura atuantes no Estágio 1, bem como a formação do cone, do Estágio 2, estão mais detalhadamente esquematizados na Figura 21(a).

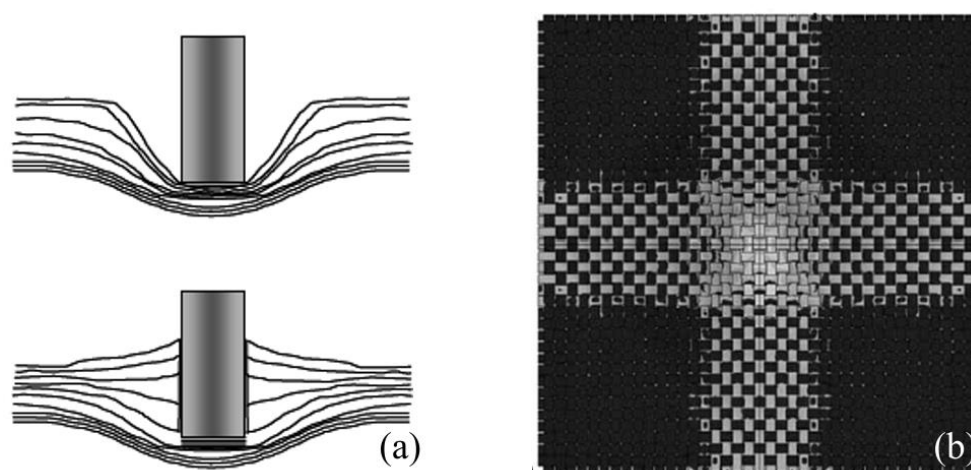


Figura 21 – (a) Rompimento das fibras das primeiras camadas do compósito devido ao movimento rotatório do projétil e formação do cone, (b) Imagem de placa balística após impacto (CHEESEMAM & BOGETTI, 2003).

No Estágio 3, Figura 20(f), aparecem os últimos mecanismo de falha, sendo estes o arrancamento de material por cisalhamento e pelo atrito fibra/projétil (BHATNAGAR, 2006). O Estágio 3 acaba quando a ponta do projétil atinge a face posterior do alvo, a qual ele ultrapassará, se ainda tiver alguma energia cinética residual (NAIR *et al.*, 2013). Esse último estágio é extremamente dependente da geometria do projétil. Dimeski, Srebrenkoska e Mirceska (DIMESKI *et al.*, 2015) destacam que projéteis com ponta plana cortam a placa através de cisalhamento, arrancando um pedaço do compósito de tamanho equivalente à área da seção reta do projétil, ao passo que projéteis com geometria ogival realizam a perfuração do compósito tensionando as fibras até a fratura das mesmas.

Na Figura 21(b) observa-se um modelo de placa balística pós-impactada de compósito polimérico com reforço de fibras de para-aramida em configuração plana, na qual destacam-se dois conjuntos de fibras ortogonais entre si, as quais apresentam-se em cor esbranquiçada. Essas são chamadas “fibras primárias” e recebem a maior parte da energia cinética associada ao impacto balístico (NAIK & SHRIRAO, 2004). As demais fibras, apresentadas em tom escurecido, são denominadas “fibras secundárias”, sendo sua atuação na absorção de energia tão maior quanto maior for a capacidade da matriz

polimérica de permitir a propagação das ondas mecânicas transversais, isto é, quanto maior for a habilidade da blindagem em responder de forma global ao impacto balístico (NAIK & SHRIRAO, 2004).

Quando a deformação imposta por um impacto balístico excede a resistência da adesão fibra/matriz na região de fibras secundárias, a matriz rompe e a delaminação acontece (TENNYSON & LAMONTAGNE, 2000). Os mecanismos de ruptura da matriz e delaminação são, portanto, interdependentes, isto é, a ruptura da matriz ocorre e, em consequência, as camadas se separam, ocorrendo a delaminação (SHAKTIVESH *et al.*, 2015). A delaminação é um importante mecanismo de dissipação de energia de um ponto local para uma região global, sendo a eficiência desse mecanismo dependente da matriz. Esta deve ter grande capacidade de dispersar radialmente a energia de impacto, mesmo existente em composição reduzida (HEARLE, 2005).

Quando a blindagem é desenvolvida em compósito polimérico e reforço de fibras estruturada em tecidos, fatores como *denier* (CUNNIFF, 1992) e configuração dos tecidos (FIGUCIA, 1982) influenciam na eficiência da blindagem. Cunnif (CUNNIFF, 1992) comparou tecidos com a mesma configuração (no caso, plana), mas com diferentes *denier* (1500 e 1000), de fibras K29 e K129. Esse estudo apontou que tecidos construídos com fibras mais finas (maior *denier*) têm maior eficiência em absorver energia do que aqueles construídos com *denier* mais espessos, ambos comparados sob a mesma densidade de área. Outro estudo, conduzido por Figucia (FIGUCIA, 1982), comparou tecidos de K29 com diferentes configurações (plana, *satin* e *basket*), porém com iguais densidades de área e *deniers*. O tecido plano apresentou maior resistência balística do que os outros dois, tanto nos testes em uma camada, quanto nos testes em múltiplas camadas. Atribuiu-se essa melhor performance à maior estabilidade que esta configuração possui. Gu (GU, 2003), ao estudar mais profundamente o comportamento de compósitos poliméricos com tecidos de estrutura plana e resina termorrígida submetidos a impactos balísticos, desenvolveu um modelo matemático que mostra que essa configuração tende a gerar uma geometria piramidal ao se deformar para absorver a energia do impacto, corroborando a informação de que a configuração plana possui maior estabilidade e simetria. A Figura 22 mostra esse fenômeno.

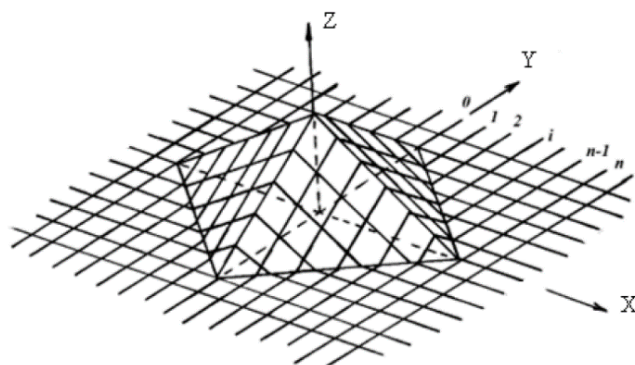


Figura 22 – Deformação em formato piramidal de tecido de configuração plana submetido a impacto balístico (GU, 2003).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

4.1.1 Matriz polimérica

O polietileno de alta densidade (PEAD) foi escolhido como matriz termoplástica por estar no grupo de novas matrizes termoplásticas comumente aplicadas em compósitos poliméricos balísticos e, conjuntamente, por ser um polímero termoplástico barato e de fácil processabilidade (MANO & MENDES, 2004).

O PEAD AC59®, fornecido pela Braskem, foi o polietileno empregado. A Tabela 2 lista algumas propriedades do PEAD AC59 (BRASKEM, 2012).

Tabela 2 – Tabela de propriedades do PEAD AC59, da Braskem

Propriedade	Valor	Unidades
Tensão de escoamento	28	MPa
Elongação no escoamento	11	%
Tensão de ruptura	19	MPa
Elongação na ruptura	2036	%
Módulo de flexão	1180	MPa
Resistência ao Impacto (Izod)	175	J/m
Densidade	0,97	g/cm ³

4.1.2 Nanopartícula

A argila escolhida para ser inserida como nanopartícula no PEAD foi a montmorilonita Cloisite 20A, fornecida pela Southern Clay. Esta é uma argila bentonita organofílica sintetizada por troca de íons empregando o sal quaternário de amônio bis(alquil de sebo hidrogenado) dimetil, tipo de sal que garante afinidade com matriz polimérica termoplástica apolar, como o PEAD (BYK, 2017) .

4.1.3 Tecidos de fibras balística

Para confecção dos compósitos balísticos os seguintes tecidos de fibras foram escolhidos para esse estudo:

- Pré-impregnados de resina fenólica – PVB com reforço de fibras de para-aramida K129 (DuPont): Os pré-impregnados foram escolhidos para o processamento de painéis balístico de referência, isto é, as propriedades mecânicas e balísticas determinadas nesses painéis serão tidas como equivalentes àquelas dos capacetes balísticos. Este material é o mesmo utilizado pela empresa Glágio do Brasil® para processamento dos capacetes balísticos PASGT e ACH, em uso pelas tropas do Exército Brasileiro.
- Tecidos de fibras de aramida K129 (DuPont), não impregnados por resina: Os tecidos de fibras de aramida K129, cedidos pela empresa DuPont, são os mesmos utilizados pela empresa para fabricação dos pré-impregnados. Os compósitos poliméricos com matrizes termoplásticas, portanto, terão o mesmo reforço de fibras de para-aramida do material de referência, o que permite focar o estudo na eficiência das matrizes. Os pré-impregnados e tecidos foram recebidos já cortados em geometria 22 cm x 22 cm

A Tabela 3 apresenta especificações técnicas do tecido e do pré-impregnado de aramida K129, retirados de documentos de especificação técnica da DuPont® (DUPONT, 2015).

Tabela 3 – Propriedades dos tecidos de fibras de aramida (DUPONT, 2015)

Propriedade	Valor	Unidade
Configuração	plana	-
Dernier	2820	g/9000 m
Espessura do tecido (não impregnado)	0,52	mm
Densidade de área (não impregnado)	400	g/m ²
Densidade de área (pré-impregnado)	448	g/m ²

4.2 PROCESSAMENTO DO POLÍMERO NANOESTRUTURADO

Os pellets do nanocompósito PEAD/MMT 3% foram produzidos via intercalação em estado fundido pela mistura e extrusão do PEAD e MMT, em uma extrusora monorosca industrial, modelo ES 35 F-R, da SEIBT® (diâmetro 16 mm, $L_{rosca}/D_{rosca} = 26$), a 40 rpm e 120 °C da zona de alimentação até a zona de dosagem.

4.3 PROCESSAMENTO DOS PAINÉIS BALÍSTICOS

4.3.1 Processamento dos filmes tubulares

Utilizou-se, nesse trabalho, a extrusora modelo ES 35 F-R, da SEIBT®, monorosca, com matriz tipo mandril fixado por 4 cruzetas (cruzeta convencional). A Figura 23(a) é uma foto da extrusora utilizada e Figura 23(b), uma imagem detalhada do balão gerado. Os parâmetros de processamento que foram usados estão resumidos na Tabela 4.



Figura 23 – (a) Extrusora ES 35 F-R, da SEIBT®; (b) Extrusão do filme tubular de PEAD.

As temperaturas aqui utilizadas foram retiradas da especificação técnica da Braskem sobre extrusão de filmes tubulares do PEAD AC59 (BRASKEM, 2012) e de estudos sobre parâmetros de extrusão de filmes tubulares de polietileno de alta densidade (ZHANG *et al.*, 2004, MANRICH, 2005). A Razão de Sopro obtida no processamento atingiu 3,73, dentro da faixa de 3 a 5,5:1 recomendada para PEAD (BAIRD & COLLIAS, 2014, FERREIRA, 2012). A Razão de Estiramento obtida atingiu 4,47. Assim sendo, o

valor obtido de Razão de Conformação foi 0,83, o qual é considerado muito bom para o propósito desses filmes tubulares.

Tabela 4 – Parâmetros de processamento dos filmes tubulares de PEAD e PEAD/MMT 3%.

Parâmetro	Valor		Unidade
Velocidade de rotação da rosca	50		rpm
Geometria de rosca	L _{rosca} /D _{rosca}	32	-
Temperatura na Zona de Alimentação	170		°C
Temperatura na Zona de Compressão	180		°C
Temperatura na Zona de Dosagem	200		°C
Temperatura do filtro	205		°C
Temperatura da matriz	195		°C
Razão de Sopro (RS)	L _B = 23 cm	3,73	-
	D _m = 3,925 cm		
Razão de Estiramento (RE)	E ₀ = 1 mm	4,47	-
	E _f = 0,064 mm		
Razão de Conformação (RC)	0,83		-

4.3.2 Disposição dos filmes tubulares nos tecidos de aramida

Ao término do processamento dos filmes tubulares, a bobinadeira era retirada da extrusora e o produto era desenrolado, para checagem da qualidade do filme. Oscilações no sopro ou no funcionamento do motor dos rolos puxadores podem causar variações no diâmetro e/ou espessura do filme, aumentando ou diminuindo a densidade de área do mesmo (ABDEL-BARY, 2003). Trechos do filme tubular com deformações e variações de diâmetros foram então recortados e descartados do rolo de filme passível de ser aplicado como matriz.

Os trechos de filmes da bobinadeira considerados uniformes e homogêneos foram cortados a cada 22 cm, formando retângulos de 22 cm x L_B (sendo que L_B é a largura do

balão). Cada pedaço de filme tubular cortado era então pesado na balança AC10K[®], sendo aproveitados aqueles que pesassem $6,1 \pm 0,2$ g, podendo compor, dessa forma, duas camadas de matriz termoplástica. A Figura 24(a) compara um filme de PEAD que foi usado no processamento (esquerda) e outro considerado não-homogêneo e, portanto, descartado (direita).

O processo de inserção dos filmes tubulares nos tecidos de aramida foi realizado por encamisamento das camadas de maneira alternada, isto é, dos 24 tecidos que compunham cada painel, 12 eram encamisados. A Figura 24(b), mostra o processo de encamisamento de um tecido, com a alternância de tecidos encamisados.

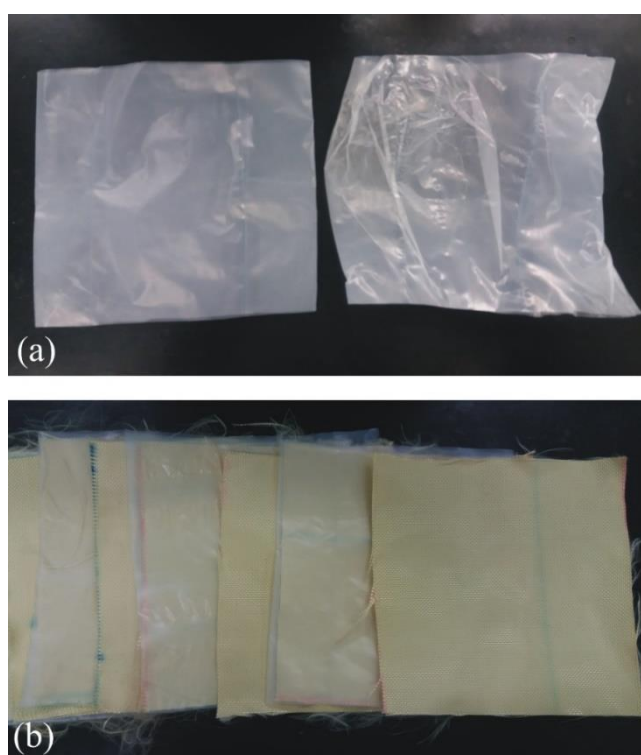


Figura 24 – (a) comparação entre filmes em condições de uso (esquerda) e danificado durante o processamento via extrusão (direita); (b) encamisamento dos tecidos de fibras de aramida.

4.3.3 Processamento dos compósitos balísticos

A Tabela 5 apresenta os valores de área, massa e densidade de área dos painéis balísticos compósitos.

Tabela 5 – Parâmetros de prensagem das placas balísticas.

Materiais do painel balístico	Área média dos painéis (m ²)	Massa média dos painéis (Kg)	Densidade de área média dos painéis (Kg/m ²)	Quantidade de painéis balísticos
K129/fenólica-PVB	0,0471±0,0039	0,5160±0,04	10,97±0,36	10
K129/PEAD	0,0507±0,0014	0,5569±0,01	10,99±0,31	10
K129/PEAD – MMT 3%	0,0502±0,0020	0,5561±0,03	11,00±0,30	10

Na Figura 25(a) observa-se a prensa FKL[®], de 150 Ton, empregada no processamento das diversas placas balísticas. A Figura 25(b), camadas de pré-impregnados empilhadas na prensa e a Figura 25(c), tecidos e filmes termoplásticos empilhados na prensa. Todos os compósitos foram submetidos a pressão constante de $2 \pm 0,25$ MPa, durante 75 minutos, sob uma temperatura constante de 165° C. Em todos os painéis, o resfriamento ocorreu sob pressão, através de passagem de água corrente pelo interior das placas da prensa. Duas folhas de compósito de matriz Teflon[®] com reforço de fibra de vidro foram acondicionadas entre as placas metálicas da prensa e os painéis a serem prensados, de modo que as amostras não aderissem às placas metálicas durante o processamento. O tempo total médio de resfriamento foi de $70 \pm 4,3$ minutos. Os parâmetros de processamento acima especificados foram retirados de pesquisas científicas na área de capacetes balísticos (WALSH *et al.*, 2005, FREITAS *et al.*, 2014, FOLGAR *et al.*, 2007, VARGAS-GONZALEZ *et al.*, 2011a), bem como da norma norte-americana MIL-STD 42474 F (DOD, 2007). Destaca-se que esses parâmetros são comumente empregados no processamento do compósito balístico K129/fenólica-PVB, tendo sido resolvido mantê-los também para os compósitos de matrizes termoplásticas, K129/PEAD e K129/PEAD-MMT 3%, mantendo somente as matrizes como critérios de comparação dos resultados.

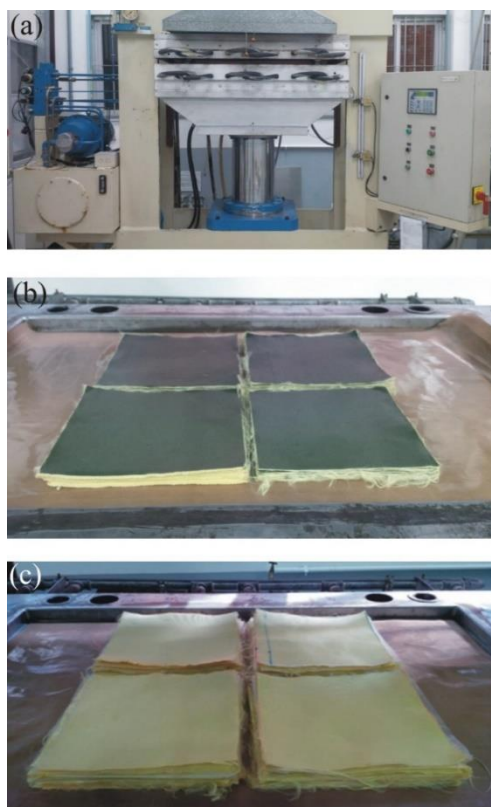


Figura 25 – (a) Prensa FKL[®] 150 Ton; (b) Camadas de pré-impregnados empilhadas prontas para a prensagem, (c) Camadas de tecidos e filmes intercalados prontos para prensagem.

Cada painel balístico, após processamento, foi pesado em balança AC 10K, registrando o valor até a segunda casa decimal. Em seguida, as dimensões foram medidas utilizando uma trena de 5m. Devido a algumas imperfeições no alinhamento dos tecidos, foram realizadas cinco medidas, tanto no sentido horizontal quanto vertical, considerando-se o valor de cada lado do painel a média das respectivas cinco medidas daquele eixo. O valor médio de densidade de área de cada um dos compósitos desenvolvidos foi obtido dividindo, para cada painel, o valor de sua massa pelo valor do produto das médias dos seus lados.

4.3.4 Corte de amostras compósitas

Duas placas de cada compósito foram selecionadas para corte de amostras para ensaios mecânicos, utilizando o método de jato d'água. Os cortes foram realizados pelo equipamento Flow WaterJet[®]. As dimensões geométricas de cada grupo de amostras, bem como a norma usada, serão especificadas à medida que forem apresentados os respectivos ensaios para os quais elas foram designadas. A Figura 26 apresenta um painel balístico posicionado para corte.

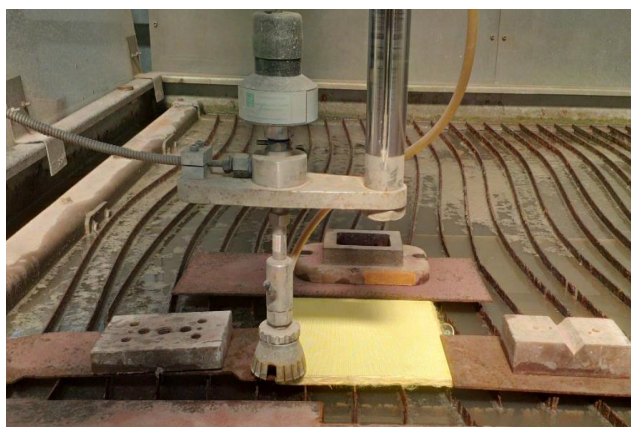


Figura 26 - Placa balística em posição de corte.

Logo após o corte, as amostras eram retiradas dos painéis balísticos e levadas para uma câmara climática Thermotron®, sendo lá mantidas em condições controladas de temperatura (25° C) e umidade (25% UR). Devido à sensibilidade da fibra de para-aramida aos raios solares e umidade, as amostras e placas balísticas permaneceram acondicionadas no interior da câmara climática, protegidas da luz solar, até o momento em que seriam utilizadas nos ensaios mecânicos e balísticos, visando evitar degradação.

Escolheu-se, de cada painel, cinco amostras aleatórias para realizar controle diário de massa, realizando-se esse procedimento em balança Shimadzu®, com 4 casas decimais de precisão. As amostras foram consideradas secas e, portanto, pronta para os ensaios, quando a diferença entre a massa do dia e a massa do dia anterior era inferior a 1%. A Figura 27(a) mostra a câmara climática que foi utilizada, enquanto a Figura 27(b) mostra a disposição das amostras em seu interior.



Figura 27 – (a) Câmara climática Thermotron®; (b) Amostras já cortadas acondicionadas no interior da câmara climática.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DAS MATRIZES TERMOPLÁSTICAS

Nesse trabalho serão investigadas as propriedades morfológicas, térmicas e mecânicas dos filmes termoplásticos que serão empregados como matriz. A matriz fenólica-PVB, empregada no capacete balístico atual, não foi fornecida separadamente do pré-impregnado. Não será, portanto, investigada nesse estudo.

4.4.1 Espectroscopia na região do infravermelho (FTIR)

A espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) foi realizada na região entre 4000 cm^{-1} e 525 cm^{-1} . Os espectros em absorbância foram obtidos com resolução de 2 cm^{-1} e 64 varreduras em cada ensaio. Para tanto, utilizou-se o espectrômetro ThermoScientific®, modelo Nicolet i50, aplicando-se a técnica de Refletância Total Atenuada (ATR).

4.4.2 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

Um calorímetro diferencial de varredura PerkinElmer DSC800®, equipado com um padrão PerkinElmer Intracooler II® e calibrado com Índio de alta pureza foi utilizado para os ensaios em DSC. Todas as análises foram realizadas sob atmosfera de nitrogênio. Para cristalizações não-isotérmicas do material fundido, cerca de 2 mg de amostras foram pesadas com precisão no recipiente de alumínio em uma microbalança PerkinElmer AD 6000®. Primeiramente, as amostras foram aquecidas de 20 a 180°C, mantidas por 5 min e, em seguida, resfriadas a 20 °C, a taxas constantes de resfriamento de 2,5, 10, 20 e 40 °C/min. Em seguida, foram realizadas varreduras de aquecimento nas taxas de 2,5, 10, 20 e 40 °C/min de 20 a 180°C.

Os parâmetros de cristalização não-isotérmicos foram obtidos com o software Pyris® da Perkin Elmer: temperatura de início da cristalização, T_o , pico de temperatura exotérmica de cristalização, T_p , e entalpia durante a cristalização, ΔH_c . Obteve-se também, a partir do segundo aquecimento, a temperatura de pico de fusão, T_m .

