

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**MICHELLE SOUZA OLIVEIRA**

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DE BLINDAGEM  
MULTICAMADA COM COMPÓSITO DE EPÓXI REFORÇADO  
COM TECIDO DE FIQUE**

**Rio de Janeiro  
2018**

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**MICHELLE SOUZA OLIVEIRA**

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DE BLINDAGEM  
MULTICAMADA COM COMPÓSITO DE EPÓXI REFORÇADO  
COM TECIDO DE FIQUE**

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 Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Lucio Fabio Cassiano Nascimento – D.Sc.

Co-Orientador: Prof. Sergio Neves Monteiro – Ph.D.

**Rio de Janeiro  
2018**

© 2018

**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).

Oliveira, Michelle Souza

Comportamento balístico de blindagem multicamada com compósito de epóxi reforçado com tecido de fique / Michelle Souza Oliveira, orientada por Lucio Fabio Cassiano Nascimento e Sergio Neves Monteiro – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2018.

179p. : il.

Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2018.

1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Compósitos. 2. Fibra. I. Nascimento, Lucio Fabio Cassiano; Monteiro, Sergio Neves. II. Título. III. Instituto Militar de Engenharia.

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**MICHELLE SOUZA OLIVEIRA**

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DE BLINDAGEM  
MULTICAMADA COM COMPÓSITO DE EPÓXI REFORÇADO  
COM TECIDO DE FIQUE**

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 Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientadores: Prof. Lucio Fabio Cassiano Nascimento – D.C.

Prof. Sergio Neves Monteiro – Ph.D

Aprovada em 13 de dezembro de 2018 pela seguinte Banca Examinadora:

---

Prof. Maj. Lucio Fabio Cassiano Nascimento - D.C. do IME – Presidente

---

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

---

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

---

Prof. Fábio de Oliveira Braga – D.C. da faculdade SENAI

Rio de Janeiro  
2018

À Deus, o autor da vida

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus, por me conceder confiança, coragem e persistência para superar os desafios e aprender com os erros.

À minha família, especialmente meus pais Walter Jr. e Bernadeth, minha irmã Gabrielle, e avó Maria Irce por todos os ensinamentos, lições de vida, carinho, incentivo e apoio. Tenham certeza que essa conquista também é de vocês.

Aos meus orientadores Prof. Lucio Fabio Cassiano Nascimento e Prof. Sergio Neves Monteiro, por quem tenho uma profunda admiração. Tenham certeza que os exemplos, orientação, apoio e amizade me inspiram a buscar, cada dia, o melhor que posso ser.

Aos meus amigos de IME e fora dele Luana Demosthenes, Fabio Garcia, Suzana Noronha, Larissa Fernandes, Fernanda Luz, Natália Barony, Gabriel Bartholazzi por cuidarem sempre de mim, pela diversão, pelas parcerias, pelo apoio e amizade.

Aos colegas de laboratório pela amizade e companheirismo, em especial, Fábio Braga, Artur Camposo, Flávio James, Foluke Assis, e novamente, Luana Demosthenes, Fernanda Luz e Fabio Garcia.

Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do IME, por serem excelentes profissionais que trabalham em benefício da educação brasileira.

À todos aqueles que mesmo sem saber ajudaram muito ao longo desse processo, em especial a Brendon Bruno, Arnaldo, prof. Cida.

À CAPES, pelo suporte financeiro para o desenvolvimento deste trabalho.

“Só se vence amanhã se você não desistir hoje”

TIME COMPÓSITOS

## SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES .....	10
LISTA DE TABELAS .....	16
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	19
LISTA DE SIGLAS .....	21
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>24</b>
1.1. Justificativa .....	26
1.2. Objetivo do estudo .....	27
1.2.1. Objetivo geral .....	27
1.2.2. Objetivos específicos.....	27
<b>2. REVISÃO DE LITERATURA .....</b>	<b>29</b>
2.1 Blindagem balística.....	29
2.2 Sistemas de Blindagem Multicamada .....	32
2.3 Camada Frontal: Material Cerâmico .....	34
2.3.1 Conceitos gerais .....	34
2.3.2 Alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) aditivada com nióbia (Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ) e fluoreto de lítio (LiF) .....	36
2.3.3 Processamento cerâmico .....	37
2.4 Camada Intermediária: Material Compósito .....	38
2.4.1 Conceitos Gerais .....	38
2.4.2 Aspectos gerais de compósitos reforçados com fibras.....	39
2.4.3 Fibras naturais lignocelulósicas (FNLs).....	43
2.4.4 Fibras de fique .....	50
2.4.5 Compósitos poliméricos reforçados com FNL.....	53
2.5 Mecanismos de falha em compósitos reforçados com FNL .....	57
2.6 Comportamento dinâmico dos materiais.....	59
2.6.1 Conceitos gerais sobre ondas de tensão .....	59
2.7 Interação e reflexão de ondas de choque.....	64
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>69</b>
3.1 Aspectos gerais.....	69
3.2 Materiais Utilizados .....	70
3.2.1 Cerâmica.....	70
3.2.1.1 Alumina e Nióbia .....	70



3.2.1.2	Polietileno Glicol (PEG) .....	72
3.2.1.3	Fluoreto de Lítio.....	73
3.2.2	Resina Epoxídica.....	74
3.2.3	Placas de liga de Alumínio.....	75
3.3	Fabricação das Pastilhas Cerâmicas .....	76
3.3.1	Obtenção do pó.....	76
3.3.2	Moagem e secagem .....	77
3.3.3	Desaglomeração do pó e peneiramento.....	78
3.3.4	Prensagem .....	78
3.3.5	Sinterização .....	79
3.3.6	Caracterização dos corpos cerâmicos.....	81
3.4	Fabricação dos Compósitos.....	83
3.5	Colagem das Camadas .....	84
3.6	Caracterização da fibra de fique e seus compósitos.....	85
3.6.1	Espectroscopia no infravermelho (FTIR).....	85
3.6.2	Difração de raios x (DRX) .....	86
3.6.3	Determinação da gramatura ou densidade superficial do tecido.....	86
3.6.4	Impacto Charpy e Izod .....	87
3.6.5	Pull-out.....	88
3.6.6	Ensaio de tração .....	90
3.6.7	Análise termogravimétrica (TGA) .....	90
3.6.8	Análise termomecânica (TMA).....	91
3.6.9	Análise dinâmico-mecânica (DMA) .....	92
3.7	Avaliação do comportamento Balístico .....	93
3.7.1	Velocidade residual .....	93
3.7.2	Deformação na plastilina (BackFace Signature – BFS).....	95
3.8	Análise Fractográfica .....	97
3.9	Casamento de impedâncias de choque .....	98
3.10	Método estatístico .....	99
3.10.1	Análise de Weibull.....	99
3.10.2	Análise de Variância (ANOVA) .....	100

<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>102</b>
4.1 Caracterização Preliminar da Camada Frontal da Blindagem (Cerâmica) .....	102
4.2 Caracterização Preliminar da Camada Intermediária.....	103
4.2.1 Espectroscopia no infravermelho (FTIR).....	103
4.2.2 Difração de raios X (DRX) .....	105
4.2.3 Determinação da gramatura ou densidade superficial do tecido.....	106
4.2.4 Espessura e Densidade das Placas.....	107
4.2.5 Ensaio de impacto Charpy e Izod .....	108
4.2.6 Ensaio de Pullout.....	114
4.2.7 Ensaio de tração .....	116
4.2.8 Análise termogravimétrica (TGA) .....	119
4.2.9 Análise termomecânica (TMA).....	122
4.2.10 Análise dinâmico-mecânica (DMA) .....	125
4.3 Desempenho Balístico Individual dos Materiais da Blindagem .....	129
4.4 Desempenho Balístico das Blindagens Multicamada .....	134
4.5 Interação das Ondas de Choque nas Blindagens Multicamada.....	146
4.6 Análise fractográfica .....	151
4.7 Comparação entre as blindagens multicamadas.....	155
4.8 Custo da blindagem balística .....	161
<b>5 CONCLUSÕES .....</b>	<b>163</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>166</b>
<b>7 REFERÊNCIAS .....</b>	<b>167</b>

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 2.1 Trauma produzido pelo projétil avaliado pela deformação no bloco de plastilina. (Fonte: Adaptado de NIJ-0101.06, 2008).....	30
FIG. 2.2 Curva da probabilidade de perfuração.....	31
FIG. 2.3 Ilustração do mecanismo de absorção do impacto balístico realizado pela blindagem multicamada (a) antes, (b) durante e (c) após o impacto balístico. (Fonte: Adaptado de SILVA, STAINER, <i>et al.</i> , 2014).....	33
FIG. 2.4 Esquema de uma blindagem multicamadas. ....	34
FIG. 2.5 Classificação dos materiais cerâmicos com base em sua aplicação. (Fonte: Adaptado de CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012) .....	35
FIG. 2.6 Etapas básicas do processamento cerâmico. (Fonte: Adaptado de NASCIMENTO, 2017).....	38
FIG. 2.7 Classificação dos compósitos. (Fonte: Adaptado de NETO & PARDINI, 2006) .....	40
FIG. 2.8 Curvas tensão-deformação para uma fibra frágil e matriz dúctil (à esq.) e para um compósito reforçado com fibras alinhadas exposto a uma tensão uniaxial aplicada na direção do alinhamento (à dir.). (Fonte: Adaptado de CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012).....	42
FIG. 2.9 Classificação das fibras. (Fonte: Adaptado de VIEIRA, 2013).....	43
FIG. 2.10 Estrutura química da celulose. (Fonte: Adaptado de MOHANTY, MISRA e DRZAL, 2002).....	45
FIG. 2.11 Estrutura química da lignina. (Fonte: Adaptado de MOHANTY, MISRA e DRZAL, 2002).....	45
FIG. 2.12 Microestrutura de uma FNL. (Fonte: Adaptado de KALIA, KAITH e KAUR, 2011) .....	47
FIG. 2.13 Figue: (a) Planta <i>Furcraea</i> spp.; (b) fibras; (c) imagem eletrônica de uma fibra individual. (Fonte: Adaptado de ALTOÉ, 2016) .....	51
FIG. 2.14 Cadeias de matrizes termoplásticas e termorrígidas. (Fonte: Adaptado de VIEIRA, 2013).....	54
FIG. 2.15 Estrutura química do Diglicidil éter de bisfenol A. (Fonte: Adaptado de BARBOSA, 2014) .....	55

FIG. 2.16 Diferentes tipos arranjos de fibras: (a) simples; (b) sarja; (c) cetim. (Fonte: Adaptado de JOHN e THOMAS, 2008) .....	57
FIG. 2.17 Representação esquemática dos mecanismos de ruptura de um material compósito (Fonte: Adaptada de Silva, 2003).....	58
FIG. 2.18 Curva tensão ( $\sigma$ ) <i>versus</i> ( $\epsilon$ ). (Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994) .....	61
FIG. 2.19 Esquema ilustrativo de propagação de região chocada em um pistão de gás: (a) antes do choque; (b) após um $t_1$ ; (c) após um tempo $t_2 > t_1$ . (Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994) .....	62
FIG. 2.20 Sequência de eventos em um impacto planar: (a) antes do impacto; (b) no instante do impacto; (c) após o impacto. (Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994) .....	65
FIG. 2.21 Passagem de uma onda de choque de um meio com baixa impedância (A) para um meio de alta impedância (B): (a) gráfico de pressão em função da velocidade de partícula; (b) perfil de pressão. (Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994) .....	67
FIG. 2.22 Passagem de uma onda de choque de um meio com alta impedância (A) para um meio de baixa impedância (B): (a) gráfico de pressão em função da velocidade de partícula, e (b) perfil de pressão. (Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994) .....	68
FIG. 3.1 Fluxograma das etapas propostas.....	70
FIG. 3.2 Resina MC130 e endurecedor FD129. ....	75
FIG. 3.3 Balança GEHAKA BK 300. ....	77
FIG. 3.4 (a) Moinho de bolas (b) e estufa da marca ELKA. ....	77
FIG. 3.5 (a) Almofariz e pistilo para maceração e (b) agitador para areias finas... ..	78
FIG. 3.6 (a) Matriz utilizada na moldagem dos corpos cerâmicos e (b) prensa manual SKAY. ....	79
FIG. 3.7 Forno INTI FE 1700 utilizado na sinterização das pastilhas cerâmicas... ..	80
FIG. 3.8 Perfil de temperatura usado na etapa de sinterização.....	80
FIG. 3.9 Corpos de prova utilizados para aferir a densidade e densificação.....	81
FIG. 3.10 Aspecto geral do tecido de fique.....	83
FIG. 3.11 Molde metálico utilizado na fabricação dos compósitos. ....	84
FIG. 3.12 Adesivo de cura rápida ULTRAFLEX. ....	84

FIG. 3.13	Equipamento Shimadzu IR Prestige 21-FTIR.....	85
FIG. 3.14	(a) Gabarito metálico na dimensão na dimensão 100 x 100 mm (b) balança analítica. ....	87
FIG. 3.15	Esquema do corpo de prova de Charpy e Izod. ....	88
FIG. 3.16	Esquema do corpo de prova para o ensaio de pullout.....	89
FIG. 3.17	Corpos de tração incorporados com 30, 60 e 90% em volume de tecido de fique.....	90
FIG. 3.18	Equipamento Shimadzu modelo DTG-60. ....	91
FIG. 3.19	Equipamento Shimadzu modelo TMA-60 .....	92
FIG. 3.20	Esquema do sistema com barreira óptica modelo B471 da HPI.....	94
FIG. 3.21	Locais de queda gerais do pré-teste.....	96
FIG. 3.22	(a) Microscópio Eletrônico de Varredura FEI, modelo Quanta FEG 250; (b) Sistema de deposição de alto vácuo, LEICA, modelo EM ACE600.....	98
FIG. 4.1	Espectro FTIR em modo absorbância. ....	104
FIG. 4.2	Difratograma de raios X das fibras de fique.....	105
FIG. 4.3	Imagem de MEV (a) da configuração do tecido (80x), (b) da superfície da fibra (1600x), e (c) uma fibra fraturada mostrando suas camadas internas e microfibrilas enroladas (400x).....	107
FIG. 4.4	Aspecto visual dos corpos de prova após ensaio de impacto Charpy (a) 15%, (b) 30%, (c) 40% e (d) 50% de reforço de tecido de fique em matriz epóxi. ....	108
FIG. 4.5	Variação da energia de impacto Charpy dos compósitos de matriz epóxi em função da fração em volume de tecido de fique. ....	109
FIG. 4.6	Aspecto visual dos corpos de prova antes e após ensaio de impacto Izod (a) 15%, (b) 30%, (c) 40% e (d) 50% de reforço de tecido de fique em matriz epóxi.....	111
FIG. 4.7	Variação da energia de impacto Izod dos compósitos de matriz epóxi em função da fração em volume de tecido de fique. ....	112
FIG. 4.8	Micrografia obtidas por MEV dos compósitos de epóxi reforçados com tecido de fique ensaiados em impacto com aumento de (a) 400x e (b) 200 x.	114
FIG. 4.9	Curva de pullout para fibras de fique embutidas em resina epóxi. ....	115

FIG. 4.10 Aspecto da fibra de fique com (a) variação do diâmetro, superfície e (b) perspectiva. ....	116
FIG. 4.11 Corpos de prova de compósitos de matriz epóxi reforçados com tecido de fique produzidos a partir de placas compósitas, com frações (a) 30%, (b) 60% e (c) 90%, após ensaio de tração; (d) detalhe da delaminação.....	117
FIG. 4.12 (a) Resistência à tração e (b) módulo de elasticidade dos compósitos epoxídicos reforçados com tecido de fique.....	118
FIG. 4.13 Micrografias obtidas por MEV do compósito reforçado com 30% em volume de tecido de fique com aumentos de (a) 70x e (b) 400x.....	119
FIG. 4.14 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 15% de tecido de fique. ....	120
FIG. 4.15 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 30% de tecido de fique. ....	120
FIG. 4.16 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 40% de tecido de fique. ....	121
FIG. 4.17 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 50% de tecido de fique. ....	121
FIG. 4.18 Comparação das curvas de TMA para os compósitos de matriz epóxi reforçado com tecido de fique.....	123
FIG. 4.19 Curvas de TMA para os compósitos de matriz epóxi reforçado com (a)15%; (b)30%; (c)40%; e (d)50% de tecido de fique. ....	124
FIG. 4.20 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e $\tan \delta$ para amostra com 15% de tecido de fique. ....	125
FIG. 4.21 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e $\tan \delta$ para amostra com 30% de tecido de fique. ....	126
FIG. 4.22 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e $\tan \delta$ para amostra com 40% de tecido de fique. ....	127
FIG. 4.23 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e $\tan \delta$ para amostra com 50% de tecido de fique. ....	128
FIG. 4.24 Gráfico de pontos experimentais do ensaio de velocidade residual do compósito epóxi-fique.....	129

FIG. 4.25 Gráfico de Weibull da velocidade limite para os compósitos (a) E-15%TF, (b) E-30%TF, (c) E-40%TF e (d) E-50%TF. ....	130
FIG. 4.26 Corpos de prova submetidos ao impacto balístico (a) E-15%TF; (b) E-30%TF; (c) E-40%TF e (d) E-50%TF. ....	132
FIG. 4.27 MEV da superfície de fratura cerâmica após ensaio balístico com aumento de (a) 5000x e (b) 10000x. ....	134
FIG. 4.28 Blindagem multicamada com 15% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico. ....	135
FIG. 4.29 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem E-15%TF (a) série de dados completa, (b) função densidade probabilidade e (c) com censura da indentação fora da média.....	137
FIG. 4.30 Blindagem multicamada com 30% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico. ....	138
FIG. 4.31 Gráfico da distribuição de Weibull e densidade de probabilidade da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 30% de fique..	140
FIG. 4.32 Blindagem multicamada com 40% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico. ....	141
FIG. 4.33 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem E-40%TF (a) série de dados completa, (b) função densidade probabilidade e (c) com censura da indentação fora da média.....	143
FIG. 4.34 Blindagem multicamada com 50% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico. ....	144
FIG. 4.35 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 50% de fique. ....	146
FIG. 4.36 Gráfico do casamento de impedâncias na blindagem multicamada com compósito epóxi-fique como camada intermediária.....	151
FIG. 4.37 Micrografia por MEV: partículas cerâmicas empilhadas na superfície do compósito epóxi-fique.....	152
FIG. 4.38 (a) Micrografia por MEV: aspecto frágil da matriz e trinca na fibra de fique; e (b) espectro de EDS de um dos fragmentos do compósito epóxi-fique.	153
FIG. 4.39 Micrografia por MEV: descolamento das fibras de fique da matriz epóxi. ....	154

FIG. 4.40 Micrografia por MEV: detalhe do fio da trama do tecido envolvido por epóxi.  
..... 155

FIG. 4.41 Profundidade na plastilina causada pelo projétil em função da fração  
volumétrica de reforço de tecido de fique (a) sem e (b) com censura. .. 156



## LISTA DE TABELAS

TAB. 2.1 Níveis de proteção balística.....	29
TAB. 2.2 Propriedades dos materiais cerâmicos e sua influência no desempenho balístico. ....	36
TAB. 2.3 Composição de algumas FNLs.....	44
TAB. 2.4 Propriedades de algumas FNL em comparação com as fibras sintéticas.	49
TAB. 2.5 Características das fibras de fique segundo diversos autores.....	53
TAB. 2.6 Propriedades da resina epóxi. ....	56
TAB. 2.7 Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com FNLs.	56
TAB. 3.1 Análise química da alumina.....	71
TAB. 3.2 Análise química do óxido de nióbio. ....	72
TAB. 3.3 Propriedades do polietilenoglicol - dados do fornecedor. ....	73
TAB. 3.4 Análise química do fluoreto de lítio.....	73
TAB. 3.5 Materiais utilizados na mistura.....	74
TAB. 3.6 Propriedades mecânicas nominais da liga de alumínio utilizada.....	75
TAB. 3.7 Composição química da liga de alumínio 5052 H34, de acordo com o fornecedor. ....	76
TAB. 3.8 Densificação e densidade com a adição de 0,5% em peso de LiF.....	83
TAB. 3.9 Principais vibrações na região do FTIR observadas nos materiais lignocelulósicos. ....	50
TAB. 3.10 Grupos propostos para ensaios balísticos de velocidade residual. ....	94
TAB. 3.11 Grupos propostos para ensaios balísticos de indentação na plastilina....	97
TAB. 3.12 Parâmetros estatísticos utilizados na análise de variância (ANOVA). ...	100
TAB. 4.1 Propriedades das amostras cerâmicas sinterizadas.....	102
TAB. 4.2 Valores médios das velocidades de impacto e residual, e energia absorvida. ....	103
TAB. 4.3 Parâmetros retirados do difratograma e índice de cristalinidade.....	105
TAB. 4.4 Densidade superficial do tecido de fique. ....	106
TAB. 4.5 Massa específica dos compósitos obtidos geometricamente. ....	107
TAB. 4.6 Energia absorvida pelos compósitos epóxicos mediante o impacto Charpy. ....	109
TAB. 4.7 Análise de variância da energia absorvida por impacto Charpy. ....	110

TAB. 4.8 Comparação entre as médias de energia absorvida por impacto Charpy pelo teste de Tukey.....	110
TAB. 4.9 Energia absorvida pelos compósitos epóxicos mediante o impacto Izod.....	111
TAB. 4.10 Análise de variância da energia absorvida por impacto Izod.....	112
TAB. 4.11 Comparação entre as médias de energia absorvida por impacto Izod pelo teste de Tukey.....	113
TAB. 4.12 Resultados para o ensaio de tração de compósitos reforçados com tecido de fique.....	118
TAB. 4.13 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da velocidade limite ( $V_l$ ) para os diferentes materiais. ....	131
TAB. 4.14 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da energia absorvida ( $E_{abs}$ ) para os diferentes materiais. ....	133
TAB. 4.15 Análise de variância dos dados. ....	133
TAB. 4.16 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 15% de fique.....	136
TAB. 4.17 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 15% de fique.....	136
TAB. 4.18 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 30% de fique.....	139
TAB. 4.19 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 30% de fique.....	139
TAB. 4.20 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 40% Fique.....	142
TAB. 4.21 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 40% de fique.....	142
TAB. 4.22 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 50% Fique.....	145

TAB. 4.23	Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 50% de fique. ....	145
TAB. 4.24	Valores da velocidade da onda de choque e dos parâmetros característicos de cada material. ....	147
TAB. 4.25	Valores da densidade, módulo de elasticidade e da onda elástica do compósito epóxi-fique.....	148
TAB. 4.26	resultados dos cálculos do casamento de impedâncias.....	149
TAB. 4.27	Análise de variância das indentações médias nos SBMs.....	156
TAB. 4.28	Valores de indentação e impedância média de choque nas interfaces diferentes SBMs. ....	158
TAB. 4.29	Valores das velocidades médias de impacto e residual, energia absorvida e velocidade limite para cada componente do SBM.....	160
TAB. 4.30	Avaliação do peso e custo dos diferentes SBMs.....	162

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

### ABREVIATURAS

CFNLs	-	Compósitos Reforçados com Fibras Naturais Lignocelulósicas
FNL	-	Fibra Natural Lignocelulósica
SBMs	-	Sistemas de Blindagem Multicamada

### SÍMBOLOS

$Al_2O_3$	-	Alumina
P	-	Densidade após o impacto
$\rho_0$	-	Densidade antes do impacto
$\rho_v$	-	Densidade volumétrica
$\rho_{sup}$	-	Densidade superficial
$V_s$	-	Volume específico
$V_p$	-	Volume da peça
$V_l$	-	Velocidade limite
E	-	Módulo de elasticidade
$E_i$	-	Energia do projétil incidente no alvo
$E_r$	-	Energia residual do projétil absorvida pelo alvo
$\%E_{abs}$	-	Percentual da energia do projétil absorvida pelo alvo
$\beta$	-	Módulo de Weibull
$R^2$	-	Ajuste da curva de Weibull
$\theta$	-	Unidade característica de Weibull
P	-	Pressão após do impacto
$P_0$	-	Pressão antes do impacto
$U_s$	-	Velocidade da onda elástica
$C_0$	-	Velocidade da onda elástica
S	-	Constante da equação de estado do material
$U_p$	-	Velocidade da partícula
$V_i$	-	Velocidade de impacto
$V_r$	-	Velocidade residual
m	-	Massa

$t$	-	Espessura do material
$E_{\text{comp}}$	-	Módulo de elasticidade do compósito
$E_m$	-	Módulo de elasticidade da matriz
$V_m$	-	Fração volumétrica da matriz
$E_f$	-	Módulo de elasticidade da fibra
$V_f$	-	Fração volumétrica da fibra
$\gamma$	-	Índice adiabático

## LISTA DE SIGLAS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	-	American Society for Testing of Materials
CAEx	-	Centro de Avaliações do Exército
CBPF	-	Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
DGEBA	-	Diglicidil Éter de Bisfenol A
DRX	-	Difração de Raio-X
FTIR	-	Infravermelho por Transformada de Fourier
IME	-	Instituto Militar de Engenharia
LNDC	-	Laboratório de Ensaios Não-Destrutivos, Corrosão e Soldagem
MEV	-	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	-	Norma Brasileira
NIJ	-	Nacional Institute of Justice
FNL	-	Fibra Natural Lignocelulósica
PEG	-	Polietileno Glicol
SBM	-	Sistema de Blindagem Multicamada
TETA	-	Trietileno tetramina
TGA	-	Análise Termogravimétrica
UFRJ	-	Universidade Federal do Rio de Janeiro
UHMWPE	-	Polietileno de Ultra Alto Peso Molecular

## RESUMO

A proteção balística contra projéteis de alta energia é mais eficientemente realizada por meio de sistemas de blindagem multicamadas (SBMs). O SBM proporciona uma proteção pessoal leve, efetiva e tem como objetivo absorver a energia cinética do projétil e impedir a penetração de fragmentos. Um SBM típico geralmente é composto por uma camada de material cerâmico, uma camada de tecido de aramida, e por fim uma terceira camada metálica. A função da cerâmica é dissipar energia cinética de impacto através da fragmentação. A segunda camada, por sua vez, tem como principal objetivo conter os fragmentos resultantes do impacto do projétil com a primeira. Por fim, o metal absorve a energia residual através da deformação plástica. O presente estudo propôs a utilização de compósitos reforçados com 15, 30, 40 e 50 vol.% de tecido de fique, em substituição ao tecido de aramida, a fim de comparar o desempenho balístico dos materiais compósitos com a aramida. As blindagens foram submetidas aos ensaios balísticos, seguindo todas as especificações da norma internacional NIJ 0101.04, para munição de calibre 7.62 mm, a uma distância crítica de 15 metros e com alta velocidade de impacto ( $> 800$  m/s). Os resultados mostraram que os compósitos de tecido de fique são uma boa alternativa ao tecido de aramida como camada intermediária nos SBMs. Os compósitos obedeceram ao requisito da norma NIJ-0101.04 de resistir à penetração do projétil e imprimir deformação menor que 44 mm no material de referência (plastilina). Em relação ao compósito com uma camada de tecido, equivalente ao E-15%TF, a adição de uma segunda camada de tecido, E-30%TF, alterou significativamente a integridade do corpo de prova, apresentando uma melhora visível da coesão da camada intermediária após o impacto balístico, e assim sucessivamente quando adicionado a terceira e quarta camada. A principal diferença entre os compósitos E-40%TF e E-50%TF, que obtiveram boa coesão após impacto balístico, é a confiabilidade da blindagem atestada pela análise estatística de Weibull. Deste modo, considera-se o compósito E-50%TF como potencial substituto para a aramida em SBM. Observou-se também a contribuição da camada intermediária no comportamento da blindagem, por meio dos mecanismos de captura de fragmentos cerâmicos depositados na superfície das fibras e matriz, fratura da fibra e matriz, e arrancamento da fibra na interface com a matriz.

## ABSTRACT

Ballistic protection against high energy projectiles is most efficiently accomplished through multilayer armor system (MAS). The MAS provides a lightweight, effective personal protection aiming to absorb the kinetic energy of the projectile and prevent the penetration of fragments. A typical MAS generally consists of a layer of ceramic material, a layer of aramid fabric, and finally a third metal layer. The function of ceramic is to dissipate kinetic energy from impact through fragmentation. The second layer, on the other hand, has as main objective to contain the fragments resulting from the impact of the residual energy through the plastic deformation. The present study proposed the use of 15, 30, 40 and 50% reinforced composites with fique fabric, replacing the aramid fabric, in order to compare the ballistic performance of composite materials with aramid. The armors were subjected to ballistic tests, following all the specifications of international standard NIJ 0101.04, for ammunition of 7,62 mm caliber, at a critical distance of 15 meters and with high impact velocity (>800 m/s). The results showed that the fique fabric composites are a good alternative to the aramid fabric as intermediate layer in the MAS. The composites obeyed the requirement of the NIJ 0101.04 to resist projectile penetration and to imprint deformation smaller than 44 mm in the backing material (clay witness). In relation to the composite with one layer of fique fabric, equivalent to E-15%TF, the addition of a second layer of fabric, E-30%TF, significantly altered the integrity of the specimen, showing a visible improvement of the cohesion of the intermediate layer after ballistic impact, and so on when added to the third and fourth layers. The main difference between the composites E-40%TF and E-50%TF, which obtained good cohesion after ballistic impact, is the reliability of the armor attested by the Weibull statistical analysis. Thus, the E-50%TF composite is considered the contribution of the intermediate layer in the behavior of the armor, through the capture of ceramic fragments deposited on the surface of the fibers and matrix, fracture of the fiber and matrix and pullout of the fiber in the interface with the matrix.



## 1. INTRODUÇÃO

Muitos conflitos recentes envolvem espaço geopolítico valioso, aumento de rivalidades de poder regional e global, maior envolvimento externo em conflitos e a fragmentação e proliferação de grupos armados. As necessidades cada vez maiores de segurança e proteção estão impulsionando a demanda por soluções de blindagem capazes de combater as ameaças presentes e futuras. Entre as maiores demandas observadas está a proteção dos combatentes, resultando na necessidade do aumento da capacidade de proteção balística, aliado à otimização da mobilidade das tropas. Deste modo, a proteção ideal precisa ser alcançada sem comprometer as restrições práticas, como redução de peso e custo.

A blindagem corporal pode ser pesada e restringir o movimento. É essencial que o equilíbrio ideal entre proteção e mobilidade seja mantido. Na prática, isso exige que a blindagem seja relevante para a principal ameaça balística e seja aplicada às áreas mais vulneráveis do corpo. Para soldados e policiais em locais estáticos onde é necessário que eles sejam capazes de retornar o ataque, é essencial que o tórax tenha cobertura ideal. Para uma munição de alta energia, isso exigiria uma grande e pesada placa de cerâmica. Já um soldado de infantaria móvel, como parte de um pelotão móvel, não pode carregar tal placa e manter a agilidade e a mobilidade. Assim, a blindagem deve ser projetada para salvar a vida, sendo a cobertura corporal uma questão ditada por questões clínicas, além dos aspectos ergonômicos (COOPER & GOTTS, 2011).

O decreto brasileiro nº 3665 da Presidência da República (2000) dispõe sobre a fiscalização de produtos controlados, e define blindagem balística como “Artefato projetado para servir de anteparo a um corpo de modo a deter o movimento ou modificar a trajetória de um projétil contra ele disparado, protegendo-o, impedindo o projétil de produzir seu efeito desejado”.

Em um teste balístico existe a metodologia da indentação característica (do inglês *backface signature*), onde o padrão NIJ-0101.04 (2000) para proteção pessoal exige que um projétil a ser parado e a profundidade de penetração da depressão (recuo) em uma testemunha de uma massa de modelar à base de óleo, do tipo Roma Plastilina,

não exceda 1,73 pol., aproximadamente 44 mm. Penetrações mais profundas estão associadas a traumas letais infligidos ao usuário. Portanto, quanto menor o recuo, melhor deve ser o desempenho balístico da blindagem (MONTEIRO, et al., 2016c).

Os materiais usados na blindagem pessoal dependem da ameaça a ser derrotada e da parte do corpo a ser protegida. Para o tronco, são comumente utilizadas múltiplas camadas de tecidos, unidirecionais ou feltrados, produzidos a partir de fibras de alta resistência à tração. As fibras mais comuns são nylon balístico, para-aramidas (Kevlar® ou Twaron®), polietilenos de ultra-alto peso molecular (Dyneema® e Spectra®) e polifenileno-2,6-benzobisoxazol (Zylon®). Os materiais também podem ser encapsulados dentro de uma matriz de resina e prensados em uma estrutura composta rígida (COOPER & GOTTS, 2011). Materiais compósitos são projetado para resistir aos mais variados tipos de solicitações. Os compósitos usados para proteção de munições de alta energia são geralmente combinados com uma face de material cerâmico, particularmente se o projétil de ameaça contiver um núcleo de aço, em vez de apenas chumbo.

No século passado, a prioridade foi dada às fibras sintéticas fabricadas usando métodos intensivos em energia. Hoje, há uma forte ideia de que as fontes de energia mais comuns, como petróleo, carvão e gás natural, são altamente responsáveis por mudanças climáticas preocupantes. A possibilidade de substituir os materiais tradicionais de uso intensivo de energia por materiais naturais está, portanto, ganhando atenção (MONTEIRO et al., 2009). Dentre as várias soluções em reforços destacam-se o emprego das fibras naturais, devido às características como: biodegradabilidade, elevada resistência e módulo específico, baixo custo, baixa densidade, não abrasivas, atóxicas, abundância e fontes renováveis, além de ser facilmente modificadas por agentes químicos (VIEIRA, 2013).

A fibra natural lignocelulósica de fique vem sendo extensivamente investigada recentemente, bem como melhorias moderadas nas suas propriedades mecânicas quando empregadas como reforço em compósitos poliméricos (DELVASTO, PERDOMO e GUIÉRREZ, 2010; MINA-HERNANDEZ, 2012; MUÑOZ-VELEZ, HIDALGO-SALAZAR e MINA-HERNANDEZ, 2014; ALTOÉ, 2016; PEREIRA, 2017). As aplicações desses compósitos se estendem a produção de laminados para construção (DELVASTO, PERDOMO e GUIÉRREZ, 2010).

Neste estudo, outra valiosa alternativa de aplicação de fibra de fique é demonstrada. Tecido de fique foi incorporado em compósito epóxi para aplicação em blindagem balística.

Placas de epóxi reforçadas com aproximadamente 15, 30, 40 e 50% em volume de tecido de fique foram usadas como segunda camada em blindagens multicamadas e foram submetidas a testes balísticos contra munição de 7,62 mm. Os resultados da profundidade de indentação, foram analisados usando a estatística Weibull, e comparados aos resultados com outros materiais de aplicação convencional como segunda camada em blindagens semelhantes.

Também foram realizados teste de velocidade residual para avaliar a energia absorvida pela segunda camada, de forma monolítica, assim como, ensaios mecânicos, dinâmicos e térmicos para a caracterização da influência das diferentes frações volumétricas do tecido de fique como reforço em compósitos.

## 1.1. JUSTIFICATIVA

O presente trabalho propõe a investigação de tecido de fique como reforço em compósitos poliméricos, e motivar a substituição dos tecidos de fibra sintética convencionalmente utilizadas, as quais possuem vida útil limitada (5 anos) e são importadas (culminando em elevado custo) por estes compósitos reforçados fibras naturais lignocelulósicas (FNL) na camada intermediária.

Tendo em vista as características tecnológicas, os estudos direcionados para o desenvolvimento de novos materiais que possam ser utilizados em sistemas de blindagem multicamada são essenciais para o Exército Brasileiro. Por este motivo, o departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais do Instituto de Engenharia (IME) já realiza pesquisas na área de blindagem balística há mais de trinta anos.

No contexto econômico, as fibras naturais lignocelulósicas possuem menor custo, alta disponibilidade, e geralmente, são mais leves quando comparadas às fibras sintéticas utilizadas atualmente em blindagem balística, tais como a aramida e o polietileno de ultra alto peso molecular. Portanto, os compósitos poliméricos

reforçados com fibras naturais lignocelulósicas apresentam menores densidades, menor custo e apelo ambiental relevante.

No cenário científico, justifica-se este trabalho pela caracterização de um novo material com aplicação em blindagem que possua um adequado desempenho balístico, integrando-se, dessa forma, ao banco de dados gerados para fibras naturais com aplicação em defesa militar. Além do entendimento das propriedades mecânica, dinâmica e térmica dos materiais compósitos produzidos.

## 1.2. OBJETIVO DO ESTUDO

### 1.2.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é desenvolver um sistema de blindagem pessoal com novos materiais envolvendo tecido de fique, avaliar seus comportamentos balísticos de sistemas de blindagem multicamada de tal modo que possam ser utilizados para uso em coletes balísticos, fornecendo assim uma possibilidade de substituição da utilização de materiais nocivos ao meio ambiente, como é o caso do tecido de aramida, de uso convencional em blindagem balística.

### 1.2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- 1) Verificar se a eficiência balística das placas compósitas de epóxi-tecido de fique utilizadas como camada intermediária nos sistemas de blindagem multicamadas, atendem as especificações da norma internacional NIJ 0101.04 (2000);
- 2) Verificar os mecanismos de absorção dos compósitos após os ensaios balísticos e nos ensaios mecânicos;
- 3) Caracterizar os compósitos através de ensaios mecânicos, dinâmicos e térmicos, além de avaliar a influência das frações volumétricas;

- 4) Comparar o desempenho individual dos compósitos de epóxi reforçados com tecido de fique e aramida através da velocidade limite ( $V_L$ ) e energia absorvida ( $E_{abs}$ );
- 5) Comparar o desempenho balístico dos compósitos de epóxi-fique com outros compósitos utilizados como camada intermediária SBMs: epóxi-juta (Luz, Junior, Louro, & Monteiro, 2015); poliéster-juta (Monteiro, Pereira, Ferreira, Júnior, Weber, & Assis, 2018); epóxi-malva (Nascimento L. F., et al., 2017c), e verificar qual foi a composição que resultou na maior eficiência balística;
- 6) Associar o desempenho com a impedância dos materiais testados como camada intermediária;
- 7) Comparar o peso e o custo total de uma blindagem multicamada, utilizando o compósito epóxi-fique ou tecido de aramida, como camada intermediária.

## 2. REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 BLINDAGEM BALÍSTICA

A definição de blindagem balística segundo a norma internacional NIJ Standard-0101.04 (2000) é “item ou equipamento que promove proteção contra ameaças balísticas específicas dentro de sua área coberta”, em conformidade à norma brasileira ABNT NBR 15000 (2005) que descreve como “anteparo para oferecer resistência à penetração de projéteis provenientes de armas de fogo”.

As especificações de desempenho de produtos utilizados em blindagem pessoal, em especial coletes para proteção do torso, pelo Exército e Forças Auxiliares, seguem padrões estabelecidos pelo Instituto Nacional de Justiça dos Estados Unidos (NIJ STANDARD - 0101.04, 2000), e no Brasil pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT NBR 15000, 2005). A TAB. 2.1 mostra as condições de teste para a avaliação do nível de proteção da blindagem quanto ao impacto, em função do calibre, da massa e da velocidade que o projétil deve alcançar.

TAB. 2.1 Níveis de proteção balística.

Nível	Calibre	Massa (g)	Velocidade (m/s)
	9mm FMJ	8,0±0,1	332±12
II-A	.357 Magnum JSP	10,2±0,1	381±12
	9mm FMJ	8,0±0,1	358±15
II	.357 Magnum JSP	10,2±0,1	425±15
	9mm FMJ	8,0±0,1	426±15
III-A	.44 Magnum SWC GC	15,6±0,1	426±15
III	7.62x51 FMJ	9,7±0,1	838±15
IV	.30 – 06 AP	10,8±0,1	868±15

Fonte: Adaptado de ABNT NBR 15000, 2005

Um colete de blindagem portátil para proteção corporal deve ser um sistema de vestuário leve e de baixo custo com resistência ao impacto balístico. Os padrões NIJ especificam que a blindagem corporal deve parar um projétil e evitar a sua penetração em um material de referência (*backing material*) apoiando a blindagem até uma profundidade não superior a 44 mm.

Além dessa profundidade, a penetração pode potencialmente causar sérios traumatismos bruscos ao portador de blindagens humanas. Blindagens contra munições relativamente pesadas, como a munição de calibre de 7,62 x 51 mm, exigem sistemas de blindagem multicamadas (SBMs) que combinam materiais relativamente mais leves. O SBM visa não apenas absorver a energia de impacto do projétil, mas também impedir a penetração de fragmentos tanto do projétil quanto, principalmente, da cerâmica frontal (ROHEN, MARGEM, MONTEIRO, VIEIRA, ARAUJO, & LIMA, 2015). Na FIG. 2.1 é mostrado o material de referência assim como o sistema de blindagem, antes e após o impacto do projétil.

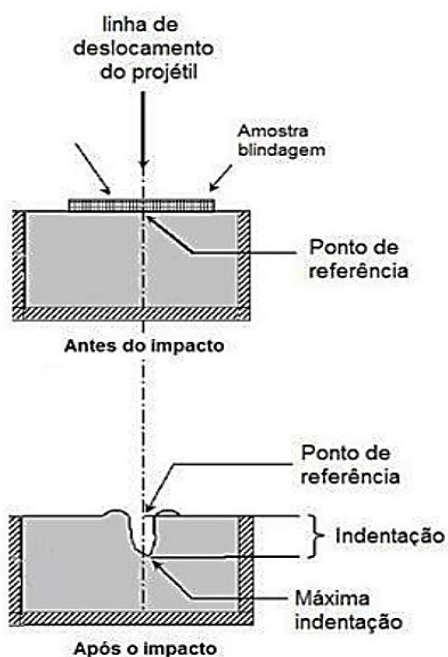


FIG. 2.1 Trauma produzido pelo projétil avaliado pela deformação no bloco de plastilina. (Fonte: Adaptado de NIJ-0101.06, 2008)

Uma outra forma de avaliar sistemas de blindagem balística é baseada em método probabilístico/estatístico. Esse método se apoia na probabilidade de ocorrência ou não da perfuração do alvo, objetivando determinar a velocidade limite ( $V_L$ ) abaixo da qual o projétil é barrado, e acima da qual a blindagem é perfurada. Em síntese, o critério adotado é a velocidade em que ocorre a perfuração a uma probabilidade pré-fixada. Para isso, é utilizado um grande número de série de impacto.

É possível estimar  $V_L$  através de  $V_{50}$ , que é a velocidade em que a probabilidade do projétil perfurar a blindagem é de 50%. A curva típica da probabilidade de perfuração em função da velocidade de impacto é apresentada na FIG. 2.2.

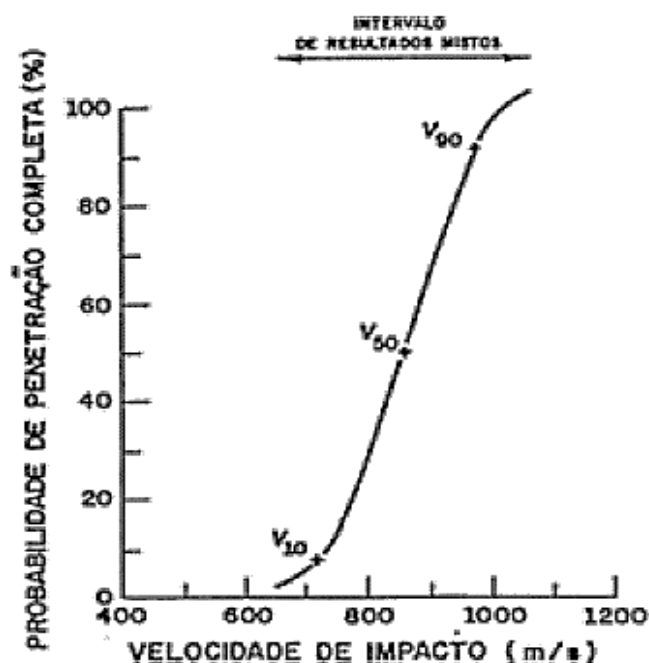


FIG. 2.2 Curva da probabilidade de perfuração.

Há casos em que o cálculo do  $V_{50}$  se torna impraticável, este é caso da munição 7,62 mm, pois mesmo após ajuste da massa do propelente, para certos tipos de blindagem o disparo é efetuado a uma velocidade relativamente alta para o cálculo de  $V_{50}$ , sendo necessário a aplicação de princípios físicos para obtenção do valor limite balístico.

Por estes motivos, e com base nos conceitos de conservação de energia, a energia cinética dissipada pelo projétil durante a penetração na blindagem é igual à



energia total absorvida pelo alvo, tornando possível o cálculo da velocidade limite do projétil ( $V_L$ ).

MORYE, HINE, *et al.* (2000) utilizaram um modelo para estimar  $V_L$  com base na energia cinética absorvida pela blindagem ( $E_{ABS}$ ), que pode ser obtida pela EQ. 2.1.

$$E_{ABS} = \frac{1}{2}m(V_I^2 - V_R^2) \quad \text{EQ. 2.1}$$

Onde a energia absorvida ( $E_{ABS}$ ) está em função da massa do projétil ( $m$ ) e da diferença entre a velocidade de impacto ( $V_I$ ) e a velocidade residual ( $V_R$ ). Para estimar  $V_L$  considera-se que  $V_R=0$ , visto que o projétil fica retido na blindagem e não possui velocidade residual. Assim, se o sistema de blindagem absorver totalmente a energia cinética do projétil, o limite balístico pode ser estimado pela EQ. 2.2.

$$V_L = \sqrt{\frac{2E_{ABS}}{m}} \quad \text{EQ. 2.2}$$

## 2.2 SISTEMAS DE BLINDAGEM MULTICAMADA

Em estudos recentes para ensaio balístico nível III (projétil com velocidade acima de 800 m/s), nenhum material apresentou, isoladamente, as propriedades necessárias para suportar as tensões mecânicas provenientes do impacto balístico, exceto em grandes espessuras (MONTEIRO, *et al.*, 2014; SILVA, STAINER, AL-QURESHI, & HOTZA, 2014; ASSIS, 2016; BRAGA, 2015).

Uma solução é a fabricação de sistemas de blindagem multicamadas, os quais combinam as propriedades de diferentes materiais. Esses sistemas geralmente são compostos por duas ou três camadas, comumente a primeira camada é composta de material cerâmico, seguida de uma camada de material polimérico ou compósito e outra de material metálico. Atualmente, quando se deseja projetar um SBM é importante não só ter o conhecimento individual de cada componente da blindagem, como também compreender o efeito sinérgico do sistema, visando extrair o máximo das propriedades de cada material (SILVA, STAINER, AL-QURESHI, & HOTZA, 2014;

ASSIS, 2016; BRAGA, 2015; NASCIMENTO, 2017). A FIG. 2.3 ilustra os estágios do impacto balístico em um SBM.

