

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGE3M

STEPHANIE GONÇALVES NUNES

**PROCESSAMENTO POR INFUSÃO A VÁCUO DE COMPÓSITOS
ESPESSOS ARAMIDA/EPÓXI E ANÁLISE DO DESEMPENHO SOB IMPACTO**

Tese para obtenção do título de Doutor
em Engenharia

PORTO ALEGRE/RS

2018

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGE3M

**PROCESSAMENTO POR INFUSÃO A VÁCUO DE COMPÓSITOS
ESPESSOS ARAMIDA/EPÓXI E ANÁLISE DO DESEMPENHO IMPACTO**

STEPHANIE GONÇALVES NUNES

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

PORTO ALEGRE/RS

2018

Essa tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração de Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (UFRGS)

Coorientador: Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior (UFCG)

Banca Examinadora:

Prof^a. Dr^a. Branca Freitas de Oliveira (PGDESIGN/UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Arthur Ferreira (PPGE3M/UFRGS)

Prof. Dr. Jakson Manfredini Vassoler (PROMEC/UFRGS)

Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi (UNESP)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M/UFRGS

“Porque Dele e por Ele, e para Ele, são todas as coisas. A Ele, pois, a glória eternamente. Amém!”

(Romanos 11:36)

À minha família e amigos por todas as orações dedicadas e palavras de ânimo e conforto durante toda essa caminhada.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu Deus todo poderoso por ter me ajudado a combater o bom combate, acabar mais essa carreira e guardar a minha fé. Agradeço também especialmente a minha mãe (Lucineide Gonçalves), ao meu pai (Denisson Nunes), as minhas irmãs Nathasha e Gabriella, a minha tia Dilma e minha avó Lourdes por serem sempre meus portos seguros, conselheiros e amigos e com quem eu sempre pude contar. Agradeço a todos os demais familiares (em especial Damião, Damivan, Danilo e Andréa) e amigos que me sustentaram com orações e aqueles que contribuíram direto e indiretamente para a construção desse trabalho.

Agradeço ao prof. Sandro por todo esse tempo dedicado a mim, por sua alegria diária, experiências compartilhadas e pelas broncas e palavras de ânimos as quais fizeram de mim uma pessoa e uma profissional melhor. Agradeço também porque você (a família Amico) foi muito mais do que um orientador para mim, foi um amigo. Agradeço ao meu coorientador por todos os Skypes noturnos de emergência realizados, por toda a sua dedicação e conhecimentos passados, por sempre ter valorizando meu trabalho e ter me visto como uma pessoa com potencial, e isso foi muito importante para mim. Agradeço aos meus colegas de laboratório (PG's e IC's) pela parceria ao longo desses quatro anos, em especial aqueles que contribuíram mais intensamente com esse trabalho (Rafael Delúcis, Maikson Tonatto, Andréa Bercini, Eduardo Menezes, Frederico Eggert e Rafael Trindade).

Agradeço a Politecnico di Milano (POLIMI), especialmente a pessoa do prof. Dr. Andrea Manes, pela parceria no desenvolvimento desse trabalho, por ter sido tão receptivo durante a minha visita a POLIMI e por ter disponibilizado a infraestrutura da universidade para a realização dos ensaios de impacto.

Agradeço a todos os colaboradores que ajudaram a tornar esse trabalho possível, como as empresas DuPont (fornecimento gratuito da Kevlar®), COMPOENDE (auxílio nas análises de ultrassom C-Scan), LAMEF (usinagem de parte das placas) e SECO (disponibilização de um técnico para usinagem por fresa e doação de fresas para compósitos). Também sou grata a UFRGS pela estrutura disponibilizada e a CAPES pela concessão da bolsa.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	XVI
RESUMO	XVIII
ABSTRACT	XIX
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
2.1 OBJETIVO GERAL	3
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	4
3.1 MATERIAIS COMPÓSITOS POLIMÉRICOS PARA APLICAÇÕES EM IMPACTO.....	4
3.2 FIBRAS UTILIZADAS EM COMPÓSITOS PARA APLICAÇÕES EM IMPACTO	7
3.3 REFORÇOS FIBROSOS	10
3.4 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO	14
3.4.1 <i>Infusão a Vácuo</i>	17
3.5 IMPACTO EM COMPÓSITOS	19
3.5.1 <i>Impacto de Baixa Velocidade</i>	21
3.5.2 <i>Impacto de Alta Velocidade</i>	25
4 MATERIAIS E MÉTODOS	31
4.1 MATERIAIS	31
4.2 METODOLOGIA	31
4.2.1 <i>Caracterização da Resina Epóxi AR/AH 260</i>	32
4.2.2 <i>Caracterização da Fibra de Aramida</i>	34
4.2.3 <i>Fabricação dos Compósitos Aramida/Epóxi por Infusão a Vácuo</i>	35
4.2.3.1 <i>Moldagens Preliminares dos Compósitos</i>	40
4.2.3.2 <i>Moldagem dos Compósitos de 5 a 28 Camadas</i>	43
4.2.4 <i>Análise dos Compósitos</i>	46
4.2.4.1 <i>Inspeção por Ultrassom C-Scan</i>	46

4.2.4.2 Caracterização das Amostras.....	47
5 RESULTADOS	59
5.1 RESINA EPÓXI AR/AH 260	59
5.2 FIBRAS DE ARAMIDA	64
5.3 COMPÓSITOS ARAMIDA/EPÓXI.....	67
5.3.1 <i>Compósitos Preliminares</i>	67
5.3.2 <i>Compósitos de 5 a 28 Camadas (5C a 28C)</i>	72
5.3.2.1 Caracterização Mecânica Geral dos Compósitos	78
5.3.2.2 Resposta ao Impacto dos Compósitos aramida/epóxi	86
5.3.3 <i>Caracterização Mecânica das Placas Delgadas</i>	112
6 CONCLUSÕES.....	115
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	118
8 REFERÊNCIAS	119
APÊNDICE.....	134
APÊNDICE A – ULTRASSOM C-SCAN	134
APÊNDICE B – RESULTADOS COMPLEMENTARES DOS COMPÓSITOS 6C_P-20C_P E 8C_P	136
APÊNDICE C – ANÁLISE POR RAIO-X DOS COMPÓSITOS SUBMETIDOS A IMPACTO DROP- WEIGHT (5C-13C)	144
APÊNDICE D – ANÁLISE POR CT-SCAN DOS COMPÓSITOS SUBMETIDOS A IMPACTO PELO PROJÉTIL .357 MAGNUM FMJ.....	146

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Estrutura química da resina epóxi tipo DGEBA (adaptado de Clarkson et al. 2016).....	6
Figura 2. Representação da estrutura molecular da fibra de aramida (Denchev e Dencheva, 2012).....	9
Figura 3. Tipos de tecidos mais comuns: (a) Plano (Plain weave), (b) Sarja (Twill weave 2x2), (c) Cetim (Satin weave) e (d) Basket weave (Campbell, 2004).....	12
Figura 4. Onda de deformação na fibra de um tecido que recebeu um impacto balístico (adaptado de Savage, 1989).....	13
Figura 5. Aplicações x Processamento de compósitos poliméricos submetidos a cargas de impacto a alta velocidade (Owens Corning, 2010).	17
Figura 6. Configuração de processamento por IV (adaptado de Brouwer et al., 2003).	19
Figura 7. Classificação do impacto pela resposta do material: (a) ondas através da espessura, (b) flexão e ondas cisalhantes (controlado pelas ondas), (c) resposta quasi-estática (controlado pelo contorno) (Zheng, 2007).	20
Figura 8. Curvas força vs. deslocamento típicas de compósitos poliméricos quando submetidos a impacto de baixa velocidade: (a) rebote, (b) penetração e (c) perfuração (adaptado de Berk et al., 2016).	23
Figura 9. Representação esquemática de modos de dano típicos após impacto a baixa velocidade (adaptado de Dias, 2009).....	25
Figura 10. Impacto balístico de uma placa compósito: a) fase de entrada do projétil por uma combinação de falha por compressão e cisalhamento; b) deformação elástica e delaminações durante a fase de saída do projétil (Adaptado de Hogg, 2003).	28
Figura 11. Formas comuns de geometria do projétil: (a) ogival, (b) cega/plana, (c) cônica e (d) hemisférica (Vuyst et al., 2017).	30
Figura 12. Kevlar® S745 GR.....	31
Figura 13. Fluxograma da metodologia adotada para o desenvolvimento dessa pesquisa.....	32
Figura 14. Layup e avanço da frente de fluxo da moldagem por IV.	35
Figura 15. Vazios na superfície da face de contato com o molde.	36

Figura 16. (a) layout da moldagem radial por IV; face (b) superior e (c) inferior do compósito.....	38
Figura 17. Seção transversal da região OUT do compósito 18C _p -1.....	39
Figura 18. Layout da moldagem (a) 8C _p -1, (b) 8C _p -2, (c) 8C _p -3 e (d) 8C _p -5.	41
Figura 19. Etapas de montagem na moldagem por IV dos compósitos 5C-28C: (a) demarcação da área de moldagem e aplicação do desmoldante; (b) colagem da fita selante e posicionamento dos tubos e mangueiras; (c) empilhamento dos tecidos e posicionamento do peel ply e malha de fluxo; e (d) aplicação do saco de vácuo.	44
Figura 20. (a) entrada da resina e (b) trap de saída.....	45
Figura 21. Layup e avanço da frente de fluxo na moldagem por IV.	45
Figura 22. Equipamento de Ultrassom modelo Raptor.....	46
Figura 23. (a, b) usinagem por fresamento; (c e d) compósito após usinagem.....	48
Figura 24. Compósito aramida/epóxi usinado a laser para diferentes potências de saída.	48
Figura 25. Usinagem por jato d'água do compósito aramida/epóxi.....	50
Figura 26. Digestão ácida da matriz por ácido nítrico para determinação do V _f e teor de vazios nos compósitos.	51
Figura 27. (a) típico suporte de borda e (b) indentador de ponta hemisférica utilizados no ensaio de QSI dos compósitos aramida/epóxi.	53
Figura 28. Ensaio de Drop-weight realizados no POLIMI/Itália: (a) compósitos fixados na moldura metálica; (b) impactador de ponta hemisférica com massas de 2,4 e 4,4 kg; (c) tubo de policarbonato; (d) sistema de registro de dados e (e) lasers.....	54
Figura 29. Projéteis (a) 9 mm Luger jaquetada FMJ e (b) .357 Magnum FMJ utilizados nos testes balísticos.	55
Figura 30. Zona de tiro e preparo dos testes balísticos no Banco Nazionale di Prova/Itália: (a) compósitos; (b) suporte de fixação de alvos; (c) fixação do compósito no molde; (d) túnel balístico; (e) provete de tiro; (f) sistema de aquisição; (g) face frontal e (h) face traseira da moldura metálica.	56
Figura 31. Ensaio de (a) tração, (b) compressão, (c) cisalhamento (método V-Notched) e (d) open-hole realizados no compósito delgado 5C.....	58
Figura 32. Viscosidade em função do tempo (a) e curva exotérmica (b) da resina epóxi e endurecedor AR/AH 260.	60

Figura 33. Termogramas (a) TGA e (b) DTG da mistura AR/AH260	61
Figura 34. Termograma DSC da mistura AR/AH 260.....	62
Figura 35. Tensão x deformação obtidos em ensaios de (a) tração e (b) flexão da mistura AR/AH 260.....	63
Figura 36. Termogramas (a) TGA e (b) DTG da fibra de aramida K29.	64
Figura 37. Secagem a 105 °C do tecido S745 em estudo de absorção de umidade.	65
Figura 38. Micrografia das superfícies dos filamentos das fibras k29.	66
Figura 39. Tensão x deformação obtidos em tração dos fios da aramida K29.....	67
Figura 40. Imagens C-Scan dos laminados compósitos 6C _p , 8C _p , 10C _p , 13C _p , 15C _p , 18C _p e 20C _p	69
Figura 41. Imagens C-Scan dos compósitos 8C _p -1, 8C _p -2, 8C _p -3, 8C _p -4 e 8C _p -5. ...	71
Figura 42. Imagens C-Scan representativas dos compósitos aramida/epóxi (5C a 28C).	73
Figura 43. Correlação entre densidade de área e espessura com o número de camadas nos compósitos.	74
Figura 44. MO da seção transversal dos compósitos (a) 5C, (b) 8C, (c) 13C, (d) 18C, (e) 23C e (f) 28C	77
Figura 45. Falha por delaminação durante o teste de short beam das amostras de 5L (a, b) e 18L (c, d).....	79
Figura 46. Falha por delaminação ocorrida no teste de flexão para o span 16:1 nos compósitos espessos.	80
Figura 47. Ensaio QSI das médias força x deslocamento da indentação quase-estática dos compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras.	81
Figura 48. Zona do dano após o teste QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos 5C (a, b, c), 8C (d, e, f), 13C (g, h, i) e 18C (j, k, l).....	84
Figura 49. Seção transversal dos compósitos após teste QSI: (a) 5C, (b) 8C, (c) 13C e (d) 18C (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).	85
Figura 50. Típico comportamento força x tempo para compósitos impactados por drop-weight com 15-60 J.	87
Figura 51. Típica curva força x deslocamento para compósitos impactados por drop-weight com 15-60 J.	88

Figura 52. Energia x tempo para compósitos impactados por drop-weight com 15-60 J.	90
Figura 53. Zona do dano após o teste drop-weight: vista frontal, lateral e traseira dos compósitos 5C-15J (a, b, c), 5C-30J (d, e, f), 8C-30J (g, h, i), 8C-45J (j, k, l), 13C-45J (m, n, o) e 13C-60J (p, q, r).	92
Figura 54. Seção transversal da zona do dano dos compósitos após impacto por drop-weight: (a) 5C-15J, (b) 5C-30J, (c) 8C-30J, (d) 8C-45J, (e) 13C-45J, (f) 13C-60J (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).	93
Figura 55. Força x deslocamento obtidas nos ensaios de drop-weight (DW) e QSI dos compósitos: (a) 5C, (b) 8C e (c) 13C.	95
Figura 56. Zona do dano após o teste drop-weight e QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos com 5 camadas: 5C-30J (a, b, c) e 5C-QSI (d, e, f).	96
Figura 57. Zona do dano após o teste drop-weight e QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos com 8 camadas: 8C-45J (a, b, c), e 8C-QSI (d, e, f).	97
Figura 58. Seção transversal da zona do dano dos compósitos após impacto por drop-weight: e QSI (a) 5C-30J, (b) 5C-QSI, (c) 8C-45J e (d) 8C-QSI (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).	97
Figura 59. Face frontal e traseira dos compósitos 8C (a e b, respectivamente), 13C (c e d, respectivamente), 18C (e e f, respectivamente) e 23C (g e h, respectivamente) após o impacto com o projétil 9 mm Luger FMJ.	101
Figura 60. Seção transversal dos compósitos impactados com o projétil 9 mm Luger FMJ (a) 8C (b) 13C, (c) 18C e (d) 23C (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).	102
Figura 61. Seção transversal dos compósitos (a) 13C e (b) 18C com os principais danos causados pelo projétil 9 mm Luger à medida que penetrou tais compósitos.	103
Figura 62. Face frontal e traseira dos compósitos 8C (a e b, respectivamente), 13C (c e d, respectivamente), 18C (e e f, respectivamente), 23C (g e h, respectivamente), 28C-1 (i e j, respectivamente) e 28C-2 (k e l, respectivamente) após o impacto com o projétil .357 Magnum FMJ.	107

Figura 63. Vista da seção transversal dos compósitos impactados com o projétil .357 Magnum FMJ: (a) 8C, (b) 13C, (c) 18C, (d) 23C, (e) 28C-1 e (f) 28C-2 (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).....	108
Figura 64. Seção transversal dos compósitos (a) 23C e (b) 28C-2 com os principais danos causados pelo projétil .357 Magnum à medida que penetrou tais compósitos.	109
Figura 65. Radiografias dos compósitos (a) 8C; (b) 13C; (c) 18C; (d) 23C impactados por um projétil 9 mm Luger FMJ (vista superior).	110
Figura 66. Radiografias dos compósitos (a) 8C; (b) 13C; (c) 18C; (d) 23C impactados por um projétil .357 Magnum FMJ (vista superior).	110
Figura 67. (a) placa para estudo desenvolvida e (b) imagem da placa gerada através da análise por ultrassom, técnica C-scan.....	134
Figura 68. MO da seção transversal da região IN dos laminados compósitos 6C _p , 8C _p , 10C _p , 13C _p , 15C _p , 18C _p e 20C _p	137
Figura 69. MO da seção transversal da região M dos laminados compósitos 6C _p , 8C _p , 10C _p , 13C _p , 15C _p , 18C _p e 20C _p	138
Figura 70. MO da seção transversal da região M dos compósitos (a) 8C _p -4 e (b) 8C _p -5.	140
Figura 71. Posicionamento dos CDP utilizados no ensaio Short Beam dos compósitos 6C _p -20C _p , 8C _p -4 e 8C _p -5.	140
Figura 72. Resistência short beam dos compósitos 6C _p -20C _p	141
Figura 73. Delaminação durante o ensaio short beam nos compósitos 15C _p e 18C _p	142
Figura 74. Resistência short beam dos laminados 8C _p -4 e 8C _p -5.....	142
Figura 75. Radiografias dos danos nos compósitos 5C-15J (a, b); 8C-30J (c, d); 8C-45J (e, f); 13C-45J (g, h) e 13C-60J (i, j) após serem impactados drop-weight (vista lateral e inferior, respectivamente).	145
Figura 76. Tomografias computadorizadas dos danos nos compósitos (a) 8C; (b) 13C e (c) 23C; após serem impactados por um projétil .357 FMJ Magnum as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).....	147

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades da resina epóxi curada (Adaptada de Miracle e Donaldson, 2001).....	6
Tabela 2. Propriedades da fibra de aramida (Chang, 2005; DuPont, 1992).....	10
Tabela 3. Referências com os métodos de fabricação utilizados para o processamento de compósitos reforçados com fibra de aramida para aplicações de impacto.	16
Tabela 4. Nível de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico (ABNT NBR 15.000, 2005).....	26
Tabela 5. Classificação e requisitos para testes com armas de mão e rifles (adaptado de EN 1522, 1998)	27
Tabela 6. Dados de processamento de placas moldadas por IV.	37
Tabela 7. Dados de processamento das placas moldadas com 8 camadas de aramida.	42
Tabela 8. Dimensões das amostras e dos spans para ensaio de cisalhamento Short Beam.....	52
Tabela 9. Resistência e módulo da mistura AR/AH 260, em tração e flexão.	63
Tabela 10. Propriedades mecânicas de tração do fio K29.....	67
Tabela 11. Dados de pós-processamento dos primeiros compósitos moldados por IV.	70
Tabela 12. Densidade e teor de constituintes (fibra (V_f), matriz (V_m) e fração volumétrica de vazio (V_v)) dos variados compósitos aramida/epóxi.....	75
Tabela 13. Propriedades mecânicas dos compósitos 5C-28C obtidos através dos testes de short beam e flexão.	78
Tabela 14. Teste de QSI para os compósitos com variadas espessuras.....	83
Tabela 15. Impacto drop-weight dos compósitos aramida/epóxi com diferentes espessuras.....	90
Tabela 16. Impacto balístico com o projétil 9 mm Luger FMJ nos compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras.	99
Tabela 17. Impacto balístico com o projétil .357 Magnum FMJ nos compósitos aramida/epóxi com diferentes espessuras.	104
Tabela 18. Propriedades mecânicas do compósito aramida/epóxi.	114

Tabela 19. Dados de pós-processamento dos primeiros compósitos 6C _p -20C _p moldados por IV.	136
Tabela 20. Valores de densidade e teor dos constituintes dos laminados aramida/epóxi 8C _p -4 e 8C _p -5.	143

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AP	Blindagem perforante
BVID	Dano de impacto pouco visível
CB	Bala cônica
CDP	Corpo de prova
dB	Decibéis
DGEBA	Éter diglicidil de bisfenol A
DSC	Calorimetria diferencial de varredura
DTG	Derivada da perda de massa
DTGA	Termogravimetria derivada
DW	Drop-weight
E_a	Energia absorvida
EN	Norma Européia
E_x	Módulo de elasticidade longitudinal
E_y	Módulo de elasticidade transversal
F	Força
F_i	Força incipiente
FJ	Revestida completamente por metal
FJ ⁽¹⁾	Revestida completamente por aço
FJ ⁽²⁾	Revestida completamente por liga de cobre
F_{max}	Força máxima
FMJ	Revestida completamente por metal
FN	Bala de nariz achatado
G_{xy}	Módulo de cisalhamento no plano
HC1	Núcleo de aço duro
IN	Entrada
IV	Infusão a vácuo
JSP	Ponto macio comum
M	Meio
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MIL-STD	Norma Militar

MO	Microscopia ótica
NATO	Organização do Tratado do Atlântico Norte
NBR	Norma Brasileira
NIJ	Instituto Nacional de Justiça
OHT	Resistência a tração open-hole
OUT	Saída
PB	Bala pontiaguda
PVB	Polivinil butiral
QS	Quase estático
QSI	Indentação quase estática
RN	Bala de nariz redondo
RTM	Moldagem por transferência de resina
S	Resistência ao cisalhamento no plano
SC	Núcleo macio (chumbo)
SCP1	Núcleo macio com penetrador de aço
STANAG	Acordo de Padronização
T_g	Temperatura de transição vítrea
TGA	Análise termogravimétrica
UHMWPE	Poliétileno de alto peso molecular
VARTM	Moldagem por transferência de resina assistida por vácuo
V_f	Fração volumétrica de fibra
V_o	Velocidade inicial
V_r	Fração volumétrica de resina
V_v	Fração volumétrica de vazios
V_{xy}	Coefficiente de Poisson
W_f	Fração mássica de fibra
X_c	Resistência a compressão longitudinal
X_t	Resistência a tração longitudinal
Y_c	Resistência a compressão transversal
Y_t	Resistência a tração transversal
δ	Deslocamento
δ_{max}	Deslocamento máximo

RESUMO

Em aplicações que requerem solicitações de impacto, compósitos de matriz polimérica reforçados com fibra de aramida se destacam, principalmente em relação aos metais, devido a propriedades como alta resistência e rigidez específicas, que dão origem a sistemas mais leves e de alta performance. Quando voltados para aplicações de impacto, principalmente a alta velocidade, tais compósitos são, em sua maioria, moldados por compressão ou *autoclave*, a partir de pré-impregnados. No entanto, tais combinações de processamentos e matéria-prima acarretam em estruturas de elevado custo, tornando a infusão a vácuo uma opção atrativa, além de permitir a obtenção de peças grandes e complexas, dimensionalmente acuradas e partes integradas. Porém, a obtenção de um compósito espesso reforçado por fibra de aramida com elevado desempenho ao impacto por tal método de fabricação ainda é um desafio. Neste contexto, este trabalho aborda o efeito da espessura no processamento por infusão a vácuo de compósitos aramida/epóxi e seu desempenho em aplicações que requerem solicitações de impacto (baixa e alta velocidade). Para isso, foram produzidos compósitos com 5, 8, 13, 18, 23 e 28 camadas de aramida e caracterizados por ultrassom C-scan, microscopia ótica, densidade, teor de constituintes, testes mecânicos (flexão, *short beam* e indentação quase-estática) e cargas de impacto de baixa e alta velocidade (*drop-weight* e balístico). Todos os compósitos apresentaram boa homogeneidade na distribuição da matriz ao longo do reforço, com um teor de fibra de $\approx 60\%$, e valores de resistência *short beam* elevados (17,3 - 23,6 MPa). A performance sob impacto (baixa e alta velocidade) foi comparável à de compósitos fabricados por compressão ou *autoclave*, tendo os compósitos a partir de 18 camadas resistido ao projétil 9 mm Luger FMJ e o de 28 camadas resistido ao projétil .357 Magnum FMJ, podendo ser classificados como nível FB2 e FB3, respectivamente, de acordo com a norma europeia EN 1522. Portanto, o processamento de infusão a vácuo mostrou ser uma alternativa adequada para produzir compósitos espessos de aramida/epóxi (até 12 mm), substituindo rotas de processamento mais caras.