4.4.3 Espalhamento de raio-X a baixo ângulo (SAXS)

Os experimentos de espalhamento de raio-X a baixo ângulo (SAXS) foram executados no Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS, Campinas, Brasil). O comprimento da onda monocromática empregada foi 1,54 Å. Os dados obtidos foram corrigidos para a intensidade de espalhamento parasita produzida pelas fendas de colimação, para a sensibilidade não constante da posição do detector de raio-X, para a variação da intensidade com o tempo do feixe direto síncrotron e para as diferenças entre as espessuras de amostra. Para investigar os filmes poliméricos nanoestruturados, o porta-amostra para filmes foi empregado. As medidas em SAXS foram desenvolvidas utilizando o detector Pilatus 300K (Desctris). Durante as medidas, 2 distâncias de detectores de amostras foram empregadas: Distância A, 3075 mm, e Distância B, 878,45 mm.

4.4.4 Ensaio de tração uniaxial

Testes de tração quase-estática foram realizados empregando a norma ASTM D 882–12 (ASTM, 2012b) em uma máquina de teste universal (modelo INSTRON® Dual Column Testing Systems 5969). De acordo com esta norma, a Tensão de Escoamento (σ_e), a Tensão de Ruptura (σ_u) e a Tenacidade (U) dos filmes de PEAD e PEAD/MMT

3% foram medidas usando espaço entre garras de 50 mm e uma velocidade de ensaio de 500 mm/min. O Módulo de Young (E), por sua vez, foi obtido a uma velocidade de ensaio de 25 mm/min e empregando um espaço entre garras de 250 mm. Quanto às dimensões das amostras, empregou-se filmes retangulares de 300 mm x 25 mm para medidas E e de 100 mm x 25 mm para medidas de σ_e , σ_u e U. Em cada um dos casos, 5 amostras de cada material. Para verificar a homogeneidade das propriedades de tração em ambas as direções, as amostras foram cortadas tanto na direção da máquina (DM), como na direção transversal (DT).

4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS COMPÓSITOS

4.5.1 Macrografia em estereoscópio

Macrografias dos compósitos foram obtidas através de estereoscópio SZX16®, da Olympus, buscando avaliar a qualidade do processamento realizado. Para tal, foram cortadas amostras de 60 mm de comprimento por 20 mm de largura de cada compósito por 10,5 mm de espessura, sendo esta a espessura média das placas balísticas.

4.5.2 Ensaio de flexão 3-pontos

O ensaio de flexão é comumente aplicado em caracterização de materiais compósitos poliméricos laminados, uma vez que a amostra sofre esforços simultâneos de tração e compressão, sendo, portanto, um teste indicado para avaliar um comportamento global desses materiais (ROBINSON & HODGKINSON, 2000). Os ensaios de flexão realizados nesse trabalho seguiram a norma ASTM D790 – 12 (ASTM, 2012a). O teste foi utilizado para obter o comportamento gráfico de Tensão de Flexão vs. Deformação de Flexão, $\sigma_{\text{flexão}}(\text{MPa})$ vs. $\varepsilon_{\text{flexão}}(\%)$, e determinar as Máximas Tensões de Flexão, S, e os Módulos de Flexão, $E_{\text{flexão}}$. Para tal, aplicou-se o Procedimento B da norma, destinado a amostras que não sofrem fratura durante o ensaio. O referido procedimento determina que a amostra seja testada até uma deformação máxima de 5 %, encerrando o teste.

As Máximas Tensões de Flexão, S, são calculadas empregando a Equação 1:

$$S = \frac{3PL}{2wh^2} \quad 1$$

em que P é a força aplicada no ponto de deflexão, L é o espaçamento entre os apoios inferiores, w é a largura e h a espessura. Os valores de Módulos de Flexão são obtidos através da Equação 2:

$$E_{\text{flexão}} = \frac{L^3 \alpha}{4wh^3} \quad 2$$

sendo α o ângulo que a reta secante (a qual parte da origem e encontra a tensão de flexão correspondente a 1% de deformação) ao gráfico Tensão de Flexão ($\sigma_{\text{flexão}}$) vs. Deformação de Flexão ($\epsilon_{\text{flexão}}$) faz com o eixo das abcissas.

Em ensaios de flexão 3-pontos aplicados a compósitos poliméricos, a ASTM D 790 – 2012 (ASTM, 2012a) prevê que se utilize uma razão “espaço entre apoios/espessura” igual a 16. Dado que a espessura média das amostras é 10,5 mm, fixou-se uma distância entre os apoios inferiores de 168 mm.

Outra imposição da norma ASTM D790 – 12 (ASTM, 2012a) é que a amostra tenha comprimento 20% maior do que a distância entre os apoios inferiores, L . Sendo assim, foram utilizadas amostras com 200 mm de comprimento, 13 mm de largura e 10,5 mm de espessura. A Figura 28 exibe uma imagem com uma amostra de cada compósito a ser testado. Utilizou-se 5 amostras de cada compósito balístico, as quais foram testadas a uma taxa igual a 1 mm/min.



Figura 28 – Amostras para o ensaio de flexão 3-pontos.

4.5.3 Ensaio de resistência *Short Beam*

O ensaio de resistência *Short Beam* é um teste de flexão 3-pontos específico, no qual o comprimento da amostra é pequeno. Este ensaio é aplicado em materiais compósitos com a intenção de quantificar a resistência entre camadas (LEIF *et al.*, 2014). Ele é comumente executado em compósitos poliméricos considerados homogêneos, isto é, que têm as suas propriedades elásticas balanceadas e simétricas em relação ao eixo longitudinal (ROBINSON & HODGKINSON, 2000). Para aplicação deste teste em

compósitos poliméricos com reforço de tecido de fibras, é necessário que, pelo menos, 10% do volume de fibras estejam na direção do eixo que liga os dois apoios inferiores (CHAWLA, 2012).

Os compósitos desenvolvidos nesse trabalho preenchem esses requisitos devido à configuração plana dos tecidos de fibra de aramida neles utilizados, o que garante balanceamento, simetria e, ao menos, 50% do volume de fibras no eixo dos apoios inferiores. A norma utilizada para esse ensaio é a ASTM D2344 – 16 (ASTM, 2016). A Resistência *Short Beam* é calculada através da Equação 3:

$$F^{rsb}=0,75 \frac{P_{\max}}{wh} \quad 3$$

em que $P_{\max}$ é a carga máxima sofrida pela amostra, w é a largura e h , a espessura. O $P_{\max}$ é obtido observando o ponto máximo no eixo y do gráfico de Força vs Deslocamento, $P(N)$ vs. $\delta(mm)$, obtido através do ensaio.

A referida norma também impõe configuração geométrica da amostra como função da espessura, em que o comprimento deve ser 6 vezes o valor daquela, enquanto a largura, 2 vezes. Para a realização do ensaio de flexão 3-pontos, a razão espaço entre apoios/espessura deve ser igual a 4. Dado que a espessura média dos compósitos poliméricos aqui testados é 10,5 mm, as amostras foram cortadas em dimensões equivalentes a 63 mm de comprimento por 21 mm de largura. O espaçamento entre apoios inferiores utilizado foi 42 mm.

A Figura 29 é uma imagem de uma amostra de cada compósito. Foram empregadas em ensaio 5 amostras de cada compósito balístico, as quais foram testadas a uma taxa igual a 1 mm/min.

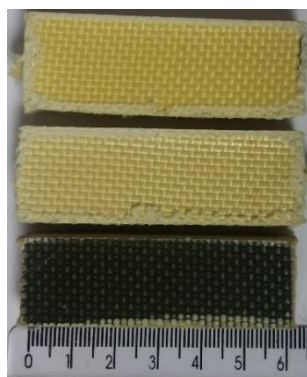


Figura 29 - Amostras para ensaios de resistência *Short Beam*.

4.5.4 Ensaio de arrancamento de camada (*T-Peel Test*)

O ensaio de arrancamento de camada, ou *T-Peel Test*, tem como principal propósito medir a resistência do compósito à delaminação, avaliando a capacidade da matriz polimérica de manter a adesão entre camadas adjacentes (TANOGLU & SEYHAN, 2003, MOORE, 2008). Nesse ensaio busca-se observar no gráfico de Resistência ao Arrancamento vs. Deslocamento, $T(F/m)$ vs $\delta(mm)$, a Resistência Média ao Arrancamento, $T_{médio}$, na interface. A Figura 30(a) mostra um desenho esquemático do teste, onde as extremidades não ligadas de ambas camadas são separadas em 180° , enquanto a extremidade ligada do laminado é deixada livre.

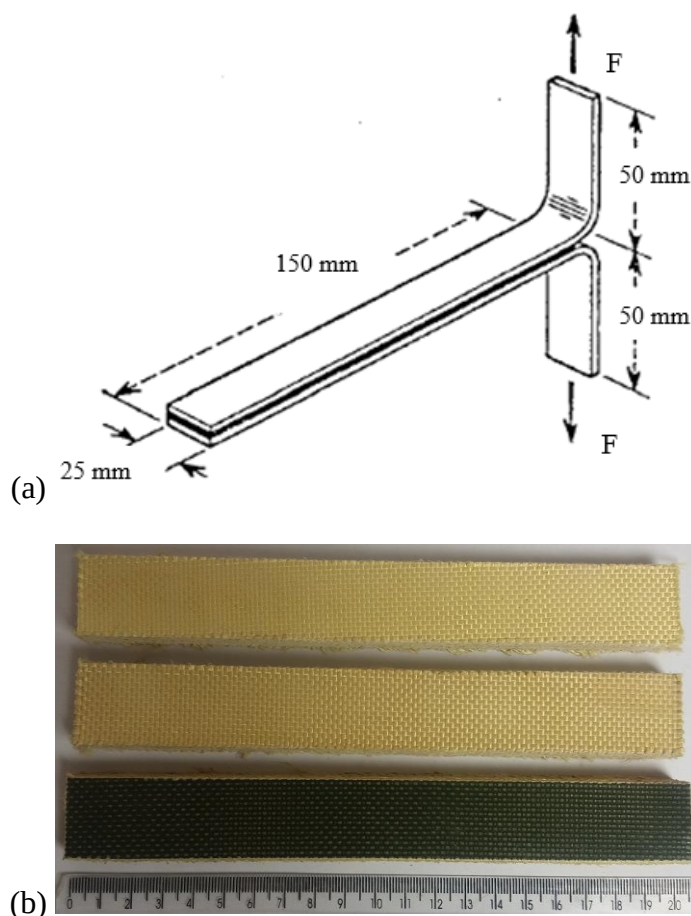


Figura 30 – (a) Desenho esquemático do ensaio (ASTM, 2015); (b) Amostras para o ensaio.

Para realizar o ensaio, empregou-se como referência a norma ASTM D1876-15 (ASTM, 2015). O equipamento INSTRON[®] 5969, em aparato de tração, foi usado para realizar o ensaio; 5 amostras para cada compósito. A referida norma propõe amostra com 152 mm de largura e 305 mm de comprimento, em velocidade de teste 254 mm/min. Devido ao fato de os painéis balísticos compósitos terem dimensões médias de 220 mm

x 220 mm, utilizou-se geometria de 200 mm de comprimento por 25 mm de largura, em velocidade de teste 100 mm/min. A Figura 30(b) apresenta uma imagem das amostras.

4.5.5 Ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson

Vaidya (VAIDYA, 2011) destaca que o ensaio mecânico a ser escolhido para estudar o comportamento dinâmico do compósito polimérico a ser empregado em blindagem deve ser capaz de impor taxas de deformação próximas a de um impacto balístico. As munições de armas de pequeno porte (revólver e pistola), bem como fragmentos de granadas, quando atingem seus alvos, os submetem a taxas de deformações próximas a 10^4 s^{-1} , sendo que estes armamentos são as principais ameaças a blindagens individuais (capacetes e coletes balísticos) (CROUCH, 2017).

Dentro dessa perspectiva, Gray III (GRAY III, 2000) afirma que o ensaio compressivo dinâmico de compósito polimérico balístico em Barra de Hopkinson é o melhor e mais indicado para um estudo detalhado da resposta dinâmica do material, sendo esse o equipamento de maior uso para ensaios de compósitos poliméricos de Defesa, uma vez que é robusto e tem grande capacidade para atingir esforços compressivos uniaxiais em regime constante.

A Barra de Hopkinson é um equipamento de caracterização mecânica utilizado para ensaios de compressão dinâmica com o intuito de investigar a resposta do material quando submetido a altas taxas de deformação ($10^2 - 10^4 \text{ s}^{-1}$) (MEYERS, 1994). É composta de um sistema de propulsão, um impactador, uma barra incidente e uma barra de transmissão. O impactador, impulsionado a frente pelo grande volume de gás liberado de forma instantânea do sistema de propulsão, atinge a extremidade da barra incidente. A onda elástica se propaga pela barra e atinge a amostra, a qual é comprimida entre as barras incidente e de transmissão (NAIK *et al.*, 2014). A Figura 31 mostra um esquema com os nomes dos principais componentes da Barra de Hopkinson.

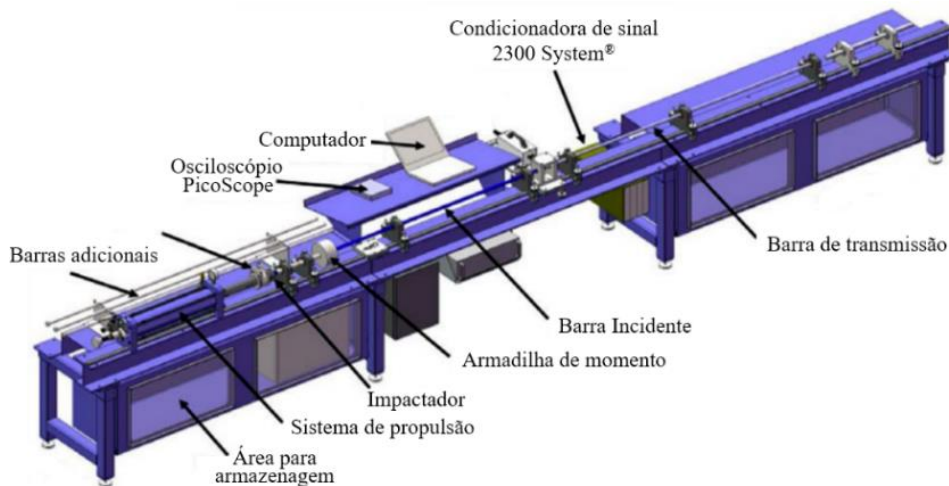


Figura 31 - Barra Dividida de Hopkinson (adaptado de VAIDYA, 2011).

As amplitudes dos pulsos são capturadas por dois *strain gages*, os quais são instalados ao centro do comprimento de cada uma das duas barras do equipamento. O modelo matemático utilizado para obter os valores de tensão de compressão, deformação e taxa de deformação, todos como função do tempo, foram desenvolvidos baseado em determinadas condições que serão agora apresentadas (CHEN & SONG, 2011, MEYERS, 1994, GAMA *et al.*, 2004, FIELD *et al.*, 2004, REN *et al.*, 2004):

- As barras incidente, de transmissão e o impactador devem ter o mesmo diâmetro e serem do mesmo material, sendo este homogêneo e isotrópico. As barras incidente e de transmissão devem ter o mesmo comprimento. Durante os impactos, elas devem permanecer no regime elástico.
- A propagação de ondas mecânicas nas barras incidente e de transmissão é considerada unidimensional. O modelo de propagação de ondas unidimensionais em barras foi desenvolvido considerando meio sólido semi-infinito. Como na prática isso não é possível, o equipamento deve ter barras incidente e de transmissão suficientemente longas para garantir a propagação predominantemente unidimensional de ondas. Isso é obtido ao garantir que a razão comprimento/diâmetro das barras seja no mínimo igual a 20.
- As interfaces barra incidente/amostra e amostra/barra de transmissão devem ser perfeitamente planas, havendo o contato pleno entre a amostra e as barras.

- Os materiais da amostra e das barras devem ter impedância mecânica próximas. Essa, por sua vez, é o produto entre densidade e a velocidade de propagação da amostra, Equação 4.

$$Z = \rho C \quad 4$$

- O material da amostra não pode ser compressível, ou seja, a densidade do material não pode variar com o impacto.
- O ensaio deve ocorrer em equilíbrio de tensões, isto é, a tensão aplicada na interface barra incidente/amostra deve ser convergente com a tensão gerada na interface amostra/barra de transmissão.
- A taxa de deformação a qual cada amostra é submetida deve ser constante, isto é, não pode variar com a deformação da amostra.
- A amostra deve possuir geometria que minimize fricção interfacial e efeitos de inércia, uma vez que esses fenômenos geram propagação de ondas bi e/ou tridimensionais.

Garantidas as condições acima expostas, variações médias de tensão de compressão, σ_s , de deformação, ε_s , e de taxa de deformação, ε' , são obtidos, utilizando os sinais dos *strain gages*, através das Equações 5,6 e 7 (CHEN & SONG, 2011):

$$\sigma_s = \frac{EA}{A_s}(\varepsilon_T) \quad 5$$

$$\varepsilon_s = -\frac{2C_B}{L} \int_0^L \varepsilon_R dt \quad 6$$

$$\varepsilon' = -\frac{2C_B}{L}(\varepsilon_R) \quad 7$$

Acima, E é o módulo de elasticidade do material das barras, A_s é área da seção transversal da amostra, A é a área da seção transversal das barras, C_b é a velocidade de propagação de ondas mecânicas nas barras e L é a espessura da amostra. Os

valores ε_R e ε_T representam, respectivamente, os valores dos pulsos refletido e transmitido

Os ensaios compressivos dinâmicos das amostras de compósitos balísticos foram realizados em um equipamento da empresa Rel Inc[®], equipado com o osciloscópio, PicoScope 5000 Series[®], da Pico Technology, e um sistema de amplificação de sinal 2300 System[®], da Vishay Micro-Measurements.

Utilizou-se impactador e barras cilíndricas de liga de alumínio 7075-T6, com o objetivo de manter a impedância mecânica das amostras e das barras o mais próximo possível. O impactador possui comprimento de 406,4 mm de comprimento, enquanto as barras incidentes e de transmissão possuem 1,82 m de comprimento; todos com 19,05 mm de diâmetro.

As amostras dos três compósitos balísticos testados são exibidas na Figura 32. Elas apresentaram espessura na faixa de $10,50 \pm 0,23$ mm e diâmetros de $12,59 \pm 0,18$ mm.

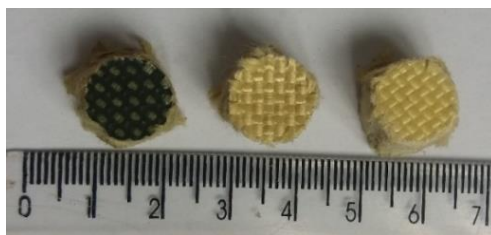


Figura 32 – Amostras dos compósitos poliméricos utilizadas no ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson.

Os parâmetros utilizados nos ensaios estão resumidos na Tabela 6. Os materiais foram submetidos a três taxas de deformação. Calculando a média e desvio padrão das taxas de deformação utilizadas nos três materiais, obteve-se:

- Taxa de deformação $\varepsilon'_1 = 1450,27 \pm 40,3 \text{ s}^{-1}$
- Taxa de deformação $\varepsilon'_2 = 1923,06 \pm 60,08 \text{ s}^{-1}$
- Taxa de deformação $\varepsilon'_3 = 2150 \pm 44,45 \text{ s}^{-1}$

Tabela 6 – Parâmetros de ensaio de compressão dinâmica dos compósitos poliméricos.

Material	Dimensão do impactador (mm)	ε' (s ⁻¹)	Velocidade média do impactador (m/s)	Modelador de pulso (mm)	Quantidade de amostras utilizadas
K129/fenólica – PVB	406,4	1450,27 ± 40,3	16,51 ±0,33	E = 0,9 D = 14	5
		1923,06 ± 60,08	22,64 ±0,31	E = 0,9 D = 16	
		2150 ± 44,45	27,32 ±0,68	E = 1,2 D = 19	
K129/PEAD		1450,27 ± 40,3	17,89 ±0,36	E = 0,9 D = 14	
		1923,06 ± 60,08	23,62 ±0,53	E = 0,9 D = 16	
		2150 ± 44,45	27,78 ±0,33	E = 1,2 D = 19	
K129/PEAD – MMT 3%		1450,27 ± 40,3	18,27 ±0,47	E = 0,9 D = 14	
		1923,06 ± 60,08	24,30 ±1,04	E = 0,9 D = 16	
		2150 ± 44,45	28,31 ±0,50	E = 1,2 D = 19	

Verificou-se que as amostras compósitas de K129/fenólica-PVB sofriam fratura frágil durante os ensaios às duas taxas de deformação superiores, tornando obrigatório o uso dos modeladores de pulso. Os materiais dos modeladores de pulso e os critérios de escolha da geometria deles foram definidos por resultados experimentais prévios.

4.6 CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA DOS COMPÓSITOS

Os ensaios balísticos foram realizados na Linha de Tiro 4 do Centro de Avaliação do Exército, LTIV – CAEx. Utilizou-se provete HPI 9 x 19 mm Figura 33(a); barreiras óticas HPI 4272, separadas por um metro, e um suporte de alvos Figura 33(b). A distância entre a extremidade do provete e o alvo é de 5 metros. Cada placa a ser testada foi fixada por 4 grampos ao suporte de alvos, conforme a Figura 33(c).



Figura 33 – (a) Provete HPI 9 x 19 mm; (b) Conjunto Barreira Ótica HPI 4272 e (c) Placa balística presa ao Suporte de Alvos por quatro grampos metálicos.

A Tabela 7 lista os objetivos dos ensaios balísticos realizados em cada compósito, qual munição foi utilizada e quantas placas de cada compósito foram necessárias para cada teste.

Tabela 7 – Munição utilizada e quantidade de placas necessárias em cada teste balístico.

Objetivo	Munição	Quantidade de placas
Nível de Proteção Balística	9 mm	1
Limite Balístico (V_{50})	FSP calibre .30	3
Deformação Posterior	9 mm	3
Mecanismos de Falha	9 mm	1

Especificamente para os ensaios balísticos voltados para medição das deformações posteriores, o suporte de alvos mostrado na Figura 33(c) foi substituído pela caixa de Plastilina, a qual será posteriormente explanada.

4.6.1 Nível de proteção balística

Para o ensaio de nível de proteção balística nas placas compósitas desenvolvidas nesse trabalho, utilizou-se a norma NBR 15000 (ABNT, 2005), a qual prevê procedimentos para ensaios balísticos em placas balísticas planas. A intenção de realizar esse ensaio é verificar se as placas balísticas processadas nesse trabalho atingiram nível de proteção balística equivalente ou superior ao do capacete balístico comumente adquirido e empregado pelo Exército Brasileiro, de forma que os compósitos aqui desenvolvidos sejam representativos daquele equipamento. Para tanto, o teste desenvolveu-se da seguinte forma: Testou-se uma placa balística com dois tiros, aplicando velocidades próximas a 426 m/s, com distância entre impactos mínima de 51 mm, respeitando o previsto em norma de impactos balísticos em placas (ABNT, 2005). Se o compósito não sofria penetração completa em nenhum dos dois locais de impacto, ele podia seguramente ser considerado como tendo o nível de proteção balística associado àquelas velocidades, sendo este o Nível III-A.

4.6.2 Limite balístico (V_{50})

Os ensaios para definição de limite balístico, V_{50} , seguem uma rotina prática previamente determinada, de modo que seja concluído utilizando o menor número possível de impactos e, portanto, de painéis balísticos. Os seguintes parâmetros, impostos pela LT IV – CAEx, devem ser respeitados nesse ensaio:

- a. A velocidade do primeiro tiro não deve ser aleatória, mas sim baseada em estimativa obtida em pesquisa bibliográfica ou em banco de dados da LT IV – CAEx. Dessa forma, deve-se averiguar os V_{50} de compósitos poliméricos com configurações semelhantes às dos compósitos testado e usar esse valor como primeira velocidade de tiro.
- b. As distâncias entre um impacto e o seguinte, bem como entre um impacto e a borda do painel balístico, devem respeitar o previsto na norma MIL STD 662F (DOD, 1997), respectivamente, 51 mm e 76 mm.
- c. As seguintes quantidades de tiro e faixas de velocidade devem ser respeitadas para o cálculo dos limites balísticos (DOD, 1997):

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

Desse ensaio, dois valores básicos da caracterização de materiais balísticos são obtidos: o limite balístico (V_{50}) e a eficiência balística (E_{fbal}). O primeiro, como já explicado, é calculado através da média de quantidades iguais de impactos com penetrações completa e parcial, dentro de uma faixa de velocidade determinada. A segunda é calculada através da Equação 8 (ANCTIL *et al.*, 2014):

$$E_{fbal} = \frac{V_{50}}{\rho_{\text{área}}} \quad 8$$

sendo $\rho_{\text{área}}$ a densidade de área do painel. Essa propriedade é a mais adequada para realizar a comparação de painéis balísticos de diferentes materiais (BHATNAGAR, 2006, FREITAS *et al.*, 2014).