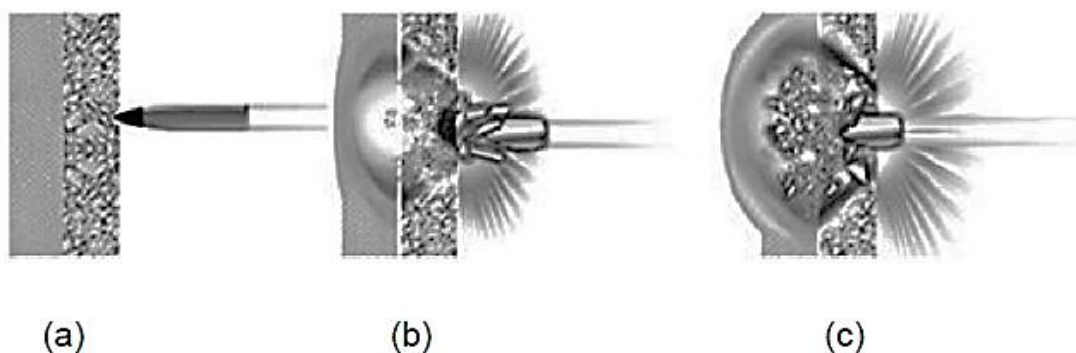


FIG. 2.3 Ilustração do mecanismo de absorção do impacto balístico realizado pela blindagem multicamada (a) antes, (b) durante e (c) após o impacto balístico.

Fonte: Adaptado de SILVA, STAINER, *et al.*, 2014

Portanto, cada camada da blindagem apresenta diferentes funções e requerem materiais com propriedades adequadas. Neste trabalho optou-se pela seguinte configuração: camada externa de alumina dopada com nióbia e com adição de fluoreto de lítio; camada intermediária de compósito de epóxi reforçado com tecido de fibra de fique; e uma camada final de alumínio 5052 H34. O presente trabalho objetivou avaliar a eficiência de SBMs classificados como nível III (calibre 7,62 x 51 mm), de acordo com a TAB. 2.1.

Os SBMs propostos foram compostos por uma placa cerâmica, com densidade em torno de  $3,757 \text{ g/cm}^3$  (SANTOS, *et al.*, 2018), seguida por um compósito epóxi-tecido de fique, e por fim uma placa de alumínio com densidade de  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , conforme o esquema da FIG. 2.4.

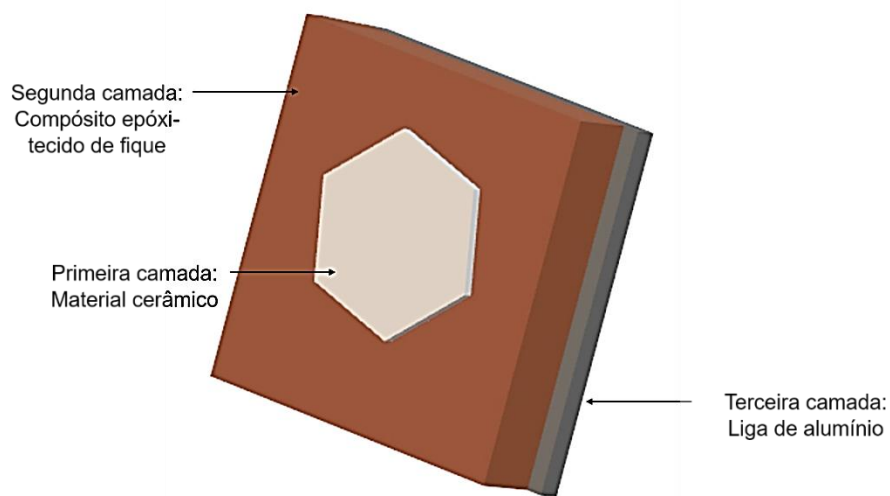


FIG. 2.4 Esquema de uma blindagem multicamadas.

## 2.3 CAMADA FRONTAL: MATERIAL CERÂMICO

### 2.3.1 CONCEITOS GERAIS

Os materiais cerâmicos são compostos inorgânicos formados por elementos metálicos e não metálicos, estruturados por ligações interatômicas ou são totalmente iônicas ou são predominantemente iônicas, mas com alguma natureza covalente. Algumas peças cerâmicas são conformadas a partir de pós e devem ser processadas em altas temperaturas para obtenção de uma estrutura densa e resistente. Elas são rígidas e resistentes à compressão, duras, frágeis e pouco resistentes ao impacto (CALLISTER Jr & RETHWISCH, 2012).

Os produtos cerâmicos podem ser classificados em diversas categorias tais como: argilosos ou cerâmica vermelha, cerâmica branca, refratários, vidros, cimentos e cerâmicos avançados. As blindagens balísticas são inseridas no grupo de cerâmicas avançadas conforme a ilustração presente na FIG. 2.5.

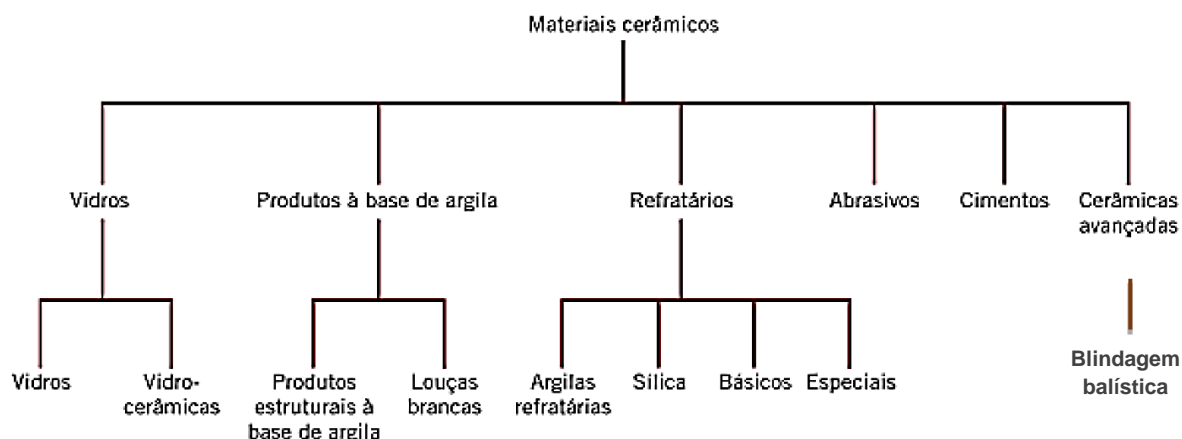


FIG. 2.5 Classificação dos materiais cerâmicos com base em sua aplicação.

Fonte: Adaptado de CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012

Materiais cerâmicos normalmente formam a primeira camada dos SBMs e são aqueles que recebem o impacto inicial do projétil, possuem a função de desgastar a ponta do projétil dissipando grande parte da energia cinética, fragmentando sua massa e melhorando a distribuição da pressão do impacto sobre a segunda camada (SILVA, STAINER, AL-QURESHI, & HOTZA, 2014).

Uma blindagem cerâmica se constitui de um revestimento rígido capaz de resistir aos enormes esforços provenientes de um evento balístico. Alguns materiais cerâmicos têm sido considerados para aplicações de blindagem devido a sua baixa densidade, alta resistência à compressão e dureza, sendo os principais utilizados em proteção balística o óxido de alumínio ou alumina ( $Al_2O_3$ ), o carbeto de silício (SiC), o carbeto de boro ( $B_4C$ ), bem como alguns nitretos e boretos (SILVA, STAINER, AL-QURESHI, & HOTZA, 2014). A TAB. 2.2 relaciona as propriedades dos materiais cerâmicos com os efeitos no seu desempenho balístico.

Nos SBMs o componente cerâmico é responsável pela absorção de um percentual significativo, na ordem de 55%, da energia cinética do projétil (MONTEIRO, LIMA JR, LOURO, DA SILVA, & DRELICH, 2014).

TAB. 2.2 Propriedades dos materiais cerâmicos e sua influência no desempenho balístico.

<b>Propriedades do material</b>	<b>Efeito no desempenho balístico</b>
Densidade	Peso do sistema de proteção
Dureza	Dano ao projétil
Módulo de elasticidade	Propagação das ondas de tensão
Resistência mecânica	Resistência a múltiplos impactos
Tenacidade à fratura	Resistência a múltiplos impactos, durabilidade em campo
Modo da fratura (inter ou transgranular)	Absorção de energia

Fonte: Adaptado de SILVA, STAINER, *et al.*, 2014

### 2.3.2 ALUMINA ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) ADITIVADA COM NIÓBIA ( $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ) E FLUORETO DE LÍTIO (LiF)

A alumina é um material estrutural de engenharia largamente utilizado com a melhor relação custo/benefício das cerâmicas avançadas (SILVA, STAINER, AL-QURESHI, & HOTZA, 2014). A sinterização da alumina em presença de fase líquida resulta em maior densificação a temperaturas mais baixas, podendo contribuir para uma microestrutura final com grãos menores (CHAGAS, 2014). A fragmentação da alumina é muito sensível a diversos fatores, tais como: pressão, estado de tensão, duração do impulso, parâmetros da microestrutura, tamanho de grão e nível de pureza (MILANEZI, 2015).

A microestrutura da alumina pode ser melhor controlada pelo uso de aditivos em pequenas concentrações, tais como a nióbia, que como comprovado em estudos anteriores colaborou para reduzir a temperatura de sinterização de forma apreciável, obtendo-se um material com propriedades mecânicas que atendem às aplicações de blindagem balística (CHAGAS, 2014). Como aditivo de sinterização, o óxido de nióbio ou nióbia, ao ser utilizada, introduz “íons aliovalentes” (íons com valência diferente) que influenciam o processo de sinterização de forma benéfica, pois proporciona

melhores condições para a ocorrência da difusão e incrementa a concentração dos defeitos nesse óxido (TRINDADE, 2012).

Deste modo, altera a processabilidade da alumina bem como o seu mecanismo de fratura, passando de transgranular para intergranular, devido à formação de precipitados de  $AlNbO_4$  nos contornos de grãos (GOMES, 2004). A presença da nióbia aumenta a absorção de energia durante o impacto, a dureza do corpo cerâmico, contribuindo para erodir a ponta do projétil de forma mais eficiente (LOURO, GOMES, & COSTA, 2001). O fluoreto de lítio (LiF), devido à sua temperatura de fusão, relativamente baixa, da ordem de  $845^{\circ}C$ , também pode ser utilizado como aditivo de sinterização por formar uma fase líquida (SANTOS, 2016).

### 2.3.3 PROCESSAMENTO CERÂMICO

O processo de produção da alumina é bastante conhecido e controlado, no entanto, diversos estudos foram desenvolvidos para aperfeiçoar suas propriedades mecânicas e reduzir seu custo, com a finalidade em aplicações militares (GOMES, 2004; NASCIMENTO, 2017). O processamento cerâmico (FIG. 2.6) compreende a uma série de etapas necessárias para a obtenção de um determinado produto com propriedades específicas e características desejadas.



FIG. 2.6 Etapas básicas do processamento cerâmico.

Fonte: Adaptado de NASCIMENTO, 2017

## 2.4 CAMADA INTERMEDIÁRIA: MATERIAL COMPÓSITO

### 2.4.1 CONCEITOS GERAIS

Compósito significa "consenso de duas ou mais partes distintas", assim, um material com dois ou mais materiais ou fases constituintes distintos podem ser considerados um material compósito. No entanto, reconhecemos materiais como compósitos apenas quando as fases constituintes têm propriedades físicas significativamente diferentes e, portanto, as propriedades compostas são visivelmente diferentes das propriedades constituintes.

A classificação de certos materiais como compósitos geralmente é baseada em casos em que mudanças significativas na propriedade ocorrem como resultado da combinação de constituintes, e essas mudanças de propriedade geralmente foram mais óbvias quando volume da fração é maior que 10% e a propriedade de um

constituente é muito maior (aproximadamente 5 vezes) que do outro (AGARWAL, BROUIMAN, & CHANDRASHEKHARA, 2015).

A segunda camada do SBMs é geralmente formada por um painel laminado de compósito ou por camadas de tecido de alto desempenho balístico, ambos mais leves que o material cerâmico. Esta camada tem a finalidade de absorver mais uma parcela da energia proveniente do impacto balístico, capturando os fragmentos do projétil e da cerâmica fraturada (WANG, KANESALINGAM, NAYAK, & PADHYE, 2014).

Diversos materiais foram considerados para estudos como possível aplicação nesta camada intermediária, incluindo fibras de vidro (NUNES, PACIORNIK, & D'ALMEIDA, 2004), carbono (ULVEN, VAIDYA, & HOSUR, 2003), aramida (MONTEIRO, LIMA JR, LOURO, DA SILVA, & DRELICH, 2014), polietileno (ALVES, NASCIMENTO, & SUAREZ, 2004), e mais recentemente, fibras naturais lignocelulósicas, como bambu (CRUZ, JUNIOR, MONTEIRO, & LOURO, 2015), curauá (MONTEIRO, et al., 2015; MONTEIRO, BRAGA, LIMA, LOURO, & DRELICH, 2016; BRAGA, BOLZAN, JR., & MONTEIRO, 2017a), juta (LUZ, JUNIOR, LOURO, & MONTEIRO, 2015; MONTEIRO, PEREIRA, FERREIRA, JÚNIOR, WEBER, & ASSIS, 2018), rami (Monteiro, et al., 2016), sisal (ROHEN, MARGEM, MONTEIRO, VIEIRA, ARAUJO, & LIMA, 2015), bagaço de cana-de-açúcar (MONTEIRO, CANDIDO, BRAGA, BOLZAN, WEBER, & DRELICH, 2016), malva (NASCIMENTO L. F., LOURO, MONTEIRO, GOMES, JÚNIOR, & MARÇAL, 2017b; NASCIMENTO, HOLANDA, LOURO, MONTEIRO, GOMES, & JR., 2017a).

#### 2.4.2 ASPECTOS GERAIS DE COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS

Fibras vegetais vêm sendo utilizadas por diferentes civilizações e nas mais diversas aplicações. Uma grande quantidade de artefatos é manufaturada e comercializada no mundo há centenas de anos, como bolsas, pincéis, mantas, cestos, cordas, redes, dentre outros. Atualmente, as fibras vegetais começaram a ser investigadas e aplicadas como reforço em materiais compósitos poliméricos, entre eles compósitos de matriz termorrígida (ZAH, HISCHIER, LEÃO, & BRAUN, 2007).



De acordo com o princípio de ação combinada, melhores combinações de propriedades são amoldadas pela moderada combinação de dois ou mais materiais distintos. Muitos compósitos foram criados para melhorar combinações de características mecânicas tais como rigidez, tenacidade e resistências mecânicas à temperatura ambiente e à alta temperatura. São compostos de duas fases, uma é denominada matriz, que é contínua e circunda a outra fase, fase dispersa (CALLISTER Jr & RETHWISCH, 2012).

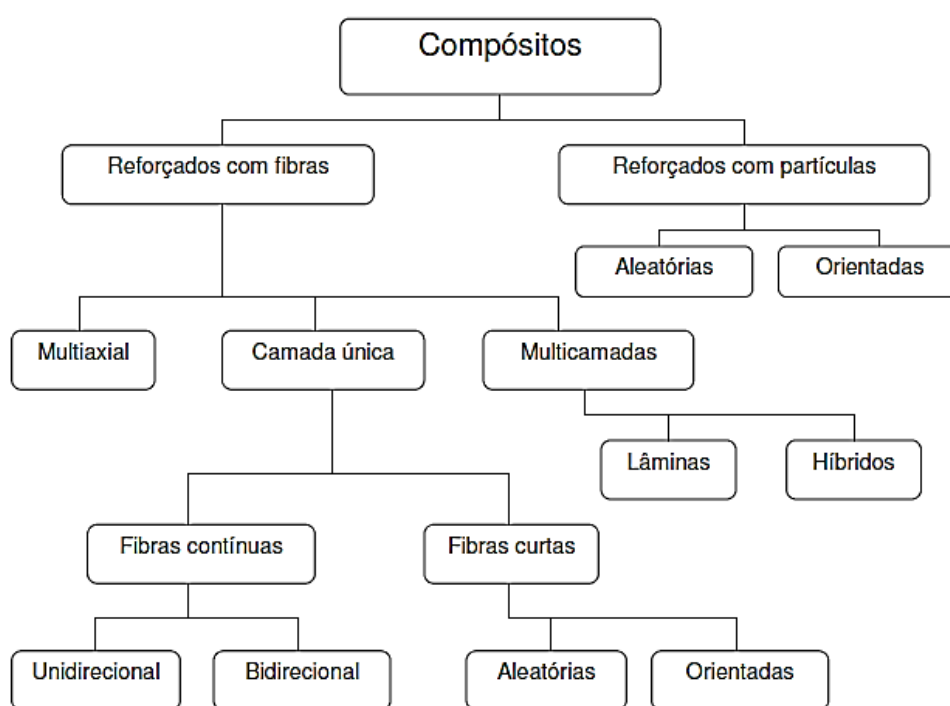


FIG. 2.7 Classificação dos compósitos.

Fonte: Adaptado de NETO & PARDINI, 2006

Conforme a FIG. 2.7, os compósitos podem ser classificados conforme a forma e orientação do reforço na matriz. Fibras contínuas estão normalmente alinhadas, enquanto que fibras descontínuas podem ser alinhadas, aleatoriamente orientadas ou parcialmente orientadas. Melhores propriedades globais de compósitos são obtidas quando a distribuição da fibra é uniforme. As propriedades de um compósito tendo suas fibras alinhadas são altamente anisotrópicas, isto é, dependem da direção na qual

elas são medidas. Tecnicamente, os compósitos mais importantes são aqueles nos quais a fase dispersa está em forma de fibra. Os objetivos de compósitos reforçados com fibra incluem alta resistência e rigidez em relação ao peso, expressas em termos dos parâmetros resistência mecânica específica e módulo específico. As características mecânicas de um compósito reforçado com fibra dependem das propriedades da fibra, e também do grau no qual uma carga aplicada é transmitida às fibras pela matriz. A magnitude da ligação interfacial entre as fases fibra e matriz é importante para a extensão desta transmitância de carga, esta ligação fibra-matriz cessa nas pontas das fibras, de modo que não existe nenhuma transmissão de carga a partir da matriz na extremidade de cada fibra. (CALLISTER Jr & RETHWISCH, 2012).

A matriz pode ser metálica, cerâmica ou ainda polimérica, como por exemplo, uma matriz epoxídica conforme utilizada no presente estudo. As propriedades obtidas nestes compósitos são funções das seguintes variáveis (NASCIMENTO, 2017):

- a) Propriedades das fases constituintes;
- b) Quantidades relativas;
- c) Geometria da fase dispersa (forma, tamanho, distribuição e orientação).

Ao se estudar compósitos é possível se estipular, dentro de determinadas condições, as propriedades a partir da regra das misturas (EQ. 2.3). A regra considera que determinada propriedade do material é dado pela média ponderada das propriedades das fases presentes.

$$E_{comp.} = E_m \cdot V_m + E_f \cdot V_f \quad \text{EQ. 2.3}$$

Sendo:

$E_{comp}$ : Módulo de elasticidade do compósito;

$E_m$ : Módulo de elasticidade da matriz;

$V_m$ : Fração volumétrica da matriz;

$E_f$ : Módulo de elasticidade da fibra;

$V_f$ : Fração volumétrica da fibra.

Geralmente ocorrem desvios a essa regra, visto que ela leva em conta condições ideais, como a perfeita adesão na interface fibra-matriz, a dispersão das fibras e a estabilidade térmica (SIMONASSI, 2017).

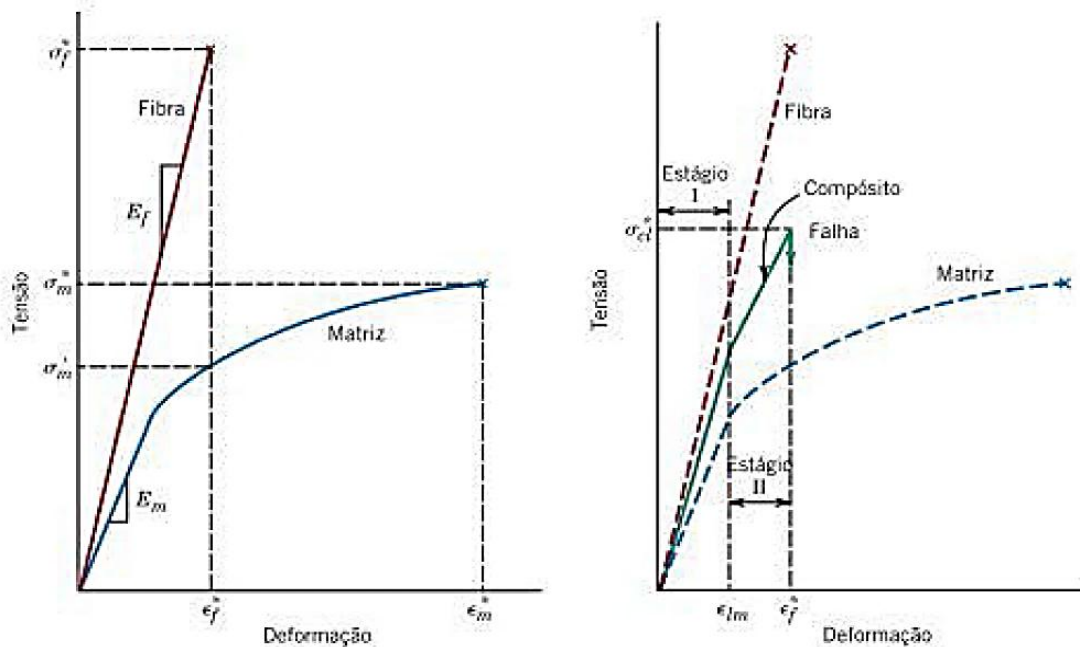


FIG. 2.8 Curvas tensão-deformação para uma fibra frágil e matriz dúctil (à esq.) e para um compósito reforçado com fibras alinhadas exposto a uma tensão uniaxial aplicada na direção do alinhamento (à dir.). Fonte: Adaptado de CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012

A fase matriz tem papel fundamental no desempenho do compósito, suas funções são ligar as fibras entre si e agir como o meio pelo qual uma tensão externamente aplicada é transmitida e distribuída às fibras, ressalta-se que apenas uma pequena proporção é suportada pela fase matriz; assim como, proteger as fibras individuais em relação aos danos superficiais como um resultado da abrasão mecânica ou reações químicas com o ambiente. O material da matriz deve ser dúctil e o módulo elástico da fibra deve ser muito maior do que da matriz, como observado na FIG. 2.8 (CALLISTER Jr & RETHWISCH, 2012).

### 2.4.3 FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS (FNLs)

É notável o interesse que as fibras naturais têm despertado na indústria, mesmo após décadas de desenvolvimento tecnológico relacionado com as fibras artificiais, como carbono, aramida e vidro (MOHANTY, MISRA, & DRZAL, 2002). As fibras naturais, principalmente as lignocelulósicas obtidas a partir de vegetais, constituem importantes exemplos de materiais renováveis e biodegradáveis (MONTEIRO S. N., LOPES, BARBOSA, BEVITORI, DA SILVA, & DA COSTA, 2011), e são classificadas com base em sua origem, podendo ser animal, mineral ou vegetal (FIG. 2.9) (BLEDZKI & GASSAN, 1999). Todas as fibras vegetais possuem celulose, as de origem animal, por sua vez são compostas por proteínas (JOHN & THOMAS, 2008).

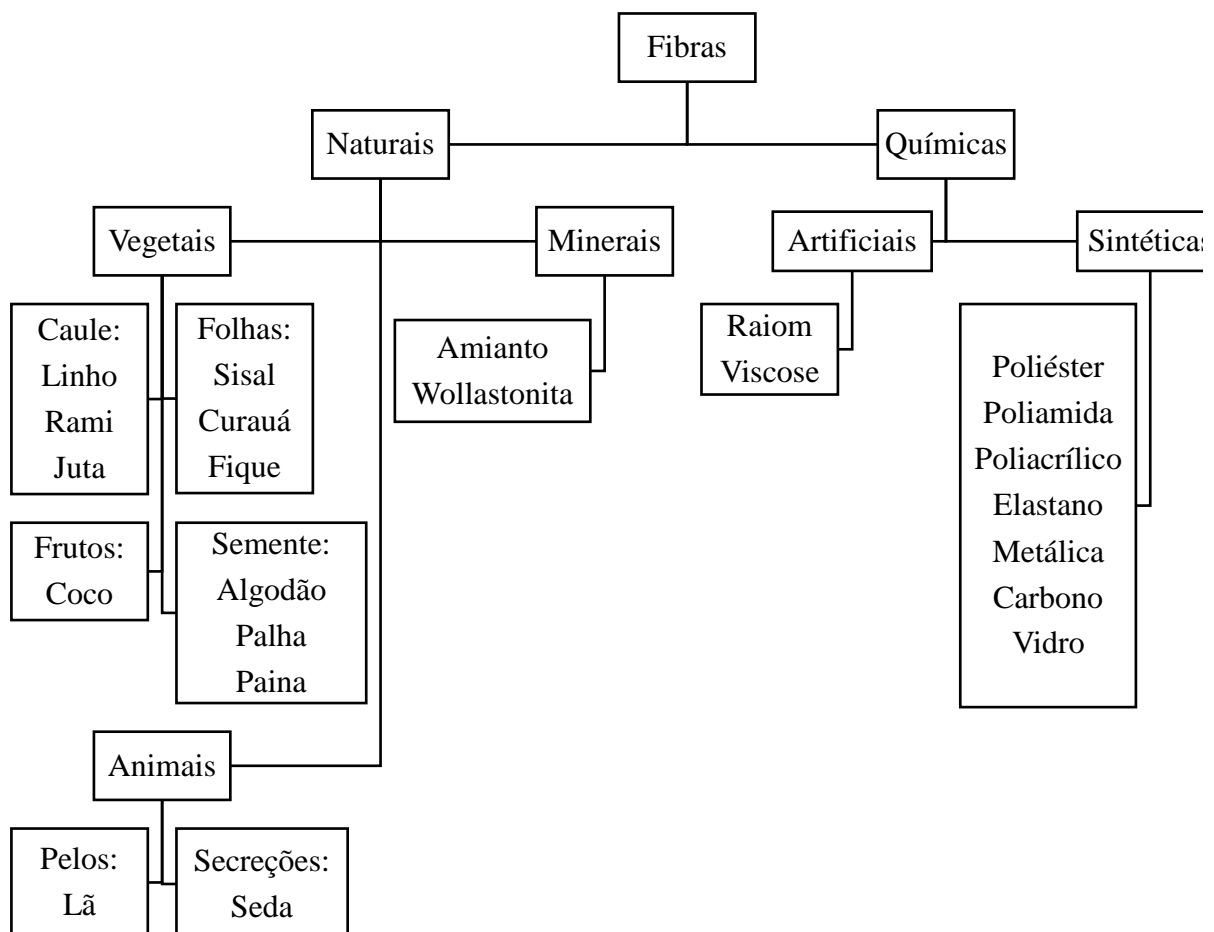


FIG. 2.9 Classificação das fibras.

Fonte: Adaptado de (VIEIRA, 2013)

As FNLs exibem uma superfície complexa com detalhes morfológicos que variam dependendo do tipo da fibra (MONTEIRO S. N., LOPES, FERREIRA, & NASCIMENTO, 2009). Sua composição é basicamente: celulose, lignina, hemicelulose, pectinas e ceras. Elas podem ser consideradas um compósito, onde fibrilas de celulose ficam aderidas em uma matriz composta por lignina e hemicelulose (JOHN & THOMAS, 2008). A TAB. 2.3 relaciona algumas FNLs com base em suas composições químicas.

TAB. 2.3 Composição de algumas FNLs.

<b>FNL</b>	<b>Celulose (%)</b>	<b>Hemicelulose (%)</b>	<b>Lignina (%)</b>	<b>Ceras (%)</b>
Bambu	26-43	30	21-31	-
Banana	56-63	20-25	7-9	3
Coco	47,53	27,38	31,52	-
Curauá	61,94	3,04	6,50	-
Cânhamo	68	15	10	0,8
Juta	61-71	14-20	12-13	0,5
Linho	71	18,6-20,6	2,2	1,5
Rami	68,6-76,2	13-16	0,6-0,7	0,3
Sisal	65	12	9,9	-
Kenaf	72	20,3	9	-
Fique	61,28	11,65	4,46	-

Fonte: Adaptado de FARUK, BLEDZKI, *et al.*, 2012; PIRES, 2009.

A celulose é o material mais abundante na terra, composta de carbono, hidrogênio e oxigênio, e sua quantidade pode variar dependendo do tipo e idade da fibra (ARAÚJO, WALDMAN e PAOLI, 2008; MOHANTY, MISRA e DRZAL, 2002). A unidade repetida de celulose, conhecida como celobiose (FIG. 2.10), é composta por duas moléculas de glicose eterificadas por ligações  $\beta$ -1-4-glicosídicas. Contém seis grupos hidroxila que estabelecem interações do tipo ligações de hidrogênio intra e intermolecular, devido a essas ligações de hidrogênio há uma forte tendência de a

celulose formar cristais que a tornam completamente insolúveis em água e a maioria dos solventes orgânicos (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

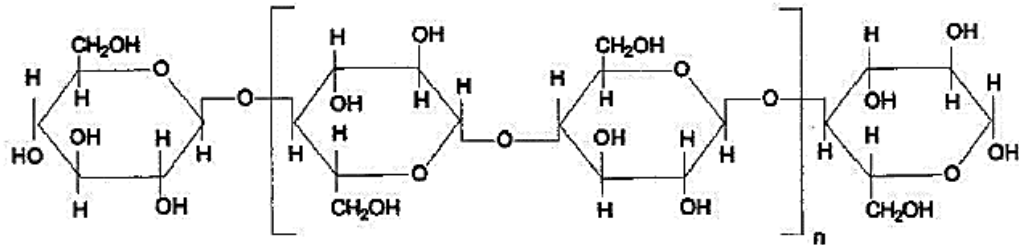


FIG. 2.10 Estrutura química da celulose.

Fonte: Adaptado de MOHANTY, MISRA e DRZAL, 2002

A estrutura química da celulose é a mesma, independentemente do tipo de FNL, mas o grau de polimerização varia, e está diretamente relacionado com as propriedades mecânicas das fibras (MOHANTY, MISRA, & DRZAL, 2002).

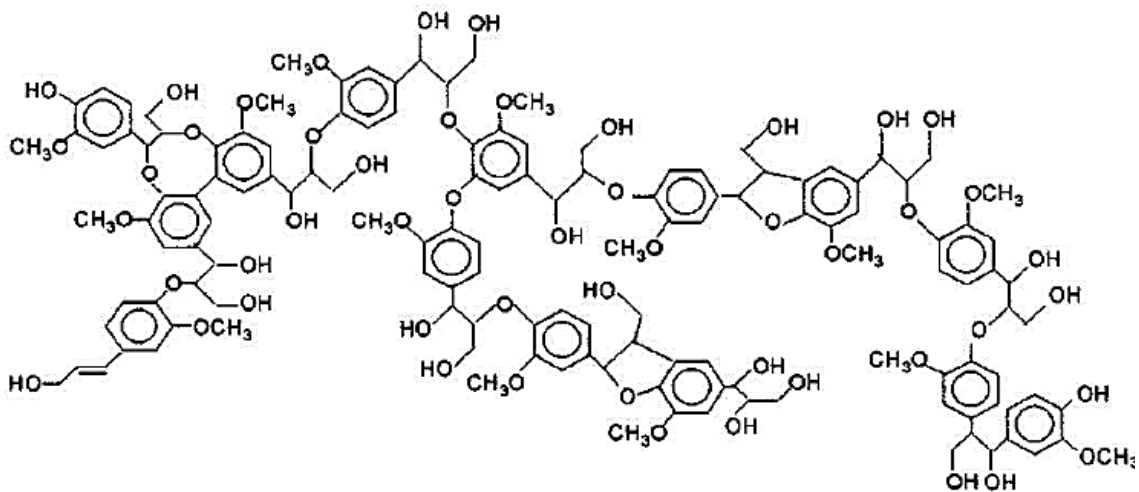


FIG. 2.11 Estrutura química da lignina.

Fonte: Adaptado de MOHANTY, MISRA e DRZAL, 2002

A lignina, segundo componente mais abundante da parede celular, é uma macromolécula de caráter aromática (FIG. 2.11), não cristalina e de grande abundância natural, é também um armazenador de energia sendo responsável pela transferência de tensões entre as fibras, e ainda é classificada como polímero polifenol, o qual é constituído por um arranjo irregular de várias unidades de

fenilpropano que contém -OH e metoxila como substituintes no grupo fenil. Aparece geralmente nos tecidos vasculares fornecendo rigidez e resistência mecânica (D'ALMEIDA & QUINAYÁ, 2013).

Esta resina amorfa atua como um cimento entre as fibrilas e como um agente enrijecedor no interior das fibras. A força de adesão entre as fibras de celulose e a lignina é ampliada pela existência de ligações covalentes entre as cadeias de lignina e os constituintes da celulose e da hemicelulose (JOHN & THOMAS, 2008). Não deve ser considerada como uma substância química única, mas sim uma classe de materiais correlatos (FENGEL & WEGENER, 1989).

Outro componente é a hemicelulose, termo usado para polissacarídeos de cadeia ramificada e baixa massa molecular que ocorrem normalmente associados à celulose, esta promove a flexibilidade das plantas, atua como agente de ligação entre a celulose e a lignina e consiste de vários monossacarídeos polimerizados carboidratos de cinco carbonos (xilose e arabiose), carboidratos de seis carbonos (galactose, glucose e manose), ácido-O-metilglucurônico e resíduos de ácido galactorônico (FENGEL & WEGENER, 1989). A hemicelulose difere da celulose em três aspectos: contém várias unidades de açúcares diferentes, apresentam um grau considerável de ramificação da corrente, grau de polimerização da celulose nativa é dez a cem vezes maior do que a hemicelulose. Os constituintes da hemicelulose diferem de planta para planta (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

A disposição ordenada das moléculas de celulose em determinadas regiões, as micelas, nas microfibrilas possibilita a ocorrência de propriedades cristalinas (SATYANARAYANA, GUIMARÃES, & WYPYCH, 2007). As paredes celulares são divididas em duas seções: parede primária, que contém uma rede aberta e irregular de microfibrilas de celulose (KALIA, KAITH, & KAUR, 2011). A região de união das paredes primárias de células adjacentes é denominada lamela média (FIG. 2.12). A parede primária é formada por celulose, hemicelulose, pectina, enzimas e glicoproteínas (RAVEN, EVERT, & EICHHORN, 2001).

As paredes secundárias são importantes pois têm uma função de sustentação e transporte de água. A celulose é mais abundante na parede secundária que nas paredes primárias, e as substâncias pécticas estão ausentes, portanto, são rígidas e difíceis de distender. A matriz da parede secundária é composta de hemicelulose. É

comum serem observadas três camadas distintas na parede secundária, a externa ( $S_1$ ), a mediana ( $S_2$ ) e a interna ( $S_3$ ), as camadas diferem entre si quanto à orientação de suas microfibrilas de celulose (quanto menor o ângulo microfibrilar, maior a resistência mecânica da fibra) e composição química (razão entre os teores de celulose e hemicelulose/lignina), sendo  $S_2$  a camada mais espessa e a de maior influência nas propriedades mecânicas da fibra (KALIA, KAITH e KAUR, 2011; RAVEN, EVERT e EICHHORN, 2001).

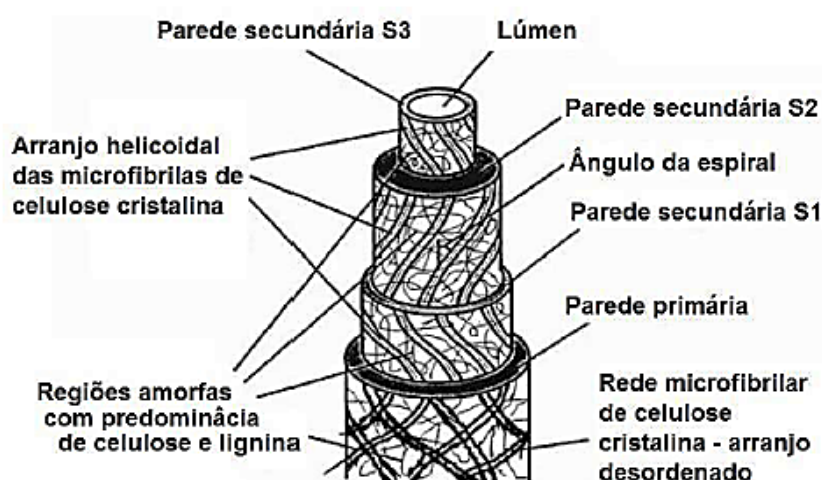


FIG. 2.12 Microestrutura de uma FNL.

Fonte: Adaptado de KALIA, KAITH e KAUR, 2011

A estrutura laminada das paredes secundárias em muito aumenta a resistência das paredes. As microfibrilas de celulose são depositadas com um padrão mais denso que a parede primária (SATYANARAYANA, GUIMARÃES, & WYPYCH, 2007). As propriedades mecânicas das fibras naturais dependem do seu tipo de celulose, pois cada tipo de celulose possui sua própria geometria celular e as condições geométricas determinam as propriedades mecânicas (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

Os materiais lignocelulósicos não são apenas eco-amigáveis, mas também possuem características únicas, como baixa energia de produção, baixo custo, propriedades de resistência específicas comparáveis com fibras de vidro, bom isolamento térmico, elétrico e acústico, menor abrasão para máquinas e ferramentas e riscos para a saúde durante o processamento e a utilização. Apesar desses méritos,



existem algumas limitações, como pequenas áreas para o cultivo, propriedades variáveis com localização e amostras, processamento demorado, necessidade de aplicação de pressão ao preparar compósitos, necessidade de modificação de superfície para obter boa compatibilidade com materiais de matriz, dentre outros (SATYANARAYANA, GUIMARÃES, & WYPYCH, 2007).

As propriedades das FNLs podem variar consideravelmente dependendo da composição química, diâmetro, arranjo dos constituintes na fibra (incluindo ângulo microfibrilar), grau de polimerização, fração cristalina da celulose, fonte vegetal, parte do organismo vegetal (caule, folha, raiz, semente, entre outras) e condições de crescimento (idade, condições climáticas, processos de degradação) (MONTEIRO, LOPES, *et al.*, 2011; FARUK, BLEDZKI, *et al.*, 2012). A TAB. 2.4 mostra as propriedades de alguma FNLs, em comparação com algumas fibras sintéticas.

TAB. 2.4 Propriedades de algumas FNL em comparação com as fibras sintéticas.

<b>FNL</b>	<b>Massa específica (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Resistência à tração (MPa)</b>	<b>Módulo de Young (GPa)</b>
Bambu ( <i>Bambusa vulgaris</i> )	1,03-1,21	106-204	-
Banana ( <i>Musa sapientum</i> )	0,67-1,50	700-800	27-32
Coco ( <i>Cocos nucifera</i> )	1,15-1,52	95-220	4-6
Curauá ( <i>Ananas erectifolium</i> )	0,57-0,92	117-3000	27-80
Cânhamo ( <i>Cannabis sativa</i> )	1,07	389-690	35
Juta ( <i>Corchorus capsularis</i> )	1,30-1,45	393-800	13-27
Linho ( <i>Linum usitatissimum</i> )	1,30-1,50	344-1035	26-28
Rami ( <i>Boehmeria nivea</i> )	1,5	400-1620	61-128
Sisal ( <i>Agave sisalana</i> )	1,26-1,50	287-913	9-28
Fique ( <i>Furcraea andina</i> )	0,67-0,87	70-200	2-5
Vidro E	2,50-2,58	2000-3450	70-73
Carbono	1,78-1,81	2500-6350	70-73
Aramida	1,44	3000-4100	63-131

Fonte: Adaptado de MONTEIRO, LOPES, *et al.*, 2011

As principais bandas observadas nos espectros de FTIR dos materiais lignocelulósicos, em geral, são resumidas na TAB. 2.5.

TAB. 2.5 Principais vibrações na região do FTIR observadas nos materiais lignocelulósicos.

Número de onda (cm <sup>-1</sup> )	Vibrações	Fonte
3300	Grupos O-H	Polissacarídeos
2885	C-H estiramento simétrico	Polissacarídeos
1607-1510	C-C anéis aromáticos	Lignina
1166-1157	C-O álcoois primários	Celulose
1110	O-H	Hemicelulose

Fonte: Adaptado de ROCHA & MULINARI, 2014.

#### 2.4.4 FIBRAS DE FIQUE

O Fique do gênero *Furcraea* pertence à divisão das Angiospermas, classe das Monocotiledôneas, ordem *Liliflorae* e da família *Agavaceae*. É a mais importante fibra da região Andina e sua utilização é muito similar ao sisal (MARINO, LANDIM, & PASCHOARELLI, 2015). No gênero há uma faixa de 20 espécies das quais é possível extrair fibra dura. Na Colômbia são cultivadas 5 espécies, são elas *Furcraea gigantea*, *Furcraea macrophylla*, *Furcraea cabuya*, *Furcraea castilla* e *Furcraea andina*, suas diferenças são de tipo morfológico, já que as características da fibra permanecem constantes (ORREGO, 2013).

O Fique da Colômbia (*Furcraea macrophylla*) é uma planta pequena com um tronco que atinge no máximo de 30 cm de altura e folhas entre 1,5 m a 2 m de altura, 7,5 a 15 cm de largura e espessura entre 6 a 8 cm, suas bordas têm espinhos curvos, vermelhos e duros (MARINO, LANDIM e PASCHOARELLI, 2015; ORREGO, 2013). O clima ótimo para o cultivo oscila entre 19 e 32 °C com uma umidade relativa entre

70 a 90%, uma precipitação entre 300 e 16000 mm anuais, sua altitude ótica fica entre os 1300 e 2800 m sobre o nível do mar (ORREGO, 2013).

Possui uma grande quantidade de raízes, fazendo que o Fique seja uma planta antierosiva. As raízes têm forma fasciculada, as principais se ramificam e originam as secundárias, em geral são perenes e sua profundidade efetiva está entre 15 e 25 cm, mas podem alcançar os 3 m de comprimento. Os solos lateríticos e secos são preferíveis para plantação. As folhas variam de aspecto de acordo com a variedade, em geral, têm forma linear, lanceolada, aproximadamente 12 vezes mais compridas que largas, com extremos dentados, exceto *F. Cabuya*, que se encontra desprovida de puas laterais. Têm aparência carnosa quando se desenvolvem totalmente, encontram-se fixadas diretamente ao caule em forma de espiral e têm de 75 a 100 folhas por planta (ORREGO, 2013).



FIG. 2.13 Fique: (a) Planta *Furcraea* spp.; (b) fibras; (c) imagem eletrônica de uma fibra individual. Fonte: Adaptado de ALTOÉ, 2016

No entanto, atualmente os agaves (Fique e Sisal) se caracterizam pela baixa rentabilidade, visto que o nível de aproveitamento da massa total da folha utilizada comercialmente é 57% e a porcentagem de fibra extraída é de apenas 4 ou 5% que corresponde à folha, ao passar pelo processo de desfibramento e os resíduos (96%), compostos pelos subprodutos mucilagem (17%), suco (70%) e bucha (8%), não são usados plenamente. Portanto, observa-se a possibilidade de aumentar o nível de renda mediante o aproveitamento integral da planta (ORREGO, 2013). As FIG. 2.13b e 2.13c são, respectivamente, as imagens das fibras de fique e de uma fibra individual visualizada no microscópio eletrônico de varredura.

Entre as muitas características vantajosas das fibras de fique (TAB. 2.6), é importante destacar as suas propriedades mecânicas, tais como resistência à tração, módulo de elasticidade e alongamento, que são semelhantes às outras fibras foliares, como a henequen e o sisal (CASTELLANOS, BLANCO-TIRADO, HINESTROZA, & COMBARIZA, 2012).

A análise das propriedades térmicas da fibra, por meio da termogravimetria, confirmou que o fique pode suportar até aproximadamente 220 °C sem se degradar (GAÑÁN & MONDRAGON, 2002). A densidade da fibra de fique apresenta grande variação de forma geral, podendo também ser considerado os valores de 0,74 g/cm<sup>3</sup> (característica) e 0,68 g/cm<sup>3</sup> (média), os quais são relativamente baixos se comparados a outras fibras sintéticas como a fibra de vidro 2,4 g/cm<sup>3</sup> (ALTOÉ, 2016; PEREIRA, 2017).

TAB. 2.6 Características das fibras de fique segundo diversos autores.

<b>Características Fibra de Fique</b>	<b>GAÑÁN <i>et al</i>, 2002</b>	<b>CONTRERAS <i>et al</i>, 2009</b>	<b>DELVASTO <i>et al</i>, 2010</b>	<b>MINA- HERNANDEZ, 2012</b>
Diâmetro equivalente (mm)	0,160	-	0,160-0,420	0,240
Densidade aparente (g/cm <sup>3</sup> )	-	-	0,720	-
Densidade específica (g/cm <sup>3</sup> )	-	-	1,470	-
Absorção de água (%)	-	-	60	-
Resistência à tração (MPa)	237±51	200-625,20	43-571	261,82±31,93
Alongamento (%)	6,02±0,69	3,20-5,70	9,800	-
Deformação de ruptura (mm/mm)	-	-	-	0,063±0,02
Módulo de elasticidade (GPa)	8,01±1,47	5,50-25,50	8,20-9,10	8,39±4,410

#### 2.4.5 COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FNL

Os materiais compósitos com matriz polimérica (FIG. 2.14) consistem em uma resina polimérica como a matriz e mais algum material de reforço. Esses materiais são utilizados nas mais diversas aplicações dos compósitos, assim como nas maiores quantidades, como consequência de suas propriedades à temperatura ambiente, da fabricação e do custo. Além de aliarem uma boa resistência mecânica com boa ductilidade e leveza (CALLISTER & RETHWISCH, 2012).