Palavras-chave: Infusão a Vácuo, Fibra de aramida, Compósitos espessos, Impacto.

ABSTRACT

In applications that require impact solicitations, polymer matrix composites reinforced with aramid fiber stand out, especially in relation to metals, due to properties such as high specific strength and stiffness, which give rise to lighter and high-performance systems. When used for impact applications, especially at high speed, such composites are mostly molded by compression or autoclaved, from prepregs. However, such combinations of processing and raw material lead to high cost structures, making vacuum infusion an attractive option, as well as allowing the production of large, complex, dimensionally accurate and integrated parts. Nonetheless, obtaining a thick composite reinforced by aramid fiber with high impact performance by such manufacturing method is still a challenge. In this context, this work addresses the effect of the thickness in the vacuum infusion processing of aramid/epoxy composites and its performance in applications that require impact solicitations (low and high speed). For this, composites with 5, 8, 13, 18, 23 and 28 layers of aramid were produced and characterized by ultrasonic C-scan, optical microscopy, density, constituent content, mechanical tests (flexion, short beam and quasi-static indentation) and low- and high-speed impact loads (drop-weight and ballistic). All composites presented good homogeneity in the matrix scattering along the reinforcement, with a fiber content of $\approx 60\%$, and high short beam resistance values (17.3 - 23.6 MPa). The performance under impact (low and high speed) was comparable to that of composites processed by compression or autoclave, the composites with 18 layers resisted to the 9 mm Luger FMJ projectile and the one with 28 layers resisted to the .357 Magnum FMJ projectile, being classified as level FB2 and FB3, respectively, according to the European standard EN 1522. In summary, vacuum infusion processing proved to be a suitable alternative to produce thick aramid/epoxy composites (up to 12 mm), replacing more expensive processing routes.

Key words: Vacuum Infusion, Aramid Fiber, Thick Composites, Impact.

1 INTRODUÇÃO

Compósitos poliméricos receberam uma grande atenção nas últimas três décadas para aplicações de engenharia que exigem um bom desempenho em relação às cargas de impacto. Um dos principais motivos é que podem reduzir o peso do componente em termos absolutos quando comparados a metais de alto desempenho (por exemplo, aço balístico) devido à sua alta resistência e rigidez específicas. Como a carga de impacto, principalmente a de alta velocidade, é uma das condições mais críticas as quais as estruturas podem ser submetidas, logo, a resistência à penetração/perfuração é um requisito importante e por isso precisa ser conhecido. Porém, a resposta sob impacto dependerá de fatores tais como, teor dos constituintes (matriz e reforço), condições da interface e a espessura da peça, que são fatores relacionados ao tipo de processamento escolhido (Agrawal et al., 2014; Rahme et al., 2015).

Em particular, a escolha do processamento está diretamente relacionada aos materiais a serem utilizados e as aplicações envolvidas. Em se tratando de reforços utilizados em compósitos de matriz polimérica para aplicações de impacto, principalmente os de alta velocidade, as fibras de aramida são as de maior utilização. Tais fibras oferecem uma elevada proteção contra fragmentos e ameaças balísticas, possuem características como alta absorção de energia de impacto, elevada relação resistência/peso e módulo e são inerentemente resistentes à chama (Othman e Hassan, 2013), o que as tornam candidatas ideais para tal aplicação. Vários autores realizaram estudos sobre o comportamento dos compósitos reforçados com aramida sob carregamento de impacto à baixa e alta velocidade (Kang e Kim, 2000; Reis et al., 2012; Gower et al., 2008; Ramadhan et al., 2013) e todos relatam um desempenho satisfatório.

Os métodos de processamento de compósitos poliméricos reforçados com fibra de aramida para aplicações de impacto, principalmente em alta velocidade, relatados por vários autores (Lee et al., 2001; Colakoglu et al., 2007; Tham et al., 2008; Kumar et al., 2010; Sorrentino et al., 2015) incluem moldagem por compressão ou *autoclave*. Tais processamentos permitem a obtenção de peças espessas através do uso de altas pressões (20-200 bar) e pré-impregnados como matéria-prima, resultando em estruturas de alto desempenho. No entanto, esses processos exigem ferramentas e

equipamentos robustos (com alto investimento de capital para entrar na produção) e inviabilizam a fabricação de peças grandes, complexas e integradas. Além disso, as matérias-primas (pré-impregnados) são dispendiosas e de armazenamento difícil, com uma vida útil limitada.

Alternativamente, a moldagem por infusão a vácuo (IV) emprega moldes leves e de baixo custo e permite a fabricação de peças grandes complexas e dimensionalmente acuradas, integradas, com bom acabamento superficial e praticamente sem emissão de voláteis. Além disso, permite a utilização de matérias-primas de menor custo, quando comparado com tecidos, que podem ser armazenadas à temperatura ambiente por um maior período de tempo, comparadas aos pré-impregnados, torna-se uma opção atrativa.

De fato, a IV já foi empregada para processar compósitos reforçados com fibra de aramida por alguns autores (Min et al., 2016; Yan e Chen, 2016; Berk et al., 2016). No entanto, esses compósitos são geralmente de espessura e teor de fibra limitado devido à baixa pressão empregada (max. -1 bar) e à permeabilidade muito baixa dos tecidos normalmente utilizados para aplicações de impacto, favorecendo o aumento dos teores de vazios. Outra desvantagem desses compósitos quando se utiliza matrizes termorrígidas, está relacionada à sua maior resistência às distorções, devido ao entrelaçamento dos tecidos, dificultando o deslizamento da fibra e diminuindo a dispersão de energia. Portanto, produzir compósitos de alta qualidade e alto desempenho por esse método ainda é um desafio, especialmente quando é necessária uma grande espessura e quando o reforço utilizado são fibras de aramida, controlando o teor de vazios e maximizando o teor de fibra para um melhor desempenho.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Desenvolver compósitos de matriz polimérica epoxídica reforçados por fibra de aramida visando a investigação do efeito da espessura no processamento por infusão a vácuo e na performance do material quando submetido a diferentes cargas de impacto (baixa e alta velocidade).

2.2 Objetivos Específicos

- Definir os parâmetros de processamento a serem utilizados na moldagem por infusão a vácuo a fim de produzir compósitos aramida/epóxi homogêneos.
- Verificar a qualidade e desempenho dos compósitos produzidos homogeneamente através de análises físicas, morfológicas e mecânicas.
- Analisar os diferentes modos de falhas ocorridos nos compósitos com variadas espessuras quando submetidos a cargas de impacto (baixa e alta velocidade).
- Comparar o desempenho dos compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras com os já existentes na literatura produzidos com diferentes métodos de fabricação.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 Materiais Compósitos Poliméricos para Aplicações em Impacto

Compósitos avançados, especialmente os compósitos poliméricos reforçados por fibras, têm sido utilizados em diversas aplicações, incluindo o campo militar (em aviões, carros de combate e sistemas de blindagem), aeroespaciais civis, indústria automotiva e de transportes. Estes compósitos apresentam elevada resistência específica, comparados aos materiais metálicos, elevado amortecimento estrutural, boa tenacidade à fratura, baixa densidade, resistência à fadiga, durabilidade e estabilidade dimensional, além de possibilitar versatilidade de projeto e variedade de combinações de fibras e matrizes (Sevkat et al., 2009; Rahme et al., 2015).

Durante sua vida em serviço, tais estruturas são suscetíveis a cargas de impacto, e sua resposta dependerá de vários fatores tais como tipo e teor dos constituintes (matriz e reforço), sequência de empilhamento, condições da interface, espessura do material, geometria e massa do impactador e velocidade e frequência do impacto. Esses compósitos geralmente possuem bom desempenho devido à boa capacidade de absorção de energia através dos mecanismos de falha possíveis, o que proporciona uma boa resistência à perfuração e à penetração (Mines et al., 1999; Berk et al, 2016).

Dentre os constituintes utilizados em compósitos poliméricos, a matriz é de fundamental importância, pois é responsável por transferir e distribuir o carregamento para as fibras e, simultaneamente, absorver a energia de um impacto, além de fornecer ao material estrutura e rigidez requerida (Bresciani et al., 2016).

As matrizes poliméricas são as mais utilizadas atualmente, pois atribuem aos compósitos características importantes como, resistência a produtos químicos, resistência à abrasão, forma geométrica e proteção contra agentes externos. Tais matrizes também são responsáveis por transferir o carregamento submetido ao compósito para os elementos de reforços (as fibras), manter a orientação do reforço na estrutura e prevenir a propagação de trincas de fibra a fibra, não permitindo falha prematura do material (Wiebeck e Harada, 2005; Bunsell e Renard, 2005).

A escolha de uma matriz polimérica para uma aplicação estrutural, inicialmente deve ser limitada ao nível de deformação que ela sofre em relação ao reforço quando

submetida a uma solicitação. A deformação da matriz deve ser compatível com a deformação máxima do reforço. Para os compósitos avançados, a matriz polimérica de maior utilização é a resina termofixa, pois em geral apresenta propriedades mecânicas superiores à termoplástica, além de ótima estabilidade dimensional e excelente resistência ao ataque de produtos químicos (Hull e Clyne, 1996). Dentre as resinas termofixas destacam-se as poliésteres, que são as de maior utilização pela sua relação desempenho/custo, as ester vinílicas, para aplicações que demandem maior resistência química, e as epóxis, para aplicações de melhor desempenho em geral.

Em particular, as resinas epóxi são polímeros termofixos, obtidos pela reação da epicloridrina com bisfenol, caracterizados pela presença de um anel de três membros, que consiste de um átomo de oxigênio e dois átomos de carbono (Miracle e Donaldson, 2001). A resina epóxi contém dois ou mais grupos epóxi por molécula através dos quais se produz a reação de reticulação (cura) e suas propriedades finais dependem do endurecedor (agente de cura), da temperatura, do grau de conversão alcançado e do entrecruzamento produzido (Neto e Pardini, 2006). A cura da resina epóxi pode ser realizada tanto à temperatura ambiente quanto a temperaturas mais elevadas (aquecimento da resina), dependendo dos reagentes utilizados no processo ou das propriedades requeridas do produto final. O tipo de endurecedor determina o tipo de reação de cura que irá ocorrer, além de influenciar a cinética da cura, o ciclo de processamento (viscosidade em função do tempo) e a gelificação e as propriedades do material curado.

A cura da epóxi pode ocorrer por uma variedade de agentes, entretanto, os de maior utilização são pertencentes a família das aminas. As aminas são divididas em alifáticas e aromáticas, sendo as aminas alifáticas utilizadas quando a cura é requerida a temperatura ambiente, pois são mais reativas, por essa razão elas são usadas em processos de moldagem por contato, para o qual seu tempo curto de cura é útil (Bunsell e Renard, 2005; Miracle e Donaldson, 2001).

A resina epóxi de maior uso nas indústrias de compósitos é a éter diglicidil de bisfenol A (DGEBA), que é obtida através da reação da da epicloridrina com bisfenol A, (Bunsell e Renard, 2005), representada na Figura 1. A relação molar epicloridrina/bisfenol A pode variar de 1,2:1 até 10:1, produzindo desde resinas sólidas

até resinas muito líquidas na forma de oligômeros ou pré-polímeros. A sua estrutura consiste de grupos epóxi terminais e uma unidade de repetição que varia, influenciando as propriedades da resina (Ellis, 1993). A Tabela 1 apresenta algumas propriedades da resina epóxi após a cura.

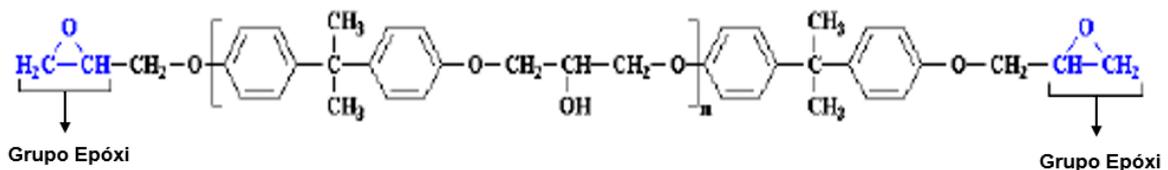


Figura 1. Estrutura química da resina epóxi tipo DGEBA (adaptado de Clarkson et al. 2016).

Tabela 1. Propriedades da resina epóxi curada (Adaptada de Miracle e Donaldson, 2001).

Propriedades	Valores
Temperatura de Transição Vítrea - T_g (°C)	51
Temperatura de Distorção Térmica (°C)	49
Resistência à Tração (MPa)	51
Módulo de Tração (MPa)	2979
Deformação (%)	2,8
Dureza (Shore D)	81

O excelente conjunto de propriedades dos sistemas epóxi, tais como facilidade de processamento, boa aderência a vários substratos, boa resistência química, excelentes propriedades mecânicas e elétricas, possibilidade de cura à temperatura ambiente e pequena contração durante a cura, a torna importante como matriz nos sistemas de polímeros reforçados com fibras, embora seu custo seja mais elevado em comparação a outras matrizes termofixas de uso comum, e.g. poliésteres (Chen et al., 2007).

De modo geral, a epóxi possui propriedades pouco atrativas para aplicações que envolvam solicitações de impacto, principalmente as associadas com projéteis de alta velocidade, devido principalmente à sua baixa capacidade de absorção de energia de impacto. Porém, propriedades como, resistência química, capacidade de ser pintada, boa adesão a uma série de materiais cerâmicos e metálicos (utilizados como placa de retaguarda), estabilidade dimensional e elevado tempo de gel podem compensar tal deficiência na performance de impacto (Bhatnagar, 2006). Desse modo, vários autores (Winkel e Adams, 1985; Goldsmith et al., 1995; Schoeppner e Abrare, 2000; Aslan et al., 2003; Nunes et al, 2004; Sevkat et al., 2010; Sikarwar et al., 2012; Ramadhan et al., 2013; Yan e Chen, 2016; Bresciani et al, 2016) têm utilizado ao longo dos anos a resina epóxi como parte do sistema compósitos voltados a aplicações de impacto (baixa e alta velocidade).

Outro material de fundamental importância que compõe um compósito é a fibra de alta performance, que se destaca devido a características como elevada resistência à tração, módulo e alongamento em comparação com outras fibras, por isso seu uso como reforço em materiais compósitos que envolvem solicitações de impacto tem crescido amplamente nos últimos anos (Bresciani et al., 2016). Em suas pesquisas sobre o comportamento de compósitos reforçados com aramida submetidos a elevadas solicitações de impacto, Kumar et al. (2010), Sorrentino et al. (2015), Karahan et al. (2015) e Millán et al. (2016) afirmam que tais compósitos são muito atrativos, principalmente em relação aos metais, devido a sua relação peso/resistência, rigidez e elevada capacidade de absorção de energia.

3.2 Fibras Utilizadas em Compósitos para Aplicações em Impacto

As fibras utilizadas como reforço em aplicações de impacto de alta performance possuem características como, elevada resistência à tração e modulo, alto alongamento, em comparação com outras fibras utilizadas em aplicações industriais, e possuem uma elevada resistência a solventes e lubrificantes. Atualmente, as fibras mais utilizadas, principalmente onde estruturas mais robustas são requeridas, são as de aramida e as de polietileno de alto peso molecular (UHMWPE), embora, a fibra de vidro também possa ser usada quando se trata de oferecer economia, propriedades

estruturais e barreira contra o fogo, embora com um acréscimo significativo de densidade (Kaufmann et al., 2003, Bhatnagar, 2006). Porém, quando o impacto é de baixa velocidade, e estruturas mais delgadas são requeridas, a fibra de carbono pode ser utilizada, especialmente no que se refere ao setor aeroespacial (He et al. (2014)).

Outros fatores, além das propriedades mecânicas das fibras, que influenciam o desempenho de um compósito polimérico são: fio (título, diâmetro do filamento, propriedades mecânicas e térmicas), tecido (tipo de construção, densidade superficial (peso/área superficial)), matriz (propriedades, impregnação), laminado (número de camadas, relação matriz-reforço) e adesão fibra-matriz (que deve ser fraca, para permitir uma deformação máxima na fibra de forma a absorver uma maior energia de impacto) (Carrillo et al., 2012). De acordo com Lane (2005), o desempenho ao impacto, principalmente os de alta velocidade, dos compósitos reforçados com fibras é em grande parte atribuído às fibras, por isso, maximizar o volume de fibra em um compósito otimizará seu desempenho. Logo, a maioria das blindagens rígidas compósito tem um volume máximo de fibra por volta de 60%.

A poli(*p*-fenileno-tereftalamida), também conhecida como fibra de aramida (Lange et al., 2001), é uma fibra orgânica da família das poliamidas aromáticas, que foi desenvolvida em 1965 por uma pesquisadora inglesa Stephanie Kwolek e patenteadas pela empresa americana DuPont.

A aramida, fórmula molecular $[-CO-C_6H_4-CO-NH-C_6H_4-NH-]_n$, é produzida pela reação de condensação de uma amina (1,4-fenileno-diamina) e cloreto de tereftaloílo, produzindo ácido clorídrico como um subproduto. A Figura 2 ilustra a estrutura da fibra aramida, cujo negrito representa uma única unidade monomérica e as linhas tracejadas indicam ligações de pontes de hidrogênio, a qual possuem cadeias aromáticas estáveis entre os grupos amida. Esse arranjo molecular ordenado, conhecido como estrutura cristalina, confere a estas fibras suas propriedades únicas. E suas fortes ligações de hidrogênio possibilitam a transferência do carregamento mecânico de forma muito eficiente, tornando possível utilizar cadeias de peso molecular relativamente baixo com tenacidade e módulo de elasticidade muito mais elevados (Jassal e Ghosh, 2002; Denchev e Dencheva, 2012).

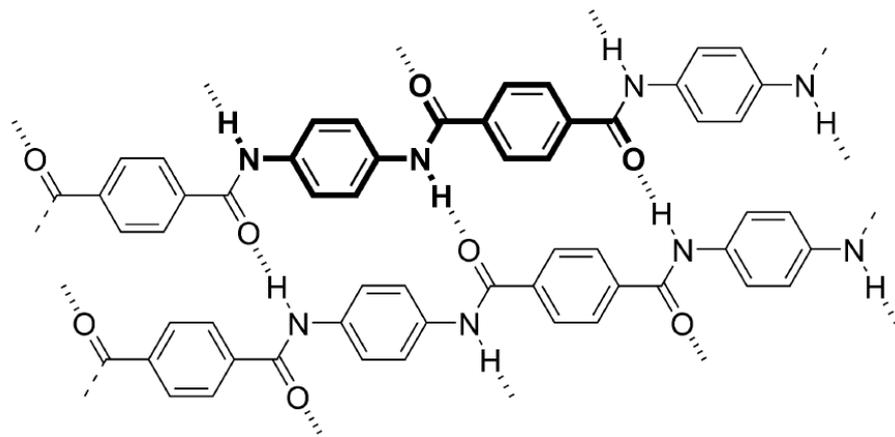


Figura 2. Representação da estrutura molecular da fibra de aramida (Denchev e Dencheva, 2012).

Entre as fibras sintéticas utilizadas como material de reforço em compósitos poliméricos para aplicações que requerem boa resistência ao impacto, as fibras de aramida destacam-se por sua maior relação resistência-peso em comparação a outras fibras utilizadas como reforço disponíveis comercialmente. Sua combinação de características únicas como absorção de energia de impacto, elevada relação resistência/peso e módulo, boa resistência a produtos químicos e à abrasão, baixa inflamabilidade e estabilidade térmica, possibilitam seu uso como reforço para compósitos poliméricos (Raja et al., 2015; Zhang, 2010; Othman e Hassan, 2013). Tais fibras são as mais utilizadas pois são cinco vezes mais fortes que o aço (em uma relação de peso igual) oferecendo uma proteção superior contra projéteis e fragmentos gerados pelo impacto nos variados materiais. Reis et al. (2012), estudaram a resposta ao impacto de baixa velocidade (*drop-weight*) de compósitos Kevlar®/epóxi (3 mm de espessura), processados por *vacuum bag*, e afirmaram que devido ao alto grau de tenacidade associada com o mecanismo de falha e tolerância ao dano, as aramidas promovem uma boa relação impacto/desempenho. Quando as fibras de aramida rompem, não falham por fratura frágil (como as fibras de vidro ou de carbono) e sim por uma série de pequenas falhas de fibrilas. Tal mecanismo de falha irá absorver uma grande quantidade de energia, resultando em uma elevada tenacidade. Além disso, são extremamente leves e capazes de absorver 20% mais de energia cinética (Kabir e Ferdous, 2012). A Tabela 2 apresenta algumas propriedades da fibra de aramida.