4.6.3 Deformação posterior

Para a realização das medidas de deformação posterior, o dispositivo apresentado nas Figura 33(c) sofre modificações, uma vez que o alvo deve ser acondicionado à superfície de uma caixa repleta de massa de argila Plastilina, na qual ficará moldada a deformação posterior da placa. Para esse trabalho, foi utilizada uma Plastilina nacional da marca CorFix®, Figura 34(a).

Para a preparação da caixa de Plastilina, 90 quilogramas foram aquecidos a 40° C, durante 2 horas, em um forno FORAN®, da LT IV – CAEx; Figura 34(b), visando facilitar a sua moldagem na caixa. Findo esse período, os primeiros cilindros de Plastilina são acondicionados em uma caixa metálica até completar a primeira camada, sendo posteriormente martelados até adquirirem um formato plano; ao que se segue uma repetição do processo, Figura 34(c). Após o último grupo de cilindros de argila serem preparados na caixa metálica, passasse um instrumento de corte na face aberta, retirando

o excesso de Plastilina, deixando a face aberta da caixa perfeitamente plana, Figura 34(d), na qual serão encostados os painéis a serem testado.



Figura 34 – (a) Argila Plastilina marca CorFix®; (b) Aquecimento pré-moldagem dos cilindros de argila; (c) Disposição dos cilindros de argila pré-aquecidos na caixa metálica e martelamento; (d) Ajuste da superfície exposta da caixa de plastilina com instrumento de corte (O Autor, 2019).

Quando a placa balística impede a passagem do projétil, parte considerável da energia advinda do tiro é absorvida pela blindagem, enquanto o restante passa para a parte traseira da placa, deformando a argila (KARAHAN *et al.*, 2008). A relação descrita acima pode ser expressa pela Equação 9:

$$E_{abs} = E_{tiro} - E_{argila} \quad 9$$

sendo E_{abs} a energia absorvida pelo compósito balístico, E_{tiro} a energia aplicada pelo impacto balístico e E_{argila} a energia que ultrapassou a placa balística e foi absorvida pela Plastilina (no caso de uso em combate, o impacto que o corpo humano receberá). A energia aplicada pelo impacto balístico calcula-se pela fórmula de energia cinética, Equação 10:

$$E_{tiro} = (MV^2)/2 \quad 10$$

em que M representa a massa do projétil, sendo 8 gramas a do projétil 9 mm, e V, a velocidade, a qual é medida pelas barreiras óticas ligadas ao cronógrafo.

Magrini (MAGRINI, 2010) propôs uma forma de quantificar o valor da energia absorvida pela deformação posterior utilizando o volume do vazio gerado e a densidade da Plastilina. Seguindo esse modelo, a energia cinética absorvida pela argila é expressa através da mesma fórmula que E_{tiro} , sendo que M representa a massa do cone formado na argila, e V a velocidade da munição. A massa, por sua vez, é calculada através do produto entre o volume de deformação posterior indentado na argila e sua densidade. A fórmula que a representa é a Equação 11:

$$M = \pi r^2 h \rho \quad 11$$

sendo r o raio e h a profundidade do cone (e, portanto, a deformação posterior propriamente dita); ρ a densidade da argila, sendo $1,013 \text{ g/cm}^3$ para a CorFix®.

Obtendo os valores de V_{50} e de deformação posterior, é possível calcular a razão R. Este é a razão entre V_{50} e deformação posterior, representado em uma propriedade o objetivo desse estudo, uma vez que será tão melhor quanto maior for o limite balístico e menor a deformação posterior do compósito polimérico testado, Equação 12 (ZHANG *et al.*, 2015, VARGAS-GONZALEZ & GURGANUS, 2015):

$$R = \frac{V_{50}}{\text{Deformação Posterior}} \quad 12$$

4.6.4 Avaliação dos mecanismos de falha

Para avaliação dos mecanismos de falha, uma placa de cada compósito será submetida a único impacto balístico, em região central, a velocidade de tiro correspondente a 90% daquela do Nível de Proteção Balística III-A. Tal procedimento garante que a placa não sofrerá penetração completa pela munição, permitindo investigar como atua a blindagem no caso em que a mesma é efetiva. Uma placa balística de cada compósito estudado foi submetida a aquisição de imagens via fotografia e microscópio eletrônico de varredura (MEV). O objetivo ao obter e analisar imagens fotográficas é entender o comportamento mecânicos das blindagens submetidas a impacto balístico, comparando os mecanismos de falha atuantes em cada compósito (GREENHALGH *et*

al., 2013, ALIL *et al.*, 2018). As imagens de MEV, por sua vez, auxiliam na realização de estudos detalhados da interação fibra/matriz e dos modos de falha das fibras (NAYAK *et al.*, 2014)

Para as fotografias, empregou-se câmera fotográfica EOS®, Canon, em estação de fotografia. Para a análise microscópica foi utilizado o MEV TESCAN, modelo VEGA3®. Com o intuito de possibilitar a aquisição de imagens em MEV foi necessário realizar as análises em baixo vácuo.

4.7 ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos em propriedades mecânicas e balísticas dos compósitos poliméricos desenvolvidos nesse estudo foram submetidos a análises estatísticas empregando dois modelos: Análise de Variância (ANOVA Um fator) e Teste de Tukey. Para a realização dos ensaios, foram empregados os softwares Microsoft Excel 2016 e PAST.

A ANOVA, empregando o teste F, apura se há diferenças relevante entre as médias das propriedades analisadas. O nível de significância usado em todas as avaliações é de 5%. A Tabela 8 apresenta os parâmetros empregados. Quando o valor-P for inferior a 0,05 (significância) e F for superior ao F crítico concluiu-se que H_0 , a hipótese de que eram iguais as médias dos valores da propriedade verificada, não é válida.

Tabela 8 - Tabela modelo da análise estatística ANOVA Um fator empregada.

Tabela 6 – Tabela modelo da análise estatística ANOVA em fator empregada.						
PARÂMETROS						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
K129/fenólic a-PVB						
K129/PEAD						
K129/PEAD -MMT 3%						
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos						
Dentro dos grupos						
Total						

em que SQ é a Soma dos Quadrados, gl, graus de liberdade (Contagem – 1), MQ, Média dos Quadrados e, por fim, F, o qual é a razão entre MQ Entre grupos e MQ Dentro dos grupos.

Rejeitada a hipótese de médias iguais, H_0 , pode-se afirmar, com 5% de significância, que há médias da propriedade avaliada que são estatisticamente diferentes. A análise, contudo, não fornece comparação 2 a 2 entre os compósitos balísticos desenvolvidos. Para tanto, nesse estudo, empregou-se o Teste de Tukey. Esse teste calcula a diferença mínima significativa (D.M.S) que deve haver entre duas médias para que elas sejam diferentes ao nível de significância 5%. Na Tabela 9, apresentasse o modelo a ser usado, em que os 3 compósitos são comparados 2 a 2.

Tabela 9 - Tabela modelo do Teste de Tukey.

	K129/fenólica-PVB	K129/PEAD	K129/PEAD-MMT 3%
K129/fenólica-PVB			
K129/PEAD			
K129/PEAD-MMT 3%			

A Equação 13 apresenta o cálculo empregado nesse teste.

$$D.M.S = q \cdot \sqrt{\frac{QM_{\text{Entre grupos}}}{\text{Contagem}}} \quad 13$$

Em que q é amplitude total Studentizada, sendo função do grau de liberdade (gl).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÕES DAS MATRIZES TERMOPLÁSTICAS

5.1.1 Espectroscopia na região do infravermelho (FTIR)

A Figura 35 apresenta os espectrogramas das matrizes termoplásticas estudadas nesse trabalho. Verifica-se, nos dois materiais, bandas características de estiramento e deformação do grupo funcional CH_2 , sendo estas: 2920 cm^{-1} e 2845 cm^{-1} , correspondentes aos estiramentos assimétrico e simétrico, respectivamente; 1462 cm^{-1} e 718 cm^{-1} , compatíveis com as deformações tesoura e *rocking*, respectivamente (SILVERSTEIN, 2005, STUART, 2004). Ao passo que a matriz PEAD é coerentemente definido por essas bandas, o nanocompósito PEAD/MMT 3% apresenta, além dessas, uma banda larga e de média intensidade em 1060 cm^{-1} , a qual coincide com estiramento do grupo funcional Si-O-Si, sendo, portanto, possível afirmar que estão presentes nesse material ligações químicas entre polímero e nanoargila (AZIZI *et al.*, 2010, COATES, 2000, YUAN *et al.*, 2008). Devido a intensidade do pico em 1060 cm^{-1} observou-se, portanto, incorporação da nanopartícula no filme PEAD/MMT -3%.

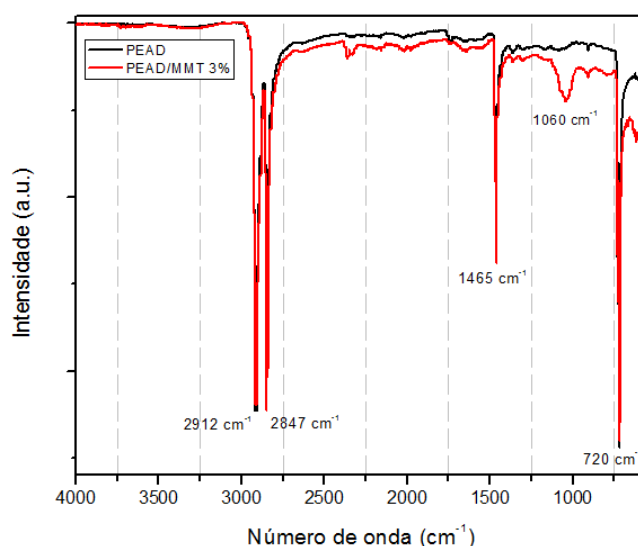


Figura 35 – Espectrograma de FTIR das matrizes termoplásticas.

5.1.2 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

A Figura 36(a) e Figura 36(b) apresentam as curvas exotérmicas de cristalização do PEAD e PEAD/MMT 3%, respectivamente, a várias taxas de resfriamento.

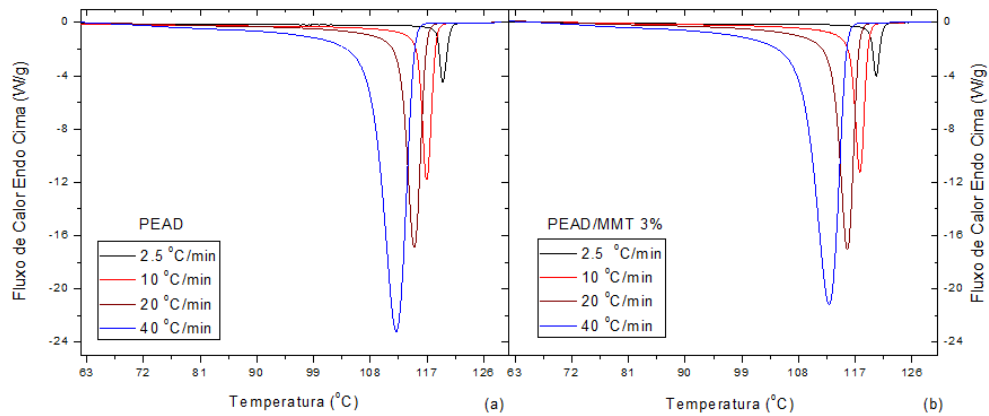


Figura 36 – Curvas de DSC não-isotérmicas da cristalização de (a) PEAD e (b) PEAD/MMT 3%

O grau de cristalinidade relativa, X_T , pode ser descrito como função da temperatura, T , como mostra a Equação 13.

$$X_T = \int_{T_0}^T (dH_c/dT)dT / \int_{T_0}^{T_\infty} (dH_c/dT)dT \quad 13$$

em que T_0 e T_∞ são as temperaturas de início de cristalização e de 100% de cristalização, respectivamente, e H_c é a entalpia de cristalização. A escala de temperatura T pode ser transformada em escala de tempo, definindo $t = (T_0 - T)/\phi$. Os gráficos de Cristalinidade Relativa (X_T) vs Temperatura ($^{\circ}\text{C}$) e Cristalinidade Relativa (X_T) vs tempo (min) são apresentados na Figura 37.

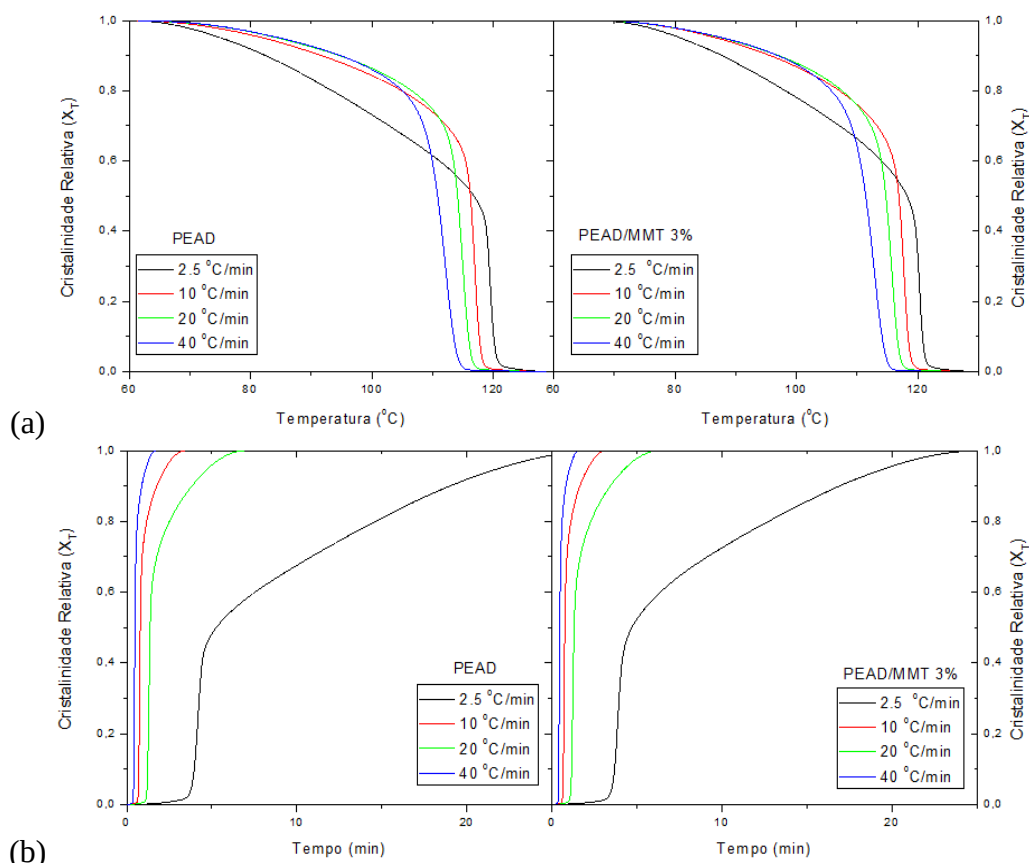


Figura 37 - Cristalinidade relativa (X_T) com a cristalização de PEAD e PEAD/MMT-3% como função de (a) temperatura e (b) tempo.

A Tabela 10 sumariza os resultados obtidos pelos termogramas de DSC. Em quaisquer dos casos, como o processo de cristalização foi controlado pela taxa de nucleação, a T_p decresceu com o aumento da taxa de resfriamento. Em todas as taxas de resfriamento, a incorporação de MMT levou a um menor crescimento de T_0 ou T_p , além de uma discreta redução de ΔH_c .

Neste trabalho, dois modelos de estudo do processo de cristalização de polímeros em regime não-isotérmico foram empregados: Avrami e Kissinger. Normalmente a equação de Avrami é empregada para descrever a cristalização de um polímero sob condições isotérmicas. No entanto, uma equação de Avrami modificada pode ser aplicada para estudo da cinética de cristalização, Equação 14.

$$X_t = 1 - \exp(-Z_t t^n) \quad 14$$

em que n é o expoente de Avrami e Z_T é a taxa de cristalização. Nesse caso, n é a constante que prevê o mecanismo de cristalização, o qual por sua vez depende do tipo de nucleação e crescimento. A taxa de nucleação e crescimento são descritas pela constante

Z_T . Para cristalização não isotérmica, dado que a temperatura varia com o tempo, afetando as taxas de nucleação e crescimento, os parâmetros de Avrami não têm significado físico. Dessa forma, os dois parâmetros, n e Z_T , podem ser estimados através do gráfico $\log[-\ln(1 - X_t)]$ vs $\log t$. Quando o modelo é ajustável aos dados, uma linha reta é obtida na região de baixo grau de cristalinidade. A Figura 38 apresenta esses gráficos.

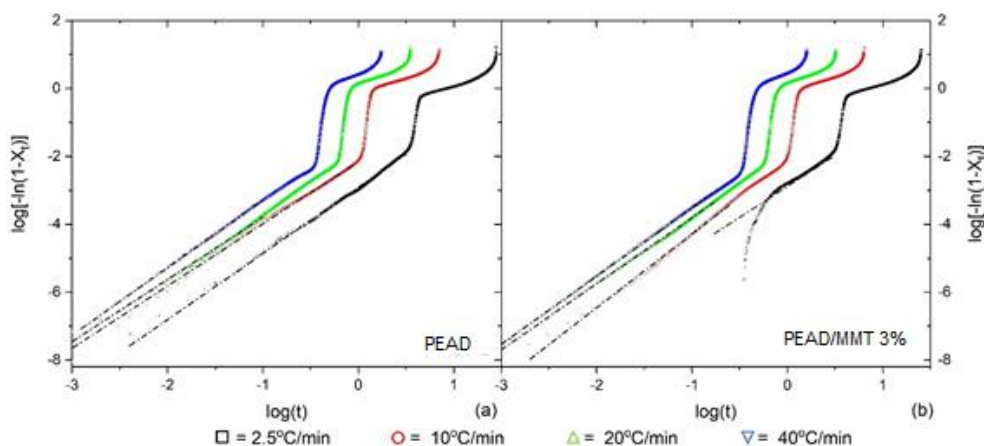


Figura 38 – Gráficos do modelo de Avrami para cristalização não-isotérmica para a) PEAD e b) PEAD/MMT 3%

É possível observar que cada gráfico, de cada taxa de aquecimento, é caracterizado por três regiões lineares. Como a cristalização primária é observada principalmente no primeiro estágio de cristalização das amostras, esta primeira porção da curva foi adotada para a determinação dos parâmetros de Avrami (Tabela 10).

Para cada gráfico, os desvios da linearidade significam concomitância de fenômenos de nucleação, crescimento e cristalização secundária. Os expoentes de Avrami médios obtidos para PEAD e PEAD/MMT 3%, foram 1,90 e 1,98, respectivamente, indicando que a introdução da nanopartícula não apresentou grandes mudanças no tipo de nucleação ou na dimensão do crescimento dos cristais.

Tabela 10 – Propriedades térmicas obtidas por cristalização não-isotérmica.

	ϕ °C/min	T_o °C	T_p °C	T_m °C	ΔH_c . J/g	n	Z_t
PEAD	2,5	120,70	119,50	129,50	-199,30	1,90	2,90
	10	118,40	117	129,70	-170,10	1,80	2,20
	20	116,80	115	132,10	-157,30	1,80	2
	40	114,90	112,10	133,20	-178,70	2	1,30
PEAD/MMT 3%	2,5	121,30	120,30	129,80	-193	1,80	2,80
	10	119,10	117,70	129,20	-160,90	2,20	2,10
	20	117,50	115,70	132,40	-150,30	1,90	1,90
	40	115,60	112,80	133,40	-171,20	2	1,50

Kissinger, por sua vez, propôs um método de avaliar a energia de ativação efetiva, ΔE , em várias taxas de resfriamento, de acordo com a Equação 15:

$$\ln\left(\frac{\alpha}{T_p^2}\right) = C - \frac{\Delta E}{RT_p} \quad 15$$

em que R é a constante universal dos gases e C é uma constante.

A energia de ativação da cristalização é relacionada com o processo de cristalização e avalia a habilidade das cadeias poliméricas de superar as barreiras de energia para se difundir pela superfície do cristal em crescimento. Quanto maior o valor do ΔE , mais energia é necessária para superar tais barreiras, resultando em menor habilidade do material polimérico para cristalizar. Gráficos de $\Delta E = R \times$ coeficiente angular do gráfico $\ln(\alpha/T_p^2)$ vs $1/T_p$ são apresentados na Figura 39.

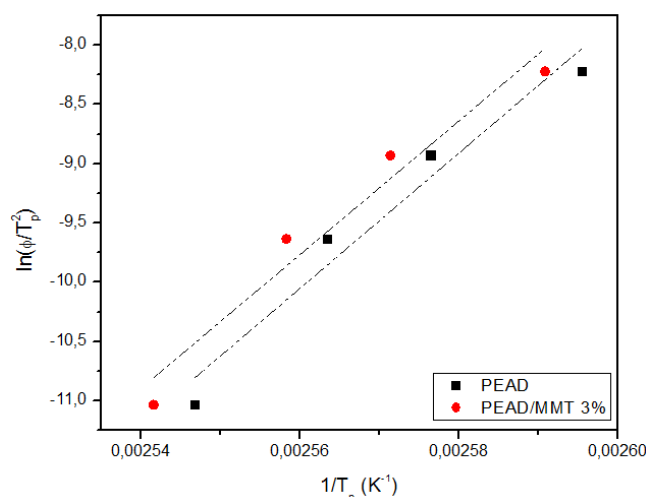


Figura 39 - Gráficos de $\ln(\alpha/T_p^2)$ vs $1/T_p$ de PEAD e PEAD/MMT 3%

Com esses resultados, PEAD obteve $\Delta E = 474,35$ kJ/mol, enquanto o PEAD/MMT 3%, $\Delta E = 468,92$ kJ/mol, o que significa que o valor do nanocompósito é menor do que o do polímero puro, indicando que a cristalização no PEAD/MMT 3% é mais rápida e as nanopartículas de MMT atuam como sítios heterogêneos para nucleação.

5.1.3 Espalhamento de raio-X de baixo ângulo (SAXS)

A Figura 40 apresenta os padrões 2D dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3% nas Dist-A e Dist-B, os quais mostram padrões isotrópicos, indicando ocorrer distribuição aleatória da nanoestrutura e não haver orientação preferencial.

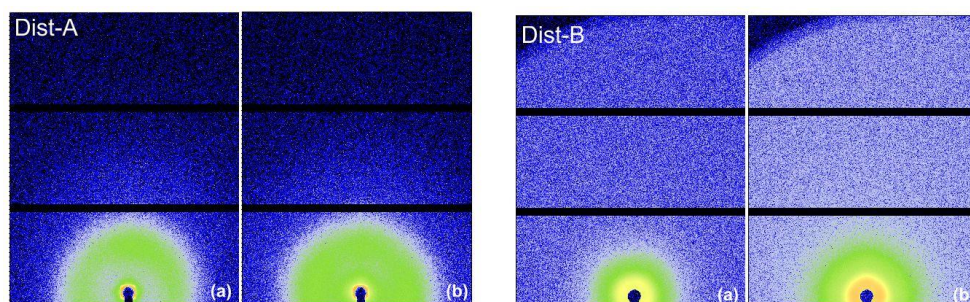


Figura 40 - Padrões 2D de SAXS (a) PEAD e (b) PEAD – MMT 3%

A Figura 41 apresenta os gráficos de intensidade de espalhamento ($I(q)$) em função do vetor de espalhamento (q), sendo este igual a $(4\pi/\lambda)\sin\theta$, em que θ é metade do ângulo de espalhamento.

