

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

BRUNO FIGUEIRA DE ABREU FERREIRA CARDOSO

**COMPÓSITO DE POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE REFORÇADO POR
ALUMINA E NANOPARTÍCULAS DE CARBETO DE SILÍCIO**

**Rio de Janeiro
2020**

BRUNO FIGUEIRA DE ABREU FERREIRA CARDOSO

COMPÓSITOS DE POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE REFORÇADO POR
ALUMINA E NANOPARTÍCULAS DE CARBETO DE SILÍCIO

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

Orientadores: Prof. Valdir Florêncio da Veiga Júnior - D.Sc.

Coorientadores: Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.Sc.

Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos – D.Sc.

Rio de Janeiro
2020

©2020

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

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

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

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

Cardoso, Bruno Figueira de Abreu Ferreira

Compósito de polietileno de alta densidade reforçado por alumina e nanopartículas de carbeto de silício/ Bruno Figueira de Abreu Ferreira Cardoso. Rio de Janeiro, 2020.

93 f.:

Orientadores: Valdir Florêncio da Veiga Júnior; Alaelson Vieira Gomes; James Humberto Tommasini Vieira Ramos.

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

1. Compósitos. 2. Alumina. 3. Blindagem Multicamada. 4. Comportamento dinâmico. I. Veiga-Júnior, Valdir Florêncio, orient. II. Gomes, Alaelson Vieira. orient. III. Ramos, Flávio James Humberto Tommasini Vieira, orient. Título.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

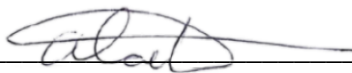
BRUNO FIGUEIRA DE ABREU FERREIRA CARDOSO

**COMPÓSITO DE POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE REFORÇADO POR
ALUMINA E NANOPARTÍCULAS DE CARBETO DE SILÍCIO**

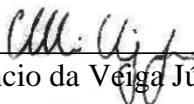
Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientadores: Prof. Valdir Florêncio da Veiga Júnior - D.Sc.
Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.Sc.
Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos – D.Sc.

Aprovada em 15 de dezembro de 2020 pela seguinte Banca Examinadora:



Prof. Alaelson Vieira Gomes – D.Sc. do IME - Presidente



Prof. Valdir Florêncio da Veiga Júnior – D. Sc do IME



Prof. Flávio James Humberto Tommasini Vieira Ramos – D.Sc. do IME



Prof. André Ben-Hur da Silva Figueiredo – D.Sc. do IME



Prof. Tiago Alegretti Zucarelli – D.Sc. do IAE

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a toda a minha família,
principalmente aos meus avós Manuel Cardoso, Emília
Rosa, Natividade Figueira e Franclim de Abreu .

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus falecidos avós que me acompanharam ao longo desta caminhada e que não estão mais presentes neste momento.

À minha mãe Fátima Cristina e ao meu pai Marcos Aurélio que sempre estiveram ao meu lado e me apoiaram em todas as decisões que tomei na vida.

Ao meu irmão, meus tios e primos e ao resto da minha família.

À minha namorada Gisele Lima que sempre me incentiva ao crescimento pessoal e profissional.

Ao meu orientador professor Valdir por toda a orientação e conselhos durante o meu aprendizado no mestrado, e um respeito imenso à dedicação que ele possui com a área científica.

Ao meus coorientadores Flávio Tomassini e professor Alaelson que me orientaram e me auxiliaram desde meu ingresso ao mestrado.

Ao meu grupo de pesquisa ABC-NP pelos conselhos na evolução profissional.

À minha orientadora de graduação, professora Cláudia Campinha, que guiou meus passos com sua orientação durante minha formação e acreditou no meu sucesso no mestrado.

Aos meus camaradas e amigos de IME: Pedro, Naiara, Roberto, Matheus, Thuane, Anthony, Bianca, Hiron, Luana, Isabella, e aos demais que não tive tanta aproximação mas deram sua contribuição para me ajudar neste caminho.

Ao corpo docente do IME pelo aprendizado que pude ter ao longo desta jornada, principalmente ao TC Wagner, uma das pessoas mais dedicadas que pude conhecer em toda a minha vida.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo fomento desta pesquisa.

Ao Instituto de Macromoléculas Professora Eloísa Mano (IMA), Rio de Janeiro/RJ, Brasil, pela realização de diversas análises.

RESUMO

Materiais cerâmicos são comumente utilizados na blindagem balística por serem rígidos, porém sua baixa tenacidade à fratura os torna inutilizáveis depois do primeiro impacto do projétil, reduzindo a resistência nos pontos próximos ao impacto. A utilização de um compósito cerâmico-polimérico proporciona uma maior tenacidade à fratura e redução de propagação de trincas, por conta das características dúcteis dos polímeros. Este trabalho tem por objetivo desenvolver uma camada polimérica de compósito de polietileno de alta densidade reforçada por partículas cerâmicas de alumina sinterizada e carbetto de silício e caracterizar as propriedades mecânicas, térmicas, químicas e avaliar o desempenho balístico do compósito. Foram processados quatro grupos com variação nas composições, com os teores de 40%p, 50%p e 60%p de carga cerâmica e de um grupo controle feito de HDPE puro. Os compósitos foram submetidos a ensaios térmicos, mecânicos e balísticos, e as fraturas por impactos balísticos foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que a adição de compatibilizantes melhora a adesão entre a carga cerâmica e a matriz polimérica, e que houve diminuição das propriedades mecânicas de tração, como de esperado, por conta da natureza frágil das cerâmicas, enquanto no ensaio de flexão a adição da carga cerâmica melhorou significativamente as propriedades mecânicas com o aumento da carga, assim como visto nos ensaios de dureza shore D, aumentando a resistência máxima do compósito de 46 para 72. Não houve alteração nas propriedades térmicas do compósito. Os ensaios balísticos mostraram que o melhor desempenho foi do grupo de 80% de carga cerâmica, e mostrou que cargas acima de 60% acrescentaram uma melhora acentuada nas propriedades balísticas. As imagens de SEM mostraram diversos mecanismos de fraturas diferentes, sendo o principal responsável pela absorção de energia o de fratura transgranular, e mostrou diversas morfologias de fratura dúctil, confirmando a hipótese do aumento da tenacidade à fratura, sendo possível para o disco balístico resistir a múltiplos impactos sem que a propagação de trincas danifique por inteiro o corpo de prova.

Palavras-chave: Compósitos. Alumina. Blindagem Multicamada. Comportamento dinâmico.

ABSTRACT

Ceramic materials are commonly used in ballistic armor because they are rigid, but their low fracture toughness makes them unusable after the first impact of the projectile, reducing the resistance at points close to the impact. The use of a ceramic-polymer composite provides greater fracture toughness and reduction of crack propagation, due to the ductile characteristics of the polymers. This work aims to develop a polymeric layer of high density polyethylene composite reinforced by ceramic particles of sintered alumina and silicon carbide and to characterize the mechanical, thermal, chemical properties and evaluate the ballistic performance of the composite. Four groups were processed with variation in the compositions, with the contents of 40% w, 50% w and 60% w of ceramic load and a control group made of pure HDPE. The composites were subjected to thermal, mechanical and ballistic tests, and fractures by ballistic impacts were evaluated by scanning electron microscopy. The results showed that the addition of compatibilizers improves the adhesion between the ceramic filler and the polymeric matrix, and that there was a decrease in the mechanical tensile properties, as expected, due to the fragile nature of the ceramics, while in the bending test the addition of ceramic load significantly improved the mechanical properties with the increase in load, as seen in shore D hardness tests, which increased the maximum strength of the composite from 46 to 72. There was no change in the thermal properties of the composite. Ballistic tests showed that the best performance was in the 80% of ceramic load, and showed that loads above 60% added a marked improvement in ballistic properties. SEM images showed several different fracture mechanisms, the main responsible for energy absorption being that of transgranular fracture, and showed several ductile fracture morphologies, confirming the hypothesis of increased fracture toughness, making it possible for the ballistic disc to resist multiple impacts without the crack propagation completely damaging the specimen.

Keywords: Composites. Alumina. Multilayer shielding. Dynamic behavior.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 - Tetraedros de carbono e silício no carbetto de silício.....	28
Figura 3.1 – Esquema de um colete balístico em um ensaio balístico	44
Figura 3.2 – Fluxograma de trabalho	45
Figura 4.1 – Corpo de prova de ensaio de impacto izod fraturado. a) região lisa; b) borda de cisalhamento.....	57
Figura 4.2 – Resultado de TGA dos materiais.	60
Figura 4.3 – Gráficos das análises de DSC.	61
Figura 4.4 – Gráficos de análise de DMA.....	63
Figura 4.5 – Resultado de um disparo típico. (a) Profundidade de penetração (PP) medida da superfície do anteparo até a ponta do projétil; (b) projétil; (c) anteparo de MDF; (d) disco compósito	64
Figura 4.6 – Imagem do conjunto de amostras (a) e do sistema de detecção e suporte do ensaio de energia de absorção (b).....	65
Figura 4.7 – Profundidade de penetração relativa.....	66
Figura 4.8 – Gráfico de energia de absorção das amostras	68
Figura 4.9 – Gráfico do FTIR dos 4 materiais.....	69
Figura 4.10 – Imagem de SEM da amostra A80 com fratura intergranular frágil (IFF), fratura transgranular frágil (TFF) e região de fratura dúctil (DR)	71
Figura 4.11 – Imagens de SEM do A80 mostrando fratura “Pullout”	72
Figura 4.12 – Imagem de SEM da superfície do A80, mostrando microtrincas.	72
Figura 4.13 – Imagem de SEM mostrando fratura frágil transgranular na cerâmica, cercada de fratura dúctil do HDPE.....	73
Figura 4.14 – Imagem de SEM do CP A60 após fratura.....	74

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades dos materiais cerâmicos e seu papel no desempenho balístico.....	23
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas das fibras naturais e sintéticas utilizadas como reforço	34
Tabela 2.3 – Comparativo de ensaio de tração em tecidos de fibra de vidro e sisal	35
Tabela 3.1 – Propriedades do HDPE fornecida pelo fabricante.	46
Tabela 3.2 - Composição de cada grupo que será processado.....	47
Tabela 3.3 – Etapas do processamento.	49
Tabela 4.1 - Resultados do ensaio de tração.....	55
Tabela 4.2 – Resultado do ensaio de impacto izod.....	56
Tabela 4.3 – Resultado do ensaio flexão.	58
Tabela 4.4 – Resultado do ensaio de dureza shore D	59
Tabela 4.5 – Resultado do TGA	60
Tabela 4.6 - Resultados da análise de DSC	61
Tabela 4.7 – Resultados da análise de DMA.....	63
Tabela 4.8 – Ensaio de profundidade de penetração.	65
Tabela 4.9 – Ensaio de energia de absorção.....	68

LISTA DE ABREVIACÕES

CCC	-	Cúbico de corpo centrado
CFC	-	Cúbico de face centrada
DRX	-	Difração de Raios X
EDS	-	<i>X-Ray Energy Dispersive Spectroscopy</i> (Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raio X)
HC	-	Hexagonal compacta
IME	-	Instituto Militar de Engenharia
MET	-	Microscopia Eletrônica de Transmissão
SEM	-	Microscopia Eletrônica de Varredura
TCC	-	Tetragonal de corpo centrado
WDS	-	<i>X-Ray Wavelength Dispersive Spectrometer</i> (Espectrômetro de comprimento de onda dispersiva de Raio X)
Al ₂ O ₃	-	Alumina
ASTM	-	(American Society for Testing and Materials)
Al ₂ O ₃	-	Alumina
SiC	-	Carbeto de Silício
HDPE	-	<i>High-density polyethylene</i> (Polietileno de alta densidade)
UHMWPE Molecular)	-	<i>ultra high molecular weight polyethylene</i> (Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular)
ZrO ₂	-	Dióxido de Zircônia
K _{1c}	-	Tenacidade à Fratura
Nb ₂ O ₅	-	Óxido de Níbio
AlNbO ₄	-	Niobato de alumínio
PVC	-	Policloreto de vinil
LDPE	-	<i>Low density polyethylen</i> (Polietileno de baixa densidade)
LLDPE	-	<i>Linear low density polyethylene</i> (Polietileno linear de baixa densidade)
NaOH	-	Hidróxido de Sódio
σ	-	Tensão
ε	-	Deformação
E	-	Módulo de Young
TGA	-	<i>Thermogravimetric analysis</i> (Termogravimetria)
DSC Diferencial)	-	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> (Calorimetria Exploratório Diferencial)
DMA	-	<i>Dynamic mechanical analysis</i> (Análise Dinâmico-Mecânica)
PLA	-	Poliácido Láctico
FTIR	-	<i>Fourier Transform Infrared Spectroscopy</i> (espectroscopia de infravermelho com transformada de Fourier)
MDF	-	<i>Medium Density Fiberboard</i>
ANOVA	-	<i>Analysis of variance</i> (Análise de variância)
KBr	-	Brometo de potássio
PE-g-MA Maleico	-	Polietileno de alta densidade graftizado com anidrido Maleico
PPr	-	Profundidade de Penetração
E _{abs}	-	Energia Absorvida
LR	-	Long Rifle

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	7
LISTA DE TABELAS	8
LISTA DE ABREVIACÕES	9
1 INTRODUÇÃO	14
1.1 OBJETIVOS.....	16
1.1.1 OBJETIVO GERAL.....	16
1.1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
1.1.3 HIPÓTESE	17
2 REVISÃO DA LITERATURA	18
2.1 BLINDAGEM BALÍSTICA	18
2.1.1 HISTÓRICO DA PROTEÇÃO INDIVIDUAL	19
2.1.2 SISTEMA DE BLINDAGEM MULTICAMADAS	19
2.2 MATERIAIS CERÂMICOS	25
2.2.1 ALUMINA	26
2.2.2 CARBETO DE SILÍCIO	27
2.3 MATERIAIS POLIMÉRICOS	29
2.4 MATERIAIS COMPÓSITOS	30
2.4.1 CLASSIFICAÇÃO DOS COMPÓSITOS	31
2.4.2 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS	32

2.4.3 MATRIZES POLIMÉRICAS	33
2.5 ENSAIOS MECÂNICOS.....	35
2.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	36
2.5.2 ENSAIO DE FLEXÃO	36
2.5.3 ENSAIO DE IMPACTO	37
2.5.4 ENSAIO DE DUREZA.....	38
2.6 ANÁLISES TÉRMICAS.....	39
2.6.1 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	39
2.6.2 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)	40
2.6.3 ANÁLISES TERMO DINÂMICO-MECÂNICAS (DMA)	40
2.7 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (SEM).....	41
2.8 PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS	42
2.9 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR).....	43
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	44
3.1 DELINEAMENTO EXPERIMENTAL	44
3.2 MATERIAIS UTILIZADOS.....	45
3.2.1 MATRIZES POLIMÉRICAS	46
3.2.2 CERÂMICAS	46
3.3 MÉTODOS DE PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS	47
3.3.1 PREPARAÇÃO DO POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE	47

3.3.2 PREPARAÇÃO DOS COMPÓSITOS	47
3.3.3 MISTURA DOS PÓS	48
3.3.4 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS.	48
3.4 CORPOS DE PROVA.....	49
3.5 ENSAIOS MECÂNICOS.....	50
3.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	50
3.5.2 ENSAIO IMPACTO IZOD	50
3.5.3 ENSAIO DE FLEXÃO	50
3.5.4 ENSAIO DE DUREZA	51
3.6 ANÁLISES TÉRMICAS.....	51
3.6.1 ANÁLISE DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	51
3.6.2 ANÁLISE DE TERMOGRAVIMETRIA (TGA).....	51
3.6.3 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA).....	52
3.7 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (SEM).....	52
3.8 ENSAIOS BALÍSTICOS	52
3.9 ANÁLISES ESTATÍSTICAS	53
3.10 ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR).....	53
4 RESULTADOS	55
4.1 ENSAIOS MECÂNICOS.....	55
4.1.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	55

4.1.2 ENSAIO DE IMPACTO IZOD.....	56
4.1.3 ENSAIO DE FLEXÃO	58
4.1.4 ENSAIO DE DUREZA.....	59
4.2 ANÁLISES TÉRMICAS.....	59
4.2.1 ANÁLISE DE TERMOGRAVIMETRIA (TGA).....	59
4.2.2 ANÁLISE DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VERREDURA (DSC).....	61
4.2.3 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA).....	62
4.3 ENSAIO BALÍSTICO DE .22LR	64
4.3.1 ENSAIO DE PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO (PP).....	64
4.3.2 ENSAIO DE ENERGIA DE ABSORÇÃO.....	67
4.4 ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO POR TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR).....	69
4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VERREDURA.....	70
5 RESUMO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS	75
6 CONCLUSÃO.....	76
REFERÊNCIAS	77

1 INTRODUÇÃO

O interesse pela blindagem surgiu há muito tempo na humanidade. Na idade de bronze o homem se valia de madeira e artefatos de couro e lã para sua defesa pessoal como forma de armadura. O crescimento tecnológico alcançou os acessórios de guerra, que também foram aperfeiçoados com o domínio dos materiais metálicos em combates. Séculos mais tarde, surgiram os carros de combate blindados, unificando seu poder destrutivo à sua defesa e agilidade. O maior desafio no âmbito da blindagem balística moderna é reduzir o peso e aumentar a resistência balística; para isso utilizamos o sistema de colete multicamadas, na qual apresenta a camada frontal cerâmica, para ter uma alta dureza e resistir ao impacto para danificar o projétil. Os coletes balísticos pesados modernos são de compostos metálicos, cerâmicos (carbeto de boro ou carbeto de silício) e reforçados com fibras de tecidos (ASSIS *et al.*, 2018 GOODE *et al.*, 2019; BAJYA *et al.*, 2020).

Os materiais cerâmicos são compostos inorgânicos formados por ligações iônicas ou covalentes entre elementos metálicos e não-metálicos; a fragilidade das cerâmicas está ligada às suas descontinuidades, poros e defeitos, principalmente por conta do seu processamento. A alta porosidade das cerâmicas proporcionam às cerâmicas propriedades mecânicas superiores, como alta resistência dinâmica à compressão, alta dureza e baixa densidade. O óxido de alumínio é frágil devido a sua baixa tenacidade e sua baixa energia de fratura. A adição de aditivos de sinterização introduz uma transformação de fase, aumentando assim sua resistência à fratura e dureza. A utilização de um polímero como o polietileno é capaz de reduzir esses problemas e aumentar a tenacidade à fratura do compósito. É importante o desenvolvimento de alternativas para melhorar a tenacidade de um sistema de proteção balística multicamada. A baixa tenacidade e a fragilidade cerâmica resultam na diminuição de resistência aos impactos balísticos subsequentes, principalmente nos pontos próximos ao impacto anterior (SANTOS *et al.*, 2018; ZHENG *et al.*, 2019).

O polietileno de alta densidade (HDPE) possui diversas vantagens sobre outros polímeros, como seu baixo custo de produção, excelentes propriedades químicas, físicas, mecânicas e térmicas e boa flexibilidade e considerável dureza em baixas temperaturas, porém possui desvantagens como baixa rigidez e baixa resistência a altas temperaturas, diminuindo sua aplicabilidade em ambientes sob temperaturas elevadas. A diversificação da aplicação do

polietileno como matriz de um compósito pode aumentar algumas propriedades como: resistência à tração e à compressão; rigidez; condutividade elétrica; e condutividade térmica. Alguns trabalhos pesquisaram através da adição de alumina promover modificações das propriedades térmicas, físicas e mecânicas, assim como, diferentes comportamentos na cristalinidade do polímero na produção de compósitos de HDPE e alumina. Os efeitos apresentados pelos autores mostraram o aumento no módulo de elasticidade de 501% em relação à matriz pura (LINS *et al.*, 2018; DENG *et al.*, 2018; BHASNEY *et al.*, 2020).

A alumina é uma das cerâmicas mais utilizadas devido ao seu fácil processamento, baixo custo e sua diversidade de setores de aplicação. A sua baixa tenacidade à fratura é um fator limitante para sua aplicação; diversos estudos foram realizados com o objetivo em elevar essa propriedade. A adição de carbetto de silício (SiC) na alumina apresentou resultados melhores, em relação à pesquisa com a adição de zircônia na alumina. A adição de carbetto de silício aumentou o módulo de elasticidade do material, apresentando boa densidade, maior resistência à flexão, aumento da dureza vickers e aumento de tenacidade à fratura (NAGA *et al.*, 2018; CHAI *et al.*, 2020).

Existem três principais fatores que tornam uma blindagem balística eficiente: mobilidade, resistência à penetração e alta absorção de impacto. O grande desafio da blindagem é a melhoria desses fatores sem sua influência negativa em outra propriedade. Como exemplo, o aumento na resistência à penetração em um determinado material pode ocasionar a redução na mobilidade, devido ao aumento da espessura e peso, como no caso de blindagens monolíticas feitas de aço. O desenvolvimento de novos compósitos contendo diferentes materiais pode auxiliar no fornecimento de artefatos mais leves e mais eficientes comparados às proteções convencionais de placas monolíticas. Os materiais compósitos são formados pela união de dois ou mais materiais diferentes com a finalidade fornecer melhoria em determinadas propriedades do novo material para sua utilização específica. Nesse caso, os compósitos proporcionam a melhoria das estruturas dos materiais em multicamadas aliando polímeros e materiais cerâmicos a fim de possibilitarem uma proteção mais eficiente (SANTOS *et al.*, 2018; OLIVEIRA, 2019).

O sistema de blindagem multicamadas torna a blindagem mais eficaz pela união das propriedades como rigidez e resistência específica, com considerável redução da massa específica do produto. A interação da camada frontal com alta resistência à compressão e dureza, prevenção da penetração dos fragmentos e dissipação da energia cinética da segunda camada de fibras e dissipação do impacto de onda de choque da terceira camada metálica fornecem o efeito sinérgico necessário ao colete balístico multicamada (MONTEIRO *et al.*,

2018; PEREIRA *et al.*, 2019). A natureza frágil de alguns materiais cerâmicos, geralmente devido a presença de porosidade das cerâmicas ou defeitos durante sua produção, motivou a utilização do polietileno de alta densidade (HDPE) como matriz polimérica para o processamento de um compósito capacitado para redução de problemas como a tenacidade e elevação da resistência a novos impactos no anteparo balístico. O destaque da pesquisa é o desenvolvimento de um compósito de matriz de polietileno de alta densidade com partículas cerâmica de alumina (Al_2O_3) e nanopartículas de carbeto de silício (SiC) capacitado em compor o conjunto da primeira camada de um colete multicamada balístico. O estudo permitirá que a camada cerâmica esteja em conjunto com o compósito cerâmico-polimérico, o que pode possibilitar a aquisição de característica como maior tenacidade à fratura melhorando o desempenho balístico.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 OBJETIVO GERAL

Processar um compósito de matriz de polietileno de alta densidade (HDPE) reforçado com partículas de alumina sinterizada (Al_2O_3) e nanopartículas de carbeto de silício (SiC) para composição da primeira camada do colete balístico multicamada.

1.1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Desenvolvendo a camada de compósito, os objetivos específicos baseiam-se em caracterização e análise do material desenvolvido, com os seguintes objetivos específicos:

- a) Processar o compósito com diferentes teores de carga;
- b) Analisar as propriedades mecânicas do material;
- c) Analisar as propriedades térmicas e químicas do material;
- d) Analisar o desempenho balístico do material.

1.1.3 HIPÓTESE

A utilização de um compósito de matriz de HDPE reforçado com partículas de alumina e carbeto de silício aumenta a tenacidade à fratura da placa balística, reduzindo propagação de trincas e fazendo com que o material possa resistir a múltiplos impactos ao redor da área atingida.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 BLINDAGEM BALÍSTICA

A blindagem balística está presente em diversas áreas, tanto na indústria automobilística quanto na defesa pessoal. Um único material não tem a capacidade de unir todas as propriedades desejáveis em um sistema de proteção e assim manter uma adequada mobilidade tanto do veículo ou do usuário do colete balístico, como também controlar o custo. Quando projetado um colete balístico, é importante compreender o efeito sinérgico do conjunto para atender às melhores propriedades e extrair as soluções estudando cada material (GOMES, 2004; MILANEZI, 2015).

A blindagem pessoal visa proteger o usuário contra fragmentos e projéteis. O avanço da tecnologia proporciona a necessidade de melhoria na tecnologia de blindagens modernas, visando a proteção dos usuários aliado à redução de custos e peso (MEYERS, 1994; SANTOS *et al.*, 2016).

Segundo Borvik *et al.* (1999) existem três principais fatores que tornam uma blindagem balística eficiente, constituído por um tripé formado pela mobilidade, resistência à penetração e alta absorção ao impacto. O grande desafio da blindagem é que a melhoria de um desses fatores, influencie negativamente em outro. Um aumento na resistência à penetração pode causar uma redução na mobilidade, devido ao aumento da espessura e por consequência de seu peso, como no caso de blindagens monolíticas feitas de aço.