Tabela 2. Propriedades da fibra de aramida (Chang, 2005; DuPont, 1992)

	Aramida de Elevada Tenacidade	Aramida de Alto Módulo
Resistência à Tração (GPa)	3,6	3,6
Módulo de Elasticidade (GPa)	83	131
Deformação na Ruptura (%)	4,0	2,8
Tenacidade a Fratura (GPa)	2,9	3,0
Coeficiente de Poisson	0,35	0,36
Densidade (g/cm ³)	1,44	1,44
Diâmetro do Filamento (µm)	12	12
Teor de Umidade (%)	7,0	3,5
Temperatura de Degradação (°C)	427 – 482	427 – 482
Máxima Temperatura Recomendada para Uso Prolongado (°C)	149 – 177	149 – 177

Atualmente existem vários fabricantes de fibras de aramida, e uma variedade de fibras disponíveis comercialmente. As de uso mais comum são denominadas Kevlar®, Twaron, Spectra®, Technora® e HM-50. Porém, dentre estas fibras, a primeira desenvolvida é ainda a mais popular.

3.3 Reforços Fibrosos

As principais formas de comercialização das fibras são: *roving* (fios de filamentos contínuos), mantas, tecidos e fibras curtas. Os tecidos estão disponíveis em uma grande variedade de tipos e são confeccionados em teares, sendo sua montagem na direção do comprimento do fio (urdume) e na direção transversal (trama), conferindo ao compósito resistência em duas direções. Comparado às mantas, os tecidos possuem um maior custo, porém, propriedades superiores em termos de resistência e rigidez, conferindo ao compósito uma maior estabilidade dimensional.

Os principais tipos de tecidos são: planos (*plain weave*), sarjas (*twill weave*), cetins (*satín weave*) e *basket* (*basket weave*), diferindo pelo entrelaçamento dos fios, conforme apresentado na Figura 3. Os tecidos planos (Figura 3(a)) são fabricados alternando o fio de urdume sobre e sob o fio de trama, com essa sequência sendo invertida na fileira seguinte. Essa arquitetura confere ao tecido uma maior estabilidade, ou seja, uma maior resistência a distorções, dificultando o escorregamento das fibras e produzindo uma menor porosidade no compósito. Além disso, normalmente oferece a mesma resistência nas duas direções de orientação das fibras. Tais características fazem com que esse tipo de tecido seja o de maior utilização em aplicações de impacto, principalmente os de alta velocidade, pois irá proporcionar uma absorção efetiva da carga por meio da dispersão da energia através da rede de fibras (Lane, 2005). Porém, uma das desvantagens desse tecido é que tal arquitetura pode não ser otimizada para oferecer uma maior flexibilidade e deformação traseira do material pois não é uma configuração flexível (Bhatnagar, 2006).

Os tecidos sarjas (Figura 3(b)) são caracterizados por possuírem um ou mais fios da trama entrelaçados sob e sobre dois ou mais fios do urdume em movimentos sucessivos. As sarjas são relativamente estáveis, têm mais facilidade de tomar formas complexas e são mais eficientes estruturalmente que os tecidos planos. No tecido tipo cetim, o fio da trama passa sob vários fios sucessivos do urdume e em seguida sobre um fio ou alguns fios do urdume. O cetim (Figura 3(c)) é o tipo de tecido mais eficiente e com maior capacidade de tomar formas complexas, o que favorece uma melhor acomodação sobre moldes de geometria complexa e também permite uma melhor impregnação da resina e remoção do ar retido no tecido. Tecidos planos ou sarja, podem formar dobras na superfície devido a uma pior acomodação sobre os moldes, afetando o acabamento da peça. Essa vantagem faz com que os cetins também sejam utilizados em aplicações de impacto em alta velocidade, pois superam tais deficiências e promovem uma maior flexibilidade e deformação traseira do material (Campbell, 2004; Bhatnagar, 2006). Já os tecidos *basket* (Figura 3(d)) podem ser identificados por sua aparência quadriculada devido ao seu entrelaçamento em múltiplas cadeias horizontais e verticais, resultando em um padrão quadrado associado a cestas tecidas.

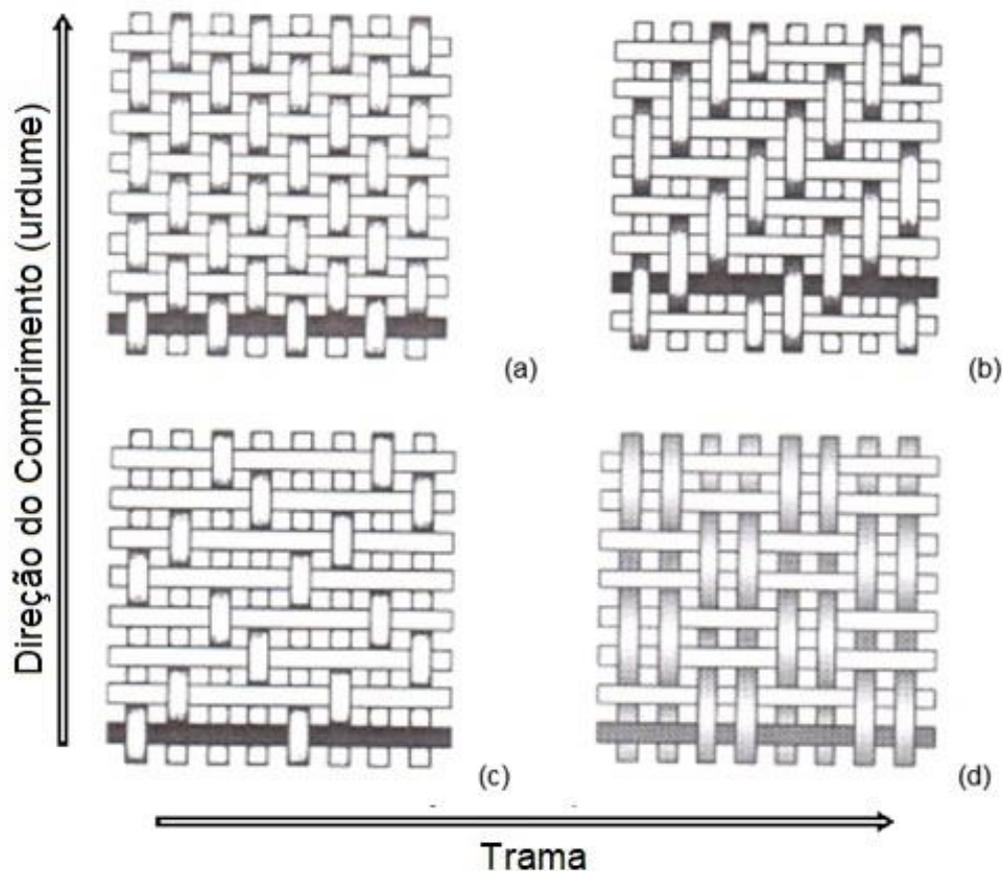


Figura 3. Tipos de tecidos mais comuns: (a) Plano (*Plain weave*), (b) Sarja (*Twill weave 2x2*), (c) Cetim (*Satin weave*) e (d) Basket weave (Campbell, 2004).

Para aplicações que envolvem cargas de impacto, selecionar o tipo de tecido com a orientação adequada entre as fibras adjacentes é um fator importante, pois permitirá o emaranhamento do projétil/impactador com as fibras, sendo este fator fundamental para se alcançar uma maior resistência ao impacto. De acordo com Savage (1989), a influência do entrelaçamento do tecido é um dos fatores mais importantes, pois a energia de impacto deve ser dividida entre as fibras do tecido, ortogonais (urdume) e transversais (trama), visando uma melhor distribuição na absorção de energia, conforme esquematizado na Figura 4.

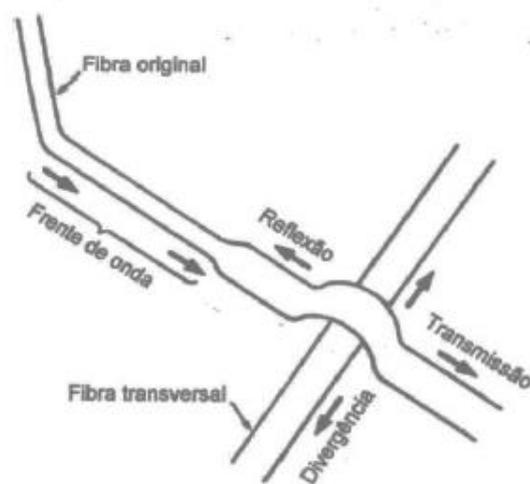


Figura 4. Onda de deformação na fibra de um tecido que recebeu um impacto balístico (adaptado de Savage, 1989).

De acordo com Cunniff (1992), quando um projétil impacta o tecido, ele produz uma deflexão transversal nos fios que estão em contato direto com o projétil (definidos como fios principais) e gera ondas de deformação longitudinais que se propagam na velocidade do som do material ao longo do eixo do projétil. Adicionalmente, os fios ortogonais, definidos como fios que intersectam os fios principais, são então retirados do plano original pelos fios principais. Estes fios ortogonais sofrem uma deformação e desenvolvem uma onda de tensão como as observadas nos fios principais. Analogamente, esses fios ortogonais então acionam os fios com os quais eles se cruzam. Essas interações fio à fio, que são uma função do atrito entre elas, produzem curvatura, o desalinhamento dos fios ortogonais, em direção ao ponto de impacto. A deflexão transversal prossegue até que a tensão no ponto de impacto atinja uma tensão de ruptura (Cheeseman e Bogetti, 2003; Bhatnagar, 2006). A maior parte da energia cinética do projétil é transferida para os fios principais como tensão e energia cinética, enquanto que a contribuição dos fios ortogonais para a absorção de energia é pequena (Cheeseman e Bogetti, 2003).

3.4 Processos de Fabricação

A escolha do processo de fabricação está diretamente relacionada à qualidade e funcionalidade do material compósito. Parâmetros como, frações volumétricas de fibra, orientação correta do reforço, tempo de gel e tempo de cura da resina, podem ser determinantes, podendo também ocorrer aumento do custo de produção contribuindo para a perda de competitividade do produto (Marinucci, 2011).

As técnicas de processamento mais comuns são: laminação manual, moldagens líquidas, compressão, *autoclave*, enrolamento filamentar e pultrusão. Processamentos de produção manual são os mais simples, e podem ser adaptados para a produção de grandes estruturas, mas são processos muito lentos (Bunsell e Renard, 2005). Uma família de processos de grande interesse atual é a moldagem líquida. Nestes processos, as camadas do reforço fibroso são colocadas sobre o molde para criar uma pré-forma e, em seguida, a resina termoendurecível, ou termofixa, é injetada na cavidade do molde e impregna o reforço. Após a reação de cura, o compósito é obtido (Zhang et al., 2014; Timms et al., 2012).

Uma das principais vantagens da moldagem líquida é a redução do número de peças finais, uma vez que haverá consolidação em uma única peça moldada (Campbell, 2004). Os moldes requeridos são geralmente leves e de baixo custo, resultando em menor investimento para entrar em produção, comparado com processamentos convencionais como a moldagem por compressão (Rudd et al., 1997). A moldagem por transferência de resina (*resin transfer molding* – RTM), a moldagem por transferência de resina assistida por vácuo (*Vacuum Assisted Resin Transfer Molding* – VARTM) e a infusão a vácuo permitem diminuição de voláteis, redução no teor de resina (maiores V_f), aumento nas propriedades mecânicas do laminado (teor de vazios < 1%), redução na utilização de materiais e flexibilidade de *design* (Miracle e Donaldson, 2001; Modi et al., 2009).

O RTM tem sido reconhecido como um método de fabricação útil para a produção de componentes de pequeno e médio porte e que necessitem de bom acabamento em ambas as faces, muitas vezes contando com a assistência do vácuo - VARTM. Em comparação à moldagem por compressão e por injeção, que requerem ferramentas e equipamentos robustos, o RTM e o VARTM possuem um baixo custo ferramental e

menor complexidade de processamento, pois são realizados a baixas pressões. Tais processamentos utilizam resinas de baixa viscosidade (100 ~ 1000 cP) e produzem peças com frações volumétricas de fibras entre 20 a 55% (Kim et al., 1995; Weitzenbock et al., 1999). A moldagem por Infusão a Vácuo (IV), a qual foi utilizada neste trabalho, será discutida em detalhes na Seção 3.4.1.

De acordo com Bhatnagar (2016), compósitos poliméricos utilizados em aplicações de impacto são usualmente moldados por compressão, *autoclave* ou através de uma combinação de laminação manual com *Vacuum Bagging*. A resistência de um compósito submetido a solicitações de impacto é influenciada pelo método de processamento, que por sua vez é influenciado pelo tamanho e forma da peça, peso final, quantidade de peças, disponibilidade de ferramentas para o tamanho e forma especificada, custo da matéria-prima, requisitos estruturais e de impacto, temperatura de operação, entre outros.

Para compósitos flexíveis cuja aplicações envolvem solicitações de impacto, principalmente à alta velocidade, os principais métodos empregados são compressão e *autoclave*, utilizando *prepregs* como matéria-prima, pois possibilitam o uso de elevadas pressões (20-200 bar), resultando em estruturas de alta performance (fração volumétrica de resina (V_r) < 20%), o que não é em geral possível de se obter em outros processos, pois as peças resultantes possuirão maiores teores de resina e conseqüentemente propriedades de impacto reduzidas (Bhatnagar, 2006). A Tabela 3 apresenta referências de trabalhos que utilizam compósitos reforçados com fibra de aramida em aplicações de impacto e os métodos de fabricação utilizados para a produção de tais compósitos.

Tabela 3. Referências com os métodos de fabricação utilizados para o processamento de compósitos reforçados com fibra de aramida para aplicações de impacto.

Referências	Compósito	Processamento	V _f (%)	Espessura (mm)
Malvern et al. (1989)	Kevlar/Epóxi	<i>Autoclave</i>		3,8
Zhu et al. (1992)	Kevlar 29/Poliéster	<i>Wet-lay-up</i>	55	6,4
Kang e Kim (2000)	Kevlar 29/Epóxi	<i>Autoclave</i>	50	5,0
Morye et al. (2000)	Aramida/PVB	Compressão	85	5,9
Lee et al. (2001)	Kevlar/Fenólica+PVB	Compressão	75	7,0
Silva et al. (2005)	Kevlar 29/Vinílica	<i>Prepreg</i>	-	3,0
Faur-Csukat (2007)	Aramida/Epóxi	Compressão	55	1,5
Colakoglu et al. (2007)	Kevlar 29/PVB	Compressão	-	4,0-8,0
Gower et al. (2008)	Kevlar 29/Fenólica+PVB	<i>Prepreg</i>	82	9,5
Reis et al. (2012)	Kevlar/Epóxi	<i>Vacuum Bag</i>	-	3,0
Sikarwar et al. (2012)	Kevlar 29/Epóxi	Compressão	-	2,4-5,4
Ramadhan et al. (2013)	Kevlar 29/Poliéster	<i>Hand lay-up</i>	55	4-12
Sorrentino (2015)	Kevlar/termorrígida	<i>Autoclave</i>	75	4-8
Cavallaro (2016)	Kevlar KM2/Epóxi	Compressão	50	4,8
Bresciani et al. (2016)	Kevlar 29/Epóxi	<i>Autoclave</i>	-	5 e 10
Min et al. (2016)	Twaron/Epóxi	<i>Vacuum Bag</i>	57	4,8
Yan e Chen (2016)	Twaron/Epóxi	SCRIMP	49	-

De acordo com Cheeseman et al. (2004) e Lane (2005), os compósitos poliméricos que são desenvolvidos para aplicações de impacto são comparáveis aos tradicionais compósitos estruturais tendo aproximadamente de 50-60% de volume de fibra, sendo a IV o processamento mais utilizado, quando o reforço não é fibra de aramida, para a fabricação desse tipo de compósito considerado rígido. A Figura 5 relaciona algumas aplicações x processamento de compósitos submetidos a elevadas cargas de impacto, onde é possível observar que para a fabricação de componentes estruturais integrados o processamento mais indicado é o Infusão a Vácuo, utilizando resina epóxi ou éster vinílico como matriz.



Figura 5. Aplicações x Processamento de compósitos poliméricos submetidos a cargas de impacto a alta velocidade (Owens Corning, 2010).

3.4.1 Infusão a Vácuo

Infusão a Vácuo é um processo de produção da família do RTM e por isso apresenta semelhanças, porém uma das principais diferenças é que no IV o molde não apresenta duas partes rígidas, e sim um molde rígido e um flexível, que é o saco de vácuo. Infusão a Vácuo possui um baixo custo ferramental e menor complexidade de processamento, sendo principalmente utilizado para a fabricação de grandes peças a

uma taxa de produção de baixo volume. Como a IV é realizado à baixa pressão, utiliza resinas de baixa viscosidade (100 ~ 1000 cP) (Kim et al., 1995 e Weitzenbock et al., 1999).

Para Miracle e Donaldson (2001), o IV atraiu a atenção de fabricantes de compósitos estruturais voltados para área que envolve solicitações de impacto devido ao seu menor gasto com matéria-prima, comparado a *prepreg*; baixo custo de processamento e ferramental (moldes em geral leves) quando comparados com moldagem por compressão e *autoclave*; e laminados com alta qualidade e elevado teor de fibras (50-65% em volume, dependendo da fibra, da arquitetura do reforço e do tipo de resina) e de maior espessura, quando comparados com *hand lay-up*. Além disso, a IV possui vantagens como baixa/nula emissão de gases nocivos; compatibilidade com reforços e matrizes comuns; produção de peças complexas, dimensionalmente acuradas e com elevada relação resistência/peso; e a matéria-prima pode ser armazenada à temperatura ambiente e por um maior período de tempo, quando comparada aos *prepregs* (Rudd et al., 1997; Brouwer et al., 2003).

As maiores desvantagens do processo de IV são variação da espessura na peça devido à pressão de compactação (max. 1 bar) não uniforme, limitada capacidade para atingir um elevado teor de fibra (>60%) (Yenilmez et al., 2009), longo tempo de preparo fazendo com que seja um processo adequado apenas para baixo ou médio volume de produção (Zhang et al., 2014), sensibilidade ao vazamento do vácuo fazendo com que o processamento fique vulnerável ao erro, e considerável descarte de materiais consumíveis.

A Figura 6 apresenta a configuração de processamento por IV, o qual consiste em depositar uma pré-forma seca sobre o molde rígido com uma malha de fluxo cobrindo toda a superfície do reforço para ajudar na distribuição e aceleração do fluxo da resina. Como a malha de fluxo pode ser difícil de remover da superfície da peça já curada, uma camada de *peel ply* é frequentemente utilizada entre ela e o laminado. O *peel ply* é normalmente aplicado em toda a superfície da pré-forma, de modo que, uma vez retirado da superfície, o compósito tenha um bom aspecto. A entrada e a saída de resina são normalmente realizadas através de canais de distribuição de resina, tubos espirais, que são posicionados no molde.

Para a consolidação e vedação do molde pela aplicação de vácuo, um saco de vácuo é utilizado, por isso é essencial que esteja em bom estado e sem quaisquer fissuras, pois podem causar uma fuga de vácuo e, comprometer o processo (Williams et al., 1996). Após a selagem do saco de vácuo ao molde rígido, usando uma fita selante, o vácuo é aplicado na cavidade do pré-molde para compactação da pré-forma entre o saco de vácuo e o molde, e para submeter a resina a um diferencial de pressão necessário para conduzi-la através da pré-forma de tecido poroso (Correia et al., 2005). De acordo com Yenilmez et al. (2009), à medida que a pressão de compactação sobre a parte superior do molde (isto é, o saco de vácuo) diminui devido ao aumento na pressão de resina, a espessura da peça varia em função das coordenadas espaciais e temporais. Mesmo após o término da injeção, a espessura da peça pode variar de acordo com o relaxamento da fibra durante a fase de descompactação, a redistribuição de resina no pré-molde através de um equilíbrio mais ou menos extenso da pressão da resina, antes do início da gelificação, e o encolhimento da resina durante a fase de cura.

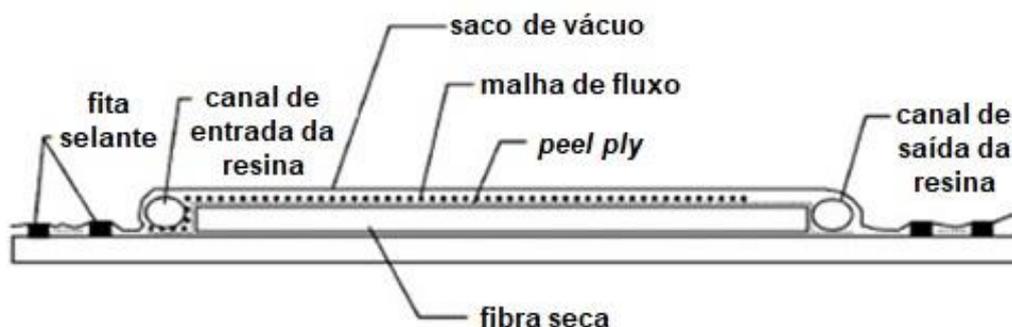


Figura 6. Configuração de processamento por IV (adaptado de Brouwer et al., 2003).

3.5 Impacto em Compósitos

De acordo com Aslan et al. (2003) e Agrawal et al. (2014), estruturas compósitos são mais suscetíveis a danos por impacto do que estruturas metálicas semelhantes, pois, diferentemente dos materiais metálicos, os compósitos podem falhar através de variados modos de falhas e contêm danos de impacto que podem não ser visíveis a olho nu, reduzindo severamente a durabilidade estrutural do componente. Tais cargas dinâmicas, bem como o efeito que elas causam nessas estruturas, representam uma grande preocupação e por isso são fenômenos importantes a serem estudados.

O fenômeno de impacto pode ser definido como uma solicitação ou carregamento repentino, tipicamente dinâmico, que ocorre quando um objeto atinge outro, com o desenvolvimento de grandes esforços num período de tempo muito curto (Santos, 2012). A velocidade de impacto é uma das grandezas fundamentais na dinâmica de impacto, por isso, as solicitações por impacto podem ser classificadas em duas categorias (Richardson e Wisheart, 1996; Duell, 2006): impacto a baixa velocidade (ex. *drop-weight*) e impacto à alta velocidade (ex. balístico).