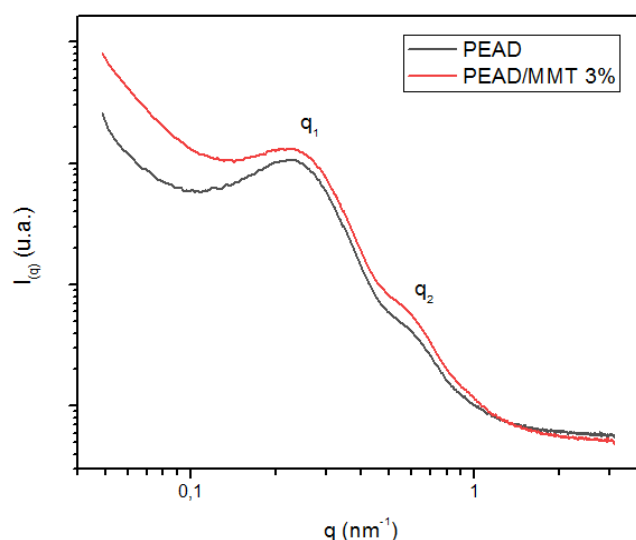


Figura 41 - Curvas de SAXS dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3%

As amostras de PEAD puro e PEAD nanoestruturado apresentam um pico bem definido em q_1 e outro, menos visível, em q_2 . A ausência de picos em $q > 1 \text{ nm}^{-1}$ indicam que as nanopartículas de argilas estão exfoliadas na matriz de PEAD e que não há aglomerações de partículas.

A Figura 42 apresenta as curvas de SAXS corrigidas pelo fator de Lorentz, em que se observa periodicidade de Bragg ($q_1, 2q_1$). Esta periodicidade indica que a morfologia dos filmes tubulares é globalmente isotrópica, mas, localmente, é uma estrutura lamelar de alta ordem.

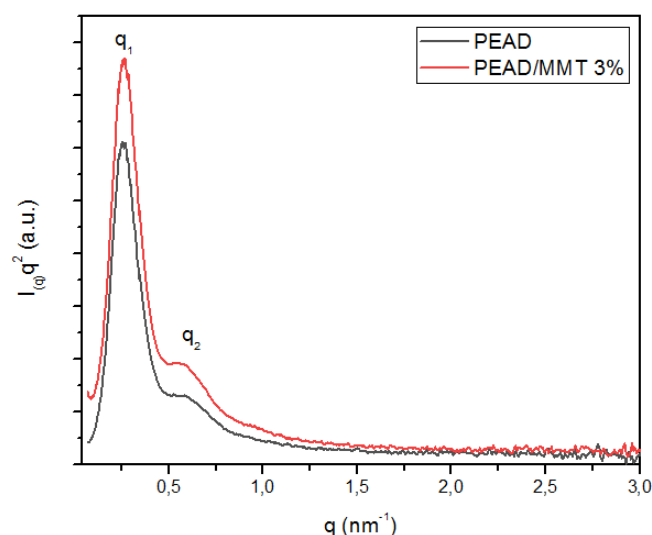


Figura 42 - Curvas dos filmes de PEAD e PEAD-MMT 3% corrigidas com o fator de Lorentz.

O período longo, L_p , foi estimado utilizando a posição em máximo pico, $L_p = 2\pi/q_{\max}$. Já quanto à espessura de lamela, l_c , o método de cálculo mais empregado é o produto de L_p por χ_c . Assim, para investigar a estrutura semicristalina, a função de correlação, $\gamma_1(r)$, foi calculada das curvas de espalhamento do SAXS, Figura 43, empregando as medidas absolutas de intensidade, subtração da linha base (I_B) e extrapolação dos valores de $I(q)q^2$ vs. q , empregando as extrapolações de Guinier e de Porod.

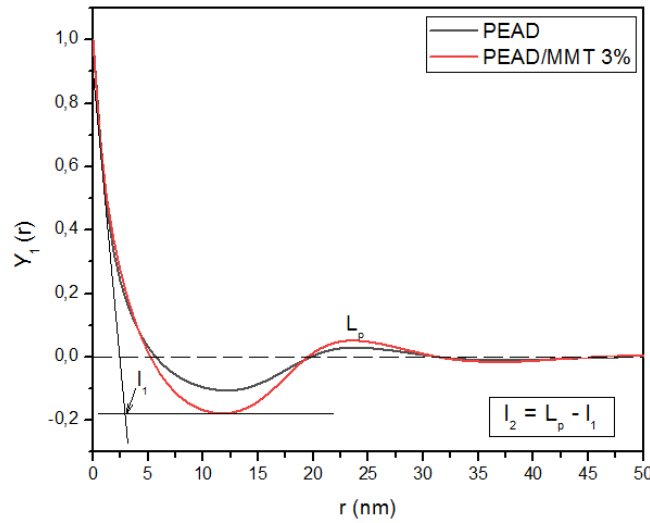


Figura 43 - Funções de correlação unidimensional para os filmes de PEAD e PEAD-MMT 3%.

Para a obtenção do período longo (L_p), da espessura lamelar (l_c), da espessura interfacial e da espessura da camada amorfa (l_a), $\gamma_1(r)$ foi interpretado com base em uma morfologia lamelar ideal. Esses valores estão listados na Tabela 11.

A intensidade em baixos valores de q , pela Lei de Guinier, está relacionada ao raio de giração da partícula (R_g). Assumindo uma seção transversal circular homogênea das partículas em formato bastão, a aproximação de Guinier é representada pela Equação 16:

$$I(q) = \left(\pi I_{(0)} / q \right) \exp \left(q^2 R_g^2 / 2 \right) \quad 16$$

R_g é determinado através do coeficiente angular da curva $\ln[I(q)q]$ vs q^2 . Nesse caso, o raio da seção transversal da partícula em formato bastão é igual a $R_{rod} = \sqrt{2}R_g$.

Tabela 11 – Resultados do SAXS

	q_1 (nm ⁻¹)	q_2 (nm ⁻¹)	L_p (nm)	l_c (nm)	l_a (nm)	R_{rod} (nm)
PEAD	0,265	0,607	23,70	17,94	5,76	45,27
PEAD/MMT 3%	0,265	0,575	23,70	18,52	5,18	39,16

Os resultados das análises em SAXS indicam que a morfologia lamelar dos dois materiais termoplásticos são bastante similares e as nanopartículas introduziram camadas lamelares. Ainda assim, o espalhamento das partículas do filme nanoestruturado PEAD/MMT 3% é menor e com maior área superficial. Observou-se, portanto, nas análises de SAXS que a nanocarga de argila foi exfoliada e homogeneamente dispersa.

5.1.4 Ensaio de tração uniaxial

A Figura 44 mostra o gráfico σ (MPa) vs ε (mm/mm) dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3%, DM e DT. Os resultados estão resumidos na Tabela 12.

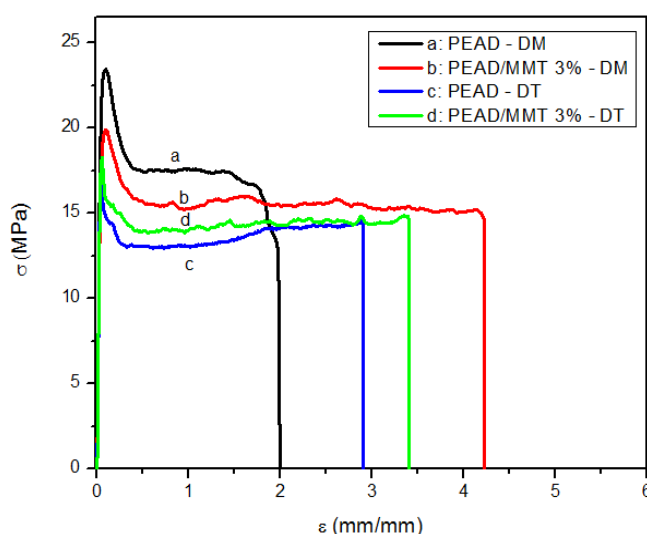


Figura 44 - Ensaio de tração uniaxial dos filmes termoplásticos nas direções DM e DT: (a) PEAD – DM, (b) PEAD/MMT 3% - DM, (c) PEAD – DT e (d) PEAD/MMT 3% - DT.

Conforme observado na Tabela 12, as propriedades mecânicas do PEAD/MMT 3% são de 10% a 100% superiores ao PEAD, em qualquer direção. A Tenacidade (U) do PEAD/ MMT 3% é particularmente superior em DM, sendo o dobro do PEAD. Os resultados sugerem que a incorporação polímero-nanopartícula e a exfoliação totalmente homogênea do MMT na matriz PEAD, verificados, respectivamente, por FTIR e SAXS, garantiram aumento nos valores de propriedades mecânicas do filme nanocompósito,

sendo tal resultado observado na literatura (JORDAN *et al.*, 2005, MARINI *et al.*, 2010). Assim, o PEAD/MMT 3% é uma matriz nanoestruturada termoplástica com propriedades mecânicas superiores às do PEAD, especialmente na capacidade de absorção de energia.

Tabela 12 - Propriedades mecânicas dos filmes de PEAD e PEAD/MMT 3%

		E (MPa)	σ_e (MPa)	σ_u (MPa)	U(J/m ³)
PEAD	DM	528,64±41,4	23,48±2,64	16,38±2,06	43,33±12,06
	DT	524±64,98	18,16±1,22	15,10±0,59	54,49±9,29
PEAD/MMT 3%	DM	709,21±38,60	20,19±2,80	16,62±2,47	85,31±18,09
	DT	583,71±61,91	19,16±2,16	15,45±2,26	62,10±12,45

5.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DOS COMPÓSITOS

5.2.1 Macrografia em estereoscópio

Na Figura 45 estão expostas as macrografias de amostras dos compósitos estudados, vistas superior e lateral, todas com aumento de 5 vezes.

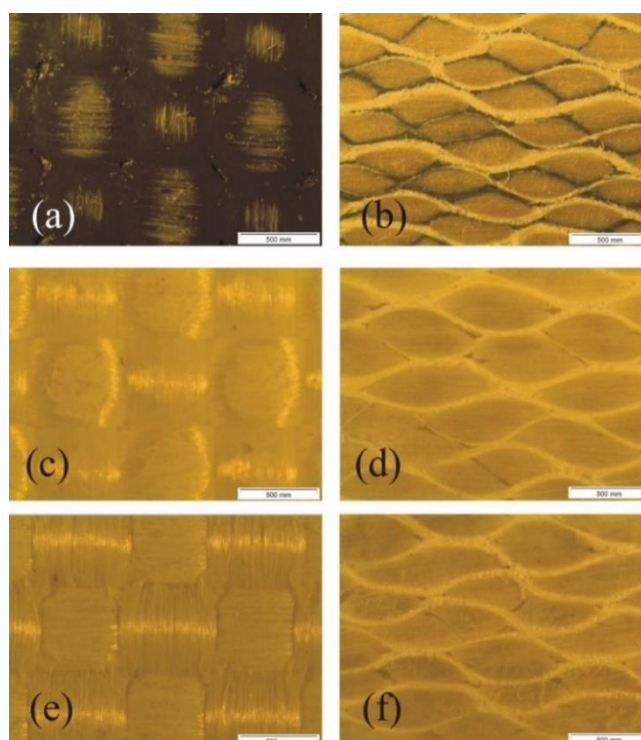


Figura 45 - Macrografias em estereoscópio de amostras dos compósitos (a),(b) K129/fenólica-PVB; (c),(d) K129/PEAD e (e),(f) K129/PEAD-MMT 3%

A análise por estereoscópio permite observar a compactação das camadas e, consequentemente, a qualidade do processamento das placas balísticas (GREENHALGH, 2009). Nas imagens de topo é possível observar que, em todos os compósitos, a configuração do tecido é plana. Nas imagens laterais, observa-se que todos os compósitos foram adequadamente processados, adquirindo boa compactação de camadas. Conforme anteriormente afirmado, a porcentagem em massa de matriz é pequena, inferior a 12%, sendo as mesmas imperceptíveis nas macrografias, exceção do K129/fenólica-PVB, imagem de topo, em que a resina pode ser visualizada devido ao seu tom esverdeado característico.

5.2.2 Ensaio de flexão 3-pontos

A Figura 46 apresenta os gráficos de $\sigma_{\text{flexão}}$ (MPa) vs. $\epsilon_{\text{flexão}}$ (%) dos três compósitos balísticos processados nesse trabalho.

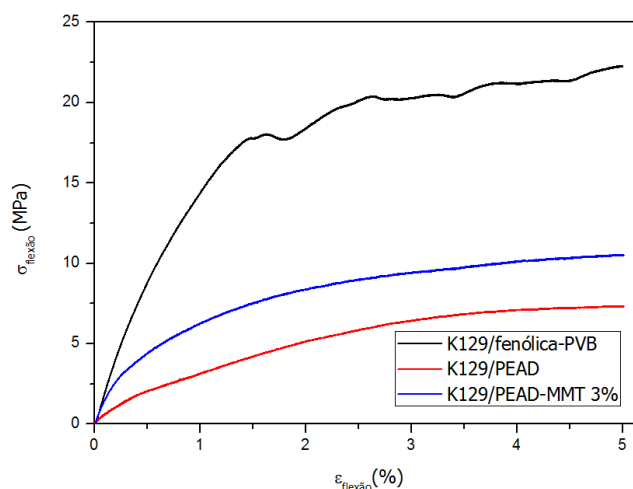


Figura 46 - Resultados dos ensaios de flexão 3-pontos dos compósitos balísticos.

A Tabela 13 compila os valores médios e desvios padrão de Módulo de Flexão ($E_{\text{flexão}}$) e Máxima Tensão de Flexão (S).

Tabela 13 - Propriedades mecânicas de flexão dos compósitos balísticos.

Material	$E_{\text{flexão}}$ (MPa)	S (MPa)
K129/fenólica-PVB	1157,06±63,76	22,23±1,74
K129/PEAD	401,09±43,55	7,27±0,68
K129/PEAD-MMT 3%	564,46±77,2	10,44±1,12

O material do capacete balístico, após 1,3% de deformação apresenta quedas suaves de tensão de flexão. Este comportamento está associado a fraturas frágeis da matriz termorrígida, gerando regiões de ruptura de matriz e delaminação (RAJESH *et al.*, 2016, ARUMUGAM *et al.*, 2013). Esse comportamento não é observado em nenhum dos compósitos termoplásticos, o que indica que nenhuma fratura de matriz e delaminação foi detectada pelo ensaio.

Ainda assim, verifica-se que o comportamento da tensão de flexão do K129/fenólica-PVB, após 1,3 % de deformação, continua crescente, tendo, portanto, resistência à flexão consideravelmente superior a dos outros dois compósitos. O ensaio mecânico de flexão submete a amostra compósita polimérica a esforços simultâneos de tração e compressão, sendo os resultados de $E_{flexão}$ e S tão melhores quanto maior for a capacidade da matriz de distribuir esses esforços para as fibras (SORRENTINO *et al.*, 2017, YOUSIF *et al.*, 2012, ROBINSON & HODGKINSON, 2000).

Empregando os dados brutos de cada uma das 5 amostras empregadas para o ensaio de flexão 3-pontos, foram realizados os testes ANOVA e Tukey nos resultados de $E_{flexão}$. A Tabela 14 apresenta a Análise de Variância (ANOVA) para os resultados de $E_{flexão}$ dos materiais compósitos testados em ensaio de flexão 3-pontos.

Tabela 14 - Análise de Variância (ANOVA) nos resultados de $E_{flexão}$.

PARÂMETROS						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
K129/fenólíca-PVB	5	5785,32	1157,02	7016,39		
K129/PEAD	5	2005,46	401,09	1897,10		
K129/PEAD-MMT 3%	5	2820,80	564,16	5961,24		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	158269,96	2	791349,48	159,60	2.10 ⁻⁹	3,89
Dentro dos grupos	59498,98	12	4958,24			
Total	164219,94	14				

A partir dos resultados verificados na análise de variância de $E_{flexão}$ rejeita-se a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais, dado que $p <$

0,05 e $F(159,60) > F_{\text{crítico}}(3,89)$. Para comparar dois a dois os compósitos balísticos estudados, aplicou-se, na Tabela 15, o Teste de Tukey.

Tabela 15 - Teste de Tukey aplicado aos resultados de $E_{\text{flexão}}$

	K129/fenólica-PVB	K129/PEAD	K129/PEAD-MMT 3%
K129/fenólica-PVB		$2,75 \cdot 10^{-9}$	$4,2 \cdot 10^{-5}$
K129/PEAD	24,01		0,0085
K129/PEAD-MMT 3%	18,83	5,18	

Acima estão marcados em negritos os valores inferiores à significância empregadas nos testes, 0,05. Onde o valor é menor que a significância, é possível afirmar com 95% de confiança, que os resultados de $E_{\text{flexão}}$ são estatisticamente diferentes. Assim sendo, K129/fenólica-PVB tem $E_{\text{flexão}}$ superior a ambos compósitos termoplásticos e K129/PEAD-MMT 3% tem $E_{\text{flexão}}$ superior a K129/PEAD. De fato, o compósito nanoestruturado apresentou Módulo de Flexão 40,73% ao seu compósito de PEAD.

Seguindo procedimento semelhante para os resultados de Máxima Tensão de Flexão, S, verificou-se que se rejeita a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais, dado $p < 0,05$ e $F(196,15) > F_{\text{crítico}}(3,89)$. Com base no Teste de Tukey aplicado aos resultados de S verifica-se que os valores apresentados pelos três compósitos são estatisticamente distintos, em que o compósito nanoestruturado apresenta valor de S 43,6% superior ao K129/PEAD.

5.2.3 Ensaio de resistência *Short Beam*

A Figura 47 apresenta o gráfico de $P(N)$ vs. $\delta(\text{mm})$ do ensaio de resistência *Short Beam* aplicado aos 3 compósitos. Nos ensaios observou-se que não houve uma queda de 30% na Força, $P(N)$, nem fratura completa da amostra. Portanto, seguindo procedimento sugerido pela norma ASTM D2344-16 (ASTM, 2016), realizou-se o ensaio até o deslocamento, $\delta(\text{mm})$, atingir o valor da espessura média das amostras, 10,5 mm.

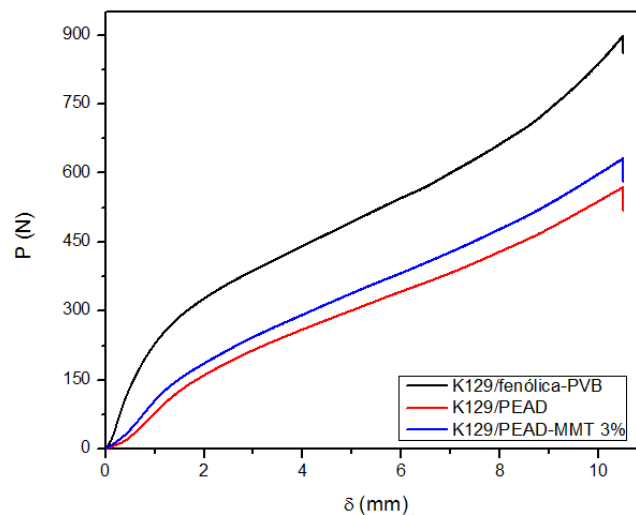


Figura 47 - Resultados dos ensaios de cisalhamento interlaminar dos compósitos balísticos.

A Tabela 16 lista os resultados de resistência *Short Beam*, F^{rsb} , os respectivos desvios padrão.

Tabela 16 - Resultados de resistência *Short Beam* dos compósitos balísticos.

Material	F^{rsb} (MPa)
K129/fenólica-PVB	2,56±0,11
K129/PEAD	1,63±0,03
K129/PEAD-MMT 3%	1,81±0,07

Em ensaios para verificação da resistência *Short Beam*, especialmente em compósitos poliméricos estruturais, os quais tradicionalmente utilizam resina termorrígida, é habitual que o gráfico apresente, após P_{max} , uma série de reduções íngremes de $P(N)$ com o avançar do deslocamento, as quais ocorrem devido a fraturas da matriz associadas ao cisalhamento interlaminar (GURURAJA & HARIRAO, 2013, SHEKAR *et al.*, 2014, PADMANABHAN, 1995). Este comportamento, no entanto, não foi observado em nenhum material desse trabalho.

Os valores de F^{rsb} , dispostos na Tabela 16, foram submetidos a análise de variância. A partir dos resultados verificados na ANOVA de F^{rsb} rejeitou-se a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais, dado $p < 0,05$ e $F(196,15) > F_{crítico}(3,89)$. Com esse resultado, aplicou-se o Teste de Tukey, em que se verificou que todos os compósitos têm F^{rsb} estatisticamente diferentes.

Os valores da propriedade mecânica avaliada mostram que o K129/fenólica-PVB apresentou a maior resistência *Short Beam*, enquanto o K129/PEAD, a menor, sendo essa

63,7% do primeiro. Um discreto aumento foi observado em K129/PEAD-MMT 3% quando comparado ao K129/PEAD. O compósito de matriz nanoestruturada apresentou resistência *Short Beam* 70,7 % do valor da obtida pelo compósito de matriz fenólica-PVB, e 11,04% superior ao compósito de matriz PEAD.

Para entender esse comportamento, após o ensaio de resistência *Short Beam*, foi realizada inspeção visual nas amostras, buscando identificar modos de fratura previsto na norma (ASTM, 2016). Na Figura 48 apresentam-se os modos de falha previsto na norma ASTM D2344-16 (ASTM, 2016), imagens lateral de amostras pré-teste e de amostras pós-teste.

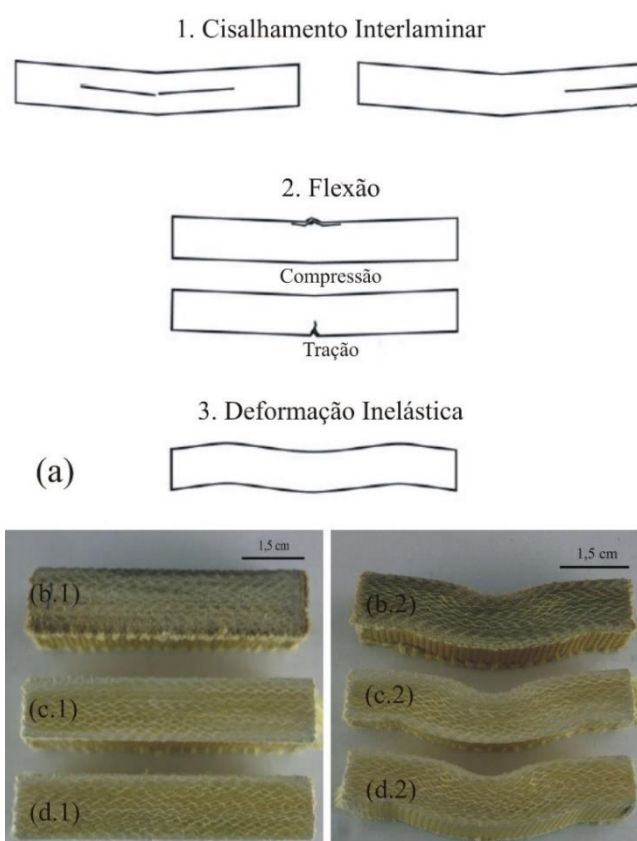


Figura 48 – Modos de falhas no ensaio de resistência *Short Beam*: (a) modos de falhas definidos pela norma ASTM D2344-16 (ASTM, 2016); imagem lateral de (b.1) K129/fenólica-PVB pré-teste, (c.1) K129/PEAD pré-teste, (d.1) K129/PEAD-MMT 3% pré-teste; (b.2) K129/fenólica-PVB pós-teste, (c.2) K129/PEAD pós-teste, (d.2) K129/PEAD-MMT 3% pós-teste.