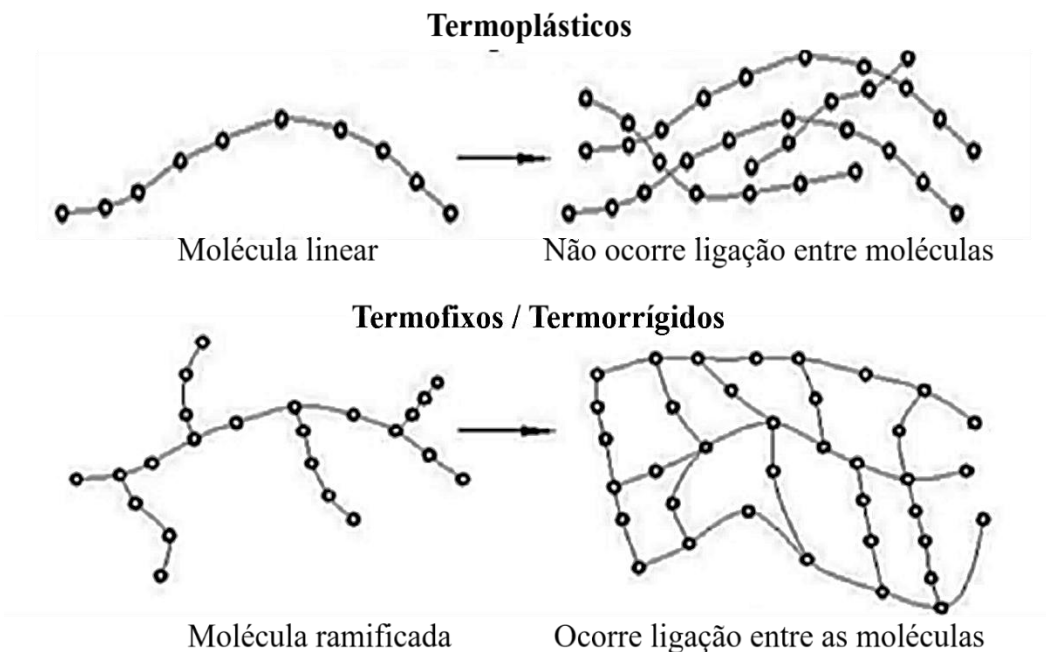


FIG. 2.14 Cadeias de matrizes termoplásticas e termorrígidas.

Fonte: Adaptado de VIEIRA, 2013

No grupo das matrizes poliméricas termoplásticas estão os designados plásticos técnicos, que são constituídos por macromoléculas individuais lineares sem qualquer reticulação entre si. As moléculas são mantidas nas suas posições devido a ligações secundárias (forças intermoleculares), tais como as forças de Van der Waals e pontes de hidrogênio. Uma vez o termoplástico aquecido, as ligações entre as macromoléculas são quebradas temporariamente. Permitindo deste modo a mobilidade molecular, o que vai permitir a reconformação (posições diferentes). Os termoplásticos apresentam maior resistência ao impacto, maior tenacidade e menos higroscopicidade quando comparados aos termorrígidos. O crescimento da utilização dos compósitos de matriz polimérica termoplástica é condicionado a maior dificuldade em impregnar completamente os reforços (AGARWAL, BROUIMAN, & CHANDRASHEKHARA, 2015).

As resinas termorrígidas são obtidas a partir de oligômeros de baixo peso molecular e normalmente se apresentam na forma de um líquido de baixa a média viscosidade. A reação de reticulação se dá através da adição de um agente de cura

ou pelo aumento da temperatura. O processo de cura de uma resina termorrígida é considerado complexo, fazendo com que haja mudanças nas propriedades químicas e físicas de uma determinada resina/endurecedor. Através dos agentes de cura pode-se transformar o epóxi, cuja estrutura molecular é linear, em um polímero termorrígido com ligações cruzadas (BARBOSA, 2014).

Cerca de 90% da resina epóxi é preparada a partir da reação de bisfenol A (2,2-bis 4'-hidroxifenilpropano) e epicloridrina (1-cloro-2,3-epóxi propano), essa reação produz a resina Diglicidil éter de bisfenol – A (DGEBA) (BARBOSA, 2014). A estrutura química é ilustrada na FIG. 2.15.

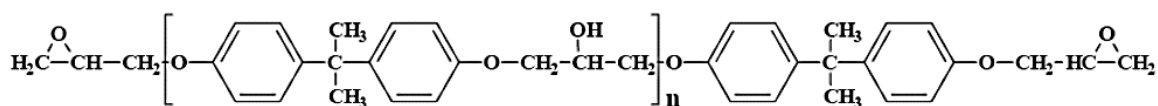


FIG. 2.15 Estrutura química do Diglicidil éter de bisfenol A.

Fonte: Adaptado de BARBOSA, 2014

O conhecimento das relações de mistura e taxa de cura é muito importante para se conhecer a morfologia, propriedades mecânicas e durabilidade do compósito final (BARBOSA, 2014).

Os resultados dos testes de compressão, juntamente com a análise macroscópica dos corpos de prova falhados abaixo da razão estequiométrica, 13, os sistemas epóxidos apresentam um comportamento de ruptura característico de falha por fratura controlada por deformação. Em outras palavras, a capacidade de deformação muito baixa apresentada pelo material não é capaz de sustentar as tensões normais transversais ao eixo de carga gerado durante a compressão uniaxial. Por outro lado, para a frações iguais e acima do ponto estequiométrico,  $phr > 13$ , os sistemas epóxi apresentam uma grande variedade de capacidade de deformação. Portanto, a variação da razão resina/endurecedor não altera apenas a extensão da reação amina-resina epóxi, mas também muda um parâmetro estrutural de controle de deformação (D'ALMEIDA & MONTEIRO, 1996). A TAB. 2.7 apresenta algumas propriedades da resina epóxi.



TAB. 2.7 Propriedades da resina epóxi.

<b>Resina</b>	<b>Módulo de elasticidade (GPa)</b>	<b>Tensão de ruptura (MPa)</b>	<b>Deformação de ruptura (%)</b>
Epóxi	3,0	85	5,0

Fonte: Adaptado de BARBOSA, 2014

O comportamento de deformação na compressão do sistema epóxi DGEBA/TETA curado a temperatura ambiente sem qualquer tratamento pós cura é fortemente dependente da relação resina/endurecedor (D'ALMEIDA & MONTEIRO, 1996).

Alterando parâmetros, como propriedades da fibra e da matriz, orientação de fibra em um camada, fração de volume de fibra e sequência de empilhamento de camada, pode resultar no controle das propriedades efetivas do compósito (JOVICIC, 2003). Na TAB. 2.8 são mostrados alguns resultados obtidos de um compósito reforçado com fibras e tecido de fique.

TAB. 2.8 Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com FNLs.

<b>Compósitos com fibras de fique</b>	<b>Tipo de impacto</b>	<b>Tenacidade ao impacto (J/m)</b>	<b>Referência</b>
10% Tecido fique- poliéster	Charpy	109,44±49,86	(Pereira A. , Monteiro, Assis, & Colorado, 2017)
20% Tecido fique- poliéster	Charpy	203,22±43,55	
30% Tecido fique- poliéster	Charpy	293,11 ±78,14	
50% Fibra curta aleatória-polipropileno	Izod	54	(Pereira A. C., Monteiro, Assis, & Colorado, 2017)
30% Fibra longa e alinhada-poliéster	Izod	260	

O desenvolvimento de técnicas de fiação e tecelagem das fibras resulta na produção de compósitos com propriedades mecânicas superiores. Os tecidos são

fabricados pelo entrelaçamento dos fios de trama ( $0^\circ$ ) com os fios de urdume ( $90^\circ$ ), em um arranjo regular. Existem centenas de possíveis combinações de tecido, que podem ser divididas em estruturas biaxiais e triaxiais de acordo com a orientação da fibra no plano.

A integridade do tecido é mantida pelo encadeamento mecânico das fibras. As três geometrias de tecelagem básicas das quais muitos outros padrões evoluem são as simples, cetim e sarja. Embora a tecelagem seja geralmente atribuída como um processo bidimensional, a tecelagem tridimensional é muitas vezes empregada. Os principais tipos de trama são mostrados na FIG. 2.16 (JOHN e THOMAS, 2008; JOVICIC, 2003).

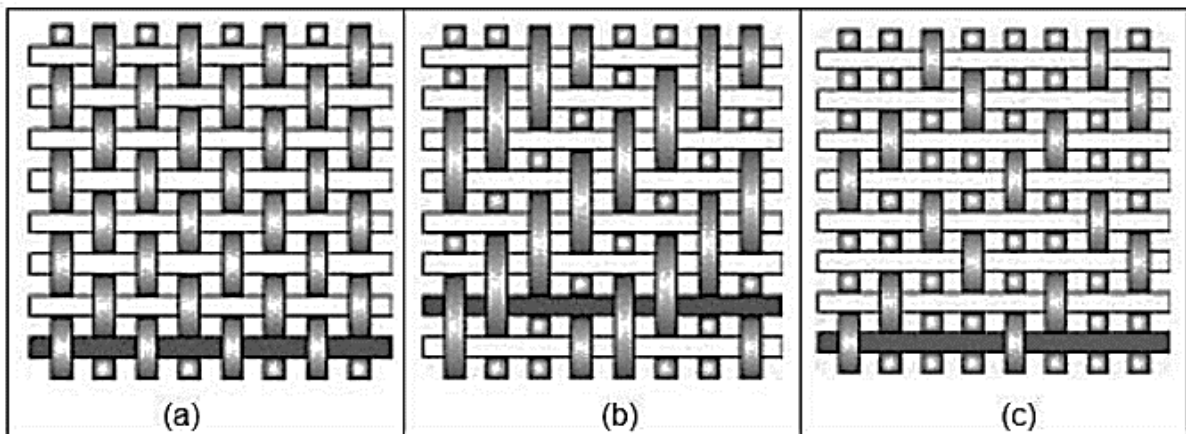


FIG. 2.16 Diferentes tipos arranjos de fibras: (a) simples; (b) sarja; (c) cetim.

Fonte: Adaptado de (JOHN e THOMAS, 2008)

## 2.5 MECANISMOS DE FALHA EM COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FNL

A ruptura nos materiais compósitos pode ser dividida em duas categorias, a ruptura intralaminar e a interlaminar (FIG. 2.17). No caso da ruptura intralaminar, ocorre ruptura nas camadas do compósito que pode ser ao nível da matriz, ruptura das fibra e descoesão interfacial fibra/matriz, atrito fibra/matriz após a descoesão, arracamento de fibra (*fiber pull-out*) e ponte de fibras (*fiber bridging*). A fratura interlaminar, ou delaminagem, consiste num descolamento entre duas camadas

adjacentes normalmente ocorre entre camadas com diferentes orientações, este tipo de fratura é muito comum nos materiais de fibras contínuas, sendo o mecanismo de fratura mais comum nas fibras de alto desempenho (SILVA, 2003; DE MOURA *et al.* 2011).

Estes mecanismos de ruptura podem ocorrer simultaneamente durante o processo de fratura, a determinação do mecanismo de ruptura depende do compósito estudado, do tipo de carregamento aplicado e da orientação das fibras. Quando as fibras estão orientadas paralelamente à direção da propagação da carga a ruptura ocorre por deslocamento das fibras, no caso de as fibras estarem orientadas perpendicularmente à orientação da carga verifica-se ruptura por deslizamento e ruptura das fibras (DE MOURA *et al.* 2011).

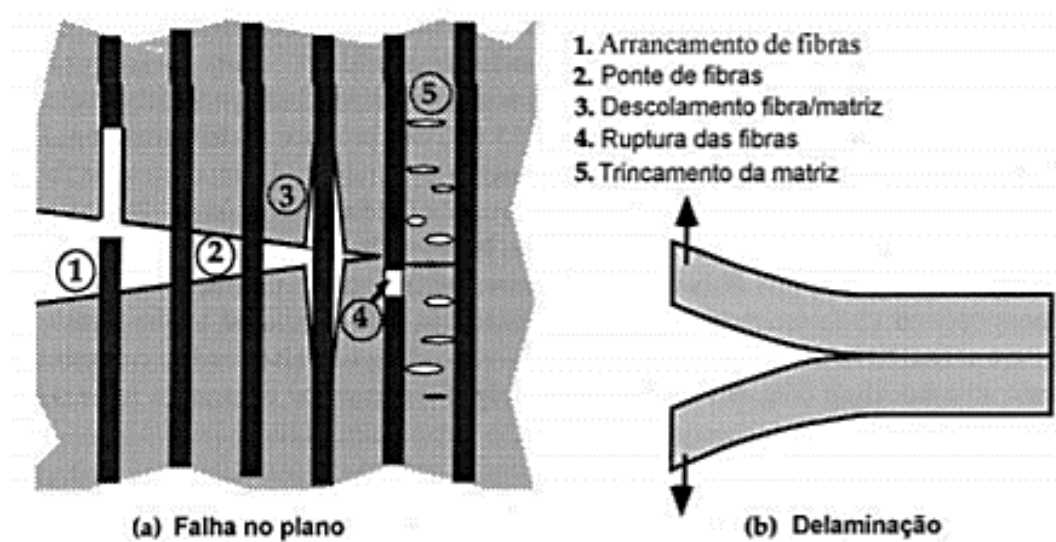


FIG. 2.17 Representação esquemática dos mecanismos de ruptura de um material compósito (SILVA, 2003).

## 2.6 COMPORTAMENTO DINÂMICO DOS MATERIAIS

### 2.6.1 CONCEITOS GERAIS SOBRE ONDAS DE TENSÃO

As aplicações militares em proteções e blindagens são também um caso particular desta aplicação de materiais com elevado interesse. Neste contexto, exige-se que uma elevada resistência à penetração seja obtida com elementos de massa cada vez mais reduzida. A otimização da utilização dos materiais para este fim exige um conhecimento aprofundado do seu comportamento em solicitações dinâmicas de elevada velocidade. São exemplos destas aplicações elementos como os capacetes, os coletes balísticos, os automóveis para transporte de autoridades e os veículos para deslocação de pessoal em situações bélicas (FERREIRA, 2003).

O estudo do comportamento dinâmico dos materiais envolve a confluência de várias outras disciplinas. Processo dinâmico é um fenómeno que ocorre quando os materiais são submetidos à rápida mudança de cargas, no qual difere significativamente dos processos que ocorrem em situações estáticas ou quase-estático. A aplicação de uma força externa a um corpo é, por definição, um processo dinâmico. Quando um corpo é solicitado por um carregamento lento, provocado por uma força externa  $F$ , considera-se que este corpo responde por inércia como um todo. Pode-se considerar o processo de deformação como uma sequência de estágios nos quais o corpo permanece em equilíbrio estático, onde, a qualquer momento, o somatório das forças e dos momentos em todos os pontos é igual à zero (MEYERS, 1994).

O comportamento balístico de um material pode ser definido como a resposta dinâmica, em virtude das altas taxas de deformações causadas pelo impacto do projétil. Além disso, conforme o comportamento do material, em virtude da magnitude da solicitação externa, pode gerar ondas elásticas, plásticas ou de choque (NASCIMENTO, 2017).

Quando o estímulo externo não supera a tensão de escoamento do material, o pulso gerado é chamado de onda elástica. A velocidade desta onda depende da

massa específica ( $\rho$ ) e do módulo de elasticidade do material ( $E$ ), e, supondo que o material é contínuo, pode ser obtida através da EQ. 2.4 (MEYERS, 1994).

$$V_E = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{EQ. 2.4}$$

Em um material dúctil, quando a tensão excede o limite elástico, ocorre deformação plástica, tanto em deformação dinâmica como em deformação quase estática. Quando a amplitude de um pulso de tensão que está se deslocando pelo material excede o limite elástico do material, o pulso se decompõe em uma onda elástica e uma onda plástica (MEYERS, 1994). A velocidade de uma onda plástica é dada pela EQ. 2.5:

$$V_P = \sqrt{\frac{d\sigma/d\varepsilon}{\rho}} \quad \text{EQ. 2.5}$$

Sendo:

$V_P$ : Velocidade da onda plástica;

$d\sigma/d\varepsilon$ : Inclinação da curva tensão ( $\sigma$ ) versus deformação ( $\varepsilon$ );

$\rho$ : Massa específica do material.

Como pode ser visto na FIG. 2.18, o gradiente  $d\sigma/d\varepsilon$  é constante e igual ao módulo de elasticidade do material no regime elástico, e variável no regime plástico. Portanto, a EQ. 2.4 é um caso especial da EQ. 2.5, para o regime elástico linear. E ainda, como  $d\sigma/d\varepsilon$  é maior no regime elástico, as ondas elásticas possuem velocidade superior às plásticas.

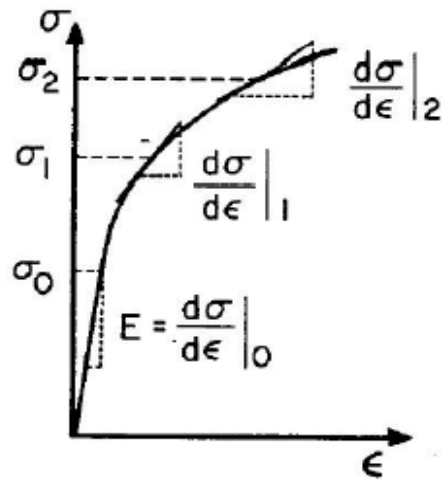


FIG. 2.18 Curva tensão ( $\sigma$ ) versus ( $\epsilon$ ). Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994

Quando as ondas de tensão excedem, em muito, o limite de escoamento dinâmico do material as tensões cisalhantes podem ser desprezadas, e o material se comporta como um fluido podendo ser modelado a partir da equação de um gás perfeito (EQ. 2.6), onde:

$$\frac{dP}{dV} = -\gamma \cdot \frac{P}{V} \quad \text{EQ. 2.6}$$

Sendo:

P: Pressão

V: Volume

$\gamma$ : Índice adiabático

Neste caso, as ondas se propagam em uma frente única a uma velocidade maior que a da onda elástica e são chamadas de ondas de choque, sendo tratadas matematicamente pelas equações de Rankine-Hugoniot. O conceito de propagação de ondas de choque e as equações de conservação que governam o fenômeno são facilmente entendidos com auxílio da FIG. 2.19 (MEYERS, 1994).

Inicialmente, o pistão está parado, FIG. 2.19(a) e o gás no seu interior possui pressão  $P_0$ , densidade  $\rho_0$  e velocidade  $U_0 = 0$ . No momento em que o pistão é subitamente acelerado até a velocidade de partículas  $U_p$ , surge uma região de gás comprimido à frente do pistão. No tempo  $t_1$ , o deslocamento da região comprimida à

frente do pistão foi de  $U_{st_1}$ , onde  $U_s$  é a velocidade de propagação da perturbação à frente do pistão. Durante este intervalo de tempo, o pistão se deslocou  $U_p t_1$  e a região comprimida adquiriu uma pressão  $P > P_0$  e uma densidade  $\rho > \rho_0$ , FIG. 2.19(b). Conceitualmente, não há diferença entre  $t_1$  e  $t_2$ . Entretanto, a FIG. 2.19(c) mostra que a região compactada tende a aumentar, com a evolução do tempo, uma vez que  $U_s > U_p$ . Portanto, uma forma de entender a frente de choque é considerá-la como um plano que separa a região em movimento da região estacionária (MEYERS, 1994).

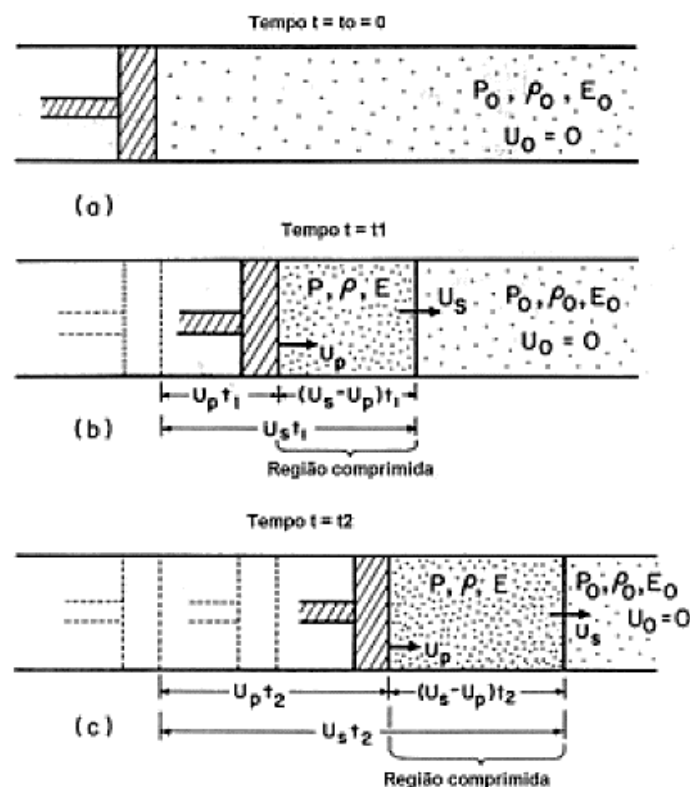


FIG. 2.19 Esquema ilustrativo de propagação de região chocada em um pistão de gás: (a) antes do choque; (b) após um  $t_1$ ; (c) após um tempo  $t_2 > t_1$ . Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994

Quanto maior a amplitude do distúrbio, ou seja, quanto maior a tensão provocada pela solicitação externa, maior será sua velocidade de propagação, efeito este contrário ao que ocorre nas ondas plásticas, onde quanto maior a tensão menor é a sua velocidade.

No caso de ondas de choque, regiões com maior amplitude de onda deslocam-se mais rápido do que as regiões de menor amplitude, produzindo, assim, descontinuidades na pressão, temperatura (ou energia interna) e densidade (MEYERS, 1994). Os cálculos das pressões, velocidades, densidades e volumes podem ser feitos diretamente pela aplicação de três relações de conservação de Rankine-Hugoniot:

$$\text{a) massa: } \rho_0 \cdot U_s = \rho \cdot (U_s - U_p) \quad \text{EQ. 2.7}$$

$$\text{b) momento: } (P - P_0) = \rho_0 \cdot U_s \cdot U_p \quad \text{EQ. 2.8}$$

$$\text{c) energia: } E - E_0 = \frac{1}{2}(P + P_0) \cdot (V_0 - V) \quad \text{EQ. 2.9}$$

Estas relações assumem as seguintes premissas:

- O choque é uma superfície descontínua e sem espessura aparente;
- O módulo de cisalhamento do material é zero, de forma que o material se comporta como um fluido;
- Forças externas ao sistema (como forças gravitacionais) e condução de calor na frente de choque podem ser desprezadas;
- Não há comportamento elastoplástico;
- O material não sofre transformações de fase.

As EQ. 2.7, EQ. 2.8 e EQ. 2.9 possuem cinco variáveis: massa específica ( $\rho$ ) ou volume específico ( $V$ ), pressão ( $P$ ), energia ( $E$ ), velocidade da partícula ( $U_P$ ) e velocidade de choque ( $U_S$ ). Desta forma, torna-se necessário encontrar uma quarta equação para que as variáveis de interesse possam ser calculadas. Esta quarta equação (EQ. 2.10) chama-se equação de estado do material que mostra uma relação obtida experimentalmente entre as velocidades  $U_P$  e  $U_S$ .

$$U_s = C_0 + S_1 \cdot U_p + S_2 \cdot U_{p^2} + \dots + S_n \cdot U_{p^n} \quad \text{EQ. 2.10}$$

Sendo:

$C_0$ : A velocidade do som no material à pressão zero ( $C_0$  e  $V_E$  são numericamente iguais);



$S_1, S_2, \dots, S_n$ : Parâmetro empíricos.

Para a maioria dos materiais  $S_2$  e demais termos são iguais a zero e tem-se uma equação reduzida, EQ. 2.11.

$$U_s = C_0 + S_1 \cdot U_p \quad \text{EQ. 2.11}$$

A EQ. 2.11 descreve razoavelmente bem como é a resposta ao choque em materiais que não sofrem transformação de fase. Geralmente  $C_0$  e  $S_1$  são tabelados e encontrados na literatura.

## 2.7 INTERAÇÃO E REFLEXÃO DE ONDAS DE CHOQUE

O sistema de blindagem multicamada utiliza diferentes materiais que propiciam desempenho e leveza. Com a união desses materiais são criadas interfaces entre eles e a interação da onda de choque nessas interfaces varia de material para material (ASSIS et al., 2016).

A análise da interação de uma onda de choque em diferentes meios é realizada através do método de casamento de impedâncias. Para aplicar este método leva-se em consideração uma situação mais simples, onde o impacto ocorre entre duas superfícies planas (planar), paralelas e a direção do movimento do projétil e perpendicular à sua superfície (normal).

O impacto planar é a situação mais simples e o método de produção de ondas de choque mais comum. Segundo Meyers (1994), esse tipo de impacto ocorre em ensaios balísticos, por exemplo. Ele está associado a duas superfícies planas e paralelas, então o contato entre elas ocorre simultaneamente, ou seja, todos os pontos entram em contato ao mesmo tempo. Durante um impacto planar a direção do movimento do projétil é perpendicular ao alvo.

A situação descrita está esquematizada na FIG. 2.20. Inicialmente um projétil (1) se movimenta com velocidade  $V$ , na direção do alvo (2), que está em repouso. O impacto resulta em duas ondas de choque compressivas: uma se propaga para o interior do alvo, com velocidade  $U_{s2}$ , e a outra para o interior do projétil, com velocidade

$U_{s1}$ . A porção não comprimida do projétil ainda possui velocidade  $V$ , enquanto a porção não comprimida do alvo permanece em repouso.

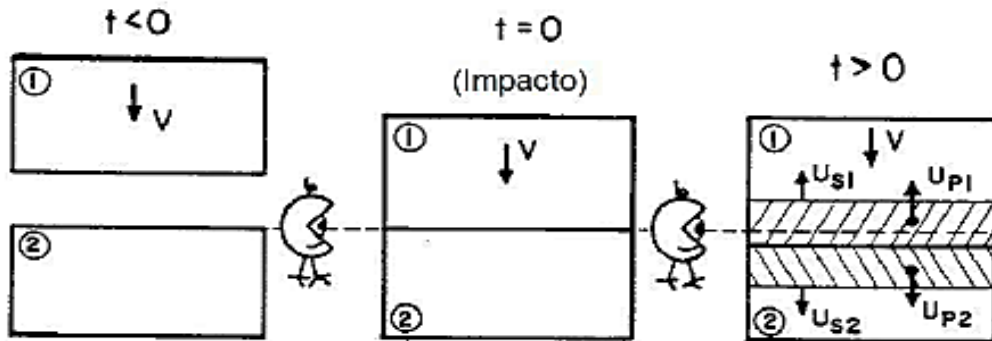


FIG. 2.20 Sequência de eventos em um impacto planar: (a) antes do impacto; (b) no instante do impacto; (c) após o impacto. Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994

Existem duas condições que devem ser estabelecidas para que a pressão gerada tanto no alvo quanto no projétil possa ser calculada (MEYERS, 1994).

- O material tem que ser contínuo através da interface de impacto, o que impõe mesma velocidade de partícula na região comprimida (região hachurada). Se as velocidades de partícula fossem diferentes haveria vazios ou regiões de superalta massa específica, itens que não acontecem. Logo  $U_{P1} = U_{P2}$ ;
- A pressão tem que ser a mesma, pois caso contrário formar-se-ia outro pulso. Logo  $P1 = P2$ .

Para se estabelecer as igualdades através da equação de conservação de momento de Rankine-Hugoniot e equação de estado do material (EQ. 2.7 a EQ. 2.11) deve-se atentar para o sistema de referência. Como a superfície de contato move-se em relação ao observador externo, para manter a pressão constante, a velocidade  $U_{P1}$  deve ser medida em relação ao referencial móvel lagrangeano (EQ. 2.12).

$$U_{P1} = V - U_{P2} \quad \text{EQ. 2.12}$$

Quando a onda de choque passa pela interface entre dois materiais, uma pressão ( $P$ ) é formada para certa velocidade de partícula  $U_P$  e pode ser medida através do parâmetro de impedância de choque ( $Z$ ), que é definido como o produto da densidade ( $\rho_0$ ) e velocidade da onda de choque ( $U_s$ ) do material, caso o valo  $U_s$  seja

desconhecido, pode-se utilizar no seu lugar a velocidade sônica da onda ( $C_0$ ). Duas situações distintas são analisadas através do método do casamento de impedâncias:

- i. Transferência de onda de choque de um meio de baixa impedância (A) para outro de alta impedância (B);

Este tipo de transferência ocorre em um material A (camada externa) que possui massa específica menor do que o material B (camada intermediária). Na FIG. 2.21 é mostrada a variação da pressão em função da velocidade de partícula para os materiais A e B. A inclinação da linha pontilhada na pressão  $P_1$  é a impedância de choque e explica a descontinuidade na pressão (ou densidade) durante o impacto e a curva AR representa a inversão da curva A, sendo o ponto ( $U_{P1}, P_1$ ) comum entre as curvas AR e A, e o ponto ( $U_{P2}, P_2$ ) o ponto comum entre as curvas AR e B. Na FIG. 2.21 está ilustrado o processo e mostra os perfis de pressão ao atingir a interface podendo-se observar que para manter o equilíbrio entre as pressões, a pressão  $P_1$  da frente de choque aumenta descontinuamente para  $P_2$ .

A partir deste momento, a onda de choque é decomposta em duas ondas: uma se propagando no material A e outra se propagando no material B. em  $t_3$  e  $t_4$  à frente de pressão  $P_1$  encontra a onda de choque remanescente e cai para  $P_2 - P_1$  (onda compressiva). A velocidade de partícula  $U_{P2}$  se mantém a mesma na região de alta pressão, em A e B, sendo assegurada à continuidade de pressão e velocidade da partícula (MEYERS, 1994).

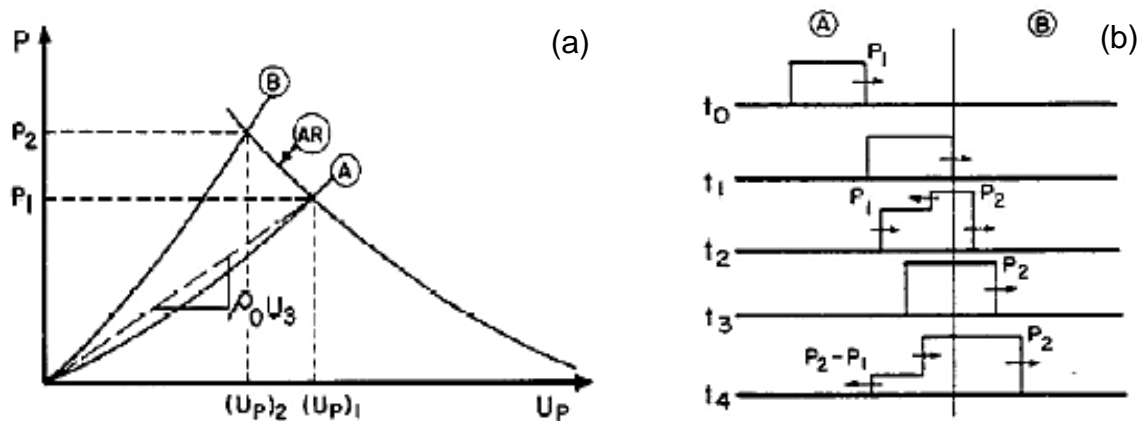


FIG. 2.21 Passagem de uma onda de choque de um meio com baixa impedância (A) para um meio de alta impedância (B): (a) gráfico de pressão em função da velocidade de partícula; (b) perfil de pressão. Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994

- ii. Transferência de onda de choque de um meio de alta impedância (A) para outro de baixa impedância (B).

É a situação inversa do caso (i), isto é, a transferência da onda de choque ocorreu de um material de alta impedância para outro de baixa impedância, em outras palavras, o material A (camada externa) é mais denso que o material B (camada intermediária). A FIG. 2.22 ilustra o referido processo. Na determinação da pressão e da velocidade de partícula após o choque, a curva Hugoniot do material A é invertida (curva AR) no ponto de pressão  $P_1$ . No cruzamento desta curva com a Hugoniot direta do material B tem-se o ponto de coordenadas  $(U_{P2}, P_2)$  que representa a velocidade de partícula e pressão na interface A e B.

Neste exemplo a pressão  $P_1$  é maior do que  $P_2$  e no tempo  $t_4$  ocorrerá o encontro (FIG. 2.22), e será gerado um pulso trativo que se propagará tanto para o material A quanto para B. Caso a amplitude da onda trativa seja suficientemente alta ocorrerá estilhaçamento do material (MEYERS, 1994).

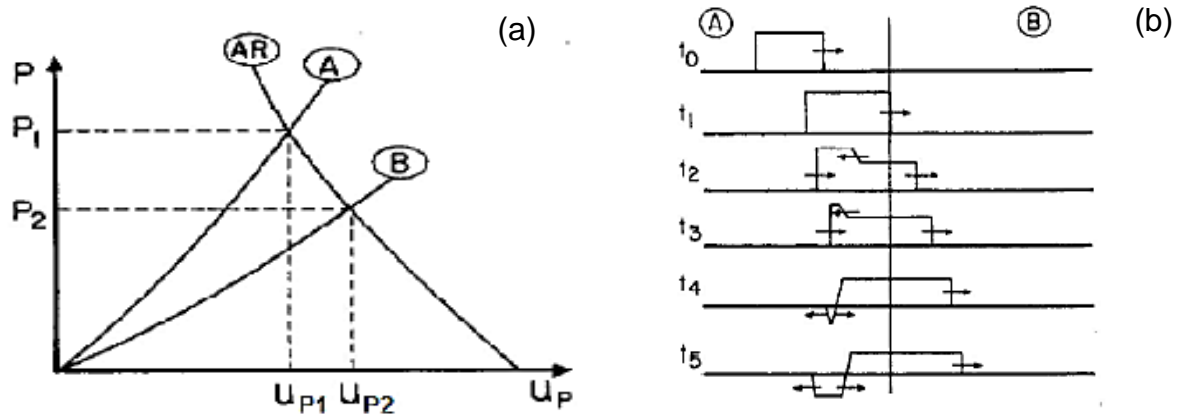


FIG. 2.22 Passagem de uma onda de choque de um meio com alta impedância (A) para um meio de baixa impedância (B): (a) gráfico de pressão em função da velocidade de partícula, e (b) perfil de pressão. Fonte: Adaptado de MEYERS, 1994

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 ASPECTOS GERAIS

Este trabalho compreendeu, basicamente, na caracterização da fibra de fique e seus compósitos, fabricação dos SBMs e testes balísticos apresentados nas FIG. 3.2 e FIG. 3.2, são elas: caracterização da fibra/tecido de fique e seus compósitos; fabricação dos SBMs; testes balísticos; MEV; e análise estatística dos dados obtidos.

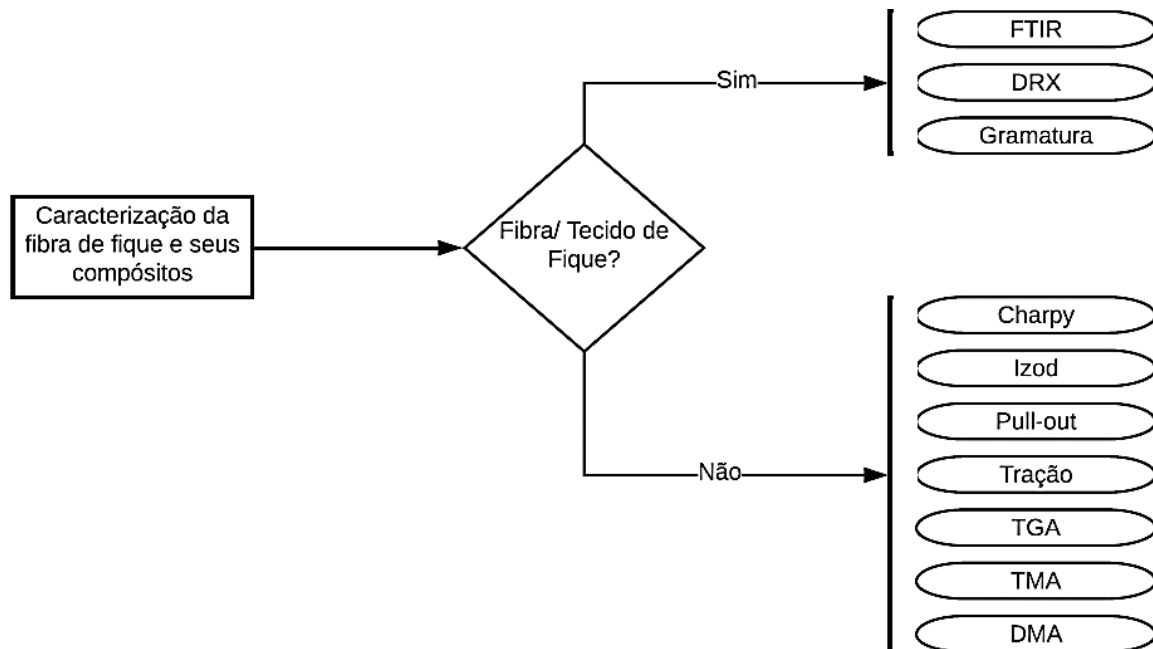


FIG. 3.1 Fluxograma da etapa de caracterização da fibra de fique e seus compósitos.

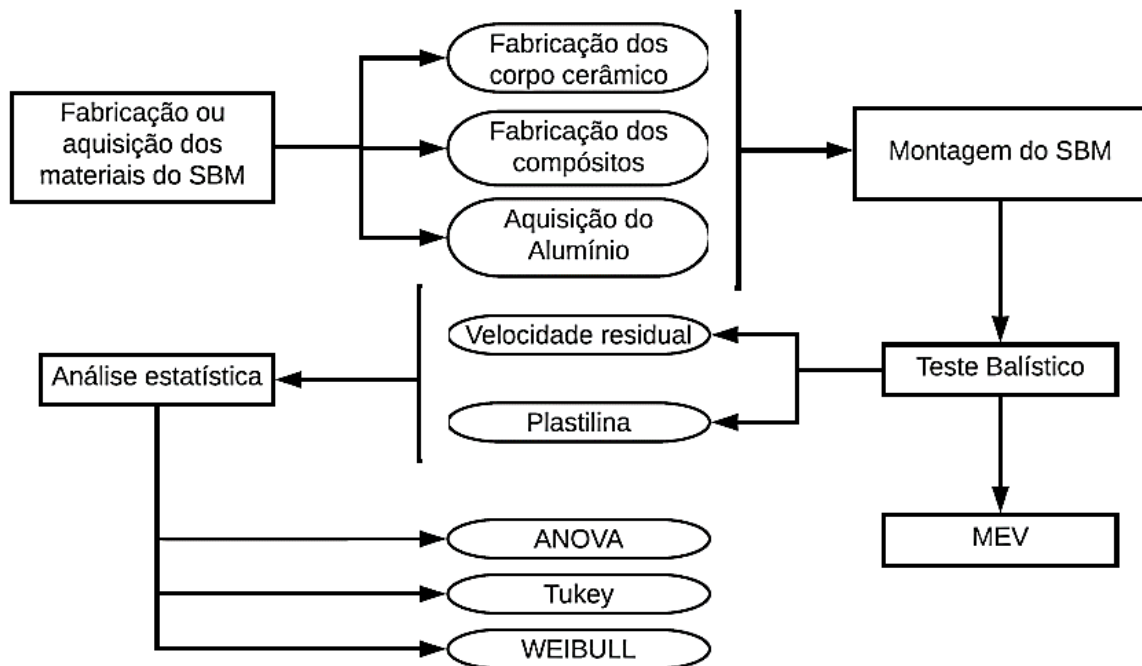


FIG. 3.2 Fluxograma das etapas de fabricação dos SBMs e testes balísticos.

## 3.2 MATERIAIS UTILIZADOS

### 3.2.1 CERÂMICA

A cerâmica utilizada neste trabalho foi à base de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) dopada com nióbia ( $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ), e a essa mistura foi adicionado o fluoreto de lítio ( $\text{LiF}$ ).

#### 3.2.1.1 ALUMINA E NIÓBIA

A alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) foi fornecida pela empresa Treibacher Schleifmittel Brasil Ltda, a nióbia ( $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ), utilizada como aditivo se sinterização na alumina, foi fornecida pela

Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM). As análises químicas da alumina e da nióbia estão apresentadas nas TAB. 3.1 e TAB. 3.2.

TAB. 3.1 Análise química da alumina.

<b>Elemento</b>	<b>Quantidade</b>	<b>Especificação</b>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	99,4	Mín. 99,1
SiO <sub>2</sub> (%)	0,04	Máx. 0,06
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	0,04	Máx. 0,06
Na <sub>2</sub> O (%)	0,11	Máx. 0,15
Umidade a 300°C	0,20	Máx. 0,50

Fonte: Adaptado de TRINDADE, 2012.



TAB. 3.2 Análise química do óxido de nióbio.

<b>Elemento</b>	<b>Quantidade</b>
Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> (%)	99,5
Perda ao fogo (%)	0,10
Ta (ppm)	745
Ti (ppm)	240
Fe (ppm)	136
Sn (ppm)	95
Si (ppm)	66

Fonte: Adaptado de TRINDADE, 2012.

### 3.2.1.2 POLIETILENO GLICOL (PEG)

Com o objetivo de possibilitar o manuseio, de forma a conferir uma melhor resistência mecânica aos “corpos verdes” durante o processamento cerâmico, antes da etapa de sinterização, foi utilizado o ligante orgânico polietileno glicol (PEG) fornecido pela Vetec Química Fina Ltda.

O PEG também reduz a tensão superficial da mistura cerâmica, garantindo uma homogeneização adequada e eficiente das substâncias envolvidas (CHIMELLI, 2010; SANTOS, 2016). A análise química do PEG está apresentada na TAB. 3.3.

TAB. 3.3 Propriedades do polietilenoglicol - dados do fornecedor.

<b>Elemento</b>	<b>Especificação</b>
Metais pesados	Máx. 5 ppm
Resíduo após ignição	Máx. 0,1%
Cor (APHA)	Máx. 25
Viscosidade a 99°C (CST)	6,8 - 8,0
Água máx.	Água máx. 0,2%
Óxido de Etileno	Máx. 10 ppm
Massa molecular, calculado como OH	380 – 420
Índice de hidroxila	267,1 - 295,3 mg KOH/g

Fonte: Adaptado de SANTOS, 2016.

### 3.2.1.3 FLUORETO DE LÍCIO

O fluoreto de lítio (LiF) da marca Vetec, assim como a nióbia, foi utilizado como aditivo de sinterização da alumina. A análise química do LiF está apresentada na TAB.

3.4.

TAB. 3.4 Análise química do fluoreto de lítio.

<b>Elemento</b>	<b>Quantidade</b>
LiF (%)	98,0
Cl (%)	0,02
HF (%)	0,02
SO <sub>4</sub> (%)	0,02
Fe (%)	0,005
Cu (%)	0,005
Ni (%)	0,005
Pb (%)	0,005

A TAB. 3.5 apresenta os materiais e as respectivas massas utilizadas na preparação dessa mistura.

TAB. 3.5 Materiais utilizados na mistura.

<b>Material</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Porcentagem (%p)</b>
Alumina	700,00	94,53
Nióbia	29,15	3,94
PEG	11,30	1,53
Fluoreto de lítio	3,70	+0,50
Água	750,00	-
Bolas de alumina	650,00	-

Fonte: Adaptado de JESUS, 2016.

### 3.2.2 RESINA EPOXÍDICA

Para a confecção das placas de compósito epóxi-fique foi utilizada a resina epóxi comercial do tipo éter diglicídico do bisfenol A (DGEBA), endurecida com trietileno tetramina (TETA), fabricadas pela Dow Chemical do Brasil e fornecida pela distribuidora Epoxyfiber Ltda., utilizando-se a proporção estequiométrica de 13 partes de endurecedor para 100 partes de resina (FIG. 3.3).



FIG. 3.3 Resina MC130 e endurecedor FD129.

### 3.2.3 PLACAS DE LIGA DE ALUMÍNIO

As placas de liga alumínio 5062 H34 foram fornecidas pela empresa Metalak Comércio Indústria Ltda., suas dimensões características são 120x150x5mm. A liga foi selecionada devido à sua boa resistência e adequada disponibilidade no mercado.

As informações fornecidas pelo fabricante, tais como, as especificações de resistência à tração ( $\sigma_T$ ), limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), ductilidade ( $\Delta L/L_0$ ) e os valores da composição química da liga são mostrados na TAB. 3.6 e TAB. 3.7.

TAB. 3.6 Propriedades mecânicas nominais da liga de alumínio utilizada.

Propriedades	Valor	Especificação
$\sigma_T$ (MPa)	249	Mín. 235 Máx. 285
$\sigma_e$ (MPa)	205	Mín. 180
$(\Delta L/L_0)$ (%)	10	Mín. 10

Fonte: Adaptado de BRAGA, 2015.

TAB. 3.7 Composição química da liga de alumínio 5052 H34, de acordo com o fornecedor.

<b>Elemento</b>	<b>Concentração</b>	<b>Especificação (%)</b>
Mg	2,25	Mín. 2,20 Máx. 2,80
Fe	0,32	Máx. 0,40
Cr	0,16	Mín. 0,15 Máx. 0,35
Si	0,20	Máx. 0,25
Cu	0,01	Máx. 0,10
Zn	0,01	Máx. 0,10

Fonte: Adaptado de BRAGA, 2015.

### 3.3 FABRICAÇÃO DAS PASTILHAS CERÂMICAS

#### 3.3.1 OBTENÇÃO DO PÓ

O processamento cerâmico adotado foi o convencional, iniciado pela mistura dos pós e ligante. Os componentes, tais como, a alumina, a nióbia, o fluoreto de lítio e o PEG foram pesados na balança de precisão GEHAKA (FIG. 3.4), modelo BK300, com precisão de 0,001g. A mistura inicial de referência foi composta conforme TAB. 3.5.

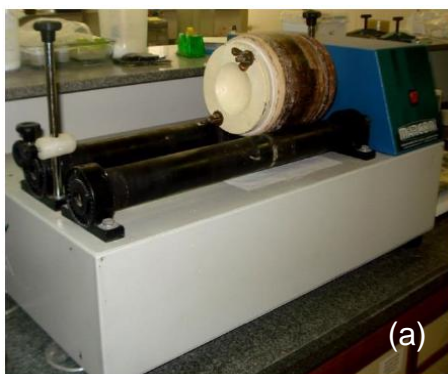
O PEG foi aquecido a 70°C e então dissolvido em água ultrapura com auxílio de um béquer, esse procedimento foi realizado tanto para potencializar as propriedades do ligante, quanto para facilitar a mistura com as demais substâncias. A adição de 0,5%p de LiF foi utilizada visto que essa proporção apresentou a maior densificação [99,5%(96%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 4%Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) + 0,50%LiF] (Santos, et al., 2018).



FIG. 3.4 Balança GEHAKA BK 300.

### 3.3.2 MOAGEM E SECAGEM

A mistura foi submetida a um processo de moagem e homogeneização em moinho com bolas de alumina e teve duração de 8 horas (FIG. 3.5a). Realizou-se a secagem do pó úmido em uma estufa marca ELKA (FIG. 3.5b) na temperatura de 70°C por 48 horas.



(a)



(b)

FIG. 3.5 (a) Moinho de bolas (b) e estufa da marca ELKA.

### 3.3.3 DESAGLOMERAÇÃO DO PÓ E PENEIRAMENTO

A mistura de massa cerâmica foi macerada e desaglomerada com almofariz e pistilo cerâmicos (FIG. 3.6). Logo após, peneirou-se o produto da maceração com auxílio de um agitador de peneiras empilhadas da marca GF modelo TWB, com abertura limite de 0,355 mm (42 Mesh).