Medvedovski (2010) afirma que dentro os principais materiais utilizados em blindagens balísticas estão os metais, polímeros, cerâmicas e blindagens multicamadas. Cada classe de material tem suas propriedades características. Nos primórdios da blindagem, os metais foram os primeiros materiais utilizados, conseguindo uma boa proteção por possuírem grande espessura, porém, trazendo a desvantagem do seu elevado peso que resulta na redução da mobilidade. Os materiais cerâmicos podem ser monolíticos ou compósitos de matriz de cerâmica, e sua função primordial na blindagem é fragmentar a ponta do projétil em função da elevada dureza. Além disso, materiais cerâmicos apresentam ótimas propriedades relacionados à balística, como alta resistência à compressão, baixa densidade, porém seu principal defeito é

sua baixa tenacidade à fratura, diminuindo assim sua resistência à impactos próximos de áreas afetadas por impactos anteriores.

2.1.1 HISTÓRICO DA PROTEÇÃO INDIVIDUAL

A utilização de equipamentos de proteção pelo homem é datada há milhares de anos. Na antiguidade, o homem utilizou-se de tecidos, não só para vestimos, mas para proteção individual. O uso do couro nos escudos gregos, as vestimentas de seda no Japão antigo, as armaduras de correntes na idade médias configuram a proteção individual avançada. Porém, o advento das armas de fogo fez com que essas proteções ficassem obsoletas, até o começo do desenvolvimento das fibras no início de 1960. Esses materiais configuram a nova era do colete balístico, oferecendo proteção contra armamentos leves (CHEESEMAN *et al.*, 2003; LAIBLE, 1980).

Durante a Segunda Grande Guerra utilizou-se camadas de materiais metálicos como proteção balísticas, compostas na maioria das vezes pelo aço 36SGN com 2mm de espessura com o peso de 3,5 kg por placa; para solucionar o problema com o peso, deu-se início a novos estudos combinando materiais leves, como compósitos de fibras e materiais cerâmicos. (BORVIK *et al.*, 1999; BURGER *et al.*, 2012).

O colete balístico de uso pessoal tem sido utilizado de diferentes maneiras em diversos países. Placas pesadas e volumosas de aço compuseram os primeiros coletes balísticos na era militar moderna. Evoluindo com o tempo, essas placas passaram por uma transição até chegar em placas mais leves, algumas feita de fibras de polímeros resistentes, como o caso das aramidas. Essas fibras de aramida pura compõe o colete balístico leve, capaz de parar projetis de baixo calibre, munições não penetrantes e fragmentos. Porém as placas de aramida têm péssima performance contra projetis penetrantes (GOODE *et al.*, 2019).

2.1.2 SISTEMA DE BLINDAGEM MULTICAMADAS

De acordo com Nascimento (2017) a utilização de um sistema de blindagem multicamada tem se mostrado efetivo contra projetis de alta velocidade, como por exemplo disparos de fuzil

calibre 7.62mm, que ultrapassam a velocidade de 800 m/s. Esse sistema oferece uma boa relação de peso/proteção balística. A blindagem balística em três camadas torna a proteção mais eficaz; a utilização de uma terceira camada fina metálica traz mais eficiência em relação a duas camadas apenas. Este sistema é capaz de unir propriedades como rigidez, resistência específica com uma considerável redução de peso (JUNIOR, 2006; MONTEIRO *et al.*, 2014; LUZ, 2014).

O sistema de blindagem multicamada é composto por três camadas de materiais distintos, com características peculiares para resistir ao impacto de projetis. A primeira camada é formada por um material rígido e frágil, com o intuito de absorver a energia do impacto e fragmentar a ponta do projétil, diminuindo assim o seu poder de penetração. A segunda camada é formada por um material com baixa densidade para absorver a energia cinética remanescente dos estilhaços, provenientes do projétil e do material cerâmico, e geralmente é constituída por uma camada de fibras entrelaçadas ou outro tipo de polímero. A terceira camada geralmente é composta por uma chapa de alumínio fina com elevada ductilidade, a fim de resistir e reter os fragmentos, impedindo que os fragmentos penetrem pela última camada e cause perfuração ao usuário do colete balístico (MEDVEDOVSKI, 2010; LUZ, 2014; BRAGA, 2015; NASCIMENTO, 2017)

2.1.2.1 CAMADA PRIMÁRIA (CERÂMICA)

Os materiais cerâmicos têm sido uma boa opção para aplicações em blindagens por conta de sua baixa densidade e alta resistência à compressão e dureza. Eles começaram a ser utilizados na blindagem no início de 1960, para blindagens aeronáuticas e pessoais. A substituição dos materiais metálicos por cerâmicos garantiu diversas melhorias, como a redução de peso, que por sua vez trazia diversas vantagens, principalmente na indústria aeronáutica, onde aumentava a autonomia, capacidade de transporte e aumentava a capacidade de blindagem (LASALVIA, 2013).

A função principal da camada cerâmica é fraturar a ponta do projétil para diminuir o poder de penetração e absorver parte da energia de impacto por meio dos mecanismos de dissipação de energia que incluem a nucleação, crescimento e coalescimento de trincas e demais defeitos como a formação de discordâncias na alumina no momento do choque (NASCIMENTO, 2017).

Materiais cerâmicos são bastante visados em sistemas de coletes balísticos de multicamadas devido à sua baixa densidade e alta dureza. As cerâmicas mais empregadas nesses sistemas são: a alumina, carbeto de boro e carbeto de silício (RAHBEK *et al.*, 2017). Podem ser aplicados tanto em blindagens de veículos, aeronaves, pessoal ou em outra categoria onde a blindagem e a mobilidade são importantes. Uma propriedade inerente à blindagem cerâmica é sua fratura frágil, aonde ocorrerá em razão da alta carga de tensão devido ao impacto do projétil, onde o material, tamanho e formato do projétil irão influenciar no comportamento mecânico da blindagem. No momento do impacto, trincas são formadas no material cerâmico, percorrendo assim toda a placa cerâmica (HAZELL, 2006; WASHINGTON, 2011). Quando a ponta perfurante do projétil em forma cônica impactar a placa cerâmica, a cerâmica irá fraturar e a ponta do perfurador irá amassar, perdendo assim seu poder de penetração (WILKINS *et al.*, 1969; SHOCKEY *et al.*, 1990).

Uma das aplicações mais importantes do material cerâmico na balística é para coletes à prova de balas para uso pessoal. O número de ferimentos na região do tórax por militares em combate foi reduzido devido aos coletes balísticos. Um sistema de blindagem usual consiste em uma placa rígida na parte frontal e uma placa leve na camada no meio. Pensando em um combate militar, a principal proposta da placa leve, feita normalmente de fibra de aramida ou polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) é para proteger contra estilhaços e dissipação da energia cinética do projétil, enquanto a placa rígida frontal é para proteção contra danos de penetração de projéteis (OWENS *et al.*, 2015).

Novos experimentos estão buscando aumentar a resistência à penetração. Pesquisadores estão desenvolvendo modelos para entender melhor como funciona a fratura em placas cerâmicas. Alguns estudos vêm mostrando resultados positivos em termos de performance balística devido à densidade de compósitos cerâmicos com fibras de vidro ou carbono, ou com fibras de aramida e polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) (HAZEL, 2006; CROUCH, 2014). Resultados positivos foram encontrados quando adicionada uma camada frontal de compósitos cerâmicos e uma pequena de compósitos cerâmico-poliméricos na camada posterior, devido à compressão do material cerâmico quando o projétil impacta a parte frontal do colete balístico (SARVA *et al.*, 2007). Em contrapartida, foi descoberto que placas de compósitos cerâmicos de carbeto de boro não possuem efeito significativo contra quebra da ponta penetrante do projétil, sendo importante ressaltar que uma das principais funções da primeira camada da blindagem é a quebra da ponta cônica do projétil para perder seu poder de penetração (CROUCH, 2015).

De acordo com Haro *et al.* (2016) desenvolver novos compósitos de diferentes materiais pode fornecer opções mais leves, com menores espessuras e que possuam melhor eficiência a proteções convencionais de placas monolíticas. Os materiais compósitos são formados pela união de dois ou mais materiais de classes diferentes com a finalidade de possibilitar a integração de suas propriedades para atender os requisitos específicos de utilização. Neste caso, os compósitos tendem a melhorar a estrutura multicamadas aliando fibras, materiais naturais e cerâmicos para possibilitarem uma proteção mais eficiente.

A fim de proteção contra projetis de alta velocidade (acima de 800 m/s) a camada frontal é constituída por materiais de cerâmica avançada, como por exemplo alumina (Al_2O_3), carbetos de boro (B_4C) ou carbetos de silício (SiC). Devido ao seu excelente custo-benefício, a alumina é a mais utilizada (MEDVEDOVSKI, 2010).

Outros materiais cerâmicos estão em processo de pesquisa e desenvolvimento, como podemos destacar o sistema de matriz cerâmica formado por $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$. O principal motivo de diversos materiais cerâmicos não serem utilizados é devido ao seu elevado custo, difícil processabilidade e dificuldade de previsão do desempenho balístico através de sua propriedade. Não é possível prever o desempenho balístico levando em conta as propriedades do material, devido à dinâmica do evento. Por conta disso, testes balísticos são determinados pela eficiência dos sistemas de proteção. No material cerâmico as propriedades são afetadas diretamente pela microestrutura do material, forma de tamanho de grão, fases cristalinas, transformações de fases e porosidade. Por isso cresce a importância do controle microestrutural no estudo de novas cerâmicas balísticas, que são propriedades chaves e podem beneficiar o desempenho balístico (KARANDIKAR *et al.*, 2009; XAVIER, 1984).

Alguns materiais cerâmicos não-óxidos têm um excelente desempenho balístico por conta da sua elevada dureza e baixa densidade, como o caso do carbetos de silício (SiC) e o carbetos de boro (B_4C). Porém, deve-se levar em conta seu custo e processamento. A alumina (Al_2O_3) apresenta as melhores relações de custo-benefício; porém sua baixa tenacidade à fratura e baixa resistência à flexão tornam-na inferior se comparada com o carbetos de boro e carbetos de silício. A introdução de compósitos de matriz cerâmica pode melhorar suas propriedades mecânicas, como o caso de adição de pequenas partículas tetragonais policristalinas de zircônia ou fibras cerâmicas, ampliando assim sua gama de aplicações estruturais (STEVENS, 1984; TRESSLER, 2002; HEIMANN, 2010).

Conforme Lasalvia (2013) a blindagem cerâmica contém diversas vantagens em relação a blindagem monolítica por placas de aço, e é uma pesquisa que está em desenvolvimento. A Tabela 2.1 apresenta as propriedades da camada cerâmica e seu efeito no desempenho balístico.

Tabela 2.1 – Propriedades dos materiais cerâmicos e seu papel no desempenho balístico (LASALVIA, 2013).

Propriedade do material	Efeito no desempenho balístico
Densidade	Peso do sistema de proteção
Dureza	Dano ao projétil
Módulo de elasticidade	Propagação de ondas de tensão
Resistência mecânica	Resistência a múltiplos impactos
Tenacidade à fratura	Resistência a múltiplos impactos e durabilidade
Modo da fratura	Absorção de energia

2.1.2.2 CAMADA SECUNDÁRIA (FIBRAS)

A camada intermediária (secundária) é constituída por um material que tem a função de absorver parte da energia remanescente do impacto, retendo assim os estilhaços da camada primária e do projétil (MILANEZI, 2015).

A segunda camada tem a função principal de absorver uma parcela da energia através da captura de fragmentos. Essa camada merece uma atenção especial, pois quanto menor sua densidade, menor será a intensidade da onda compressiva que impactará o usuário do colete balístico, dando assim uma maior segurança. A onda é refletiva na interface dos materiais, provocando a fragmentação da cerâmica e provocando a dissipação de energia. Compósitos poliméricos ou de fibras possuem boa resistência e baixa densidade, resultando em um bom desempenho balístico (MEDVEDOVSKI, 2010; AKELLA *et al.*, 2015; MONTEIRO *et al.*, 2015).

A maioria dos coletes balísticos utilizam as fibras de aramida em arranjo simples devido ao seu melhor desempenho contra impacto de projetis. São fabricadas em duas linhas em direções ortogonais fazendo com que sofra uma ação mecânica anisotrópica, com o intuito de equilibrar as suas propriedades ao longo de cada direção da fibra. Caso estas fibras estivessem adjacentes, sofreriam ação do atrito do tecido, fazendo com que as cargas cisalhantes fossem transferidas de forma irregular ao longo das fibras. Então, quando impactadas por projetis, os

fios em linha (fios primários) levam a maioria da carga enquanto os fios adjacentes (fios secundários) recebem cargas mais fracas. Isso produz uma deformação em forma de “pirâmide”, que é comumente visto em impactos balísticos (CUNNIF, 1992; GOODE *et al.*, 2019).

Cheeseman *et al.* (2003), Tabiei *et al.* (2008), Singh *et al.* (2008) e Sockaligam (2016) estudaram o comportamento da penetração e deformação sobre impacto balísticos e concluíram que o mecanismo de dissipação de energia é importantíssimo, portanto a dissipação da energia está intimamente ligada ao desempenho de proteção. O primeiro mecanismo de dissipação de energia durante os eventos de impacto é a deformação da camada primária e secundária dos fios de aramida, seguido do atrito entre os fios, e posteriormente o atrito entre os fios e o projétil, e, por fim o atrito entre as camadas (caso haja diversas camadas de fibra).

Os mecanismos de fragmentação de um projétil, a fragmentação da placa frontal cerâmica, o comportamento dos estilhaços na segunda camada, é explicado por propagações de ondas de choque no interior de um sistema de blindagem multicamada, na qual a energia de dissipação do impacto depende do resultado de reflexão da onda de choque na interface entre as camadas distintas. A maior energia de dissipação acontece na segunda camada onde a densidade é menor que a camada frontal de cerâmica (MEYERS, 1994). No caso da camada de fibra de aramida, que é menos densa que a camada cerâmica, a onda de choque compressiva é refletida para a interface como ondas de choque de tensão, na qual contribui para a efetiva fragmentação cerâmica associada com a alta energia de dissipação (MONTEIRO, 2014).

2.1.2.3 TERCEIRA CAMADA (MATERIAL METÁLICO)

A terceira e última camada é formada normalmente por um material metálico, fino, com características dúcteis, com o intuito de segurar os fragmentos remanescentes e impedir a penetração destes fragmentos no usuário do colete balístico (WILKINS, 1978; WANG, 2014).

2.2 MATERIAIS CERÂMICOS

Segundo Callister & Rethwisch (2012) materiais cerâmicos são materiais inorgânicos e não metálicos. Grande parte das cerâmicas são formadas por elementos metálicos e não metálicos, nas quais as ligações interatômicas são totalmente ou predominantemente iônicas, mas com alguma natureza covalente. Geralmente as propriedades desejáveis dos materiais cerâmicos são obtidas por processamentos térmicos a uma alta temperatura. Em temperatura ambiente, tanto cerâmicas cristalinas quanto as não cristalinas quase sempre fraturam antes que qualquer deformação plástica possa ocorrer em resposta à aplicação de uma carga de tração. Esse processo de fratura frágil consiste na formação e na propagação de trincas pela seção transversal do material em uma direção perpendicular à carga aplicada. O crescimento desta trinca nas cerâmicas cristalinas pode ser tanto transgranular (através dos grãos) quanto intergranular (ao longo dos contornos dos grãos).

Podemos classificar os materiais cerâmicos como cerâmicas tradicionais ou cerâmicas avançadas. Como cerâmicas avançadas podemos citar as cerâmicas de alta tecnologia com aplicações em engenharia, que são comumente utilizadas na indústria aeroespacial, eletrônica, nuclear e diversas outras áreas com qualidade elevada (SALEIRO, 2010).

As cerâmicas são classificadas de acordo com sua classe química em óxidos, carbeto, nitreto, sulfeto, fluoreto, entre outros. As características e propriedades são associadas às diferenças em suas ligações. São materiais com elevada resistência mecânica, estabilidade química, alta temperatura de fusão e frágeis. As propriedades como a pouca deformação plástica e a elevada dureza podem ser explicadas por suas estruturas cristalinas, que apresentam pouca simetria se comparadas aos metais, que, mesmo com a elevação da temperatura, atingindo níveis próximo ao ponto de fusão, não ativam mais do que três planos de deslizamento de discordância (OHRING, 1992; MARINESCU *et al.*, 1998).

Uma das propriedades mais importante nos materiais cerâmicos é a tenacidade à fratura (K_{IC}), pois mede a capacidade de um material de resistir à propagação de uma trinca em uma peça pré-trincada (TORRES *et al.*, 2001). Sundh & Sjögren (2005) definem a tenacidade à fratura nas cerâmicas como a energia mecânica necessária para propagar uma trinca até a sua ruptura, sendo assim uma propriedade mecânica importante para a aplicação estrutural.

Dentre os fatores que influenciam as propriedades mecânicas das cerâmicas podemos citar o caráter químico relacionado com a pureza química do material, que podem conter impurezas,

podendo melhorar ou piorar as propriedades do material, como também gradientes relacionados à homogeneidade do pó. Em relação ao caráter físico, podemos citar o tamanho e a forma dos grãos no processamento depois da sinterização, que ocasiona a redução da resistência mecânica do material. Uma granulometria mais refinada possibilita uma maior densificação, além da homogeneidade de tamanhos, aumentando a resistência mecânica do material (EVANS, 1985; SMITH, 1998).

De acordo com Medvedovski (2010) dentre os materiais cerâmicos mais utilizados, podemos citar a alumina (Al_2O_3), o carbetto de silício (SiC) e o carbetto de boro (B_4C). Segundo Gomes (2004) a presença de aditivos pode alterar a processabilidade da alumina (Al_2O_3) bem como seu mecanismo de fratura, como a adição de 4 a 6% de nióbia (Nb_2O_5) que diminui a temperatura de sinterização, melhora a densificação e transforma o mecanismo de fratura da alumina (Al_2O_3) de transgranular a intergranular, por conta dos precipitados de AlNbO_4 nos contornos de grãos, aumentando a absorção de energia no impacto balístico.

2.2.1 ALUMINA

A Alumina (Al_2O_3) apresenta uma estrutura que depende de fatores críticos como a presença de impurezas, forma cristalina e microestrutura. Para o estudo da alumina, sete fases cristalográficas foram identificadas. A fase α da alumina é a mais estável e tem grande variedade de aplicações devido às suas propriedades mecânicas, térmicas e elétricas. O processo para a fabricação da alumina é conhecido como processo Bayer, no qual se obtém a alumina a partir da bauxita, sendo necessário temperatura em torno de 1200°C para transformar completamente as aluminas de transição na fase α . Este processo gera um pó de grande tamanho de partícula, que necessita passar por moagem para ser utilizado. O óxido de alumínio pode existir em diversas formas polimórficas metaestáveis antes da transformação completa para fase α , na qual encontra-se mais estável (LEE & RAINFORTH, 1994; MIRJALILI *et al.*, 2010; ASKELAND, 2010).

A aplicação da alumina envolve ambientes abrasivos, corrosivos e com temperaturas elevadas. Por conta de suas excelentes propriedades mecânicas e excelente custo-benefício, a alumina é empregada também em blindagem contra projetis de alta velocidade de impacto. Esse emprego é devido à sua dureza, capacidade de fragmentar a ponta do projétil e dissipar a energia (GOMES, 2004; CHAGAS, 2014).

A alumina pertence ao campo das cerâmicas avançadas com um alto ponto de fusão (2020°C) e módulo de elasticidade de 380 GPa, ganhando destaque por sua elevada dureza e estabilidade química, sendo utilizada como peças estruturais e cerâmica refratária (SHACKELFORD, 2008; GOMES, 1993).

A estrutura cristalina da alumina- α é hexagonal compacta, com íons de alumínio ocupando os interstícios octaédricos e cada íon de alumínio é equidistante de seis íons de oxigênio (ASSIS, 2008).

Um fator limitante para a aplicação em engenharia da alumina é sua baixa tenacidade, para lidar com esta desvantagem é comum introduzir outro material para evitar a propagação de trincas (WANG *et al.*, 2014).

2.2.2 CARBETO DE SILÍCIO

O Carbeto de silício (SiC) é uma cerâmica avançada utilizada como material estrutural por conta de suas características, como a elevada resistência ao desgaste, ao choque térmico, à oxidação, e apresenta elevada dureza e poder abrasivo. Algumas aplicações do carbeto de silício são selos mecânicos, válvulas, materiais têxteis, armaduras balísticas, revestimentos de combustível para reatores nucleares, freios de automóveis e entre outros (IZHEVSKYI, 2000; BASTOS, 2008).

O carbeto de silício foi produzido de forma acidental em um processo de sinterização de diamante, em 1891, por Edward Goodrich Acheson, ao fundir silicato de alumínio e carbono. A patente do carborundum e o processo de redução carbotérmica foi publicada em 1893 e é empregado industrialmente até hoje. Mesmo sendo um material constituído por elementos abundantes na natureza, nunca foram encontrados grandes reservatórios deste material (ACHESON, 1893, WESCH, 1996).

A estrutura cristalina padrão do carbeto de silício é tetraédrica com um átomo de carbono ligado a quatro átomos de silício, e um átomo de silício ligado a quatro átomos de carbono, por ligações covalentes entre os átomos de Si e C, o que possibilita a formação de tetraedros SiC₄ ou CSi₄, como mostrado na Figura 2.1 (IZHEVSKYI, 2000; PRESSER & NICKEL, 2008).

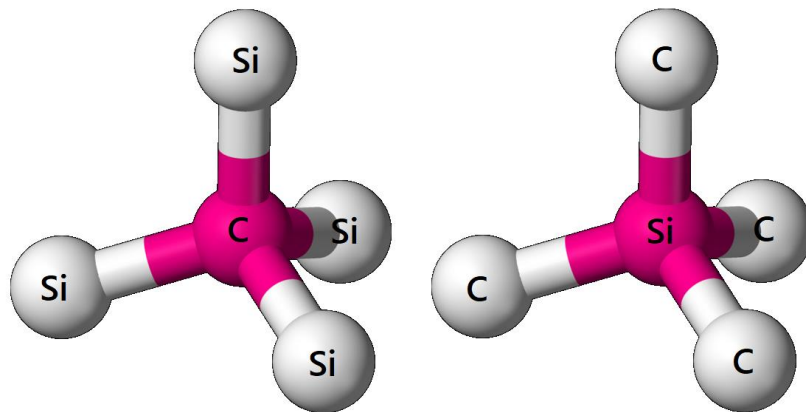


Figura 2.1 - Tetraedros de carbono e silício no carbetto de silício (adaptado de PRESSER & NICKEL, 2008).

Em monocristais, os tetraedros são dispostos de modo que os átomos de cada elementos fiquem em planos paralelos, formando uma rede romboédrica, hexagonal ou cúbica. O carbetto de silício (SiC) tem tendência a cristalizar em formas diferentes, e essas formas são determinadas pela sequência dos empilhamentos, intercalados nos planos de silício e carbono. Portanto a periodicidade desses planos origina diversas formas cristalinas (PRESSER & NICKEL, 2008).

Suas características são atribuídas às suas ligações de natureza covalente, que dificulta sua sinterização sem o uso de aditivos e exigem temperaturas elevadas. Em contrapartida, assim como grande parte das cerâmicas, sua baixa tenacidade à fratura (normalmente de 2-4 MPa.m^{1/2}) limita sua aplicação. Diversas pesquisas são concentradas nas rotas de processamento na tentativa de entendimento da cinética e das propriedades do carbetto de silício (CHEN, 2000; WACHTMAN, 1989).

Segundo Izhevskiy (2000) e Casady (1996) foram descobertos cerca de 200 polítipos que são divididos em 3 categorias básicas: cúbica, hexagonal e romboédrica. Na cristalografia, politipismo é o fenômeno em que um material pode adotar diferentes estruturas cristalinas variando sua dimensão, ou seja, ocorre a mudança do sequenciamento de empilhamentos entre eles, e não existe uma variação de sua composição química. O polítipo cúbico é chamado de β -SiC e os outros são chamados de α -SiC. As estruturas mais comuns são 3C-SiC; 4H-SiC; 6H-SiC. Na estrutura hexagonal a variação da ocupação de interstícios ocorre ao longo de um dos eixos, trazendo diferentes estruturas cristalinas.

2.3 MATERIAIS POLIMÉRICOS

Os polímeros incluem materiais plásticos e borrachas. A maioria deles são compostos orgânicos e tem sua base química baseada em carbono, em hidrogênio e em outros elementos não metálicos, como o oxigênio e nitrogênio. Eles têm estruturas moleculares, que em grande parte das vezes possuem uma estrutura composta por átomos de carbono. Os polímeros mais comuns são o polietileno, o náilon, o policloreto de vinil (PVC), o poliestireno e a borracha de silicone. Normalmente possuem baixa massa específica e suas características mecânicas são diferentes dos materiais metálicos e cerâmicos: não possuem tanta rigidez e resistência. Porém, muitas vezes a rigidez e resistência mecânica em relação à sua massa são equiparáveis com às dos metais e cerâmicas. A maioria dos polímeros são dúcteis e flexíveis (plásticos); em geral, quimicamente são inertes, ou seja, não reagem na maioria dos ambientes. A desvantagem dos polímeros é a sua tendência a amolecer ou decompor em baixas temperaturas, que limita seu uso. Outra característica peculiar aos polímeros é sua baixa condutividade elétrica e suas propriedades não magnéticas. Existem os polímeros que ocorrem normalmente – os derivados de plantas e animais – que são utilizados há séculos. Enzimas, proteínas, amidos e celulose também são polímeros naturais (CALLISTER & RETHWISCH, 2012).