Nas fotografias acima, é possível notar que a Deformação Inelástica foi o modo de fratura predominante nos ensaios de resistência *Short Beam* em todos os três compósitos. Tal comportamento está associado a natureza parcial ou integralmente termoplástica das matrizes, aliada a seu baixo percentual em massa na composição, o que inviabiliza a

fratura delas, com consequente cisalhamento interlaminar. Embora essa interpretação, não esteja discriminada na norma ASTM 2344-2016, Kotik e Ipiña (KOTIK & IPIÑA, 2017) destacam que o modo de falha Inelástica não apresenta cisalhamento interlaminar, principal fratura a ser observada nesse ensaio, tornando inviável a investigação do esforço desempenhado pela matriz.

5.2.4 Ensaio de arrancamento de camadas (*T-Peel Test*)

A Figura 49 apresenta os gráficos de $T(N/m)$ vs. $\delta(mm)$, realizados a 100 mm/min. Em cada gráfico, linhas tracejadas marcam a Resistência Média ao Arrancamento, $T_{médio}$, de cada um dos 3 compósitos balísticos.

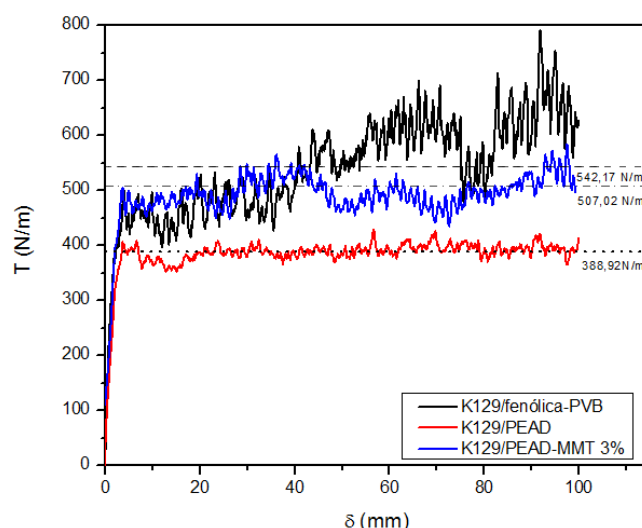


Figura 49 - Ensaio de Arrancamento de Camada (*T – Peel Test*) dos compósitos balísticos.

A Tabela 17 apresenta os valores de $T_{médio}$ dos 3 compósitos, com os respectivos desvios padrão.

Tabela 17 – Resultados de Resistência Média ao Arrancamento.

Material	$T_{médio}$ (N/m)
K129/fenólica-PVB	$542,17 \pm 33,07$
K129/PEAD	$388,92 \pm 56,69$
K129/PEAD-MMT 3%	$507,02 \pm 21,41$

Os dois laminados termoplásticos apresentaram comportamentos mecânicos semelhantes quando submetidos ao ensaio de arrancamento de camada. A resposta dos materiais dividiram-se em 2 estágios: no primeiro, até aproximadamente 3,5 mm de

deslocamento, a Resistência ao Arrancamento aumenta linearmente até o valor médio de cada material, onde tem início o segundo estágio, em que ocorre uma propagação de trincas oscilante em relação ao valor de $T_{\text{médio}}$. Destaca-se, no entanto, que o comportamento do compósito K129/fenólica-PVB é pouco menos estável, com maiores oscilações em relação ao valor médio.

A partir dos resultados verificados na ANOVA dos resultados de $T_{\text{médio}}$, rejeita-se a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais, dado $p < 0,05$ e $F(20,28) > F_{\text{crítico}}(3,89)$. No Teste de Tukey, entretanto, observou-se que $T_{\text{médio}}$ do K129/PEAD é estatisticamente inferior ao dos demais compósitos, porém essa propriedade é estatisticamente equivalente para K129/fenólica-PVB e K129/PEAD-MMT 3%.

A resposta do K129/fenólica-PVB já era esperada considerando a presença dos grupos hidroxilas nas resinas fenólicas, os quais se atraem, via ligações secundárias de hidrogênio, com os grupos aminas da fibra de aramida, ampliando a adesão fibra/matriz (NAYAK *et al.*, 2014). Verifica-se no gráfico que os valores que definem $T_{\text{médio}}$ sofrem oscilações, formado por picos e vales íngremes, significando que a cada $\Delta\epsilon$, alta força é necessária para separar aquela área do tecido (MOORE, 2008, FREITAS & SINKE, 2015, PADHYE *et al.*, 2016). Em contrapartida, o K129/PEAD exibiu a menor valor de $T_{\text{médio}}$ de todos os compósitos, apenas 72% do apresentado pelo K129/fenólica-PVB, sendo isso conferido à natureza apolar do PEAD, gerando ligações secundárias fracas entre matriz e fibra (NAYAK *et al.*, 2014). Em termos de comportamento do 2º estágio, nota-se um segundo estágio sem aclives e oscilações muito mais suaves, o que indica a necessidade de pouco esforço para separar uma pequena área de interface entre camadas.

O filme PEAD/MMT 3%, por sua vez, conferiu maior adesividade ao tecido de aramida quando comparado ao de PEAD. De fato, K129/PEAD-MMT 3% atingiu Resistência Média ao Arrancamento 30,36% superior ao apresentado pelo K129/PEAD, igualando estatisticamente ao compósito referência. Seu comportamento de $T_{\text{médio}}$ em 2º estágio é mais oscilatório que o de K129/PEAD, porém mais suave que o apresentado pelo K129/fenólica-PVB.

O comportamento superior do nanocompósito em relação ao da matriz pura está diretamente relacionado a nanopartícula utilizada nesta pesquisa, Cloisite 20A, a qual é uma argila de bentonita organicamente modificada pelo uso de sal quaternário de amônio bis(alquil de sebo hidrogenado) dimetil como surfactante catiônico, garantindo relativa polaridade ao filme PEAD/MMT 3%. A adesividade do filme nanocompósito, portanto,

é uma consequência das forças atrativas do tipo dipolo-dipolo entre o filme nanocompósito e os grupos amina e carbonila das fibras de aramida.

5.2.5 Ensaio de compressão dinâmica em Barra de Hopkinson

A Figura 50 mostra um gráfico $V(\text{mV})$ vs $t(\mu\text{s})$ típico dos pulsos incidentes (ϵ_I), refletidos (ϵ_R) e transmitidos (ϵ_T), em função do tempo, retirados do software SurePulse[®], de amostras dos compósitos poliméricos aqui testados. Nessa imagem, nota-se a evolução nos pulsos com crescimento da taxa de deformação. Em preto, destaca-se os pulsos obtidos na taxa de deformação $\epsilon'_1 = 1450,27 \text{ s}^{-1}$, em vermelho, $\epsilon'_2 = 1923,06 \text{ s}^{-1}$ e, por último, em azul os pulsos de $\epsilon'_3 = 2150 \text{ s}^{-1}$. Os pulsos estão identificados na imagem.

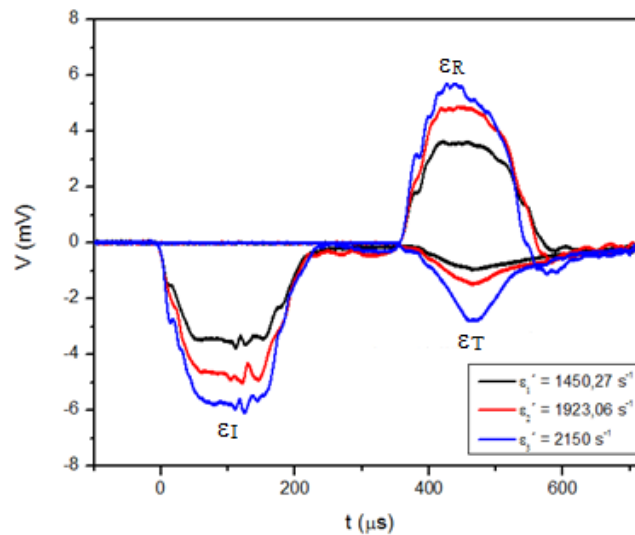


Figura 50 - Pulsos característicos de propagação de onda em Barra de Hopkinson.

Os pulsos incidentes (ϵ_I) e refletidos (ϵ_R) obtidos em ensaios compressivos de Barra de Hopkinson são trapezoidais com oscilações no platô (CHEN & SONG, 2011). Nesse estudo, percebe-se que esses sinais têm poucas oscilações e formato abaulado, o que foi obtido devido ao emprego de modeladores de pulso. Essas ferramentas, discos finos de liga de cobre, são dispostos entre o impactador e o início da barra incidente e têm a função de filtrar o sinal da onda mecânica propagante, reduzindo a chance de fratura frágil da amostra e a quantidade de oscilações, gerando um grupo de resultados com menor desvio padrão (NAGHDABADI *et al.*, 2012). Os pulsos transmitidos (ϵ_T), por sua vez, não possuem forma geométrica específica, uma vez que representam as ondas que passaram pela amostra. Todos os pulsos obtidos estão, portanto, dentro do esperado para a técnica.

Antes de avaliar os resultados de σ vs. ϵ dinâmicos obtidos, é necessário checar se o ensaio foi realizado sobre equilíbrio de tensões e se foi obtida taxa de deformação constante, as quais são condições de execução do ensaio que validam o modelo matemático empregado.

Uma forma correta e eficiente de verificar se o ensaio compressivo dinâmico foi realizado em um regime de equilíbrio de tensões é comparar os gráficos de Força vs. Tempo, F (N) vs. t (ns), o qual considera as forças que ocorrem nas interfaces Barra Incidente/Amostra e Amostra/Barra de Transmissão (HOSUR *et al.*, 2001). Em uma situação ideal, esses gráficos deveriam se sobrepor, o que garantiria que as forças nas duas interfaces são idênticas, significando que a deformação da amostra é uniforme. Na prática, devido à presença de uma amostra de material diferente do material das barras, considera-se que amostra está sob regime de equilíbrio de tensões quando os dois gráficos convergem para uma mesma direção (HOSUR *et al.*, 2001).

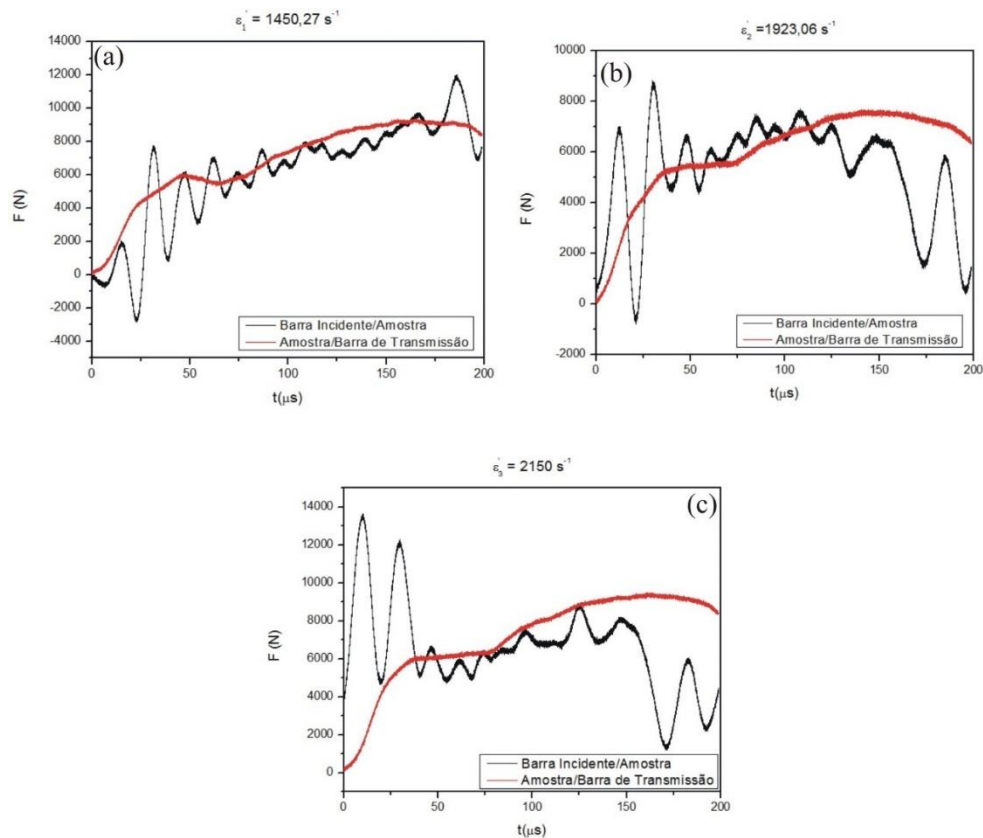


Figura 51 - Gráficos de F vs t para checagem do equilíbrio de tensões nas 3 taxas de deformação empregadas (a) $\epsilon_1' = 1450,27 \text{ s}^{-1}$, (b) $\epsilon_2' = 1923,06 \text{ s}^{-1}$ e (c) $\epsilon_3' = 2150 \text{ s}^{-1}$.

Percebe-se, na Figura 51, que ocorreu equilíbrio de tensões em todos os compósitos, dado que o comportamento da Força na Barra Incidente e da Força na Barra de

Transmissão nas interfaces com a amostra são próximos e convergentes. Pode-se então afirmar que todos os compósitos foram testados em situação de equilíbrio de tensões, tornando válido o conjunto de equações aplicado nesse trabalho.

A outra condição de ensaio que deve ser checada é a constância da taxa de deformação (CHEN & SONG, 2011). A comparação entre os três materiais deve ocorrer sob uma mesma taxa de deformação, o que garante que todas as amostras foram submetidas a condições semelhantes de ensaio de compressão dinâmica. Uma forma de avaliar a constância da taxa de deformação é observar os gráficos de Taxa de deformação vs. Deformação, $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}) vs. ϵ (mm/mm) (ZAERA, 2011).

A Figura 52 apresenta os gráficos de $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}) vs. ϵ (mm/mm) dos três compósitos para cada taxa. Cada taxa de deformação é demarcada por uma linha horizontal pontilhada.

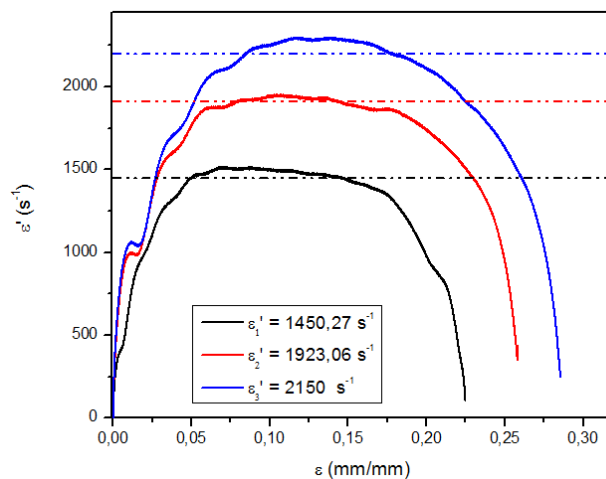


Figura 52 - Gráficos $\dot{\epsilon}$ vs. ϵ para checagem da constância da taxa de deformação.

Verifica-se que todos os ensaios foram realizados sob taxa de deformação constante, para todos os compósitos, nas três taxas empregadas. O formato abaulado se deve ao uso do modelador de pulso, o qual, por filtrar algumas frequências da onda mecânica propagante, reduz-se a variação em $\dot{\epsilon}$ em impactos executados a velocidades próximas (NAGHDABADI *et al.*, 2012)

Dado que o conjunto de equações empregado é válido para as amostras compósitas poliméricas e que os ensaios de compressão dinâmica foram conduzidos sob taxas de deformação constante, é possível validar e apresentar os gráficos σ vs. ϵ dinâmicos obtidos. A Figura 53 apresenta o comportamento dinâmico de cada material e como este varia com o aumento da $\dot{\epsilon}$

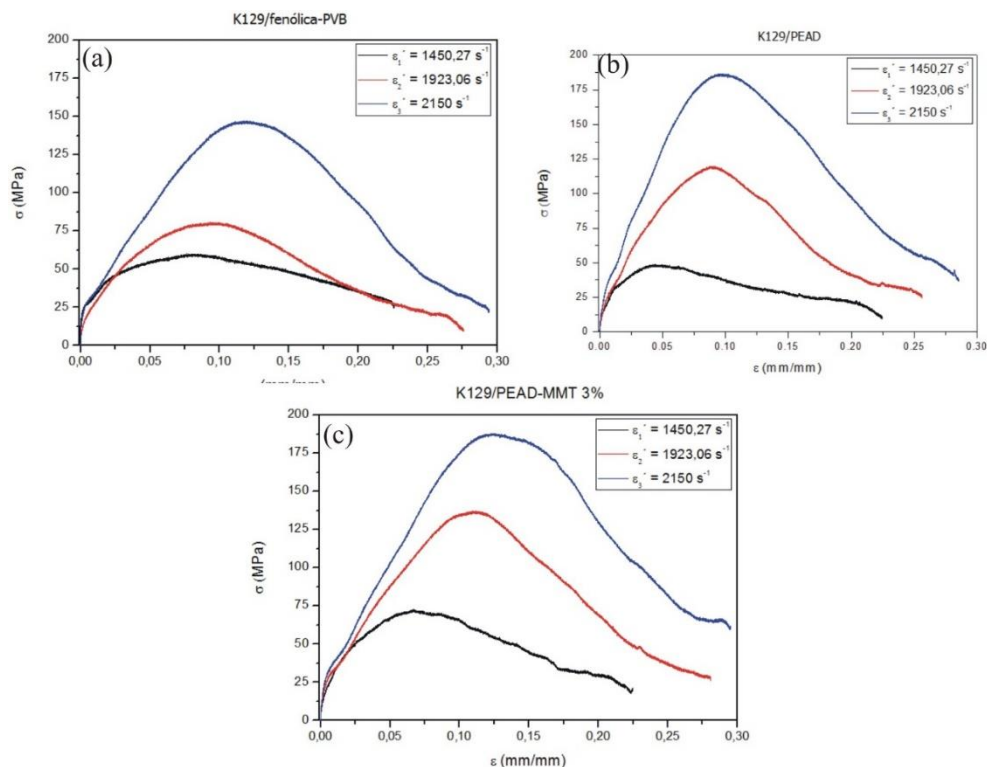


Figura 53 - Gráficos σ vs. ϵ apresentando a mudança de comportamento mecânico com o aumento da taxa de deformação para os compósitos a) K129/fenólica-PVB, b) K129/PEAD e c) K129/PEAD-MMT 3%.

Tabela 18 apresenta os valores médios e desvios padrão das propriedades dinâmicas: Tensão Máxima (σ_m), Deformação na Tensão Máxima (ϵ_σ), Tenacidade (J) e Deformação Final (ϵ_F).

Tabela 18 – Propriedades mecânicas dinâmicas obtidas por ensaio compressivo em Barra de Hopkinson.

$\epsilon' (s^{-1})$	Material	σ_m (MPa)	ϵ_σ (mm/mm)	J (J/m ³)	ϵ_F (mm/mm)
$\epsilon'_1 = 1450,27$	K129/fenólica-PVB	47,19±7,62	0,08±0,01	8,21±1,01	0,23±0,00
	K129/PEAD	48,71±9,59	0,05±0,01	7,23±1,49	0,23±0,01
	K129/PEAD-MMT 3%	72,99±7,90	0,07±0,01	10,96±1,37	0,23±0,00
$\epsilon'_2 = 1923,06$	K129/fenólica-PVB	75,43±11,43	0,09±0,01	12,23±1,77	0,28±0,01
	K129/PEAD	122,57±30,52	0,09±0,01	18,24±4,97	0,26±0,01
	K129/PEAD-MMT 3%	139,08±20,52	0,11±0,01	22,77±2,80	0,28±0,02
$\epsilon'_3 = 2150$	K129/fenólica-PVB	151,00±30,09	0,12±0,01	26,43±6,94	0,30±0,01
	K129/PEAD	189,78±14,89	0,1±0,01	32,58±3,11	0,29±0,01
	K129/PEAD-MMT 3%	197,36±28,99	0,12±0,02	35,96±3,99	0,30±0,13

Com o intuito de comparar os compósitos poliméricos aqui estudados, a Figura 54 apresenta os gráficos σ (MPa) vs. ϵ (mm/mm) dos três compósitos, em cada ϵ' .

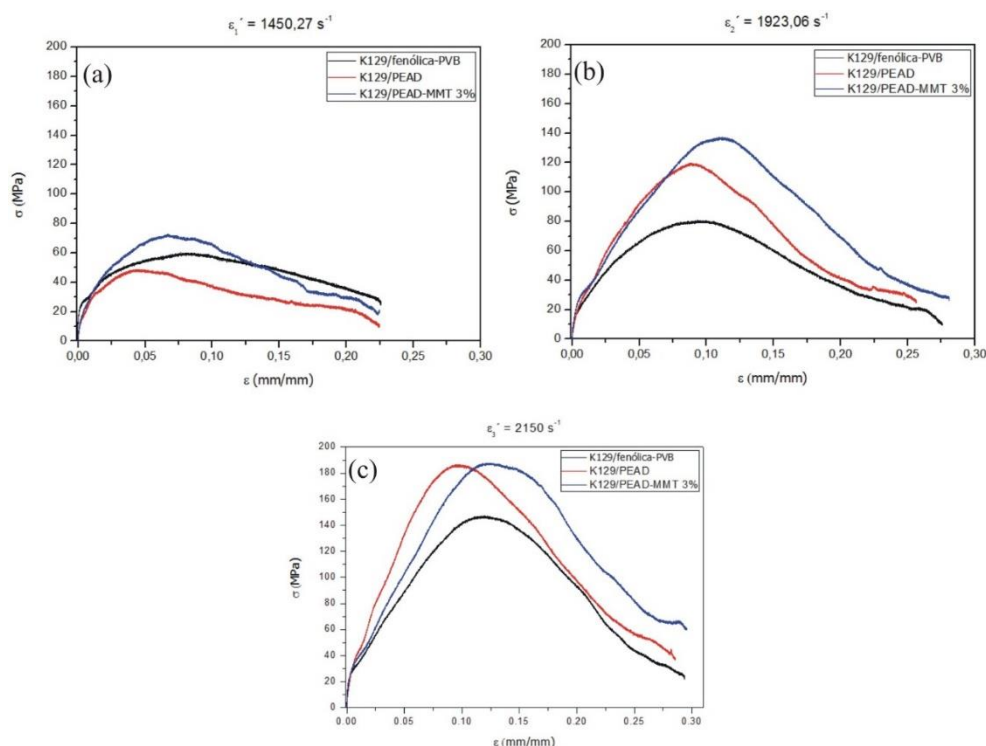


Figura 54 - Gráficos σ vs ϵ para comparação dos 3 compósitos balísticos estudados em cada taxa de deformação (a) $\epsilon_1' = 1450,27 \text{ s}^{-1}$, (b) $\epsilon_2' = 1923,06 \text{ s}^{-1}$ e (c) $\epsilon_3' = 2150 \text{ s}^{-1}$.

Devido ao extenso conjunto de dados gerados em Barra de Hopkinson, os valores básicos de análise de variância das quatro propriedades foram condensados na Tabela 19, separados por ϵ' .

Tabela 19 - ANOVA das propriedades estudados em ensaios na Barra de Hopkinson.

Propriedade	ϵ'	F	valor- P	F crítico
σ_m	ϵ_1'	14,70	$5,93 \cdot 10^{-4}$	3,89
	ϵ_2'	9,86	$2,93 \cdot 10^{-3}$	3,89
	ϵ_3'	4,56	$3,35 \cdot 10^{-2}$	3,89
J	ϵ_1'	11,54	$1,6 \cdot 10^{-3}$	3,89
	ϵ_2'	8,99	$4,1 \cdot 10^{-3}$	3,89
	ϵ_3'	4,75	$3,02 \cdot 10^{-2}$	3,89
ϵ_σ	ϵ_1'	3,69	0,15	3,89
	ϵ_2'	2,89	0,09	3,89
	ϵ_3'	1,84	0,19	3,89
ϵ_F	ϵ_1'	0,01	0,98	3,89
	ϵ_2'	3,34	0,70	3,89
	ϵ_3'	0,77	0,70	3,89

Os resultados de ANOVA indicam que as médias não são estatisticamente equivalente para as propriedades σ_m e J , mas o são para as propriedades de deformação,

ε_{σ} e ε_F , sendo válida, portanto, a hipótese nula, H_0 , para esse caso. Dessa forma, para σ_m e J demanda-se o Teste de Tukey, igualmente condensado na Tabela 20.