FIG. 3.6 (a) Almofariz e pistilo para maceração e (b) agitador para areias finas.

### 3.3.4 PRENSAGEM

Após o processo de peneiramento a massa cerâmica foi prensada com objetivo de se obter os “corpos verdes”. O equipamento utilizado foi um conjunto constituído por dois punções e uma matriz de camisa flutuante, para cada corpo produzido pesou-se 100g da massa cerâmica e utilizou-se uma prensa manual SKAY no processo, com aplicação de 12 ton de carga, a qual equivale a uma pressão de 30 MPa. A FIG. 3.7 apresenta os equipamentos utilizados nesta etapa do processamento.

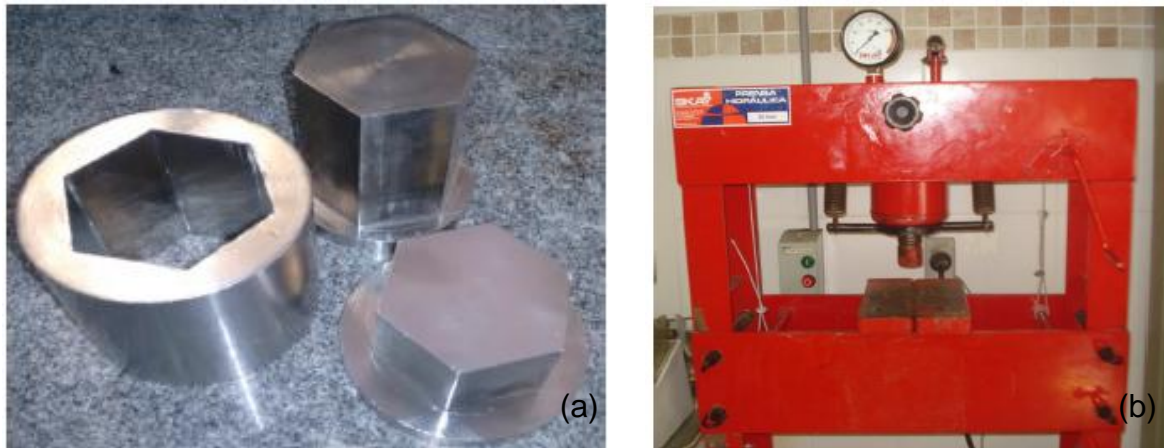


FIG. 3.7 (a) Matriz utilizada na moldagem dos corpos cerâmicos e (b) prensa manual SKAY.

### 3.3.5 SINTERIZAÇÃO

A sinterização das amostras ocorreu em um forno modelo FE-1700 da INTI (FIG. 3.8), o ciclo térmico adotado foi:

- i. Aquecimento de 25°C até 158°C à taxa de 1°C/min;
- ii. Patamar de aquecimento de 158°C por 1h;
- iii. Aquecimento de 158°C até 375°C à taxa de 1°C/min;
- iv. Aquecimento de 375°C até 1000°C à taxa de 8°C/min;
- v. Aquecimento de 1000°C por 1h até a temperatura final de sinterização 1400°C à taxa de 5°C/min;
- vi. Patamar de sinterização à temperatura final de sinterização a 1400°C por 3h;
- vii. Resfriamento à taxa de 3°C/min até 700°C, quando o forno foi desligado e resfriado pela própria inércia do forno.

Neste trabalho foram produzidos e sinterizados 40 corpos cerâmicos destinados aos diversos SBMs investigados. A FIG. 3.9 representa a rota de sinterização proposta.





FIG. 3.8 Forno INTI FE 1700 utilizado na sinterização das pastilhas cerâmicas.

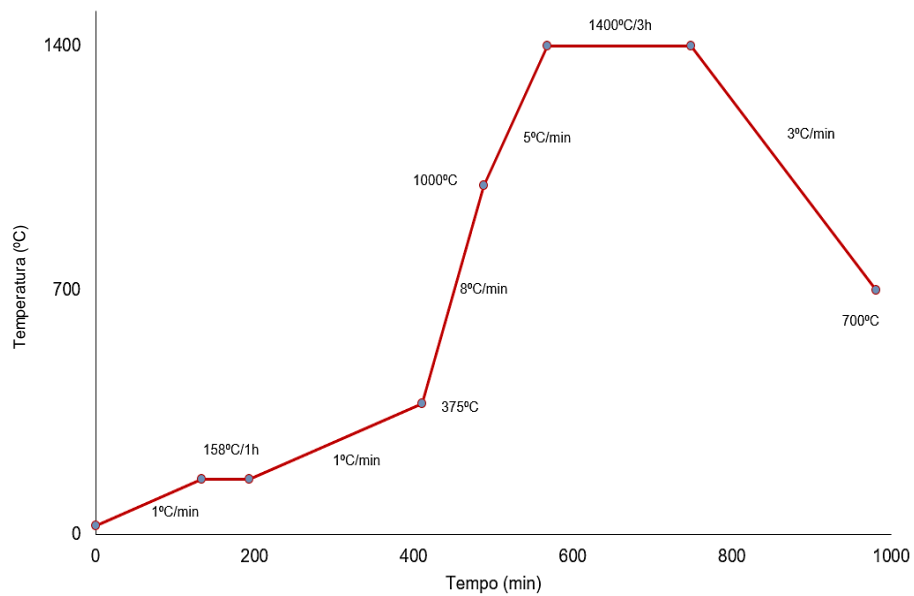


FIG. 3.9 Perfil de temperatura usado na etapa de sinterização.

### 3.3.6 CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS CERÂMICOS

A densidade, a densificação e a porosidade das amostras sinterizadas foram obtidas após a realização do ensaio de Arquimedes, de acordo com a norma ABNT NBR 6220:2011.

Na realização desse ensaio, dá-se início à fervura das amostras, que podem ser vistas na FIG. 3.10, em água pura por uma hora, para remoção de ar e impureza dos poros. O aquecimento pode ser feito em uma placa quente para agitação magnética da marca Quimis (Q261).

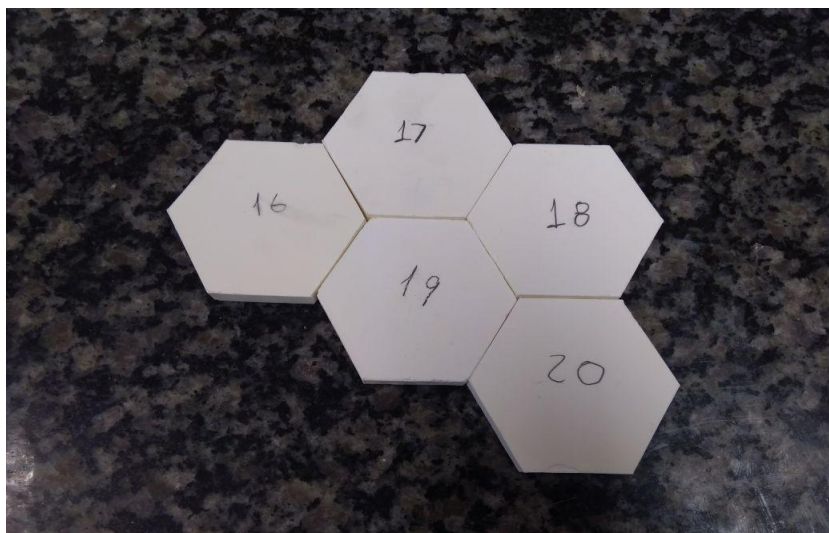


FIG. 3.10 Corpos de prova utilizados para aferir a densidade e densificação.

No ensaio de Arquimedes, as amostras foram imersas em água ultra pura, suspensas por um suporte. Assim, foi possível obter a massa imersa ( $m_i$ ) de cada amostra. Em seguida, retirou-se a umidade superficial das amostras com o auxílio de um tecido levemente umedecido para então foi medida a massa úmida ( $m_u$ ). Finalmente, as amostras foram secas em estufa, por aproximadamente 1 hora, para obter a massa seca ( $m_s$ ).

De posse dos valores das massas imersa, úmida e seca, foi possível calcular o volume aparente ( $V_{ap}$ ), que representa o volume do material sólido mais o volume dos poros abertos e fechados (EQ. 3.1); a porosidade aparente ( $P_{ap}$ ), a qual é o quociente do volume dos poros abertos do corpo de prova pelo volume aparente do mesmo (EQ.

3.2); e a densidade aparente ( $\rho_{ap}$ ), está é representada pelo quociente da massa do corpo de prova seco pelo volume aparentes (EQ. 3.3). Adotou-se o valor de 1,0 g/cm<sup>3</sup> para a densidade da água ( $\rho_{liq}$ ) utilizada no ensaio.

$$V_{ap}(cm^3) = \frac{m_u - m_i}{\rho_{liq}} \quad \text{EQ. 3.1}$$

$$P_{ap}(\%) = \left( \frac{m_u - m_s}{\rho_{liq} \times V_{ap}} \right) \times 100 \quad \text{EQ. 3.2}$$

$$\rho_{ap}(g/cm^3) = \frac{m_s}{V_{ap}} \quad \text{EQ. 3.3}$$

A densidade teórica do corpo verde foi calculada pela regra das misturas a qual considera a fração de cada componente presente na mistura resultando em 3,998 g/cm<sup>3</sup> para a composição em peso (96%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 4%Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) + 0,50%LiF (SANTOS, 2016).

A densificação (EQ. 3.4) é obtida em termos percentuais em relação a massa específica teórica da mistura (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>+ LiF).

$$Densificação = \frac{\rho_{sinterizado}}{\rho} \times 100\% \quad \text{EQ. 3.4}$$

Sendo:

$\rho$ : massa específica teórica;

$\rho_{sinterizado}$ : massa específica do corpo cerâmico sinterizado;

m: massa da amostra (g);

V: volume da amostra (cm<sup>3</sup>).

Os valores médios de densificação, em relação à densidade teórica, e densidade em função da adição de 0,5%p de LiF são apresentados na TAB. 3.8.

TAB. 3.8 Densificação e densidade com a adição de 0,5% em peso de LiF.

Temperatura (°C)	Densificação média (%)	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )
1300	89,97±0,50	3,597±0,020
1350	92,75±0,44	3,708±0,018
1400	93,98±0,19	3,757±0,008

Fonte: Adaptado de SANTOS, 2016.

### 3.4 FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS

Para preparação dos compósitos, o tecido foi cortado nas dimensões de 15 x 12 cm<sup>2</sup> e os pedaços levados à estufa por 24h, a 60°C. Neste trabalho foi utilizado tecido de fique apresentado na FIG. 3.11.



FIG. 3.11 Aspecto geral do tecido de fique.

Os compósitos reforçados com tecido de fique foram preparados nas proporções de 15, 30, 40, 50% em volume, correspondentes a 1, 2, 3 e 4 camadas de tecido, respectivamente.

Para saber a massa de epóxi a ser utilizada em cada placa foram empregados dados de densidade do epóxi encontrado na literatura (DA LUZ, 2014; DA SILVA, 2014). Para a resina DGEBA/TETA o valor estimado da densidade foi de 1,11 g/cm<sup>3</sup>.

As placas foram produzidas com o auxílio de um molde metálico (FIG. 3.12) com dimensões de 15x12x1 cm<sup>3</sup>, totalizando um volume interno de 180 cm<sup>3</sup>, assim como uma presa SKAY de 15 toneladas. Foi utilizada uma carga de 5 toneladas, equivalente a 3 MPa, durante 24h para a fabricação dos corpos compósitos.



FIG. 3.12 Molde metálico utilizado na fabricação dos compósitos.

### 3.5 COLAGEM DAS CAMADAS

A última etapa na preparação das amostras consistiu na colagem das três camadas. Para isso foi utilizado um adesivo de poliuretano de cura rápida ULTRAFLEX (FIG. 3.13), indicado para colar uma variedade de materiais.



FIG. 3.13 Adesivo de cura rápida ULTRAFLEX.

### 3.6 CARACTERIZAÇÃO DA FIBRA DE FIQUE E SEUS COMPÓSITOS

A caracterização foi realizada com o objetivo de qualificar térmica, química e mecanicamente a fibra, o tecido de fique e os compósitos, fazendo a correlação com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e balísticos.

#### 3.6.1 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO (FTIR)

Para avaliar e identificar as vibrações e estiramentos das ligações efetivas das fibras foi realizada uma análise de espectroscopia de infravermelho. Uma amostra de KBr (300 mg) e cerca de 1,5 mg de amostra da fibra de fique foi macerada em gral e pistilo de ágata.

As pastilhas foram obtidas no pastilhador utilizando uma pressão de  $10\text{kgf.cm}^{-2}$  sob vácuo durante 5 min, em seguida foi efetuada a varredura numa faixa espectral de  $4000$  a  $400\text{ cm}^{-1}$  com 32 scans. As análises foram realizadas em um espectrofotômetro de modelo IR Prestige 21-FTIR-Shimadzu (FIG. 3.14), disponível no Departamento de Química do IME.



FIG. 3.14 Equipamento Shimadzu IR Prestige 21-FTIR.

### 3.6.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

O difratograma de raios X da fibra de fique *in natura* foram obtidos para determinar o tipo de estrutura física, permitindo identifica-lo mediante comparação com estruturas cristalinas já conhecidas, determinando se o material é amorfo ou cristalino.

O ensaio foi realizado em um difratômetro de Raios X de modelo X'Pert Pro Panalytical, disponível no Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF), com fonte de radiação CuK $\alpha$ , voltagem de 40 kV, corrente de 40 mA, varredura de 0,05 (2 $\theta$ /5s) para valores de 2 $\theta$  entre 10 e 70°.

Com os resultados obtidos no difratômetro foi possível calcular os índices de cristalinidade das fibras por meio da EQ. 3.5 definida pelo método empírico de Segal *et al.* (1959), que fornece um valor aproximado:

$$I_c = \frac{I_{(002)} - I_{(am)}}{I_{(002)}} \times 100 \quad \text{EQ. 3.5}$$

Na qual:

$I_c$ : Índice de cristalinidade em porcentagem;

$I_{(002)}$ : Pico de intensidade de difração que representa o material cristalino perto de 2 $\theta = 22^\circ$ ;

$I_{(am)}$ : Pico de intensidade de difração que representa o material amorfo perto de 2 $\theta = 16^\circ$ .

### 3.6.3 DETERMINAÇÃO DA GRAMATURA OU DENSIDADE SUPERFICIAL DO TECIDO

O ensaio de determinação da densidade superficial do tecido de fique foi realizado conforme a norma NBR 10.591:2008, utilizando um gabarito metálico para determinar a área (m<sup>2</sup>) da amostra e uma balança de precisão Mettler, modelo PM 460 (FIG. 3.15).

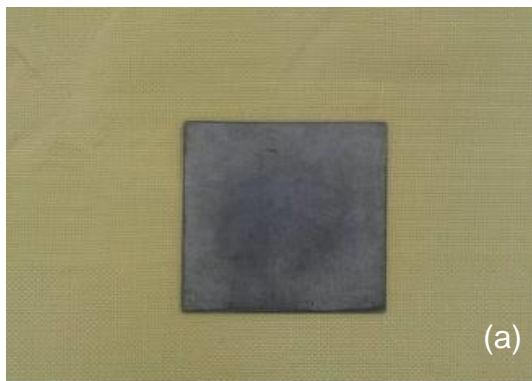


FIG. 3.15 (a) Gabarito metálico na dimensão na dimensão 100 x 100 mm (b) balança analítica.

A densidade superficial ou gramatura do tecido foi calculada por meio da seguinte EQ. 3.6:

$$D = \frac{M}{A} \quad \text{EQ. 3.6}$$

Onde:

D: Densidade superficial do tecido (g/m<sup>2</sup>);

M: Massa total da amostra (g);

A: Área da amostra (m<sup>2</sup>).

#### 3.6.4 IMPACTO CHARPY E IZOD

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) na COPPE/UFRJ, com o equipamento Tinius Olsen modelo IT542, conforme a norma ASTM D6110. E os ensaios de impacto Izod foram realizados no Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) da UENF, com o equipamento PANTEC modelo XC-50, conforme a norma ASTM D256. O objetivo em ambos os ensaios foi obter a energia de fratura em Joules por metro (J/m).



As placas compósitas foram cortadas dando origem a cinco corpos de prova de cada fração considerada com dimensões  $127 \times 12,7 \times 10 \text{ mm}^3$  e  $63,5 \times 12,7 \times 10 \text{ mm}^3$  (FIG. 3.16). Utilizou-se uma fresa em aço para a confecção do entalhe com 2,54 mm de profundidade, ângulo de  $45^\circ$  e raio de curvatura de 0,25 mm.

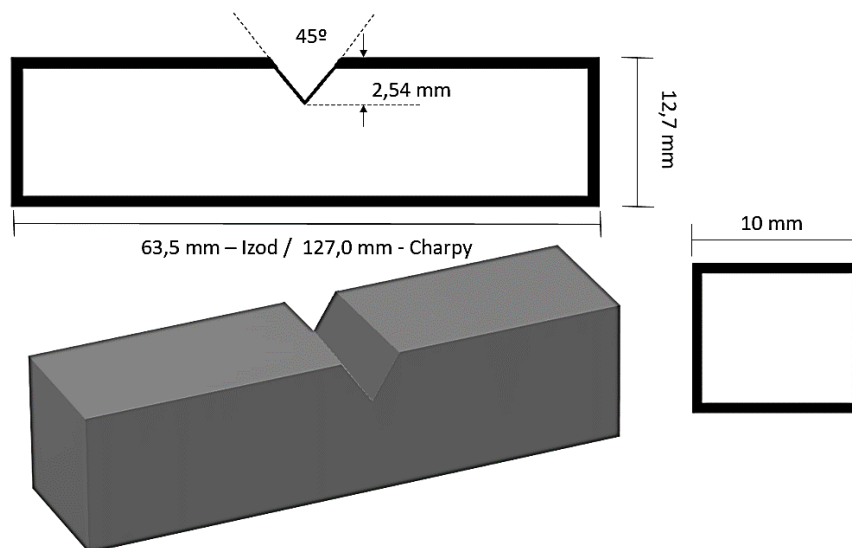


FIG. 3.16 Esquema do corpo de prova de Charpy e Izod.

### 3.6.5 PULL-OUT

As fibras foram utilizadas na sua condição como recebidas, ou seja, sem qualquer tratamento de superfície. Antes do teste, as fibras foram limpas e secas a  $60^\circ\text{C}$  por 24 horas. A tensão de arrancamento foi realizada segundo o método de Kelly e Tyson (1965). Esses ensaios executados em uma máquina universal Instron 3365 com célula de carga de 25 kN, pertencente ao Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) da COPPE/UFRJ.

As fibras de fique foram embutidas em uma matriz polimérica de epóxi conforme apresentada na FIG. 3.17.

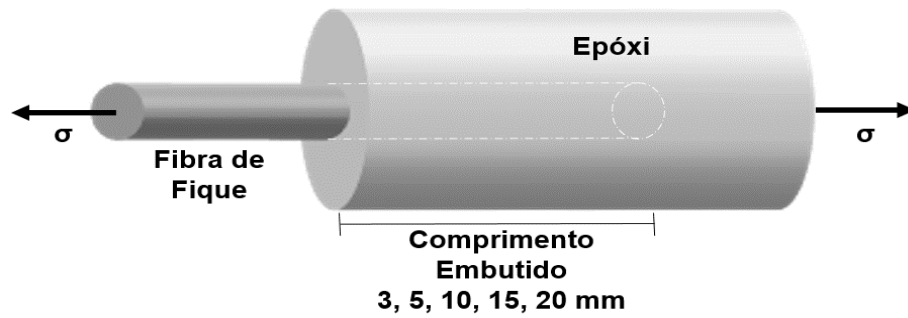


FIG. 3.17 Esquema do corpo de prova para o ensaio de pullout.

O comprimento  $L$  incorporado pela resina polimérica variou de 3 a 20 mm, a fim de gerar uma tensão de arrancamento à tração versus curva  $L$ .

Para cada profundidade de embutimento das fibras foram consideradas três amostras a fim de se estabelecer um valor médio. Os testes de pullout foram realizados em máquina universal Instron modelo 3365, operando com velocidade de ensaio de 1 mm/min.

O comprimento crítico,  $l_c$ , avaliado pela curva de pullout, permitiu o cálculo da força interfacial,  $\tau_i$ .

$$\tau_i = \frac{d\sigma_f}{2l_c} \quad \text{EQ. 3.7}$$

Onde  $\sigma_f$  é a resistência de tração da fibra de fique e  $d$  o diâmetro da fibra.

### 3.6.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Para fazer a medida das propriedades mecânicas do compósito reforçado com tecido de fique foram realizados ensaios de tração. Esses ensaios foram executados em uma máquina universal Instron 3365 com célula de carga de 25 kN, pertencente ao Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) da COPPE/UFRJ. As dimensões dos corpos de prova, mostrados na FIG. 3.18, e o ensaio seguiram a norma ASTM D638:2014 .

Os corpos de prova foram produzidos com auxílio de um molde metálico com dimensão 12x15 cm<sup>2</sup> e cortados com micro retífica modelo Songhe Tools. Portanto, a preparação dessas amostras seguiu o mesmo processo de fabricação do compósito para o SBM, acrescido do corte e acabamento para obtenção das dimensões finais para o ensaio de tração.

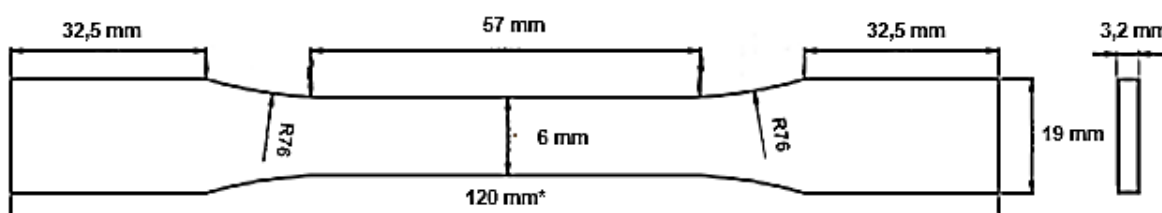


FIG. 3.18 Corpos de tração incorporados com 30, 60 e 90% em volume de tecido de fique.

### 3.6.7 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

As análises termogravimétricas dos compósitos foram realizadas conforme ASTM E1131 em um analisador termogravimétrico da marca Shimadzu, modelo DTG-60H, pertencente ao Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM). A FIG. 3.19 mostra o equipamento utilizado.

As amostras, já cominuídas, foram colocadas em cadinhos de platina e submetidas a análise por termogravimetria (TGA), sob fluxo de nitrogênio com taxa de

aquecimento de 10°C/min em um intervalo de temperatura de 10°C até 500°C. Foram determinadas a perda de massa, a temperatura de início da perda de massa (*onset*) e a temperatura de máxima taxa de perda de massa.



FIG. 3.19 Equipamento Shimadzu modelo DTG-60.

### 3.6.8 ANÁLISE TERMOMECÂNICA (TMA)

As medidas dos coeficientes de expansão térmica foram realizados no analisador termomecânico da marca Shimadzu, modelo TMA-60, pertencente ao Instituto de Pesquisas da Marinha (IPqM). A FIG. 3.20 mostra o equipamento utilizado.

As amostras foram cortadas conforme a norma ASTM E831 e colocadas em suporte de quartzo. Foi aplicada uma atmosfera de nitrogênio, com um intervalo de temperatura de 10°C até 180°C. Para tais ensaios foi utilizada uma carga fixa de compressão de 10gf.

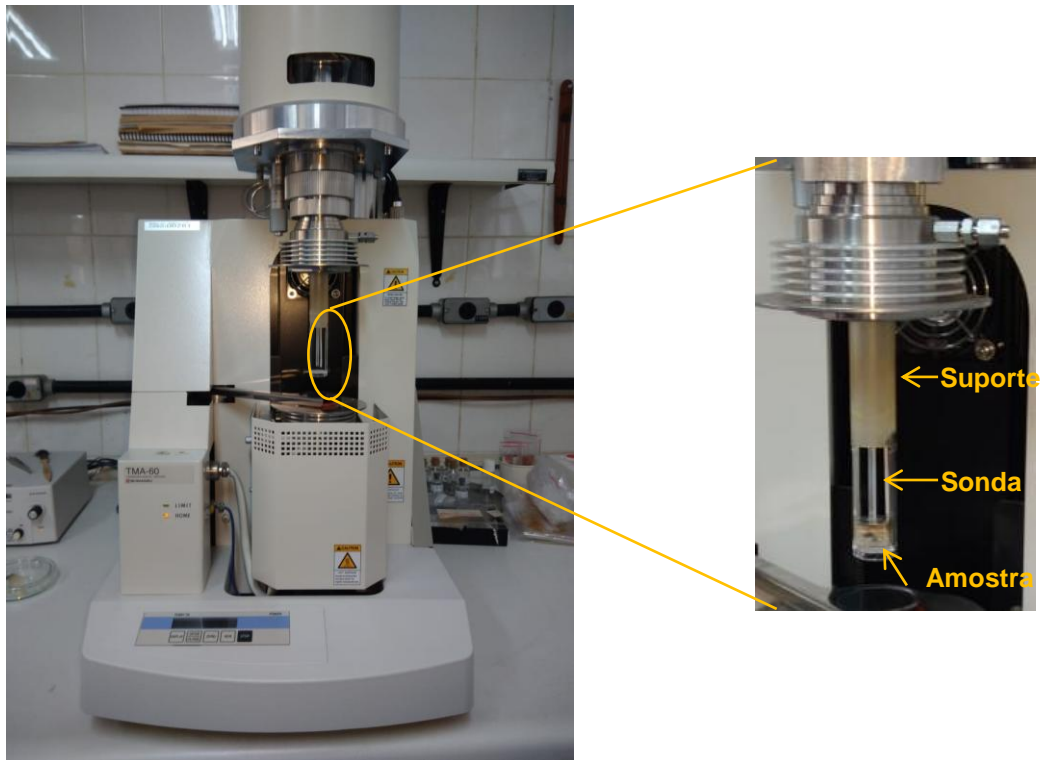


FIG. 3.20 Equipamento Shimadzu modelo TMA-60

A técnica termomecânica (TMA) foi utilizada neste trabalho com o intuito de medir a temperatura de transição vítrea e o coeficiente de expansão térmica linear do compósito de epóxi/tecido de fique.

### 3.6.9 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

Para análise de DMA foram preparados corpos de prova retangulares de tecido com resina epóxi, medindo 50x13x5 mm.

Todo o procedimento seguiu o previsto na norma ASTM D4065 e o modo de ensaio foi em um equipamento de DMA TA Instruments modelo operacional Q/800 pertencente ao Instituto de Macromoléculas da UFRJ (IMA/UFRJ), em um modo de flexão de três pontos a 1 Hz de frequência e taxa de aquecimento de 3°C/min sob atmosfera de nitrogênio

As curvas de variação de  $E'$ ,  $E''$  e  $\tan\delta$  com a temperatura foram simultaneamente registradas entre  $-50$  e  $180^\circ\text{C}$ . A técnica de DMA é capaz de determinar a transição vítrea ( $T_g$ ) por um método direto.

### 3.7 AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO BALÍSTICO

O ensaio balístico teve por objetivo verificar a capacidade de absorção de energia cinética de um corpo em movimento. No presente trabalho avaliou-se tanto as blindagens multicamada como os materiais da camada intermediária individualmente.

#### 3.7.1 VELOCIDADE RESIDUAL

O ensaio de velocidade residual teve o objetivo de avaliar a energia absorvida pela camada intermediária da blindagem multicamada após o impacto do projétil  $7,62$  mm.

Para isso foi utilizado um radar Doppler WEIBEL SL-520P (FIG. 3.21) pertencente ao Centro de Avaliações do Exército (CAEx). O cálculo foi realizado a partir das EQ. 2.1 e EQ. 2.2 considerou-se 8 disparos para a avaliação da velocidade residual conforme apresentado na TAB. 3.9.

TAB. 3.9 Grupos propostos para ensaios balísticos de velocidade residual.

Designação	Número de placas
E-15%TF	2 placas para cada grupo, cortadas em 4 pedaços, totalizando 8 amostras
E-30%TF	
E-40%TF	
E-50%TF	

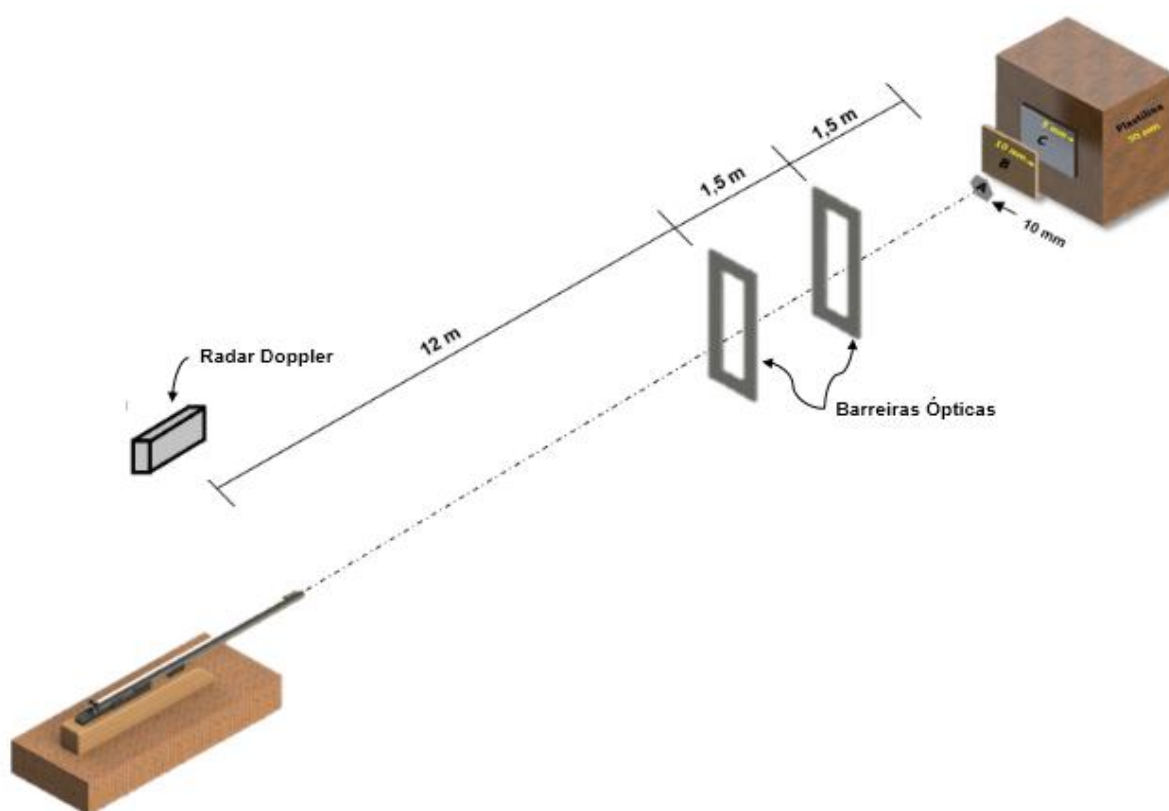


FIG. 3.21 Esquema do sistema com barreira óptica modelo B471 da HPI.

### 3.7.2 DEFORMAÇÃO NA PLASTILINA (*BACKFACE SIGNATURE* – BFS)

Os ensaios de deformação na plastilina (*Backface Signature* – BFS) foram realizados para a avaliação do nível da proteção balística alcançada pela blindagem multicamada, correlacionado o desempenho com a medida da deformação provocada na plastilina pelo disparo.

O material que atende a norma NIJ 0101.04 (2000) e é comumente utilizado para simular a consistência média semelhante à do corpo humano é a plastilina. A massa para modelar CORFIX® (plastilina) possui densidade aproximada de 1,07 g/cm<sup>3</sup> e é disponível comercialmente.

A calibração da plastilina foi realizada antes dos disparos e para isso utilizou-se o equipamento e a técnica *Drop weight*. Os parâmetros para esta técnica foram especificados abaixo:

- i. Esferas de aço;
- ii. Tamanho da esfera: 63,5 mm  $\pm$  0,05 mm de diâmetro;
- iii. Massa da esfera: 1043 g  $\pm$  5 g;
- iv. Altura de queda: 2,0 m;
- v. Espaçamento entre as esferas: 76 mm  $\pm$  3 mm das bordas e 203 mm

A calibração consiste na queda livre de cinco esferas de aço sobre o material de apoio, onde a profundidade média é medida a partir da superfície plana original do material de apoio utilizando um laser medidor de profundidade e é considerada aceitável quando a indentação é em torno de 20 mm  $\pm$  3 mm. Os locais gerais de queda dos pré-testes serão localizados de acordo com a FIG. 3.22.



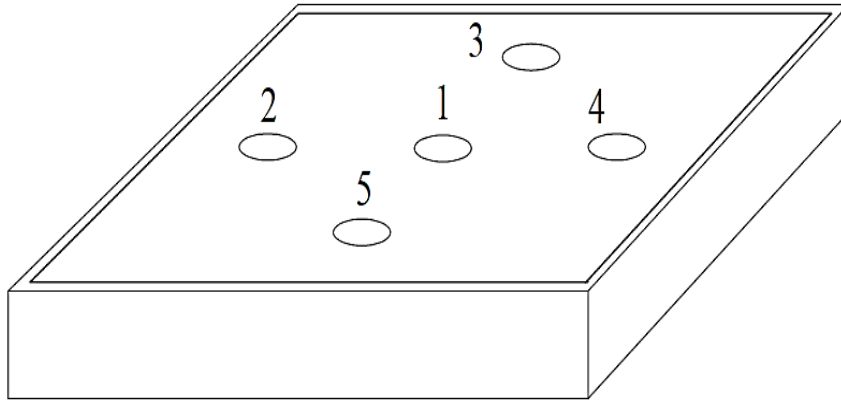


FIG. 3.22 Locais de queda gerais do pré-teste.

Após o impacto balístico no material de blindagem multicamada foi medida a deformação (indentação) deixada pela blindagem na plastilina. As condições gerais dos ensaios foram:

- i. Munição: calibre 7,62 mm M1, fornecida comercialmente ao Exército, com projétil de massa de 9,7 gramas;
- ii. Dispositivo: provete calibre 7,62 e um dispositivo de fixação do alvo;
- iii. Distância do alvo: 15 metros, segundo a norma ABNT NBR 15000 para as munições de 7,62 mm;
- iv. Ângulo de incidência no alvo: 90°;
- v. Quantidade de tiros para cada situação específica: 7 disparos, para que a estatística de Weibull possa ser aplicada;
- vi. Local: Centro de Avaliações do Exército (CAEx).

Os ensaios foram divididos em grupos conforme a formulação do material compósito da camada intermediária. Na TAB. 3.10 estão relacionados os grupos propostos para ensaios.

TAB. 3.10 Grupos propostos para ensaios balísticos de indentação na plastilina.

<b>Designação</b>	<b>Número de placas</b>
E-15%TF <sup>1</sup>	8 placas para cada grupo
E-30%TF <sup>1</sup>	
E-40%TF <sup>1</sup>	
E-50%TF <sup>1</sup>	

<sup>1</sup>Epóxi (E) reforçado com XX% em volume de tecido de fique (TF).

A caracterização da eficiência balística foi a medida da profundidade da deformação na plastilina após o impacto, sendo considerada eficiente se o valor for igual ou inferior a 44 mm.

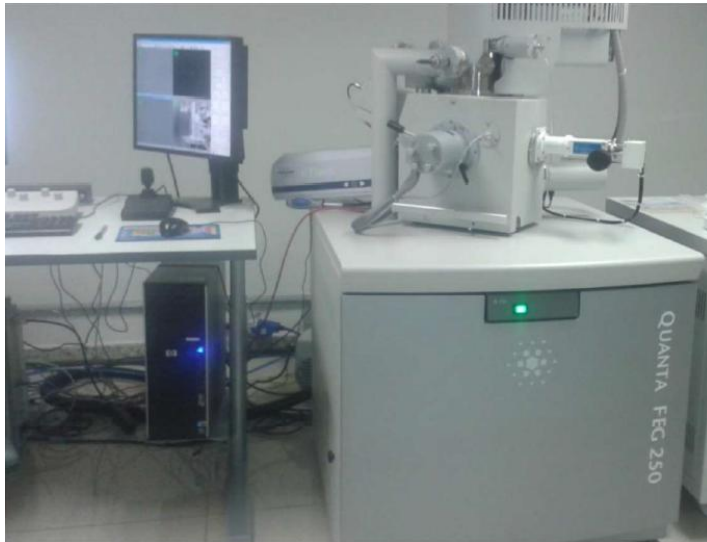
### 3.8 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A caracterização morfológica da fratura nos materiais é muito importante na definição das causas de sua falha. Essa análise serve para confirmar ou remover suspeitas sobre os modos de falhas e geralmente é feita com auxílio do equipamento de MEV.

As imagens de MEV podem ser formadas por mecanismos de contrastes topográfico e atômico, no presente trabalho foi utilizado o contraste topográfico.

O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura Quanta FEG 250 da FEI (FIG. 3.23a), disponível no Instituto Militar de Engenharia (IME), operando de 15 a 20 kV, usando elétrons secundários.

Após os ensaios balísticos foram recolhidos alguns fragmentos dos SBMs. As amostras foram fixadas em um suporte com auxílio de uma fita de carbono autocolante dupla face e submetidas ao recobrimento metálico com ouro utilizando o equipamento LEICA, modelo EM ACE600 (FIG. 3.23b).



(a)



(b)

FIG. 3.23 (a) Microscópio Eletrônico de Varredura FEI, modelo Quanta FEG 250; (b) Sistema de deposição de alto vácuo, LEICA, modelo EM ACE600.

### 3.9 CASAMENTO DE IMPEDÂNCIAS DE CHOQUE

Com a finalidade de determinar os valores de pressão e de velocidade de partícula nas interfaces entre os materiais envolvidos nos impactos balísticos, foi utilizada a técnica do casamento de impedâncias de choque (MEYERS, 1994). Estas grandezas são obtidas a partir da interseção de curvas características de cada material (curvas Hugoniot), considerando os alvos impactados e os que realizarão o impacto.

A curva Hugoniot característica dos materiais que sofrerão o impacto, chamada de Hugoniot Direta, é apresentada na EQ. 3.8.

$$P = \rho_0(C_0 + SU_P)U_P \quad \text{EQ. 3.8}$$

A curva Hugoniot característica para materiais que realizarão o impacto, chamada de Hugoniot Invertida, é apresentada na EQ. 3.9.

$$P = \rho_0[C_0 + S(V_{imp} - U_P)](V_{imp} - U_P) \quad \text{EQ. 3.9}$$

## 3.10 MÉTODO ESTATÍSTICO

### 3.10.1 WEIBULL

A distribuição de Weibull é a distribuição estatística mais popular para cálculos de engenharia de confiabilidade. A grande vantagem do trabalho de confiabilidade é que, ajustando os parâmetros de distribuição, ele pode ser adaptado a muitas distribuições (O'CONNOR & KLEYNER, 2012).

A função de distribuição cumulativa de Weibull é dada pela EQ. 3.10.

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\theta}\right)^\beta\right] \quad \text{EQ. 3.10}$$

Sendo:

$\theta$ : Unidade característica de Weibull ou parâmetro de escala

$\beta$ : Módulo de Weibull ou parâmetro de forma

Redefinindo-se a EQ. 3.10, é obtida a EQ. 3.11:

$$\ln\left[\ln\left(\frac{1}{1-F(x)}\right)\right] = \beta \ln(x) - [\beta \ln(\theta)] \quad \text{EQ. 3.11}$$

A EQ. 3.11 consiste de uma reta com coeficiente angular igual a  $\beta$  e coeficiente linear igual a  $-\beta \ln(\theta)$ .

Deste modo, os parâmetros podem ser obtidos com relativa facilidade, através de um método gráfico, desde que os dados sejam ordenados de forma crescente (O'CONNOR & KLEYNER, 2012). O modelo de Weibull foi utilizado neste trabalho para quantificar a confiabilidade estatística de alguns parâmetros medidos.

### 3.10.2 ANÁLISE DE VARIÂNCIA (ANOVA)

A Análise de Variância (ANOVA) é um procedimento para comparar três ou mais tratamentos das propriedades medidas em ensaio mecânico e balístico, utilizando-se a distribuição por amostragem da estatística “F” de Snedecor que é um método eficaz para identificar diferenças entre médias. Os tratamentos considerados foram as frações volumétricas de tecido de fique aplicado como reforço em matriz epóxi.

O nível de confiabilidade para todos os testes foi de 95%. A TAB. 3.11 apresenta os parâmetros estatísticos utilizados para realização da análise de variância.

A interpretação da análise é realizada através do valor obtido de “F”, de modo que, quando o  $F_{\text{calculado}} > F_{\text{tabelado}}$ , rejeita-se a hipótese de nulidade da hipótese ( $H_0$ ) de que as médias são iguais, ou seja, existe evidências de diferença significativa entre pelo menos um par de médias de tratamentos, ao nível de 5% de significância.

Caso contrário, não se rejeita a hipótese de nulidade ( $H_0$ ) de que as médias são iguais, ou seja, sem evidências de diferença significativa entre tratamentos, ao nível de 5% de significância.

TAB. 3.11 Parâmetros estatísticos utilizados na análise de variância (ANOVA).

Causas de variação	GL	Soma de quadrados	Quadrado médio	F calculado	F crítico (tabelado)
Tratamentos	k-1	SQT	QMT	QMT/QMR	Tabela F (5% de significância)
Resíduos	k(r-1)	SQR	QMR		
Total	kr-1	SQT <sub>o</sub>			

GL: nº de graus de liberdade;

k: nº de tratamentos (tipos ou percentuais de reforço de tecido de fique utilizados);

r: nº de repetições do tratamento;

n: (nº de tratamentos) x (nº de repetições do tratamento);

k(r-1): nº de graus de liberdade do resíduo;

(kr-1): nº total de graus de liberdade;

SQT: Soma dos quadrados dos tratamentos;

$$SQT = \frac{\sum(\text{valor obtido para cada tratamento})^2}{r} - \frac{(\sum(\text{valor obtido da propriedade}))^2}{n} \quad \text{EQ. 3.12}$$

SQR: Soma dos quadrados do resíduo (SQR=SQT<sub>0</sub>-SQT)

SQT<sub>0</sub>: Soma dos quadrados total;

$$SQT_0 = \sum(\text{valor obtido da propriedade})^2 - \frac{(\sum(\text{valor obtido da propriedade}))^2}{n} \quad \text{EQ. 3.13}$$

QMT: Quadrado médio dos tratamentos (QMT=SQT/(k-1));

QMR: Quadrado médio do resíduo (QMR=SQR/ k(r-1));

Neste caso:  $\sum(\text{valor obtido para cada tratamento}) = \sum(\text{valor obtido da propriedade})$ .

Quando encontrado diferença de médias, foi aplicado a comparação entre as médias de tratamento utilizando o teste de Tukey para identificar qual ou quais tratamentos foram diferentes. O teste de Tukey permite testar qualquer contraste entre duas médias de tratamentos. O teste baseia-se na Diferença Mínima Significativa (d.m.s.), calculada pela EQ. 3.14.

$$d. m. s. = q \times \sqrt{\frac{QMR}{r}} \quad \text{EQ. 3.14}$$

Sendo  $q$  a amplitude total estudentizada (valor tabelada), a qual é função do grau de liberdade (GL) do resíduo e do número de tratamentos; QMR é o quadrado médio do resíduo e  $r$  é o número de repetições de cada tratamento.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO PRELIMINAR DA CAMADA FRONTAL DA BLINDAGEM (CERÂMICA)

Foram fabricadas 40 pastilhas cerâmicas para uso como camada frontal nos SBMs estudados, seguindo o processamento mencionado anteriormente seção 3.3. Os valores médios de densidade geométrica, espessura, densificação e porosidade do material cerâmico são mostrados na TAB. 4.1.

A densificação média foi calculada pela relação entre a densidade média do sinterizado e a massa específica teórica da cerâmica ( $3,9980 \text{ g/cm}^3$ ), obtida pela regra das misturas, utilizando os valores de densidade da alumina ( $3,9800 \text{ g/cm}^3$ ), da nióbia ( $4,600 \text{ g/cm}^3$ ) e do fluoreto de lítio ( $2,6350 \text{ g/cm}^3$ ).

TAB. 4.1 Propriedades das amostras cerâmicas sinterizadas.

<b>Massa específica (<math>\text{g/cm}^3</math>)</b>	<b>Espessura (mm)</b>	<b>Densificação (%)</b>	<b>Porosidade (%)</b>
$3,618 \pm 0,099$	$10,118 \pm 0,081$	$90,506 \pm 2,487$	$2,740 \pm 0,665$

Valores similares de densidade e densificação também foram obtidos por Santos (2016) para este material cerâmico  $[(\text{Al}_2\text{O}_3 + 4\%\text{Nb}_2\text{O}_5) + 0,5\%\text{LiF}]$ , sinterizada a  $1400^\circ\text{C}$  por 3h, cujos valores foram respectivamente  $3,757 \pm 0,008 \text{ g/cm}^3$  e  $93,98 \pm 0,19\%$ .

Para o ensaio de velocidade residual totalizaram 7 amostras, todos os disparos foram válidos, de acordo com a velocidade mínima determinada pela NIJ 0101.04 (2000) para blindagem nível III, para munição 7,62 mm. Os resultados obtidos estão mostrados na TAB. 4.2.

TAB. 4.2 Valores médios das velocidades de impacto e residual, e energia absorvida.

Amostras Hexagonais (10x31 mm – 100 g)	$V_i$ (m/s)	$V_r$ (m/s)	$E_{abs}$ (J)	$\%E_{abs}$	Ref.
[Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ]- 0,5%LiF	845	585	1792	53,33	PT <sup>1</sup>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	848	567	1928	56,60	(MONTEIRO, LIMA JR, LOURO, DA SILVA, & DRELICH, 2014)
Amostras Cilíndricas (Φ57 mm – 60 g)					
[Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ]- 0,5%LiF	849	705	1085	31	(Santos, et al., 2018)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	844	711	1003	29	

<sup>1</sup>Presente Trabalho

Comparativamente, observou-se que a energia absorvida pelo composto cerâmico com adição do fluoreto de lítio reduziu em aproximadamente 3% a absorção de energia do cerâmico.

## 4.2 CARACTERIZAÇÃO PRELIMINAR DA CAMADA INTERMEDIÁRIA

### 4.2.1 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO (FTIR)

Os espectros obtidos na região do infravermelho das fibras de fique possibilitam observar as principais vibrações.