O impacto gera ondas elásticas que se propagam no material a partir do ponto de impacto. A duração do impacto desempenha um papel fundamental na determinação do tipo de resposta ao impacto. Se a duração do impacto é da ordem do tempo de transição das ondas dilatacionais, a resposta será dominada por ondas através-da-espessura, como mostra a Figura 7(a). Para impactos de maior duração, a resposta será governada por flexão e ondas cisalhantes (Figura 7(b)), e se a duração for muito maior que o tempo para que as ondas atinjam os contornos do material, a resposta será quase-estática, pois a deflexão e a carga teriam relação similar à encontrada em um ensaio estático. Tipicamente, o primeiro caso é associado a impactos balísticos, com dano facilmente detectável, enquanto os outros dois podem ocorrer em ensaios do tipo *drop-weight*, com dano não visível ou pouco visível (*barely visible impact damage - BVID*) (Zheng, 2007).

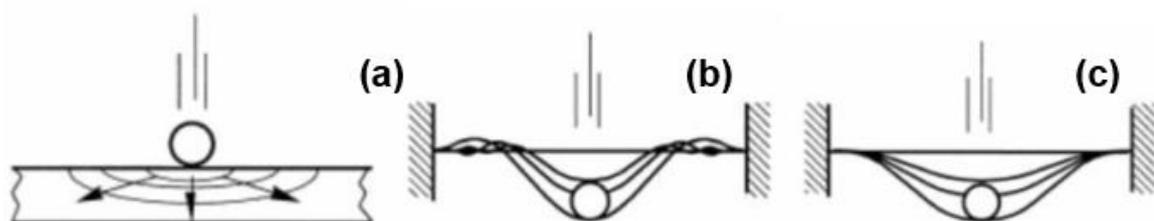


Figura 7. Classificação do impacto pela resposta do material: (a) ondas através da espessura, (b) flexão e ondas cisalhantes (controlado pelas ondas), (c) resposta quase-estática (controlado pelo contorno) (Zheng, 2007).

3.5.1 Impacto de Baixa Velocidade

Se tratando de impacto a baixa velocidade há autores que utilizam diferentes abordagens para descrever tal evento, desse modo, não existe uma definição padrão. No presente trabalho, o impacto a baixa velocidade será definido como sendo aquele que ocorre quando o período de tempo em que o impactador está em contato com o material é superior ao período do menor modo de vibração do mesmo (Naik & Shrirao, 2004). Desse modo, a resposta estrutural dinâmica do alvo é de extrema importância, pois a duração do contato é suficientemente longa para que toda a estrutura responda ao impacto e, conseqüentemente, mais energia seja absorvida elasticamente (Richardson e Wisheart, 1996).

O impacto a baixa velocidade causa uma diminuição considerável na resistência e na estabilidade das estruturas em compósito, sendo um dos principais fatores responsáveis por tal acontecimento a baixa adesão interfacial dos compósitos com fibras de aramida. Por isso, mesmo em energias de impacto muito baixas, danos residuais não visíveis como rachaduras e delaminação podem ocorrer, sendo esta característica mais significativa nos compósitos reforçadas com fibras, que têm baixo módulo de cisalhamento transversal. Diferentes abordagens são utilizadas para investigar a resposta ao impacto de compósitos a baixa velocidade, sendo uma das técnicas mais utilizadas o ensaio de queda de peso, ou *drop-weight* (Duell, 2006).

No teste de impacto por *drop-weight* uma massa é elevada a uma altura conhecida e liberada, impactando a amostra. Em geral, tal evento não promove a completa destruição no alvo, desse modo, permitindo que a energia residual seja determinada através do rebote do impactador, caso necessário. A principal vantagem desse testes em relação a outros ensaios de baixa velocidade, e.g. Charpy e Izod, é que o mesmo permite que uma variedade de geometrias simples e complexas possam ser testadas e condições reais de impacto possam ser simuladas (Cantwell e Morton, 1991; Safri et al., 2014).

Através do ensaio de *drop-weight*, é possível simular uma variedade de condições de impacto do mundo real e coletar dados detalhados do desempenho da estrutura, já que um maior número de parâmetros de impacto pode ser utilizado, além de permitir que uma gama de energias cinéticas incidentes sejam alcançadas através do ajuste da

altura da queda e/ou da massa do impactador. Por este teste é possível obter três curvas características, força vs. tempo, força vs. deslocamento e energia vs. tempo, que são fundamentais para o entendimento do comportamento do compósito. Nesse teste, a força de impacto é registrada através de um sensor conectado ao impactador.

As curvas de força são responsáveis por indicar os limites críticos de carga e força dos compósitos, onde a primeira queda repentina nas curvas refere-se ao início do dano, principalmente na forma de delaminação interlaminar (Evcı e Gulgeç, 2012). A partir da curva força vs. tempo, o início e o desenvolvimento dos danos ocorridos nos compósitos durante o impacto podem ser identificados, pois o impactador (instrumentado e geralmente feito de aço suave) se comporta como um corpo rígido em comparação ao compósito (Zhou, 1998). Através da curva força vs. deslocamento, três casos podem ser identificados: rebote do impactador pelo compósito (Figura 8(a)), penetração do impactador no compósito (Figura 8(b)) e perfuração do compósito (Figura 8(c)). No caso de rebote do impactador, a força de contato aumenta com o a deflexão até um certo ponto. Após a deflexão máxima, a força de contato e a deflexão diminuem e, então, a força de contato se iguala a zero, o que significa que o contato entre o compósito e o impactador é perdido. Para o caso de penetração, enquanto a força de contato diminui, após seu valor máximo, a deflexão é mantida e posteriormente a força de contato tende a zero. Em caso de perfuração, após um certo ponto que é a deflexão máxima, a curva permanece paralela ao eixo horizontal (deslocamento), o que implica fricção entre o impactador e o compósito após a perfuração (Belingardi e Vadori, 2002; Agrawal et al., 2014; Berk et al., 2016)

Energia de impacto e energia absorvida são os principais parâmetros que podem ser utilizados para se obter a propagação do dano após o impacto em compósitos poliméricos. A energia de impacto, pode ser definida como a energia cinética do impactador no momento em que o impacto/contato acontece. Já a energia absorvida está relacionada à quantidade de energia absorvida pelo compósito no final do impacto que pode ser em forma de danos como delaminação, ruptura da matriz, ruptura da fibra, e casualidades como fricção ou aquecimento durante o evento. A energia absorvida pode ser obtida através da integração da área da curva força vs. deslocamento (áreas hachuradas na Figura 8) ou através da curva energia vs. tempo, no começo de platô da

curva no momento em que o impactador perde contato com o compósito (Belingardi e Vadori, 2002; Reis et al., 2012; Agrawal et al., 2014).

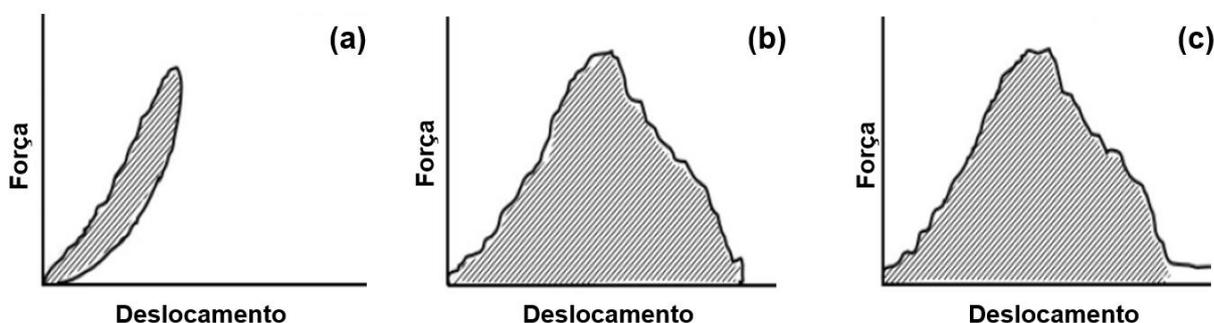


Figura 8. Curvas força vs. deslocamento típicas de compósitos poliméricos quando submetidos a impacto de baixa velocidade: (a) rebote, (b) penetração e (c) perfuração (adaptado de Berk et al., 2016).

Diversos autores têm estudado a resposta ao impacto por *drop-weight* de compósitos poliméricos, já que pode fornecer informações importantes e precisas sobre o início e o crescimento do dano no material compósito, principalmente o modo de dano e a falha associados ao impacto resultante. Sevkat et al. (2013) estudaram o efeito de diferentes pontas do impactador em compósito de matriz epoxídica reforçada por fibras de vidro-S2 e grafite. Berk et al. (2016) realizaram estudo experimental e numérico para verificar a resposta de compósitos vidro-S2/epóxi e aramida/epóxi a diferentes níveis de energia de impacto. Fidan et al. (2012) compararam os diferentes modos de danos gerados em compósitos de matriz poliéster reforçados com fibra de vidro e híbridos vidro/aramida. Qi et al. (2015) buscaram compreender os danos ocorridos em compósitos carbono/grafite em matriz epoxídica quando impactados em diferentes condições. Já Wang et al. (2018) estudaram o comportamento do dano por delaminação gerados em compósitos espessos carbono/epóxi com três diferentes sequências de empilhamento quando impactados por diferentes níveis de energia.

De fato, uma série de fenômenos físicos ocorrem após o impacto, como choque e propagação de ondas, fratura e fragmentação, perfuração e estilhaçamento, e o entendimento desses mecanismos envolvidos no impacto é de fundamental importância para um *design* efetivo da estrutura compósito (Razali et al., 2014).

Compósitos são mais suscetíveis a danos por impacto do que estruturas metálicas semelhantes, e o dano causado num impacto a baixa velocidade (Figura 9) reflete-se fundamentalmente na ruptura da matriz, sendo a fratura nas fibras inexistente ou em pequena escala (Abrate, 1998).

No caso de ruptura da matriz em impacto a baixa velocidade, a falha ocorre paralela as fibras devido, principalmente, a esforços elevados de cisalhamento transversal no compósito durante o evento. O dano na matriz é o primeiro tipo de falha induzida pelas solicitações de impacto e normalmente pode se manifestar como ruptura da matriz ou também como descolamento entre a fibra e a matriz (Richardson e Wisheart, 1996). O dano por ruptura de fibra em impacto a baixa velocidade geralmente ocorre a baixo do impactador, devido a altas tensões localizadas e ao efeito de indentação, a qual é regida principalmente por forças cisalhantes, e pode ocorrer também na face não impactada devido as tensões geradas por forças de flexão. Em comparação com os danos por ruptura de matriz e por delaminação a fratura de fibra ocorre de forma tardia em um compósito polimérico (Razali et al., 2014).

A delaminação se refere ao dano entre as camadas do compósito e em um evento de impacto a baixa velocidade, é o mecanismo de dano mais crítico. Ocorrem múltiplas delaminações entre as várias camadas do compósito que reduzem de forma drástica sua durabilidade, resistência e rigidez, mesmo sem danos visíveis na superfície impactada, já que a energia pode ser absorvida em qualquer ponto de toda a estrutura, bem longe do ponto de impacto. Logo, a compreensão desses mecanismos de dano é de extrema importância (Shyr e Pan, 2003; Evci and Gülgeç, 2012).

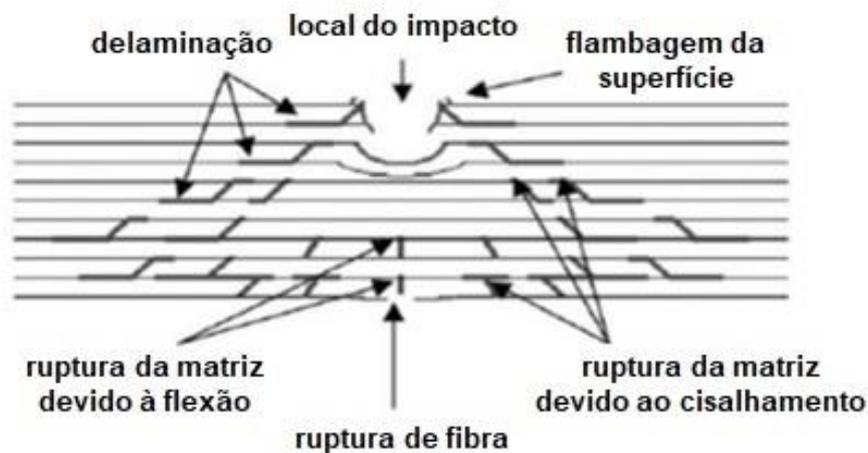


Figura 9. Representação esquemática de modos de dano típicos após impacto a baixa velocidade (adaptado de Dias, 2009).

3.5.2 Impacto de Alta Velocidade

Segundo Naik e Shrirao (2004), e (Razali et al., 2014) quando o impacto se dá a alta velocidade, o contato entre o impactador e o material ocorre em um espaço de tempo muito mais curto que o período do mais baixo modo de vibração da estrutura, e é dominado por forças inerciais, propagação de ondas e mudanças na rigidez do material, e energia de fratura, devido a uma alta taxa de deformação. O impacto de alta velocidade possui uma resposta de natureza dinâmica, associada à balística, e significa a colisão entre dois ou mais corpos (Safri et al., 2014).

A balística, por definição, é a parte da física que estuda o impulso, movimento e impacto dos projéteis, entendendo-se por projétil qualquer sólido que se mova no espaço após haver recebido um impulso. Geralmente o seu estudo está relacionado aos movimentos do projétil dentro e fora da arma e, ainda, o modo de atirá-lo. De acordo com o movimento do projétil, a balística pode ser dividida em balística interna, balística externa e balística terminal. A balística interna estuda os fenômenos que ocorrem do momento do disparo enquanto o projétil ainda se encontra no cano da arma. Já a balística externa estuda os fenômenos que ocorrem desde o momento que o projétil abandona o cano da arma, até o instante em que atinja o alvo. A balística terminal estuda o comportamento do projétil durante a seu impacto no alvo.

Há algumas normas utilizadas para medir o desempenho balístico, ou nível de proteção balística, de uma estrutura. As normas mais utilizadas pelos americanos são as *Military Standard (MIL-STD) 662* e a *National Institute of Justice (NIJ) 0101*. A *Draft Standardization Agreement (STANAG) 4569* foi desenvolvida pela Organização do Tratado do Atlântico Norte (*North Atlantic Treaty Organization - NATO*) e é utilizada por uma série de países, inclusive os Estados Unidos. A norma europeia *Euronorm standard for Bullet Resistance in Windows, Doors, Shutters and Blinds (EN) 1522* é a de maior utilização na Europa. Já no Brasil, o desempenho da proteção balística é medido de acordo com a norma da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT-NBR) 15.000. A Tabela 4 apresenta os diferentes níveis de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto relacionado por calibre da arma e no tipo, massa, velocidade do projétil (V_0) e número de impactos da norma ABNT NBR 15.000 (2005) e a Tabela 5 da norma europeia EN 1522.

Tabela 4. Nível de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico (ABNT NBR 15.000, 2005).

Nível	Munição	Massa do projétil g	V_0 m/s	Número de impactos
I	.22 LRHV Chumbo	$2,6 \pm 0,1$	320 ± 10	5
	.38 Special RN Chumbo	$10,2 \pm 0,1$	254 ± 15	5
II-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	332 ± 12	5
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	381 ± 12	5
II	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	358 ± 15	5
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	425 ± 15	5
III-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	426 ± 15	5
	.44 Magnum SWC GC	$15,6 \pm 0,1$	426 ± 15	5
III	7,62 x 51FMJ (.308 – Winchester)	$9,8 \pm 0,1$	838 ± 15	5
IV	.30 – 06AP	$10,8 \pm 0,1$	868 ± 15	1

Tabela 5. Classificação e requisitos para testes com armas de mão e rifles (adaptado de EN 1522, 1998)

Classe	Tipo de arma	Calibre	Projétil		Condições de teste	
			Tipo	Massa (g)	Alcance de teste (m)	Velocidade do projétil (m/s)
FB1	rifle	22 LR	L/RN	2,6 ± 0,1	10 ± 0,5	360 ± 10
FB2	arma de mão	9 mm Luger	FJ ⁽¹⁾ /RN/SC	8,0 ± 0,1	5 ± 0,5	400 ± 10
FB3	arma de mão	357 Mag.	FJ ⁽¹⁾ /CB/SC	10,2 ± 0,1	5 ± 0,5	430 ± 10
FB4	arma de mão arma de mão	357 Mag. 44 Rem. Mag.	FJ ⁽¹⁾ /RN/SC	10,2 ± 0,1	5 ± 0,5	430 ± 10
			FJ ⁽²⁾ /FN/SC	15,6 ± 0,1	5 ± 0,5	440 ± 10
FB5	rifle	5,56 x 45*	FJ ⁽²⁾ /PB/SCP1	4,0 ± 0,1	10 ± 0,5	950 ± 10
FB6	rifle	5,56 x 45*	FJ ⁽²⁾ /PB/SCP1	4,0 ± 0,1	10 ± 0,5	950 ± 10
	rifle	7,62 x 51	FJ ⁽¹⁾ /PB/SC	9,5 ± 0,1	10 ± 0,5	830 ± 10
FB7	rifle	7,62 x 51**	FJ ⁽²⁾ /PB/HC1	9,8 ± 0,1	10 ± 0,5	820 ± 10

De acordo com Mines et al. (1999), quando os materiais compósitos são submetidos a impacto balístico, a mecânica de perfuração dependerá de vários fatores tais como o tipo de fibra, tipo e fração volumétrica da matriz, a sequência de empilhamento, a espessura, e a energia cinética inicial do projétil. Por isso, o sistema resina/fibra a ser experimentado deve ser especificamente conhecido, e a interação entre os materiais pode fazer certos mecanismos de absorção de energia predominarem sobre outros. Sob impacto balístico, a energia cinética do projétil é dissipada sob vários mecanismos. Em compósitos impactados por pequena massa sob alta velocidade, certa quantidade de energia é utilizada na deformação do projétil. Parte da energia de penetração (energia necessária para penetrar completamente um laminado compósito) é gasta para aumentar a deformação e a energia cinética no laminado e o restante é absorvida pelo mecanismo de absorção de dano (Deka et al., 2009; Gama e Gillespie, 2008).

O processo de fratura, ou seja, o dano, perfuração ou penetração, pelo impacto de um projétil ocorre em duas etapas. Inicialmente, devido à alta velocidade (em microssegundos), o projétil irá penetrar no compósito por uma falha de compressão e de cisalhamento de parte das fibras superficiais do compósito, ao mesmo tempo em que se deforma e perde velocidade. À medida que o projétil desacelera ele irá começar a deformar a placa, pois, são induzidas, nas fibras não rompidas do laminado, esforços de compressão que levarão o compósito a uma fratura por tração ou cisalhamento (Egglestone et al., 1990; Bhatnagar, 2006; Hogg, 2003). Este comportamento balístico em um compósito laminado dá origem a alongamento, delaminação e arrancamento de fibra, conforme ilustrado na Figura 10.

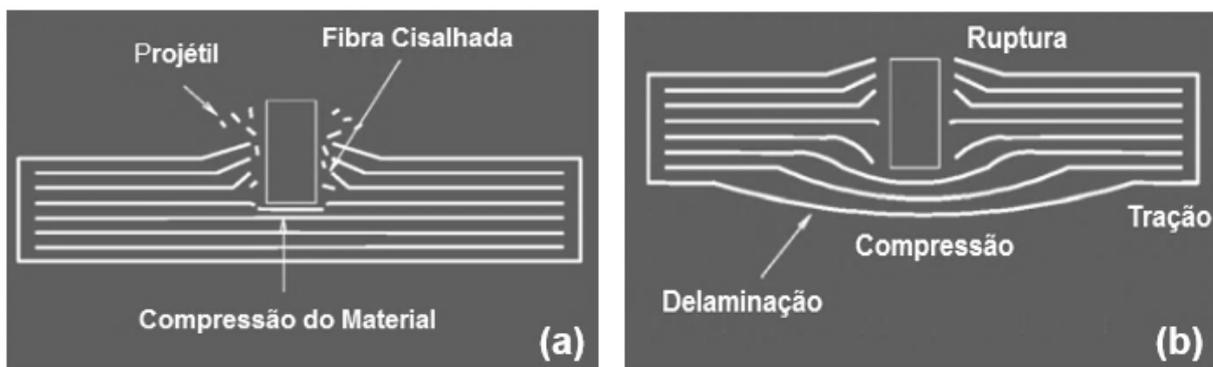


Figura 10. Impacto balístico de uma placa compósito: a) fase de entrada do projétil por uma combinação de falha por compressão e cisalhamento; b) deformação elástica e delaminações durante a fase de saída do projétil (Adaptado de Hogg, 2003).

Para Luo et al. (1999) e Ávila et al. (2011), o dano em estruturas compósitos resultantes de eventos de impacto em alta velocidade é um dos aspectos mais importantes a ser considerado no *design* e aplicações desses materiais. Segundo Xiao et al. (2007), ocorrem vários mecanismos interlaminares e intralaminares de danos. Esses danos podem ser identificados como delaminação, cisalhamento, esmagamento e descolamento das fibras, e ruptura da matriz (Cheng et al., 2003, Gillespie et al., 2005). Tais discontinuidades podem ser classificadas como: quebras de fibra, vazios e descolamento interfacial, definidas como danos na escala microscópica; delaminações, fissuras na matriz e entalhes (feito pelo homem ou impacto induzido)

consideradas como defeitos macroscópicos (Parthenios et al., 2002). Quando a tensão em cada constituinte excede o valor permitido, ocorre então a sua fratura.

Nos compósitos, a delaminação das camadas, que é dependente da resistência interfacial (adesão) entre as mesmas, é considerada um fator relevante para o desempenho do compósito, pois é o mecanismo que absorve a maior quantidade de energia no impacto (Randjbaran et al., 2014). Já descolamento é o dano na interface entre a fibra e a matriz, sendo afetado pela combinação das propriedades dos constituintes e pela força de adesão no compósito. Portanto, em compósitos balísticos, a resistência interfacial não deve ser muito elevada, pois o compósito apresentará uma elevada rigidez, podendo assim ocorrer o cisalhamento das camadas facilitando a falha do material (Bhatnagar, 2006).