O polietileno é um material polimérico descoberto pelo químico Hans von Pechmann, no final do século XIX, constituído por uma cadeia de carbono e hidrogênio $(\text{CH}_2\text{-CH}_2)_n$. É classificado como uma poliolefina e é produzido pelo processo de polimerização da olefina e etileno. Por conta das reações de polimerização, podem ser obtidos cinco tipos diferentes de polietileno, que são o polietileno de baixa densidade (LDPE), o polietileno de alta densidade (HDPE), o polietileno linear de baixa densidade (LLDPE), polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE) e o polietileno de ultra baixa densidade (ULDPE). Suas propriedades mecânicas são em função do seu peso molecular e suas ramificações. É um polímero versátil, inerte, funciona como isolante térmico e não possui toxicidade (COUTINHO *et al.*, 2003; KHANAM, 2015; RAMKUMAR & SUGUMARAN, 2016)

2.4 MATERIAIS COMPÓSITOS

De acordo com a norma ASTM D3878 (2015), um material compósito pode ser definido como uma substância constituída por dois ou mais materiais, que podem combinar suas características formando um novo material. Esse novo material pode por exemplo ser útil para setores da engenharia, devido a novas características ou elevação de algumas propriedades diferenciadas dos materiais anteriormente isolados.

Materiais compósitos são formados pela união de dois ou mais materiais, os quais em conjunto podem produzir outras propriedades diferentes dos seus componentes individuais. Os compósitos até pouco tempo eram produzidos predominantemente com fibra de amianto, mas devido à natureza cancerígena dessa fibra, alternativas passaram a ser estudadas com o intuito de substituir tais fibras, por fibras vegetais, por serem abundantes, renováveis, atóxicas, de baixo custo, baixa densidade, resistência específica e módulos elevados, se apresentaram como uma ótima alternativa em potencial (ROWELL *et al.*, 2000; MELO FILHO *et al.*, 2013).

SOARES (2015) afirma que os compósitos são materiais tecnologicamente estratégicos, que possuem um amplo campo de aplicação e envolvem interações multidisciplinar. O conceito surgiu originalmente na indústria aeronáutica pela necessidade de redução de peso, preservando as propriedades mecânicas dos materiais. O compósito possui a fase matriz e fase reforço, e tem diversas classificações, como particulados, fibrosos ou estruturais. Os compósitos se originaram da combinação de vários materiais, como metais, cerâmicas e polímeros, dando origem a uma classe nova de materiais. Esses materiais vieram do conceito de combinar diferentes materiais durante a fabricação e pôde fornecer diversas oportunidades interessantes para um projeto de variedade de materiais com combinações de propriedades que não podem ser atendidas por uma liga metálica qualquer, cerâmica ou um material polimérico. Certos tipos de materiais com características especiais são necessários para diversas categorias de aplicações, tais como nas indústrias aeroespacial, náutica, bioengenharia e transporte. Um exemplo disso é na indústria aeronáutica, onde os engenheiros buscam materiais com baixa massa específica, resistentes, rígidos e que tenham boas resistência à abrasão e impacto, com baixo nível de corrosão. No projeto dos materiais compósitos, os cientistas e engenheiros combinam vários metais, cerâmicas e polímeros para produzir um compósito, com melhores combinações de características mecânicas, como a rigidez, tenacidade, resistência às adversidades do ambiente e elevadas temperaturas

Askeland & Wright (2014) salientam que os compósitos atuam com sinergia, apresentando propriedades superiores às de seus componentes, resultando em combinações de rigidez, resistência mecânica, peso, desempenho em altas temperaturas, resistência à corrosão, dureza e condutividade que seus componentes não teriam individualmente.

2.4.1 CLASSIFICAÇÃO DOS COMPÓSITOS

CALLISTER & RETHWISCH (2016) diz que os compósitos podem ser classificados em quatro divisões principais:

- Compósitos reforçados com partículas – Se dividem em duas subclassificações, que são os compósitos com partículas grandes e compósitos reforçados por dispersão. Nos compósitos reforçados por dispersão, os metais e as ligas metálicas podem ter sua resistência aumentada e ser endurecidos pela dispersão uniforme de diversas porcentagens volumétricas de partículas finas de um material inerte e duro. Nas de partículas grandes, podemos exemplificar o concreto, que é composto pelo cimento (matriz) e areia e brita (os particulados). Apresentam grandes variedades de geometrias e suas propriedades mecânicas são melhoradas com o aumento do teor de partículas.
- Compósitos reforçados com fibras – Na fase dispersa, apresenta a geometria de uma fibra, onde possui uma razão entre comprimento e diâmetro. Incluem alta resistência ou rigidez em relação ao peso, que são características expressas em termos dos parâmetros de resistência específica e módulo específico.
- Compósitos estruturais – é de multicamadas, de baixa massa específica, usado em aplicações estruturais, onde se tem resistência à tração, compressão, torção e rigidez. Nesse tipo de compósito, os laminados e os painéis-sanduíches são os mais comuns.
- Nanocompósitos – São compostos por partículas de tamanho nanométrico inseridas em um material de matriz. Possuem propriedades mecânicas, elétricas, magnéticas, ópticas, térmicas, biológicas e de transportes superiores às de materiais convencionais e suas propriedades podem ser adaptadas às aplicações específicas. Nesse caso, alguns fatores são responsáveis pelas propriedades induzidas pelo tamanho das nanopartículas: o aumento na razão entre a área e o volume; o tamanho das partículas.

De acordo com Meyers & Chawla (2009), os compósitos possuem uma fase contínua chamada matriz e uma fase distribuída na matriz, chamada de reforço. A quantidade dessas fases e a maneira de como elas são arrançadas determinam as propriedades mecânicas do compósito. Os materiais utilizados como matriz e como reforço, podem ser de origem metálica, cerâmica ou polimérica. Na fase matriz, em geral, os metais e polímeros são empregados como matrizes, por ter uma ductilidade desejável. Na matriz cerâmica, o componente de reforço é adicionado para melhorar a tenacidade à fratura. A fase matriz tem várias funções, como ligar as fibras umas às outras e atuar como um meio no qual uma tensão externa aplicada transmitida é distribuída às fibras. Somente uma parte pequena da carga aplicada é suportada por esta fase. O material deve ser dúctil e o módulo de elasticidade da fibra deve ser muito maior que o da matriz. A outra função da matriz é proteger as fibras individuais contra os danos superficiais que ocorrem devido a abrasão mecânica ou reações químicas com o ambiente. Essas interações podem até introduzir defeitos superficiais capazes de produzir trincas, levando à falha devido aos baixos níveis de tensão de tração. A matriz separa as fibras umas das outras e, devido às suas propriedades macias e plásticas, previne a propagação das trincas frágeis de uma fibra à outra, o que poderia resultar numa falha e até num rompimento catastrófico, ou seja, a fase matriz serve de barreira à propagação de trinca.

2.4.2 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS

Existem quatro tecnologias de processamento de termoplásticos reforçados com fibras, que são a extrusão; moldagem por injeção; moldagem por compressão e método fibra longa termoplástica-direta. Podemos citar o processo da extrusão, que consiste em um processo mecânico de produção de componentes de forma semi-contínua, na qual o material é forçado por uma matriz adquirindo assim uma forma pré-determinada pela matriz projetada. Esse processo é executado de duas maneiras distintas dependentes da temperatura e da ductilidade (extrusão à quente e extrusão à frio.) O processo de extrusão é utilizado pela indústria de plásticos e pneumáticos para produção de produtos. Neste processo, é comum que os materiais de fibra sejam distribuídos homogeneamente ao longo do termoplástico durante a extrusão da mistura (PITA, 1996; MARINELLI *et al.*, 2008).

2.4.3 MATRIZES POLIMÉRICAS

A matriz polimérica possui diversos tipos de processamento diferente. No caso das fibras longas, temos processamento contínuos (pré-impregnação, pultrusão, bobinagem, trançagem), processos descontínuos (extrusão, injeção, sopro), e ambos (autoclave, mondagel por transferência de resina, moldagem por compressão a quente). Na compressão à quente, os compósitos podem ser processados a partir do empilhamento das camadas de reforço intercalado com pequenas quantidades de resina entre as camadas (MILANI, 2015; FOGAÇA, 2015).

Rabello (2000) diz que a adesão está relacionada com as propriedades químicas e rugosidade das cargas. Existem alguns principais mecanismos de adesão, como absorção e molhamento, que previne a formação de vazios na interface e tem a função das tensões superficiais dos componentes; a adesão mecânica é o resultado do preenchimento pelo polímero da microtopografia existente nas superfícies das cargas de reforço.

Os compósitos contêm um reforço, como fibras e partículas, que são suportados pela matriz aglutinante. A escolha da matriz polimérica dependerá das propriedades físicas, mecânicas e térmicas exigidas para uma determinada aplicação, como também no processo de fabricação escolhido e o custo associado. Os polímeros mais utilizados nos compósitos poliméricos são os termoplásticos e os termorrígidos. As características mais atrativas são as dos termoplásticos, por terem um custo de produção baixo, boa resistência ao impacto, boa resistência à propagação de micro trincas, fácil controle de qualidade e a possibilidade de reciclagem de matéria prima. A função principal da matriz é envolver o reforço, e em seu papel de matriz permite a transmissão dos esforços atuantes por meio da interface. Portanto, a fase matriz contém funções importantes, como unir as fibras umas às outras e atuar como um meio através do qual a tensão aplicada externamente é transferida e distribuída para as fibras. Uma outra função é proteger as fibras individuais contra danos superficiais por conta da abrasão mecânica ou reações com o ambiente, que poderiam ocasionar em trincas frágeis, evitando assim uma falha catastrófica. A matriz pode corresponder a materiais cerâmicos, metálicos ou poliméricos. Os materiais poliméricos se dividem em duas grandes classes: termoplásticos e termorrígidos. (MULINARI, 2009; SILVA, 2006).

A propriedade final dos compósitos poliméricos depende de alguns fatores, como adesão fibra-matriz, orientação da fibra, volume da fibra etc. Para melhorar algumas propriedades,

utiliza-se tratamentos químicos ou físicos nas fibras antes da incorporação à matriz polimérica. Como tratamentos químicos, podemos citar o tratamento alcalino com NaOH (que removem impurezas superficiais, melhorando adesão fibra-matriz), mercerização, assim como tratamentos térmicos, que modificam o resultado final do compósito (CAMPOS *et al.*, 2010).

Bledzki & Gassan (1999) afirmam que as fibras podem ser derivadas de animais, vegetais e minerais. A propriedade física de cada fibra depende da sua estrutura química. A Tabela 2.2 mostra as propriedades das fibras naturais e sintéticas utilizadas como reforço em matriz polimérica.

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas das fibras naturais e sintéticas utilizadas como reforço (BLEDZKI & GASSAN, 1999)

Fibra	Densidade (g/cm³)	Alongamento (%)	Resistência à tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (Gpa)
Coco	1,2	30,0	175	4,0 – 6,0
Algodão	1,5 - 1,6	7,0 – 8,0	287 – 597	5,5 – 12,6
Juta	1,3	1,5 – 1,8	393 – 773	26,5
Linho	1,5	2,7 – 3,2	345 – 1035	27,6
Cânhamo	1,5	1,6	690	27,6
Rami	1,5	3,6 – 3,8	400 – 938	61,4 – 128
Sisal	1,5	2,0 – 2,5	511 – 635	9,4 – 22,0
Kraft	1,5	2,0 – 2,5	1000	40,0
E-Vidro	2,5	2,5	2000 – 3500	70,0
Carbono	1,4	3,3 – 3,7	3000 - 3150	63 – 67,0

Carvalho (2005) realizou uma pesquisa com compósitos de fibra de sisal e resina epóxi e poliuretano aplicados na engenharia civil, e obteve um comparativo de tração entre as fibras de sisal e fibra de vidro demonstrado na Tabela 2.3 e concluiu que a resina epóxi é mais adequada em aplicações estruturais, apresentando melhores resultados mecânicos, maior resistência e menor variabilidade.

Tabela 2.3 – Comparativo de ensaio de tração em tecidos de fibra de vidro e sisal (CARVALHO, 2005)

Material do tecido	Força de ruptura/largura do corpo de prova (n/mm)	C.V (%)	Massa específica por área (g/cm ²)	Força máxima específica (N.m/g)
Fibra de vidro	110,9	7,73	600	184,8
Fibra de sisal	42,5	32,4	1385	30,7

A indústria de compósitos termoplásticos focou-se no desenvolvimento de compósitos avançados de alto desempenho na década passada, para aplicações de engenharia visando a redução de custos. Acerca disto, compósitos de matrizes poliméricas vêm ganhando destaque por sua comodidade, como o polietileno carregado com partículas inorgânicas (ALMAADED & KHANAM, 2015).

Segundo Zhang *et al.* (2011) a adição de alumina ao polietileno de alta densidade (HDPE) promove o aumento da temperatura de degradação, da estabilidade térmica e da condutividade térmica do polímero.

Mosavian *et al.* (2012) verificaram que com a adição da alumina ao polietileno de alta densidade, não houve considerável alteração na temperatura de fusão da matriz e na duração da transição térmica. Entretanto, a temperatura de cristalização sofreu um aumento por conta do efeito de nucleação da carga. Zhang *et al.* (2011) sugerem que a utilização de agentes de acoplamento para promove melhor adesão interfacial entre a matriz e a carga.

Lins *et al.* (2016) estudaram compósitos híbridos de polietileno de alta densidade carregados com óxido de alumínio (alumina) e concluíram que houve aumento significativo do Módulo de Young e da tensão de escoamento, porém não houve aumento da estabilidade térmica do HDPE.

2.5 ENSAIOS MECÂNICOS

Na grande maioria dos ensaios mecânicos, os corpos de prova ficam inutilizados após a realização, tanto por conta de deformação do corpo de prova, que modifica suas propriedades originais, quanto pela ruptura e destruição do corpo de prova. Diversos ensaios mecânicos consistem na aplicação de uma carga, na qual o corpo de prova é submetido a uma certa tensão mecânica, com carga aplicada lentamente (alguns ensaios são realizados de forma dinâmica, com alta taxa de deformação) e monitoração da deformação induzida. A aplicação da força em

um corpo causa a deformação do material na direção do esforço (FERRARINI, 2004; PEREIRA, 2010).

2.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração é utilizado na caracterização e obtenção de informações básicas sobre a resistência mecânica dos materiais. É um ensaio que apresenta grande facilidade de realização e boa reprodutibilidade dos resultados. O Ensaio consiste em submeter um corpo de prova a um esforço uniaxial crescente que tende a alonga-lo na direção da aplicação da carga até a sua ruptura. Os corpos de prova devem ser padronizados em suas formas e dimensões para que seus resultados possam ser comparados com obtidos a outros ensaios semelhantes e possam ser reproduzidos. Esse ensaio consiste na aplicação de uma força que age sobre a superfície de um corpo sólido e provoca uma deformação na direção do esforço produzindo uma pressão, porém em sentido contrário, produzindo assim um alongamento, que chamamos de tensão de tração. A máquina utilizada nesse ensaio possui garras pra prender a peça (corpo de prova), carga de aplicação de força e instrumento para verificar a deformação (extensômetro) e o resultado é um diagrama de tensão-deformação (ZOLIN, 2011).

2.5.2 ENSAIO DE FLEXÃO

O ensaio de flexão consiste em uma barra de seção circular ou retangular, com um comprimento especificado pela norma, apoiado sob dois apoios distanciados entre si em uma distância L , com a carga de dobramento ou flexão aplicada no centro do corpo de prova, com uma distância $L/2$ de cada apoio, e a carga deve ser aplicada levemente até romper o corpo de prova (SOUZA, 1984).

O ensaio de flexão consiste em realizar um dobramento na barra (corpo de prova), utilizando um extensômetro na região sujeita a flexão para medir a deformação (ZOLIN, 2011).

2.5.3 ENSAIO DE IMPACTO

O Ensaio de impacto é considerado um ensaio dinâmico para análise de uma fratura frágil, largamente utilizado nas indústrias naval e bélica e em construções que deverão suportar baixas temperaturas. O resultado deste ensaio é representado por uma medida de energia absorvida pelo corpo de prova. Os ensaios mais utilizados são de Charpy e Izod e em ambos o corpo de prova tem o formato de uma barra de seção transversal quadrada, onde é usinado um entalhe (ZOLIN, 2011).

Souza (1982) diz que o ensaio de prova tipo Charpy é apoiado e o corpo de prova tipo Izod é engastado na máquina de ensaio, sendo o martelo montado na extremidade de um pêndulo e ajustado num ponto de forma com que a energia cinética, no ponto de impacto, tenha um valor fixo e especificado. O martelo é solto e bate no corpo de prova e rompe o corpo de prova, e o martelo sobe até uma altura que é inversamente proporcional à energia absorvida para deformar e romper o corpo de prova. A temperatura do ensaio tem uma influência importante nos resultados obtidos e deve ser mencionada no resultado junto com o tipo de corpo de prova. A energia medida é um valor relativo e comparativo entre dois ou mais resultados que são obtidos com as mesmas condições de ensaio (temperatura, entalhe, máquina, entre outros).

A influência da temperatura nos ensaios de impacto é mais estudada usando-se corpos de prova apoiados. O entalhe torna mais acentuado o fenômeno da transição, do que em corpos de provas não-entrelhados (TEED, 1950).

Segundo Dieter (1976) podem-se adotar cinco critérios para a temperatura de transição, quando é obtida a curva energia absorvida-temperatura, um material poderá ser usado desde que absorva, durante o ensaio, uma energia maior que a indicada na temperatura de transição T adotada. os cinco critérios podem ser definidos por:

1° - Temperatura T_1 correspondente ao patamar superior, acima da fratura obtida 100% dúctil.

2° - Temperatura T_2 correspondente a 50% da fratura dúctil e 50% fratura frágil.

3° - Temperatura T_3 correspondente a média dos valores dos patamares inferiores e superiores;

4° - Temperatura T_4 correspondente a um valor adotado da energia absorvida.

5° - Temperatura T_5 correspondente a temperatura na qual a fratura corresponde a 100% frágil.

Define-se temperatura de transição como a temperatura na qual há mudança de caráter de ruptura do material, passando-se de dúctil para frágil, ou vice-versa. Existem diversos critérios para determinar qual a temperatura ou intervalo de transição dos materiais. Essa determinação é importante para determinar a utilização de um certo material em uma região onde temperaturas extremas forem aplicadas, para não que ocorra fratura frágil do material, quando solicitado a níveis de tensão no campo elástico (GARCIA, 2000).

2.5.4 ENSAIO DE DUREZA

A dureza é uma propriedade física utilizada para indicar e comparar materiais. Por meio da dureza podemos identificar a resistência à ruptura e a capacidade de deformar-se sob a ação de uma carga de tração ou compressão, ou qualquer outro esforço. A dureza é definida de diversas formas, mas a forma mais genérica que podemos dar a dureza é que a dureza é a resistência à deformação permanente (ZOLIN, 2011).

Souza (1984) estudou o histórico da dureza ao longo dos anos e diz que Martens (1890) definiu dureza por risco como carga em gamas-força sob a qual um diamante poderia produzir um risco de 0,01mm em um ângulo de 90° em um material qualquer. Hankins (1923) alterou o ângulo acima em forma de V e poderia variar entre 72° e 90° e o modo de medir a dureza, que passou a ser como o cociente entre a carga menos constante que dependeria do ângulo e da largura obtida, menos uma constante que também dependeria dos ângulos, com os valores medidos em gramas-forças e milímetro. Bergsman (1951) introduziu outro tipo de dureza por risco, na qual era medida a profundidade ou a largura de um risco feito em uma determinada carga aplicada num diamante sobre o material de uma dureza conhecida.

De acordo com Souza (1984) os principais tipos de dureza são a Dureza Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop, Meyers e Shore.

A Dureza Shore consiste em uma barra de aço com peso de 0,250 kgf (2,5 N) com uma ponta arredondada de diamante, na qual é colocada dentro de um tubo de vidro e apresenta uma escala entre 0 a 140. A barra de aço é liberada de uma altura de 256mm e a altura do rebote, após o choque com a superfície, é considerada a dureza do material (GARCIA, 2000).

2.6 ANÁLISES TÉRMICAS

As análises térmicas possibilitam medir mudanças ocorridas em uma propriedade física ou química de um material em função do tempo ou da temperatura, enquanto é programado uma determinada temperatura pré-estabelecida. Três análises térmicas importantes são a calorimetria exploratória diferencial (DSC), as análises termogravimétricas (TGA) e as análises termo dinâmico-mecânicas (DMA). Por conta dessas análises é possível obter a degradação oxidativa dos compósitos, temperatura de transição vítrea, de cristalização, de fusão, grau de cristalinidade e quantificar a mudança de massa dos compósitos de polietileno de alta densidade associado as transições ou processos de degradação, determinando também o módulo de elasticidade e amortecimento mecânico ou característica de dissipação de energia levando em conta a frequência e temperatura. (KHANAM & ALMAADEED, 2015).

2.6.1 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A Calorimetria exploratória diferencial (DSC, Differential scanning calorimetry) é definida como uma técnica na qual se mede a diferença de energia fornecida à substância e um material de referência, em função da temperatura, enquanto a substância e o material de referência são submetidos a uma programação controlada de temperatura (IONASHIRO *et al.*, 1980).

A técnica de DSC tem por base detectar a absorção ou liberação de energia e comparar diferenças de temperatura entre uma amostra padrão de controle e um grupo a ser analisado. As variações físicas e químicas correspondem a variação na entalpia (TRINDADE, 2012).

Para avaliar as transições térmicas das amostras e o grau de cristalinidade, utiliza-se a técnica do DSC. Em polímeros, observa-se a biodegradação na região amorfa, na qual ocorre alterações na cristalinidade do material através desta análise e a história térmica de processamento por meio da varredura (KUCHNIER, 2014; PALSIKOWSKI, 2015).

É possível observar o grau de cristalinidade das amostras por meio das técnicas de DRX e DSC e verificar as diferenças entre os resultados obtidos em valores absolutos e presumir que há diferença. Em polímeros puros os resultados costumam ser bastante coerentes, porém em blendas é necessário observar o valor calculado correspondente à cristalinidade dos materiais

nas blendas, enquanto no DSC é possível avaliar a fração cristalina do PLA devido ao efeito da superposição das transições (WEND *et al.*, 2013).

2.6.2 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

Segundo Novelli (2015) a termogravimetria (TGA) é definida como um processo contínuo que envolve a medida da variação de massa de uma amostra em função da temperatura ou do tempo a uma medida constante.

O TGA permite observar a degradação de uma amostra que se relaciona em função da sua perda de massa pela variação em função da varredura e temperatura. Por conta dessa técnica é possível determinar o intervalo de temperatura na qual um determinado material se degrada e observar possíveis reações relacionada a adição de outro material ou componentes (LUCAS, 2001; SANTOS, 2016).

Kumar *et al.* (2010) estudaram amostras de PLA, PBAT e blendas por meio de análise termogravimétrica e observaram que ocorreu duas etapas de degradação nas blendas, com o primeiro pico em torno de 360°C e o segundo pico de máxima perda referente ao PBAT a temperaturas em torno de 405°C.

2.6.3 ANÁLISES TERMO DINÂMICO-MECÂNICAS (DMA)

A análise dinâmico-mecânica é um método para determinar as propriedades mecânicas e viscoelástica dos materiais. A maioria dos materiais demonstram uma distribuição local de suas propriedades baseadas em suas estruturas heterogêneas e condições de processos não-uniformes. Portanto a resposta do material pode ser diferente em diferentes partes de aplicação de uma carga ao longo de sua superfície (DORP *et al.*, 2018).

De acordo com Novelli (2015) a análise de DMA tem sido cada vez mais utilizada para a caracterização de polímeros, por fornecer informações a respeito do comportamento viscoelástico do sistema, desmembrando o módulo em duas componentes, a contribuição elástica e a viscosa. Essa análise consiste em aplicar uma tensão ou deformação mecânica oscilatória, de baixa amplitude a um sólido ou líquido-viscoso, medindo-se a deformação

sofriada por este ou uma tensão resultante, e essa resposta pode ser em função de uma variação da frequência da oscilação ou temperatura.

Canevarolo (2004) diz que o DMA fornece informações a respeito do módulo elástico, do módulo de dissipação viscosa, do amortecimento mecânico ou atrito interno de um material, quando sujeito a sollicitação dinâmica, a partir dessas variáveis é possível correlacionar propriedades como tenacidade, resistência ao impacto, envelhecimento, tempo de vida sob fadiga, resistência à propagação de trincas, rigidez, módulo e amortecimento.

2.7 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (SEM)

Novelli (2015) relata que a microscopia eletrônica de varredura teve início com o trabalho de M. Knoll (1935), descrevendo assim a concepção do SEM. A substituição do sistema analógico pelo digital permitiu que as imagens fossem armazenadas e processadas facilmente. O advento dos microcomputadores e desenvolvimento de programas específicos para a operação e análise dos resultados facilitaram ainda mais a utilização do SEM.

O microscópio eletrônico de varredura é um dos instrumentos mais versáteis disponíveis para a observação e análise de características microestruturais de objetos sólidos. A sua principal razão de utilidade é a alta resolução que pode ser obtida quando as amostras são observadas. Na ordem de 2 a 5 nanômetros são geralmente apresentados por instrumentos comerciais, enquanto instrumentos de pesquisa avançada são capazes de alcançar uma resolução melhor que 1 nm (NAGATANI *et al.*, 1987).