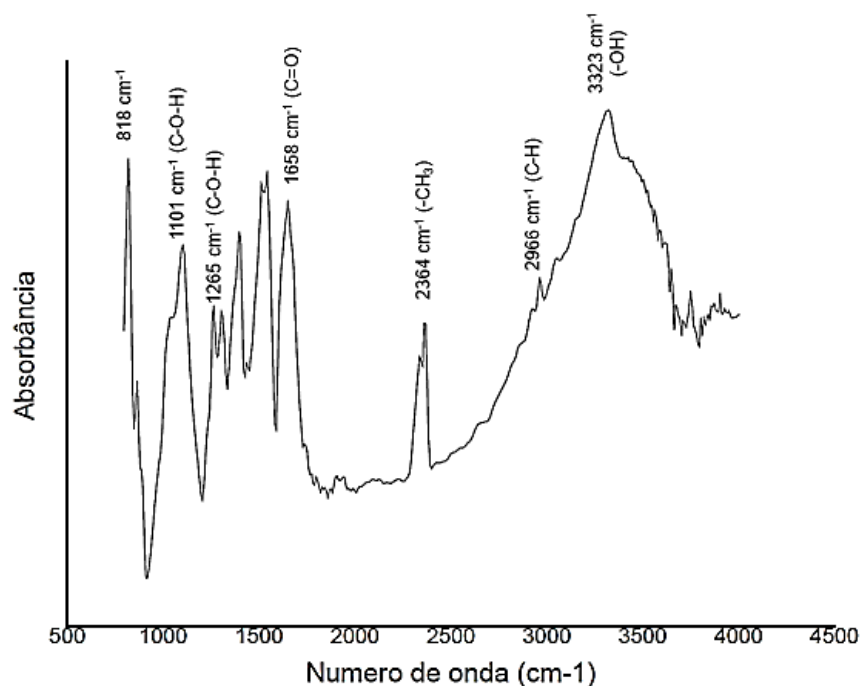


FIG. 4.1 Espectro FTIR em modo absorbância.

A FIG. 4.1 mostra a análise de IR da fibra com bandas características atribuídas aos principais componentes dos tecidos vegetais: celulose, hemicelulose e lignina. Os picos centrados em 3323 e 2966  $\text{cm}^{-1}$  são atribuídos às vibrações de estiramento O–H e C–H, respectivamente, presentes na celulose, hemicelulose e lignina. A celulose exibe duas bandas características: uma a 818  $\text{cm}^{-1}$  devido a ligações  $\beta$ -glicosídicas e outra a 1101  $\text{cm}^{-1}$  devido a vibrações na estrutura do anel de piranose C-O (OVALLE-SERRANO, BLANCO-TIRADO, & COMBARIZA, 2018).

Além disso, os sinais em 1658 e 1265  $\text{cm}^{-1}$  correspondem às vibrações típicas da ligação C=O presentes na hemiceluloses e C-O-C das ligações éter aromáticas na lignina, respectivamente (MUÑOZ-VELEZ, HIDALGO-SALAZAR, & MINA-HERNANDEZ, 2014).

#### 4.2.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

O difratograma de raios X das fibras de fique *in natura* (FIG. 4.2) apresenta comportamento típico de estrutura semicristalina, possuindo dois picos difusos referentes às fases amorfa e cristalina dos materiais. O pico de menor intensidade ( $I_{am}$ ) é referente a fase amorfa e se encontra próximo de  $2\theta=16^\circ$ , já o pico mais elevado ( $I_{002}$ ) está relacionado à fração cristalina e está próximo a  $2\theta=22^\circ$ .

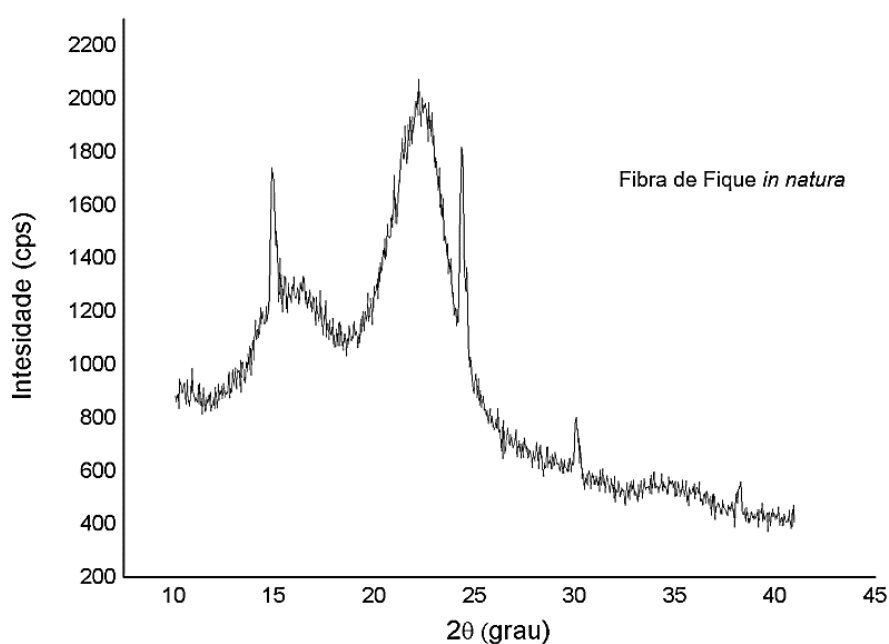


FIG. 4.2 Difratograma de raios X das fibras de fique.

O índice de cristalinidade obtido das fibras está apresentado na TAB. 4.3.

TAB. 4.3 Parâmetros retirados do difratograma e índice de cristalinidade.

Material	$I_{am}$	$I_{002}$	$I_c$
Fibra <i>in natura</i>	1330	2072	35,8

Analisando o índice de cristalinidade obtida das fibras observou-se um valor inferior quando comparados a outras fibras, tais como fibras de coco verde (43%),

fibras de bagaço de cana (37-58%) e fibras de malva (82%) (ROCHA & MULINARI, 2014; CARVALHO, MULINARI, VOONWALD, & CIOFFI, 2010; NASCIMENTO, et al., 2018).

#### 4.2.3 DETERMINAÇÃO DA GRAMATURA OU DENSIDADE SUPERFICIAL DO TECIDO

A TAB. 4.4 apresenta a massa (g) e a área superficial (m<sup>2</sup>) das amostras de tecido de fique mostrando os valores da gramatura calculada pela EQ. 3.6.

TAB. 4.4 Densidade superficial do tecido de fique.

<b>Amostra</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Área (m<sup>2</sup>)</b>	<b>Gramatura (g/m<sup>2</sup>)</b>	<b>Gramatura média (g/m<sup>2</sup>)</b>
1	9,355	0,010	935,500	859,400 ± 66,500
2	8,120	0,010	812,000	
3	8,308	0,010	830,800	

Na FIG. 4.3 é ilustrada a configuração do tecido de trama simples, bem como a superfície de uma fibra com superfície estruturada e heterogênea composta de fibrilas em camadas, e uma fibra fraturada mostrando sua estrutura interna e microfibrilas enroladas que são responsáveis pela excelente elasticidade e resistência mecânica da fibra (CASTELLANOS, BLANCO-TIRADO, HINESTROZA, & COMBARIZA, 2012).

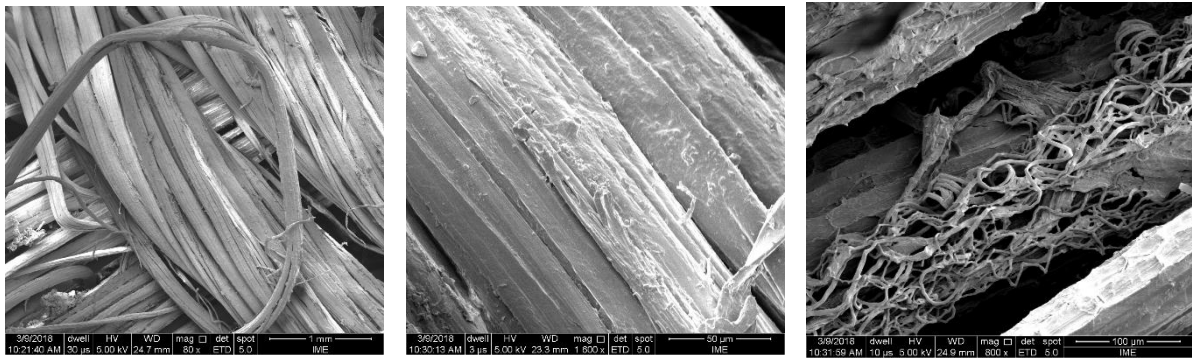


FIG. 4.3 Imagem de MEV (a) da configuração do tecido (80x), (b) da superfície da fibra (1600x), e (c) uma fibra fraturada mostrando suas camadas internas e microfibrilas enroladas (400x).

#### 4.2.4 ESPESSURA E DENSIDADE DAS PLACAS

A camada intermediária da blindagem multicamadas foi monitorada com relação a espessura e a massa específica final do compósito (determinada geometricamente), para fins de comparação com a literatura e controle do processo de fabricação. As médias e desvios padrão são apresentados na TAB. 4.5.

TAB. 4.5 Massa específica dos compósitos obtidos geometricamente.

<b>Especificação</b>	<b>Espessura média (mm)</b>	<b>Massa específica do compósito (g/cm<sup>3</sup>)</b>
E-15%TF	10,582 ± 0,624	1,083 ± 0,117
E-30%TF	10,698 ± 0,148	1,061 ± 0,012
E-40%TF	10,245 ± 0,492	1,140 ± 0,091
E-50%TF	11,077 ± 0,122	1,060 ± 0,056

#### 4.2.5 ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY E IZOD

Os resultados obtidos para ensaio Charpy em compósitos de matriz epóxi reforçados com tecido de fique, nas frações volumétricas de 15, 30, 40 e 50%, demonstraram existir uma boa capacidade de absorção de energia destes materiais comparativamente a outros compósitos reforçados com FNLs (PEREIRA A. , MONTEIRO, ASSIS, & COLORADO, 2017a; PEREIRA A. C., MONTEIRO, ASSIS, MARGEM, LUZ, & BRAGA, 2017b). Na FIG. 4.4 são mostrados os corpos de prova após o ensaio de impacto Charpy.

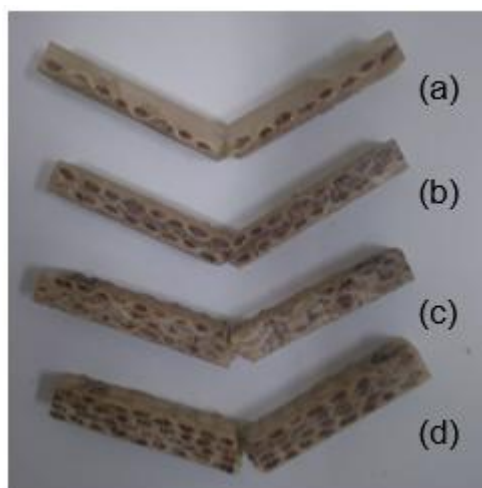


FIG. 4.4 Aspecto visual dos corpos de prova após ensaio de impacto Charpy (a) 15%, (b) 30%, (c) 40% e (d) 50% de reforço de tecido de fique em matriz epóxi.

A TAB. 4.6 e a FIG. 4.5 mostram os valores de energia absorvida pelos compósitos submetidos ao ensaio de impacto, sendo considerado cinco amostras para cada grupo. A princípio, verifica-se que a fração do material (tratamento) influencia na energia absorvida, mas a confirmação foi obtida através da análise de variância.

TAB. 4.6 Energia absorvida pelos compósitos epóxicos mediante o impacto Charpy.

<b>Energia absorvida média (J/m) – Ensaio Charpy</b>				
<b>CPs</b>	<b>E-15%TF</b>	<b>E-30%TF</b>	<b>E-40%TF</b>	<b>E-50%TF</b>
1	298,82	296,60	772,54	409,88
2	209,40	436,02	295,64	425,88
3	238,74	338,23	341,42	549,31
4	174,82	483,64	450,22	503,81
5	228,50	290,48	565,01	414,62
<b>Média</b>	<b>230,05</b>	<b>368,99</b>	<b>484,96</b>	<b>460,70</b>
<b>Desvio padrão</b>	<b>45,51</b>	<b>86,59</b>	<b>191,55</b>	<b>62,51</b>

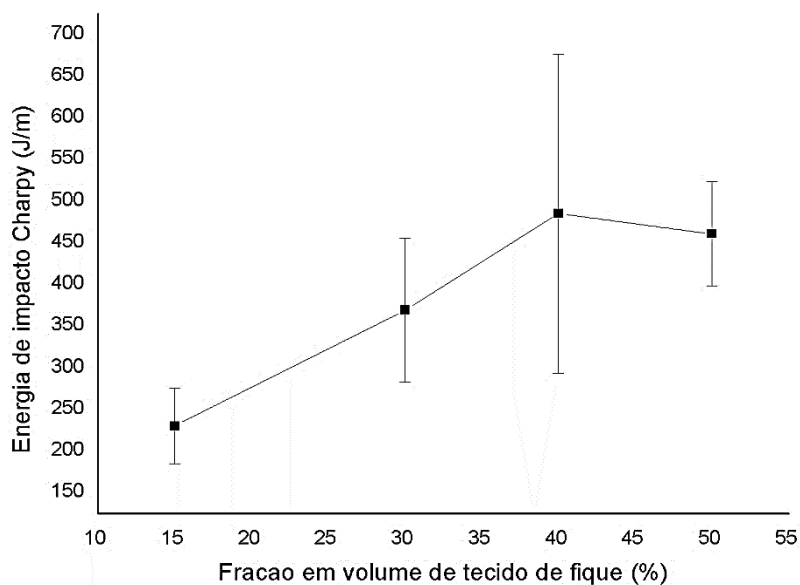


FIG. 4.5 Variação da energia de impacto Charpy dos compósitos de matriz epóxi em função da fração em volume de tecido de fique.

Observa-se um alto desvio padrão para o compósito E-40%TF mostrado na FIG. 4.5. A TAB. 4.7 mostra a análise de variância dos dados, sendo apresentados os graus de liberdade (GL), as somas de quadrados (SQ), os quadrados médios (QM), o F calculado e o parâmetro F crítico ou tabelado ( $F_c$ ).

TAB. 4.7 Análise de variância da energia absorvida por impacto Charpy.

<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F</b>	<b>F<sub>c</sub></b>
Tratamentos	3	199910	66637	5,31	3,24
Resíduos	16	200664	12541	-	-
Total	19	400573	-	-	-

Comparando-se o valor de F com F<sub>c</sub>, rejeita-se a hipótese de que as médias dos tratamentos são iguais, com 95% de confiança, uma vez que F > F<sub>c</sub>. Ou seja, o tipo de material utilizado influencia na energia absorvida no impacto Charpy.

Com base na análise de variância, é possível fazer a comparação das médias individuais pelo teste de Tukey. O valor de q para 4 tratamentos e 16 graus de liberdade para o resíduo é 2,12. Dessa forma a d.m.s. foi calculada pela EQ. 3.6 como 150,16 J/m. A TAB. 4.8 mostra a comparação entre as médias pelo teste de Tukey.

Os valores das diferenças de energia são dados em J/m. Os valores maiores que d.m.s. são apresentados em verde e negrito, e, do contrário, apresentados em vermelho.

TAB. 4.8 Comparação entre as médias de energia absorvida por impacto Charpy pelo teste de Tukey.

Compósito	E-15%TF	E-30%TF	E-40%TF	E-50%TF
E-15%TF	-	<b>138,94</b>	<b>254,91</b>	<b>230,64</b>
E-30%TF	<b>138,94</b>	-	<b>115,97</b>	<b>91,71</b>
E-40%TF	<b>254,91</b>	<b>115,97</b>	-	<b>24,27</b>
E-50%TF	<b>230,64</b>	<b>91,71</b>	<b>24,27</b>	-

Pela análise das TAB. 4.6 e TAB. 4.8, observa-se que o material E-40%TF foi o de melhor resultado aparente, pois exibiu maior valor de energia média de impacto Charpy, contudo, o E-50%TF obteve menor desvio padrão, portanto, melhor confiabilidade. Outro ponto importante a ressaltar é que não há diferença significativa entre os valores de energia média de impacto entre os percentuais de reforço de tecido de fique com 15% e 30%, pois as diferenças são inferiores ao d.m.s.

Na FIG. 4.6 mostrados os corpos de prova após o ensaio de impacto Izod. Pela análise visual confirma-se a tendência de fratura frágil na fração de 15%, e a evolução para uma fratura dúctil nos compósitos com fração volumétrica superior.

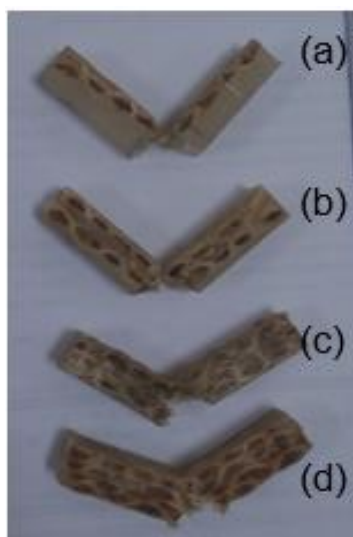


FIG. 4.6 Aspecto visual dos corpos de prova antes e após ensaio de impacto Izod (a) 15%, (b) 30%, (c) 40% e (d) 50% de reforço de tecido de fique em matriz epóxi.

Os resultados dos ensaios de impacto Izod estão apresentados na TAB. 4.9 e na FIG. 4.7, para cada condição foram ensaiadas cinco amostras.

TAB. 4.9 Energia absorvida pelos compósitos epóxicos mediante o impacto Izod.

<b>Energia absorvida média (J/m) – Ensaio Izod</b>				
<b>CPs</b>	<b>E-15%TF</b>	<b>E-30%TF</b>	<b>E-40%TF</b>	<b>E-50%TF</b>
1	98,52	123,13	286,53	124,67
2	108,48	145,07	236,07	227,07
3	94,70	170,29	183,99	296,23
4	94,16	136,05	248,33	181,49
5	83,33	83,33	157,02	180,34
<b>Média</b>	<b>95,84</b>	<b>131,58</b>	<b>222,39</b>	<b>201,96</b>
<b>Desvio padrão</b>	<b>9,05</b>	<b>32,01</b>	<b>51,77</b>	<b>63,99</b>



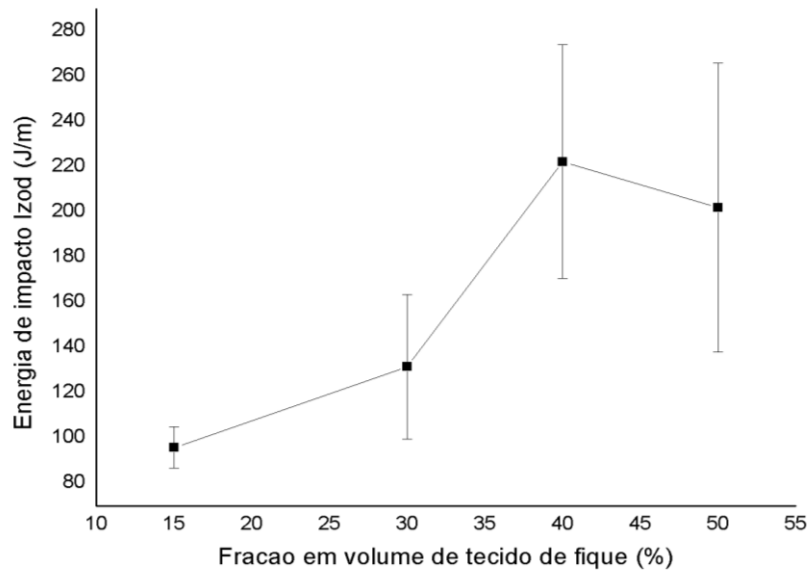


FIG. 4.7 Variação da energia de impacto Izod dos compósitos de matriz epóxi em função da fração em volume de tecido de fique.

Foi realizada análise de variância (ANOVA) para verificar se havia diferença significativa entre os resultados obtidos para a energia de impacto Izod entre os compósitos estudados. Nas TAB. 4.10 e TAB. 4.11 estão apresentadas a ANOVA e o teste de Tukey dessas amostras, respectivamente.

TAB. 4.10 Análise de variância da energia absorvida por impacto Izod.

<b>Causas de variação</b>	<b>GL</b>	<b>SQ</b>	<b>QM</b>	<b>F</b>	<b>F<sub>c</sub></b>
Tratamentos	3	52714	17571	8,92	3,24
Resíduos	16	31528	1970	-	-
Total	19	84242	-	-	-

Com base na TAB. 4.10 rejeita-se a hipótese de que as médias são iguais com nível de confiabilidade de 95%, pois  $F$  calculado (8,92) >  $F_c$  (3,24). Deste modo, é possível afirmar que a fração volumétrica de tecido de fique nos compósitos de matriz epóxi têm efeitos diferentes na energia de impacto Izod.

Por este motivo, aplicou-se o teste de Tukey para comparação de médias. A diferença média significativa (d.m.s) encontrada foi de 59,52.

TAB. 4.11 Comparação entre as médias de energia absorvida por impacto Izod pelo teste de Tukey

Compósito	E-15%TF	E-30%TF	E-40%TF	E-50%TF
E-15%TF	-	35,74	124,55	106,12
E-30%TF	35,74	-	90,81	70,38
E-40%TF	126,55	90,81	-	20,43
E-50%TF	106,12	70,38	20,43	-

Com base nesses resultados, verificou-se que os compósitos reforçados com tecido de fique apresentaram uma variação significativa na energia absorvida por impacto Izod. A explicação para este fenômeno está associada a propagação perpendicular a face de impacto, ou seja, as trincas se propagam preferencialmente entre a superfície do tecido de fique e matriz de epóxi (PEREIRA A. C., MONTEIRO, ASSIS, & COLORADO, 2017c).

Com isso, a medida que aumenta a fração volumétrica de tecido de fique, aumenta a energia de impacto do sistema. Caso houvesse total ruptura, a energia absorvida seria ainda maior, em especial a composição E-50%TF, toma-se como indicativo de resultado. O aumento de energia absorvida pode estar associado à mudança do mecanismo de fratura ocasionado pela atuação das fibras e do entrelaçamento do tecido que dificultam a propagação das trincas desviando seu percurso (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

As análises em microscopia eletrônica de varredura (FIG. 4.8) mostram de uma maneira mais clara os mecanismos de fratura envolvidos no processo, tais como, descolamento na interface fibra/matriz, trinca longitudinal na fibra e arrancamento da fibra.

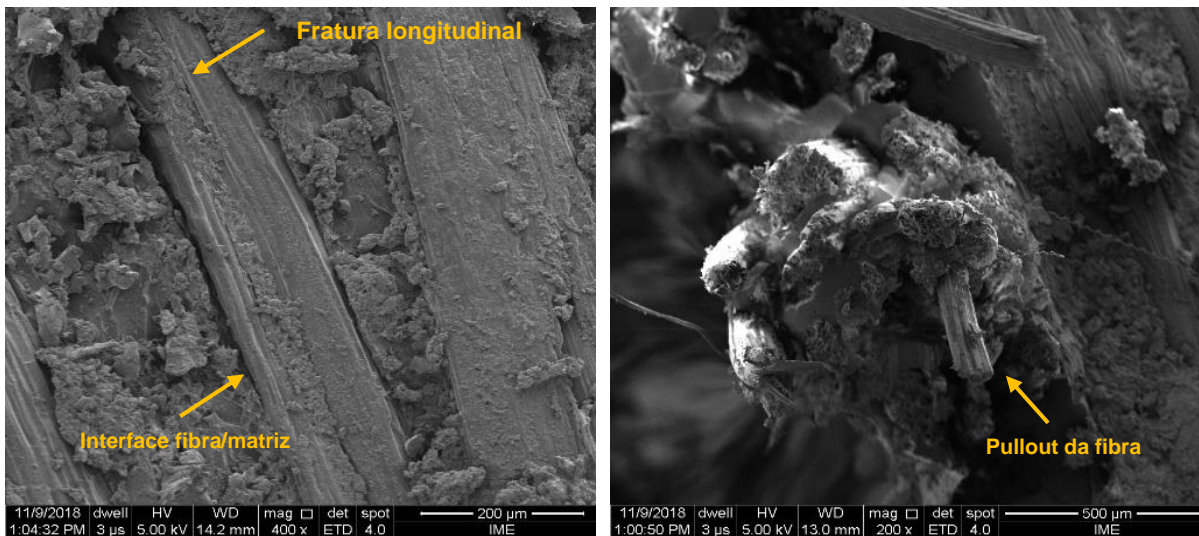


FIG. 4.8 Micrografia obtidas por MEV dos comp ositos de epóxi reforçados com tecido de fique ensaiados em impacto com aumento de (a) 400x e (b) 200 x.

#### 4.2.6 ENSAIO DE PULLOUT

A FIG. 4.9 mostra a curva geral de pullout para fibras de fique. As linhas horizontais são indicativas do intervalo de 43 a 132,4 MPa reportado para a resistência   traço de fibras de fique sendo a mínima e a média, respectivamente (DELVASTO, PERDOMO, & GUIÉRREZ, 2010).

  possível observar também o aumento linear da resistência a traço com o comprimento embutido da fibra na matriz. A ruptura da fibra ocorre quando esta atinge seu limite de resistência, o comprimento embutido correspondente a esse fen meno é chamado de comprimento crítico ( $l_c$ ).

Para comprimentos inferiores ao valor de  $l_c$  tem-se um deslocamento interfacial, e para valores superiores ocorre a ruptura da fibra sem o desacoplamento da interface fibra/matriz.

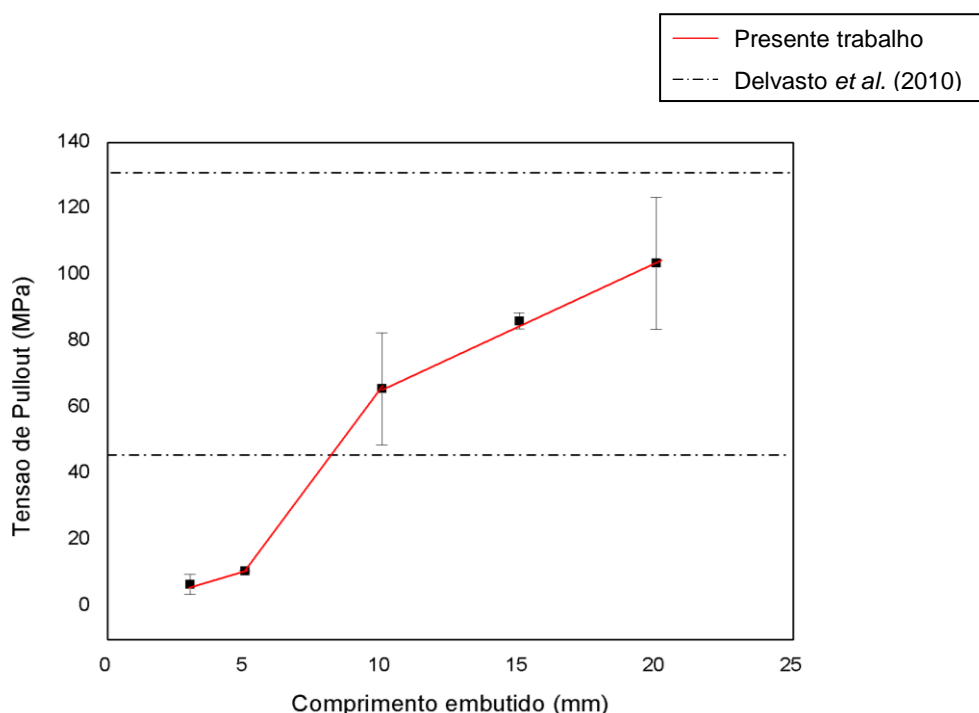


FIG. 4.9 Curva de pullout para fibras de fique embutidas em resina epóxi.

As EQ. 4.1 a EQ. 4.3 correspondem aos ajustes lineares obtidos para as tensões de pullout da fibra de fique.

$$\sigma = 0,66 + 1,98 \cdot L \quad \text{EQ. 4.1}$$

$$\sigma = 7,56 \cdot L - 27,21 \quad \text{EQ. 4.2}$$

$$\sigma = 28,27 + 3,79 \cdot L \quad \text{EQ. 4.3}$$

Calculando a interseção das EQ. 4.1 e EQ. 4.2 obteve-se que a fibra de fique atingiu o comprimento crítico ( $l_c$ ) para L igual a 5 mm. Foi determinado um segundo comprimento crítico no qual a fibra não se separa completamente da matriz (MONTEIRO & D'ALMEIDA, 2006). Esse valor foi calculado pela interseção do segundo com o terceiro segmento da reta, dados pelas EQ. 4.2 e EQ. 4.3, respectivamente, resultando em  $L_c$  igual a 14,7 mm.

É importante observar que a médias e as barras de erro das tensões associada ao comprimento embutido entre 10 e 20 mm estão no intervalo das horizontais de resistência à tração de 'fibras de fique. Isto é esperado, já que, para estes comprimentos embutidos, o término do ensaio de pullout ocorre preferencialmente por ruptura da fibra.

A partir da EQ. 3.7 e utilizando-se  $d=0,19\text{mm}$ ,  $l_c=5\text{mm}$  e  $\sigma_f=132\text{ MPa}$ , pode-se especular que a tensão cisalhante interfacial dever ser de 2,51 MPa. A FIG. 4.10 mostra o aspecto superficial longitudinal e transversal da fibra de fique.

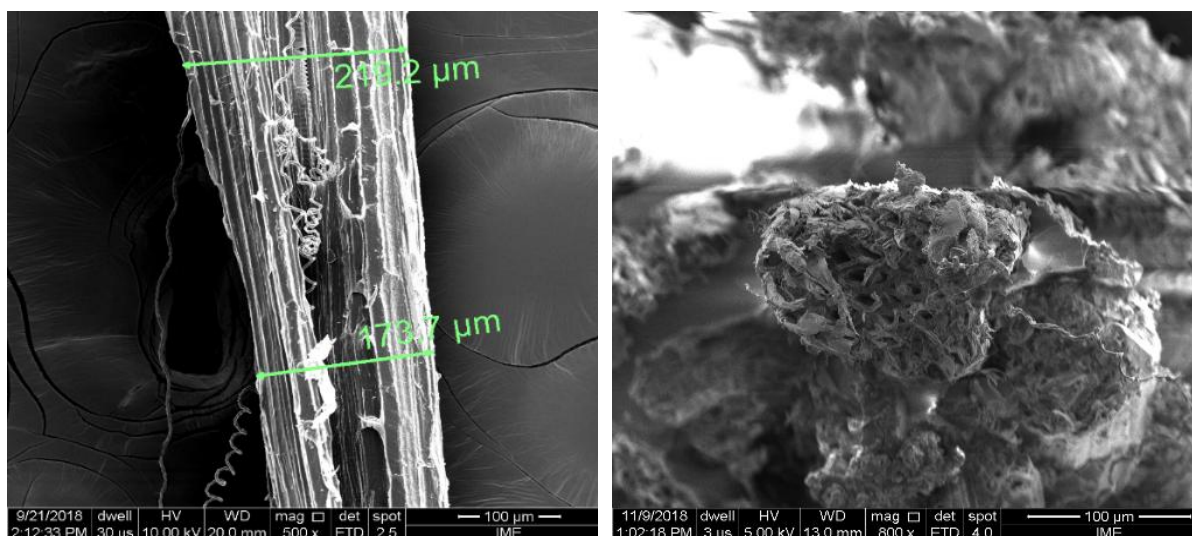


FIG. 4.10 Aspecto da fibra de fique com (a) variação do diâmetro, superfície e (b) perspectiva.

#### 4.2.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram realizados e obtidos resultados para o ensaio de tração dos compósitos reforçados com tecido de fique. Na FIG. 4.11 são mostrados os corpos de prova de tração rompidos, sendo considerado seis unidades para cada composição.

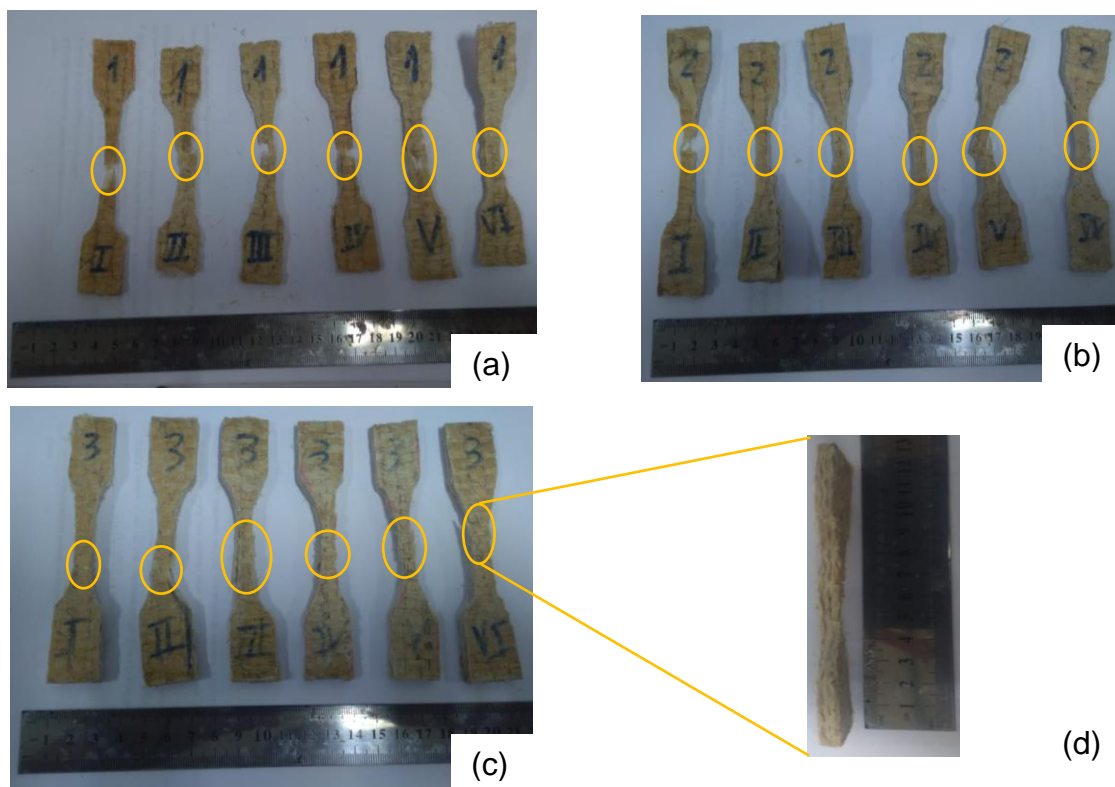


FIG. 4.11 Corpos de prova de compósitos de matriz epóxi reforçados com tecido de fique produzidos a partir de placas compósitas, com frações (a) 30%, (b) 60% e (c) 90%, após ensaio de tração; (d) detalhe da delaminação.

Na FIG. 4.11 pode-se observar que os corpos de prova apresentaram fratura dentro do comprimento. Além disso, muitos corpos de provas não tiveram suas partes separadas, tornando este ensaio, em especial E-90%TF, apenas um indicativo de resultados.

Os testes de tração foram realizados com 1, 2 e 3 camadas, correspondendo a fração volumétrica de aproximadamente 30%, 60% e 90% de tecido de fique e os resultados encontrados são mostrados na TAB. 4.12.

TAB. 4.12 Resultados para o ensaio de tração de compósitos reforçados com tecido de fique.

Quantidade de camadas	Percentual de tecido de fique	Resistência a tração (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Deformação média (%)
1	30%	46,63	2,32	5,36
2	60%	112,80	4,15	6,05
3	90%	101,20	4,41	5,56

O gráfico da resistência à tração e do módulo de elasticidade dos compósitos epoxídicos reforçados com tecido de fique obtidos a partir das curvas Forças *versus* Alongamento e está apresentada na FIG. 4.12 (a) e (b), respectivamente.

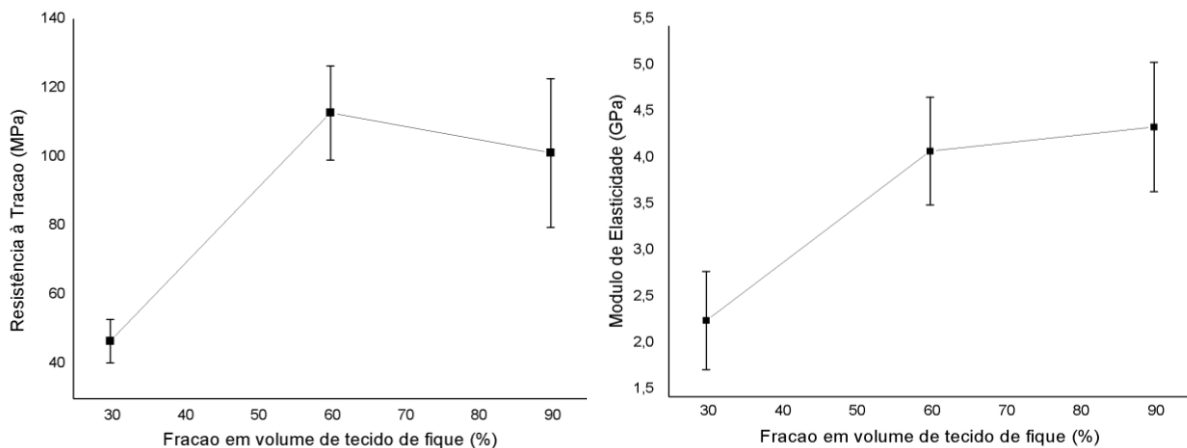


FIG. 4.12 (a) Resistência à tração e (b) módulo de elasticidade dos compósitos epoxídicos reforçados com tecido de fique.

Os resultados apresentados mostram que a incorporação dos tecidos de fique gerou um aumento nos valores médios de resistência. Entre as composições E-30%TF e E-60%TF houve um aumento significativo na resistência à tração, e entre E-60%TF e E-90%TF, dentro de um erro estatístico, não apresentaram grande diferença na propriedade. Contudo, levando em consideração o módulo de elasticidade, houve aumento proporcional de rigidez conforme aumento da fração volumétrica de reforço.

Análise visual das superfícies de fratura mostra evidências da atuação do tecido como reforço efetivo do compósito, nas três composições, em razão da ativação de mecanismos como fratura das fibras (FIG. 4.13) e a delaminação (FIG. 4.11d). As imagens em microscopia eletrônica de varredura e o aspecto macroscópico mostram de uma maneira mais clara os mecanismos de fratura envolvidos no processo.

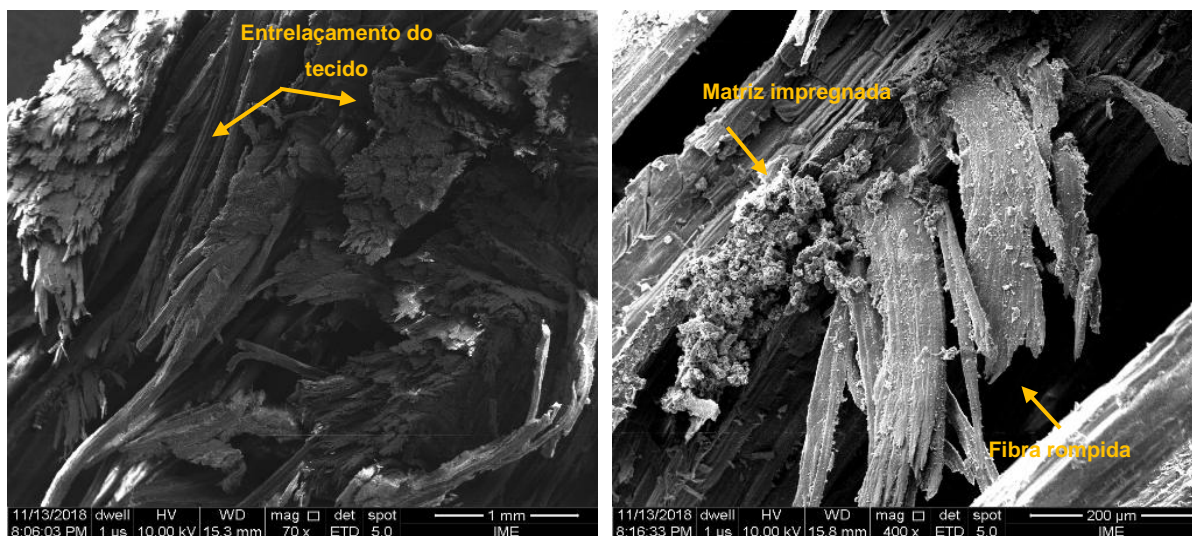


FIG. 4.13 Micrografias obtidas por MEV do compósito reforçado com 30% em volume de tecido de fique com aumentos de (a) 70x e (b) 400x.

#### 4.2.8 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

As FIG. 4.14 a FIG. 4.17 exibem as curvas de análise termogravimétrica e suas derivadas de primeira ordem para as amostras do compósito epóxi/tecido de fique.



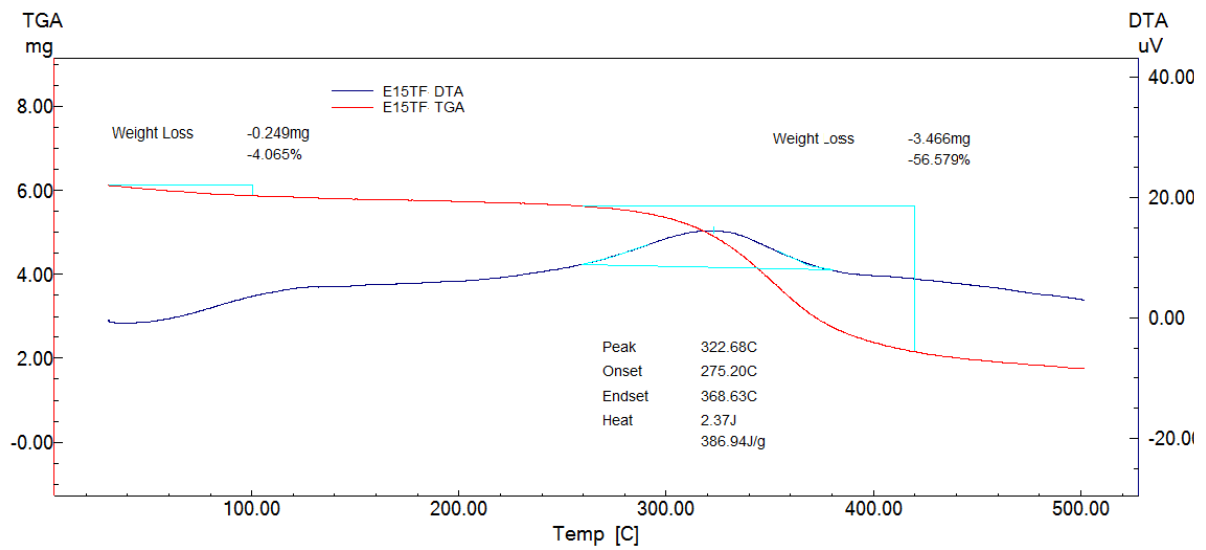


FIG. 4.14 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 15% de tecido de fique.

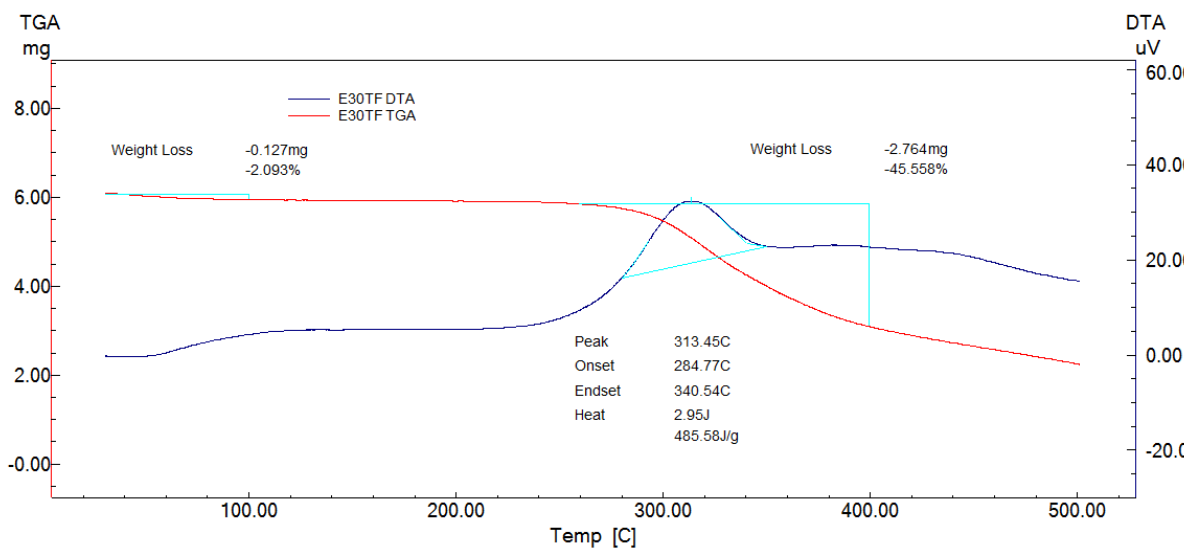


FIG. 4.15 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 30% de tecido de fique.

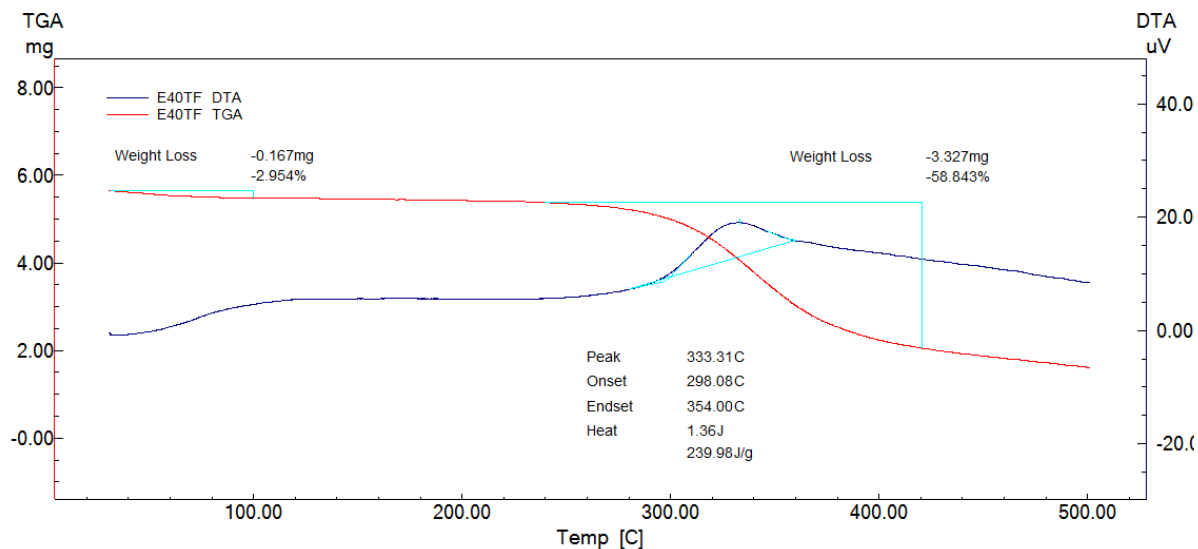


FIG. 4.16 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 40% de tecido de fique.