Tabela 20 - Teste de Tukey de σ_m e J.

ε'	Compósitos	K129/fenólica-PVB	K129/PEAD	K129/PEAD-MMT 3%
σ_m				
ε_1'	K129/fenólica-PVB		0,95	$1,1 \cdot 10^{-3}$
	K129/PEAD	0,40		$1,79 \cdot 10^{-3}$
	K129/PEAD-MMT 3%	6,83	6,43	
ε_2'	K129/fenólica-PVB		0,02	$2,89 \cdot 10^{-3}$
	K129/PEAD	4,48		0,526
	K129/PEAD-MMT 3%	6,05	1,57	
ε_3'	K129/fenólica-PVB		0,08	0,04
	K129/PEAD	3,33		0,8903
	K129/PEAD-MMT 3%	3,98	0,65	
J				
ε_1'	K129/fenólica-PVB		0,46	0,01
	K129/PEAD	1,72		$1,5 \cdot 10^{-3}$
	K129/PEAD-MMT 3%	4,82	6,55	
ε_2'	K129/fenólica-PVB		0,08	$3,1 \cdot 10^{-3}$
	K129/PEAD	3,409		0,21
	K129/PEAD-MMT 3%	5,979	2,57	
ε_3'	K129/fenólica-PVB		0,16	0,03
	K129/PEAD	2,77		0,04
	K129/PEAD-MMT 3%	4,29	1,52	

Os resultados observados na Figura 53 são coerentes com o de trabalhos semelhantes na literatura. Inicialmente, é possível observar que os três materiais apresentaram grande sensibilidade ao aumento de ε' , comportamento previsto e comum em compósitos poliméricos (VAIDYA, 2011, NAIK & KAVALA, 2009). Particularmente em compósitos poliméricos com tecido de fibras de aramida, essa

sensibilidade é presente tanto em compósitos com matriz termorrígida (WOO & KIM, 2014, 2016) como com matriz termoplástica (KAPOOR *et al.*, 2016, SHAKER *et al.*, 2017), sendo, no entanto, mais acentuado nesse último grupo.

Comparando o comportamento dinâmico sob impacto compressivo dos diferentes materiais, em cada ε' , observando os gráficos na Figura 54, os resultados da Tabela 18 e as análises estatísticas apresentadas em Tabela 19 e Tabela 20, temos:

- na letra (a), ε_1' , a análise estatística aponta que o K129/PEAD-MMT 3% tem comportamento mecânico superior aos outros compósitos, porém K129/fenólica-PVB e K129/PEAD têm valores de σ_m e J estatisticamente equivalentes. No gráfico, nota-se que a resposta do K129/PEAD é inferior a dos outros dois compósitos durante toda a deformação, porém mais próxima do compósito de referência.

- na letra (b), ε_2' , os comportamentos dos dois compósitos termoplásticos distanciam-se, em relação ao K129/fenólica-PVB, a partir de 0,015 mm/mm, ponto em que as tensões de compressão dos compósitos K129/PEAD e K129/PEAD-MMT 3% apresentam um comportamento mais íngreme. De acordo com a análise estatística, o compósito de matriz nanoestruturada apresenta σ_m e J superiores ao compósito de referência, porém equivalente ao K129/PEAD. O comportamento mecânico, após a σ_m , entre K129/fenólica-PVB e K129/PEAD MMT 3% permanece paralelo até a ε_F .

- na letra (c), ε_3' , a taxa de deformação mais próxima de um impacto balístico (RAVIKUMAR *et al.*, 2013), os dois compósitos de matrizes poliméricas termoplástica apresentam comportamento mecânico consideravelmente superior ao do K129/fenólica-PVB, com os maiores valores de σ_m e J. Entre o K129/PEAD e K129/PEAD-MMT 3% a diferença mais notável é em J, sendo observado pela análise estatística que, nessa maior ε' , o compósito nanoestruturado apresentou maior capacidade de absorção de energia de impacto que os demais.

Ensaio compressivo dinâmico de compósitos poliméricos na Barra de Hopkinson, realizados em sentido normal à espessura, têm resultados que dependem consideravelmente da matriz desse material (NAIK & KAVALA, 2009). Propriedades mecânicas como σ_m e J, em uma grande gama de compósitos poliméricos balísticos, aumentam significativamente à medida em que se aplica maiores taxas de deformação (QIAN *et al.*, 2016, WOO & KIM, 2014, SHAKER *et al.*, 2017, WOO & KIM, 2016, ASIJA *et al.*, 2017). As propriedades relacionadas à deformação, como a ε_σ e a ε_F , também podem apresentar aumento com o crescimento dos valores de taxa de deformação, mas

esse é discreto e, por vezes, estatisticamente equivalente (SONG *et al.*, 2014, HOSUR *et al.*, 2001), como ocorreu nesse estudo.

Com os resultados obtidos nos ensaios compressivos dinâmicos em Barra de Hopkinson, verificou-se que os materiais compósitos de matrizes termoplásticas apresentaram propriedades dinâmicas superiores, sendo estes mais sensíveis a variações na taxa de deformação. O compósito de matriz nanoestruturada apresentou os melhores resultados de σ_m e J na mais alta taxa empregada, sendo essa a mais próxima da imposta por impactos balísticos (RAVIKUMAR *et al.*, 2013), o que indica que a presença da nanopartícula e seu efeito na adesividade fibra/matriz aumenta a capacidade do mesmo de absorção de impacto.

5.3 CARACTERIZAÇÃO BALÍSTICA DOS COMPÓSITOS

5.3.1 Nível de proteção balística

A Figura 55 abaixo mostra fotos da parte frontal (face de impacto) e da parte traseira (face traseira) das placas balísticas que receberam dois tiros, comprovando que as mesmas não sofreram penetração completa pelas munições.

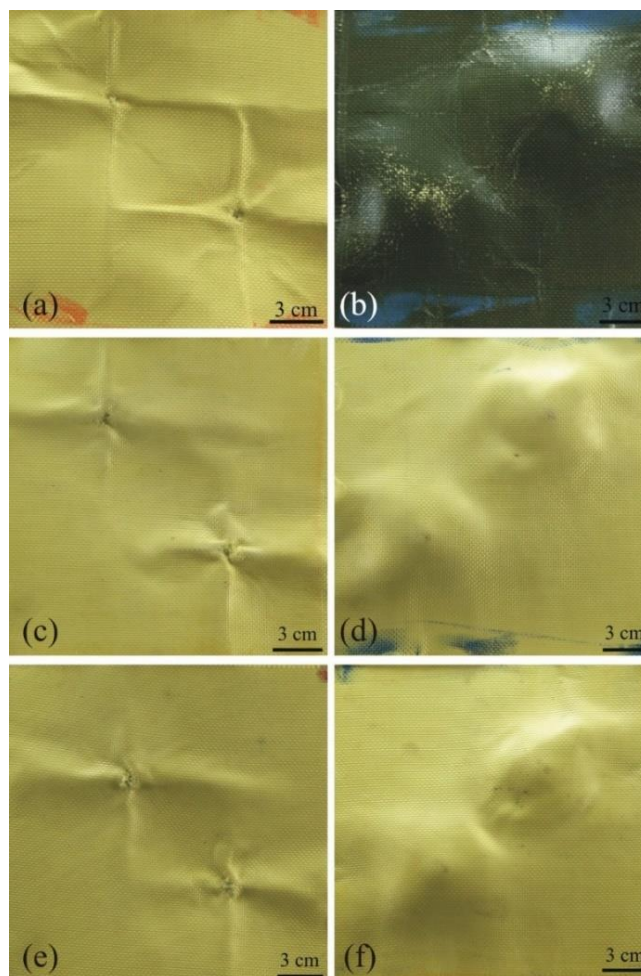


Figura 55 - Parte frontal (face de impacto) e parte traseira dos compósitos: (a) e (b) K129/fenólica-PVB, (c) e (d) K129/PEAD e (e) e (f) K129/PEAD MMT 3%.

A Tabela 21 apresenta as velocidades dos impactos balísticos a que cada um dos compósitos foi submetido, sendo o Impacto 1 o tiro no canto superior esquerdo da placa balística e o Impacto 2, no canto inferior direito:

Tabela 21 - Velocidades de impactos nos ensaios de Nível de Proteção Balística.

Compósito	Velocidades de impacto (m/s)	
K129/fenólica-PVB	Impacto 1	431,87
	Impacto 2	431,21
K129/PEAD	Impacto 1	429,10
	Impacto 2	436,58
K129/PEAD-MMT 3%	Impacto 1	433,33
	Impacto 2	432,27

Todos os compósitos desenvolvidos passaram no teste, uma vez que conseguiram segurar dois impactos balísticos de munição 9 mm, realizados em velocidade característica de Nível III-A de proteção balística, em acordo com a norma NBR 15000

(ABNT, 2005). Este, por sua vez, engloba o Nível II, sendo, portanto, superior ao parâmetro exigido pelo Exército Brasileiro. Assim sendo, os três materiais desenvolvidos têm nível de proteção balística equivalente ao de um capacete balístico.

5.3.2 Limite balístico (V_{50})

Foram realizados impactos balísticos em três placas de cada compósito, 4 impactos por placa, totalizando 12 impactos balísticos por material. A Figura 56 apresenta a face de impacto de placas exemplo de cada compósito testado, mostrando a disposição dos 4 impactos balísticos na blindagem.

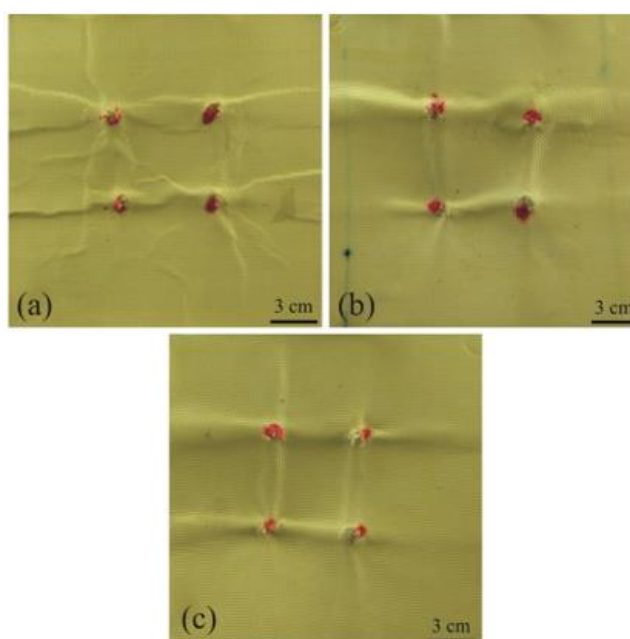


Figura 56 - Disposição dos 4 impactos balísticos aplicados em cada placa nos ensaios de V_{50} em placa de (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD MMT 3%

Escolheram-se seis impactos (3 com penetração completa e 3 com penetração parcial) cujas velocidades estivessem restritas a faixa de 30 m/s, seguindo procedimento descrito na MIL STD 662F (DOD, 1997). A Tabela 22 apresenta os resultados dos ensaios de limite balístico dos compósitos, apontando o comportamento do material em cada impacto, a velocidade de tiro e os valores calculados de limite balístico e densidade balística.

Em Penetração, utilizaram-se as siglas PP, significando Penetração Parcial e PC, Penetração Completa. Este último ocorre quando o projétil atravessa completamente a blindagem, sendo qualquer outro comportamento chamado de Penetração Parcial (ABNT,

2005). Para o cálculo de Eficiência Balística, $E_{f_{bal}}$, utilizaram-se os valores médios de densidade de área previamente calculados.

Tabela 22 - Velocidade de tiro, V_{50} e $E_{f_{bal}}$ de cada compósito balístico.

Material	Penetração	Velocidades de Tiro (m/s)	V_{50} (m/s)	$E_{f_{bal}}$ ($m^3/s.Kg$)
K129/fenólica-PVB	PP	612,90	626,91	57,15
		622,43		
		623,40		
	PC	631,66		
		632,74		
		638,34		
K129/PEAD	PP	628,69	637,73	58,03
		631,43		
		636,56		
	PC	641,52		
		643,10		
		645,08		
K129/PEAD – MMT 3%	PP	641,51	656,44	59,67
		650,03		
		655,05		
	PC	659,88		
		661,04		
		671,14		

Com os resultados da Tabela 22, verifica-se que o compósito K129/PEAD apresentou um aumento de 1,73% em V_{50} e de 1,54% em $E_{f_{bal}}$, comparado com o K129/fenólica-PVB; ao passo que o K129/PEAD – MMT 3% apresentou aumentos de 2,93% e 2,83%, em relação ao K129/PEAD; 4,71% e 4,41%, em relação ao K129/fenólica-PVB. Corrobora-se, portanto, o observado nos ensaios em Barra de Hopkinson, em que o compósito de matriz nanoestruturada obteve resultado superior. Nesse ensaio, não foi realizada análise estatística, uma vez que a quantidade de placas produzidas permitiu somente a obtenção de um valor de V_{50} por material.

5.3.3 Deformação posterior

A Figura 57(a) apresenta o painel balístico fixado na caixa de Plastilina através de duas tiras elásticas e dois apoios metálicos inferiores (não visíveis na imagem). A Figura 57(b) mostra a indentação deixada na Plastilina após o impacto balístico, na qual foram tomadas as medidas com o uso de um paquímetro.

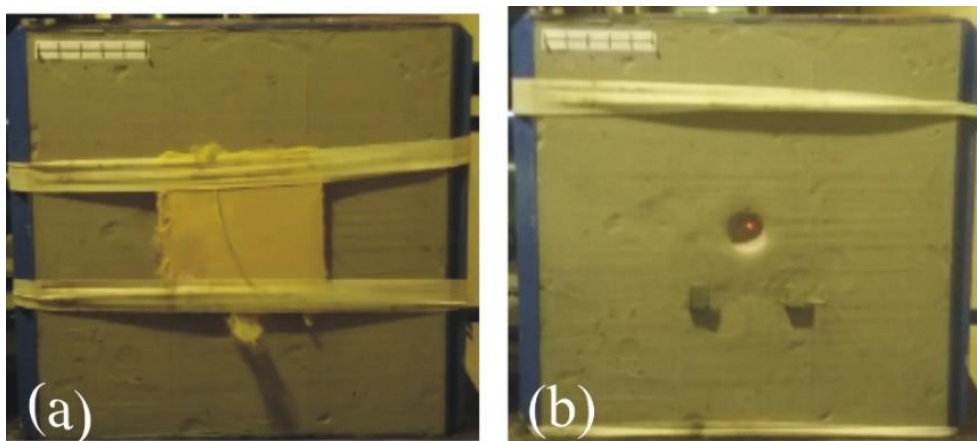


Figura 57 - Caixa de plastilina empregada no ensaio de deformação posterior (a) placa balística pronta para ser testada e (b) indentação marcada na plastilina após o impacto balístico.

Os valores obtidos nos ensaios estão listados na Tabela 23, comparando a deformação posterior dos três compósitos, tendo como parâmetros, os valores de profundidade (h = deformação posterior), da raio da base do cone (r) e as energias envolvidas no processo: energia do tiro (E_{tiro}), energia absorvida pela argila (E_{argila}) e a energia absorvida pela placa (E_{abs}).

Tabela 23 - Valores medidos de velocidade de impacto, raio e profundidade, para o cálculo das energias de tiro, de deformação e de absorção.

Material	V(m/s)	E_{tiro}	H (mm)	r (mm)	E_{argila} (J)	E_{abs} (J)
K129/ fenólica-PVB	434,28± 3,12	753,38± 10,83	23,87± 1,81	31,67± 0,58	71,59± 7,35	681,78± 5,46
K129/ PEAD	437,59± 1,06	765,93± 3,72	23,4± 1,51	30,5± 0,50	66,25± 6,69	699,68± 3,66
K129/ PEAD - MMT 3%	438,24± 2,25	768,24± 7,88	20,23± 2,4	31,67± 0,76	58,28± 10,38	709,94± 2,45

A Figura 58 apresenta uma placa exemplo de cada compósito balístico que foi submetido a ensaio de deformação, sendo observável, em cada material, a face de impacto, a face traseira e os valores médios de h (deformação posterior) e diâmetro ($D = 2r$) de cada placa balística.

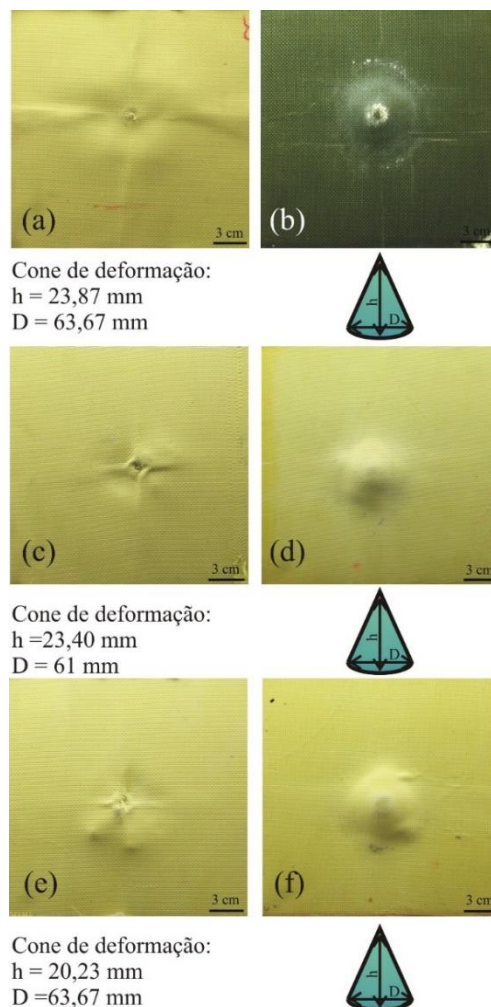


Figura 58 - Testes de deformação posterior em placa de K129/fenólica-PVB: (a) face de impacto, (b) face traseira; K129/PEAD: (c) face de impacto, (d) face traseira e K129/PEAD-MMT 3%: (e) face de impacto, (f) face traseira. Para cada compósito, apresenta-se os valores médios de deformação posterior (h) e diâmetro do cone (D).

Foram aplicados os testes estatísticos nos resultados de deformação posterior e energia de absorção dos compósitos balísticos. Verificou-se via ANOVA que para h rejeita-se a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais dado $p < 0,05$ e $F(6,47) > F_{\text{crítico}}(5,14)$; e para E_{abs} , rejeita-se a hipótese, com nível de significância de 5%, de que as médias são iguais dado $p < 0,05$ e $F(36,99) > F_{\text{crítico}}(5,14)$. O Teste de Tukey, por sua vez, garantiu que, tanto em h quanto em E_{abs} o compósito nanoestruturado é estatisticamente diferente dos demais.

Os resultados da Tabela 23 apontam que o compósito K129/PEAD-MMT 3% apresentou menor deformação posterior estatisticamente superior aos demais painéis balísticos, sendo a deformação posterior do painel balístico nanoestruturado 17,99% menor que a do K129/fenólica-PVB e 15,67% menor que a do K129/PEAD. Apesar de ter a menor profundidade de indentação na Plastilina e, por conseguinte, a menor

deformação posterior dos materiais estudados, o K129/PEAD-MMT 3% obteve a maior E_{abs} , confirmado pelas análises estatísticas, indicando que o aumento de adesividade, observado nos ensaios mecânicos, tem influência direta na capacidade de uma matriz termoplástica distribuir a energia de impacto balístico para um maior volume de fibras. Em comparativo com os outros compósitos balísticos, o compósito balístico nanoestruturado apresentou valor de absorção de energia, em J, 4,13% superior ao do K129/fenólica-PVB e 1,47% superior ao do K129/PEAD.

Os ensaios balísticos entregam os principais resultados no que diz respeito ao estudo de materiais compósitos empregados em blindagens, demonstrando a sua capacidade de uso como produto no mercado. A Tabela 24 compila os principais resultados de testes balísticos aplicados aos compósitos investigados neste trabalho, incluindo a razão R.

Tabela 24 - Resumo dos resultados obtidos dos ensaios balísticos.

Compósito	Nível de Proteção	V_{50} (m/s)	E_{fbal} (m ³ /s.Kg)	h (mm)	R (m/s/mm)
K129/fenólica-PVB	III-A	626,91	57,15	23,87	26,26
K129/ PEAD	III-A	637,73	58,03	23,4	27,25
K129/ PEAD-3% MMT	III-A	656,44	59,67	20,23	32,45

Os resultados da Tabela 24, por sua vez, mostram que o compósito balístico K129/PEAD-MMT 3% atingiu o maior R, uma vez que obteve o maior V_{50} e o menor h dos compósitos estudados.

A Figura 59 apresenta, para os três compósitos balísticos estudados, a relação entre a energia absorvida em impacto balístico, E_{abs} , e a razão R.

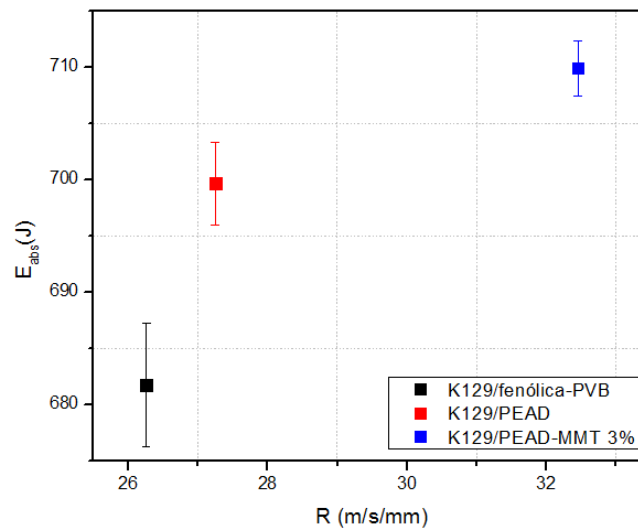


Figura 59 – Gráfico E_{abs} vs R.

Nota-se, dessa forma, que se atingiu o objetivo de, sem ganho em peso, produzir um material compósito de matriz termoplástica nanoestruturada que reduzisse a deformação posterior e aumentasse a resistência balística, quando comparado ao material compósito atualmente empregado na produção de capacetes balísticos. Para entender como o compósito balístico de matriz termoplástica nanoestruturada atingiu esses resultados, foram avaliados os mecanismos de falhas atuantes, em cada compósito, durante o impacto balístico.

5.3.4 Avaliação dos mecanismos de falha

Com a intenção de avaliar os mecanismos de falhas de cada um dos três materiais compósitos estudados nessa dissertação, um painel de cada material foi selecionado. Os painéis a serem analisados sofreram único impacto balístico, em sua região central, com munição 9 mm, à velocidade de tiro equivalente a 90% daquela característica do nível de proteção balística III-A, aproximadamente 370 m/s, seguindo as mesmas condições de ensaio do referido teste. A Figura 60 apresenta uma visão completa da face de impacto e face traseira dos painéis balísticos.