O desenvolvimento da microscopia eletrônica teve como principal desafio ultrapassar a barreira de resolução imposta pela luz visível. Para aumentar a resolução, pode-se utilizar uma radiação com comprimento de onda menor que a luz visível como fonte de iluminação do objeto. Além disso, a profundidade de campo é inversamente proporcional aos aumentos, sendo necessário um polimento perfeito da superfície a ser observada, o que as vezes é incompatível com a observação desejada. O microscópio eletrônico de varredura fornece informações rápidas como a identificação dos elementos químicos, morfologia dos sólidos e análises das características microestruturais. Por conta da sua resolução, é possível registrar imagens da superfície de fratura das amostras e estimar o tamanho médio de grãos. As imagens de SEM podem ter ampliação de até 300.000x e resolução. Essas imagens possuem caráter virtual, pois o que é visualizado é a transcodificação da energia emitida por elétrons, ao contrário da radiação

de luz na qual estamos habituados a observar com nossos olhos. O princípio de funcionamento consiste na emissão de feixes de elétrons por filamento capilar de tungstênio, aplicando uma diferença de potencial que varia de 0,5 a 30kV. O filamento positivo atrai os elétrons gerados, resultando uma aceleração em direção ao eletrodo positivo. A correção do percurso dos feixes é realizada pelas lentes condensadoras que alinham os feixes em direção à abertura da objetiva. A objetiva ajusta o foco dos feixes de elétrons antes dos elétrons atingirem a amostra analisada. (CANEVAROLO, 2003; DADEVID *et al.*, 2007; LOPES, 2017).

Com a ajuda de um microscópio eletrônico de varredura, é possível observar a microestrutura das amostras sinterizadas, e analisar a superfície de fratura das amostras, como também possíveis sítios de propagação de trincas, formação de novas fases após a sinterização e observar precipitados (SANTOS, 2016).

2.8 PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS

Utiliza-se dados obtidos para análise e interpretação, por meio dos métodos estatísticos de média e desvio padrão para obtenção de resultados, tornando assim o mais preciso possível em cima da quantidade de amostras analisadas. A inferência estatística faz afirmações sobre um certo conjunto representativo de valores (amostra) e propaga assim as informações por todo o conjunto (população). A análise de variância, representada pelo teste T, compara duas populações sob determinadas condições experimentais (SILVEIRA, 2019).

Costa (1997) define experimento como um tipo de pesquisa científica na qual o pesquisador manipula e controla mais de uma variável independente e observa a variação nas variáveis dependentes concomitantemente à manipulação das variáveis independentes. Os experimentos são utilizados para conhecer o processo empiricamente, entender a influência de determinados fatores e tomar as melhores decisões sobre os mesmos. Assim o experimento pode contribuir com a diminuição do tempo e do processo e do custo operacional, redução da variação do processo, melhor relação entre o realizado e o planejado e aumento do rendimento do processo.

Montgomery (2001) diz que os experimentos têm como objetivo desenvolver processos robustos, minimamente afetados por fontes externas de variabilidade. Fontão (2008) diz que o planejamento de experimento é uma técnica utilizada de maneira inteligente a verificar os processos produtivos ou de prestação de serviços, e até projetos mais amplos e complexos.

A técnica de planejamento de experimentos utiliza ferramentas de controle estatístico para analisar as variáveis que impactam no processo e melhorá-lo continuamente (BUTTON, 2016).

2.9 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)

O FTIR é uma das mais importantes técnicas experimentais para caracterização de polímeros em termos de identificação ou determinação das características estruturais de polímeros. Além de fornecer informação qualitativas, é possível a determinação semiquantitativa de componentes de uma amostra ou mistura. A técnica consiste em um método de caracterização física para análises qualitativas e quantitativas de traços de elementos. Isso é possível porque os átomos formam as moléculas que possuem frequências específicas de vibração e variam de acordo com a estrutura, composição e modo de vibração da amostra. Para varrer essa gama de frequência, utiliza-se o infravermelho. É uma análise não destrutiva e útil para microamostras (SOUSA, 2014).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 DELINEAMENTO EXPERIMENTAL

Conforme a Figura 3.1, o colete balístico convencional é composto de uma camada de cerâmica, uma camada de fibra de aramida e uma última camada de alumínio. O presente trabalho propõe trocar a camada cerâmica por uma camada de compósito formada pelos materiais que serão processados neste trabalho.

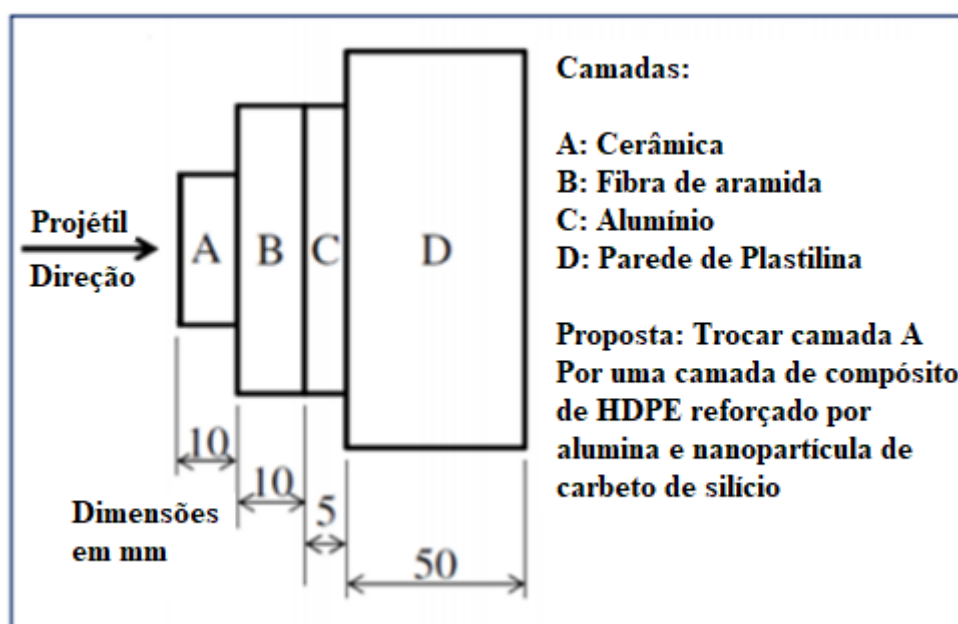


Figura 3.1 – Esquema de um colete balístico em um ensaio balístico

Este trabalho realizará o processamento de compósitos de matriz de polietileno de alta densidade (HDPE) com partículas de alumina sinterizada (Al_2O_3) e carbeto de silício (SiC) para compor a primeira camada de um colete balístico de multicamadas e verificar o comportamento mecânico e o desempenho balístico desta camada compondo o colete, além das características mecânica de cada grupo fabricado com diferentes teores de carga. Para este estudo, serão processados quatro grupos de compósitos contendo diferentes teores de carga e um grupo controle processado apenas de polietileno de alta densidade (HDPE) puro.

Os corpos de provas, por tratarem-se de matrizes de polímeros termoplásticos, serão processados por meio de uma prensa a quente e resfriados em uma prensa a frio. Após o processamento dos corpos de prova, serão realizados os ensaios mecânicos de tração, impacto,

flexão e dureza. Ocorrerá as análises térmicas de DSC, TGA, DMA e FTIR para definir as propriedades térmicas e químicas dos diferentes grupos a serem estudados. Ocorrerá o ensaio balístico dos grupos de compósitos processados, definindo assim quais composições têm o melhor comportamento balístico, verificando também se ocorreu a penetração do projétil no colete balístico ou não, e verificar a profundidade da parede de plastilina danificada. Ao final disto, os corpos de prova dos diferentes grupos de compósitos fraturados balisticamente serão levados para realizar SEM, para verificar a morfologia da fratura do material. Após estudo dos resultados, será feita a verificação da quantidade de energia absorvida pela primeira camada do colete balístico; e conclusão se houve vantagens na implementação desta camada, levando em conta cada grupo de compósito confeccionado.

A Figura 3.2 exibe o fluxograma de atividade do referido trabalho, do processamento dos corpos de prova até a defesa.

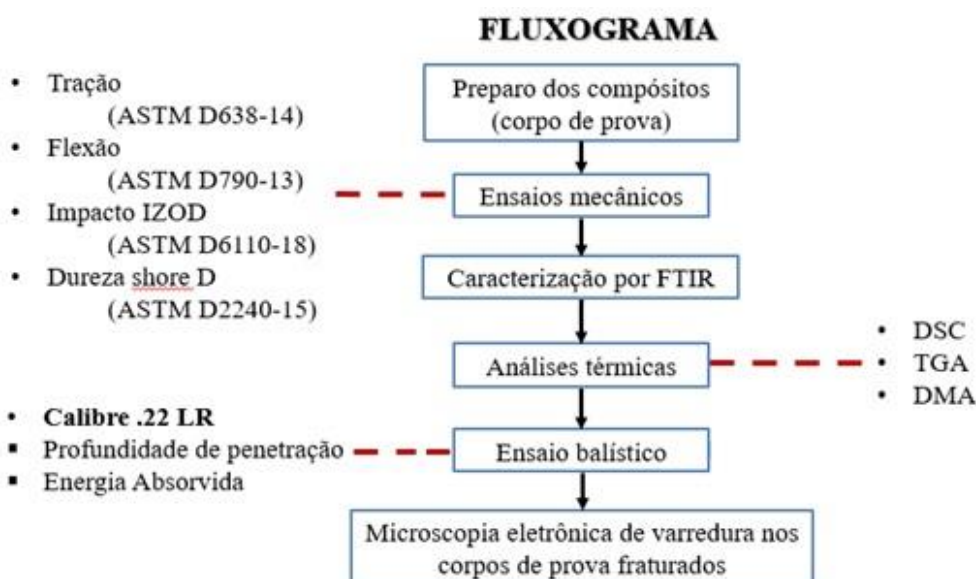


Figura 3.2 – Fluxograma de trabalho

3.2 MATERIAIS UTILIZADOS

Neste trabalho foram utilizados três materiais para a formação do compósito:

- Polietileno de alta densidade IE59U3 como matriz (HDPE).
- Partículas de alumina sinterizada (Al_2O_3).
- Partículas de carbeto de silício (SiC) Sintex 13C como carga cerâmica.

3.2.1 MATRIZES POLIMÉRICAS

O material polimérico utilizado é o polietileno de alta densidade IE59U3. O material recebido tem as propriedades de acordo com as especificações do fabricante (Braskem), e essas propriedades estão descritas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Propriedades do HDPE fornecida pelo fabricante (Braskem).

CARACTERÍSTICA	NORMA ASTM	VALORES
ÍNDICE DE FLUIDEZ	D1238	5,0 g/10 min
DENSIDADE	D792	0,959 g/cm ³
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MAX	D638	27MPa
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO	D638	12MPa
MÓDULO DE FLEXÃO	D790	1250 MPa
DUREZA SHORE D	D2240	61
RESISTÊNCIA AO IMPACTO IZOD	D256	90 J/m
TEMPERATURA DE DEFLEXÃO TÉRMICA	D648	°C
TEMPERATURA DE AMOLECIMENTO VICAT	D1525	°C

3.2.2 CERÂMICAS

As cerâmicas utilizadas foram a alumina (Al_2O_3) alundum RR (A-620) 60 Mesh, do fabricante Fisher Scientific Co, sinterizada em partículas micrométricas e dureza Moh 9,25, e o carbeto de silício Sintex 13C (SiC), com tamanho de partícula de 100 μm e 25 GPA de módulo de elasticidade.

3.3 MÉTODOS DE PREPARAÇÃO DOS MATERIAIS

3.3.1 PREPARAÇÃO DO POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE

O polietileno de alta densidade (HDPE) é recebido em forma de pellets e foi moído no moinho de facas para diminuir o tamanho de partícula, a fim de ter uma melhor dispersão com as partículas cerâmicas.

3.3.2 PREPARAÇÃO DOS COMPÓSITOS

Foram produzidos três grupos de compósitos com diferentes percentuais de misturas e um grupo de polímero HDPE puro, sendo este o grupo referência, contendo apenas HDPE conforme a tabela 3.2. O percentual de carbeto de silício (SiC) é calculado de acordo com 1% do peso cerâmico do material, segundo Junior Lima (2017), o percentual de 1% de nanopartículas cerâmicas apresentou os melhores resultados para os ensaios de tração e para os ensaios balísticos. O grupo 100HDPE contém apenas o HDPE puro. As partículas das misturas foram pesadas utilizando uma balança de precisão. Para os ensaios balísticos, utilizou-se mais 2 grupos, com maiores cargas cerâmicas, denominados de A70 e A80.

Tabela 3.2 - Composição de cada grupo que será processado.

MATERIAIS	HDPE	AL₂O₃	SIC
100HDPE	100%p	0%p	0%p
A40	60%p	39%p	1%
A50	50%p	49%p	1%
A60	40%p	59%	1%

3.3.3 MISTURA DOS PÓS

Os pós foram pesados individualmente, misturados de acordo com cada grupo composição, para obter uma melhor dispersão da mistura, e em seguida foram misturados dentro de um recipiente de plástico, durante 5 minutos, para obter uma melhor homogeneização da mistura.

3.3.4 PROCESSAMENTO DOS COMPÓSITOS.

Por tratar-se de um polímero termoplástico como matriz, foi utilizado a prensa a quente para o processamento das amostras (OLIVEIRA, 2019). Foram utilizadas duas placas de aço e duas folhas de papel teflon com as dimensões semelhantes às placas de aço para evitar que o material escoe por entre o molde e grude nas placas de aço. Foi utilizado uma matriz metálica para cada tipo de corpo de prova, de acordo com a especificação de cada ensaio realizado. Após a preparação, o conjunto foi levado para a prensa a quente por 10 minutos e posteriormente resfriado na prensa a frio por 5 minutos em uma carga de 2 toneladas.

Foram levados em conta a temperatura, tempo e carga utilizada. A temperatura utilizada foi de 190°C, no tempo de 10 minutos e carga de 2 toneladas na prensa a quente.

O passo a passo do processamento do compósito funciona da seguinte forma: a prensa encontra-se na temperatura de 190°C, tanto na placa superior quanto na inferior, e o molde (contendo o material em forma de pó misturado) foi colocado na prensa e comprimido a uma pressão de 2 toneladas. Após 2 minutos de prensagem, ocorrerá o alívio de pressão e a primeira degaseificação. Posteriormente a isso, ocorrerão mais degaseificações, uma a cada minuto. Ao final de cada prensagem, caso preciso, será realizado o repletamento de cada corpo de prova por conta da retração do polímero, com a finalidade de evitar ar e espaços vazios no molde (OLIVEIRA, 2019), retirando as peças e recolocando de volta, realizando o mesmo processamento com o mesmo tempo e temperaturas. Após isso, o molde será levado a prensa a frio, por 5 minutos, sob uma pressão de 2 ton. A Tabela 3.2 demonstra as etapas de processamento.

Tabela 3.3 – Etapas do processamento.

TEMPO (MINUTOS)	AÇÃO
0	Colocação do molde preenchido com as misturas na prensa aquecida a 190°C e aplicação de carga de 2 ton
2 - 10	Alívio da pressão, degaseificação e posteriormente aplicação de carga de 2 ton
10	Alívio da pressão, degaseificação e verificação para repletamento
X	Caso necessário, repletamento dos espaços vazios no molde, e repetição do processamento anterior.
10	Retirada do mole e colocação na prensa fria com carga de 2 ton.
15	Retirada da prensa fria e desmoldagem dos compósitos

3.4 CORPOS DE PROVA

Cada corpo de prova tem um formato diferente para realização dos ensaios específicos. Os corpos de prova de ensaio balístico foram fabricados em forma de disco com dimensões de 51mm x 5mm, a espessura fina foi escolhida com o intuito de todos os corpos de provas serem atravessados pelo projétil, para observar o dano causado no anteparo posterior ao disco. Para análises de microscopia eletrônica (SEM), foram utilizados os corpos de prova fraturados durante o ensaio balístico, para verificar a natureza das fraturas presentes na amostra.

Cada ensaio foi realizado com 7 corpos de provas diferentes de cada grupo de composição (7 corpos de prova de 4 grupos, totalizando 28 corpos de prova para cada ensaio). Os corpos de prova de tração seguirão as normas da ASTM D638-14; os corpos de prova de impacto seguirão as normas da ASTM D6110-18; os corpos de prova de flexão seguirão as normas da ASTM D790-13; os corpos de prova de dureza seguirão as normas da ASTM D2240-15. Para análises de FTIR e as demais análises térmicas foi adotado o procedimento necessário para adaptação das amostras para as análises.

3.5 ENSAIOS MECÂNICOS

3.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos de prova foram preparados de acordo com a norma (ASTM D 638, 2014), utilizando corpos de prova TIPO IV, de dimensões aproximadas de 36mm x 6mm x 4mm, e velocidade mínima especificada pela norma (5mm/min). Os resultados fornecidos pelo ensaio são fortemente influenciados pela temperatura, velocidade de deformação, anisotropia do material, tamanho de grão, porcentagem de impurezas e condições ambientais (JAYENDRA *et al.*, 2020).

3.5.2 ENSAIO IMPACTO IZOD

Os corpos de provas foram moldados com as dimensões especificadas na Norma (ASTM D6110, 2018) com dimensões de 63,5mm x 12,7mm x 6mm, e foi utilizado uma fresa em aço para imprimir a dimensão de 2,54mm de profundidade em uma angulação de 45°. Foi utilizado um martelo de 5,5J. A carga nesse ensaio é aplicada na forma de esforços por choque (dinâmico), por meio da queda de um pêndulo de uma determinada altura sobre a peça a examinar. Como resultado temos a energia absorvida pelo material até a fratura (CHEE *et al.*, 2012; JAYENDRA *et al.*, 2020).

3.5.3 ENSAIO DE FLEXÃO

Os corpos de provas foram confeccionados de acordo com a norma (ASTM D790, 2013), com dimensões aproximada de 127mm x 12mm x 6mm, com distância entre os suportes de 96mm na velocidade de 2mm/mm. O ensaio de flexão consiste em aplicar uma carga crescente em certo ponto de um corpo de prova com o formato de uma barra bi apoiada, na qual

normalmente ocorre em três ou quatro pontos. No caso do material ensaiado, foi utilizado o ensaio bi apoiado em três pontos (KUMRE *et al.*, 2017).

3.5.4 ENSAIO DE DUREZA

Realizou-se o Ensaio de Dureza Shore D, seguindo a norma (ASTM D 2240, 2015), na temperatura ambiente, sendo considerado o valor da dureza máxima. A medida da dureza do material é dada como função das características da marca de impressão e da carga aplicada em cada tipo de ensaio de dureza realizado (LIÃO *et al.*, 2020).

3.6 ANÁLISES TÉRMICAS

3.6.1 ANÁLISE DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Esse ensaio foi realizado de acordo com a Norma (ASTM D 3418, 2015) e permite verificar propriedades como alterações na capacidade específica de calor, fluxo de calor, absorção de energia, decomposição térmica, determinação de umidade, diagrama de fases, entalpia de fusão, grau de cristalização entre outros. As amostras foram separadas em grupo com medida de 20mg e colocados em cadinhos de alumínio e submetidas a variações de temperatura, a corrida foi de 3 ciclos, na taxa de 10°C/min, utilizando o equipamento calorímetro de varredura diferencial TA Instrument, modelo Q1000, nas temperaturas de 25°C até 200°C (OLIVEIRA, 2019) e os resultados serão analisados utilizando o programa TA Instruments Universal Analysis 2000 versão 4.5.

3.6.2 ANÁLISE DE TERMOGRAVIMETRIA (TGA)

O ensaio foi realizado seguindo a norma (ASTM D6370, 2019), no intervalo de 25°C até 700°C, com a taxa de aquecimento de 10°C/min, utilizando o sistema de análise térmica

SHIMADZU TA-60, analisador simultâneo termogravimétrico – térmico diferencial DTG-60H, em uma atmosfera inerte (N₂) (CHENG *et al.*, 2020).

3.6.3 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

O ensaio foi realizado de acordo com as Norma (ASTM D4065, 2012), utilizando corpos de prova de dimensões de 13,24mm x 5,85mm x 0,62mm em intervalo de temperaturas de 20°C a 100°C, tendo como resultado o módulo de armazenamento do material de acordo com a variação de temperatura (DORP *et al.*, 2018).

3.7 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (SEM)

Esta técnica foi utilizada para verificar a morfologia da superfície de fratura dos materiais e determinar as alterações no mecanismo de fratura pela adição de reforço cerâmico na matriz polimérica. As imagens foram realizadas com o auxílio de um SEM Quanta FEG-250 do Instituto Militar de Engenharia (IME), e serão verificados os corpos de provas fraturados nos ensaios balísticos. Os corpos de prova foram recobertos por uma camada de ouro de 22nm, nos parâmetros: HV – 5,00kV; WD – 13mm; Spot - 3 (LIU *et al.*, 2018; OLIVEIRA, 2019). Foram analisados os corpos de prova de todos os grupos de materiais.

3.8 ENSAIOS BALÍSTICOS

O objetivo principal deste trabalho é a realização dos ensaios balísticos. Os ensaios balísticos têm a capacidade de verificar a absorção da energia cinética. Para os ensaios de projetis .22LR, foi utilizado um rifle de pressão Gunpower SSS com um supressor de ruído Padrão Arma. O projétil é de um chumbo calibre .22LR com massa estimada de 3,3g (OLIVEIRA, 2019; GILSON *et al.*, 2020).

Para determinação da profundidade de penetração (PPr), o rifle de ar foi posicionado a 5m de distância do alvo, consistindo em um disco do compósito preso com fita adesiva a uma placa

de MDF e alinhado perpendicularmente ao rifle. As placas de MDF foram utilizadas como anteparo. O Cronógrafo balístico foi colocado a 10 cm antes do alvo.

Para o ensaio de absorção de energia (E_{abs}), um cronógrafo balístico Air Chrony modelo MD3, com precisão de 0,15m/s foi usado para medir a velocidade do impacto, e um cronógrafo balístico modelo Prochron modelo Pal, com precisão 0,31m/s foi usado para medir a velocidade residual.

O rifle de ar estava posicionado a 5m de distância do alvo, consistido de uma placa presa por um torno de bancada e alinhado perpendicularmente ao rifle. Um cronógrafo balístico foi posicionado a 10cm antes do alvo e outro 10cm após o alvo. A energia absorvida foi calculada usando a equação:

$$E_{abs} = \frac{m_p(v_i^2 - v_r^2)}{2} - E_{abs}(sem amostra) \quad (1)$$

3.9 ANÁLISES ESTATÍSTICAS

Para analisar e interpretar os dados será utilizado os métodos estatísticos de média e desvio padrão para obter maior precisão possível em cima da quantidade das amostras analisadas. Será utilizado o teste de hipóteses e análise de variância (ANOVA), que compara duas populações sob determinadas condições experimentais, e o teste de Grubbs que retira as amostras que não possuem grau de confiabilidade de pertencer a um determinado grupo (COSTA *et al.*, 2020).

3.10 ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)

As ligações químicas das substâncias possuem frequências de vibrações específicas, correspondentes aos níveis de energia das moléculas (níveis de vibrações). As estruturas moleculares das amostras de HDPE, Al₂O₃ foram caracterizadas pela técnica de espectroscopia na região do infravermelho com a transformada de Fourier – FTIR, a partir de partículas das

amostras, na faixa de número de ondas de 400 a 4000 cm^{-1} , utilizando um espectrômetro IR Prestige 21-FTIR Shimadzu, as amostras foram preparadas utilizando KBr, em seguida os resultados foram analisados através do programa EssentialFTIR v3.50.196 e Origin 8 (SOUSA, 2014).

4 RESULTADOS

4.1 ENSAIOS MECÂNICOS

4.1.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 4.1 apresenta os valores obtidos no ensaio de tração.

Tabela 4.1 - Resultados do ensaio de tração.

AMOSTRA	σ_{MAX} (MPa)	ϵ_{MAX} (%)
100HDPE	24,57 ± 3,23	1016 ± 34
A40	13,35 ± 1,81	89 ± 30
A50	10,11 ± 1,44	75 ± 2
A60	10,97 ± 1,94	76 ± 5

A tensão máxima encontrada no ensaio do grupo 100HDPE foi 24,57 ± 3,23 MPa, Resultado próximo do fornecido pelo fabricante BRASKEN, sendo este valor de 27MPa. Campos Filho *et al.* (2017) Encontraram resultados semelhantes, no valor de 23,35MPa, utilizando o mesmo polímero. Nitaplast (2017) informou valores em torno de 24-31MPa para o HDPE puro.

Em relação à deformação, O valor encontrado neste ensaio foi de $\epsilon_{Max}(\%) = 1016 \pm 34$. Nitaplast (2017) informou valores de alongamento na ruptura em torno de 400-800% para o HDPE puro, resultado semelhante a Coutinho *et al.* (2003) que encontraram valores de 800%. Segundo Oliveira (2019) um problema encontrado no ensaio de tração é que a deformação plástica de materiais poliméricos com características semicristalinas é bastante complexa, em função do material possuir regiões cristalinas e amorfas, que participam do processo dependendo da extensão da deformação.