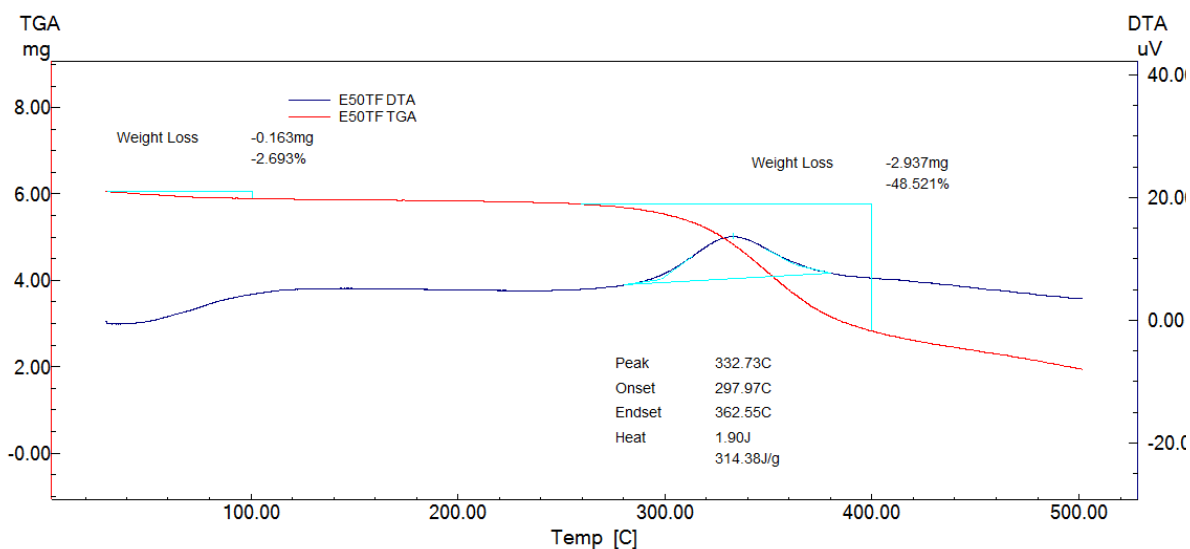


FIG. 4.17 Curvas de TGA/DTG para o compósito de epóxi reforçado com 50% de tecido de fique.

A partir destes resultados, pode ser observado que ocorre uma pequena perda de massa (>4%) a temperatura em torno de 100°C. A maior redução de massa, cerca de 59%, ocorreu entre a temperatura de 260°C até próximo a 400°C para o compósito E-40%TF.

A curva DTG mostra apenas um pico simétrico e uniforme relacionado a uma taxa máxima de perda de massa em 322,68°C; 313,45 °C; 333,31°C; e 332,73°C para as composições consideradas no presente estudo.

Para fins de compreensão sobre a obtenção ou não da estabilidade térmica dos compósitos estudados é necessário observar o comportamento térmico da resina polimérica e da fibra de fique nas suas singularidades.

Tendo isso em vista, Nascimento (2017) relata a temperatura de início da grande perda de massa para a resina epóxi DGEBA-TETA, em torno de 331,91°C, e a máxima taxa em 357,16°C. Candido (2014) menciona o pico em 373,40°C, ambos autores associam os eventos à ruptura e degradação das cadeias poliméricas.

Para a fibra de fique, Pereira (2016) relata que na temperatura de 290°C ocorre uma acentuada redução de massa, e que este evento pode estar relacionado à decomposição da estrutura da fibra, devido à ruptura das cadeias macromoleculares.

Deste modo, os picos associados à decomposição da resina epóxi, aparentemente são afetados pela presença do reforço de tecido de fique. Portanto ocorreu a estabilidade do compósito em relação aos materiais epóxi e tecido de fique. A temperatura máxima de trabalho para o compósito considerada foi 200°C.

Outro ponto a ser destacado da termogravimetria em compósitos de fibras lignocelulósicas é a existência de picos de ombro. Nas FIG. 4.14 a FIG. 4.17 estão representadas na faixa de temperatura entre 60°C a 100°C. A literatura relaciona esses picos à degradação dos componentes presentes nas fibras, especialmente as hemiceluloses e celulosas (GAÑÁN & MONDRAGON, 2002).

#### 4.2.9 ANÁLISE TERMOMECÂNICA (TMA)

A FIG. 4.18 apresenta as curvas de TMA obtidas para o o compósito de matriz epóxi reforçado com tecido de fique.

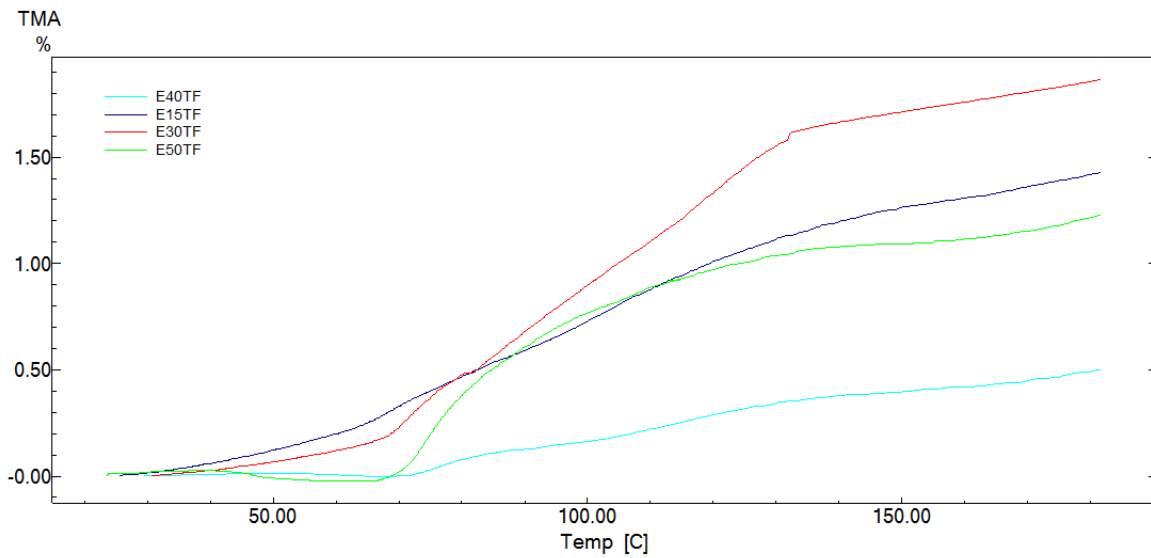


FIG. 4.18 Comparação das curvas de TMA para os compósitos de matriz epóxi reforçado com tecido de fique.

A FIG. 4.19 apresenta as temperaturas de transição vítrea ( $T_g$ ) obtidas por TMA na ordem de aproximadamente 131°C para E-15%TF; 133°C para E-30%TF; 139°C para E-40%TF; 134°C para E-50%TF. É válido citar que possíveis problemas na determinação da  $T_g$  por TMA podem ocorrer devido a limitação de transferência de calor.

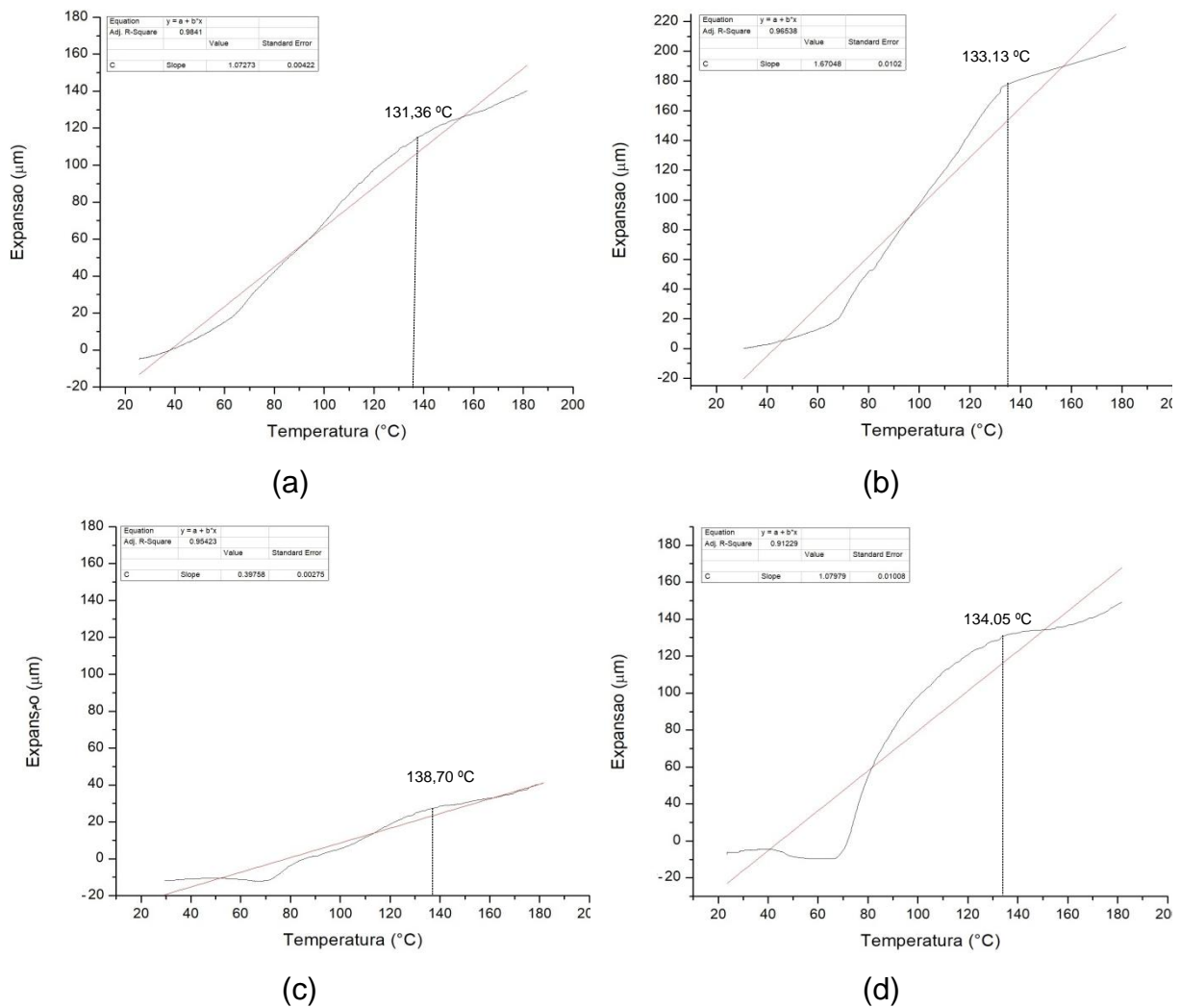


FIG. 4.19 Curvas de TMA para os compósitos de matriz epóxi reforçado com (a)15%; (b)30%; (c)40%; e (d)50% de tecido de fique.

Com o aumento da temperatura observa-se uma pequena dilatação do material. Todas as curvas de expansão térmica ficaram dispersas, contudo as variações totais foram pequenas, especialmente para E-40%TF, ou seja, muito próxima do limite de detecção do equipamento, por isso diminuiu a precisão da leitura, e o coeficiente de expansão térmica linear obtido através da equação da reta foi de  $1070.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-15%TF;  $1670.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-30%TF;  $390.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-40%TF;  $1080.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-50%TF.

Esses valores se diferenciaram do encontrado na literatura, visto que o coeficiente de expansão para o epóxi varia de  $15$  a  $100.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ . Nunes (2013) realizou o ensaio

de TMA para o compósito epóxi/fibra de carbono e chegou a um coeficiente de  $2450.10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ .

#### 4.2.10 ANÁLISE DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

A FIG. 4.20 a FIG. 4.23 apresenta as curvas dinâmico-mecânicas obtidas nos ensaios de DMA. São apresentadas as curvas de  $E'$ ,  $E''$  e  $\tan \delta$  dos compósitos de resina epóxi e tecido de fique.

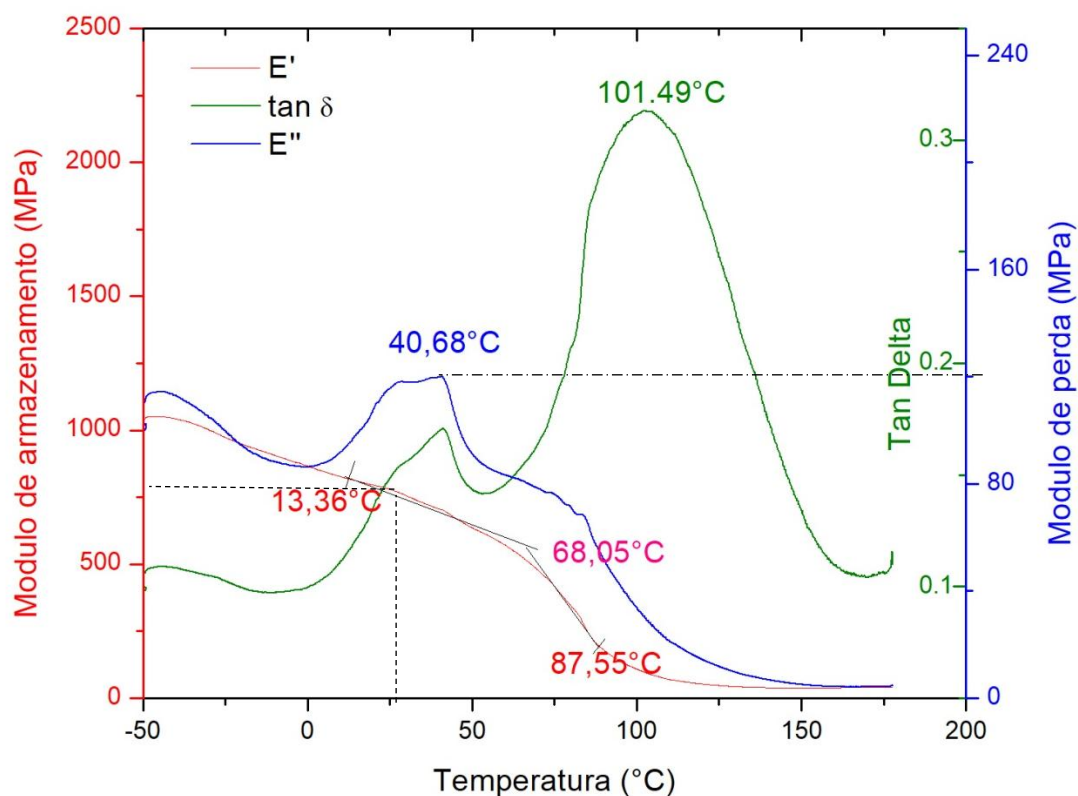


FIG. 4.20 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e  $\tan \delta$  para amostra com 15% de tecido de fique.

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, o material E-15%TF apresenta uma  $T_g$  de aproximadamente  $68,05^{\circ}\text{C}$  por  $E'$ ,  $40,68^{\circ}\text{C}$  pelo pico  $E''$  e  $101,49^{\circ}\text{C}$  pelo pico  $\tan \delta$ . O módulo de armazenamento alcançou cerca de  $750\text{ MPa}$  a temperatura de  $25^{\circ}\text{C}$  e o módulo de perda em torno de  $120\text{ MPa}$  no seu ponto máximo.

A determinação da temperatura de transição vítrea foi realizada adotando-se o método da ASTM E1640 que estabelece o material E-15%TF apresenta uma Tg de aproximadamente 101,49°C. Este método leva em consideração a Tg designada pelo maior pico evidenciado pela curva tan  $\delta$ , visto que este parâmetro é a razão de E'' (módulo viscoso) e E' (módulo elástico), e na literatura não há um consenso sobre a variável é a mais adequada a ser empregada.

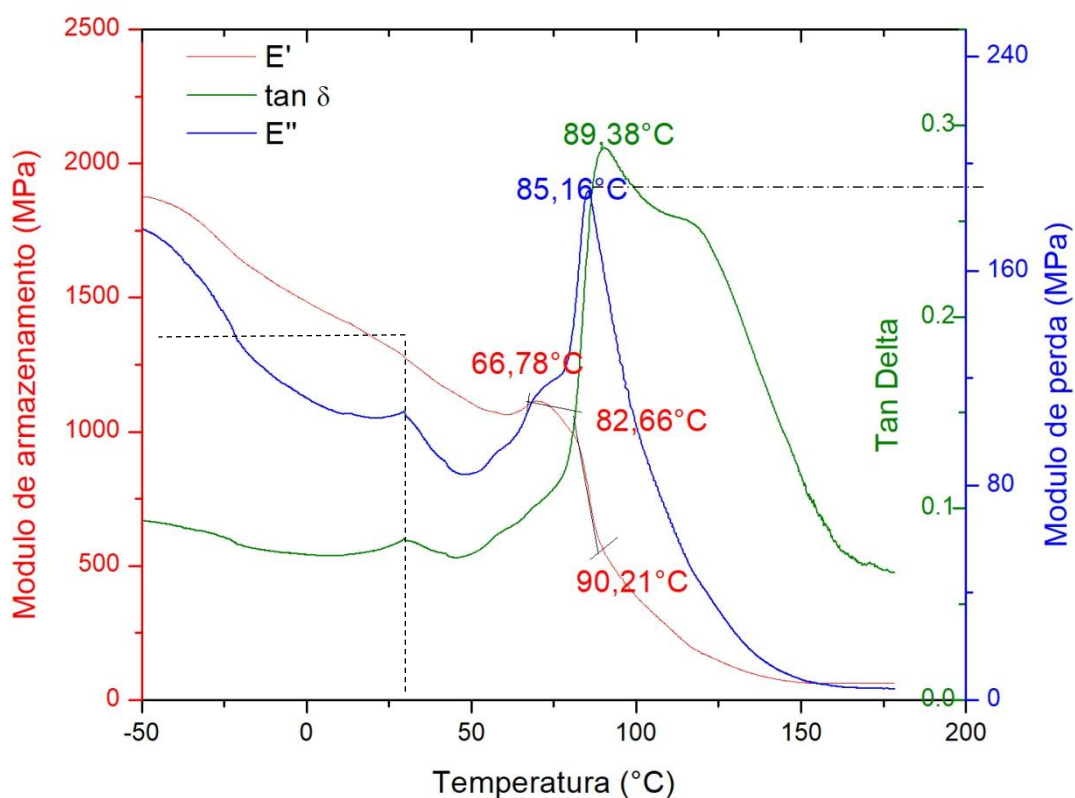


FIG. 4.21 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e tan  $\delta$  para amostra com 30% de tecido de fique.

O material E-30%TF apresenta uma Tg de aproximadamente 82,66 °C por E', 85,16°C pelo pico E'' e 89,38 °C pelo pico tan  $\delta$ . O módulo de armazenamento alcançou cerca de 1300 MPa a temperatura de 25°C e o módulo de perda em torno de 180 MPa no seu ponto máximo.

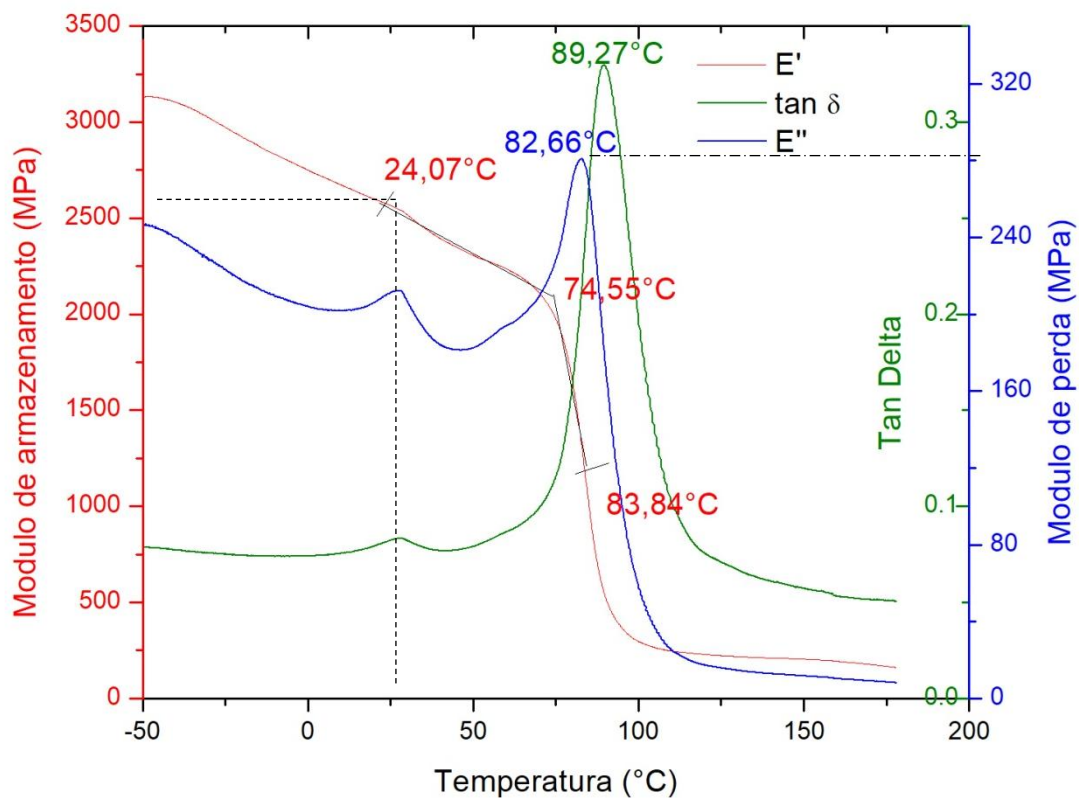


FIG. 4.22 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e  $\tan \delta$  para amostra com 40% de tecido de fique.

O material E-40%TF apresenta uma Tg de aproximadamente  $74,55\text{ }^{\circ}\text{C}$  por  $E'$ ,  $82,66\text{ }^{\circ}\text{C}$  pelo pico  $E''$  e  $89,27\text{ }^{\circ}\text{C}$  pelo pico  $\tan \delta$  (FIG. 4.22). O módulo de armazenamento alcançou cerca de 2500 MPa a temperatura de  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  e o módulo de perda em torno de 280 MPa no seu ponto máximo.



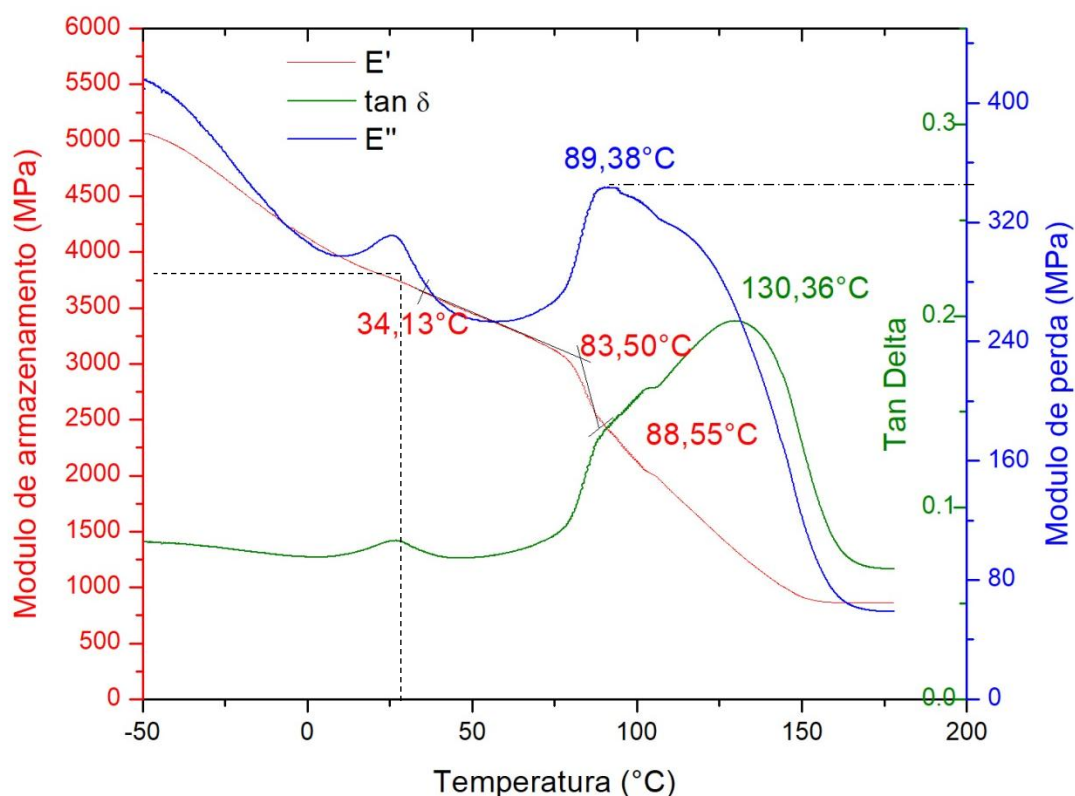


FIG. 4.23 Gráficos de DMA para o módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e  $\tan \delta$  para amostra com 50% de tecido de fique.

O material E-50%TF apresenta uma  $T_g$  de aproximadamente  $83,50\text{ }^\circ\text{C}$  por  $E'$ ,  $89,38\text{ }^\circ\text{C}$  pelo pico  $E''$  e  $130,36\text{ }^\circ\text{C}$  pelo pico  $\tan \delta$  (FIG. 4.23). O módulo de armazenamento alcançou cerca de  $3750\text{ MPa}$  a temperatura de  $25\text{ }^\circ\text{C}$  e o módulo de perda em torno de  $350\text{ MPa}$  no seu ponto máximo. O pico de relaxação ( $\alpha$ ), representado pelo ponto máximo da curva do módulo de perda, variou entre  $55\text{ }^\circ\text{C}$  e  $89\text{ }^\circ\text{C}$ . Nesta composição o máximo de dissipação de calor por unidade de deformação é obtido, visto que esta possui a temperatura em que  $E''$  é máximo.

O baixo valor de  $\tan \delta$  e alta temperatura de transição vítrea exibida por maiores frações volumétricas de tecido de fique em matriz epoxídica sugerem o aumento da rigidez deste compósito, o que foi atribuído à interação com as cadeias poliméricas.

#### 4.3 DESEMPENHO BALÍSTICO INDIVIDUAL DOS MATERIAIS DA BLINDAGEM

O comportamento balístico individual de cada camada intermediária utilizada nos SBMs foi obtido através dos testes de velocidade residual. Nestes testes todas as amostras ensaiadas foram perfuradas. Além da velocidade de impacto, a velocidade residual do projétil após a perfuração foi medida através do sistema de radar Doppler.

A FIG. 4.24 ilustra os pontos experimentais obtidos a partir do espectro de radar e a curva polinomial contínua ajustada.

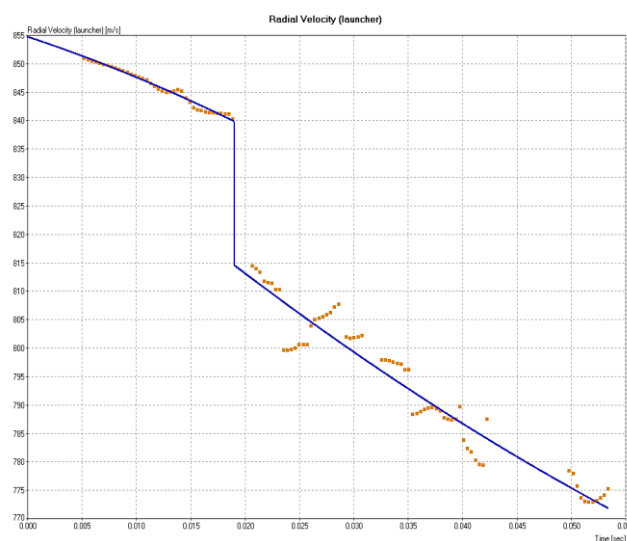


FIG. 4.24 Gráfico de pontos experimentais do ensaio de velocidade residual do compósito epóxi-fique.

Nesta figura, deve-se notar que em aproximadamente 840 m/s ocorre uma queda abrupta que indica o momento de impacto. Essa velocidade é definida como velocidade de impacto ( $V_i$ ) e a velocidade mínima atingida nessa queda é a velocidade residual ( $V_r$ ).

Com base nos dados extraídos desses gráficos pode-se determinar a velocidade limite ( $V_L$ ) para cada componente da blindagem multicamada. Devido às falhas nos disparos em duas placas de diferentes composições, optou-se por apresentar 7 amostras de cada composição. O critério de exclusão adotado foi eliminar o valor mais alto quando comparado a média.

Na TAB. 4.13 são apresentadas as análises de Weibull para os resultados do teste de velocidade residual e os gráficos estão apresentados na FIG. 4.25.

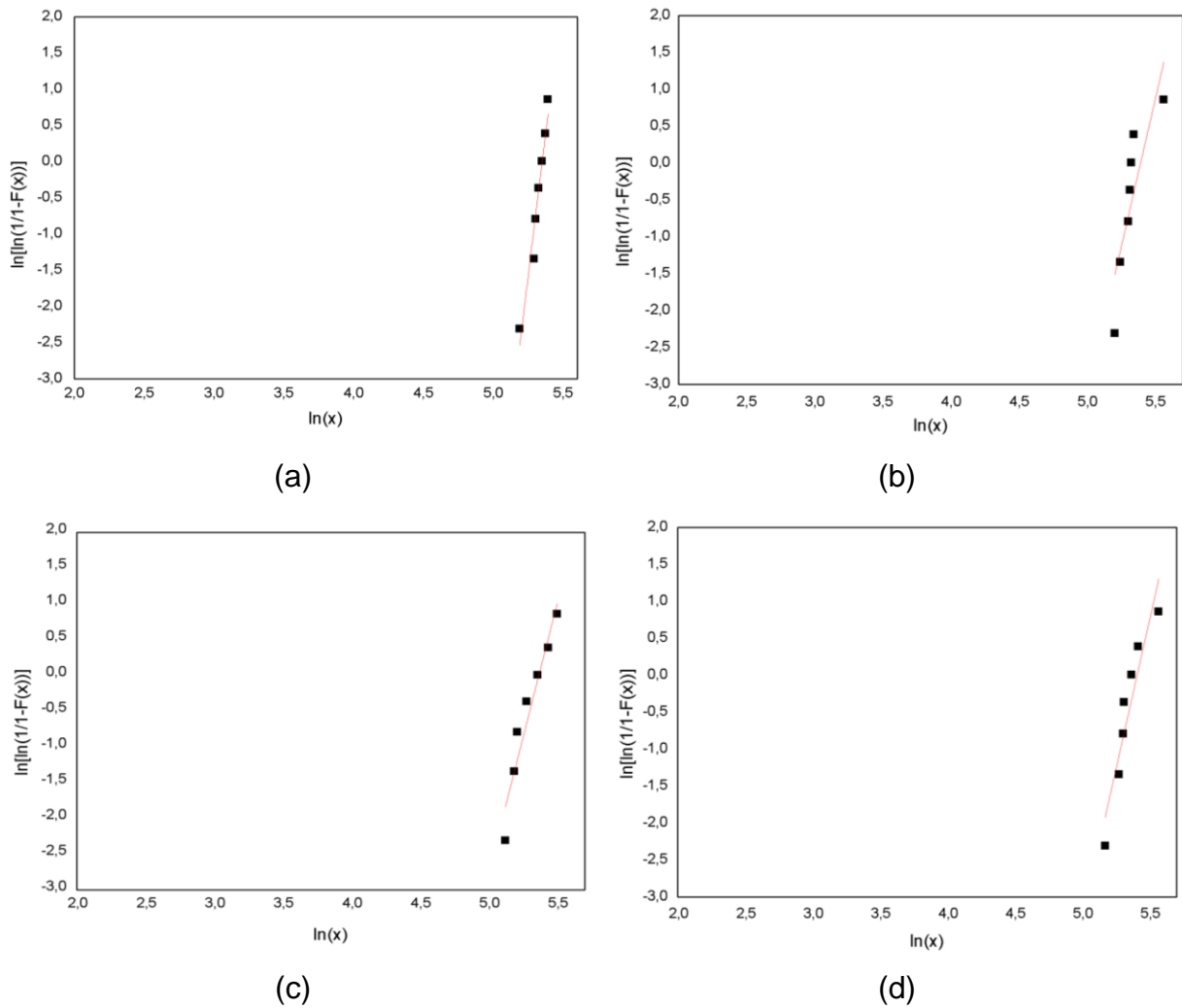


FIG. 4.25 Gráfico de Weibull da velocidade limite para os compósitos (a) E-15%TF, (b) E-30%TF, (c) E-40%TF e (d) E-50%TF.

A unidade característica resultante da estatística de Weibull representa a velocidade limite ( $V_L$ ) para cada componente testado.

TAB. 4.13 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da velocidade limite ( $V_l$ ) para os diferentes materiais.

<b>Material</b>	<b>Velocidade limite (m/s)</b>	<b>Desvio padrão</b>	<b><math>\beta</math></b>	<b><math>\theta</math></b>	<b><math>R^2</math></b>
E-15%TF	205	13	15,71	210,24	0,96
E-30%TF	206	25	8,02	218,63	0,73
E-40%TF	202	28	7,53	213,82	0,93
E-50%TF	211	27	8,09	223,13	0,88

Com exceção do compósito E-30%TF que apresentou um valor inferior a 80% do coeficiente de correlação ( $R^2$ ), os demais componentes testados exibiram um ajuste entre 0,88 e 0,96, indicando que a distribuição apresenta alta representatividade estatística. Além disso, este resultado indica que para o compósito E-15%TF, com coeficiente de confiabilidade de 0,96 e módulo de Weibull de 15,71, possui maior homogeneidade se comparado com as demais frações de reforço.

Nas placas compósitas (FIG. 4.26a e FIG. 4.26b), o mecanismo de absorção pode ser atribuído à fragmentação frágil da matriz em conjunto com os mecanismos atuantes na fibra e a presença de vazios. Para as imagens FIG. 4.26c e FIG. 4.26d é observado a integridade dos corpos de prova.

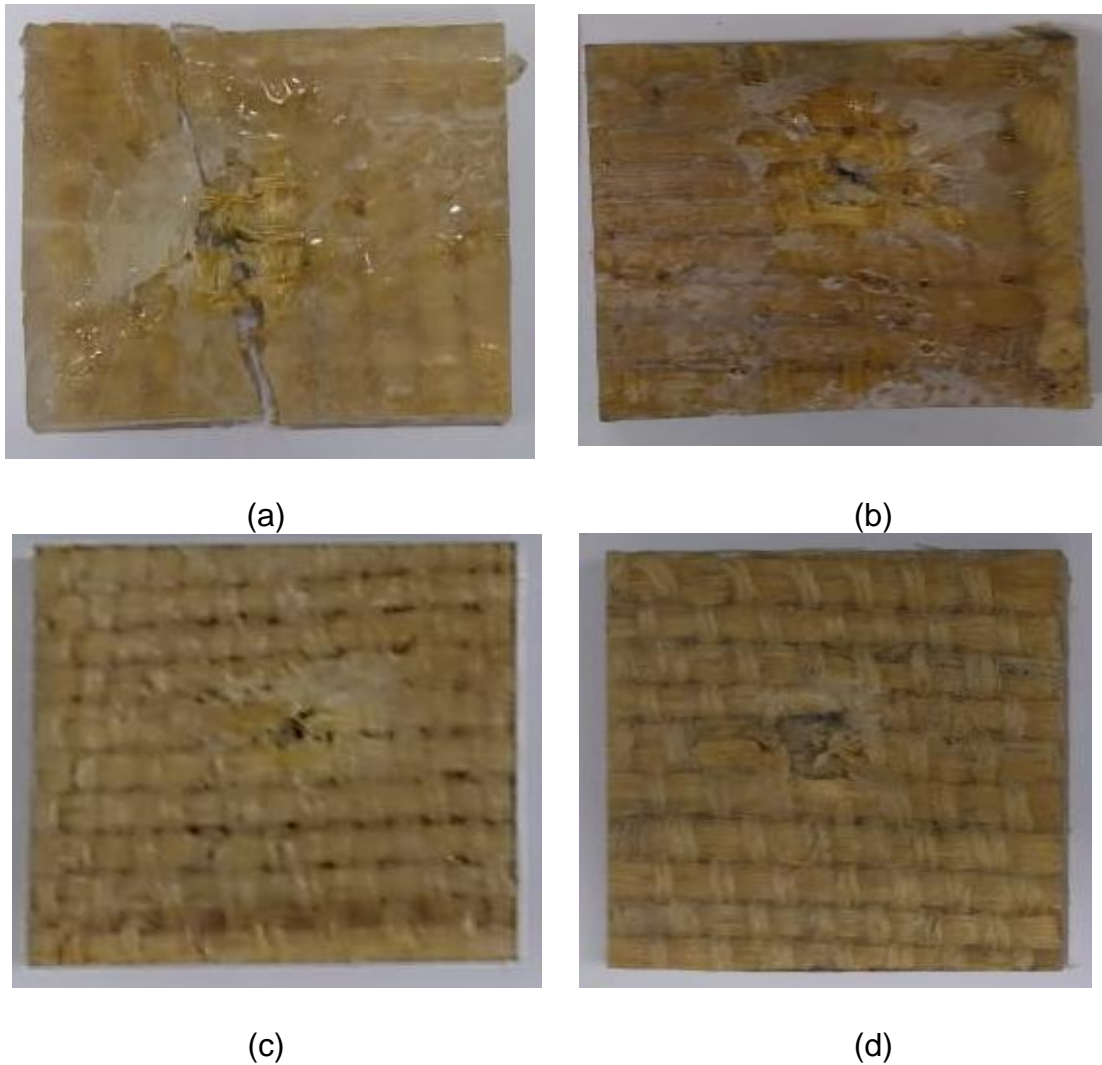


FIG. 4.26 Corpos de prova submetidos ao impacto balístico (a) E-15%TF; (b) E-30%TF; (c) E-40%TF e (d) E-50%TF.

Também é mostrado na TAB. 4.14 os parâmetros de Weibull referente a energia absorvida pelos compósitos.

TAB. 4.14 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da energia absorvida ( $E_{abs}$ ) para os diferentes materiais.

Material	Energia absorvida (J)	Desvio padrão	$\beta$	$\theta$	$R^2$
E-15%TF	203	26	7,85	214,56	0,96
E-30%TF	209	55	4,01	231,81	0,72
E-40%TF	200	56	3,77	221,71	0,93
E-50%TF	219	59	4,05	241,26	0,88

A TAB. 4.15 mostra a análise de variância dos dados, sendo apresentados os graus de liberdade (GL), as somas de quadrados (SQ), os quadrados médios (QM), o F de Snedecor e o parâmetro F crítico ( $F_c$ ) tabelado.

TAB. 4.15 Análise de variância dos dados de energia absorvida.

Causas de variação	GL	SQ	QM	F	$F_c$
Tratamentos	3	1452	484	0,19	3,01
Resíduos	24	61641	2568	-	-
Total	27	63093	-	-	-

O valor de  $F$  comparado com  $F_c$  permite que a hipótese de que as médias dos tratamentos são iguais não seja rejeitada, com 95% de confiança, uma vez que  $F < F_c$ . Logo, o tipo de material utilizado não influencia na energia absorvida no impacto do projétil.

Pela análise visual dos corpos de prova ensaiados (FIG. 4.26), o aumento da fração volumétrica do reforço no compósito, entre 15 e 30%, provoca um aumento na absorção de energia pelo impacto do projétil (TAB. 4.14), isso se dá possivelmente pela mudança na forma do mecanismo de fratura entre os compósitos. Entre 30 e 40% ocorre uma redução da absorção, contudo, pode ser observado uma melhora visual na integridade da placa após o impacto balístico. A energia absorvida volta a aumentar para a fração de 50%, mantendo-se a coesão do material (TAB. 4.14).

## 4.4 DESEMPENHO BALÍSTICO DAS BLINDAGENS MULTICAMADA

### 4.4.1 CAMADA FRONTAL CERÂMICA

Em todos os ensaios balísticos a camada frontal cerâmica foi completamente destruída. A FIG. 4.27 mostra as análises por MEV da fratura dinâmica dos alvos cerâmicos, as quais revelaram um comportamento de fratura intergranular, explicado pela adição de 4%p de  $Nb_2O_5$ .

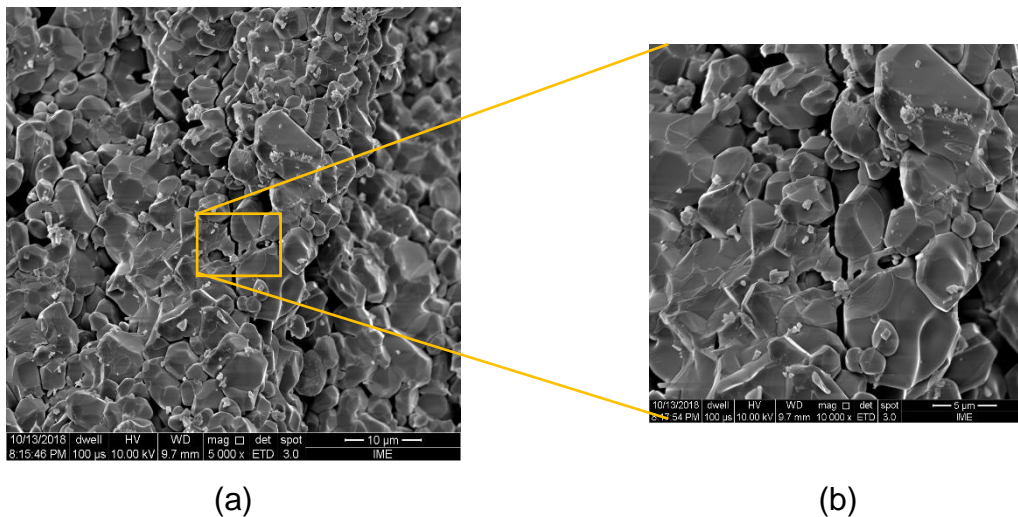


FIG. 4.27 MEV da superfície de fratura cerâmica após ensaio balístico com aumento de (a) 5000x e (b) 10000x.

Foi possível observar as superfícies multifacetadas dos grãos. O modo de propagação favoreceu o aumento no caminho da trinca, o que dissipou maior fração de energia do projétil pelo material cerâmico. A configuração de falha obtida é satisfatória para aplicações balísticas.

#### 4.4.2 CAMADA INTERMEDIÁRIA DE COMPÓSITO REFORÇADO COM 15% DE FIQUE

Foram realizados 8 ensaios balísticos em blindagens com camada intermediária E-15%TF. A FIG. 4.28 mostra esta blindagem, antes e após o impacto balístico. Não houve perfuração (FIG. 4.28b), e a camada intermediária foi fragmentada entre duas e quatro partes.



FIG. 4.28 Blindagem multicamada com 15% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico, e (c) não perfuração da placa de alumínio.

A blindagem de epóxi com 15% de fique obedeceu ao critério da NIJ-0101.04 (2000) de indentação abaixo de 44 mm. A TAB. 4.16 mostra os valores de indentação média na plastilina, velocidade e energia médias de impacto.



TAB. 4.16 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 15% de fique.

Camada intermediária	Indentação (mm)	Desvio padrão	Velocidade de impacto* (m/s)	Energia de impacto* (kJ)
E-15%TF	29,10	0,40	-	-
E-15%TF	19,50	0,90	-	-
E-15%TF	18,60	0,80	-	-
E-15%TF	18,60	1,20	-	-
E-15%TF	21,70	1,20	846,13	3,47
E-15%TF	23,50	0,70	850,01	3,50
E-15%TF	20,50	0,40	855,10	3,55
E-15%TF	19,40	1,10	-	-

\*Velocidade de impacto média: 850,41 m/s; Energia de impacto média: 3,51 kJ

Observa-se um valor atípico, 29,10 mm. A TAB. 4.17 mostra os parâmetros de Weibull, juntamente com a média e o desvio padrão, e a FIG. 4.29 mostra o gráfico de Weibull. A análise foi feita com série de dados completa e censurando-se o valor de indentação que se desviou (maior) e o menor valor.

TAB. 4.17 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 15% de fique.

Caracterização	Média (mm)	Desvio padrão (mm)	$\beta$	$\theta$	R <sup>2</sup>
Indentação (sem censura)	20,00	3,56	6,03	22,99	0,71
Indentação (com censura)	20,00	1,82	11,40	21,37	0,87

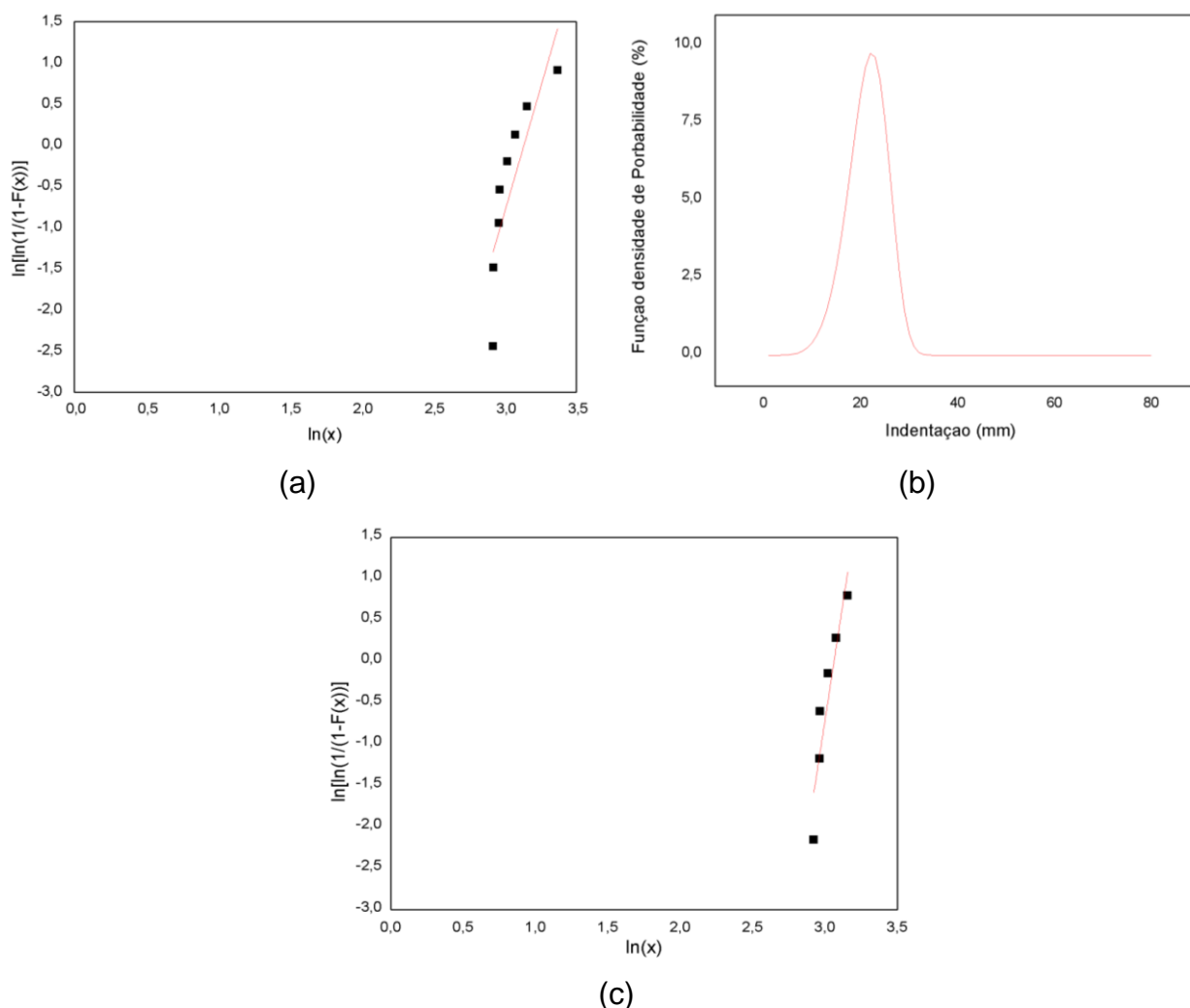


FIG. 4.29 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem E-15%TF (a) série de dados completa, (b) função densidade probabilidade e (c) com censura da indentação fora da média.