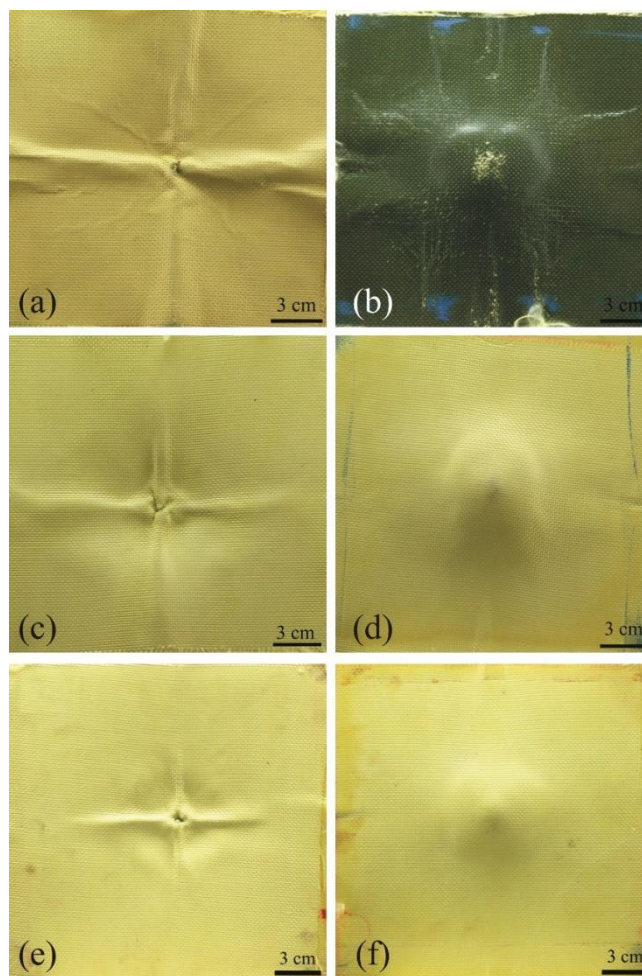


Figura 60 – Placas balísticas submetidas a ensaio de mecanismos de falha: (a) face de impacto do K129/fenólica-PVB, (b) face traseira do K129/fenólica-PVB, (c) face de impacto do K129/PEAD, (d) face traseira do K129/PEAD, (e) face de impacto do K129/PEAD-MMT 3% e (f) face traseira do K129/PEAD-MMT 3%.

Em todas as placas percebe-se que, nas faces de impacto, ocorre a divisão em fibras primárias e fibras secundárias. As fibras primárias partem do centro da placa (região do impacto balístico) e se estendem nos sentidos horizontal e vertical. Já as fibras secundárias compõem a região em que não há percepção visual de efeito do impacto balístico. Nas faces traseiras, por sua vez, verifica-se a formação do cone de deformação, o que indica que nenhuma placa sofreu penetração completa pelo projétil.

No K129/fenólica-PVB, a face de impacto apresenta o já esperado formato de losango na região deformada, tendo como centro o impacto balístico, o que é comum para soluções de tecido plano de fibra de para-aramida com resina termorrígida (GU, 2003). Nota-se também pequenos veios que partem do local do impacto balístico em direções aleatórias, mas sempre em sentido das fibras secundárias, característicos da fratura frágil das resinas termorrígidas (REIS *et al.*, 2012). Na face traseira é possível perceber a

deformação das fibras primárias, destacando-se em formato de cruz, sendo essa também uma característica comum aos compósitos balísticos de matriz termorrígida (NAIK & SHRIRAO, 2004).

No K129/PEAD, também se verifica a presença, na face de impacto, de uma deformação em formato de losango. Aqui, contudo, não há a formação de pequenos veios. Na face traseira, por sua vez, não há a delimitação de fibras primárias, mas sim uma deformação com formato aproximadamente circular e simétrico, sendo esse um comportamento balístico de blindagens com matrizes termoplásticas (NAYAK *et al.*, 2014).

No K129/PEAD-MMT 3% observa-se, na face de impacto, que uma deformação circular foi dominante, e não em losango, o que indica que essa matriz auxilia na distribuição radial do impacto de maneira mais homogênea. Verifica-se também que o volume de fibras envolvido na deformação das fibras primárias é menor, o que assinala que houve um maior envolvimento das fibras secundárias na absorção do impacto, dado que as velocidades de impactos que os três compósitos sofreram são bastante próximas. Na face traseira, comportamento semelhante ao K129/PEAD é observado.

O que fora observado na Figura 60 corrobora o atestado por Cheeseman e Bogetti (CHEESEMAM & BOGETTI, 2003), os quais afirmam que em um compósito balístico reforçado por tecido de fibras, a maior parte da energia cinética do projétil é transferida para as fibras primárias, sendo a contribuição das fibras secundárias tão maiores quanto a habilidade da matriz em envolve-las na absorção de energia de impacto.

A Figura 61 apresenta imagens da parte frontal (face de impacto), sendo estas macrografias do orifício de penetração de tiro, buscando avaliar danos de Estágio 1, os quais referem-se ao estágio inicial de penetração do projétil, sendo portanto danos locais, isto é, concentrados na região de contato do projétil com a placa (BANDARU *et al.*, 2016, BRAGA *et al.*, 2017).

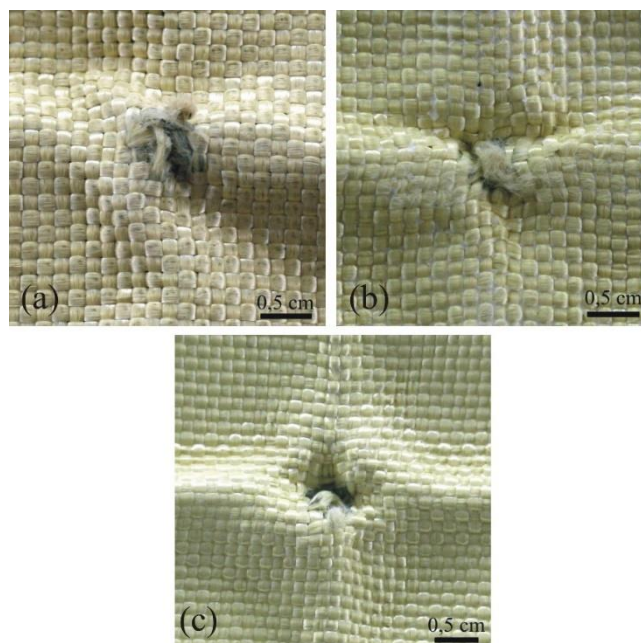


Figura 61 – Macrografia da região de impacto balístico: (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD-MMT 3%

Nestas imagens nota-se que as fibras das primeiras camadas, as quais tiveram contato direto com a ponta do projétil, romperam-se. Enquanto o projétil avança para o interior da placa balística, as fibras são submetidas a tensão de compressão e as ondas desse esforço se propagam pela fibra, ocorrendo rompimento de fibras por tração e por cisalhamento, este último associado ao movimento rotacional do projétil, o que corresponde com o observado na literatura de blindagens balísticas (PIRVU & DELEANU, 2018, NAYAK *et al.*, 2014, SILVA *et al.*, 2017, SHAKTIVESH *et al.*, 2015).

Imagens de MEV foram obtidas do orifício do impacto balístico, afim de observar micrografias dos mecanismos de falha no Estágio 1. A Figura 62 apresenta imagens de MEV da região de impacto balístico em cada compósito.

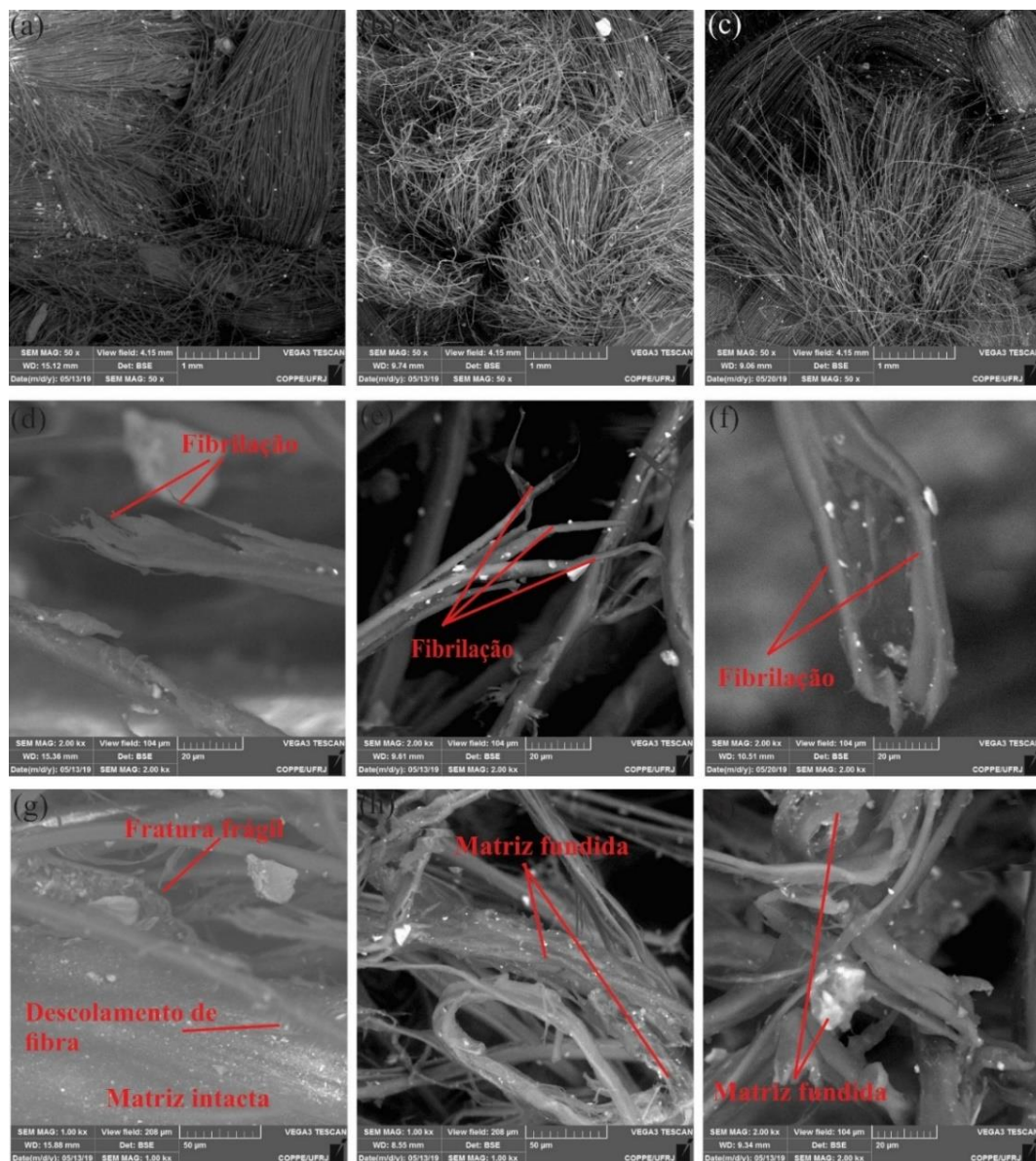


Figura 62 – Imagens MEV da região do impacto balístico.

No primeiro conjunto de imagens, Figura 62(a),(b),(c), observam-se micrografias da região periférica ao orifício gerado pelo impacto balístico dos compósitos K129/fenólica-PVB, K129/PEAD e K129/PEAD-MMT 3%, respectivamente. Os comportamentos de todos os materiais são análogos, percebendo-se uma grande quantidade de fibras rompidas da primeira camada. Nesse primeiro conjunto de imagens não é possível observar, em nenhum dos três compósitos balísticos, a presença da matriz, o que ocorre devido à reduzida porcentagem de composição delas. Os pontos brancos dispersos nas imagens de todos os compósitos são restos do propelente que acompanharam o projétil em seu deslocamento.

As Figura 62(d),(e),(f) apresentam o rompimento das fibras, observadas em maior magnificação, dos compósitos K129/fenólica-PVB, K129/PEAD e K129/PEAD-MMT

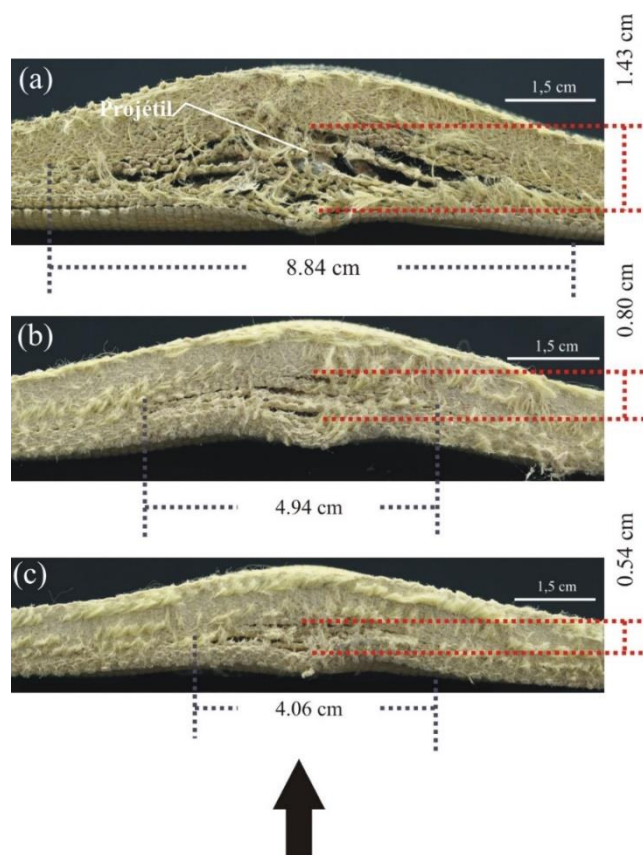
3%, respectivamente. Na extremidade das fibras fraturadas observa-se o mecanismos de fibrilação, o qual ocorre quando as ligações secundárias do polímero que compõe a fibra se rompem, ocasionado deslizamento das cadeias poliméricas, com consequente fratura plástica (FINK, 2008, PIRVU & DELEANU, 2018, LUZ *et al.*, 2015). Nayak *et al.* (NAYAK *et al.*, 2014) destacam que o mecanismo de fratura da fibra e a extensão de sua fibrilação podem ser correlacionados com a natureza da matriz. Fibras de compósitos termoplásticos, normalmente com menor adesividade, apresentam fibras com maior extensão de fibrilação, enquanto em compósitos termorrígidos, devido à alta adesividade, ocorre menor fibrilação.

Na Figura 62(d) é possível observar fibras rompidas do compósito K129/fenólica-PVB, sendo perceptível pouca fibrilação, indicando alta adesão fibra/matriz. Na Figura 62(e), verifica-se fibras rompidas do compósito K129/PEAD, em que, contrariamente ao compósito anterior, é maior a extensão da fibrilação, o que indica menor adesão fibra/matriz. A Figura 62(f), do compósito K129/PEAD-MMT 3%, nota-se comportamento intermediário aos dois compósitos já apresentados, havendo fibrilação, porém em volume significativamente inferior ao apresentado pelo compósito de matriz PEAD.

O avançar do projétil pelas camadas de tecido de aramida implicam em ruptura de matriz e delaminação (CHEESEMAM & BOGETTI, 2003, NAIK & SHRIRAO, 2004, BHATNAGAR, 2006). Em diversos trabalhos na literatura são apresentadas imagens de MEV desses mecanismos de fratura, o que está associado ao fato de os compósitos ali testados terem uma composição de matriz bastante alta, normalmente entre 30 e 40%. Nesse trabalho, contudo, pouco se observou de matriz durante o imageamento dos orifícios de impacto das amostras em MEV. Para o compósito K129/fenólica-PVB, produzido a partir de pré-impregnados, apareceram pequenas regiões do filme de matriz com fraturas frágeis e descolamento de fibras, apontados na Figura 62(g). No caso das matrizes termoplásticas, a alta velocidade do projétil, associada ao movimento rotacional, causam repentino aumento de temperatura, ocorrendo fusão da matriz, ao invés de fratura (NAYAK *et al.*, 2014). Observa-se, nas Figura 62(h), PEAD e Figura 62(i), PEAD/MMT-3%, as matrizes com volumes contraídos aderidas ao um pequeno conjunto de fibras.

Após a obtenção das imagens de MEV do orifício, os painéis balísticos sofreram um corte linear, através da espessura, empregando jato d'água, a 10mm do local do impacto, e imagens da seção transversal dos painéis foram capturadas, Figura 63. A referida distância foi adotada com a intenção de minimizar mecanismos de falhas

advindos do corte a jato d'água, podendo assim somente observar os danos do impacto (GREENHALGH, 2009, GREENHALGH *et al.*, 2013). Uma seta preta à base das imagens indica a direção de tiro.



Direção de tiro

Figura 63 - Imagens das secções transversais dos compósitos balísticos (a) K129/fenólica-PVB, (b) K129/PEAD e (c) K129/PEAD-MMT 3%

Aqui observou-se os Estágios 2 e 3 de danos ao compósito balísticos, considerados danos globais (BHATNAGAR, 2006), enfatizando às dimensões de delaminação em cada compósito balístico. Em todas as imagens, foram mensuradas a extensão da zona de delaminação das camadas ao longo do plano da espessura e normal ao plano da espessura, prática comum na avaliação de danos em placas balísticas (GREENHALGH, 2009, GREENHALGH *et al.*, 2013, ALIL *et al.*, 2018).

Em todos os compósitos, percebe-se que a delaminação normal ao plano de espessura estendeu-se a, no máximo, dois terços do número de camadas. Isto significa que, no caso do compósito balístico que sofreu danos mais severos, K129/fenólica-PVB, a placa manteve dois terços da espessura para absorção da energia do projétil pela blindagem sem penetração. Infere-se, portanto, que todas as soluções são adequadamente dimensionadas para o nível de proteção balística na qual estão definidas. Contando as

camadas que foram penetradas pelo projétil, obteve-se 8 para o K129/fenólica-PVB, 7 para o K129/PEAD e 5 para o K129/PEAD-MMT 3%, sendo este um primeiro indicativo de que a matriz nanoestruturada foi a mais eficiente em dispersar radialmente a energia do impacto balístico, envolvendo um maior número de fibras nesse esforço, reduzindo dessa forma o avanço do projétil.

Comparando os resultados dos três compósitos, verifica-se, na Figura 63(a), zona de delaminação no K129/fenólica-PVB, as maiores extensões ao longo e na direção do plano da espessura. Já os compósitos K129/PEAD, Figura 63(b), e K129/PEAD-MMT 3%, Figura 63(c), apresentam dimensões de delaminação consideravelmente inferiores, sendo as do último, as menores dentre os materiais estudados.

Outra diferença que pode ser vista no comportamento das primeiras camadas dos compósitos é que, para o K129/fenólica-PVB, a delaminação já tem início na primeira camada, enquanto nos compósitos de matriz termoplástica, as primeiras camadas permanecem aderidas pela matriz, sendo o início da zona de delaminação perceptível apenas após o projétil atravessar algumas camadas de tecido. Verifica-se assim que, no K129/fenólica-PVB, as primeiras camadas de tecido, as quais recebem o projétil em sua maior energia cinética, contribuíram pouco na resistência ao avanço do projétil, enquanto nos compósitos termoplásticos, essa contribuição foi significativamente maior. Como as camadas de tecidos não se separaram logo ao início, houve maior tempo para as primeiras camadas do compósito dispersarem radialmente a energia do impacto, o que corrobora os resultados superiores de V_{50} e inferiores de deformação posterior obtidos pelas blindagens termoplásticas.

6 CONCLUSÃO

Nesse estudo foram produzidos três compósitos balísticos: K129/fenólica-PVB, material atualmente em uso no Brasil na produção de capacetes, K129/PEAD e K129/PEAD-MMT 3%, o último sendo a principal proposta desse trabalho.

Nos ensaios aplicados às matrizes termoplástica, PEAD e PEAD/MMT 3%, observou-se incorporação nanopartícula-matriz, observada pela banda larga em 1060 cm⁻¹ em espectrograma de FTIR. Em SAXS verificou-se que a morfologia do filme nanoestruturado é globalmente isotrópica, exfoliada e homogeneamente dispersa. Propriedades mecânicas superiores foram observadas no PEAD/MMT 3%, quando comparado ao filme de PEAD, em ensaios de tração uniaxial.

Ensaio mecânicos quase-estáticos foram empregados aos compósitos balísticos. Em ensaio de flexão 3-pontos o compósito K129/PEAD MMT 3% teve suas propriedades de flexão incrementadas em aproximadamente 40% quando comparadas às do K129/PEAD. Já a resistência *Short Beam* do compósito de matriz nanoestruturada foi 11% superior à do compósito de matriz termoplástica pura, enquanto a Resistência Média ao Arrancamento obteve superioridade de 30,36%, sendo ainda estatisticamente equivalente ao compósito de referência, K129/fenólica-PVB. Verificou-se que esse comportamento otimizado do compósito de matriz nanoestruturada em relação ao de matriz pura está diretamente relacionado a nanopartícula utilizada nesta pesquisa, Cloisite 20A, a qual garantiu relativa polaridade ao filme PEAD/MMT 3% e consequente aumento da adesão fibra/matriz

No ensaio dinâmico compressivo em Barra de Hopkinson percebeu-se que todos os compósitos apresentaram sensibilidade ao aumento da taxa de deformação, isto é, propriedades como Tensão de Compressão Máxima e Tenacidade aumentaram a medida em que o compósito era submetido a taxas de deformação maiores. Essa sensibilidade, contudo, foi mais pronunciada nos compósitos com matrizes termoplásticas, K129/PEAD e K129/PEAD MMT 3%.

Nos ensaios balísticos, todos os compósitos obtiveram nível de proteção balística III-A. Em V₅₀, o K129/PEAD MMT 3% apresentou velocidade discretamente superior aos demais compósitos, enquanto no teste de deformação posterior ele obteve a menor deformação e a maior absorção de energia de impacto balístico, sendo, portanto, a solução balística mais eficiente neste trabalho. Cortes nas placas e imagens de MEV foram

empregados para avaliar os mecanismos de falhas advindos de impacto balístico, em que se verificou que a matriz termoplástica nanoestruturada é a mais capaz em distribuir radialmente a energia do impacto balístico, tendo uma menor região de danos locais (próximo ao orifício do tiro).

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Otimização de parâmetros de processamento dos compósitos com matrizes termoplásticas, avaliando a viabilidade do uso de maiores pressões, ao invés de nivelar o processamento pelo compósito parcialmente termorrígido.
- Utilização de outras matrizes termoplásticas (polipropileno, poliuretano), bem como de outras nanopartículas (nanotubos de carbono, grafeno).
- Emprego de outros meios de processamento, como a autoclavagem, de forma a verificar possíveis mudanças em propriedades mecânicas e balísticas.
- Estudo de compósitos híbridos, empregando fibras de carbono e/ou de polietileno em conjunto com as fibras de para-aramida, de maneira a aumentar a resistência balística e reduzir a deformação posterior da blindagem.
- Prensagem do material compósito termoplástico nanoestruturado em formato de capacete balísticos.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABDEL-BARY, Elsayed M. (ed.), 2003, *Handbook of Plastic Films*. . First. Crewe, UK:, Rapra Technology Limited.
- ABNT, 2005. "ABNT NBR 15000 - Blindagens para impactos balísticos.". . 2005. Rio de Janeiro - RJ: ABNT.
- ABRATE, S., 1994, "Abrate - Impact on laminated composites recent advances". In: *Applied Mechanics Reviews*. v. 47, pp. 517–539.
- ALIL, L.C., ARRIGONI, M., BADEA, S., et al., 2018, "Ballistic study of Tensylon–based panels". In: *Express Polymer Letters*. v. 12, pp. 491–504.
- ANCTIL, B., BAYNE, T., WILLIAMS, K., et al., 2014. *Compression Resistance Testing of Combat Helmets and the Effects on Ballistic Performance*. Ottawa.
- ARUMUGAM, V., KARTHIKEYAN, S. V., SRIDHAR, B.T.N., et al., 2013, "Characterization of Failure Modes in Composite Laminates Under Flexural Loading Using Time-Frequency Analysis". In: *Arabian Journal for Science and Engineering*. v. 38, pp. 1471–1480.
- ASIJA, N., CHOUHAN, H., GEBREMESKEL, S.A., et al., 2017, "High strain rate behavior of STF-treated UHMWPE composites.". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 110, pp. 359–364.
- ASTM, 2012a. "ASTM D 790 - 12. Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials.". . 2012. Philadelphia, PA: ASTM International.
- ASTM, 2012b. "ASTM D882 - 12 Standard Test Method for Tensile Properties of Thin Plastic Sheetting.". . 2012. Philadelphia, PA: ASTM International.
- ASTM, 2015. "ASTM D 1876 - 15 Standard Test Method for Peel Resistance of Adhesives (T-Peel Test).". . 2015. Philadelphia, PA: ASTM International.
- ASTM, 2016. "ASTM D 2344 - 16 Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates.". . 2016. Philadelphia, PA.: ASTM International.
- AZIZI, H., MORSHEDIAN, J., BARIKANI, M., et al., 2010, "Effect of layered silicate nanoclay on the properties of silane crosslinked linear low-density polyethylene (LLDPE)". In: *Express Polymer Letters*. v. 4, pp. 252–262.
- BAIRD, D.G., COLLIAS, D.I., 2014, *Polymer Processing: Principles and Design*. .