O aumento de partículas cerâmicas no compósito reduziu a deformação máxima, porém trouxe uma maior estabilidade no resultado devido à diminuição das partículas poliméricas, trazendo assim uma margem de erro menor em cada corpo de prova ensaiado. Os compósitos não demonstraram bons resultados no ensaio, devido a afinidade entre as cadeias poliméricas e

a superfície das partículas cerâmicas serem baixas, como registrado por Ortega *et al.*, (1997). A perda de ductilidade de um compósito é atribuída à natureza rígida das cargas cerâmicas (DINESH & HATTI, 2018; OLIVEIRA, 2019). Segundo CHEE *et al.* (2012) a deformação plástica na matriz polimérica é um mecanismo preponderante na absorção de energia e é reduzido com o acréscimo do reforço, no caso dos compósitos reforçado por cargas cerâmicas, o principal processo de deformação é o deslocamento na interface matriz/reforço, que proporciona aumento do volume do material na deformação, deslocando as partículas e gerando vazios dentro da matriz (KRÁSNY *et al.*, 2014).

Grinson *et al.* (2015) realizaram o ensaio de tração utilizando matriz de HDPE com 9% e 33% de carga de alumina, utilizando 2% do agente compatibilizante polietileno de alta densidade grafitado com anidrido maleico (PE-g-MA), obtendo os resultados de resistência à tração em 23,24MPa e 22,20MPa respectivamente, demonstrando que o uso de agentes compatibilizantes aumentou as propriedades mecânicas dos compósitos (SILVA *et al.*, 2012; FARUK & MATUANA, 2008). Segundo a literatura, a utilização de compatibilizantes é aumenta consideravelmente a resistência mecânica dos compósitos cerâmico-poliméricos.

4.1.2 ENSAIO DE IMPACTO IZOD

O ensaio de impacto foi realizado no Instituto de Macromoléculas – UFRJ, seguindo os padrões da norma ASTM D6110. Foi utilizado um martelo de 5,5J na temperatura ambiente, em um ângulo de queda de 150°. A Tabela 4.2 demonstra o resultado encontrado no ensaio de impacto izod.

Tabela 4.2 – Resultado do ensaio de impacto izod.

GRUPO DE AMOSTRAS	ENERGIA (J/M)
100HDPE	20,32 ± 1,18
A40	10,25 ± 8,88
A50	8,07 ± 6,26
A60	11,08 ± 6,63

Souza & Carrera (2014) encontraram resultado aproximado no grupo 100HDPE, com valores de 19,7 ± 6,0 J/M, nas mesmas especificações de ensaio deste trabalho. De acordo com Argon & Cohen (2003) polímeros semicristalinos como o HDPE possuem alta tenacidade nas condições comuns de uso, porém são sensíveis ao entalhe, o que tem levado tecnificação ao

material. Segundo Martins *et al.* (2007) o HDPE possui superfícies de fratura em duas principais partes: uma região central de caráter liso, indicando fragilidade, e uma região referente às bordas, com aparência de comportamento plástico, denominada de borda de cisalhamento, como mostrado na Figura a seguir (Figura 4.1).

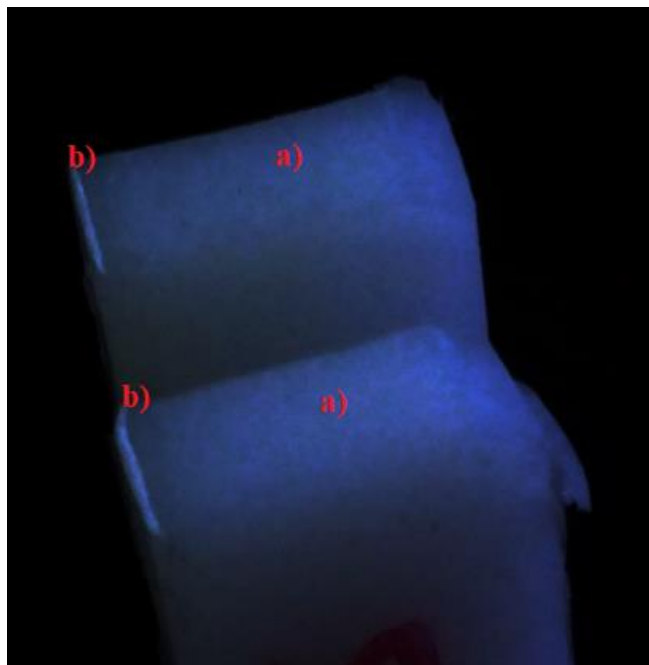


Figura 4.1 – Corpo de prova de ensaio de impacto izod fraturado. a) região lisa; b) borda de cisalhamento.

Analisando os compósitos, foi possível observar que o desvio padrão dos materiais foi bastante elevado, demonstrando que não houve uma boa adesão entre a carga cerâmica e a matriz (ORTEGA *et al.*, 1997). Outro fator importante é que o processamento do HDPE em prensa a quente cria bolhas internas no material, e mesmo com o processo de eliminação de gases realizado, não foi possível eliminar totalmente essas bolhas, que atuam como pontos de concentração de tensão para propagação de trinca; segundo Fortes (2003) a presença de um entalhe ou outro concentrador de tensão altera o estado de tensões reinantes para triaxial na região, dificultando a deformação plástica e reduzindo a tenacidade. A redução da energia absorvida com o aumento da carga cerâmica deve-se ao fato de a deformação plástica diminuir com a adição da carga cerâmica (CHEE *et al.*, 2012).

4.1.3 ENSAIO DE FLEXÃO

O ensaio de flexão foi realizado no Instituto Militar de Engenharia – IME, com as dimensões do molde de 127 x 12 x 6mm, com distância entre os suportes de 96mm na velocidade de 2mm/min. O resultado pode ser visto na Tabela 4.4.

Tabela 4.3 – Resultado do ensaio flexão.

AMOSTRAS	σ_{MAX} (MPa)	ϵ_{MAX} (%)	E (MPa)
100HDPE	23,85 ± 3,44	11,64 ± 0,33	1146 ± 121
A40	16,46 ± 2,46	10,44 ± 2,08	1040 ± 162
A50	19,24 ± 2,38	7,98 ± 4,16	1725 ± 353
A60	19,09 ± 2,89	11,15 ± 2,27	1806 ± 400

Conforme o fabricante BRASKEN, para o grupo de 100HDPE não houve resultado satisfatório, pois a média do módulo de flexão deu-se no valor de 1146 ± 121 MPa, enquanto nas especificações do fabricante o valor é de 1250MPa. Segundo Candian (2009) o processamento do HDPE em prensa a quente encontra diversas dificuldades e causa defeitos como retração e bolhas no material, sendo essa a principal causa da diminuição de resistência do material. Candian (2009) encontrou valores de tensão máxima de 17,5MPa e módulo de flexão em 805 MPa, enquanto nesta pesquisa foram encontrados valores superiores, de 23,85 ± 3,44 MPa para tensão máxima e 1146 ± 121 MPa para módulo de flexão.

Ocorreu uma diminuição na tensão máxima do compósito, porém a resistência mecânica aumentou conforme o aumento de carga, Segundo Galindo-Rosales (2011) e Ding (2013), em baixas concentrações de alumina, não ocorre um significativo aumento de resistência, por conta da introdução de defeitos na matriz, contudo em cargas cerâmicas acima de 60% ocorre uma melhora na resistência por conta da cristalização de regiões em torno das partículas cerâmicas, com a redução da distância entre as partículas. Grinson *et al.* (2015) realizaram ensaio de flexão em compósitos de 33% de carga de alumina em matriz de HDPE, com 2% de compatibilizante PE-g-MA, e obtiveram valores de resistência a flexão em 16,25MPa, valor próximo encontrado pelo grupo A40, com valor de 16,46 ± 2,46 MPa, e encontraram o módulo de flexão bem inferior ao deste ensaio, com valores de 650MPa, enquanto esta pesquisa encontrou o valor de 1040 ± 162 MPa. Já o valor de deformação de ruptura encontrado por Grinson *et al.* (2015) foi de 7%, enquanto esta pesquisa obteve os valores de 10,44 ± 2,08%.

O valor do desvio padrão dos compósitos encontram-se elevados, por conta do processamento que causou bolhas e retração no material, acarretando no aumento de

concentradores de tensões (CANDIAN, 2007). Fortes (2003) diz que a presença de um entalhe ou outro concentrador de tensão altera o estado de tensões reinantes para triaxial na região, dificultando a deformação plástica e reduzindo a tenacidade.

4.1.4 ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de dureza Shore D foi realizado no Instituto Militar de Engenharia – IME e está demonstrado na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Resultado do ensaio de dureza shore D

AMOSTRAS	DUREZA
100HDPE	46,0
A40	69,0
A50	70,8
A60	72,0

O valor encontrado foi bastante inferior ao fornecido pelo fabricante BRASKEN, que forneceu valor de Dureza Shore D de 61. A dureza máxima encontrada neste ensaio foi de 46. Caraschi & Leão (2002) Encontraram valores de Dureza em 62, enquanto Alves (2008) encontrou valor de 61 para o HDPE puro. Verifica-se que o resultado de dureza do grupo 100HDPE não foi satisfatório.

Nicolau (2017) encontrou uma diminuição no valor de Dureza com a utilização do compatibilizante PE-g-MA, revelando um aumento da plasticidade do material. Nos compósitos, o valor de Dureza Shore D encontra-se superior ao do HDPE puro, devido ao fato que materiais cerâmicos possuem dureza mais elevada que os materiais poliméricos

4.2 ANÁLISES TÉRMICAS

4.2.1 ANÁLISE DE TERMOGRAVIMETRIA (TGA)

A análise de TGA foi realizada no Instituto de Macromoléculas, utilizando o sistema de análise térmica SHIMADZU TA-60, analisador simultâneo termogravimétrico – térmico

diferencial DTG-60H, realizada no intervalo de 25°C até 700°C, com taxa de aquecimento de 10°C/min e atmosfera inerte (N₂). A Figura a seguir (Figura 4.2) apresenta o gráfico dos ensaios nos 4 grupos.

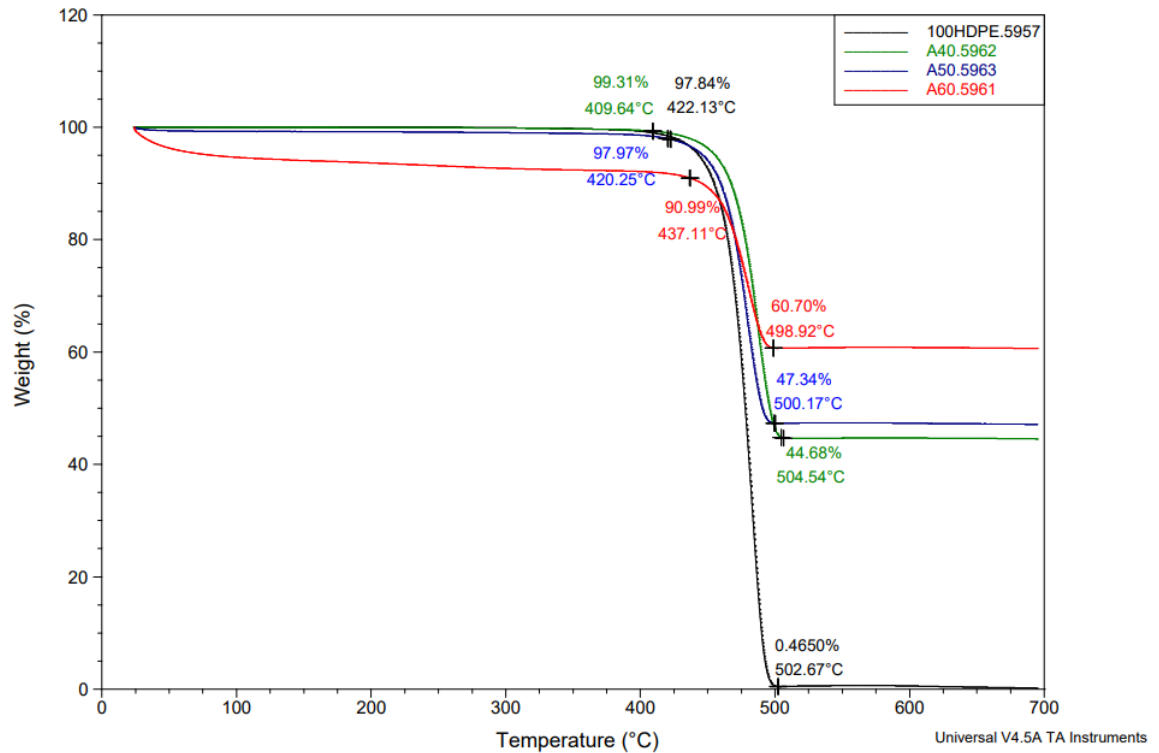


Figura 4.2 – Resultado de TGA dos materiais.

Verificou-se que não houve significativa diferença da temperatura inicial de degradação dos compósitos, variando entre 409°C a 437°C; a temperatura final de degradação do material manteve-se no mesmo patamar, entre 499°C e 504°C. Awad *et al.* (2019) encontraram valores de temperatura final de degradação do HDPE de 472°C, enquanto Akhil *et al.* (2019) encontraram valores de 489,2°C nas mesmas condições de ensaio.

O resíduo do 100HDPE foi de 0,45%, enquanto os grupos de A40 e A50 não apresentaram a carga cerâmica exata desejada, mostrando que não houve perfeita distribuição das partículas no momento da mistura no processamento. A Tabela 4.5 demonstra a temperatura inicial de degradação, temperatura final e a quantidade de resíduos.

Tabela 4.5 – Resultado do TGA

AMOSTRAS	TEMP. INI. DEG.	TEMP. FINAL. DEG.	RESÍDUOS
----------	-----------------	-------------------	----------

100HDPE	422,13°C	502,67°C	0,45%
A40	409,64°C	504,54°C	44,68%
A50	420,25°C	500,17°C	47,34%
A60	437,11°C	498,92°C	60,70%

4.2.2 ANÁLISE DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VERREDURA (DSC)

Foi realizado a análise térmica de DSC no Instituto de Macromoléculas (IMA), com o equipamento calorímetro de varredura diferencial TA Instrument, modelo Q1000, a uma faixa de temperatura avaliada para HDPE, nas temperaturas de 25°C até 200°C, com 3 ciclos de 10°C/min, sendo considerado para fins de resultados o primeiro pico endotérmico e o primeiro exotérmico, e utilizado o programa TA Instruments Universal Analysis 2000 versão 4.5, obtendo o gráfico apresentado na Figura a seguir (Figura 4.3).

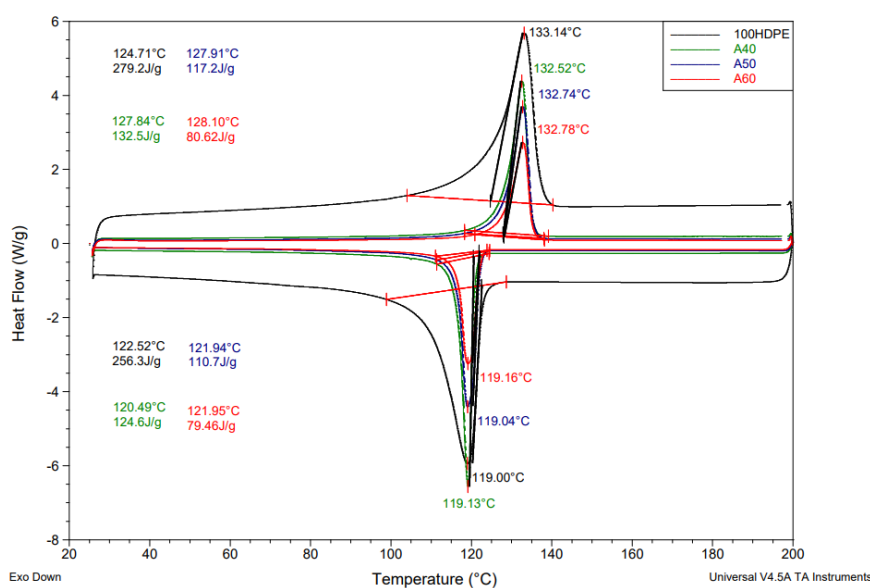


Figura 4.3 – Gráficos das análises de DSC.

Após análise das curvas de DSC na Figura 4.3, obtemos os resultados da Tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Resultados da análise de DSC

AMOSTRA	T _C (°C)	ΔH _C (J/g)	T _M (°C)	ΔH _M (J/g)	%X _C ¹
100HDPE	119,00	256,30	131,14	279,20	95,29
A40	119,13	124,60	131,52	132,50	75,37
A50	119,04	110,70	132,74	117,20	80,00
A60	119,16	79,46	132,78	80,62	68,79

¹ Calculado de acordo com a literatura, onde ΔH_m^o p/HDPE 100% cristalino = 293 J/g (COSTA *et al.*, 2016)

As curvas de DSC obtidas apresentam um pico endotérmico em torno da temperatura de 132°C, e da temperatura de cristalização em torno de 119,1°C, demonstrando que não houve variação das temperaturas de fusão e cristalização com a adição da carga cerâmica. Os valores encontrados por De Araujo *et al.* (2016) foram semelhantes, com temperatura de cristalização de 115°C, temperatura de fusão de 131°C e uma menor cristalinidade de 66%, demonstrando que esta pesquisa apresentou excelentes resultados de cristalinidade. Awad *et al.* (2019) realizaram DSC em amostras de HDPE puro encontraram valor de temperatura de fusão de 130°C, com uma cristalinidade de 69%, demonstrando que não houve diferença nas temperaturas de fusão.

Ocorreu diminuição da entalpia de fusão e cristalização com o aumento de carga dos compósitos, de acordo com Mosavian *et al.* (2012) isso ocorre devido ao decréscimo da fração volumétrica do polímero no compósito e ao calor mais baixo das partículas de alumina (DE ARAUJO *et al.*, 2016). O grau de cristalinidade do compósito diminuiu com o aumento da carga, visto que a temperatura de fusão do material cerâmico é maior que a do polímero, e o grau de cristalinidade foi calculado levando em conta a massa do HDPE do compósito com o HDPE puro (COSTA *et al.*, 2016).

4.2.3 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

Foi realizado a análise térmica dinâmico-mecânica (DMA) em cada grupo de composição, utilizando o equipamento DMA Q800 V7.5 Build 127, e os dados foram processados no Software Universal V4.5 TA Instruments. Na Figura 4.4 estão apresentadas as curvas do módulo de elasticidade (módulo de armazenamento) em função da temperatura, para os 4 grupos de compósitos.

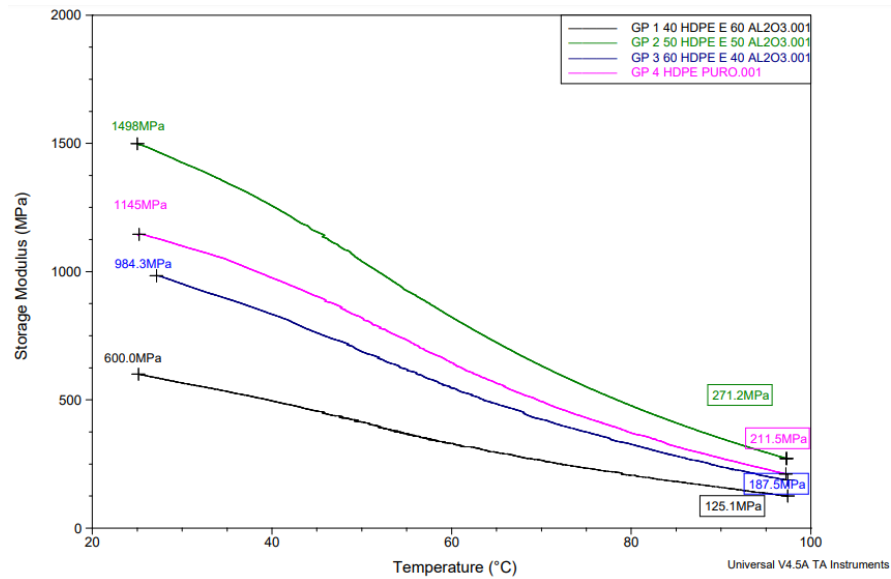


Figura 4.4 – Gráficos de análise de DMA.

Observa-se que nas temperaturas superiores à T_g a fase cristalina foi o mecanismo que mais contribuiu para o módulo, como pode ser observado na Tabela 4.7, que compara os resultados da cristalinidade encontrada na análise de DSC, do E encontrado no ensaio de flexão e o módulo de armazenamento obtido neste ensaio.

Tabela 4.7 – Resultados da análise de DMA

AMOSTRA	%X _c ¹ (DSC)	E 25°C (MPa) DMA	E (MPa) FLEXÃO
100HDPE	95,29	1145	1146 ± 121
A40	75,37	984	1040 ± 162
A50	80,00	1498	1725 ± 353
A60	68,79	600	1806 ± 400

Os grupos 100HDPE, A40 e A50 encontram-se relacionados com os resultados encontrados nos ensaios de flexão. O resultado do módulo de armazenamento encontrado em A60 deu-se bastante inferior ao encontrado no ensaio de flexão, indicando que não houve uma boa dispersão da carga por conta de o corpo de prova de DMA ter espessura pequena e a alumina ter um tamanho de partícula relativamente grande.

A cristalinidade do material corresponde ao mecanismo que mais contribui com o módulo. A cristalinidade de A50 apresentou-se superior à A40, contribuindo para um significativo aumento da resistência mecânica do compósito.

4.3 ENSAIO BALÍSTICO DE .22LR

Foi realizado o ensaio balístico utilizando-se a munição calibre .22LR. Segundo a norma NIJ 0101.04, os projéteis de calibre .22LR fornecem um nível de proteção do usuário classificados como Tipo I. Para este ensaio, foi possível extrair dois resultados, o resultado de Profundidade de Penetração (PP) e de Energia Residual do ensaio balístico.

Para os testes balísticos, foi utilizado um rifle de pressão Gunpower SSS com um supressor de ruído Padrão Armas. O projétil é de um chumbo de calibre 22 com uma massa estimada de 3,3g.

4.3.1 ENSAIO DE PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO (PP)

Este ensaio determina a profundidade de penetração do projétil, que é apoiado em uma chapa de MDF que é utilizada como anteparo, que é um material homogêneo, plano e denso. O rifle de ar comprimido foi posicionado a uma distância de 5m, e disparando sobre um disco do compósito preso ao MDF. A Figura 4.5 demonstra o modelo do resultado de um disparo típico.

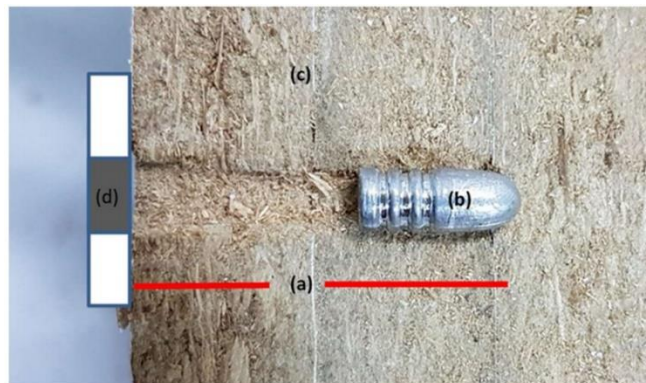


Figura 4.5 – Resultado de um disparo típico. (a) Profundidade de penetração (PP) medida da superfície do anteparo até a ponta do projétil; (b) projétil; (c) anteparo de MDF; (d) disco compósito

Para este ensaio, utilizou-se corpos de prova em forma de discos, com as dimensões de 51 x 5mm, posicionando estes discos na parte posterior do MDF, e fazendo com que o material atravesse o disco e aloje-se dentro do MDF. A Figura 4.6 demonstra o conjunto de amostras e o sistema de detecção de profundidade com o suporte do ensaio.

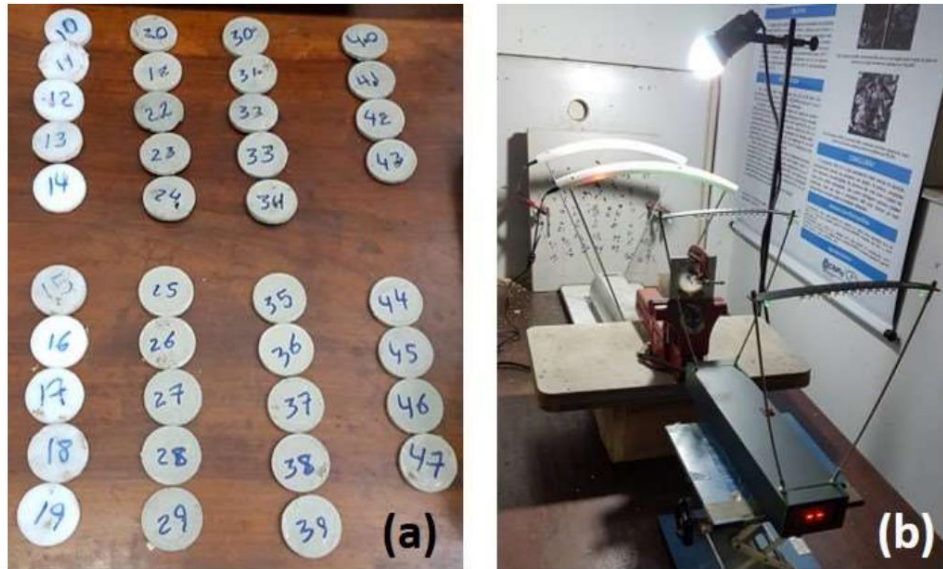


Figura 4.6 – Imagem do conjunto de amostras (a) e do sistema de detecção e suporte do ensaio de energia de absorção (b).