Observa-se pela TAB. 4.17 que o coeficiente de correlação  $R^2$  melhora em 18,40%, um valor significativo. Conforme Braga (2015), em SBM com camada frontal de cerâmica podem ocorrer um efeito denominado de “efeito de aresta”, e consiste na redução da resistência balística de amostras cerâmicas atingidas em pontos próximos às bordas ou interfaces cerâmicas adjacentes.

E ainda, conforme observado na TAB. 4.17, o valor de  $\beta$  que é um indicativo da qualidade do tratamento da distribuição, aumentou seu valor numérico, configurando-

a a distribuição mais estreita dentre as camadas de SBM consideradas no presente trabalho.

Deste modo, o ocorrido pode ser justificado pelo “efeito de aresta”, reforçado pela FIG. 4.28b que mostra como o impacto ficou deslocado do centro da cerâmica.

#### 4.4.3 CAMADA INTERMEDIÁRIA DE COMPÓSITO REFORÇADO COM 30% DE FIQUE

Foram realizados 8 ensaios balísticos em blindagens com camada intermediária de E-30%TF. A FIG. 4.30 mostra esta blindagem antes e após o impacto balístico, não houve perfuração (FIG. 4.30b), e a camada intermediária sofreu fragmentação, em geral, em duas partes. No entanto, a separação das partes do compósito não foi completa.

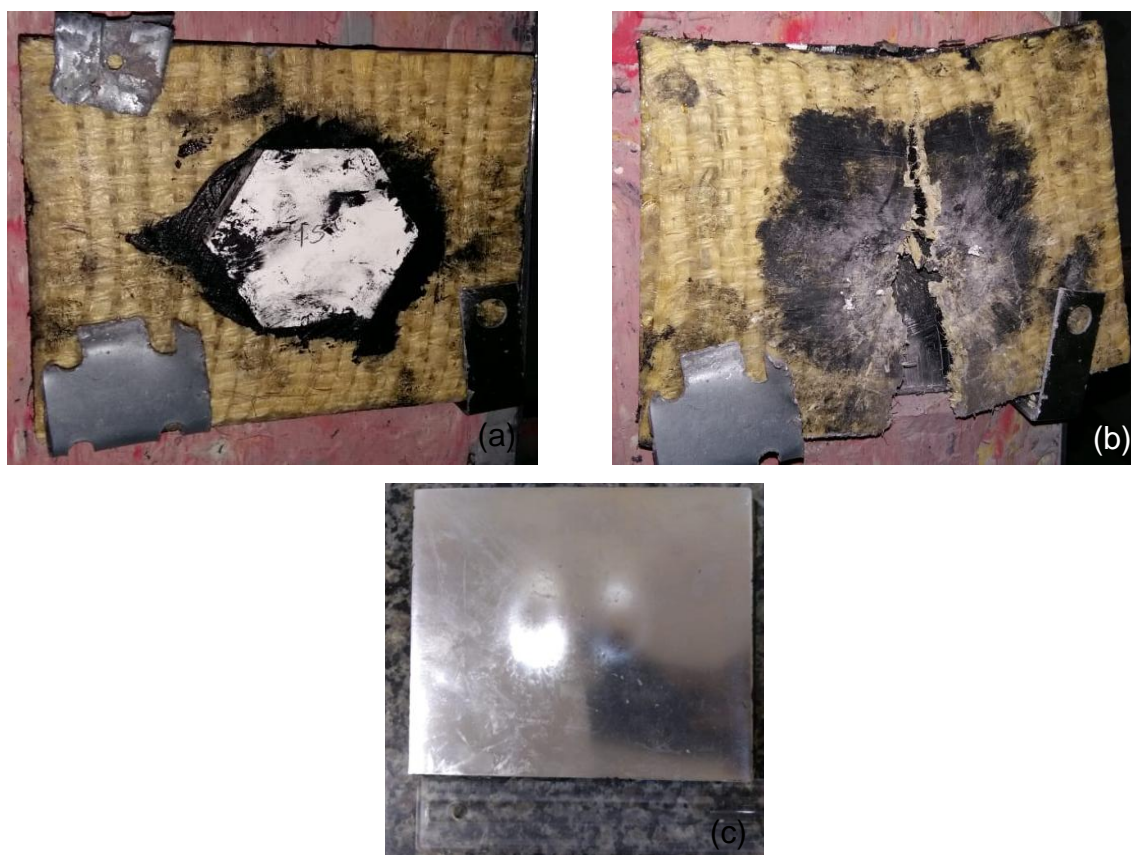


FIG. 4.30 Blindagem multicamada com 30% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico, e (c) não perfuração da placa de alumínio.

A blindagem de E-30%TF obedeceu ao critério da NIJ 0101.04 (2000) de indentação abaixo de 44 mm. A TAB. 4.18 mostra os valores de indentação na plastilina, velocidade e energia de impacto.

TAB. 4.18 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 30% de fique.

<b>Camada intermediária</b>	<b>Indentação (mm)</b>	<b>Desvio padrão</b>	<b>Velocidade de impacto* (m/s)</b>	<b>Energia de impacto* (kJ)</b>
E-30%TF	25,90	0,60	-	-
E-30%TF	24,70	0,30	-	-
E-30%TF	18,50	0,30	-	-
E-30%TF	14,50	0,30	-	-
E-30%TF	21,10	1,00	841,61	3,44
E-30%TF	23,60	1,30	860,25	3,59
E-30%TF	22,10	0,20	844,63	3,46
E-30%TF	19,90	0,40	854,26	3,54

\*Velocidade de impacto média: 850,19 m/s; Energia de impacto média: 3,51 kJ

Neste conjunto de ensaios, não foi observado valor atípico de indentação, contudo foram cesurados o maior e menor valores. A TAB. 4.19 mostra os parâmetros de Weibull, juntamente com a média e o desvio padrão, e a FIG. 4.31 apresenta os gráficos de Weibull e de densidade de probabilidade.

TAB. 4.19 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 30% de fique

<b>Caracterização</b>	<b>Média (mm)</b>	<b>Desvio padrão (mm)</b>	<b><math>\beta</math></b>	<b><math>\theta</math></b>	<b>R<sup>2</sup></b>
Indentação (sem censura)	21,60	3,68	5,81	22,93	0,98
Indentação (com censura)	21,60	2,31	9,81	22,67	0,99

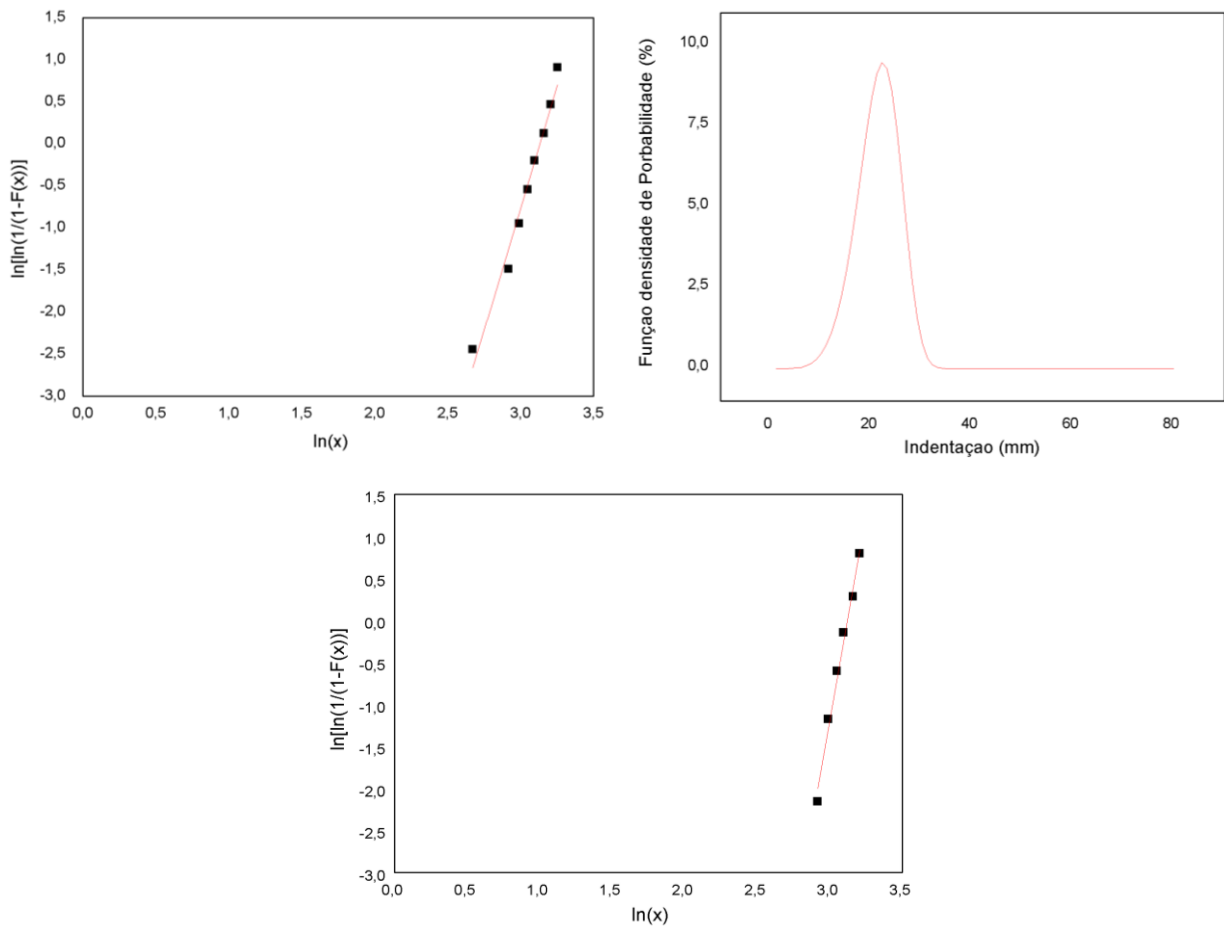


FIG. 4.31 Gráfico da distribuição de Weibull e densidade de probabilidade da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 30% de fique.

#### 4.4.4 CAMADA INTERMEDIÁRIA DE COMPÓSITO REFORÇADO COM 40% DE FIQUE

Foram realizados 8 ensaios balísticos em blindagens com camada intermediária de epóxi reforçado com 40% de fique. A FIG. 4.32 mostra esta blindagem antes e após o impacto balístico. Não houve perfuração (FIG. 4.32b), e o compósito permaneceu coeso, sem fragmentação.



FIG. 4.32 Blindagem multicamada com 40% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico, e (c) não perfuração da placa de alumínio.

A blindagem de epóxi com 40% de fique também obedeceu ao critério da NIJ 0101.04 (2000) de indentações abaixo de 44 mm. A TAB. 4.20 mostra os valores de indentação na plastilina, espessura do compósito, velocidade e energia de impacto.

TAB. 4.20 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 40% Fique.

<b>Camada intermediária</b>	<b>Indentação (mm)</b>	<b>Desvio padrão</b>	<b>Velocidade de impacto* (m/s)</b>	<b>Energia de impacto* (kJ)</b>
E-40%TF	21,00	0,80	-	-
E-40%TF	23,40	0,40	-	-
E-40%TF	24,30	0,60	-	-
E-40%TF	18,10	0,90	-	-
E-40%TF	18,20	0,70	842,42	3,44
E-40%TF	30,90	0,80	870,89	3,68
E-40%TF	16,70	0,60	846,96	3,48
E-40%TF	20,90	0,60	851,43	3,52

\*Velocidade de impacto média: 852,93 m/s; Energia de impacto média: 3,53 kJ

Mais uma vez, observa-se um valor atípico, 30,90 mm, possivelmente por ter a velocidade de impacto superior ao máximo previsto na norma, de modo que foram censurados o menor e maior valores. A TAB. 4.21 mostra os parâmetros de Weibull, junto com a média e o desvio padrão. A análise foi realizada com a série de dados completa e censurando-se o valor de indentação que se desviou.

TAB. 4.21 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 40% de fique.

<b>Caracterização</b>	<b>Média (mm)</b>	<b>Desvio padrão (mm)</b>	<b><math>\beta</math></b>	<b><math>\theta</math></b>	<b>R<sup>2</sup></b>
Indentação (sem censura)	21,00	4,58	4,53	23,16	0,82
Indentação (com censura)	21,00	2,59	8,11	22,16	0,90

A partir da TAB. 4.21 observa-se que o coeficiente de correlação R<sup>2</sup> aumentou 8,89%, menor que a anterior registrada de 18,40% para o compósito com 15% de

reforço. Portanto, isto poderia ser um indicativo de algum outro modo de falha atuante no sistema, ou a própria velocidade de impacto superior a variação aceita pela norma. A FIG. 4.33 mostra os gráficos de Weibull e de densidade de probabilidade.

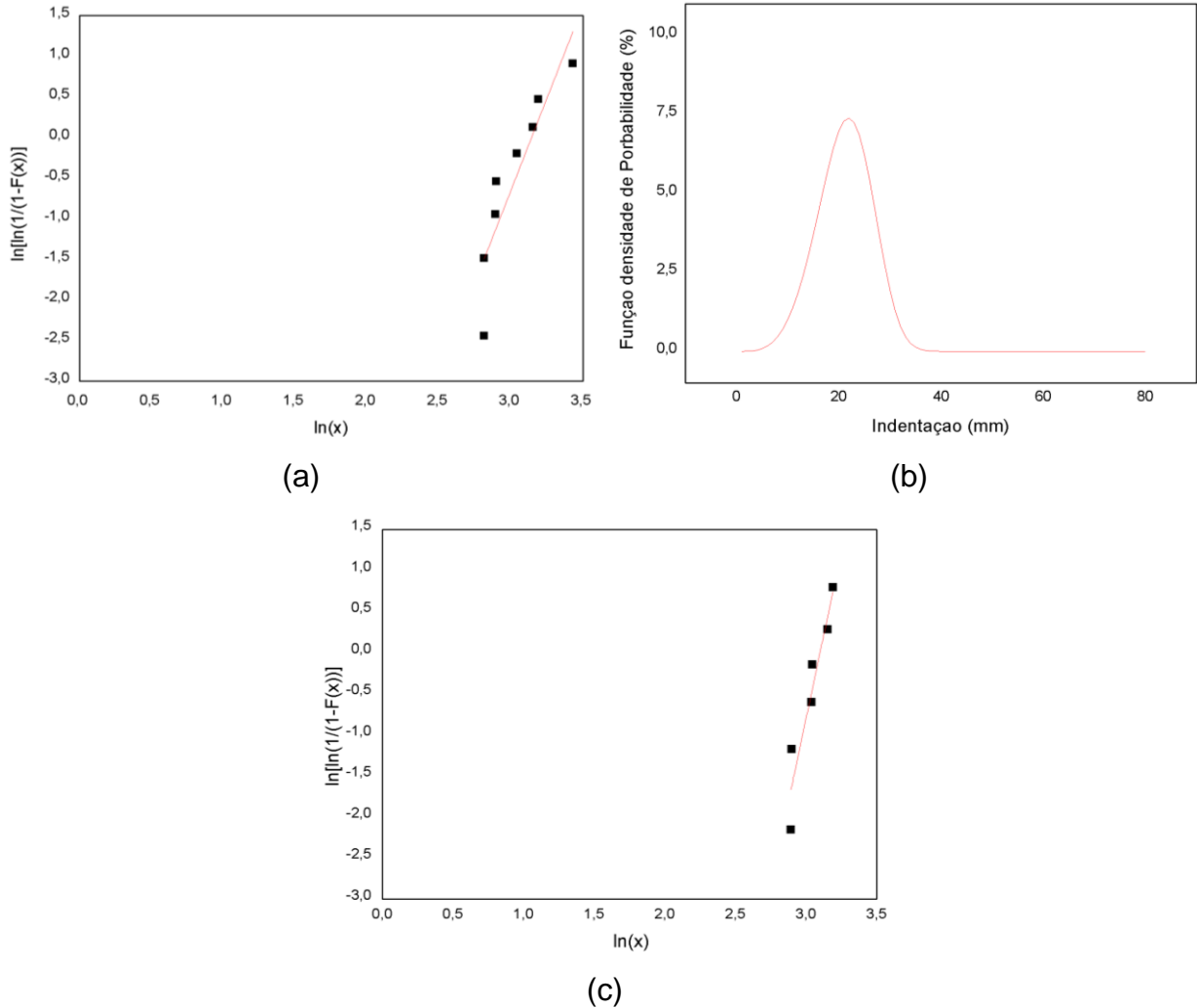


FIG. 4.33 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem E-40%TF (a) série de dados completa, (b) função densidade probabilidade e (c) com censura da indentação fora da média.



#### 4.4.5 CAMADA INTERMEDIÁRIA DE COMPÓSITO REFORÇADO COM 50% DE FIQUE

Foram realizados 8 ensaios balísticos em blindagens com camada intermediária de E-50%TF. A FIG. 4.34 mostra esta blindagem antes e após o impacto balístico. Não houve perfuração, e o compósito permaneceu coeso, sem fragmentação. Não foi observada trinca.

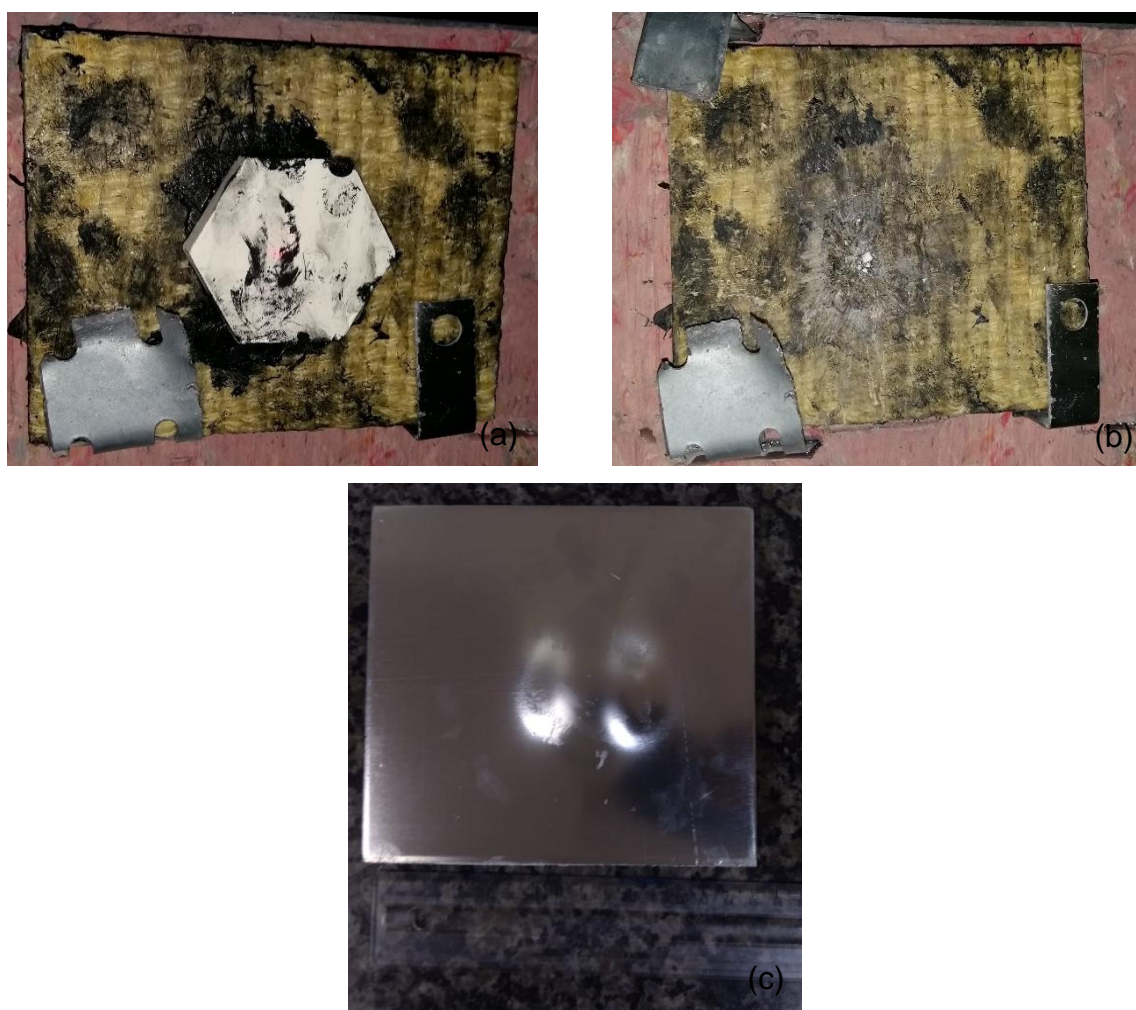


FIG. 4.34 Blindagem multicamada com 50% de tecido de fique: (a) antes e (b) após o impacto balístico, e (c) não perfuração da placa de alumínio.

A TAB. 4.22 mostra os valores de indentação na plastilina, velocidade de impacto.

TAB. 4.22 Profundidade da indentação, velocidade e energia de impacto do projétil para as blindagens com camada intermediária de epóxi com 50% Fique

Camada intermediária	Indentação (mm)	Desvio padrão	Velocidade de impacto* (m/s)	Energia de impacto* (kJ)
E-50%TF	29,50	0,60	-	-
E-50%TF	26,60	0,40	-	-
E-50%TF	26,20	0,30	-	-
E-50%TF	22,40	0,40	-	-
E-50%TF	17,10	0,30	844,77	3,46
E-50%TF	15,00	0,50	839,45	3,42
E-50%TF	24,20	0,50	842,35	3,44
E-50%TF	19,10	0,60	840,34	3,42

\*Velocidade de impacto média: 841,73 m/s; Energia de impacto média: 3,44 kJ

Neste conjunto de ensaios também não foi observado valor atípico de indentação, contudo foi realizado o ajuste censurando-se o menor e maior valor. A TAB. 4.23 mostra os parâmetros de Weibull, junto com a média e o desvio padrão, e a FIG. 4.35 mostra os gráficos de Weibull e de densidade de probabilidade.

TAB. 4.23 Parâmetros de Weibull, média e desvio padrão da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 50% de fique.

Caracterização	Média (mm)	Desvio padrão (mm)	$\beta$	$\theta$	$R^2$
Indentação (sem censura)	23,30	5,07	4,56	24,60	0,98
Indentação (com censura)	23,30	3,86	5,84	24,30	0,96

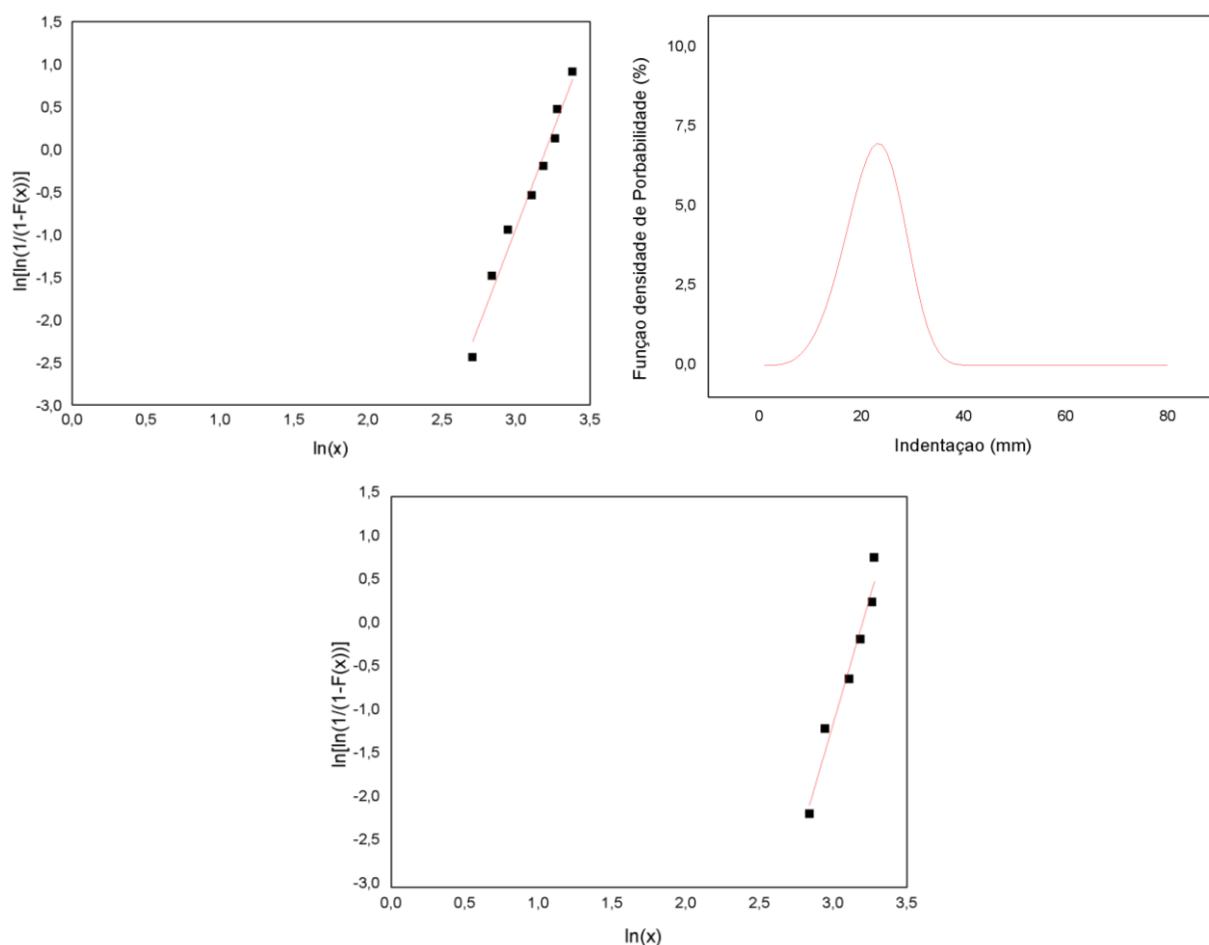


FIG. 4.35 Gráfico da distribuição de Weibull da indentação para a blindagem com epóxi reforçado com 50% de fique.

O compósito reforçado com tecido de fique se comportou como um corpo relativamente coeso, sem se fragmentar totalmente. Observa-se pela TAB. 4.23 e FIG. 4.35 que a dispersão nos valores de indentação se ajusta bem à distribuição de Weibull, como mostra o bom ajuste  $R^2$  igual a 0,98 (sem censura).

#### 4.5 INTERAÇÃO DAS ONDAS DE CHOQUE NAS BLINDAGENS MULTICAMADA

Foram realizados cálculo de impedância de choque, velocidade de partícula, e pressão de interface para as blindagens multicamadas confeccionadas neste trabalho.

Para tais cálculos aplicou-se o método de casamento de impedâncias (seção 2.7) e as equações de conservação de *Rankine-Hugoniot* (EQ. 2.8 e EQ. 2.10).

A TAB. 4.24 apresenta a densidade ( $\rho$ ), a velocidade da onda elástica ( $C_0$ ) e a constante elástica ( $S$ ) da equação de estado de cada material (EQ. 2.11), parâmetros utilizados nos cálculos do casamento de impedâncias.

TAB. 4.24 Valores da velocidade da onda de choque e dos parâmetros característicos de cada material.

Material	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	C (m/s)	S	Us (m/s)	Referência
Chumbo	11300	2066	1,517	2066 + 1,517 $U_p$	MEYERS, 1994
Aramida	1440	1180	2,420	1180 + 2,420 $U_p$	MEYERS, 1994
Alumínio	2700	5328	1,338	5328 + 1,338 $U_p$	MEYERS, 1994
[Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ]- 0,5%LiF a 1400°C	3757	8810	1,299	8810 + 1,299 $U_p$	SANTOS, 2017

Para alumina dopada com nióbia (4%) e fluoreto de lítio (+0,5%) foi utilizada a velocidade da onda elástica como velocidade da onda de choque, anteriormente adotada por Santos (2016).

Os parâmetros específicos para o compósito epóxi-fique não foram encontrados na literatura, deste modo, foi então utilizada a velocidade da onda elástica ( $C_0$ ), expressa pela EQ. 2.4, no lugar da velocidade de onda de choque ( $U_s$ ).

Foi também utilizada a equação da regra das misturas (EQ. 2.3), onde foi possível estimar os valores para o módulo de elasticidade e densidade do compósito epóxi-fique.

Como as fibras lignocelulósicas apresentam propriedades muito variáveis, para o cálculo do módulo de elasticidade do compósito foram adotados os limites mínimo e máximo do módulo de elasticidade da fibra de fique retirados da literatura (TELES, ALTOÉ, NETTO, COLORADO, MARGEM, & MONTEIRO, 2015).

Para a resina epóxi o valor médio referente ao módulo de elasticidade foi retirado de Da Silva (2014). Nas TAB. 4.25 são mostrados os valores característicos dos materiais que são utilizados no sistema de blindagem multicamada.

TAB. 4.25 Valores da densidade, módulo de elasticidade e da onda elástica do compósito epóxi-fique

<b>Material</b>	<b>E<sub>MÍN.</sub> (GPa)</b>	<b>E<sub>MÁX.</sub> (GPa)</b>	<b>C<sub>0</sub> (MÍN.) (m/s)</b>	<b>C<sub>0</sub> (MÁX.) (m/s)</b>	<b>Referência</b>
Fique	1,99	5,06	-	-	TELES <i>et al.</i> , 2015
Epóxi	-	2,41	-	-	SILVA, 2014
E-15%F	2,34	2,80	1478,68	1571,62	Calculado, PT <sup>1</sup>
E-30%F	2,28	3,20	1493,94	1587,83	Calculado, PT <sup>1</sup>
E-40%F	2,24	3,47	1430,29	1608,02	Calculado, PT <sup>1</sup>
E-50%F	2,20	3,73	1468,58	1739,66	Calculado, PT <sup>1</sup>

<sup>1</sup> Presente Trabalho

A velocidade do projétil adotada neste trabalho, 847 m/s, foi retirada da norma NI-0101.04 e é a mesma utilizada por Braga (2015) e Bolzan (2016). A TAB. 4.26 apresenta valores obtidos nos cálculos das velocidades de onda de choque ( $U_s$ ), de partícula ( $U_p$ ) e da pressão ( $P$ ) nas interfaces de cada componente da blindagem multicamada.

Conforme estabelecido anteriormente, as interfaces envolvendo o compósito epóxi-fique apresentam valores de mínimo e máximo, uma vez que a velocidade de onda desse compósito foi calculada considerando os valores limites da fibra de fique que constam na literatura.

TAB. 4.26 resultados dos cálculos do casamento de impedâncias.

<b>Interface</b>		<b>U<sub>P</sub></b> <b>(m/s)</b>	<b>P</b> <b>(GPa)</b>	<b>U<sub>s</sub></b> <b>(m/s)</b>	<b>Z (10<sup>6</sup></b> <b>kg/m<sup>2</sup>.s)</b>	<b>Natureza da</b> <b>onda de</b> <b>choque</b>
Pb/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		407,00	13,59	9338,70	33,392	Compressiva
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /(E-15%F)	Mín.	767,98	1,46	1754,20	1,900	Trativa
	Máx.	764,60	1,57	1893,09	2,050	Trativa
(E-15%F)/Al	Mín.	148,27	2,21	5520,42	14,905	Compressiva
	Máx.	159,61	2,39	5545,82	14,974	Compressiva
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /(E-30%F)	Mín.	768,83	1,43	1756,09	1,863	Trativa
	Máx.	762,35	1,64	2026,81	2,150	Trativa
(E-30%F)/Al	Mín.	145,36	2,17	5529,13	14,929	Compressiva
	Máx.	167,03	2,50	5543,47	14,967	Compressiva
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /(E-40%F)	Mín.	767,93	1,46	1673,29	1,903	Trativa
	Máx.	759,19	1,74	2016,45	2,293	Trativa
(E-40%F)/Al	Mín.	148,45	2,20	5488,89	14,820	Compressiva
	Máx.	177,28	2,66	5557,20	15,004	Compressiva
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /(E-50%F)	Mín.	769,52	1,41	1730,22	1,832	Trativa
	Máx.	759,14	1,74	2164,37	2,292	Trativa
(E-50%F)/Al	Mín.	142,99	2,13	5517,01	14,896	Compressiva
	Máx.	177,00	2,67	5586,94	15,085	Compressiva
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Laminados de aramida		713,70	3,207	3120,01	4,493	Trativa
Laminados de aramida/Al		481,32	5,509	4239,23	11,446	Compressiva

Como mostra a TAB. 4.26, o valor de U<sub>P</sub> e P da interface Pb-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, respectivamente 407,00 m/s e 13,59 GPa, são próximos dos valores 420,30 m/s e 13,08 GPa obtidos por Braga (2015) e Bolzan (2016). A diferença de impedância entre a camada frontal e a intermediária é de grande importância nos SBM, uma vez que a

escolha do material que seja adequado para cumprir tal função pode reduzir consideravelmente o trauma causado no usuário da blindagem.

Tasdermirci *et al.* (2012) mostraram que, quanto maior a diferença de Z entre estas camadas, menores são os fragmentos resultantes da fratura da cerâmica, e assim maior é a energia absorvida pela cerâmica na reflexão da onda de choque pela interface.

Caso a impedância da segunda camada seja inferior à da primeira, quando a onda compressiva chega a interface, parte do pulso é transmitida para a camada seguinte e parte da onda retorna como trativa, provocando a completa fragmentação do material cerâmico. (MEYERS, 1994; MONTEIRO *et al.*, 2015)

A cerâmica é um material com alta Z ( $\sim 33 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ), o que significa que as ondas de choque se propagam rapidamente neste meio ( $\sim 9 \text{ km/s}$ ) e altas pressões são geradas na interface com o projétil. É ela a responsável pela desaceleração do projétil ( $\sim 840 \text{ m/s}$  até  $407 \text{ m/s}$ ), e por sua alta dureza deforma e erode a ponta do projétil, fazendo com que a pressão seja distribuída em uma maior área (TASDERMIRCI *et al.*, 2012; SERJOUËI *et al.*, 2015; BRAGA, 2015).

A TAB. 4.26 permite comparar a impedância de choque dos diferentes materiais utilizados como camada intermediária dos SBMs. O laminado de aramida apresentou o maior valor ( $4,49 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ), seguido dos compósitos reforçados com 50% de fique ( $1,83 - 2,29 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ), 40% de fique ( $1,90 - 2,29 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ), 30% de fique ( $1,86 - 2,15 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ) e 15% de fique ( $1,90 - 2,05 \times 10^6 \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$ ).

Quando se compara a impedância de choque entre os materiais utilizados como camada intermediária, pouca diferença é observada. Essa proximidade nos valores traduz a pequena diferença entre a capacidade desses materiais refletirem ondas trativas para a camada de cerâmica, e isso explica os resultados próximos obtidos no ensaio de indentação na plastilina.

A FIG. 4.36 apresenta um dos gráficos obtidos pelo método de casamento de impedância, analisando a interação das ondas de choque em cada interface do sistema de blindagem multicamada. Nela foi utilizado como camada intermediária o compósito de matriz epóxi reforçado com 50% de tecido de fique.

A resolução dos cálculos nas interfaces pode ser resumida em três etapas: interface projétil/alumina, interface alumina/compósito, e interface compósito/alumínio.

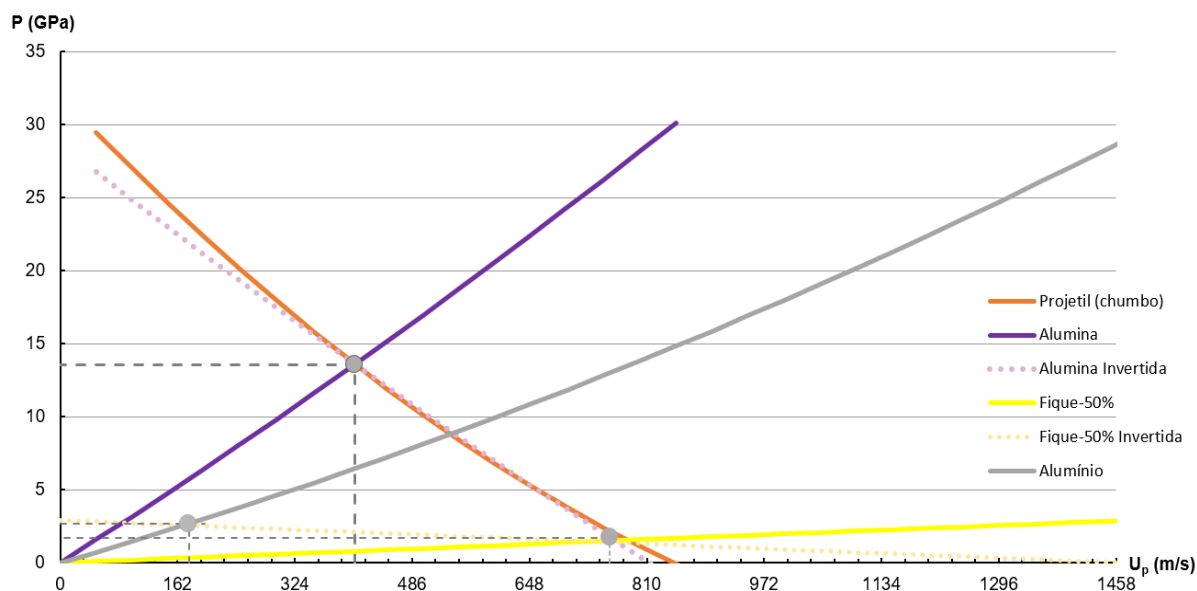


FIG. 4.36 Gráfico do casamento de impedâncias na blindagem multicamada com compósito epóxi-fique como camada intermediária

#### 4.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

O conjunto de imagens a seguir mostra que o compósito utiliza a energia do projétil para sofrer a ruptura através dos mecanismos como trincamento da matriz, fratura e deslocamento das fibras (BRAGA, MONTEIRO, & SIMONASSI, 2015).

Na FIG. 4.37 é mostrada a superfície de fratura do material e pode-se observar que esta região ficou coberta por partículas cerâmicas, indicando que o compósito absorveu energia cinética dos fragmentos através de incrustação mecânica. As cargas eletrostáticas e forças atuantes na superfície do compósito, como a de Van der Waals, possuem forças suficiente para manter as partículas cerâmicas incrustadas e empilhadas (MONTEIRO, LIMA JR, LOURO, DA SILVA, & DRELICH, 2014).



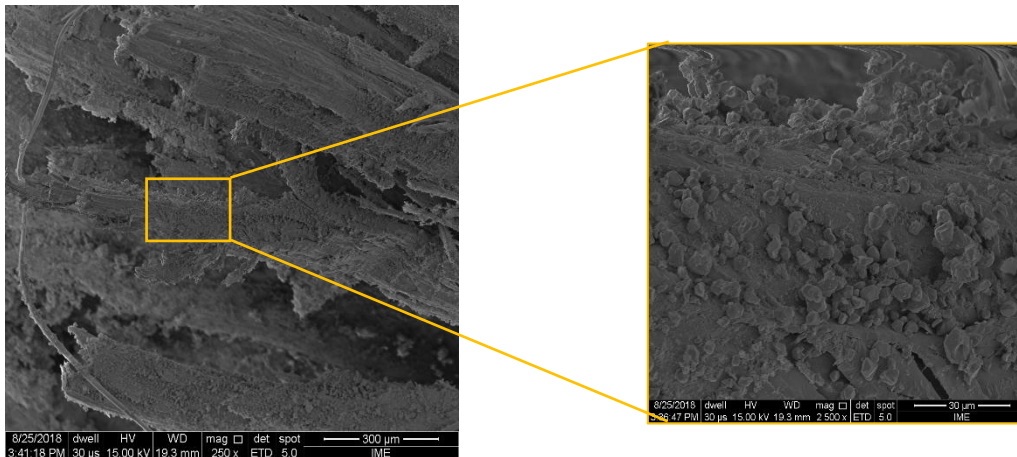
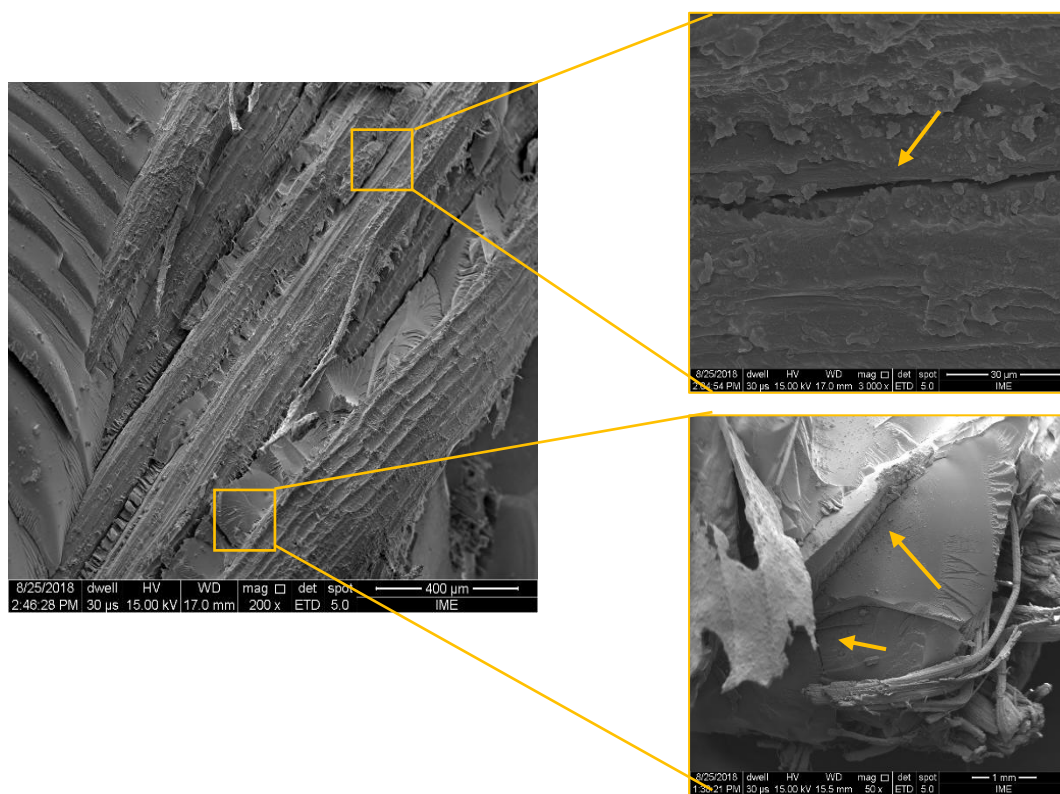
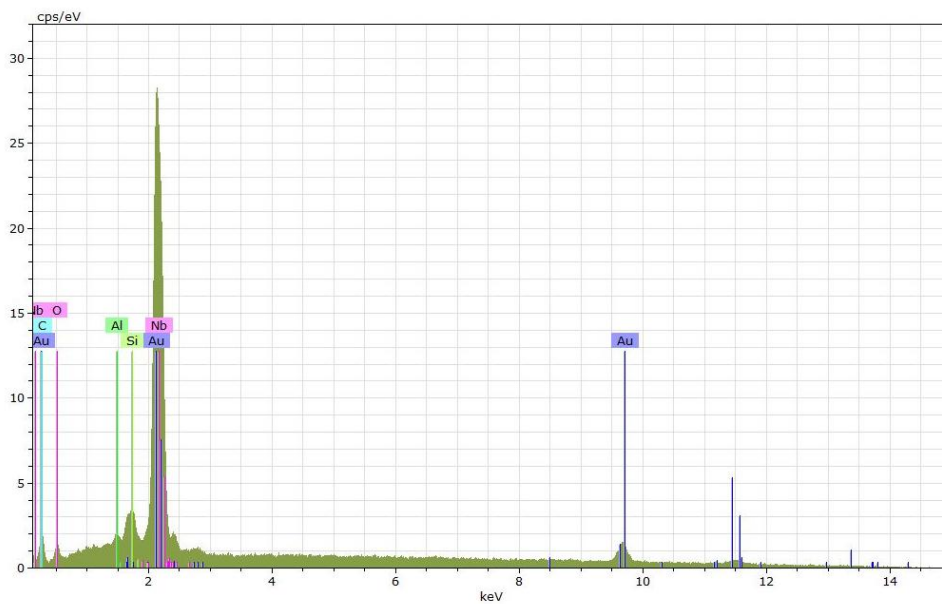


FIG. 4.37 Micrografia por MEV: partículas cerâmicas empilhadas na superfície do compósito epóxi-fique.

Na FIG. 4.38 é mostrado o aspecto frágil da matriz epóxi, pela presença de padrões tipo “marcas de rio”, e a trinca produzida ao longo da fibra, que se configuram dois dos mecanismos de dissipação de energia dos compósitos. Nela também foi realizado um EDS confirmando a presença de partículas cerâmicas incrustadas na fibra e matriz, com picos referentes ao alumínio (Al), ao oxigênio (O) e nióbio (Nb). O pico referente ao silício (Si) pode estar relacionado ao detector do MEV (DEDAVID, GOMES, & MACHADO, 2007). Os picos de carbono (C) e ouro (Au) estão relacionados com a fibra de fique ou a resina epóxi e ao recobrimento aplicado na amostra, respectivamente.