Vários estudos focam o comportamento dos compósitos sob impacto balístico. Findik e Tarim (2003) estudaram a eficiência ao impacto balístico de compósitos poliméricos reforçados por fibra de vidro com diferentes números de camadas (6, 12, 18, 22, 28 e 36 camadas). Ramadhan et al. (2013) realizaram testes em estruturas sanduíche Kevlar-29/epóxi com diferentes sequências de empilhamento e analisaram a resposta ao impacto em alta velocidade nesses laminados compósitos. Gower et al. (2008) realizaram estudos experimentais e numéricos para determinar a resposta ao impacto balístico de laminados compósitos de Kevlar 29 e 129. Todos concluíram que tais compósitos laminados exibem uma excelente absorção de energia.

Com relação ao dano causado pelo impacto de um projétil a alta velocidade, desempenham um papel significativo na resposta do compósito polimérico, além da massa e da velocidade, a geometria do projétil, sendo ogival, plana, cônica e hemisférica de uso mais comum (Figura 11) (Vuyst et al., 2017). Desse modo, vários são os autores (Wen, 2000; Ulven et al., 2003; Tan e Khoo, 2005; Jordan e Naito, 2014) que têm estudado a influência dos diferentes projéteis no comportamento do compósito.

Em sua pesquisa sobre o efeito de altas velocidade de impacto em compósitos poliméricos reforçados por fibra de carbono de baixa espessura (3 mm), Kamarudin e Hamid (2017) utilizam dois tipos de projéteis, hemisférico e plano, e concluíram que o projétil hemisférico tende a fraturar o compósito em menor velocidade de impacto devido ao dano principalmente por tração, quando comparado à falha

predominantemente por cisalhamento produzido pelo projétil plano. Sasikumar e Sundareswaran (2011) estudaram a influência de diferentes geometrias de projéteis (hemisférica, cônica, cônica com ponta cortada, ogival e ogival com ponta cortada) no limite balístico e no dano de compósitos vidro/éster vinílico e concluíram que o projétil cônico de ponta cortada resultou no maior limite balístico e na maior área de dano por delaminação. Ansari e Chakrabarti (2017) estudaram a influência dos diferentes projéteis (cônico, ogival, hemisférico e plano) e dos ângulos de incidência na perfuração balística de compósitos vidro/poliéster com 3,3 e 6,6 mm de espessura, e concluíram que o dano no compósito é maior quando impactado por projéteis cônico, seguido de plano, ogival e hemisférico. Concluíram também que as fibras na superfície oposta ao impacto tiveram um maior dano em caso de impacto por projétil de ponta plana. E que o limite balístico do compósito foi maior ao utilizar o projétil cônico e menor para o projétil de ponta plana, para todas as espessuras testadas.

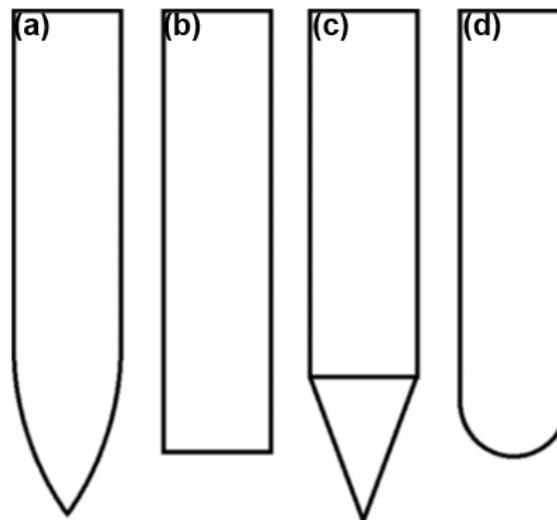


Figura 11. Formas comuns de geometria do projétil: (a) ogival, (b) cega/plana, (c) cônica e (d) hemisférica (Vuyst et al., 2017).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

A resina epóxi utilizada nesse estudo foi a AR260 com endurecedor AH260 (AR/AH 260), na proporção 100/26 g, fornecida pela Barracuda. Tal resina apresenta cura lenta e baixa viscosidade para uso em Infusão à vácuo, por isso foi escolhida para utilização nesse estudo.

O tecido de aramida fornecido pela DuPont® para o estudo foi o S745 GR – *plain weave*, Kevlar® 29, 3000 *denier*, 440 g/m², com espaçamento justo entre as costuras, conforme observado na Figura 12. De acordo com o fabricante, tal tecido é o que apresenta melhor desempenho balístico.

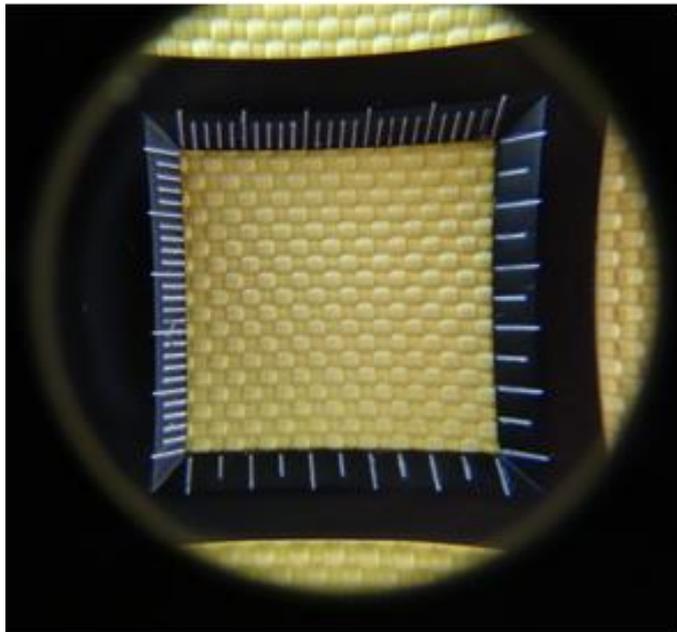


Figura 12. Kevlar® S745 GR.

4.2 Metodologia

A metodologia experimental foi dividida em três partes principais. A primeira é referente ao estudo e caracterização dos materiais, resina epóxi e fibras de aramida, escolhidos para o desenvolvimento desse trabalho. A segunda foi o processamento de compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras por infusão a vácuo (IV). A terceira parte foi o estudo dos compósitos a fim de verificar a qualidade do processamento

utilizado, com o objetivo de desenvolver uma metodologia experimental capaz de produzir os compósitos de maneira mais reprodutiva possível e verificar seu desempenho. Estas atividades estão sumarizadas na Figura 13.

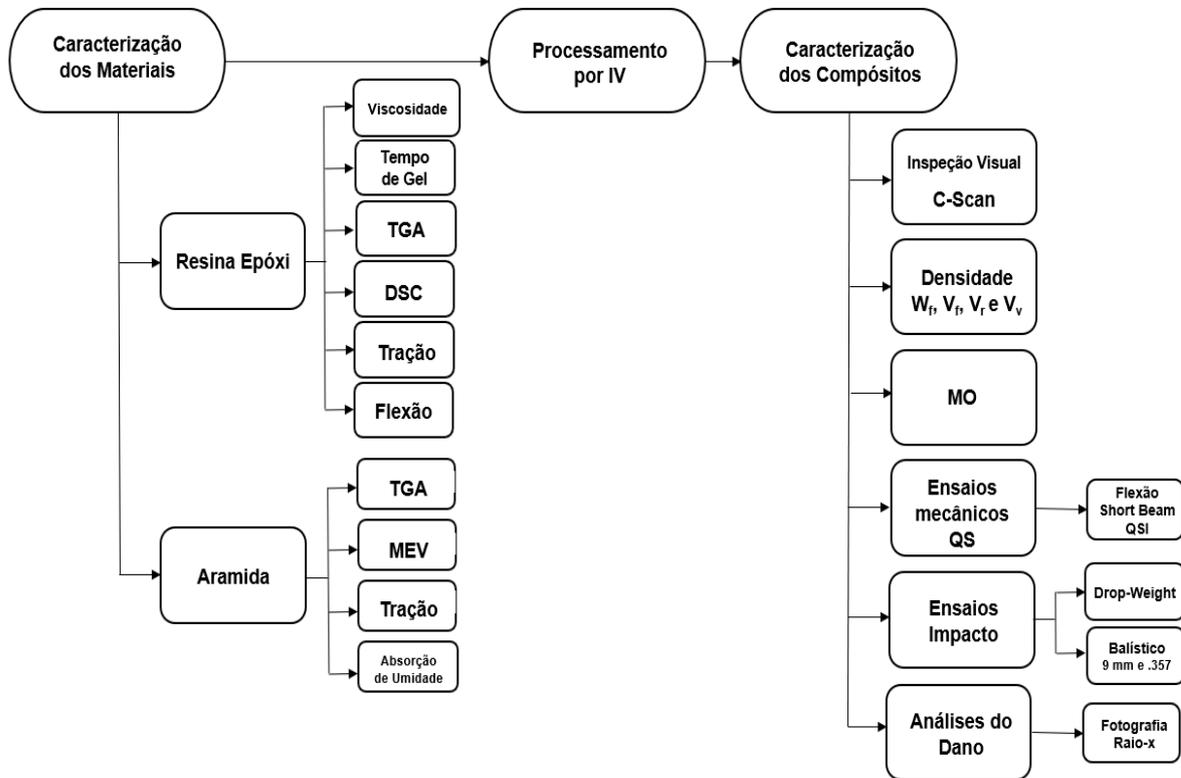


Figura 13. Fluxograma da metodologia adotada para o desenvolvimento dessa pesquisa.

4.2.1 Caracterização da Resina Epóxi AR/AH 260

Inicialmente foram realizadas análises para caracterização da mistura AR/AH 260 a fim de conhecer seu comportamento durante a moldagem dos compósitos e algumas de suas propriedades após a cura. Os corpos de prova (CDP) para análises térmicas e mecânicas foram confeccionados por vazamento em molde de silicone aberto. Os CDP foram desmoldados após 24 h e submetidos a pós-cura por 12 h a 60 °C, conforme especificação do fabricante.

A viscosidade da AR/AH 260 não curada formulada foi medida com viscosímetro Brookfield modelo LVDVE usando sensor com eixo de cisalhamento s62 e rotação de

10 RPM para se obter um torque na ordem de precisão do dispositivo (>10%). O experimento foi conduzido à uma temperatura de 28 ± 2 °C.

O tempo de gel e a temperatura máxima atingida no processo de cura da mistura AR/AH 260 foram determinados de acordo com a norma ASTM D2471. Para a realização do teste, 120 mL de resina foram colocados em um recipiente e um termopar foi inserido no centro do líquido. Foi utilizado o software FieldLogger Novus e os dados foram obtidos do software FieldChart. A temperatura do banho foi controlada e mantida a 30 °C.

A estabilidade térmica da AR/AH 260 foi avaliada por análise termogravimétrica sob atmosfera de nitrogênio (N₂) com taxa de aquecimento de 20 °C/min, em uma faixa de temperatura de 25 °C a 700 °C. A caracterização foi realizada no equipamento modelo TGA 50, Shimadzu, de acordo com a norma ASTM E1131. A massa da amostra foi de aproximadamente 11 mg.

A temperatura de transição vítrea (T_g) da mistura AR/AH 260, foi avaliada utilizando um calorímetro exploratório diferencial marca TA Instruments, modelo Q-20 com software acoplado. A amostra com massa de aproximadamente 11 mg foi acondicionada em cápsula de alumínio e submetida a dois estágios de aquecimento e um de resfriamento, utilizando-se uma taxa de 10 °C/min em um intervalo de temperatura de 25 a 300 °C.

Para a realização do ensaio de tração na mistura AR/AH 260 foi utilizada a máquina universal de ensaio Instron 3382, com célula de carga de 5 kN e velocidade de ensaio de 5 mm/mim, conforme a norma ASTM D638. Foram tracionados cinco CDP, e um vídeo extensômetro foi utilizado para medir a deformação axial durante a aplicação da carga.

O ensaio de flexão foi realizado segundo a norma ASTM D790, na mesma máquina Instron e a uma velocidade de ensaio de 2 mm/mim. Foram utilizados cinco corpos de prova e os valores médios da resistência e módulo de flexão foram determinados.

4.2.2 Caracterização da Fibra de Aramida

A análise termogravimétrica da fibra de aramida Kevlar® 29, denominada K29, foi realizada na UCS, com um analisador térmico da Netzsch, modelo STA 449 F3 Jupiter com software acoplado. A fibra, aproximadamente 9 mg, foi submetida a uma taxa de aquecimento de 10 °C/min em uma faixa de temperatura de 25 a 900 °C.

Análise morfológica da fibra de aramida foi realizada em Microscópio Eletrônico da Phenon, modelo ProX, com voltagem de aceleração do feixe de elétrons de 10 kV. As amostras foram fixadas em um stub, de 12,7 mm de diâmetro, com fita adesiva de carbono condutiva dupla face. Utilizou-se o software analisador de imagem AxioVision SE64 para medição do diâmetro dos filamentos. Foram feitas 5 medidas de diâmetro em cada filamento.

O ensaio de tração nos feixes da fibra K29, com densidade linear de 3000 *denier* (aproximadamente 1.333 filamentos), foi realizado de acordo com a norma ASTM D7269, onde os valores de resistência, módulo e tenacidade à ruptura dos fios foram obtidos. Para a realização do ensaio, foi utilizada a máquina de ensaios universal Instron 3382, com célula de carga de 5 kN, pré-carga de 1 N e velocidade de ensaio de 250 mm/min. Foram ensaiadas 10 amostras com comprimento de 750 ± 2 mm.

Para o estudo de absorção de umidade no tecido de aramida S745, foi realizada secagem do tecido em uma estufa com circulação de ar da Nova ética, modelo Ultilec, a 105 °C e a pesagem das amostras foi realizada em uma balança Shimadzu Ax200, com precisão de 0,0001 g, em um intervalo de tempo de 20 min.

Para o corte dos tecidos de aramida foi encontrado muita dificuldade. Por ser uma fibra resistente ao corte, a lâmina da ferramenta precisa ser revestida com materiais de alta dureza, ex. carbeto de tungstênio ou nitrato de titânio, para que a ferramenta se mantenha afiada. Três tesouras foram utilizadas para o corte dos tecidos, tesoura revestida com titânio da Gimap, tesoura de chapas tipo aviação corte esquerdo e reto da IRWIN e tesoura de chapa tipo funileiro da IRWIN. Apenas as duas últimas possibilitaram o corte adequado dos tecidos de aramida com bom acabamento do fio, porém a durabilidade do fio de corte da lâmina é limitada.

4.2.3 Fabricação dos Compósitos Aramida/Epóxi por Infusão a Vácuo

Os variados parâmetros de processamento utilizados ao longo desse trabalho para a fabricação dos compósitos aramida/epóxi por Infusão à Vácuo (IV) serão discutidos a seguir.

Antes da moldagem, os tecidos foram secos em uma estufa por 2 h a uma temperatura de 105 °C (parâmetros baseados no estudo de absorção de umidade no tecido descrito anteriormente). Após a secagem, as fibras foram pesadas em uma balança com precisão de três casas decimais do grama e colocadas no molde.

As primeiras moldagens foram realizadas com 5 camadas de aramida, com resina degasada por 10 min em uma estufa à vácuo, temperatura ambiente de 24 ± 1 °C, frente de fluxo linear e uso da malha de fluxo e peel ply na face superior. A Figura 14 mostra o posicionamento das canaletas de entrada e saída de resina e o sentido do avanço da frente de fluxo no processo de moldagem por IV.

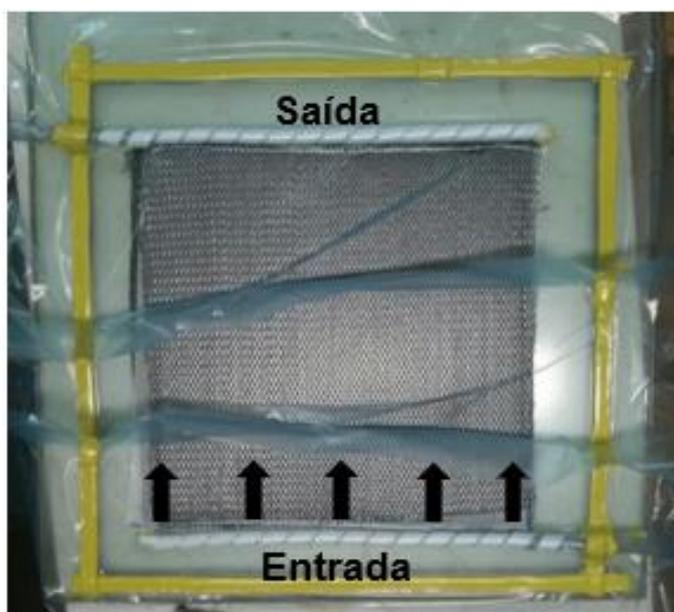


Figura 14. Layup e avanço da frente de fluxo da moldagem por IV.

A primeira placa foi moldada utilizando pressão inicial e final de -0,9 bar, porém a resina avançou muito rápido sob a parte superior, que contém a malha de fluxo, dos tecidos ocasionando muitos vazios na superfície em contato com o molde (inferior), principalmente na região de saída da resina (Figura 15). A segunda moldagem foi

realizada a uma pressão inicial menor, -0,1 bar, a fim de conseguir uma melhor impregnação fibra/resina, e com pressão final de compactação de -0,7 bar, porém não houve melhoria no aspecto final da placa.

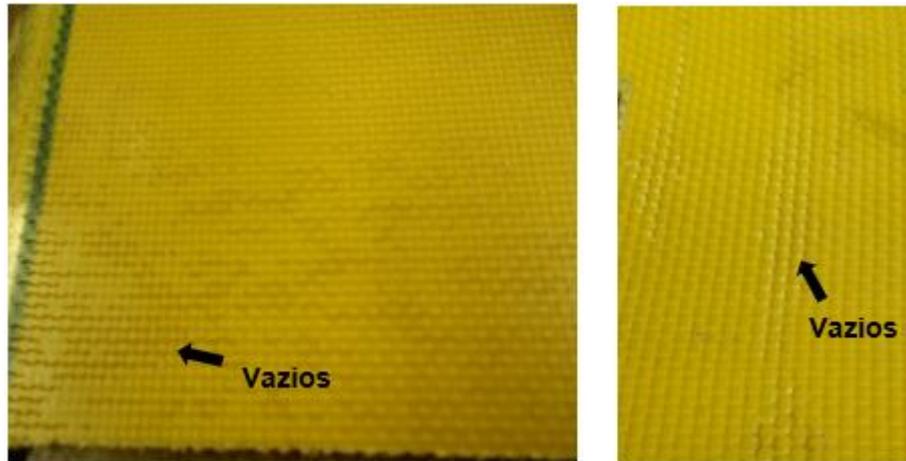


Figura 15. Vazios na superfície da face de contato com o molde.

Na terceira moldagem, a pré-forma foi compactada por 2 h a -0,5 bar antes da moldagem, e a resina foi injetada com uma pressão de -0,1 bar. A entrada da resina foi interrompida quando faltava aproximadamente 25 mm para o completo molhamento das fibras, e então deu-se início à compactação do compósito a uma pressão de -0,5 bar. Porém, a placa ficou visualmente ruim, principalmente na região de saída da resina, semelhante às placas da Figura 15. Para a quarta moldagem, o único parâmetro alterado foi que a injeção da resina foi interrompida apenas quando todas as fibras estavam aparentemente molhadas pela resina, quando então foi iniciada a compactação. Como a face de contato com o molde continuou com problema de preenchimento, foi decidido nas moldagens seguintes utilizar a malha de fluxo e o *peel ply* em ambas as faces.

Baseado nas observações preliminares, foi decidido utilizar os seguintes parâmetros para as moldagens posteriores: pressão -0,1 bar, pressão de compactação final de -0,5 bar, uso da malha e *peel ply* em ambas as faces, temperatura ambiente de 25 ± 2 °C, degasagem da resina por 10 min, secagem das fibras a 105 °C por 2 h e frente de fluxo linear. Foi decidido aumentar progressivamente o número de camadas no laminado com o objetivo de alcançar os 14,5 mm propostos nesse trabalho. Essa

espessura foi definida baseada no nível de proteção balístico a que esse trabalho tem por objetivo alcançar (nível II).

A Tabela 6 apresenta os dados de processamento dos compósitos preliminares moldados. Todas as placas foram pós-curadas em uma estufa a 60 °C por 12 h após a desmoldagem. A análise dessas placas foi somente visual, pois ainda não se tinha obtido êxito na usinagem das placas ou na análise por C-Scan.

Tabela 6. Dados de processamento de placas moldadas por IV.

Nomenclatura	Nº de camadas	Espessura (mm)	Massa da Pré-forma seca (g)	Tempo de Infusão (min)
6C_p	6	4,0	257,5	15
8C_p	8	5,3	352,2	19
10C_p	10	6,7	438,9	18
13C_p	13	8,8	577,9	12
15C_p	15	10,6	650,6	15
18C_p	18	11,9	792,5	13
20C_p	20	12,3	869,4	9

Uma moldagem com frente de fluxo radial utilizando 18 camadas de fibra (768 g) foi realizada a fim de conhecer o comportamento e a capacidade de infiltração da resina no tecido para essa configuração. Para tal, foi utilizada uma entrada de resina central e quatro saídas laterais, conforme ilustrado na Figura 16, uma pressão constante de injeção de -0,1 bar e -0,5 bar de compactação por 20 min e temperatura ambiente de 25 °C. Foram utilizados malha de fluxo e *peel ply* em ambas as faces.

Durante a infusão, foi possível observar que a resina correu rapidamente por cima da malha de fluxo e, após, contornou a pré-forma pelas laterais e parte da resina infiltrou as primeiras camadas da face superior e outra parte da resina se encaminhou para as saídas. O tempo de infusão aparente foi de aproximadamente 4 min. A Figura 16(b e c)

mostra a placa após desmoldagem e pós-cura. Vê-se que a resina apenas permeou as camadas superficiais do laminado, não conseguindo uma impregnação ao longo da espessura devido à baixa permeabilidade do tecido, principalmente no centro da placa que apresentou ausência de resina. Então, foram realizadas moldagens por IV com 18 camadas ($18C_p$) de aramida porém com fluxo de resina retilíneo, a fim de conseguir uma placa espessa, aproximadamente 12 mm.