A Tabela 4.6 apresenta os valores médios da massa do compósito (M_c), massa do projétil (m_p), velocidade média de impacto (v_i) e profundidade de penetração relativa de cada composição. As tolerâncias foram determinadas pelo desvio padrão. Além dos grupos previstos neste trabalho, foi realizado também os ensaios com as composições de 70% e 80% de carga cerâmica, para verificar o desempenho do material com o aumento da carga cerâmica. Estes grupos serão chamados de A70 e A80, respectivamente.

Tabela 4.8 – Ensaio de profundidade de penetração.

CP	M_c (g)	m_p (g)	V_i (m/s)	PPr
100HDPE	$7,93 \pm 0,53$	$3,32 \pm 0,04$	$252,68 \pm 0,96$	$0,88 \pm 0,18$
A40	$11,27 \pm 0,87$	$3,32 \pm 0,04$	$261,37 \pm 3,24$	$0,97 \pm 0,14$
A50	$13,14 \pm 0,44$	$3,35 \pm 0,06$	$252,19 \pm 2,80$	$0,83 \pm 0,14$
A60	$14,57 \pm 1,56$	$3,33 \pm 0,04$	$251,77 \pm 5,85$	$0,68 \pm 0,10$
A70	$17,15 \pm 1,59$	$3,35 \pm 0,03$	$276,09 \pm 9,31$	$0,63 \pm 0,10$
A80	$18,97 \pm 1,03$	$3,34 \pm 0,07$	$273,20 \pm 9,71$	$0,56 \pm 0,07$

O valor de penetração (PPr) é adimensional, sendo este uma razão entre a profundidade causada pelo disparo no MDF sem o disco e a profundidade do disparo com o disco. Nos ensaios no MDF puro, o valor de penetração foi em torno de 28,54 mm.

A Figura 4.8 apresenta a profundidade de penetração relativa das amostras. A profundidade de penetração relativa foi obtida pela média das razões entre a profundidade de penetração contendo a amostra e a profundidade de penetração sem amostra, associada ao mesmo ciclo de disparo. As barras de erro na Figura 4.7 foram determinadas pelo erro médio da média.

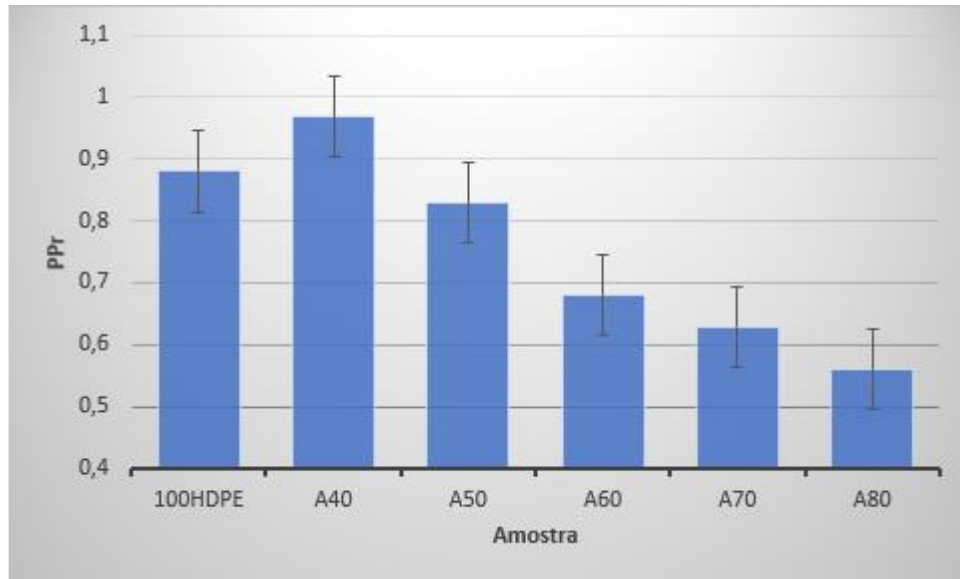


Figura 4.7 – Profundidade de penetração relativa.

Após a análise, observou-se que grupo de material que apresenta maior carga cerâmica (A80) apresentou um melhor desempenho se comparado aos outros grupos. Observou-se também que o A40 apresentou um desempenho menor que o 100HDPE, já que segundo Lins *et al.* (2016) a adição de alumina no HDPE causa um aumento significativo no modo de elasticidade, melhorando suas propriedades mecânicas, porém o mesmo autor diz que o aumento da carga cerâmica traz a formação de aglomerados que podem ser descritos como partículas de maiores dimensões com a área de contato superficial com a matriz menor, trazendo prejuízos na propriedade mecânica do material. Segundo Silva *et al.* (2012) e Faruk *et al.* (2008) a adição de agentes compatibilizantes melhoram a adesão entre a matriz e a carga cerâmica, consequentemente, aumenta valores de propriedades mecânicas como resistência à tração, flexão, módulo de elasticidade e impacto. A adição de um agente compatibilizante como anidrido maleico, silanos ou peróxido de polietileno promoveria uma melhora na adesão interfacial entre a matriz de HDPE e a carga cerâmica (XIE *et al.*, 2010; KABIR *et al.*, 2012).

Figueiredo *et al.* (2018) pesquisou a resposta balística do material alumina-UHMWPE, em diferentes composições e utilizando-se do mesmo parâmetro de ensaio, e obteve os melhores resultados nos corpos de prova com maiores teores de carga cerâmica. Dos ensaios realizados, os melhores teores de compósitos foram de 85%, 90% e 95% de carga cerâmica, sendo estes valores convertidos ao PPr, obtendo, respectivamente: 0,24; 0,15; 0,13. Porém em teores de 80% de carga cerâmica (semelhante ao A80 deste trabalho com outra matriz) obteve-se 0,24 de PPr, enquanto este trabalho obteve-se $0,56 \pm 0,07$, pois o polímero UHMWPE apresenta propriedades mecânicas superior ao do HDPE. Simultaneamente, com a mesma quantidade de carga cerâmica, o peso do UHMWPE apresentou-se superior ao do HDPE, tendo média de

32.94g ± 0.32, enquanto o compósito de HDPE com as mesmas quantidades de carga cerâmica apresentou 18,97g ± 1,03, segundo Medvedovski (2010) o aumento do peso da balística pode trazer consequências negativas como a diminuição da mobilidade do usuário do colete balístico. Já nos teores de 20% e 40% de carga cerâmica, Figueiredo *et al.* (2018) obteve redução da profundidade de penetração se comparado ao grupo controle (UHMWPE puro), assim como ocorreu nesta pesquisa com a composição do A40, o autor justifica que isso se deve pelo fato que uma pequena adição de alumina introduz defeitos na matriz sem contribuir significativamente com o aumento da resistência à penetração; em contrapartida a adição de alumina acima de 60% contribui com a cristalização nas regiões ao redor das partículas por conta da diminuição das distâncias entre as mesmas (GALINDO-ROSALES *et al.*, 2011)

Em quantidades significativas de alumina, a adição de mais alumina aumenta o comportamento dilatante, que apresenta um comportamento bastante útil para a balística, gerando-se hidroclusters durante a colisão (Galindo-Rosales *et al.*, 2011; Seto *et al.*, 2013; Mari *et al.*, 2014; Boromand *et al.*, 2018).

4.3.2 ENSAIO DE ENERGIA DE ABSORÇÃO

Para a determinação da energia de absorção, um cronógrafo balístico Air Chrony modelo MK3, com precisão de 0,15 m/s, foi usado para medir a velocidade do impacto, e um cronógrafo balístico ProChrono modelo Pal, com precisão de 0,31 m/s, foi usado para medir a velocidade residual. O rifle de ar estava posicionado a 5 m de distância do alvo, consistindo de uma placa presa por um torno de bancada e alinhado perpendicularmente ao rifle. Um cronógrafo balístico foi posicionado a 10 cm antes do alvo e o outro foi colocado 10 cm atrás do alvo.

A energia absorvida pelo alvo foi calculada usando a equação (EQ. 2):

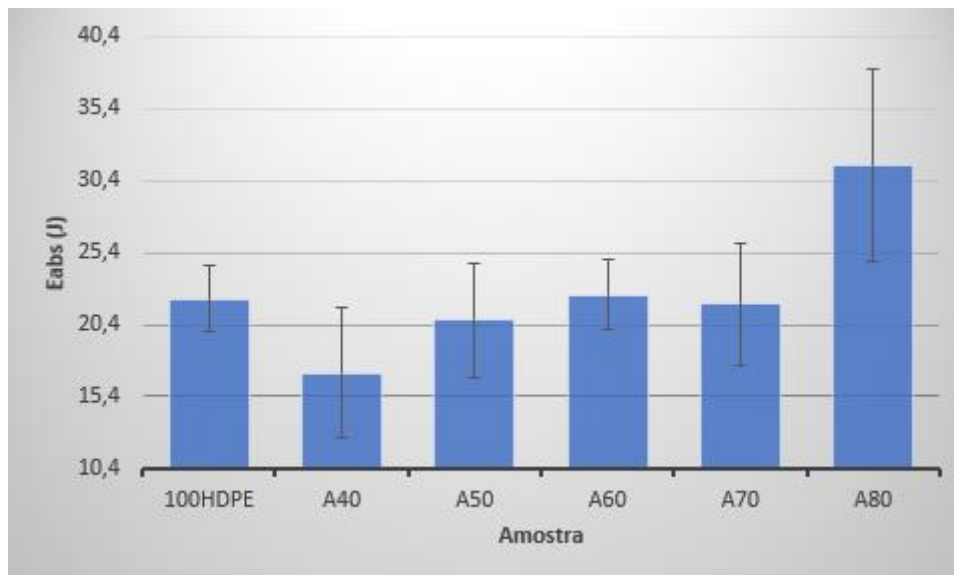
$$E_{\text{abs}} = m_p (v_i^2 - v_r^2) / 2 - E_{\text{abs}} (\text{sem o disco}) \quad (2)$$

A Tabela 4.9 apresenta os valores médios da massa do compósito (M_c), massa do projétil (m_p), velocidade média de impacto (v_i), velocidade residual média (v_r) e a energia de absorção (E_{abs}) de cada composição.

Tabela 4.9 – Ensaio de energia de absorção.

CP	M _c (g)	m _p (g)	V _i (m/s)	V _r (m/s)	Eabs (J)	FM (mm ⁻¹ g ⁻¹)
100HDPE	7,92 ± 0,20	3,34 ± 0,08	253,90 ±13,89	225,00 ±17,27	22,20 ± 2,33	2,80
A40	12,29 ± 1,76	3,36 ± 0,06	256,40 ± 4,55	234,77 ± 4,33	17,06 ± 4,46	1,39
A50	13,31 ± 1,11	3,35 ± 0,02	253,98 ± 2,38	227,32 ± 4,39	20,68 ± 3,97	1,55
A60	14,81 ± 1,74	3,33 ± 0,06	257,26 ± 3,95	228,48 ± 3,19	22,47 ± 2,40	1,51
A70	15,75 ± 3,12	3,34 ± 0,04	277,98 ± 2,30	250,79 ± 2,58	21,81 ± 4,22	1,38
A80	21,78 ± 1,22	3,36 ± 0,02	277,86 ± 3,39	239,15 ± 6,18	31,44 ± 6,72	1,44

A Figura 4.8 apresenta o gráfico da energia de absorção das amostras. As barras de erro foram determinadas pelo erro médio da média.

**Figura 4.8** – Gráfico de energia de absorção das amostras

Observa-se que não houve boa absorção de energia do material, porém ocorreu um aumento significativo na maior carga (A80). Os valores de HDPE100 e do A60 apresentaram-se na mesma faixa.

Figueiredo *et al.* (2019) pesquisaram o comportamento balístico do material alumina-UHMWPE, com diferente composição da carga cerâmica, e obtiveram o resultado de A60 no valor de 25,01 J/m, A70 em 25,67 J/m e A80 em 28,67 J/m, sendo este último com valores inferior se comparado a esta pesquisa. É possível observar que o aumento da concentração de alumina no compósito aumentaria a energia de absorção. É possível observar também que baixos teores de alumina ocorreu diminuição das propriedades balísticas pelo fato que uma pequena adição de alumina introduz defeitos na matriz sem contribuir significativamente com o aumento da resistência à penetração. A partir de 80% de alumina acontece um aumento

significativo da energia de absorção. O estudo de cargas acima de 80% de alumina seria interessante para analisar o comportamento balístico, porém no método de processamento utilizado (compressão a quente), a desmoldagem em altas concentrações de alumina tornou-se inviável, fazendo com que o corpo de prova processado se tornasse defeituoso por conta da má distribuição das cargas (CANDIAN, 2009).

4.4 ESPECTROSCOPIA DE INFRAVERMELHO POR TRANSFORMADA DE FOURIER (FTIR)

A Figura 4.9 apresenta o gráfico de transmitância do FTIR de cada grupo de compósito. As bandas foram analisadas e caracterizadas.

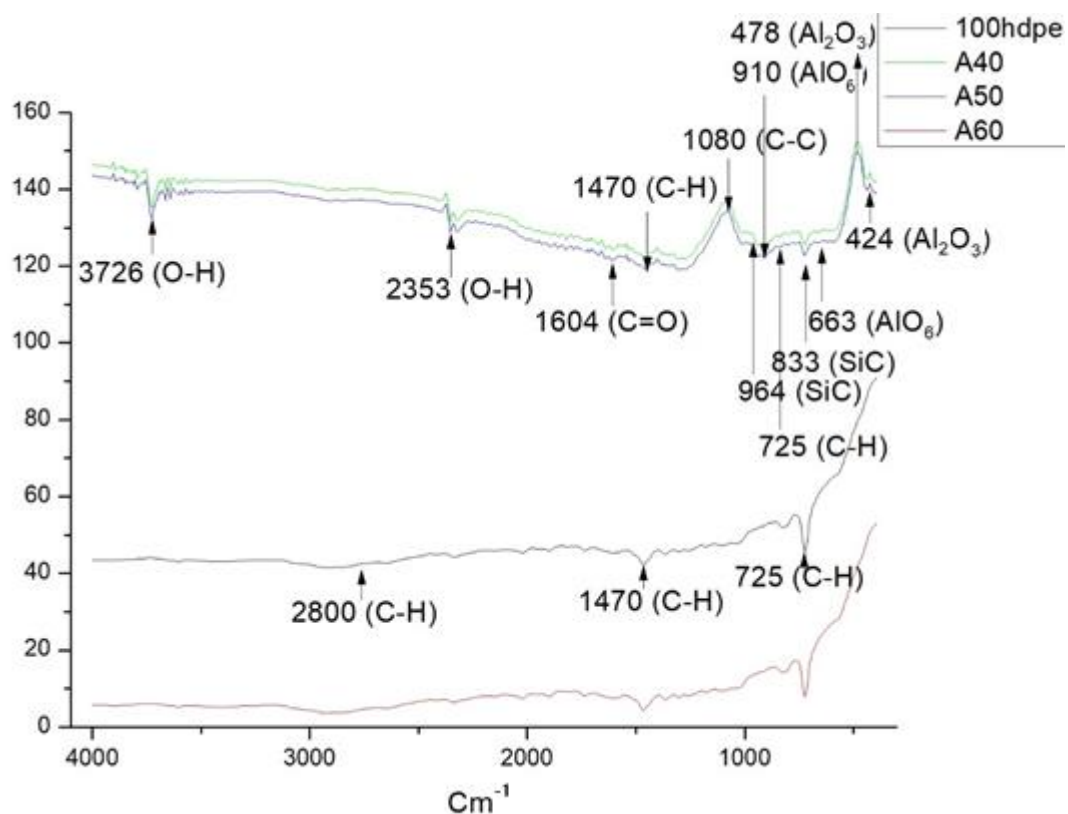


Figura 4.9 – Gráfico do FTIR dos 4 materiais.

O espectro mostra as bandas de HDPE, associada a dois modos de vibração da ligação C-H. Estes fenômenos podem ser explicados por conta da frequência de vibração de uma ligação, que depende do meio que a envolve. Podem ocorrer ligações típicas dentro da cadeia polimérica e outra ligação de C-H nas extremidades da cadeia polimérica. Não foi possível

encontrar o estiramento (C-H) simétrico e assimétrico entre 2915-2847 cm^{-1} , entretanto destaca-se o pêndulo ou “bending” nas bandas de 1470 cm^{-1} (Deformação C-H), e torção ou “rocking” nas bandas de 725 cm^{-1} (deformação C-H) características das sequências de grupos de CH₂. O HDPE não apresentou bandas entre 1000-1250 cm^{-1} , que é justificado devido a simetria da cadeia polimérica do polietileno que induz à simetria das vibrações de C-H; e a pequena massa dos grupos laterais que não produziu por inércia o movimento do carbono (ARAÚJO, 2009; SOUZA *et al.*, 2014).

Já nos compósitos A40 e A50, a ligação C-C apresentou uma estrutura simétrica, mas com grupos pesados, no caso da ligação dos os materiais cerâmicos, nas bandas de 1080 cm^{-1} . O domínio espectral presente por volta das bandas de 1604 cm^{-1} apresenta unidades carbonilas (C=O) dentro do compósito, porém não apresentou dentro do polímero puro. Esses grupos químicos apresentam provavelmente por conta do processo de formação do óxido de alumínio (Al₂O₃) (ARAÚJO, 2009; SOUZA *et al.*, 2014). Para investigação da interação de Al₂O₃/SiC, o espectro apontou bandas em 424 cm^{-1} e 478 cm^{-1} , características da alumina (VASCONCELOS *et al.*, 2012). A banda presente em 663 cm^{-1} é relacionada à valência ou “stretching” do octaedro de AlO₆ (GUTIÉRREZ-ALEJANDRE *et al.*, 1998; PADMAJA *et al.*, 2001). Essas vibrações estão presentes também por volta da banda de 910 cm^{-1} . A banda em 833 cm^{-1} é a indicação do SiC; a intensidade desta banda está ligada à porcentagem de SiC, mostrando que existe a presença de SiC, porém em pequena quantidade. A banda ao redor de 964 cm^{-1} demonstra a presença de SiC (LI *et al.*, 1993). As bandas de alta intensidade em 3726 cm^{-1} ocorrem por conta da ligação de oxigênio entre vários grupos de hidroxila no material. A banda de 2353 cm^{-1} confirma a valência de ligações de O-H (YAO *et al.*, 2013).

4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VERREDURA

As imagens de microscopia eletrônica de varredura (SEM) obtidas permitiram avaliar o material fraturado no ensaio balístico de calibre .22LR.

A Figura 4.10 é uma imagem do A80 na região de impacto, mostrando uma fratura intergranular, transgranular e uma região dúctil do HDPE. A fratura dúctil é responsável por evitar a propagação de trincas durante o impacto ao longo do material, contribuindo para o aumento da tenacidade (Coutinho *et al.*, 2003; Senatov *et al.*, 2014).

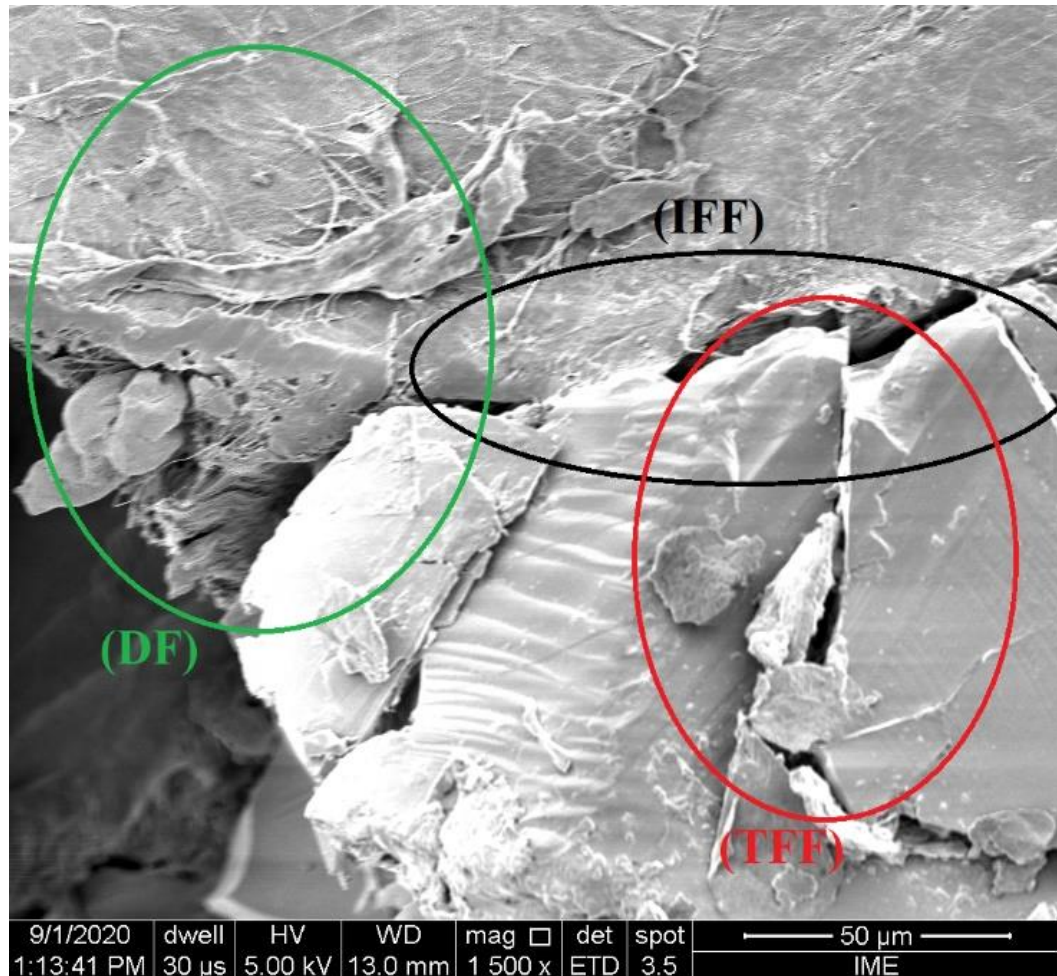


Figura 4.10 – Imagem de SEM da amostra A80 com fratura intergranular frágil (IFF), fratura transgranular frágil (TFF) e região de fratura dúctil (DR)

A Figura 4.11 é uma imagem de SEM da região impactada do A80, mostrando a fratura em “pullout” do HDPE. Esse tipo de fratura, por ser uma fratura dúctil, contribui com o aumento da tenacidade do compósito (Coutinho *et al.*, 2003; Senatov *et al.*, 2014). As mesmas naturezas de fratura podem ser observadas nas pesquisas de Oliveira (2019) e Figueiredo *et al.* (2018).

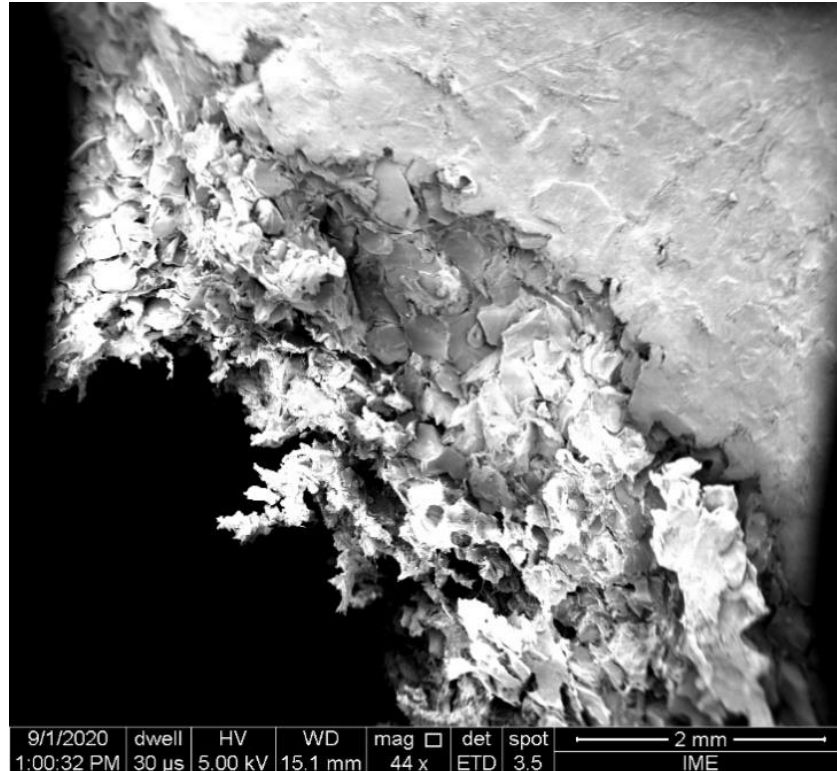


Figura 4.11 – Imagens de SEM do A80 mostrando fratura “Pullout”

A Figura 4.12 é uma imagem de SEM da superfície do A80, mostrando uma microtrinca, propagação de trincas causadas por propagação de ondas de choque ao longo do corpo de prova.