(a)



(b)

FIG. 4.38 (a) Micrografia por MEV: aspecto frágil da matriz e trinca na fibra de fique; e (b) espectro de EDS de um dos fragmentos do compósito epóxi-fique.

O mecanismo de descolamento da fibra de fique na matriz epóxi durante a fratura do compósito foi outro mecanismo de dissipação de energia detectado, conforme apresentado pela FIG. 4.39. Esse mecanismo ocorre devido à baixa adesão entre fibra de caráter hidrofílico e matriz de caráter hidrofóbico (BLEDZKI & GASSAN, 1999; SATYANARAYANA, GUIMARÃES, & WYPYCH, 2007; MONTEIRO S. N., et al., 2011).

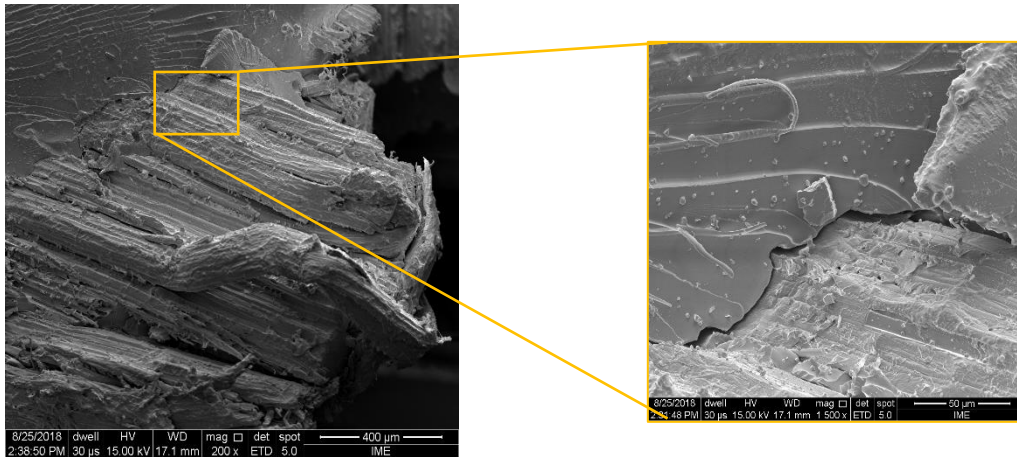


FIG. 4.39 Micrografia por MEV: descolamento das fibras de fique da matriz epóxi.

Contudo, foi observado que o entrelaçamento dos fios do tecido de fique auxiliou o aprisionamento da matriz de epóxi. O tecido apresentou uma adesão relativamente boa, como mostrado na FIG. 4.40, onde é possível observar o fio da trama do tecido de fique impregnado pela resina epóxi. Essa boa adesão entre a fibra e matriz foi responsável pela boa resistência à propagação de trincas durante o ensaio balístico.

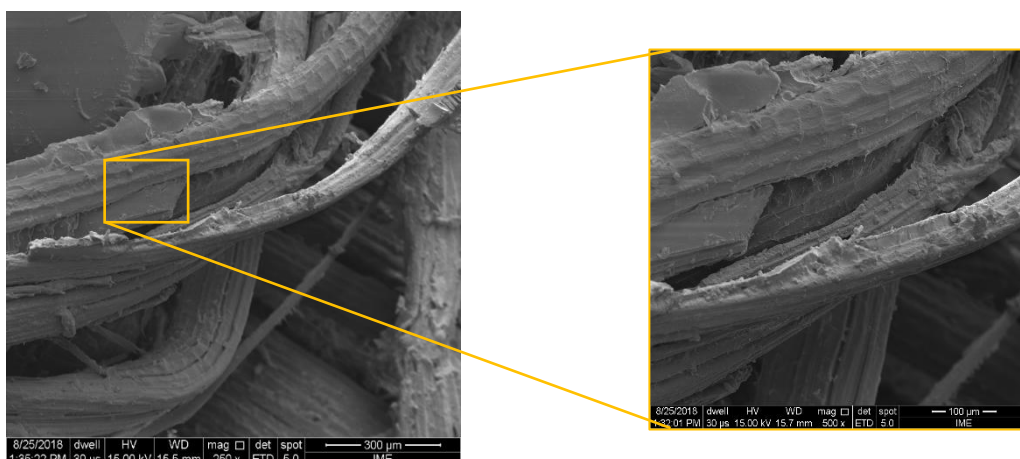


FIG. 4.40 Micrografia por MEV: detalhe do fio da trama do tecido envolvido por epóxi.

#### 4.7 COMPARAÇÃO ENTRE AS BLINDAGENS MULTICAMADAS

Os dados da TAB. 4.28 podem ser visualizados na FIG. 4.41. Pode-se observar que o aumento da fração volumétrica do reforço no compósito, entre 15 e 30%, provoca um aumento na profundidade na plastilina causada pelo projétil, isso se dá possivelmente pela mudança na forma do mecanismo de fratura entre os compósitos. Entre 30 e 40% ocorre uma redução da indentação, de modo que pode ser observado uma melhora visual na integridade da placa após o impacto balístico.

Contudo, analisando a diferença entre os compósitos de 40 e 50% de reforço de tecido de fique, pode-se observar que houve aumento na indentação da plastilina.

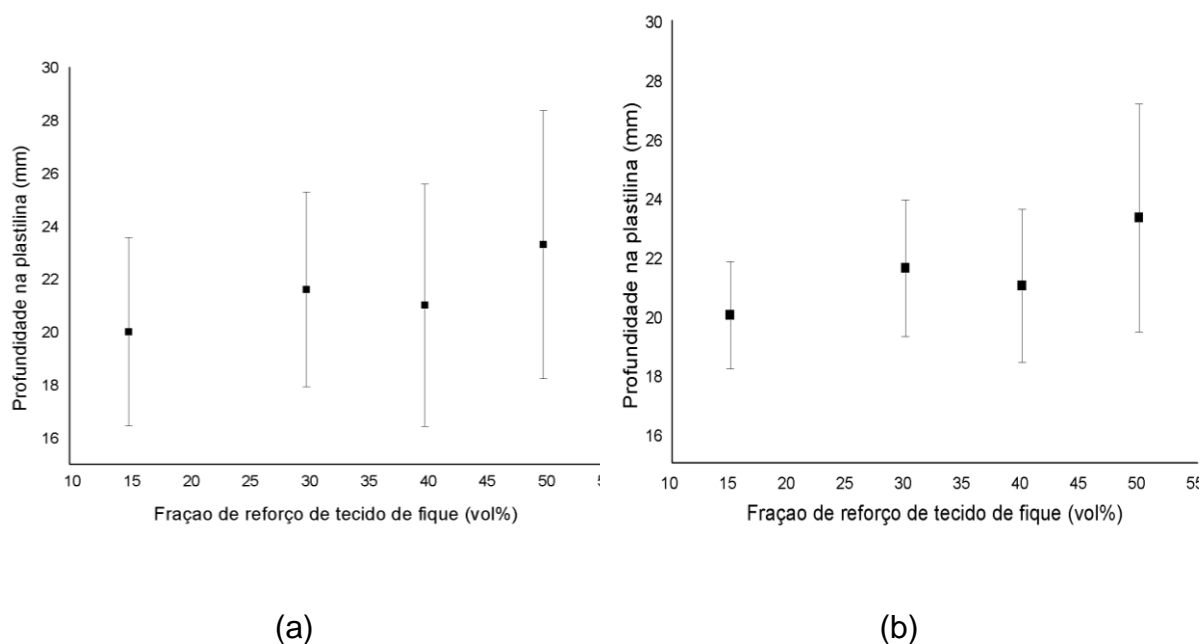


FIG. 4.41 Profundidade na plastilina causada pelo projétil em função da fração volumétrica de reforço de tecido de fique (a) sem e (b) com censura.

A análise de variância (ANOVA) foi realizada para verificar se houve diferença significativa entre as médias dos traumas produzidos na plastilina pelas composições propostas da TAB. 3.10.

TAB. 4.27 Análise de variância das indentações médias nos SBMs.

Causas de variação	GL	SQ	QM	F	F <sub>c</sub>
Tratamentos	3	7,58	2,53	0,14	2,05
Resíduos	28	509,82	18,21	-	-
Total	31	517,41	-	-	-

Com base nos resultados obtidos na análise de variância da TAB. 4.27 aceita-se a hipótese de que as médias são iguais com nível de confiabilidade de 95%, pois  $F$  calculado  $<$   $F$  crítico. Deste modo, não houve diferença entre as composições em relação ao trauma provocado na plastilina após ensaio balístico. Portanto, o tecido de fique agiu apenas como carga nesses compósitos, pois não proporcionou melhoria

significativa no trauma produzido na plastilina, assim a diferença entre as médias foi inferior ao d.m.s. de 4,40.

De modo que tanto o trauma causado na plastilina, quanto os dados obtidos pela análise de Weibull, são norteadores para inferir qual dos compósitos apresentou melhor desempenho balístico. Sendo assim, com base na TAB. 4.21 e TAB. 4.23, o coeficiente de correlação são bastante representativos, na ordem de 0,90 e 0,96, e a indentação na ordem de 21 e 23,3 mm para os compósitos com 40 e 50% de reforço de tecido de fique, respectivamente. Portanto, o compósito com reforço de 40% de tecido de fique apresentou melhor desempenho balístico pois possui menor indentação e uma confiabilidade dos dados significativa.

A TAB. 4.28 mostra as indentações e impedâncias de choque médias dos componentes e nas interfaces trativas da blindagem multicamada. Os dois parâmetros são fundamentais para possibilitar uma visão expandida da aplicabilidade ou não dos materiais utilizados nos SBMs, e permitem apresentar com maior clareza o comportamento médio do material/interface durante o impacto balístico.

Mais uma vez, agora em comparação a diversos SBM, o sistema de blindagem multicamada com 50% de tecido de fique apresentou características satisfatórias, como baixa impedância na interface com a camada cerâmica frontal, e dentro do esperado com base na norma NIJ 010.04.

TAB. 4.28 Valores de indentação e impedância média de choque nas interfaces diferentes SBMs.

Configuração	Trauma (mm)	Impedância	
		média de choque (kg/m <sup>2</sup> .s)	Referência
Aramida/0,5%LiF	34,16 ± 2,00	-	(SANTOS, et al., 2018)
Aramida/0,0%LiF	34,52 ± 2,23	-	
E-30%TJuta/0,0%LiF	21,00 ± 3,00	2,96x10 <sup>6</sup>	(LUZ, JUNIOR, LOURO, & MONTEIRO, 2015)
P-30%TJuta/0,0%LiF	17,00 ± 2,00	3,05x10 <sup>6</sup>	(MONTEIRO, PEREIRA, FERREIRA, JÚNIOR, WEBER, & ASSIS, 2018)
E-30%TMalva (100%)/0,0%LiF	21,50 ± 1,60	3,96x10 <sup>6</sup>	
E-30%TMalva (70%)/Juta (30%)/0,0%LiF	23,20 ± 2,40	3,62x10 <sup>6</sup>	(NASCIMENTO L. F., et al., 2017)
E-30%TMalva (50%)/Juta (50%)/0,0%LiF	23,70 ± 2,40	3,47x10 <sup>6</sup>	
E-15%TF/0,5%LiF	20,00 ± 1,82	1,98x10 <sup>6</sup>	PT <sup>1</sup>
E-30%TF/0,5%LiF	21,60 ± 2,31	2,01x10 <sup>6</sup>	PT <sup>1</sup>
E-40%TF/0,5%LiF	21,00 ± 2,59	2,10x10 <sup>6</sup>	PT <sup>1</sup>
E-50%TF/0,5%LiF	23,30 ± 3,86	2,06x10 <sup>6</sup>	PT <sup>1</sup>

PT= Presente Trabalho

Com base na TAB. 4.29 nota-se que, dentre todos os componentes do SBM, a cerâmica apresentou maior absorção da energia de impacto.



TAB. 4.29 Valores das velocidades médias de impacto e residual, energia absorvida e velocidade limite para cada componente do SBM.

<b>Componentes da blindagem</b>	<b>V<sub>i</sub> (m/s)</b>	<b>V<sub>r</sub> (m/s)</b>	<b>E<sub>abs</sub> (J)</b>	<b>%E<sub>abs</sub></b>	<b>V<sub>L</sub> (m/s)</b>	<b>Referência</b>
[Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +4%Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ] +0,5%LiF	849	705	1077	30,75	-	(SANTOS, et al., 2018)
Liga de alumínio 5052 H34	845±7	813±8	252	7,28	227	(BRAGA F. D., 2015)
Tecido de aramida (16 camadas)	861±7	835±10	221	6,00	212	(BRAGA, JR., LIMA, & MONTEIRO, 2017)
E-30%TJuta	842±7	835±6	344	4,70	176	(LUZ, JUNIOR, LOURO, & MONTEIRO, 2015)
P-30%TJuta	837±8	812±8	200	7,44	200	(MONTEIRO, PEREIRA, FERREIRA, JÚNIOR, WEBER, & ASSIS, 2018)
E-30%TMalva (100%)	842±7	809±6	262	7,60	232	
E-30%TMalva (70%)/Juta (30%)	846±5	815±5	246	7,08	224	(NASCIMENTO L. F., et al., 2017)
E-30%TMalva (50%)/Juta (50%)	839±4	807±3	258	7,54	230	

E-15%TF	839±7	814±6	203	5,84	205	PT <sup>2</sup>
E-30%TF	840±8	813±8	209	6,03	206	PT <sup>2</sup>
E-40%TF	837±4	812±10	200	5,77	202	PT <sup>2</sup>
E-50%TF	843±4	816±5	219	6,30	211	PT <sup>2</sup>

<sup>1</sup>Epóxi ou Poliéster reforçado com XX% tecido de X (nome da fibra) – E ou P-XX%TX

<sup>2</sup>PT=Presente Trabalho

#### 4.8 CUSTO DA BLINDAGEM BALÍSTICA

A análise econômica foi realizada para justificar a viabilidade da fibra natural na utilização de compósitos de matriz polimérica em blindagem balística. A TAB. 4.30 mostra os resultados obtidos e a comparação com o tradicional Kevlar™, ainda bastante utilizado em coletes destinados a proteção individual.

TAB. 4.30 Avaliação do peso e custo dos diferentes SBMs.

Componentes da SBM	Volume (cm <sup>3</sup> )	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Peso (kg)	Preço (US\$/kg)	Custo do componente (US\$)
Cerâmica	225	3,76	0,846	33,00	27,92
Placa de Kevlar™ S745 – fio k29	225	1,44	0,324	63,60	20,61
Placa compósita E- 15%TF	225	1,08	0,243	0,44 23,50	4,87
Placa compósita E- 30%TF	225	1,06	0,239	0,44 23,50	3,96
Placa compósita E- 40%TF	225	1,14	0,257	0,44 23,50	3,67
Placa compósita E- 50%TF	225	1,06	0,239	0,44 23,50	2,31
Placa de alumínio 5052 H34	112,5	2,70	0,304	11,24	3,42
	E-15%TF	5,49		E-15%TF	69,70
% de redução de	E-30%TF	5,77	% de redução	E-30%TF	67,95
peso	E-40%TF	4,54	de custo	E-40%TF	67,39
	E-50%TF	5,77		E-50%TF	64,77

Pela TAB. 4.30 verifica-se uma redução de aproximadamente 6% no peso da blindagem e uma redução da ordem de aproximadamente 68% no custo do SBM, levando em consideração a composição com 30% de reforço de tecido de fique, comparativamente ao sistema que utiliza o Kevlar™.

## 5 CONCLUSÕES

Como conclusão geral do presente trabalho tem-se que o SBM com o compósito E-40%TF, embora não sendo aquele que apresentou menor profundidade de trauma, exibiu melhor desempenho balístico levando em conta a coesão do material e o nível de confiabilidade dos dados apresentados.

1) Todos os compósitos epóxi-tecido de fique testados como camada intermediária nos SBMs, atenderam aos requisitos da norma internacional NIJ 0101.04 (2000). Em outras palavras, todos os SBMs testados apresentaram uma profundidade de indentação menor que 44 mm. Dentre os SBMs testados, o compósito E-15%TF apresentou a menor indentação, contudo, quanto a integridade e confiabilidade dos dados, o compósito E-40%TF foi o que apresentou melhor desempenho balístico. Como vantagens adicionais, os SBMs representaram uma redução de aproximadamente 6% no peso e 68% no custo, levando em consideração a composição E-30%TF em comparação ao SBM com Kevlar™.

2) Através da análise de microscopia eletrônica de varredura das superfícies fraturadas dos compósitos, observou-se que, para os materiais testados como camada intermediária, houve a impregnação de pequenas partículas cerâmica nos tecidos, indicando que todos esses materiais contribuíram para a dissipação de energia através da captura de fragmentos, ou incrustação mecânica, por forças de Van Der Waals e atrações eletrostáticas gerados pelo impacto do projétil (MONTEIRO, LIMA JR, LOURO, DA SILVA, & DRELICH, 2014). Foi observada também a fratura intergranular da camada cerâmica que dissipa grande parte da energia de impacto do projétil. Além disso, verificou-se que o tecido de fique contribuiu de maneira efetiva para aumentar a resistência da matriz de epóxi através dos mecanismos de absorção de energia, tais como, descolamento da interface fibra/matriz, trincas produzidas ao longo das fibras, fratura frágil do tipo “marca de rio” da matriz de epóxi e a resistência à propagação de trincas pelo entrelaçamento do tecido.

3) O FTIR das fibras revelou a presença de grupos funcionais característicos dos principais constituintes das fibras naturais (celulose, hemicelulose e lignina). Isso

corroborar com os dados térmicos apresentados nos ensaios de TGA/DTG, onde os eventos térmicos foram relacionados à degradação desses constituintes. E o ensaio de DRX possibilitou acrescentarmos informações na literatura sobre a cristalinidade da fibra de fique, a qual foi inferior a outras fibras naturais.

3) Os ensaios de impacto Charpy e Izod revelaram que a energia de impacto aumentou com a fração volumétrica de tecido de fique. O valor máximo alcançado para a energia Charpy foi de 485 J/m e para a energia Izod de 222 J/m, ambos para o compósito E-40%TF. As superfícies de fratura dos compósitos ensaiados tanto por impacto Charpy e Izod, como por tração exibiram grande incidência de pullout do fique. Os mecanismos de descolamento da matriz e ruptura dessa fibra atuaram conjuntamente aumentando significativamente a resistência e rigidez dos compósitos.

3) A determinação do comprimento crítico das fibras de fique, por meio do ensaio de pullout, revelou que essas fibras apresentam um comprimento crítico igual a 5 mm e uma tensão crítica igual a 2,51 MPa.

3) Para o ensaio de tração, o aumento do teor volumétrico de tecido de fique no compósito, a partir de 60%, foi tomado como carga, pois acima desse percentual houve diminuição na resistência à tração, transformando-os em corpos dúcteis. Além disso, o aumento das cargas produz regiões interfaciais mal dispersas, com falha na molhabilidade do tecido, reduzindo a tensão máxima suportada, ou seja, a adição de tecido de fique gera micro vazios entre a matriz e o reforço, que interfere na distribuição de forças no ensaio de tração.

3) Os ensaios de TGA/DTG mostraram, para os compósitos de tecido de fique, uma perda de massa variando de 2 a 4%, o que é coerente com a perda de umidade em torno 100°C. Os compósitos com 15, 30, 40 e 50% em volume de tecido de fique apresentaram uma estabilidade térmica até o início da significativa perda de massa que ocorre entre 275 e 298 °C ( $T_{onset}$ ), e a máxima taxa em 340 e 368 °C ( $T_{endset}$ ). A temperatura máxima de trabalho para o compósito considerada foi 200°C.

3) Todas as curvas de expansão térmica ficaram dispersas, e as variações totais foram pequenas, especialmente para E-40%TF. O coeficiente de expansão térmica linear obtido através da equação da reta foi de  $1070.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-15%TF;  $1670.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-30%TF;  $390.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-40%TF;  $1080.10^{-3}/^{\circ}\text{C}$  para E-50%TF.

- 3) Com os ensaios de DMA, a  $T_g$ , os módulos de armazenamento e de perda, assim como picos  $\tan \delta$  foram substancialmente aumentados com um pequeno deslocamento para temperaturas mais elevadas. O composto E-50%TF apresentou o maior efeito de reforço devido ao aumento da resistência e rigidez verificados nas curvas de DMA. Portanto, esses resultados enfatizam o alto potencial do tecido de fique como reforço em compósito epóxi e como material alternativo de baixo impacto ambiental.
- 4) Nos testes de velocidade residual as energias absorvidas individualmente pelos compósitos foram próximas, em torno de 5-6%. Os valores da velocidade limite ( $V_L$ ) e a energia absorvida ( $E_{abs}$ ), para os compósitos epóxi-tecido de fique apresentaram valores superiores em torno de 206 m/s e 208 J, respectivamente. Os valores encontrados se mostram coerentes em comparação a outros SBMs. Tomando como base outros estudos, é válido destacar que a absorção de energia de cada componente, separadamente, não reproduz o desempenho balístico de um SBM devido ao efeito sinérgico e a atuação de outros mecanismos de absorção de energia.
- 5) Dentre os compósitos utilizados como camada intermediária em SBMs com tecido de fibra natural, o compósito epóxi-fique apresentou as menores impedâncias, e quanto a indentação, o material composto poliéster-juta foi aquele que exibiu menor trauma, seguido pelo compósito epóxi-fique.
- 6) Como a alumina apresenta uma impedância de choque de  $33,4 \times 10^6$  kg/m<sup>2</sup>.s, valor superior aos exibidos pelos compósitos epoxídicos reforçados com tecido de fique (máximo de  $2,10 \times 10^6$  kg/m<sup>2</sup>.s), ocorre a reflexão de um pulso trativo de elevada amplitude, provocando a fragmentação completa da cerâmica, de modo similar ao que acontece para o SBM com Kevlar™ como segunda camada.
- 7) Considerando o compósito com 40% de reforço de tecido de fique, aquele que apresentou melhor desempenho balístico, que apresenta redução de peso de 4,54% e custo de 67%, um resultado promissor junto aos demais compósitos epoxídicos reforçados com tecido de fique.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Produzir mais amostras e definir a porcentagem máxima segura, acima da qual se observa do trauma ou perda de coesão do compósito após o impacto balístico do SBM;
- Desenvolver protótipo de placa e colete balístico de baixo custo, baseados em compósitos reforçados com FNL;
- Testar os compósitos reforçados com tecido de Fique para proteção balísticas de outros níveis, como o IIIA;
- Medir os valores das propriedades dinâmicas dos materiais da blindagem, para que o modelamento pelo casamento de impedâncias seja mais preciso.

## 7 REFERÊNCIAS

- ABNT NBR 15000. **Blindagens Para Impactos Balísticos - Classificação E Critérios De Avaliação**. Rio De Janeiro: Associação Brasileira De Normas Técnicas (ABNT). 2005.
- ABNT NBR 6220. **Material refratário denso – determinação da densidade de massa aparente, porosidade aparente, absorção e densidade aparente da parte sólida**. 2011.
- ABNT NBR ISO 5017. **Produtos refratários conformados densos – Determinação da densidade de massa, porosidade aparente e porosidade real**. 2015.
- ABNT NBR 10591. **Materiais Têxteis - Determinação da gramatura de superfícies têxteis**. 2008.
- AGARWAL, B. D., BROUIMAN, L. J., & CHANDRASHEKHARA, K. **Analysis And Performance Of Fiber Composites** 3<sup>a</sup> ed. Wiley. 2015.
- ALTOÉ, G. R. **Avaliação Da Influência Do Diâmetro, Por Meio Da Distribuição De Weibull, Nas Propriedades Mecânicas E Estruturais Da Fibra De Figue**. Monografia De Graduação Do Curso Em Engenharia Metalúrgica E De Materiais Na Universidade Estadual Do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. 2016.
- ALVES, A. L., NASCIMENTO, L. C., & SUAREZ, J. C. **Comportamento Balístico De Compósito De Polietileno De Altíssimo Peso Molecular: Efeito Da Radiação Gama**. **Polímeros: Ciência E Tecnologia**. 14(2). 105-11. 2004.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E831. **Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials by Thermomechanical Analysis**. 2014.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS D 256. **Standard Test Method for Determining the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics**. 2006.



AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS D 4065. **Standard Practice for Plastics: Dynamic Mechanical Properties: Determination and Report of Procedures.** 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS D 6110. **Standard Test Method for Determining the Charpy Impact Resistance of Notched Specimens of Plastics.** 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS D 638. **Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics.** 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS E 1131. **Standard Test Method for Compositional Analysis by Thermogravimetry.** 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS E 1640. **Standard Test Method for Assignment of the Glass Transition Temperature By Dynamic Mechanical Analysis.** 2013.

ARAÚJO, B. M. **Avaliação Do Comportamento Balístico De Blindagem Multicamdas Com Compósito De Epóxi Reforçado Com Fibra Ou Tecido De Sisal.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2015.

ARAÚJO, J. R.; WALDMAN, W. R., DE PAOLI, M. A. **Thermal Properties Of High Density Polyethylene Composites With Natural Fibres: Coupling Agent Effect.** Polymer Degradation and Stability. doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2008.07.021. 93(10), p.1770 2008.

ASSIS, F. S. **Comportamento Balístico De Blindagem Multicamadas Com Compósitos De Poliéster Reforçados Com Fibras De Juta.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2016.

BARBOSA, F. M. **Caracterização Mecânica E Térmica De Compósitos Naturais Modificados Com Ciclodextrina E Fibras Vegetais Utilizando Como Matriz Uma**

- Resina Termofixa Dgeba/Teta.** Tese De Doutorado. Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira. 2014.
- BLEDZKI, A. K., & GASSAN, J. **Composites Reinforced With Cellulose Based Fibres.** Polymer Science, 221-274. 1999.
- BOLZAN, L. T. **Avaliação Do Comportamento Balístico De Um Sistema De Blindagem Multicamda Com Compósito De Poliéster Reforçado Com Fibra E Tecido De Sisal.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2016.
- BRAGA, F. D. **Comportamento Balístico De Uma Blindagem Multicamada Utilizando Compósito Poliéster-curauá Como Camada Intermediária.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2015.
- BRAGA, F. D., BOLZAN, L. T., JR., E. P., & MONTEIRO, S. N. **Performance of natural curaua fiber-reinforced polyester composites under 7.62 mm bullet impact as a stand-alone ballistic armor.** Journal of Materials Research and Technology, 6(4), 323-328. 2017.
- BRAGA, F. D., JR., É. P., LIMA, E. D., & MONTEIRO, S. N. **The Effect of Thickness on Aramid Fabric Laminates Subjected to 7.62 MM Ammunition Ballistic Impact.** Materials Research, 20 Suppl. 2, 676-680. doi:10.1590/1980-5373-MR-2016-0883. 2017.
- BRAGA, F. D., MONTEIRO, S. N., & SIMONASSI, N. T. **Avaliação Balística E De Fratura De Compósitos Reforçados Com Fibras De Curauá Utilizados Em Blindagens Multicamada.** 70º Congresso Anual da ABM - Internacional e ao 15º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, parte integrante da ABM Week. 2015.
- BRASIL. **Decreto-lei nº3665 da Presidência da República,** de 20 de Novembro de 2000. Dá nova redação ao Regulamento para a Fiscalização de Produtos controlados (R-105). Disponível em:

<[http://www.planalto.gov.br/ccivil\\_03/decreto/D3665.htm](http://www.planalto.gov.br/ccivil_03/decreto/D3665.htm)> . Acesso em 28 dez. 2018.

CALLISTER Jr, W. D., & RETHWISCH, D. G. **Ciência E Engenharia De Materiais: Uma Introdução**. 8ª ed., LTC. 2012.

CANDIDO, V.S. **Caracterização e propriedades de compósitos poliméricos reforçados com fibras de bagaço de cana-de-açúcar**. Tese de Doutorado em Ciências dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2014.

CARVALHO, K. C., MULINARI, D. R., VOONWALD, H. C., & CIOFFI, M. O. **Preparação e Caracterização de Fibras de Bagaço de Cana Modificadas com Nanopartículas de Óxido de Zircônio**. 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, Campos do Jordão, SP, Brasil. 2010. 7726-7734p.

CASTELLANOS, L. J., BLANCO-TIRADO, C., HINESTROZA, J. P., & COMBARIZA, M. Y. **In Situ Synthesis Of Gold Nanoparticles Using Figue Natural Fibers As Template**. Cellulose, 1933-1943. 2012.

CHAGAS, C. F. **Minimização Do Efeito De Aresta Em Blindagem Cerâmica À Base De Alumina**. Tese De Doutorado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2014.

CHIMELLI, C. P., **Processamento, caracterização e propriedades do carbetto de silício (SiC) obtido por sinterização em fase líquida**. Universidade Federal do Rio de Janeiro. 2010.

COOPER, G., & GOTTS, P. **Ballistic Protection**. Ryan's Ballistic Trauma: A Practical Guide (978-1-84882-124-8 ed. Londres: Springer. 2011. 67-90p.

CRUZ, R. B., JUNIOR, E. P., MONTEIRO, S. N., & LOURO, L. H. **Giant Bamboo Fiber Reinforced Epoxy Composite in Multilayered Ballistic Armor**. Materials Research, 18(Suppl 2). 2015. 70-75p.

DA CRUZ, R. B. **Avaliação Do Comportamento Balístico De Blindagem Multicamadas Com Compósitos De Epóxi Reforçados Com Fibras Ou Plaquetas De Bambu.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2015.

DA LUZ, F. S. **Avaliação Do Comportamento Balístico De Blindagem Multicamada Com Compósito De Epóxi Reforçado Com Fibra De Juta.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2014.

DE MOURA, M.F.S.F.; MORAIS, A.B.; MAGALHÃES, A.G. **Materiais Compósitos: Materiais, Fabrico e Comportamento Mecânico.** 2ª ed. Porto: Publindústria Edições Técnicas. 2011.

DA SILVA, L. C. **Comportamento Balístico De Compósitos Epóxi-fibra Natural Em Blindagem Multicamada.** Tese De Doutorado Do Curso De Pós-graduação Em .Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2014,

D'ALMEIDA, J. R., & MONTEIRO, S. N. **The Effect Of The Resin/Hardener Ratio On The Compressive Behavior Of An Epoxy System.** Polymer Testing 15. 1996. 329-339p.

D'ALMEIDA, J. R., & QUINAYÁ, D. C. **Tópicos Especiais De Ciencias E Engenharia De Materiais.** PUC-RJ. 2013.

DEDAVID, B., GOMES, C., & MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura aplicações e preparação de amostras materiais poliméricos, metálicos e semicondutores.** Porto Alegre: EDIPUCRS. 2007.

DELVASTO, S., PERDOMO, E. F., & GUIÉRREZ, R. M. **An Appropriate Vacuum Technology for Manufacture of Corrugated Fique Fiber Reinforced Cementitious Sheets.** Construction and Building Materials 24. 2010. 187-192p.

FARUK, O.; BLEDZKI, A.K.; FINK, H. SAIN, M. **Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000-2010.** Progress in Polymer Science, nº 37, p.1552-1596. 2012.

- FENGEL, D., & WEGENER, G. **Wood: Chemistry, Ultrastructure, Reactions**. 1989.
- FERREIRA, F. J. **Análise Do Comportamento Dinâmico De Componentes Sob Solicitações Generalizadas**. Tese De Doutorado Em Engenharia Mecânica. Universidade Do Porto. Faculdade De Engenharia (Feup), Porto. 2003.
- FORNARI, C. I., & JUNIOR, C. C. **Avaliação Da Força De Cisalhamento De Fibras Longas De Piaçava Em Poliéster Insaturado**. Estudos Tecnológicos Em Engenharia, 9(1). 2013. 27-36p.
- GAÑÁN, P., & MONDRAGON, I. **Surface Modification Of Figue Fibers. Effects On Their Physico-mechanical Properties**. Polymer Composites. 2002. 383-394p.
- GOMES, A. V. **Comportamento Balístico Da Alumina Com Adição De Nióbia E Variação Da Geometria Do Alvo**. Tese De Doutorado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2004.
- JESUS, P.R.R. **Efeitos da adição do fluoreto de lítio na densificação da alumina aditivada com 4% em peso de nióbia**. Dissertação de Mestrado em Ciência dos Materiais. Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2016.
- JOHN, M. J., & THOMAS, S. **Biofibres And Biocomposites**. Carbohydrate Polymers. 2008. 343-364p.
- JOVICIC, J. M. **Numerical Modeling And Analysis Of Static And Ballistic Behavior Of Multi-layered/Multiphase Composite Materials Using Detailed Microstructural Discretization**. Thesis. Faculty Of Drexel University. 2003.
- KALIA, S., KAITH, B. S., & KAUR, I. **Cellulose Fibers: Bio- And Nano-polymer Composites**. Green Chemistry And Techonology. SPRINGER. 2011.
- LOURO, L. H., GOMES, A. V., & COSTA, C. R. **Dynamic Fragmentation Alumina With Additions Of Niobia And Silica Under Impact**. 19TH International Symposium Of Ballistics. 2001. 7-11p.

- LUZ, F. S., JUNIOR, E. P., LOURO, L. H., & MONTEIRO, S. N. **Ballistic Test of Multilayered Armor with Intermediate Epoxy Composite Reinforced with Jute Fabric**. *Materials Research*, 18 (Supl 2). 2015. 170-177p.
- LUZ, F. S., RAMOS, F. J., NASCIMENTO, L. F., FIGUEIREDO, A. B.-H., & MONTEIRO, S. N. **Critical length and interfacial strength of PALF and coir fiber incorporated in epoxy resin matrix**. *Journal of Materials Research and Technology*, 456. doi:10.1016/j.jmrt.2018.04.025. 2018.
- MARINO, G., LANDIM, P. D., & PASCHOARELLI, L. C. **Fios De Fique (Furcraea Andina): A Cultura Ao Redor De Um Tecido De Fibra Vegetal**. 11<sup>o</sup> Colóquio De Moda - 8<sup>a</sup> Edição Internacional - 2<sup>o</sup> Congresso Brasileiro De Iniciação Científica Em Design E Moda. 2015.
- MEYERS, M.A. **Dynamic behavior of materials**. New York: John Wiley & Sons, 1994.
- MILANEZI, T. L. **Comportamento Balístico Da Fibra De Rami Em Blindagem Multicamadas**. Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2015.
- MOHANTY, A. K., MISRA, M., & DRZAL, L. T. **Composites From Renewable Resources: Opportunities And Challenges In The Green Materials World**. *Journal Of Polymers And The Environment*, 10. 2002. 19-26p.
- MONTEIRO, S. N., & D'ALMEIDA, J. R. **Ensaio De Pullout Em Fibras Lignocelulósicas - Uma Metodologia De Análise**. *Revista Matéria*, 11(3). 2006. 189-196p.
- MONTEIRO, S. N., BRAGA, F. D., LIMA, E. P., LOURO, L. H., & DRELICH, J. W. **Promising Curaua Fiber-Reinforced Polyester Composite for High-Impact Ballistic Multilayered Armor**. *Polymer Engineering and Science*. 2016.
- MONTEIRO, S. N., CANDIDO, V. S., BRAGA, F. O., BOLZAN, L. T., WEBER, R. P., & DRELICH, J. W. **Sugarcane bagasse waste in composites for multilayered armor**. *European Polymer Journal*, 78. 2016. 173-185p.

- MONTEIRO, S. N., LIMA JR, É. P., LOURO, L. H., DA SILVA, L. C., & DRELICH, J. W. **Unlocking Function Of Aramid Fibers In Multilayered Ballistic Armor.** Metallurgical And Materials Transactions A, 46A. doi: 10.1007/A11661-014-2678-2. 2014. 37-40p.
- MONTEIRO, S. N., LOPES, F. P., BARBOSA, A. P., BEVITORI, A. B., DA SILVA, I. L., & DA COSTA, L. L. **Natural Lignocellulosic Fiber As Engineering Materials - An Overview.** Metallurgical And Materials Transactions A. 2011. 2963-2974p.
- MONTEIRO, S. N., LOPES, F. P., FERREIRA, A. S., & NASCIMENTO, D. C. **Natural-Fiber Polymer-Matrix Composites: Cheaper, Tougher, and Environmentally Friendly.** JOM, 61(1). 2009. 17-22p.
- MONTEIRO, S. N., LOURO, L. H., TRINDADE, W., ELIAS, C. N., FERREIRA, C. L., LIMA, E. D., LIMA JR., É. **Natural Curua Fiber-Reinforced Composites in Multilayered Ballistic Armor.** Metallurgical and Materials Transactions A, 46. 2015. 4567p.
- MONTEIRO, S. N., MILANEZI, T. L., LOURO, L. H., JR., É. P., BRAGA, F. O., GOMES, A. V., & DRELICH, J. W. **Novel ballistic ramie fabric composite competing with Kevlar fabric in multilayered armor.** Materials and Design, 96. 2016. 263-269p.
- MONTEIRO, S. N., PEREIRA, A. C., FERREIRA, C. L., JÚNIOR, É. P., WEBER, R. P., & ASSIS, F. S. **Performance of Plain Woven Jute Fabric-Reinforced Polyester Matrix Composite in Multilayered Ballistic System.** Polymers, 10(3). 2018. 230p.
- MORYE, S.S.; HINE, P.J.; DUCKETT, R.A.; CARR, D.J.; WARD, I.M. **Modelling of the Energy Absorption by Polymer Composites Upon Ballistic Impact.** Composites Science and Technology, Vol. 60, p. 2631-2642. 2000.
- MUÑOZ-VELEZ, M. F., HIDALGO-SALAZAR, M. A., & MINA-HERNANDEZ, J. H. **Fibras De Figue Una Alternativa Para El Reforzamiento De Plásticos.** Influencia De La Modificación Superficial. Biotecnología En El Agropecuario Y Agroindustrial, 12(2). p. 60-70 2014.

NASCIMENTO, L. F. **Caracterização Do Compósito Epóxi-fibra De Malva Para Emprego Em Blindagem Balística Multicamada**. Tese De Doutorado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2017.

NASCIMENTO, L. F., HOLANDA, L. I., LOURO, L. H., MONTEIRO, S. N., GOMES, A. V., & JR., É. P. **Natural Mallow Fiber-Reinforced Epoxy Composite for Ballistic Armor Against Class III-A Ammunition**. Metallurgical and Materials Transactions A, 48. 2017. 4425p.

NASCIMENTO, L. F., LOURO, L. H., MONTEIRO, S. N., GOMES, A. V., JÚNIOR, É. P., & MARÇAL, R. L. **Ballistic Performance in Multilayer Armor with Epoxy Composite Reinforced with Malva Fibers**. Proceedings of the 3rd Pan American Materials Congress. doi: 10.1007/978-3-319-52132-9\_33. The Minerals, Metals & Materials Society. 2017. 331-338p.

NASCIMENTO, L. F., LOURO, L. H., MONTEIRO, S. N., GOMES, A. V., MARÇAL, R. L., LIMA JÚNIOR, É. P., & MARGEM, J. I. **Ballistic Performance of Mallow and Jute Natural Fabrics Reinforced Epoxy Composites in Multilayered Armor**. Materials Research, 20 (Suppl.2). doi:10.1590/1980-5373-mr-2016-0927. 2017. 399-403p.

NASCIMENTO, L. F., MONTEIRO, S. N., LOURO, L. H., LUZ, F. S., SANTOS, J. L., BRAGA, F. D., & MARÇAL, R. L. **Charpy impact test of epoxy composites reinforced with untreated and mercerized mallow fibers**. Journal of Materials Research and Technology. doi:10.1016/j.jmrt.2018.03.008. 2018.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compositos Estruturais: Ciencia e Tecnologia**. Ed. Sao Paulo: Edgar Blucher. 2006.

NIJ STANDARD - 0101.04. **Ballistic Resistance of Law Enforcement and Corrections Standards and Testing Program U. S. Department of Justice**. Office of Justice Programs. National Institute of Justice. 2000.



NIJ STANDARDS-0101.06. **Ballistic Resistance of Body Armor U.S. Department of Justice/Office of Justice Programs.** Whashington: National Institute of Justice. 2008.

NUNES, L. M. **Cinética de degradação do sistema resina epóxi/fibra de carbono.** Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho (UNESP). Trabalho de Conclusão de Curso. 2013. 62p.

NUNES, L., PACIORNIK, S., & D'ALMEIDA, J. **Evaluation Of The Damaged Area Of Glass-fiber Reinforced Epoxy-matrix Composite Materials Submitted To Ballistic Impacts.** Composites Science And Technology, 64. doi: 10.1016/S0266-3538(03)00105-2. 2004. 945-954p.

O'CONNOR, P. D., & KLEYNER, A. **Practical Reliability Engineering.** 5<sup>a</sup> Ed. Chinchester: John Wiley & Sons. 2012.

ORREGO, J. F. **Análise Comparativa De Eficiência E Competitividade Econômica Entre As Cadeias Produtivas Do Sisal (*Agave Sisalana*) No Brasil E Figue (*Furcraena Andina*) Na Colômbia.** Universidade Federal Do Ceará , Fortaleza-CE. 2013.

OVALLE-SERRANO, S. A., BLANCO-TIRADO, C., & COMBARIZA, M. Y. **Exploring the composition of raw and delignified Colombian fique fibers, tow and pulp.** Cellulose, 25. doi:10.1007/s10570-017-1599-9. 2018. 151p.

PEREIRA, A. C., MONTEIRO, S. N., ASSIS, F. S., & COLORADO, H. A. **Izod Impact Tests in Polyester Matrix Composites Reinforced with Figue Fabric.** The Minerals, Metals & Materials Serie. SPRINGER. 2017. 365-372p.

PEREIRA, A. C., MONTEIRO, S. N., ASSIS, F. S., MARGEM, F. M., LUZ, F. S., & BRAGA, F. D. **Charpy impact tenacity of epoxy matrixcomposites reinforced with aligned jute fibers.** Journal Materials Research and Tchnology, 6(4). doi:10.1016/j.jmrt.2017.08.004. 2017. 312-316p.

- PEREIRA, A. C. **Propriedades E Estrutura De Compósitos Poliméricos Reforçados Com Fibras E Tecidos De Fique**. Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia. Rio De Janeiro. 2017.
- PEREIRA, A., MONTEIRO, S., ASSIS, F., & COLORADO, H. **Charpy Toughness Behavior of Fique Fabric Reinforced Polyester Matrix Composites**. The Minerals, Metals & Materials Series. SPRINGER. 2017. 3-9p.
- PIRES, J. S. C., **Fibras Naturais: Características químicas e potenciais aplicações**. Monografia em Ciências Biológicas. Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" (UNESP). 2009.
- RAVEN, P. H., EVERT, R. F., & EICHHORN, S. E. **Biologia Vegetal**. 5ª ed. Rio De Janeiro-RJ: Guanabara Koogan S.A. 2001.
- ROCHA, J. G., & MULINARI, D. R. **Caracterização mecânica dos compósitos de PEBD reforçados com fibras da palmeira**. Cadernos UniFOA - Edição Especial do Curso de Mestrado Profissional em Materiais. 2014. 45-53p.
- ROHEN, L. A., MARGEM, F. M., MONTEIRO, S. N., VIEIRA, C. M., ARAUJO, B. M., & LIMA, E. S. **Ballistic Efficiency of an Individual Epoxy Composite Reinforced with Sisal Fibers in Multilayered Armor**. Materials Research, 18 (Suppl 2). 2015. 55-62p.
- SANTOS, J. L. **Comportamento Balístico De Componente Cerâmico À Base De Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-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., JESUS, P. R., GOMES, A. V., LIMA, E. P., ROCHA, D. N., LOURO, L. **Mechanical properties and ballistic behavior of LiF-added Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-4wt%Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> ceramics**. Journal of Materials Research and Technology. 2018.
- SATYANARAYANA, K. G., GUIMARÃES, J. L., & WYPYCH, F. **Studies On Lignocellulosic Fibers Of Brazil. Part I: Source, Production, Morphology,**

- Properties And Applications.** Composites Part A: Applied Science And Manufacturing, 38. 2007. 1694-1709p.
- SEGAL, L.; CREELY, J.; MARTIN JR., A. E; CONRAD, C. M. **An empirical method for estimating the degree of crystallinity of native cellulose using the X-ray diffractometer.** Textile Research Journal, Vol.29, p.p.786–794, 1959.
- SERJOUEI, A.; CHI, R.; ZHANG, Z.; SRIDHAR, I. **Experimental Validation of BLV Model on Bi-Layer Ceramic-Metal Armor.** International Journal of Impact Engineering, Vol. 77, p. 30-41. 2015.
- SILVA, M. D., STAINER, D., AL-QURESHI, H., & HOTZA, D. **Blindagens Cerâmicas Para Aplicações Balísticas: Uma Revisão. Cerâmica.** 2014. 323-331p.
- SIMONASSI, N. T. **Estudo Da Resistência A Tração E Impacto Izod De Compósitos De Matriz Poliéster Reforçados Com Fibras Naturais De Curauá De Alto Desempenho.** Dissertação De Mestrado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2017.
- TASDERMIRCI, A.; TUNUSOGLU, M.; GÜDEN, M. **The Effect of the Interlayer on the Ballistic Performance of Ceramic/Composite Armors: Experimental and Numerical Study.** International Journal of Impact Engineering, Vol. 44, p. 1-9. 2012.
- TELES, M. C., ALTOÉ, G. R., NETTO, P. A., COLORADO, H., MARGEM, F. M., & MONTEIRO, S. N. **Fique Fiber Tensile Elastic Modulus Dependence With Diameter Using The Weibull Statistical Analysis.** Materials Research, 18 (Suppl 2). 2015. 193-199p.
- TRINDADE, W. **Influência Da Geometria E Da Microestrutura No Comportamento Dinâmico Da Alumina Aditivada Com Nióbia.** Tese De Doutorado Em Ciência Dos Materiais. Instituto Militar De Engenharia, Rio De Janeiro. 2012.
- ULVEN, C., VAIDYA, U., & HOSUR, M. **Effect Of Projectile Shape During Ballistic Perforation Of Vartm Carbon/Epoxy Composite Panels.** Composite Structures, 61. doi: 10.1016/S0263-8223(03)00037-0. 2003. 143-150p.

VIEIRA, L. M. **Efeito do Tratamento Químico e da Adição de Nano Silica em Compósitos Híbridos de Sisal.** Dissertação de Mestrado em Materiais e Processos de Fabricação. Universidade Federal de São João Del-rei, São João Del-Rei. 2013.

WANG, L., KANESALINGAM, S., NAYAK, R., & PADHYE, R. **Recent Trends In Ballistic Protection.** Textiles And Light Industrial Science And Technology, 3. doi: 10.14355/TLIST.2014.03.007. 2014. 37-47p.

ZAH, R., HISCHIER, R., LEÃO, A. L., & BRAUN, I. **Curaua Fibers In The Automobile Industry - A Sustainability Assessment.** Journal Of Cleaner Production. 2007. 1032-1040p.