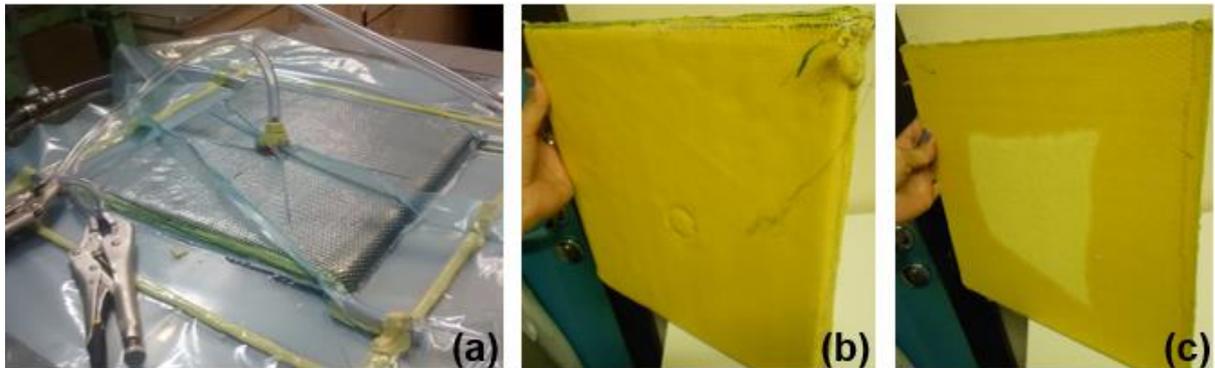


Figura 16. (a) layout da moldagem radial por IV; face (b) superior e (c) inferior do compósito.

No processamento do compósito $18C_p-1$, aproximadamente 792,43 g de fibra foram colocadas no molde juntamente com a malha de fluxo e o *peel ply*, cobrindo toda a superfície dos tecidos em ambas as faces. Antes da moldagem a resina foi degasada por 10 min e em seguida injetada com uma pressão inicial constante de -0,1 bar a temperatura ambiente de 26 °C. O tempo para a resina molhar toda a superfície (visível) do tecido foi de 10 min. Após, o laminado foi compactado por 20 min a um pressão crescente de -0,1 bar a cada 5 min, sendo a pressão de compactação final de -0,5 bar.

Ao analisar a seção transversal da região de saída de resina da placa (Figura 17), pôde-se observar a ausência de resina nas camadas centrais, embora as camadas se encontrassem aparentemente unidas. Logo, pode-se concluir que a resina apenas permeou as camadas externas das faces, principalmente na metade final da placa, sendo crítico na região de saída.



Figura 17. Seção transversal da região OUT do compósito 18C_p-1.

A fim de homogeneizar a distribuição da resina ao longo do laminado, na moldagem seguinte, denominada 18C_p-2, foi utilizado 780,22 g de fibra, malha de fluxo nas duas faces, porém com comprimento e largura de aproximadamente 240 e 280 mm respectivamente. Antes da moldagem, a resina, ainda não misturada com o endurecedor, foi aquecida em uma estufa a 45 °C para redução da viscosidade. Após mistura e início da moldagem, a resina encontrava-se a 40 °C e a temperatura ambiente a 22 °C. A pressão de injeção constante foi de -0,7 bar, tempo de infusão de 3 min e de compactação de -0,8 bar por 1 h. Aparentemente a placa ficou boa, porém, não foi possível conseguir eco de fundo na inspeção por ultrassom C-Scan (essa técnica será apresentada na seção 4.2.4.1), o que demonstra que a resina também não penetrou ao longo da espessura do laminado. Isso deve-se ao comprimento da malha de fluxo para a pressão utilizada, fazendo com que a resina corresse preferencialmente na superfície ao longo da malha de fluxo, e ao tecido de aramida utilizada nesse trabalho, que apresentou dificuldades de permeabilidade ao longo da espessura da placa, podendo ser observadas regiões que não foram impregnadas pela resina, principalmente nas placas de maior espessura (Figura 17), fator ocorrido também devido à limitação do processamento que tende a não distribuir homogeneamente a matriz ao longo do reforço.

Ou seja, os parâmetros de processamento utilizados até então não haviam gerado placas com boa qualidade, principalmente nos laminados espessos, que apresentaram não homogeneidade na distribuição da resina, sendo a região de saída a que visualmente continha menor teor e até mesmo ausência de resina nas placas de maior espessura. Assim, foi decidido dar continuidade às moldagens, porém, reduzindo a espessura para obter compósitos cuja distribuição de resina fosse homogênea.

4.2.3.1 Moldagens Preliminares dos Compósitos

Foram realizadas 5 moldagens utilizando 8 camadas de aramida S745 reforçada com resina epóxi. A primeira moldagem, denominada 8C_p-1, foi realizada a uma temperatura ambiente de aproximadamente 18 °C, com frente de fluxo linear, duas entradas de resina e uma saída, malha de fluxo apenas na face superior e com comprimento de aproximadamente 140 mm, conforme ilustrado na Figura 18(a). Antes da moldagem, a pré-forma foi compactada por 120 min a uma pressão de -0,88 bar, para a certificação da completa vedação do sistema. A pressão inicial utilizada para moldagem foi de -0,1 bar. Como esperado, a resina correu muito mais rápido na face onde se encontrava a malha, levando apenas 5 min para percorrer os 140 mm. A entrada de resina foi fechada após 113 min de infusão, tendo ambas as frentes de fluxo chegado na saída. Durante a injeção foi observado um acúmulo de resina na região de entrada, decorrente de um espaçamento entre a pré-forma e a mangueira de vácuo, o que dificultou o fluxo da resina, reduzindo assim a potência do vácuo. Esse acúmulo de resina foi visível após aproximadamente 70 min de injeção no decorrer dos 90 min utilizado para a compactação e retirada do excesso de resina do laminado, cuja pressão foi de -0,87 bar.

A moldagem da segunda placa, 8C_p-2, deu-se a uma temperatura de aproximadamente 18 °C com frente de fluxo linear, uma entrada de resina e uma saída, malha de fluxo apenas na face superior e com comprimento de aproximadamente 100 mm, conforme ilustrado na Figura 18(b). Os espirodutos foram posicionados junto à pré-forma e a malha de fluxo foi posicionada e fixada com a fita selante em cima do espiroduto a fim de evitar deslocamento durante a aplicação do vácuo. Foi decidido reduzir o comprimento da malha a fim de conseguir uma melhor impregnação da resina e aumentar o tempo de injeção. O sistema foi testado por 90 min a uma pressão de -0,88 bar e nenhum vazamento foi encontrado, por isso a moldagem foi iniciada com uma pressão de injeção de -0,8 bar, porém, como a resina demorou apenas 20 s para percorrer toda a área da malha e 1 min para alcançar a metade do comprimento da pré-forma, o vácuo foi reduzido para 0,1 bar. O vácuo permaneceu ligado a -0,88 bar por 80 min após o fechamento da entrada de resina. Após 24 h a placa foi desmoldada e encontrava-se com boa qualidade, aparente.

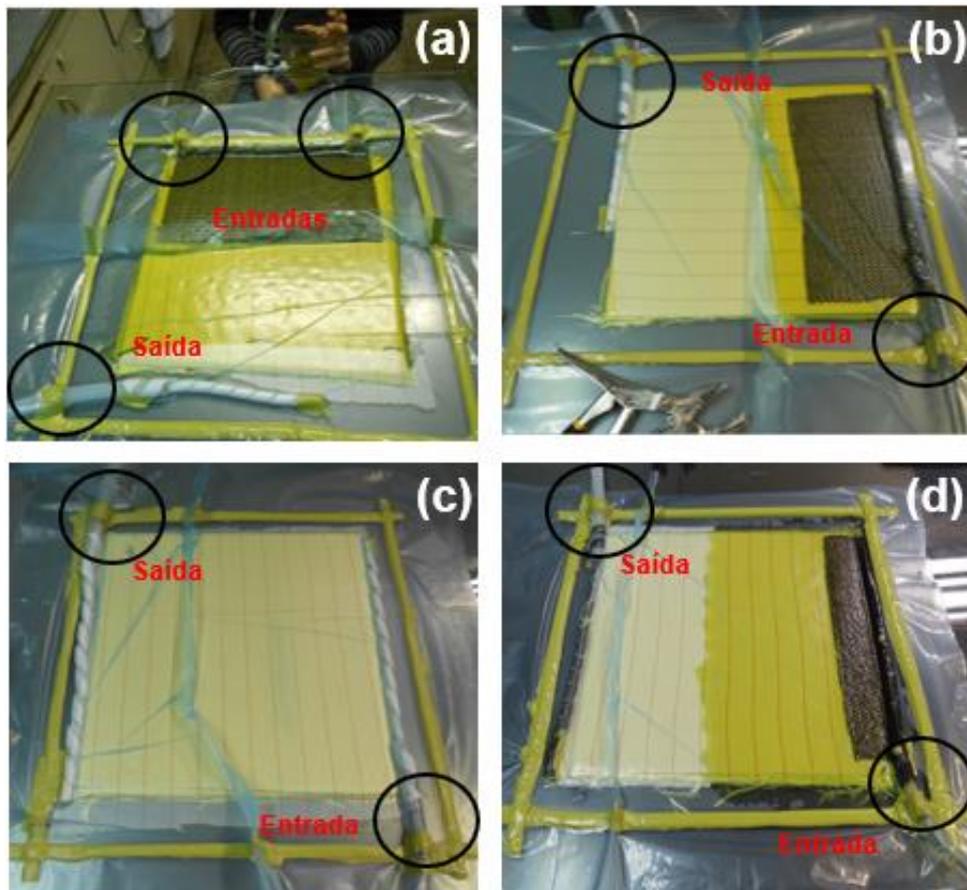


Figura 18. Layout da moldagem (a) 8C_p-1, (b) 8C_p-2, (c) 8C_p-3 e (d) 8C_p-5.

Foi realizada uma nova moldagem, porém sem a utilização da malha de fluxo na superfície da pré-forma, já que a mesma acelera o fluxo da resina através e ao longo do laminado durante o processo de infusão, visto que a resina sempre flui no caminho de menor resistência. Logo, a terceira moldagem, 8C_p-3, ocorreu à temperatura ambiente de aproximadamente 16 °C, com frente de fluxo linear, uma entrada de resina e uma saída e sem a utilização de malha de fluxo, conforme Figura 18(c). O sistema foi testado por 120 min a uma pressão de -0,88 bar e nenhum vazamento foi encontrado, por isso a moldagem foi iniciada com uma pressão de injeção de -0,1 bar. Devido à ausência da malha de fluxo, a pressão foi sendo modificada de acordo com o tempo de mistura da resina/endurecedor e conforme o tempo de avanço da frente de fluxo. A pré-forma foi totalmente impregnada após 140 min de moldagem, sendo então a entrada de resina fechada e iniciada a compactação que durou 80 min, o mesmo tempo das moldagens anteriores.

A moldagem da quarta placa, 8C_p-4, foi realizada utilizando o mesmo *layout* da 8C_p-2 (Figura 18(b)), já que aparentemente foi a moldagem que obteve melhor resultado, porém, com modificação na pressão de injeção inicial para -0,1 bar. Antes do início da moldagem, o sistema foi testado por 120 min a uma pressão de -0,87 bar. A resina foi degasada por 10 min em uma estufa a vácuo. A temperatura ambiente era de aproximadamente 20 °C. O tempo total para preenchimento completo da pré-forma foi de aproximadamente 90 min e o tempo de compactação foi de 90 min.

Para a moldagem da quinta placa, 8C_p-5, a resina foi aquecida e injetada a uma temperatura de aproximadamente 30 °C, foi utilizada uma frente de fluxo linear, uma entrada de resina e uma saída, malha de fluxo nas duas faces (superior e inferior) com comprimento de aproximadamente 40 mm, conforme ilustrado na Figura 18(d). O sistema foi testado por 180 min a uma pressão de -0,99 bar e a moldagem foi iniciada com uma pressão de vácuo de 1 bar. A Tabela 7 apresenta um resumo dos dados de processamento dos compósitos com 8 camadas de aramida a partir dos parâmetros mencionados acima.

Tabela 7. Dados de processamento das placas moldadas com 8 camadas de aramida.

Nomenclatura	Malha de Fluxo (mm)	Massa da Pré-forma seca (g)	Tempo de Infusão (min)
8C_p-1	140	321,82	113
8C_p-2	100	316,60	72
8C_p-3	-	314,96	140
8C_p-4	100	318,55	90
8C_p-5	40	312,70	16

Após as moldagens, as placas foram pesadas, a fim de se obter os valores teóricos de fração mássica de fibra (W_f) nos laminados. Em todas as moldagens, foram calculadas as frações mássica (W_f) e volumétricas de fibra (V_f) e de vazios nos

compósitos, levando em consideração o volume e a massa da placa. Para o cálculo do volume, foram realizadas três medições por placa de cada medida (comprimento, largura e espessura) e as médias foram utilizadas.

4.2.3.2 Moldagem dos Compósitos de 5 a 28 Camadas

Novas moldagens foram realizadas aumentando progressivamente o número de camadas. Todas as placas com 5, 8, 13, 18, 23 e 28 camadas confeccionadas para o desenvolvimento dessa pesquisa foram produzidas com os mesmos parâmetros de processamento descritos a seguir.

A Figura 19 apresenta as etapas do processo por IV para a realização das moldagens dos compósitos 5C-28C, as quais consistem em: demarcação da área a ser utilizada e aplicação de desmoldante na mesma (Figura 19(a)); colagem da fita selante (*tacky tape*), posicionamento dos tubos espiralados, das mangueiras de entrada e saída de resina (Figura 19(b)); empilhamento dos tecidos de aramida previamente secos a 90 °C/ 2 h, do *peel ply* sobre toda superficial da fibra e da malha de fluxo com comprimento médio de 35 ± 5 mm (Figura 19(c)); aplicação do saco de vácuo (Figura 19(d)) e abertura do vácuo para a vedação do sistema o qual foi mantido por pelo menos 30 min para garantir que não havia vazamento. Anteriormente ao início da moldagem, a resina e o ambiente foram aquecidos a uma temperatura de $30 \text{ °C} \pm 2$. Após a inserção da mangueira de entrada dentro do compartimento da resina (Figura 20(a)), ocorreu a liberação do fluxo de resina com frente linear, utilizando pressão de injeção e de compactação de -1 bar, tempo médio de infusão de ≈ 18 min. Para todos os casos, o fluxo de resina foi mantido aberto por mais 5 min, permitindo que a resina empurrasse os vazios para fora por mais tempo. O vácuo foi mantido ligado até a cura da resina (≈ 24 h). A Figura 20(b) apresenta o vaso de pressão utilizado no sistema, que funciona como armadilha (*trap*) de forma a não permitir a passagem de resina para a bomba. A Figura 21 apresenta o layup e o avanço da frente de fluxo na moldagem por IV

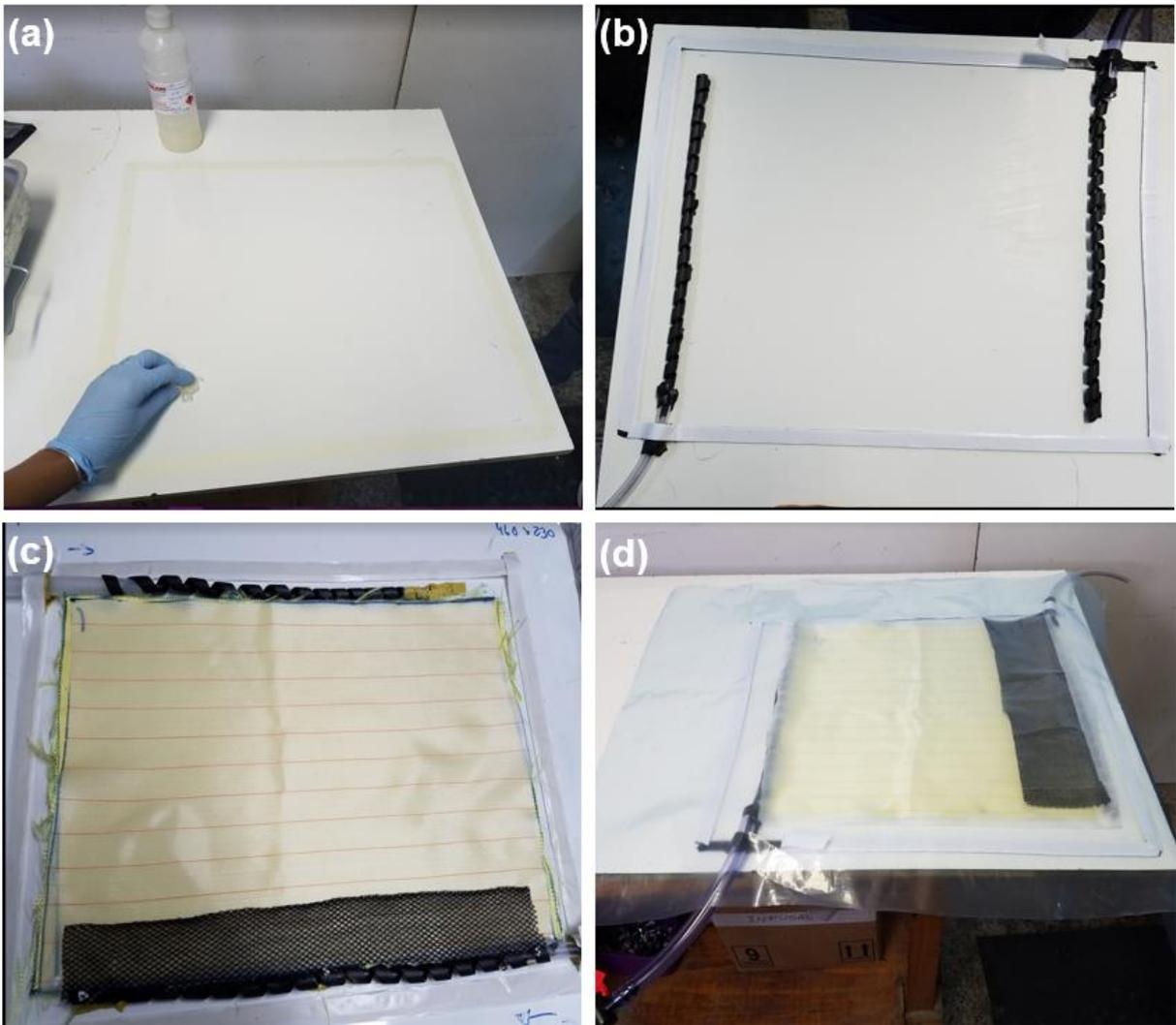


Figura 19. Etapas de montagem na moldagem por IV dos compósitos 5C-28C: (a) demarcação da área de moldagem e aplicação do desmoldante; (b) colagem da fita selante e posicionamento dos tubos e mangueiras; (c) empilhamento dos tecidos e posicionamento do *peel ply* e malha de fluxo; e (d) aplicação do saco de vácuo.

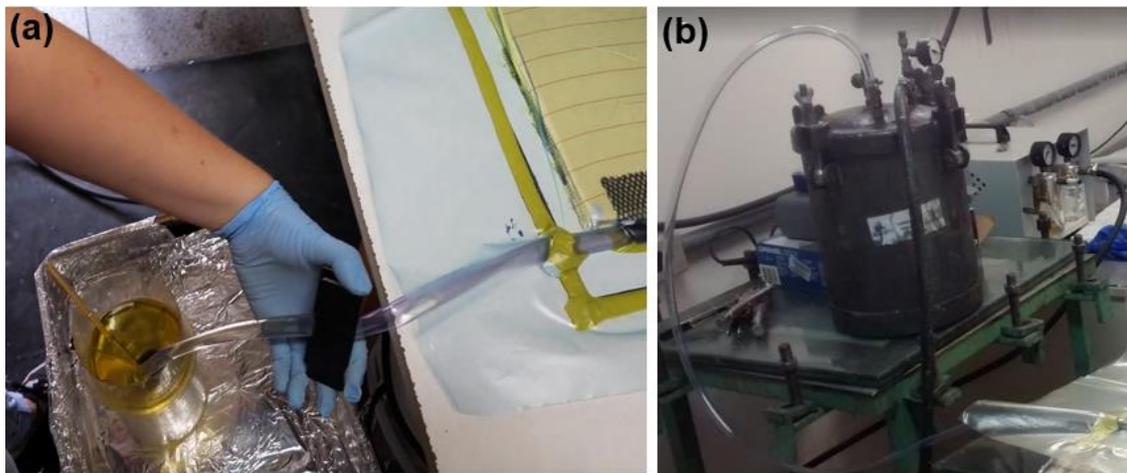


Figura 20. (a) entrada da resina e (b) *trap* de saída.

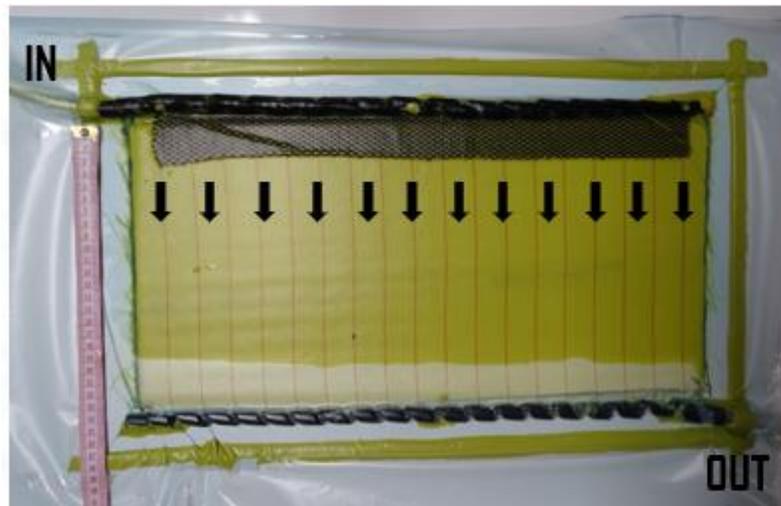


Figura 21. *Layup* e avanço da frente de fluxo na moldagem por IV.

Os primeiros compósitos produzidos foram os 5C e 8C. Apenas após a verificação da homogeneidade na distribuição da resina ao longo de cada placa, através de análises C-scan (técnica a ser apresentada na seção 4.2.4.1), é que novas moldagens foram sendo realizadas e mais camadas foram sendo adicionadas, até obtenção de um compósito com 28 camadas. Todas as placas compósito após fabricação foram pesadas e medidas. As quantidades e tamanhos das placas a serem produzidas foram baseados em projetos feitos anteriormente a cada moldagem no software SolidWorks® conforme tamanhos estipulados por cada norma dos testes a serem realizados. Mais

de 25 placas com diferentes espessuras e dimensões foram produzidas para que todos os testes mencionados nesse trabalho pudessem ser realizados.