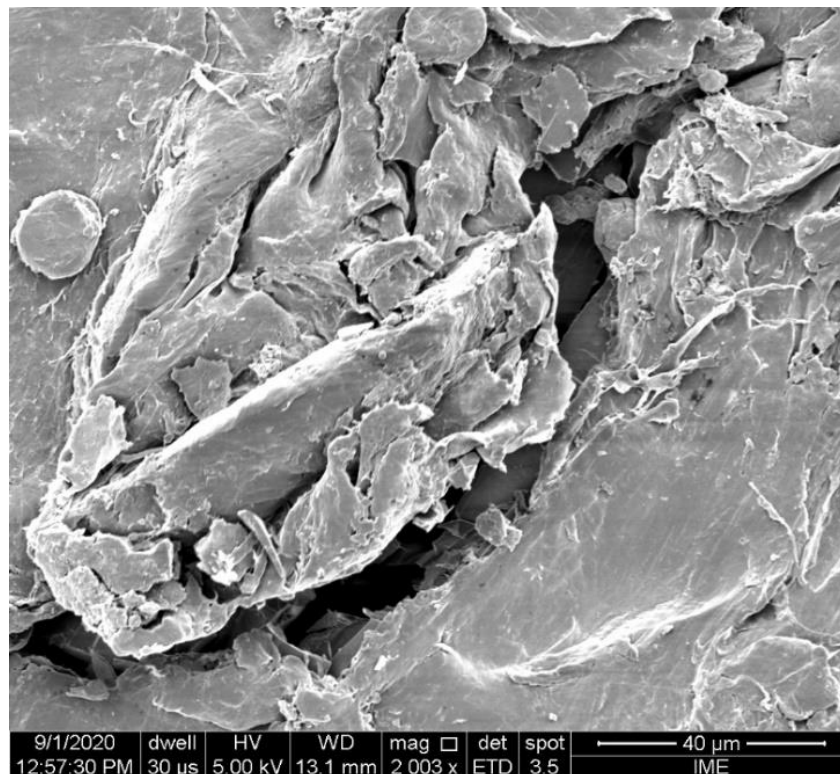


Figura 4.12 – Imagem de SEM da superfície do A80, mostrando microtrincas.

A Figura 4.13 é uma imagem de SEM da região impactada de A70, mostrando fratura transgranular frágil (TFF) na cerâmica rodeada de fratura frágil (DR) de HDPE.

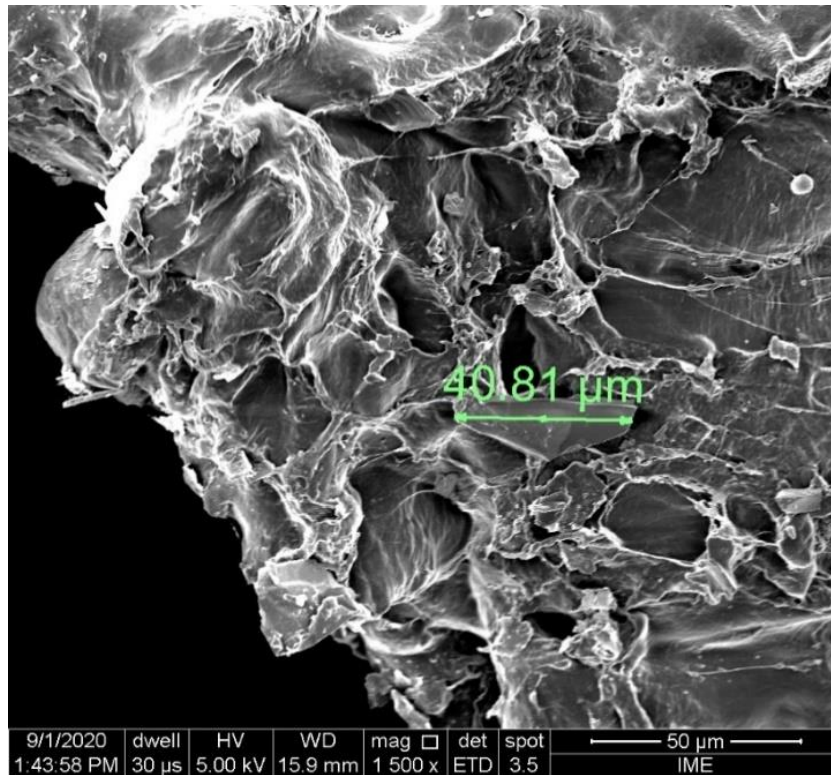


Figura 4.13 – Imagem de SEM mostrando fratura frágil transgranular na cerâmica, cercada de fratura dúctil do HDPE

É observado na Figura 4.14 que as partículas ainda se apresentam como aglomerados, mesmo em escalas de ordem de 2μm.

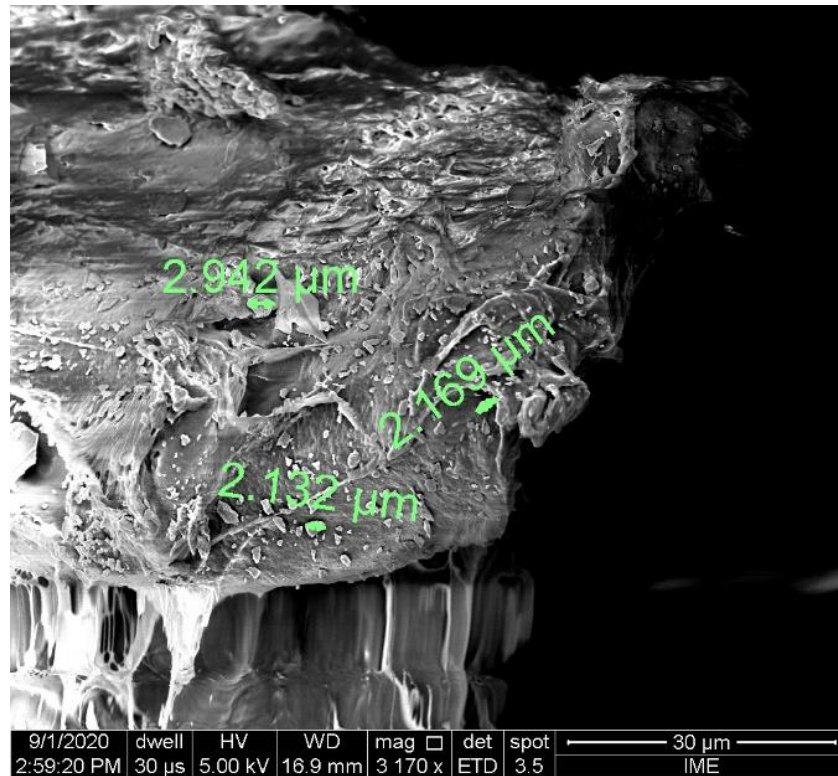


Figura 4.14 – Imagem de SEM do CP A60 após fratura.

5 RESUMO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS

- Houve diminuição das propriedades de tração no compósito devido a adição de cargas cerâmicas, como previsto na literatura.
- O processamento gerou bolhas que se comportam como concentradores de tensões, reduzindo a resistência mecânica do material nos ensaios dinâmicos.
- O ensaio de flexão demonstrou uma redução nas propriedades mecânicas entre os grupos 100HDPE e A40, porém apresentou uma significativa melhora nos grupos A50 e A60 devido a quantidade de cargas de alumina.
- A adição de cargas cerâmicas trouxe melhora de 46 para 72 no valor de Dureza Shore D, como previsto na literatura.
- O compósito manteve estabilidade térmica mesmo com a adição da carga cerâmica.
- As temperaturas de fusão e cristalização do compósito mantiveram-se constantes.
- Nos ensaios balísticos, o grupo que apresentou o melhor resultado balístico foi o de A80, apresentando relevantes valores de energia absorvida e menor profundidade de penetração.
- As imagens de SEM demonstraram diversos mecanismos de fratura, sendo o principal o mecanismo de fratura transgranular, responsável pela absorção da maior parte de energia do impacto, de fratura dúctil, que contribuíram com o aumento de tenacidade à fratura do compósito, evitando assim que trincas fossem propagadas ao longo do corpo de prova, possibilitando realizar múltiplos impactos em regiões próximas aos disparos anteriores.

6 CONCLUSÃO

Respondendo à hipótese inicialmente levantada no início desta pesquisa, pode-se confirmar que houve aumento de tenacidade à fratura do compósito, reduziu-se assim a propagação de trincas ao longo de todo o corpo de prova e foi possível que o compósito mantivesse sua integridade, sendo possível resistir à múltiplos impactos em regiões próximas devido ao polímero adicionado.

REFERÊNCIAS

- ACHESON, E. G. **Carborundum: Its history, manufacture and uses**. Journal of the Franklin Institute, v. 136, n. 4, p. 279-289, 1893.
- AKELLA, K.; NAIK, N. K. **Composite armour – A review**. Journal of the Indian Institute of Science, v. 95, n. 3, p. 297-312, 2015.
- AKHIL, P. S.; GOLLA, B. R.; JAMES, A. R. **Characterization of high k HDPE-TiO₂ composites: A first report**. Materials Letters, v. 241, 128–131, 2019.
- ALVES, A. P. **Polietileno de alta densidade nanoestruturado com pseudoboemita obtida pelo processo sol-gel**. Dissertação de Mestrado, Universidade Mackenzie, São Paulo – SP, 2008.
- ARAÚJO, J. R. **Compósitos de Polietileno de alta densidade reforçados com fibra de curauá obtidos por extrusão e injeção**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual de Campinas. Campinas, SP, 2009.
- ARGON, A. S.; COHEN, R. E. **Toughenability of polymers**. Polymer, v. 44, p. 6013-6032, 2003.
- ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 3. Ed. São Paulo: Cengage Learning, 2014.
- ASKELAND, D. R.; PRADEEP P. P. **The science and engineering of materials**. S.l. :PWS Pub. Co., 2010.
- ASSIS, F. S.; PEREIRA, A C.; FILHO, F. C., LIMA. E. P.; MONTEIRO, S. N.; WEBER, R. P. **Performance of jute non-woven mat reinforced polyester matrix composite in multilayered armor**. Journal Of Materials Research And Technology, [s.l.], v. 7, n. 4, p.535-540, 2018. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.05.026>.
- ASSIS, J. M. K. **Estudo Comparativo de Compósitos Alumina-Zircônia Tetragonal e de Cerâmicas de Alumina Aditivada com Nióbia para Aplicações Estruturais**. [s.l.] INPE, 2008.
- American Society For Testing And Materials. **ASTM 638-14: Standard Test For Tensile Properties of Plastics**, 2014.
- American Society For Testing And Materials. **ASTM D2240: Standard Test Method for Rubber Property - Durometer Hardness**, 2018.
- American Society For Testing And Materials. **ASTM D3418: Standard Test Method for Transition Temperatures and Enthalpies of Fusion and Crystallization of Polymers by Differential Scanning Calorimetry**, 2015.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D3878**: Standard Terminology for Composite Materials, 2015.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D4065**: Standard Practice for Plastics: Dynamic Mechanical Properties: Determination and Report of Procedures, 2012.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D6110**: Standard Test Method for Determining the Charpy Impact Resistance of Notched Specimens of Plastics, 2018.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D635**: Standard Test Method for Rate of Burning and/or Extent and Time of Burning of Plastics in a Horizontal Position, 2018.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D6370**: Standard Test Method for Rubber - Compositional Analysis by Thermogravimetry (TGA), 2019.

American Society For Testing And Materials. **ASTM D790**: Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials, 2013.

AWAD, A. H., WAHAB, A. A. A.; GAMSY, R.; ABDEL-LATIF, M. H. **A study of some thermal and mechanical properties of HDPE blend with marble and granite dust**. Ain Shams Engineering Journal 10, 353–358, 2019.

BAJYA, M.; MAJUMDAR, A.; BUTOLA, B. S.; VERMA, S. K.; BHATTACHARJEE, D. **Design strategy for optimising weight and ballistic performance of soft body armour reinforced with shear thickening fluid**. Composites Part B 183, 107721, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107721>

BARROS, M. M.; OLIVEIRA, M. F. L.; RIBEIRO, R. C. C.; BASTOS, D. C.; OLIVEIRA, M. G. **Ecological bricks from dimension stone waste and polyester resin**, Construction and Building materials 232, 2020 117252, 2020.

BASTOS, M. B. **Estudo de obtenção de revestimento de elementos combustíveis para reatores FBNR**. Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Rio grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

BHASNEY, S. M.; MONDAL, K.; KUMAR, A.; KATIYAR, V. **Effect of microcrystalline cellulose [MCC] fibres on the morphological and crystalline behaviour of high density polyethylene [HDPE]/polylactic acid [PLA] blends**. Composites Science and Technology 187 107941, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2019.107941>

BLEDZKI, A. K.; GASSAN, J. **Composites Reinforced With Cellulose-Based Fibers**. *Prog. Polym. Sci*, v. 4, p. 221-274, 1999.

BOROMAND, A. et al. **A generalized frictional and hydrodynamic model of the dynamics and structure of dense colloidal suspensions**. *Journal of Rheology*, v. 62, p. 905 – 918, 2018.

BORVIK, T.; LANGSETH, M.; HOPPERSTAD, O.S.; MALO, K.A. **Ballistic penetration of steel plates**. International Journal of Impact Engineering, V. 22, 885 – 886, 1999.

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

BUTTON, S. T. **Metodologia para planejamento experimental e análise de resultados**, 2016.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais – uma introdução**. 9. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 8 a ed. Danvers: John Wiley & Sons. 2012.

CAMPOS FILHO, G. M.; SILVA, R. N. A.; NETO, J. C. M.; BRITO, C. R. **Ensaio de tração em polietileno de alta densidade (PEAD) Vs. A literatura comercial**. Congresso Técnico Científico da Engenharia e da Agronomia – CONTECC 2017, Belém-PA, 2017.

CAMPOS, A.; TEODORO, K.B.R.; MARCONCINI, J. R.; MATTOSO, L.H.C. **Efeito do Tratamento das Fibras nas Propriedades do Biocompósito de Amido Termoplástico/Policaprolactona/Sisal**. Polímeros [online], v. 21, n. 3, p. 217-222, 2010.

CANAUD, C.; VISCONTE, L. L. Y.; NUNES, R. C. R. **Propriedades Mecânicas e de Inflamabilidade de Composições de Borracha EPDM Carregadas com Negro de Fumo e Hidróxido de Alumínio**. Polímeros: Ciência e Tecnologia.v. 11, n. 1, p. 35-40, 2001.

CANDIAN, L. M.; DIAS, A. A. **Estudo do polietileno de alta densidade reciclado para uso em elementos estruturais**, Cadernos de Engenharia de Estruturas, São Carlos, v. 11, n. 51, p. 1-16, 2009.

CANEVAROLO, S. V. **Técnicas de caracterização de polímeros**, Editora Artiber, 1º Ed, 2004.

CARASCHI, J. C.; LEÃO, A. L. **Avaliação das propriedades mecânicas dos plásticos reciclados provenientes de resíduos sólidos urbanos**. Acta Scientiarum Maringá, v. 24, n. 6, p. 1599-1602, 2002.

CARRERA, M. T.; SOUSA, A. R. **Relação entre resistência ao impacto com o tipo de entalhe e análise morfológica da superfície de fratura de duas poliolefinas**. 21º CBECIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Cuiabá, MT, 2014.

CARVALHO, K. C. C; MULINARI, D. R.; VOORWALD, H. J. C. **Efeito do tratamento químico nas propriedades térmicas de fibras curtas de coco verde**, UNESP, São Paulo, 2009.

CARVALHO, R. F. **Compósitos de fibras de sisal para uso em reforço de estruturas de madeira**, Universidade de São Paulo, São Carlos – SP, 2005.

CASADY, J. B.; JOHNSON, R. W. **Status of Silicon Carbide (SiC) as a Wide-Bandgap Semiconductor for High-Temperature Applications: a Review**, *Solid-State Electronics*, v. 39, n. 10, p. 1409-22, 1996.

CHAI, J.; ZHU, Y.; WANG, Z.; SHEN, T.; L, Y. **Microstructure and mechanical properties of SPS sintered Al₂O₃-ZrO₂ (3Y) – SiC ceramic composites**, *Materials Science & engineering A* 781, 2020.

CHANTARA T. R. **Characteization of mechanical properties: low-density polyethylene nanocomposite using nanoalumina particle as filler**. Hindawi Publishing Corporation *Journal of Nanomaterials*, 2012.

CHEE C. Y.; SONG N. L.; ABDULLAH L. C.; CHOONG T. S. Y.; CHANTARA T. R. **Characterization of Mechanical Properties: Low-Density Polyethylene Nanocomposite Using Nanoalumina Particle as Filler**. Hindawi Publishing Corporation *Journal of Nanomaterials* Volume 2012, 2012. doi:10.1155/2012/215978.

CHEESEMAN, B. A.; BOGETTI, T. A. Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. **Composite Structures**, [s.l.], v. 61, n. 1-2, p. 161-173, jul. 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0263-8223\(03\)00029-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0263-8223(03)00029-1).

CHENG, X.; SHI, L.; LIU, Q.; LIU, Z. **Heat effects of pyrolysis of 15 acid washed coals in a DSC/TGA-MS system**, *FUEL* 268 (2020) 117325, 2020.

COSTA, H. M.; RAMOS, V. D.; ANDRADE, M. C.; NUNES, P. S. R. **Análise térmica e propriedades mecânicas de resíduos de polietileno de alta densidade (PEAD)**, *Polímeros* vol.26 no spe São Carlos, 2016

COSTA, N. A. A. **Gerenciamento de processos – Metodologia base para a melhoria contínua**, ENEGP, 1997.

COSTA, U. O.; NASCIMENTO, L. F. C.; GARCIA, J. M.; WENDELL, B. A. B.; MONTEIRO, S. N. **Evaluation of Izod impact and bend properties of epoxy composites reinforced with mallow fibers**, *J Mater Res Technol.* v. 9, n. 1, p. 373-382, 2020.

COUTINHO, F. M. B.; MELLO, I. L.; SANTA MARIA, L. C. **Polietileno: principais tipos, propriedades e aplicações**, *Polímeros: ciência e tecnologia*, v. 13, n. 1, p. 1-13, 2003

COUTINHO, F. M.; MELLO, I. L.; SANTA MARIA, L. C. **Polietileno: Principais Tipos, Propriedades e Aplicações**. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, vol. 13, n° 1, p 1-13, 2003.

CROUCH, I. G. **Effects of cladding ceramic and its influence on ballistic**. 28th international symposium on ballistics, p. 1084–1094, 2014.

CROUCH, I. G.; THOMAS, G.; HAZELL, P. J. **A study of the penetration behaviour of mild-steel-cored ammunition against boron carbide ceramic armours**. *Int J Impact Eng* v. 80, p. 203–211, 2015. Doi: 10.1016/j.ijimpeng.2015.03.002

CUNNIFF P. M. **An analysis of the system effects of woven fabrics under ballistic impact.** Text Res J, v. 62, n. 9, p. 495–509, 1992.

DA SILVA, M. V. *et al.* **Ceramic armors for ballistic applications: a review.** Cerâmica, v. 60, n. 355, p. 323-331, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1590/S0366-69132014000300003>.

DA SILVA, M. V.; STAINER, D.; AL-QURESHI, H.A.; HOTZA, D. **Blindagens Cerâmicas para Aplicações Balísticas: Uma Revisão.** Cerâmica, v. 60, p. 323-331, 2014.

DE ARAUJO, A. V. C.; SCIENZA, L. C.; SOARES, A. L. A.; MARTINS, V. **Avaliação do efeito do reprocessamento nas propriedades térmicas do Polietileno de alta densidade (PEAD) verde por Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC).** 5º Congresso Internacional de Tecnologias para o Meio Ambiente, Bento Gonçalves- RS, 2016.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e Preparação de Amostras – Materiais poliméricos, metálicos e semicondutores.** EdiPUCRS, 2007

DENG, S.; MA, J.; GUO, Y.; FU, Q. **One-step modification and nanofibrillation of microfibrillated cellulose for simultaneously reinforcing and toughening of poly(ϵ -caprolactone).** Composites Science and Technology 157 (2018) 168-177, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.10.029>

DIETER, G. E., **Mechanical metallurgy**, McGraw-Hill, Inc, New York, EUA, 1976.

DINESH K. R.; HATTI G. **Study of the Effect of TiO₂, CaCO₃ and Al₂O₃ on Mechanical Properties of LDPE Polymer Composites Fabricated by Injection Moulding Technique.** Material Science Research India. ISSN: 0973-3469, v. 15, p. 159-164, 2018.

DORP, E. R.; HAENEL, T.; STURM, F.; MOGINGER, B. **On merging DMA and microindentation to determine local mechanical properties of polymers,** Polymer testing, v. 68, p. 359-364, 2018.

EVANS, A. G. **Engineering property requirements for high performance Ceramics,** Materials Science Engineering, v. 71, n. 1-2, p. 3-21, 1985.

FARUK, O.; MATUANA, L. M. **Nanoclay reinforced HDPE as a matrix for wood-plastic composites.** Composites Science and Technology, v. 68, n. 9, p. 2073-2077, 2008.

FERRARINI, J L. **Caracterização de materiais para o processo de estampagem.** Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

FIGUEIREDO, A. B. H. S.; MELO, I. S.; AGUIAR, Y. A. L.; AGUILERA, L. S.; de BIASI, R. S. **Absorção de energia em ensaio balístico de compósitos alumina-peuapm,** ABM WEEK, 74º congresso anual, 2019.

FIGUEIREDO, A. B. J. S.; JÚNIOR, E. P. L.; GOMES, A. V.; MELO, G. B. M.; MONTEIRO, S. N.; de BIASI, R. S. **Response to Ballistic Impact of Alumina-UHMWPE Composites,** Materials Research. v. 215, 2018.

FILHO, E. J. **Processamento e caracterização de matrizes poliméricas de polietileno de baixa densidade reforçadas com fibras de abacá**, Centro Universitário de Volta Redonda, 2017.

FOGAÇA, K. O. **Avaliação dos efeitos ambientais nas propriedades do compósito de poliamida 6,6/fibras de carbono**. Trabalho de conclusão de curso, Engenharia de materiais, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

FONTÃO, H. **Planejamento de experimentos: aplicação de uma ferramenta Lean Seis Sigma para gestão empresarial em pequenos supermercados varejistas**, 2008.

FORTES, C. **Mecânica da fratura**. Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR, 2003.

FU, M.; QU, B. **Synergistic flame retardant mechanism of fumed silica in ethylene-vinyl acetate/magnesium hydroxide blends**. *Polymer Degradation and Stability*. v. 85, p. 633-639, 2004.

GALINDO-ROSALES F. J.; RUBIO-HERNÁNDEZ, F. J.; SEVILLA, A. **An apparent viscosity function for shear thickening fluids**. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*. v. 166, n. 5-6, p. 321-325, 2011.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro, LTC, 2000.

GILSON, L.; RABET, L.; IMAD, A.; COGHE, F. **Experimental and numerical simulation of rheological properties of a drop test response of a ballistic plastilina**, *Forensic Science Internacional* 310 (2020) 110238, 2020.

GOMES, A. V. **Comportamento balístico da alumina com adição de nióbia e variação da geometria do alvo**. Tese (Doutorado em Ciências dos Materiais). Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2004.

GOODE, T.; SHOEMAKER, G.; SCHULTZ, S.; PETERS, K.; PANKOW, M. **Soft body armor time-dependent back face deformation (BFD) with ballistics gel backing**. *Composite Structures*, [s.l.], v. 220, p. 687-698, 2019. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.04.025>.

GRINSON, K.; TURELLA, T. C.; SCIENZA, L. C.; ZATTERA, A. J. **Evaluation of the mechanical and morphological properties of HDPE composites with powdered Pinus taeda and calcined alumina**. *Polímeros*, v. 25, n. 4, p. 408-413, 2015.

GUTIÉRREZ-ALEJANDRE, A.; CRUZ, M. G.; TROMBETTA, M.; BUSCA, G.; RAMIREZ, J. **Characterization of alumina-titania mixed oxide supports: Part II: Al₂O₃-based supports**. *Microporous and Mesoporous Materials*, 1998.

HARO, E. E.; AKINDELE, G. O.; SZPUNAR, K.G. **The energy absorption behavior of hybrid composite laminates containing nano-fillers under ballistic impact**. *Composites: Part A* 87. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.05.012>

HAZELL, P. J. **Ceramic armour: design and defeat mechanisms**. Canberra, Australia: Argos Press; 2006.

HEIMANN, R. B. **Classic and Advanced Ceramics: From Fundamentals to Applications**, Wiley-VCH, Weinheim, 2010.

HORROCKS, A. R; KANDOLA, B. K. **Inflamabilidade e Resistência ao Fogo de Compósitos em Projeto e Fabricação**. Textile Composites, Ed, Editora Woodhead Ltd, Cambridge, capítulo 9, p 330, 2005.

HOSSEINI, S. A.; NIAEI, A.; SALARI, D. **Production of γ -Al₂O₃ from Kaolin**. Open Journal of Physical Chemistry, 2011.