- Second. New Jersey, NY:, John Wiley and Sons, Inc.
- BANDARU, A.K., CHAVAN, V.V., AHMAD, S., et al., 2016, "Ballistic impact response of Kevlar reinforced thermoplastic composite armors.". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 89, pp. 1–13.
- BHATNAGAR, A., 2006, *Lightweight ballistic composites*. . 1st. Boca Raton:, CRC.
- BRAGA, F. DE O., LIMA JR., É.P., LIMA, E. DE S., et al., 2017, "The Effect of Thickness on Aramid Fabric Laminates Subjected to 7.62 MM Ammunition Ballistic Impact.". In: *Materials Research*. v. 20, pp. 676–680.
- BRASKEM, 2012. "Especificação de produto - High Density Polyethylene AC59.". . 2012. S.l.: s.n.
- BYK, 2017. "CLOISITE 20A Safety Data Sheet.". . 2017. S.l.: BYK Additives & Instruments.
- CAMPBELL, D.T., CRAMER, D.R., 2008. *Hybrid Thermoplastic Composite Ballistic Helmet Fabrication Study*. Colorado.
- CARR, D., LINDSTROM, A., JAREBORG, A., et al., 2014, "Development of a skull/brain model for military wound ballistics studies.". In: *International Journal of Legal Medicine*. pp. 1–6.
- CHAWLA, K.K., 2012, *Composite Materials: Science and Engineering*. . 3rd. New York:, Springer.
- CHEESEMAN, B.A., BOGETTI, T.A., 2003, "Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates". In: *Composite Structures*. v. 61, pp. 161–173.
- CHEN, W.W., SONG, B., 2011, *Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications*. . First. New York, Springer.
- CHUNG, D.D.L., 2010, *Composite Materials: Science and Applications*. . 2nd. London:, Springer.
- COATES, J., 2000, "Interpretation of Infrared Spectra: A Practical Approach.". In: *Encyclopedia of Analytical Chemistry*. pp. 10815–10837.
- CROUCH, I., 2017. "Introduction to armour materials.". In: CROUCH, Ian (ed.), *The Science of Armour Materials*. 1st. Sydney.: Elsevier Ltd. pp. 1–54.
- CROUCH, I.G., SANDLIN, J., THOMAS, S., 2017. "Polymers and fibre-reinforced plastics.". In: CROUCH, Ian. (ed.), *The Science of Armour Materials*. First. Victoria.: Elsevier Ltd. pp. 203–268.
- CUNNIFF, P., 2008. "The Effect of Preform Shape on Ballistic Impact Performance , Coverage and Seam Density in Combat Helmets". In: . S.l.: s.n. 2008. pp. 1–9.

- CUNNIFF, P.M., 1992, "An Analysis of the System Effects in Woven Fabric Under Ballistic Impact.". In: *Textile Research Journal*. v. 62, pp. 9.
- DIMESKI, D., SREBRENKOSKA, V., 2014a. "Advanced Prepreg Ballistic Composites for Military Helmets.". In: *International Scientific Conference of Defensive Technologies*. Belgrade: s.n. 2014. pp. 718–721.
- DIMESKI, D., SREBRENKOSKA, V., 2014b, "Predicting the Ballistic Strength of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene/ Fiber Composites by Implementing Full Factorial Experiment Design.". In: *Journal of Engineering & Processing Management*. v. 6, pp. 91–98.
- DIMESKI, D., SREBRENKOSKA, V., MIRCESKA, N., 2015, "Ballistic Impact Resistance Mechanism of Woven Fabrics and their Composites.". In: *International Journal of Engineering Research & Technology*. v. 4, pp. 107–111.
- DOD, 1997. "MIL-STD-662: V50 Ballistic Test for Armor.". . 1997. Washington: National Institute of Justice.
- DOD, 2006. "MIL - DTL - 46593: Projectile, Calibers .22, .30, .50 and 20 mm Fragment-Simulating.". . 2006. Washington, DC.: U.S. Department of Defense.
- DOD, 2007. "MIL-DTL-62474F - Laminate: Aramid-Fabric-Reinforced, Plastic.". . 2007. S.l.: s.n.
- DSM, 2006. "Unidirectional Sheet Material: HB80.". . 2006. Amsterdamn: DSM.
- DUNN, D.R., 2008. "Ballistic testing of textile materials.". In: WILUSZ, Eugene. (ed.), *Military Textiles*. First. Cambridge.: CRC. pp. 229–241.
- DUPONT, 2015. "ESPECIFICAÇÃO DE PRODUTO – TECIDO DE ARAMIDA MARCA KEVLAR (R) – ESTILO S758 HEAT SET.". . 2015. Paulínia, Brasil.: Etope Frederici.
- FEJDYŚ, M., LANDWIJT, M., HABAJ, W., et al., 2015, "Ballistic Helmet Development Using UHMWPE Fibrous Materials". In: *FIBRES & TEXTILES*. v. 1, pp. 89–97.
- FERREIRA, R.L.R., 2012. *Estudo da influência da razão de sopro na estrutura e propriedades de filmes de polietilenos produzidos pelo processo de extrusão tubular*. . Porto Alegre: Universidade Federal de Porto Alegre.
- FIELD, J.E., WALLEY, S.M., PROUD, W.G., et al., 2004, "Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 30, pp. 725–775.
- FIGUCIA, F., 1982. "Energy absorption of Kevlar fabrics under ballistic impact.". In: *Proceedings for Army Science Conference*. Massachussetts: s.n. 1982. pp. 29–41.

- FINK, J.K., 2008, *High Performance Fibers*. . Second. Norwich, NY, William Andrew Inc.
- FOLGAR, F., SCOTT, B.R., WALSH, S.M., et al., 2007, "THERMOPLASTIC MATRIX COMBAT HELMET WITH GRAPHITE-EPOXY SKIN". In: *INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON BALLISTICS*. v. 23, pp. 883–892.
- FREITAS, C., BIGGER, R., GRIMM, M., et al., 2014, "Resin/Fabric Composites Dynamic Back Face Deflection Characteristics Due to Ballistic Impact.". In: *Composite and Advanced Materials Expo*. pp. 1–14.
- FREITAS, S.T. DE, SINKE, J., 2015, "Test method to assess interface adhesion in composite bonding.". In: *Applied Adhesion Science*. pp. 1–13.
- GAMA, B.A., LOPATNIKOV, S.L., GILLESPIE JR., J.W., 2004, "Hopkinson Bar Experimental Technique: A Critical Review". In: *APPLIED MECHANICS REVIEWS*. v. 57, pp. 223–250.
- GRAY III, G.T. (RUSTY), 2000. "Classic Split-Hopkinson Pressure Bar Testing.". In: KUHN, Howard & MEDLIN, Dana (eds.), *ASM Handbook Vol. 8 - Mechanical Testing and Evaluation*. Ohio.: ASTM International. pp. 1027–1046.
- GREENHALGH, E.S., 2009, *Failure analysis and fractography of polymer composites*. . Cornwall., Woodhead Publishing Limited.
- GREENHALGH, E.S., BLOODWORTH, V.M., IANNUCCI, L., et al., 2013, "Fractographic observations on Dyneema composites under ballistic impact.". In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. v. 44, pp. 51–62.
- GU, B., 2003, "Analytical modeling for the ballistic perforation of planar plain-woven fabric target by projectile.". In: *Composites Part B: engineering*. v. 34, pp. 361–371.
- GURURAJA, M.N., HARIRAO, A.N., 2013, "Interlaminar Shear Strength of Cross Ply & Angle Ply Carbon / Glass Hybrid Composites.". In: *International Journal of Composite Materials*. v. 3, pp. 141–144.
- HAMOUDA, A.M.S., SOHAIMI, R.M., ZAIDI, A.M.A., et al., 2012. "Materials and design issues for military helmets.". In: SPARKS, E. (ed.), *Advance in military textiles and personnel equipments*. First. Cornwall: Woodhead Publishing. pp. 103–138.
- HAZELL, P.J., 2016, *Armour: Materials, Theory and Design*. . Boca Raton, FL., CRC Press.
- HEARLE, J.W.S., 2005. "Fiber and fabrics for protective textiles.". In: SCOTT, Richard

- A. (ed.), *Textile for protection*. First. Cambridge, UK.: Woodhead Publishing. pp. 109–119.
- HISLEY, D., GURGANUS, J., LEE, J., et al., 2010. *Experimental Methodology using Digital Image Correlation (DIC) to Assess Ballistic Helmet Blunt Trauma*. Aberdeen Proving Ground, MD.
- HOSUR, M. V, ALEXANDER, J., VAIDYA, U.K., et al., 2001, "High strain rate compression response of carbon / epoxy laminate composites". In: *Composite Structures*. v. 52, pp. 405–417.
- JORDAN, J., JACOB, K.I., TANNENBAUM, R., et al., 2005, "Experimental trends in polymer nanocomposites — a review". In: *Materials Science & Engineering A*. v. 393, pp. 1–11.
- KAPOOR, R., PANGENI, L., KUMAR, A., et al., 2016, "High strain rate compression response of woven Kevlar reinforced polypropylene composites.". In: *Composites Part B*. v. 89, pp. 374–382.
- KARAHAN, M., KUS, A., EREN, R., 2008, "An investigation into ballistic performance and energy absorption capabilities of woven aramid fabrics.". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 35, pp. 499–510.
- KOTIK, H.G., IPIÑA, J.E.P., 2017, "Suggested Modifications of the ASTM D2344-16 Short-Beam Shear Test Method to Be Applied to Fiber Metal Laminates.". In: *Journal of Testing and Evaluation*. v. 49, pp. 1–10.
- KULKARNI, S.G., GAO, X., HORNER, S.E., et al., 2013, "Ballistic helmets – Their design , materials , and performance against traumatic brain injury". In: *COMPOSITE STRUCTURE*. v. 101, pp. 313–331.
- LAIBLE, R.C., 2012, *Ballistic Materials and Penetration Mechanics*. . First. Netherlands, Elsevier Scientific Publishing Company.
- LEIF, A., DONALD, F., BYRON, R., 2014, *Experimental Characterization of Advanced Composite Materials*. . Fourth. Boca Raton, FL., CRC Press.
- LUZ, F.S., LIMA JR, E.P., LOURO, L.H.L., et al., 2015, "Ballistic Test of Multilayered Armor with Intermediate Epoxy Composite Reinforced with Jute Fabric.". In: *Materials research*. v. 18, pp. 170–177.
- MAGRINI, M.A., 2010. *Fibre Reinforced Thermoplastics for Ballistic Impacts*. . S.I.: University of Alabama.
- MANO, E.B., MENDES, L.C., 2004, *Introdução a polímeros*. . Second. São Paulo., s.n.
- MANRICH, S., 2005, *Processamento de termoplásticos*. . São Paulo:, Artliber.

- MARINI, J., BRANCIFORTI, C., MARIA, R., et al., 2010, "Effect of EVA as Compatibilizer on the Mechanical Properties , Permeability Characteristics , Lamellae Orientation , and Long Period of Blown Films of HDPE/Clay Nanocomposites.". In: *Journal of Applied Polymer Science*. v. 118, pp. 3340–3350.
- MAS, 1996. "STANAG 2920 - BALLISTIC TEST METHOD FPR PERSONAL ARMOURS.". . 1996. Brussels.: NATO.
- MEYERS, M., 1994, *Dynamic Behavior of Material*. . San Diego:, John Wiley and Sons, Inc.
- MOORE, D.R., 2008, "An Introduction to the Special Issue on Peel Testing.". In: *International Journal of Adhesion & Adhesives*. v. 28, pp. 153–157.
- NAGHDABADI, R., ASHRAFI, M.J., ARGHAVANI, J., 2012, "Experimental and numerical investigation of pulse-shaped split Hopkinson pressure bar test.". In: *Materials Science & Engineering A*. v. 539, pp. 285–293.
- NAIK, N.K., KAVALA, V.R., 2009, "High strain rate behavior of woven fabric composites under compressive loading.". In: *Materials Science and Engineering:A*. v. 474, pp. 301–311.
- NAIK, N.K., PANDYA, K.S.K.S., PONTNINIS, J.R., et al., 2014, "Revisiting Kolsky bar data evaluation method.". In: *Composite Structures*. v. 111, pp. 446–452.
- NAIK, N.K., SHRIRAO, P., 2004, "Composite structures under ballistic impact". In: *Composite Structures*. v. 66, pp. 579–590.
- NAIR, N.S., KUMAR, C.V.S., NAIK, N.K., 2013, "Ballistic impact performance of composite targets". In: *Materials and Design*. v. 51, pp. 833–846.
- NAIR, V.N., COOK, C.A., BASS, C., et al., 2014. *Review of Department of Defense Test Protocols for Combat Helmets*. Washington, DC.
- NAYAK, N., SIVARAMAN, P., BANERJEE, A., et al., 2014, "Effect of Matrix on the Ballistic Impact of Aramid Fabric Composite Laminates by Armor Piercing Projectiles.". In: *Polymer Composites*. v. 116, pp. 443–450.
- NIJ, 1981. "NIJ Standard 0106.01: Ballistic Helmets.". . 1981. Washington, DC: National Institute of Justice.
- NIJ, 1985. "NIJ 0108.01: Ballistic Resistant Protective Materials.". . 1985. Washington, DC.: National Institute of Justice.
- NIJ, 2000. "NIJ Standard - 0101.04: Ballistic Resistance of Personal Body Armor". . 2000. Washington: National Institute of Justice.

- PADHYE, N., PARKS, D.M., SLOCUM, A.H., et al., 2016, "Enhancing the performance of the T-peel test for thin and flexible adhered laminates.". In: *Review of Scientific Instruments*. v. 87, pp. 085111-1- 085111–11.
- PADMANABHAN, K.K., 1995, "Interlaminar shear of woven fabric Kevlar-epoxy composites in three-point loading.". In: *Materials Science & Engineering A*. v. 197, pp. 113–118.
- PIRVU, C., DELEANU, L., 2018. "Ballistic Testing of Armor Panels Based on Aramid.". . 2018. Galati, Romania.: IntechOpen.
- PRATHER, R.N., SWANN, C.L., HAWKINS, C.E., 1977. *Backface Signatures of Soft Body Armors and the Associated Trauma Effects*. Aberdeen Proving Ground, MD.
- QIAN, X., WANG, H., ZHANG, D., et al., 2016, "High strain rate out-of-plane compression properties of aramid fabric reinforced polyamide composite.". In: *Polymer Testing*. v. 53, pp. 314–322.
- QMC, 1950. "MIL-H-10990: Military Specification, Helmet, Steel, M-1.". . 1950. Aberdeen Proving Ground, MD.: United States Departament of Defense.
- RAFAELS, K.A., CUTCLIFFE, H.C., SALZAR, R.S., et al., 2015, "Injuries of the Head from Backface Deformation of Ballistic Protective Helmets Under Ballistic Impact". In: *Journal of Forensic Sciences*. v. 60, pp. 219–225.
- RAJESH, S., VIJAYARAMNATH, B., SUDHARSANAN, V., et al., 2016, "Investigation of Flexural Response of Kevlar Composite.". In: *Indian Journal of Science and Technology*. v. 9, pp. 1–5.
- RAVIKUMAR, G., POTHNIS, J.R., JOSHI, M., et al., 2013, "Analytical and experimental studies on mechanical behavior of composites under high strain rate compressive loading.". In: *Materials and Design*. v. 44, pp. 246–255.
- REIS, P., FERREIRA, J.A.M., SANTOS, P., et al., 2012, "Impact response of Kevlar composites with filled epoxy matrix.". In: *Composite Structures*. v. 94, pp. 3520–3528.
- REN, L., LARSON, M., GAMA, B.A., et al., 2004. *Wave Dispersion in Cylindrical Tubes: Applications to Hopkinson Pressure Bar Experimental Techniques*. Newark.
- ROBINSON, P., HODGKINSON, J.M., 2000. "Interlaminar Fracture Toughness.". In: HODGKINSON, J.M. (ed.), *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. First. Boca Raton, FL.: CRC Press. pp. 170–207.

- SALMAN, S., LEMAN, Z., SULTAN, M., et al., 2016a, "Ballistic Impact Resistance of Plain Woven Kenaf/Aramid Reinforced Polyvinyl Butyral Laminated Hybrid Composite.". In: *BioResources*. v. 11, pp. 7282–7295.
- SALMAN, S.D., LEMAN, Z., SULTAN, M., et al., 2015. "Mechanical and Morphological Properties of 45/-45 Woven Kenaf Reinforced PVB-Phenolic Resin Produced Using a Hot Press Technique.". In: *Malaysia Polymer International Conference*. S.l.: s.n. 2015. pp. 1–10.
- SALMAN, S.D., LEMAN, Z., SULTAN, M.T.H., et al., 2016b, "Influence of Fiber Content on Mechanical and Morphological Properties of Woven Kenaf Reinforced PVB Film Produced Using a Hot Press Technique.". In: *Intenational Journal of Polymer Science*. pp. 1–11.
- SAPOZHNIKOV, S.B., KUDRYAVTSEV, O.A., ZHIKHAREV, M. V, 2015, "Fragment ballistic performance of homogenous and hybrid thermoplastic composites". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 81, pp. 8–16.
- SHAKER, K., JABBAR, A., KARAHAN, M., et al., 2017, "Study of dynamic compressive behaviour of aramid and ultrahigh molecular weight polyethylene composites using Split Hopkinson Pressure Bar.". In: *Journal of Composite Materials*. v. 51, pp. 81–94.
- SHAKTIVESH, NAIR, N.S., NAIK, N.K., 2015, "Ballistic impact behavior of 2D plain weave fabric targets with multiple layers: Analytical formulation.". In: *International Journal of Damage Mechanics*. v. 24, pp. 116–150.
- SHEKAR, K.C., PRASAD, B.A., PRASAD, N.E., 2014, "Interlaminar shear strength of multi-walled carbon nanotube and carbon fiber reinforced , epoxy - matrix hybrid composite.". In: *Procedia Materials Science*. v. 6, pp. 1336–1343.
- SILVA, A.O. DA, OLIVEIRA, S. DE S.A., MONSORES, K.G. DE C., et al., 2017. "Avaliação Balística De Um Compósito Híbrido Laminado Reforçado Com Manta De Curauá E Tecido De Poliaramida.". In: *72 Congresso Anual da ABM*. S.l.: s.n. 2017. pp. 1751–1760.
- SILVERSTEIN, R.M., 2005, *Spectrometric Identification of Organic Compounds*. . 7th. New York., John Wiley and Sons, Inc.
- SONG, Z., WANG, Z., MA, H., et al., 2014, "Mechanical behavior and failure mode of woven carbon / epoxy laminate composites under dynamic compressive loading.". In: *COMPOSITES PART B*. v. 60, pp. 531–536.
- SORRENTINO, L., VASCONCELLOS, D.S., D'AURIA, M., et al., 2017, "Flexural and

- Low Velocity Impact Characterization of Thermoplastic Composites Based on PEN and High Performance Woven Fabrics.". In: *Polymer Composites*. pp. 1–10.
- STUART, B.H., 2004, *Infrared Spectroscopy: Fundamentals and Applications*. . Chichester, UK, John Wiley & Sons, Ltd. Analytical Techniques in the Sciences.
- TANOGLU, M., SEYHAN, T., 2003, "Investigating the effects of a polyester preforming binder on the mechanical and ballistic performance of E-glass fiber reinforced polyester composites.". In: *International Journal of Adhesion & Adhesives*. v. 23, pp. 3–6.
- TENNYSON, R.C., LAMONTAGNE, C.G., 2000. "High-velocity impact damage to polymer matrix composites.". In: REID, S.R. & ZHOU, G. (eds.), *Impact Behaviour of Fibre-Reinforced Composite Materials and Structures*. First. Boca Raton: CRC Press. pp. 280–300.
- ULTRACKI, L.A., 2010, "Rigid ballistic composites". In: *NRC*. v. 1, pp. 1–78.
- VAIDYA, U.K., 2011. "Impact Response of Laminated and Sandwich Composites.". In: ABRATE, Serge. (ed.), *Impact Engineering of Composite Structures*. 1rst. Illinois.: SpringerWien. pp. 97–192.
- VARGAS-GONZALEZ, L., WALSH, S.M., WOLBERT, J., 2011a. "Impact and Ballistic Response of Hybridized Thermoplastic Laminates". In: *SAMPE Proceedings Fall 2011 Conference*. Aberdeen Proving Ground, MD: s.n. 2011. pp. 1–26.
- VARGAS-GONZALEZ, L.R., GURGANUS, J.C., 2015, "Hybridized composite architecture for mitigation of non-penetrating ballistic trauma.". In: *International Journal of Impact Engineering*. v. 86, pp. 295–306.
- VARGAS-GONZALEZ, L.R., WALSH, S.M., GURGANUS, J.C., 2011b. "Examining the Relationship Between Ballistic and Structural Properties of Lightweight Thermoplastic Unidirectional Composite Laminates". In: *SAMPE Proceedings Fall 2011 Conference*. Aberdeen Proving Ground, MD: s.n. 2011. pp. 1–18.
- WALSH, S.M., 2008. "Enhancing the performance of thermoplastic-based ballistic helmets.". In: *SPIE*. S.l.: s.n. 2008. pp. 1–3.
- WALSH, S.M., SCOTT, B.R., JONES, T.L., et al., 2008. *A Materials Approach in the Development of Multi-Threat Warfighter Head Protection*. Aberdeen Proving Ground, MD.
- WALSH, S.M., SCOTT, B.R., SPAGNUOLO, D.M., 2005. "The Development of a Hybrid Thermoplastic Ballistic Material With Application to Helmets". In: *Int'l*

- Ballistics Symposium*. Aberdeen Proving Ground, MD: s.n. 2005. pp. 37.
- WALSH, S.M., SCOTT, B.R., SPAGNUOLO, D.M., et al., 2006. *Hybridized Thermoplastic Aramids: Enabling Material Technology for Future Force Headgear*. Aberdeen Proving Ground, MD.
- WEIDENMAN, N., DHARAN, K.H., 2005, "Ballistic Penetration of Compressively Loaded Composite Plates.". In: *COMPOSITE MATERIALS*. v. 40, pp. 1041–1061.
- WOO, S., KIM, T., 2014, "High-strain-rate impact in Kevlar-woven composites and fracture analysis using acoustic emission.". In: *Composites: Part B*. v. 60, pp. 125–136.
- WOO, S., KIM, T., 2016, "High strain-rate failure in carbon/Kevlar hybrid woven composites via a novel SHPB-AE coupled test.". In: *Composites Part B*. v. 97, pp. 317–328.
- YOUSIF, B.F., SHALWAN, A., CHIN, C.W., et al., 2012, "Flexural properties of treated and untreated kenaf/epoxy composites.". In: *Materials and Design*. v. 40, pp. 378–385.
- YUAN, Q., GUDAVALLI, R., MISRA, R.D.K., 2008, "Nanoparticle effects on the crystallization of polyethylene at elevated pressures.". In: *Materials Science & Engineering A*. v. 492, pp. 434–442.
- ZAERA, R., 2011. "Ballistic impacts on polymer matrix composites, composite armor, personal armor.". In: ABRATE, Serge (ed.), *Impact Engineering of Composite Structures*. 1st. New York: SpringerWien. pp. 305–411.
- ZHANG, T.G., SATAPATHY, S.S., VARGAS-GONZALEZ, L., et al., 2015, "Ballistic impact response of Ultra-High-Molecular-Weight Polyethylene". In: *Composite Structures*. v. 133, pp. 191–201.
- ZHANG, X.M., ELKOUN, S., AJJI, A., et al., 2004, "Oriented structure and anisotropy properties of polymer blown films : HDPE , LLDPE and LDPE.". In: *Polymer*. v. 45, pp. 217–229.
- ZHU, G., GOLDSMITH, W., DHARAN, C.K.H., 1992, "Penetration of Laminated Kevlar by Projectiles - I. Experimental Investigation". In: *Int. J. Solids Structures*. v. 29, pp. 399–420.