4.2.4 Análise dos Compósitos

4.2.4.1 Inspeção por Ultrassom C-Scan

Todos os compósitos foram inspecionados por ultrassom C-Scan usando o equipamento de ultrassom da NDT Systems, modelo Raptor (Figura 22). O transdutor utilizado foi o de 2,25 MHz (0,5 polegadas). Água com detergente foi utilizada com a finalidade de manter o transdutor acoplado à placa e possibilitar uma transmissão e recepção bem definida do sinal de eco fundo. A leitura da placa foi realizada no eixo Y e índice de scan de 2,61 mm. O software RapWin apresenta os resultados como imagens através da atribuição de cores para as perdas de sinal (dB).

Na análise por C-Scan, imperfeições e principalmente desníveis na superfície da placa podem causar ruído no sinal. Como na moldagem por IV apenas o lado da placa que fica em contato com o molde apresenta um ótimo acabamento, as análises foram realizadas nesse lado do compósito, a fim de se obter um melhor acoplamento compósito/transdutor. O Apêndice A apresenta a técnica que foi desenvolvida a fim de entender o comportamento das ondas ultrassônicas no material em estudo.

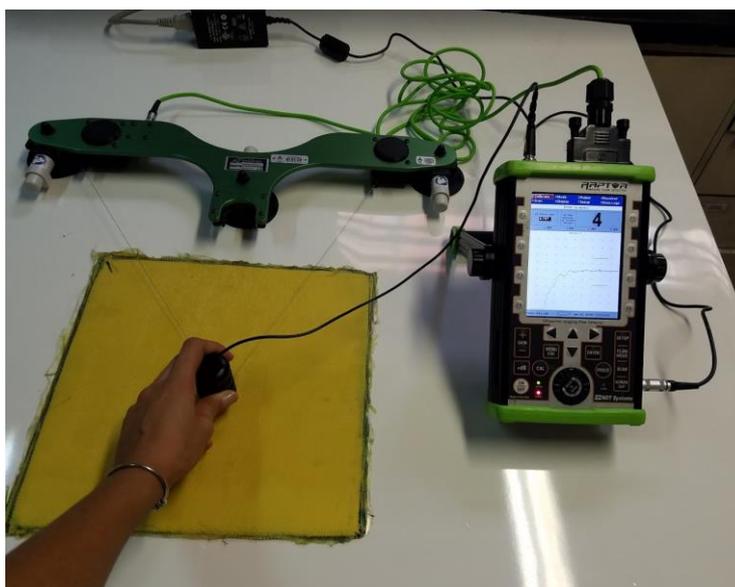


Figura 22. Equipamento de Ultrassom modelo Raptor.

4.2.4.2 Caracterização das Amostras

Para usinagem das placas, inicialmente foi utilizado uma fresadora CNC Router marca Lexno, modelo SPL 2015 e fresa modelo JC870, da SECO, com diâmetro de 6 mm. Porém, como a fresa não era específica para usinagem de material compósito reforçado com fibra de aramida, não foi possível obter um corte com qualidade sem desfiar ou queimar o reforço, mesmo variando as combinações dos parâmetros de corte como velocidade de avanço, rotação e número de passo.

Foi realizada uma nova tentativa de usinagem com fresa, porém, utilizando uma ferramenta adequada para compósitos reforçados com fibra de aramida. Para tal, a fresa modelo JC870, fornecida gratuitamente pela SECO/JABRO (Brasil/Holanda), com diâmetro de 10 mm foi utilizada. Porém, mesmo assim ainda não foi possível obter um corte com qualidade, mesmo utilizando os parâmetros de corte conforme indicação do fornecedor. Tal fator pode ser atribuído a geometria retangular da fresa, a qual dificultou a rotação da mesma ao usinar o compósito. A Figura 23 mostra algumas imagens dos compósitos durante e após a usinagem.

Usinagens com serra fita e a laser também foram realizadas. Com a primeira, as fibras desfiaram, e como a lâmina da serra não era apropriada para esse tipo de material acabou desgastando e rompendo rapidamente. Já o corte a laser degradou o compósito, conforme observado na Figura 24, mesmo utilizando diferentes potências de saída do laser.

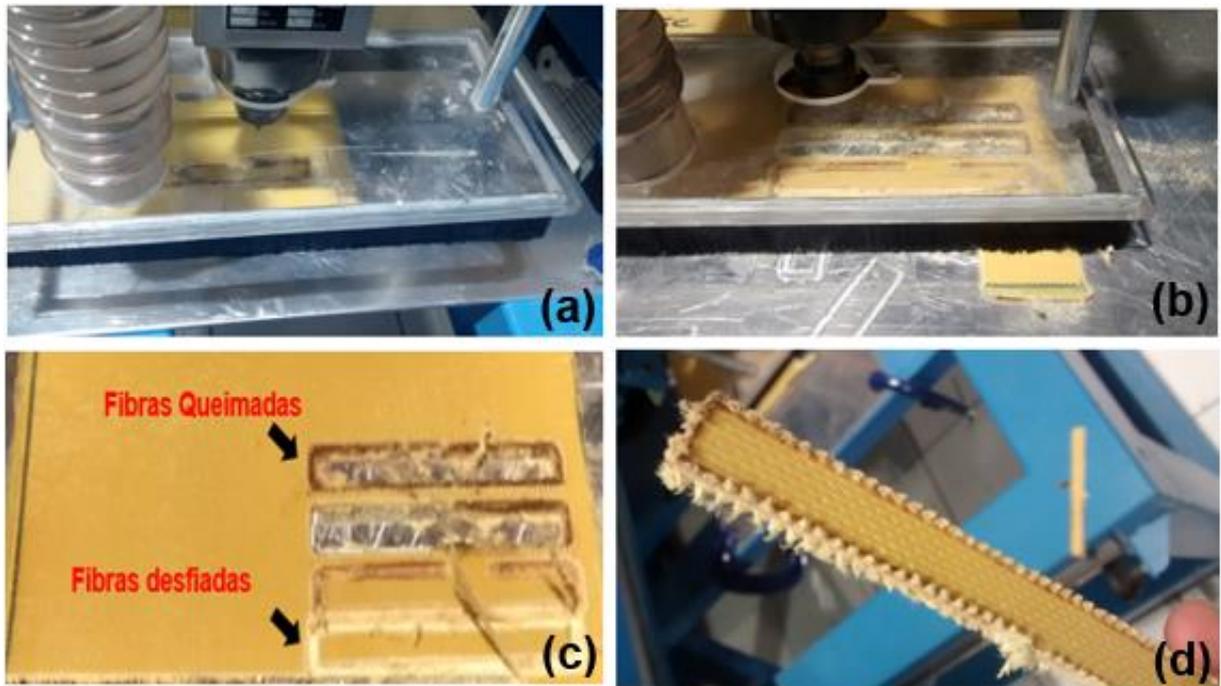


Figura 23. (a, b) usinagem por fresamento; (c e d) compósito após usinagem.

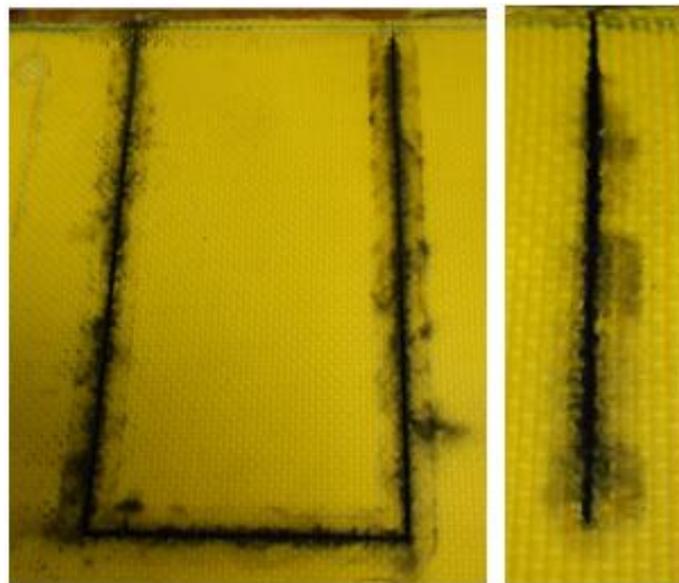


Figura 24. Compósito aramida/epóxi usinado a laser para diferentes potências de saída.

Após pesquisas em manuais e artigos relacionados à usinagem de materiais compósitos, foi observada uma lacuna de informações referente à usinagem de

compósitos reforçados por fibra de aramida. Na tentativa de encontrar uma solução para a usinagem desse material, alguns pesquisadores que escreveram artigos sobre compósitos aramida/epóxi foram contatados, e a usinagem por jato d'água foi recomendada.

Para usinagem por jato d'água, foram contatadas diversas empresas localizadas entre os estados do Rio Grande do Sul e São Paulo, porém, nenhuma possuía experiência em usinagem de compósitos. Algumas dessas empresas concordaram em realizar testes. Os primeiros testes foram realizados com 5 camadas de aramida, e os parâmetros de usinagem foram ajustados conforme disponibilidade e flexibilidade da empresa. Tais parâmetros de corte e abrasivo possibilitou a usinagem do compósito, porém no ponto de entrada/saída do jato de água foi constatado inchaço, proveniente da absorção de água pela fibra, e delaminação entre as camadas, o que inviabilizou a utilização dessas amostras. É de conhecimento que aramidas são materiais difíceis de usinar, especialmente se o compósito tiver um alto teor de fibra, e que, devido à natureza do material, a tendência na usinagem é que a fibra desfie e inche na borda do material.

Como a Universidade de *Whichit* no Estado de Kansas, U.S, possui um laboratório especializado em usinagem de materiais compósitos por jato d'água, *Composites & Advanced Materials Lab at the National Institute for Aviation Research (NIAR)*, foi realizado contato com o especialista e gerente do laboratório Kim-Leng Poon. A fim de reduzir a delaminação e o inchaço no material, foi recomendado que o jato de corte entrasse em contato com a borda do material lentamente e começasse a perfuração antes do início da peça. O compósito aramida/epóxi teste foi usinado por Jato D'Água com êxito, sem qualquer indício de delaminação ou inchaço, conforme apresentado na Figura 25. Dessa maneira, todos os compósitos apresentados nesse trabalho serão usinados por jato d'água.

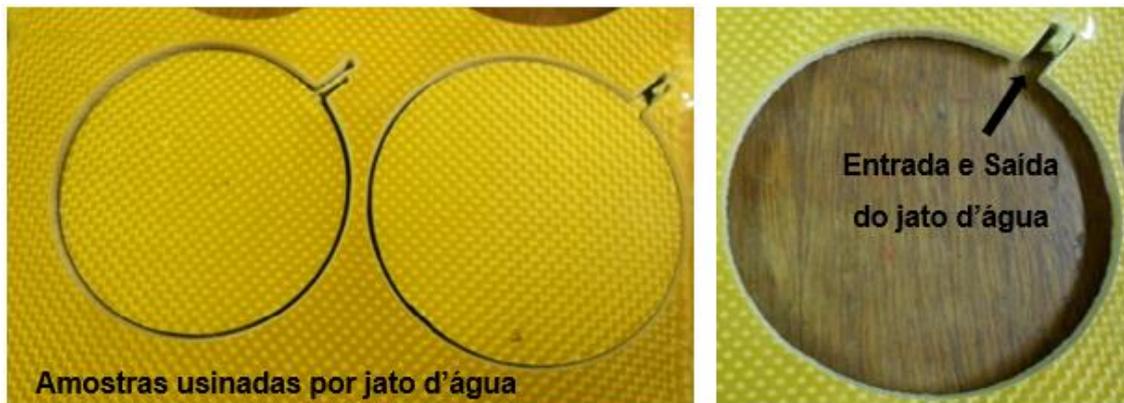


Figura 25. Usinagem por jato d'água do compósito aramida/epóxi.

Para as análises de microscopia ótica (MO), a resina utilizada para o embutimento dos CDP foi a mesma utilizada na moldagem. Para a preparação das amostras, inicialmente foram utilizadas lixas de variadas gramaturas (220, 320, 400 e 600), e o polimento foi realizado em uma politriz utilizando um pano flocado de polimento com uma suspensão de alumina de 0,3 μm . Tal metodologia é frequentemente utilizada no laboratório para compósitos reforçados com fibra de vidro, carbono e naturais. O processo de lixamento e polimento dos compósitos aramida/epóxi apresentou muita dificuldade, pois, a fibra de aramida desgastou rapidamente as lixas e o pano flocado de polimento, o que dificultou um perfeito acabamento nas amostras. Por isso foi adotada uma nova metodologia para a preparação das amostras. A sequência de lixas 220, 320, 400, 600 e 1000 foi utilizada e o polimento foi realizado utilizando dois diferentes panos com duas diferentes granulometrias de pasta de diamante, com 6 μm e com 1 μm . Tais panos e pastas são mais indicadas quando se trata de materiais resistentes a abrasão, como é o caso da fibra de aramida. Para análise das interfaces e dos teores de vazios contidos nos compósitos, o microscópio ótico com luz polarizada Carl Zeiss axio Lab.A1, acoplado com um analisador de imagem, foi utilizado.

Para a obtenção da densidade dos compósitos foi utilizada a norma ASTM D792, método A. A temperatura da água se encontrava a aproximadamente 24,5 °C e umidade relativa do ar a 68%. Para cada espessura, três amostras foram analisadas e os valores médios de densidade foram reportados.

A fração volumétrica da fibra (V_f) e a porcentagem de vazios contidos no compósito (V_v) foram determinados pelo método de digestão ácida da matriz, por ácido nítrico, de acordo com a norma ASTM D3171, procedimento A (Figura 26). A temperatura utilizada no banho foi de 75 ± 3 °C e o tempo de digestão foi de ≈ 6 h.



Figura 26. Digestão ácida da matriz por ácido nítrico para determinação do V_f e teor de vazios nos compósitos.

4.2.4.2.1 Caracterização Mecânica Geral dos Compósitos Aramida/epóxi

Os CP's para ensaio de Short Beam foram usados com dimensões estipuladas na norma ASTM D 2344, ou seja, comprimento (h) = 6 \times espessura e largura (b) = 2 \times espessura, A razão span/espessura foi de 4:1. A Tabela 8 apresenta as dimensões das amostras 5C-28C e dos spans utilizados no ensaio de cisalhamento Short Beam. Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaio universal, modelo 3382, Instron, com célula de carga de 100 kN. Para todos os compósitos, a velocidade de ensaio foi de 1 mm/mim. Foram realizados ensaios de no mínimo 6 amostras por espessura. Os compósitos 5C-28C foram ensaiados e as resistências Short Beam foram calculadas, sendo submetidas posteriormente a análise estatística usando o teste de Tukey (com 95% de confiança).

Tabela 8. Dimensões das amostras e dos spans para ensaio de cisalhamento Short Beam

Amostra	Espessura (mm)	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Span (mm)
5C	2,7	16,4	5,5	10,9
8C	4,3	25,7	8,6	17,1
13C	6,9	41,1	13,7	27,4
18C	9,4	56,6	18,9	37,7
23C	12,0	72,0	24,0	48,0
28C	14,6	87,5	29,2	58,3

O ensaio de flexão de três pontos nas amostras 5C-18C foi realizado na mesma máquina de ensaio universal Instron, baseada na norma ASTM D7264, com uma razão span:espessura de 16:1. Foram realizados ensaios de 5 amostras por espessura, todas com comprimento de ≈ 127 mm e largura de $\approx 12,7$ mm. As elevadas espessuras dos compósitos 23C e 28C não permitiram que resultados apropriados fossem alcançados neste teste para o span utilizado, tendo a falha ocorrida de modo indesejável por delaminação. Desse modo, os resultados dos ensaios das amostras 23C e 28C não serão apresentados. Análise estatística usando o teste de Tukey (com 95% de confiança) foi posteriormente realizada.

O teste de Força de Indentação Quasi-estática (*Quasi-Static Indentation Force - QSI*) foi realizado nos compósitos 5C-18C de acordo com a norma ASTM D6264, com um suporte de configuração de borda (*edge*) (Figura 27(a)), utilizando a máquina Instron, com uma velocidade de ensaio e retorno de 1,25 mm/min. O indentador utilizado possuía uma ponta de formato hemisférico com aproximadamente 13 mm de diâmetro (Figura 27(b)). A força de indentação foi aplicada continuamente até a falha da amostra por penetração, então o ensaio foi interrompido, sem que houvesse a perfuração da amostra. A energia absorvida (E_a) foi calculada através da integral da área da curva de carga e descarga de cada amostra utilizando o software OriginPro. Para cada espessura, quatro ensaios foram conduzidos e as médias com o desvio

padrão foram obtidos. Não foram realizados ensaios de QSI nos compósitos 23C e 28C devido ao elevado gasto de matéria-prima para fabricar as amostras para o teste, as quais possuem uma área de 150 mm² cada.

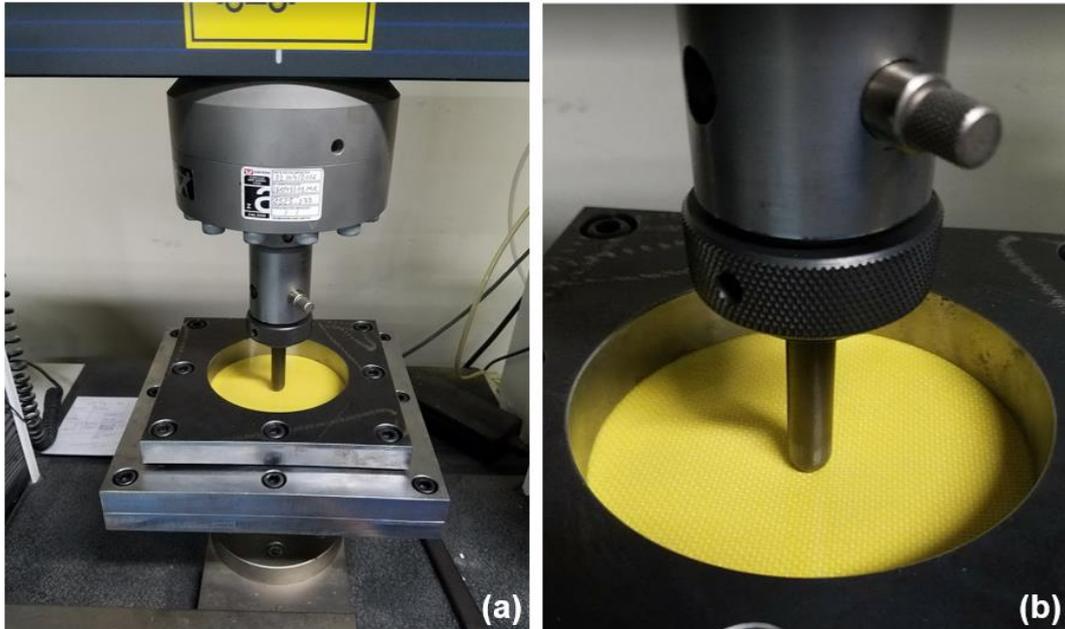


Figura 27. (a) típico suporte de borda e (b) indentador de ponta hemisférica utilizados no ensaio de QSI dos compósitos aramida/epóxi.

4.2.4.2.2 Caracterização por Impacto dos Compósitos Aramida/epóxi

Testes de impacto de baixa velocidade foram realizados na Politecnico di Milano/Itália com base na norma ASTM D7136 usando o teste de impacto de queda-de-peso (*Drop-weight*). As amostras de compósitos (5C-13C) com dimensões de 100 × 150 mm² foram fixadas entre duas placas de aço de 20 mm de espessura com circunferência de 76,2 mm de diâmetro (Figura 28(a)) e impactadas por um peso com uma ponta hemisférica lisa com um diâmetro de aproximadamente 16 mm, dureza de 60 HRC e massa de até 4,4 kg (Figura 28(b)). A energia do impacto foi variada alterando a velocidade inicial do impactador, que produziu níveis de energia entre 15 e 60 J. A queda do impactador foi guiada por um tubo de policarbonato de 1,5 m com um diâmetro de 75 mm (Figura 28(c)). Orifícios ao longo do tubo foram feitos para evitar compressão do ar durante a queda, que ocorreu de uma altura máxima de 1,5 m. O histórico de força de impacto foi registrado por um sensor Kistler Quartz Force Link

modelo 9331B (± 20 kN) (Figura 28(d)) e a velocidade de impacto foi medida usando dois lasers Mikroelektronik M5L/20 posicionados a uma distância de 41 mm (Figura 28(e)), que registraram o tempo de cruzamento do indentador. Após o impacto, o impactador foi capturado para evitar carregamentos adicionais das amostras. A energia absorvida (E_a) foi calculada através da integral da área da curva de carga e descarga de cada amostra utilizando o software OriginPro. Devido à limitação do equipamento, máxima energia de impacto (60 J) disponível, não foram realizados testes nos compósitos mais espessos (18C-28C).