HUGONIOT, P. H. **Mémoire sur la propagation du 83itânia83 dans les corps et plus spécialement dans les gaz parfaits**. 2e Partie, J. Ecole Polytech, Paris, v. 58, p. 1-125, 1889.

IZHEVSKYI, V. A. *et al.* **Review article: silicon carbide. Structure, properties and processing**. Cerâmica, v. 46, n. 297, p. 4-13, 2000.

JANG, J.; LEE, E. **Improvement of the flame retardancy of paper-sludge / polypropylene composite**. Polymer Testing. South Korea, v. 20, p. 7-13, 2000.

JAYENDRA, B.; SUMANTH, D.; DINESH, G.; VENKATESWARA, M. R. **Mechanical Characterization of Stir Cast Al-7075/B4C/Graphite Reinforced Hybrid Metal Matrix Composites**, Materials Today: Proceedings 21 (2020), p. 1104–1110, 2020.

JESUS, P. R. R. **Efeitos da adição do fluoreto de lítio na densificação da alumina aditivada com 4% em peso de nióbia**. 2016. 130 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Ciência dos Materiais, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2016.

JUNIOR, J. D. M. **Comportamento mecânico de compósitos com Poliéster e tecidos de sisal por moldagem manual**. 2006. Tese (Doutorado) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2006

KABIR, M. M.; WANG, H.; LAU, K. T.; & CARDONA, F. **Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview**. Composites Part B: Engineering, v. 43. n. 7, p. 2883-2892, 2012. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.04.053>.

KANDOLA, B. K.; HORROCKS, A. R. **“Compósitos” em materiais à prova de fogo**, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, capítulo 6, p. 182, 2001.

KAPULSKIS, T. A.; JESUS, R. C. **Mei in Anais do VI Congresso Brasileiro de Engenharia Química em Iniciação Científica**, Campinas, 2005.

KARANDIKAR, P. G.; EVANS, G.; WONG, S.; AGHAJANIAN, M. K.; SENNETT M. A **review of ceramics for armor applications**. Ceram. Eng. Sci. Procm v. 29, p. 163, 2009.

KHANAM, P. N.; ALMAADEED M. A. A. **Processing and characterization of polyethylene-based composites**, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v.1, p. 63-79, 2015. DOI:10.1179/2055035915Y.0000000002

KHANAM, P. N.; ALMAADEED, M. A. A. **Processing and characterization of polyethylene-based composites**. *Advanced manufacturing: Polymer & Composites Science*, v.1, n.2, p. 63-79, 2015.

KRÁSNY, I. *et al.* **The effect of low temperature air plasma treatment on physicochemical properties of kaolinite/polyethylene composites**. *Composites: Part B* 59. P. 293–299, 2014.

KUCHNIER, C. N. **Estudo do efeito de aditivo extensor de cadeia multifuncional em blendas de PLA/PBAT**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Química, Faculdade de Engenharia Química – UNICAMP, Campinas – SP, 2014.

KUMAR, M.; MOHANTY, S.; NAYAK, S. K.; PARVAIZ, M. R. **Effect of glycidyl methacrylate (GMA) on the thermal, mechanical and morphological property of biodegradable PLA/PBAT blend and its nanocomposites**. *Bioresource Technology*, v. 101, p. 8406–8415, 2010.

KUMRE, A.; RANA, R. S.; PUROHIT, R. **A Review on mechanical property of sisal glass fiber reinforced polymer composites**, *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 3466–3476, 2017.

LAI, J. **Non-linear Time-dependent Deformation Behaviour of High Density Polyethylene**, The Netherlands, Delft University of Technology, 1995.

LAIBLE, R. C. **Ceramic composite armor in: Ballistic material and penetration mechanics**, chapter 6, Elsevier Scientific Publishing Co., Amsterdam, Netherlands, 1980.

LANGSTON, T. **An analytical model for the ballistic performance of ultra-high molecular weight polyethylene composites**. *Composite Structures*, [s.l.], v. 179, p.245-257, nov. 2017. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.07.074>.

LASALVIA J., “**Advances in Ceramic Armor**”, Wiley, New York, EUA (2013)

LEE, W. E.; RAINFORTH, W. M. **Ceramic microstructures: property control by processing**, Chapman & Hall, London, Inglaterra (1994).

LEO, S.; TALLON, C.; STONE, N.; FRANKKS, G. V. **Near-Net-Shaping Methods for Ceramic Elements of (Body) Armor Systems**. *Journal American Ceramic Society*. [10] p 3013–3033. 2014. DOI: 10.1111/jace.13192

LI, J. P.; STECKL, A. J.; GOLECKI, I.; REIDINGER, F.; WANG, L.; NING, X. J.; PIROUZ, P. **Structural characterization of nanometer SiC films grown on Si**. *Applied Physics Letters*, 1993.

LIÃO, Z.; HOSSAIN, M.; YAO, X. **Ecoflex polymer of different Shore hardnesses: Experimental investigations and constitutive modelling.** *Mechanics of Materials* 144 (2020) 103366, 2020

LINS, S. A. B.; ROCHA, M. C. G.; D'ALMEIDA, J. R. M. **Compósitos híbridos de polietileno de alta densidade carregados com óxido de alumínio e reforçados com fibra de vidro,** 22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 06 a 10 de Novembro de 2016, Natal - RN, 2016.

LINS, S. A. B.; ROCHA, M. C. G.; D'ALMEIDA, J. R. M. **Mechanical and thermal properties of high-density polyethylene/alumina/glass fiber hybrid composites.** *Journal Of Thermoplastic Composite Materials*, [s.l.], v. 32, n. 11, p. 1566-1581, SAGE Publications, 2018. DOI: <http://dx.doi.org/10.1177/0892705718797391>.

LINS, S. A. B.; ROCHA, M. C. G.; D'ALMEIDA, J. R. M. **Compósitos híbridos de polietileno de alta densidade carregados com óxido de alumínio e reforçados com fibra de vidro,** 22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Natal, RN, 2016.

LIU, Y.; HE, D.; HAMON, A.; FAN, B.; REISS, T.; BAI, J. **Comparison of different surface treatments of carbon fibers used as reinforcements in epoxy composites: Interfacial strength measurements by in-situ scanning electron microscope tensile tests,** *Composites Science and technology* 167 (2018) 331-338, 2018.

LOPES, C. C. **O EFEITO DA ADIÇÃO DE LiF E MgO NA SINTERIZAÇÃO DA Al₂O₃.** 2017. 123 f. Dissertação (Mestrado) – Curso de Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.

LUZ, F. S. **Avaliação do Comportamento Balístico de Blindagem Multicamada dom Compósito de Epóxi Reforçado com Fibra de Juta.** Dissertação de Mestrado do Curso de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais no Instituto Militar de Engenharia. 2014.

MARI, R.; SETO, J. F.; MORRIS, M. M. **Shear thickening, frictionless and frictional rheologies in non-Brownian suspensions,** *Journal of Rheology*. v. 58, p. 1693-1724, 2014.

MARINELLI, A. L.; MONTEIRO, M. R.; AMBRÓSIO, J. D. **Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com Fibras Vegetais Naturais da Biodiversidade: Uma Contribuição para a Sustentabilidade Amazônica,** *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, v. 18, n. 2, 2008.

MARINESCU, I.; PRUTEANU, M. **Deformation and fracture of ceramics materials.** In: Marinescu, I.; Tönshoff, H.K.; Inasaki, I. “Handbook of Ceramic Grinding and Polishing”, New Jersey. Noyes Publications, Cap.2. 1998

MARTINS, C. F.; IRFAN, M.A.; PRAKASH, V. **Dynamic fracture of linear 85itâni density polyethylene under impact loading conditions.** *Materials Science and Engineering A*, v.45, p. 211-222, 2007.

MEDVEDOVSKI, E. **Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure**. Part 1. *Ceramics International* 36. P 2117-2127, 2010.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.05.021>

MEDVEDOVSKI, E. **Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure**. Part 1. *Ceramics International* 36. P 2117-2127, 2010.

MELO FILHO, J. A.; SILVA, F. A.; TOLEDO FILHO, R. D. **Degradation Kinetics and Aging Mechanisms on Sisal Fiber Cement Composite Systems**, *Cement & Concrete Composites*, v. 40, p. 30-39, 2013.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2nd Edition, Cambridge University Press, Cambridge, 2009

MEYERS, M. A. *Dynamic behavior of materials*. New York: John Wiley & Sons, 1994.

MILANESE, A. C. **Caracterização de compósitos de matrizes poliméricas reforçadas com fibra de sisal e de vidro**, UNESP – SP, 2008.

MILANEZI, T. L. **Avaliação do Comportamento Balístico Sinérgico de Blindagem Multicamadas com a Fibra de Rami**. Dissertação de Mestrado do Curso de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais no Instituto Militar de Engenharia. 2015.

MILANI, C. **Influência da incorporação de resíduos de policarbonato em compósitos fibra de vidro/poliéster**, UFRGS, 2015

MIRJALILI, F.; HASMALIZA, M.; ABDULLAH, L. B. **Size-controlled synthesis of nano α -alumina particles through the sol-gel method**. *Ceram. Int.* v. 36, p. 1253, 2010.

MONTEIRO, S. N.; PEREIRA, A. C.; FERREIRA, C. L.; JÚNIOR, E. P.; WEBER, R. P.; ASSIS, F. S. **Performance of plain woven jute fabric-reinforced polyester matrix composite in multilayered ballistic system**, *Polymers* 2018, v. 10, n. 3, p. 230, 2018. DOI: <https://doi.org/10.3390/polym10030230>

MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L.; TRINDADE, W.; ELIAS, C. N.; FERREIRA, C. L.; LIMA, E. S.; WEBER, R. P.; SUAREZ, J. C. M.; FIGUEIREDO, A. B. H. da S.; PINHEIRO, W. A.; SILVA, L. C.; LIMA, E. P. **Natural Curaua Fiber Reinforced Epoxy Composite in Multilayered Ballistic Armor**. 6th Symposium on Dynamic Behavior of Materials, 2014. DOI: 10.1007/s11661-015-3032-z

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**, 5^oEd, Arizona State University, John Wiley and Sons, 2001.

MOSAVIAN, M. T. H.; BAKHTIARI, A.; SAHEBIAN S. **Influence of alumina particles on thermal behavior of high density polyethylene**. *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, v.51, p. 214-219, 2012.

MULINARI, D. R. **Comportamento térmico, mecânico e morfológico dos compósitos de polietileno de alta densidade reforçados com fibras de celulose do bagaço de cana de açúcar**. Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, São Paulo - SP, 2009.

NAGA, S. M.; MAHGRABY, H. F.; ELGAMHOUDY, M. **Characterization and origin of failure of SiC/ZTA composites**, Int. J. Refract. Metals Hard Mater, v. 73, p. 53–57, 2018.

NAGATANI, T. *et al.* **Development of an Ultra High Resolution Scanning Electron ... Source and in-Lens System**. Scanning Microscopy, v. 11, p. 901-909, 1987.

NAGATANI, T.; SAITO S.; SATO, M.; YAMADA, M. **Development of an ultra high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and in-lens system**. Scanning Microscopy. v.11, p. 901-909, 1987.

NASCIMENTO, L. F. C. **Caracterização do compósito epóxi-fibra de malva para emprego em blindagem balística multicamada**. Tese de doutorado do Curso de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais no Instituto Militar de Engenharia, 2017.

NICOLAU, G. S. **Compósito de mica muscovita com polipropileno: Estudo da influência do uso de compatibilizante**. 2017. 49f. Trabalho de Conclusão de Curso (Tecnologia em Polímeros) – Centro Universitário Estadual da Zona Oeste (UEZO), Rio de Janeiro, 2017.

NITOPLAST. **Propriedades do material PEAD**. Barras de Nylon, 2017.

NOVELLI, M. **Estudo comparativo de borrachas utilizadas como guarnição em carenagens de geradores de energia a diesel**, Trabalho de conclusão de curso, Escola de engenharia de São Carlos, USP-SP, 2015.

ODUOLA, K.; OZIOKO, F. **Enhancement of High-Density Polyethylene Properties by Impregnation with Inorganic Alumina Filler**. American Journal of Chemical Engineering Special Issue: Oil Field Chemicals and Petrochemicals. v. 5, n. 3, p. 49-54, 2017. DOI: 10.11648/j.ajche.s.2017050301.16

OHRING, M. **The Materials Science of Thin Films**; Publication of Academic Press U.S.A 1992.

OLIVEIRA, M. J. **Compósito de polietileno de baixa densidade reforçado por alumina e nanopartículas de carbeto de boro para proteção balística**. Tese de Doutorado, Instituto Militar de Engenharia – IME, 2019.

ORTEGA, F. S.; PANDOLFELLI, J. A.; RODRIGUES, J. A.; SOUZA, D. P. F. **ARTIGO REVISÃO: Aspectos da Reologia e da Estabilidade de Suspensões Cerâmicas. Parte III: Mecanismo de Estabilização Eletroestérica de Suspensões com Alumina**. Universidade Federal de São Carlos, DEMa, 1997.

OWENS, B. D.; KRAGH, J. F.; WENKE, J. C.; MACAITIS, J.; WADE, C. E.; HOLCOMB, J. B. **Combat wounds in operation Iraqi freedom and operation enduring freedom**. J Trauma-Injury Infect Crit Care, v. 64, n. 2, p. 295–299, 2008.

PADMAJA, P.; ANILKUMAR, G. M.; MUKUNDAN, P.; ARULDHAS, G.; WARRIER, K.G.K. **Characterisation of stoichiometric sol–gel mullite by Fourier transform infrared spectroscopy**. International Journal of Inorganic Materials, 2001.

- PALSIKOWSKI, P. A. **Estudo do comportamento da biodegradação em solo de blendas compatibilizadas de pla/pbat e seus efeitos genotóxicos e mutagênicos**, Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas – Campinas, SP, 2015.
- PAUL J. HAZELL. **Ceramic armour: design and defeat mechanisms**, Argos Press, Canberra, 2006.
- PEREIRA, A H. A. **Desenvolvimento de um equipamento para a caracterização não-destrutiva dos módulos elásticos de materiais cerâmicos em geral**. Paper Cerâmica 56, São Paulo, 2010.
- PEREIRA, A. C.; ASSIS, F. S.; FILHO, F. C.; OLIVEIRA, M. S. O.; DEMOSTHENES, L. C. C.; LOPERA, H. A. C.; MONTEIRO, S. N. **Ballistic performance of multilayered armor with intermediate polyester composite reinforced with fique natural fabric and fibers**, J Mater Res Technol. v. 8, n. 5, p. 4221-4226, 2019. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.07.031>
- PEREIRA, G. S. **Introdução à tecnologia têxtil**. centro federal de educação tecnológica de santa catarina, S.C, 2009.
- PITA, P. **Fibras Têxteis**. V. 1 e v. 2, SENAI, Rio de Janeiro, 1996.
- PRESSER, V.; NICKEL, K. G. **Sílica on silicon carbide**, Critical Reviews in Solid States and Materials Sciences, v. 33, p. 1-99, 2008.
- RABELLO, M. **Aditivção de Polímeros**. S.l.:Liber, 2000.
- RAHBEEK, D. B.; SIMONS, J. W.; JOHNSEN, B. B.; KOBAYASHI, T.; SHOCKEY, D. A. **Effect of composite covering on ballistic fracture damage development in ceramic plates**. Int J Adhes Adhes, v. 99, p; 58–68, 2017.
- RAMKUMAR, R.; PUGAZHENDHI, S. C. **Investigation on the Electrothermal Properties of Nanocomposite HDPE**. Journal of Nanomaterials, v. 2019, Article ID 5947948, 9 pages, 2019. <https://doi.org/10.1155/2019/5947948>
- RANKINE, W. J. M. **On the thermodynamic theory of waves of finite longitudinal disturbance**. Philosophical Transactions of the Royal Society of London, v. 160, p 277-286, 1870.
- REIS, M. M. S.; SANTOS, Z. I. G.; UEKI, M. M.; BRITO, G. F. **Avaliação do Tipo de Plastificante nas Propriedades de Blendas de Polietileno/Amido Termoplástico**. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 11, n. 3. P 130–135, 2016.
- REN, T. Z.; YUAN, Z.Y.; SU, B. L. **Microwave-assisted preparation of hierarchical mesoporous–macroporous boehmite AlOOH and γ -Al₂O₃**. Langmuir, v. 20, p. 1531–1534, 2004.
- ROWELL, J.; FROLLINI, E.; LEO, A.; MATTOSO, L. ROWELL, R.; HAN, J. **Characterization and Factors Effecting Fiber Properties**. Natural Polymers and Agrofibers Composites, 2000.

SALEIRO, G. T. **Sinterização de cerâmica vermelha sob condições de queima rápida.** Dissertação de Mestrado- Universidade Estadual do Norte Fluminense, 2010.

SANTOS, J. L. **Comportamento Balístico De Componente Cerâmico À Base De Al₂O₃-Nb₂O₅-LiF Em Blindagem Multicamada.** Tese De Doutorado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2016.

SANTOS, J. L.; MARÇAL, R. L. S. B.; JESUS, P R. R.; GOMES, A. V.; LIMA, E. P.; ROCHA, D. N.; SANTOS, M. A. P.; NASCIMENTO, L. F. C.; MONTEIRO, S. N.; LOURO, L. H. L. **Mechanical properties and ballistic behavior of LiF-added Al₂O₃-4 wt%Nb₂O₅ ceramics.** Journal Of Materials Research And Technology, [s.l.], v. 7, n. 4, p. 592-597, 2018. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.09.005>.

SARVA, S.; NEMAT-NASSER, S.; MCGEE, J.; ISAACS, J. **The effect of thin membrane restraint on the ballistic performance of armor grade ceramic tiles.** Int J Impact Eng, v. 34, n. 2, p. 277-302, 2007. Doi: 10.1016/j.ijimpeng.2005.07.006.

SETO, R. *et al.* **Discontinuous Shear Thickening of Frictional Hard-Sphere Suspensions.** Physical Review Letters, v. 111, p. 218-228, 2013.

SHOCKEY, D. A.; MARCHAND, A. H.; SKAGGS, S. R.; CORT, G. E.; BURKETT, M. W.; PARKER, R. **Failure phenomenology of confined ceramic targets and impacting rods.** Int J Impact Eng, v. 9, n. 3, p. 263-275, 1990.

SILVA, C. G. **Fibras celulósicas têxteis em compósitos de matriz fenólica,** Universidade de São Carlos – SP, 2006.

SILVA, J. F. R. **Cruzetas para redes de distribuição de energia elétrica à base de polipropileno.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

SILVA, L. J.; PANZERA, T. H.; VELLOSO, V. R.; CHRISTOFORO, A. L.; SCARPA, F. **Hybrid polymeric composites reinforced with sisal fibres and silica microparticles.** Composites Part B: Engineering, v. 43, n. 8, p. 3436-3444, 2012. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.01.026>.

SILVEIRA, P. H. M. **Caracterização de materiais cerâmicos à base de alumina com pré tratamento térmico de aditivos de sinterização.** Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia – RJ, 2019.

SINGH, T. J.; SAMANTA, S. **Characterization of Kevlar Fiber and Its Composites: a review.** A Review. **Materials Today: Proceedings**, [s.l.], v. 2, n. 4-5, p. 1381-1387, 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.057>.

SIQUEIRA, B. G. *et al.* **Propriedades mecânicas e resistência à chama de composições SBR/negro de fumo/ hidróxido de alumínio.** Polímeros: Ciência e Tecnologia, Rio de Janeiro, v. 11, n. 3, p. 89-93, 2001.

SMITH W. F. **Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais**. McGraw Hill Ed. De Portugal Ltda. 3ª ed. 1998.

SOARES, M. R. F. **Materiais compósitos: Aspectos gerais e aplicações**, UCS- RS, 2015.

SOCKALINGAM, S.; CHOWDHURY, S. C.; GILLESPIE, J. W.; KEEFE, M. **Recent advances in modeling and experiments of Kevlar ballistic fibrils, fibers, yarns and flexible woven textile fabrics – a review**. *Textile Research Journal*, [s.l.], v. 87, n. 8, p. 984-1010, 2016. SAGE Publications. <http://dx.doi.org/10.1177/0040517516646039>.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**, 5º ed. São Paulo, 1982.

STEVENS, R.; EVANS, A. G. **Zirconia-toughened alumina (ZTA) ceramics**. *Brit Ceram Trans J*, v. 83, n. 18, 1984.

SUNDH, A.; MOLIN, M.; SJÖGREN, G. **Fracture Resistance of Yttrium Oxide Partially Stabilized Zirconia All-Ceramic Bridges after Veneering and Mechanical Fatigue Testing**, *Dental Materials*, v.21, p. 476-482, 2005.

TABIEII, A.; NILAKANTAN, G. **ballistic impact of dry woven fabric composites: a review**. *Appl Mech Rev*; 61:010801, 2008. <https://doi.org/10.1115/1.2821711>.

TAVMAN, H. **Thermal and Mechanical Properties of Aluminum Powder-Filled High-Density Polyethylene Composites**. *Journal of Applied Polymer Science*, v.62, p. 2161-2167, 1996.

TEED, P. L. **the properties of metallic materials at low temperature**, Chapman & Hall, ltd, EUA, 1950.

TORRES, Y.; CASELLAS, D.; ANGLADA, M.; LHANES, L. **Fracture Toughness Evaluation of Hardmetals: Influence of Testing Procedure**. *Int J Refract Metals & Hard Mat*, 2001.

TRESSLER, R. E. **Stress Relaxation of a Soda Lime Silicate Glass Below the Glass Transition Temperature**. *Ceram. Trans*, p. 434;451, 2002.

VASCONCELOS, D. C. L.; NUNES, E. H. M.; VASCONCELOS, W. L. **AES and FTIR characterization of sol-gel alumina films**. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 358, n. 11, p. 1374–1379, 2012.

WACHTMAN, J. B. **Structural Ceramics**, Academic Press Inc, 1989.

WANG, L.; KANESALINGAM, S.; NAYAK, R.; PADHYE, R. **Recent trends in Ballistic Protection**. *Textiles and Light Industrial Science and Technology*, v. 3, p. 37-47, 2014.

WANG, T. C.; CHEN, R. Z.; TUAN, W. H. **Oxidation resistance of Ni- 38 toughened Al₂O₃**. *Journal of the European Ceramic Society*, v. 23, p. 927–934, 2003.

Washington, D.C., USA: **The National Academies Press**; 2011.

WENG, Y. X.; JIN, Y. J.; MENGA, Q. Y.; WANG, L.; ZHANG, M.; WANG, Y. Z.; **Biodegradation behavior of poly(butylene adipate-co- terephthalate) (PBAT), poly(lactic acid) (PLA), and their blend under soil conditions.** *Polymer Testing*, v. 32, p. 918–926, 2013.

WILKINS M. L.; CLINE C. F.; HONODEL C. A. **Fourth progress report of light armor program.** Livermore, California, USA: Lawrence Radiation Laboratory, University of California; Feb, 1969.

WILKINS, M. L. **Mechanics of Penetration and Perforation.** *International Journal of Engineering Sciences*, v. 16, n. 11, p. 793-807, 1978.

WROBÉL, I. L. C. **Contemporary Personal Ballistic Protection (PBP).** *Textiles for Advanced Applications*, Bipin Kumar and Suman Thakur, Intech Open, 2017.

XAVIER, C.; COSTA, C. R. C. **Efeitos de aditivos na sinterização de Carbetto de boro.** *Cerâmica*, v. 30, p. 161-175, 1984.

XIE, Y.; HILL, C. A. S.; XIAO, Z.; MILITZ, H.; MAI, C. **Silane coupling agents used for natural fiber/polymer composites: a review.** *Composites Part A: Applied and Manufacturing*, v. 41, n. 7, p. 806-819, 2010.

YAO, C.; XIE, A.; SHEN, Y.; ZHU, J.; LI, T. **Green synthesis of calcium carbonate with unusual morphologies in the presence of fruit extracts.** *J Chil Chem Soc*, n. 58, v. 4, 2013.

ZANG, W.; GUO, F.; LIU, J.; DU, H.; HOU, F. **Lightweight alumina based fibrous ceramics with different high temperature binder.** *Ceram Intern*, v. 42, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.03.170>

ZHANG, S.; CAO, X.Y.; MA. Y. M.; KE, Y.C.; ZHANG, J. K.; WANG, F.S. **The effects of particle size and content on the thermal conductivity and mechanical properties of Al₂O₃/high density polyethylene (HDPE) composites.** *Express Polymer Letters*, v. 5, n. 7, p. 581-590, 2011.

ZHENG, L.; WEI, W.; DONG, X.; ZHANG, C.; ZENG, Y.; HUAN, H. **Microscopic wear study of the sintered diamond trepanning drill during machining alumina armor ceramics.** *Ceramics International*, v. 45, p. 3986-3994, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.11.073>

ZOLIN, I. **Ensaio mecânicos e análises de falhas**, Colégio Técnico Industrial de Santa Maria, Santa Maria – RS, 2011.

ZU, G. SHUN, J. WEI, X. NI, X. ZHANG, Z. WANG, J. LIU, G. **Preparation and characterization of mono lithic alumina aerogels.** *J NonCryst Solids*, v. 357, p. 2903–2906, 2011.

ZUKAS, J.A.; NICHOLAS, T.; SWIFF, H.; CURRAN, D. **Impact dynamics.** John Wiley & Sons, New York, 1982.