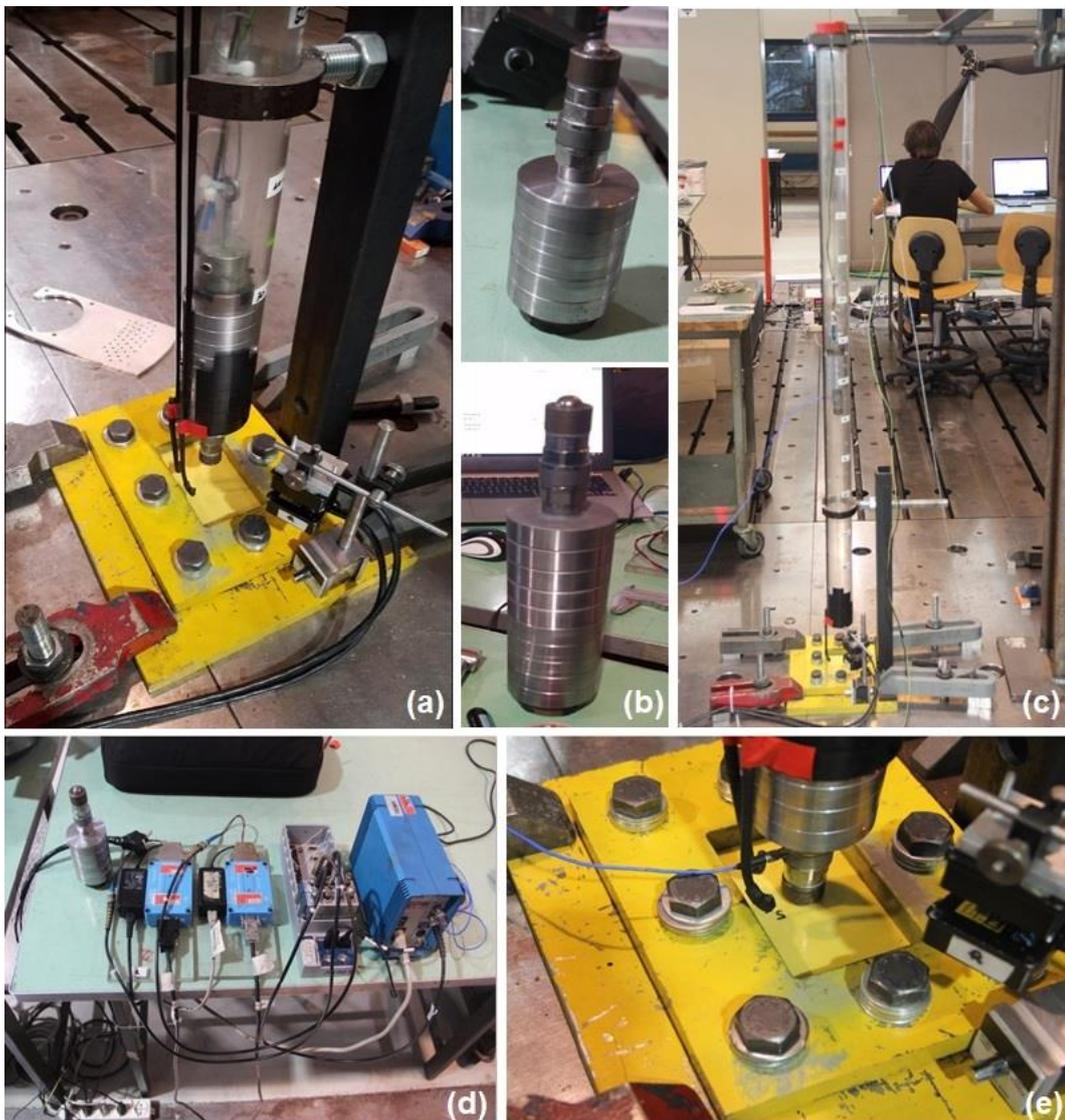


Figura 28. Ensaio de *Drop-weight* realizados no POLIMI/Itália: (a) compósitos fixados na moldura metálica; (b) impactador de ponta hemisférica com massas de 2,4 e 4,4 kg; (c) tubo de policarbonato; (d) sistema de registro de dados e (e) lasers.

Nos testes balísticos, no Banco Nazionale di Prova, Itália, os compósitos (8C a 23C) foram impactados por dois projéteis. O primeiro projétil foi o 9 mm *Luger* jaquetada (*full metal jacket* - FMJ) de ponta hemisférica (Figura 29(a)), com núcleo de chumbo e jaqueta de cobre, massa nominal de 8 g e velocidade nominal de 400 ± 10 m/s, de acordo com a classe FB2 da norma europeia EN 1522, com uma distância de tiro de 5 m. O segundo projétil foi o .357 *Magnum* FMJ (Figura 29(b)), com núcleo de chumbo e jaqueta de cobre, massa nominal de 10,2 g e velocidade de 430 ± 10 m/s, de acordo com a classe FB3 da norma europeia EN 1522, com uma distância de tiro de 5 m. Em todos os testes as velocidades iniciais e residuais dos projéteis foram medidas por sensores óticos conectados a um sistema de aquisição de dados.



Figura 29. Projéteis (a) 9 mm Luger jaquetada FMJ e (b) .357 Magnum FMJ utilizados nos testes balísticos.

A Figura 30 apresenta uma sequência de imagens do campo de tiro e do preparo dos testes balísticos no Banco Nazionale di Prova, incluindo compósitos a serem impactados; suporte de fixação de alvos; fixação do compósito no molde; túnel balístico com aproximadamente 100 m de extensão; provete de tiro; sistema de aquisição de dados e suporte metálico face frontal e traseira.



Figura 30. Zona de tiro e preparo dos testes balísticos no Banco Nazionale di Prova/Itália: (a) compósitos; (b) suporte de fixação de alvos; (c) fixação do compósito no molde; (d) túnel balístico; (e) provete de tiro; (f) sistema de aquisição; (g) face frontal e (h) face traseira da moldura metálica.

Análise dos danos gerados pelos impactos balísticos dos projéteis 9 mm Luger jaquetada FMJ e .357 Magnum FMJ nas placas compósito 8C-28C foi realizada por imagens obtidas de uma câmera fotográfica profissional Sony, modelo Cyber-shot GPs HD, com 20,4 mega pixels de resolução e zoom ótico de 50 x. Nos compósitos 8C-23C, foi utilizada técnica de raios-X, um método de ensaio não-destrutivo, utilizando um equipamento de microtomografia de raio-X, modelo X25 NSI, com uma fonte de raios-X de microfoco operada em 40 kV e 60 μ A e um tamanho de ponto focal nominal de 2,4 μ , na Politecnico di Milano/Itália. Para essas análises, as placas balísticas foram cortadas na área de dano em duas metades, mas apenas uma das partes foi analisada. As metades das placas foram analisadas ao longo do comprimento a fim de capturar a extensão do dano. Não foi possível a análise por raio-x dos compósitos 28C devido a não acessibilidade da técnica para tal amostra na Politecnico de Milano/Itália.

4.2.4.2.3 Caracterização mecânica das placas delgadas

O compósito mais delgado (2,5 mm) foi produzido para a caracterização básica do material. Os ensaios de tração (Figura 31(a)) foram realizados em uma máquina de ensaio universal, modelo LandmarkTM, MTS, a 2 mm/min, de acordo com a norma ASTM D3039. Foram testadas cinco amostras, com largura de 25 mm e comprimento de 250 mm, para cada direção (longitudinal e transversal) e foram utilizados dois extensômetros para monitorar as deformações longitudinais e transversais das amostras. As forças de tração (X_t , Y_t), o módulo de elasticidade (E_x , E_y) e o coeficiente de Poisson (ν_{xy}) foram obtidos.

O teste de compressão (Figura 31(b)) foi realizado a uma taxa nominal de 1,3 mm/min, de acordo com a norma ASTM D6641, em uma máquina de ensaio universal, modelo 3382, Instron, para determinar as resistências à compressão nas direções longitudinal (X_c) e transversal (Y_c) do compósito. Foram testados cinco espécimes para cada direção com dimensões de 13 mm de largura e 140 mm de comprimento.

O ensaio de cisalhamento (método V-Notched) (Figura 31(c)) foi realizado a uma taxa de deslocamento de 2 mm/min, na máquina de ensaio universal, modelo 3382, Instron, de acordo com a norma ASTM D7078 para determinar a resistência (S) e o

módulo (G) em cisalhamento do compósito. Nas cinco amostras testadas, com largura de 56 mm e comprimento de 76 mm, foram utilizados *Strain gauges* do tipo Roseta para medição das deformações.

O ensaio de tração *open-hole* (Figura 31(d)) foi realizado em uma máquina de ensaio universal, modelo Landmark™, MTS, a uma taxa de deslocamento de 2 mm/min, de acordo com a norma ASTM D5766. Para determinar a resistência a tração *open-hole* (OHT) do compósito 5 amostras foram testadas, com dimensões de 36 x 262 mm² e *hole* de 6 mm de diâmetro. Todas as amostras utilizadas foram selecionadas aleatoriamente de diferentes regiões das placas e análises estatísticas para retirada dos *outliers* foram realizadas em todos os resultados dos testes.

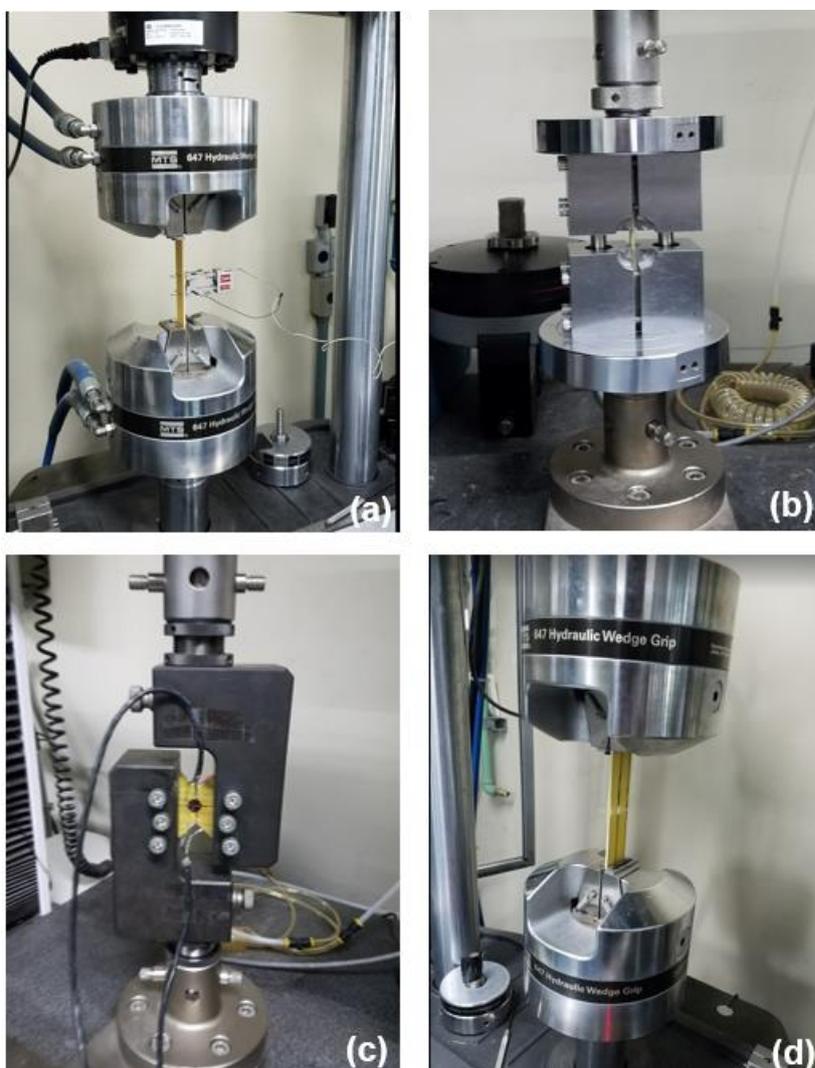


Figura 31. Ensaios de (a) tração, (b) compressão, (c) cisalhamento (método V-Notched) e (d) *open-hole* realizados no compósito delgado 5C.

5 RESULTADOS

5.1 Resina Epóxi AR/AH 260

Em processos de moldagem líquida, tal como a Infusão, a viscosidade da resina é um fator muito importante para a definição da técnica de fabricação e seus parâmetros, especialmente a escolha de pressão de injeção, que pode até mesmo determinar a necessidade de troca do método de processamento adotado (Garschke et al., 2012)

A Figura 32(a) apresenta um gráfico com as medições de viscosidade em função do tempo da resina epóxi e endurecedor (AR/AH 260) já formulada, realizada à temperatura de 28 ± 2 °C. Pôde-se dividir a curva em três estágios. No primeiro momento, 0-15 min, observa-se que há uma queda na viscosidade da resina devido ao início da reação que é exotérmica, fazendo com que a resina aqueça e sua viscosidade diminua. Entre 15-40 min, pode-se observar que a viscosidade da resina se mantém aproximadamente constante. O comportamento posterior da viscosidade da resina foi crescente, pois, à medida que a resina começa a curar, sua viscosidade tende a aumentar exponencialmente até sua completa reticulação.

Logo, baseado na curva de viscosidade em função do tempo e nos estudos sobre ciclo de cura da resina epóxi em processamento por infusão realizado por Garschke et al. (2012), o melhor intervalo de tempo para a injeção da resina epóxi em estudo é de até 50 min, visto que é o intervalo em que a viscosidade permanece a um valor controlado, o que facilitará a infiltração total da pré-forma, diminuindo o grau de atrito interno e permitindo uma maior fluidez da resina no tecido.

O tempo de gel também é um fator de extrema importância para a definição da técnica de fabricação do compósito. Em resinas termorrígidas, um baixo tempo de gel significa um menor tempo de processamento, pois a resina tende a reticular mais rapidamente. Sendo assim, se tratando de moldagem líquida, um longo tempo de gel é requerido pois promoverá um melhor escoamento da resina no meio poroso.

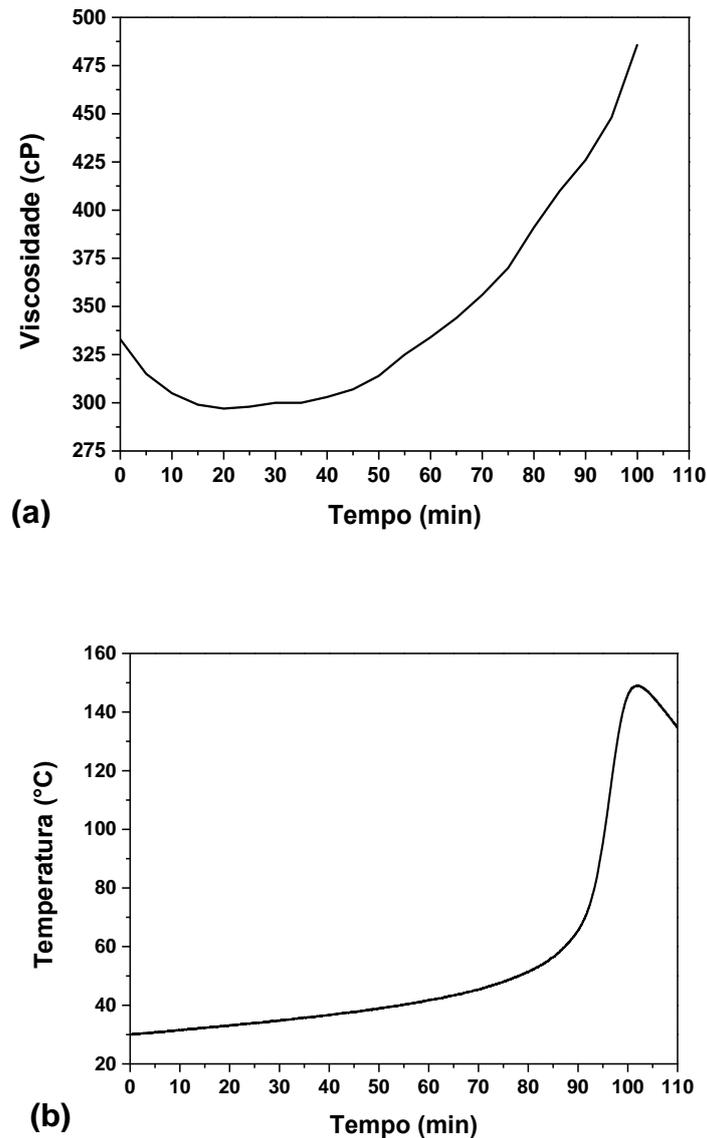


Figura 32. Viscosidade em função do tempo (a) e curva exotérmica (b) da resina epóxi e endurecedor AR/AH 260.

A Figura 32(b) apresenta a curva exotérmica de temperatura da resina epóxi AR/AH 260. Pode-se observar que a temperatura de máxima liberação de calor no processo de cura da resina epóxi AR/AH 260, a uma temperatura inicial de 30 °C, foi de aproximadamente 149 °C ($t=102$ min). O tempo de gel, medido através do *tack*, foi de aproximadamente 90 min. Assim, a janela de processamento, ou seja, a impregnação da resina no tecido durante a infusão, deve ocorrer em um tempo inferior

a 90 min após a mistura com o endurecedor, pois a partir daí se inicia o processo de gelificação da resina, para essa temperatura ambiente e volume.

As curvas da perda de massa e da primeira derivada do sistema curado da resina epóxi AR/AH 260 são mostradas na Figura 33. A temperatura de início da decomposição da resina epóxi curada AR/AH 260 é de aproximadamente 300 °C. A temperatura do pico é de aproximadamente 375 °C.

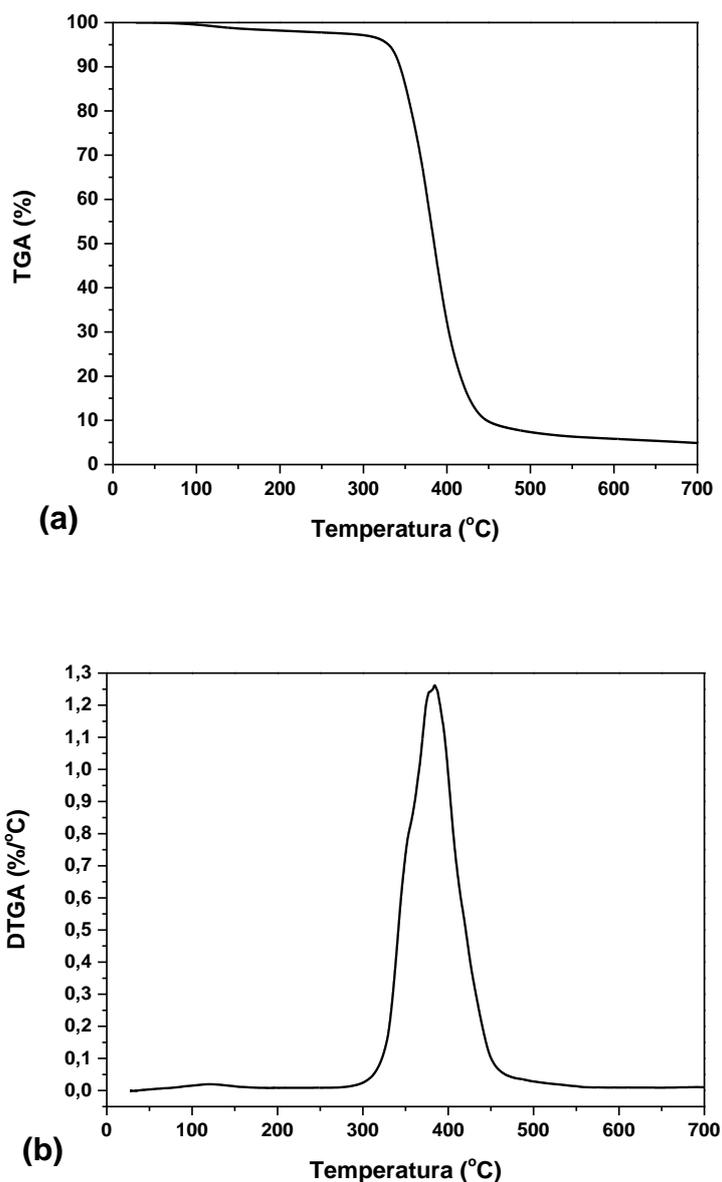


Figura 33. Termogramas (a) TGA e (b) DTG da misturais AR/AH260

A temperatura de transição vítrea (T_g) da resina epóxi foi medida por DSC, conforme observado na curva da Figura 34. A T_g , é de aproximadamente 89 °C, próximo a estipulada pelo fabricante (82 °C). O valor da T_g foi obtido através do software TA-60 por meio de um ponto de intersecção de dois segmentos de reta traçados na faixa de temperatura em que ocorre a transição, conforme indicado na Figura 34.

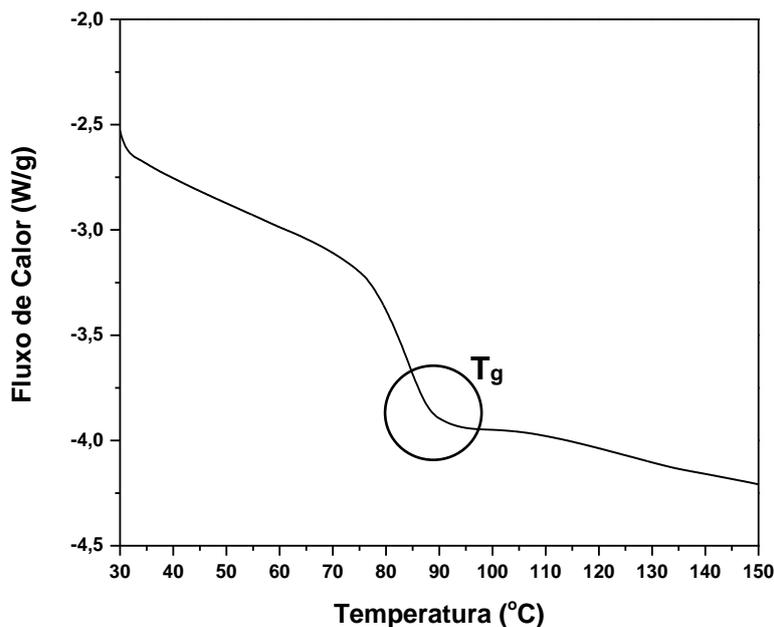
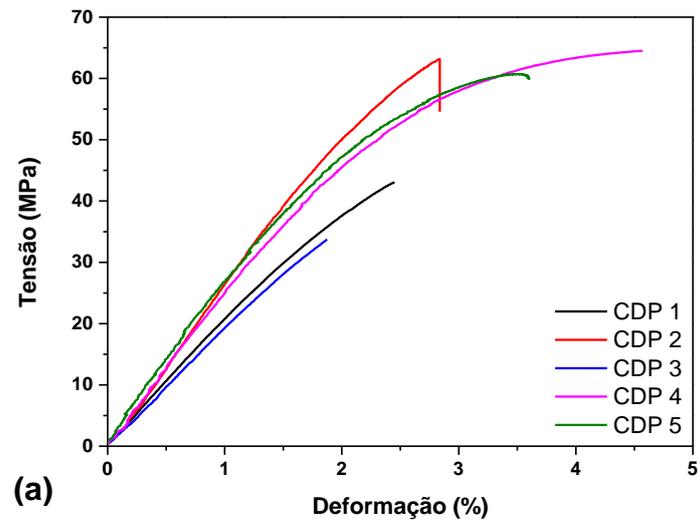
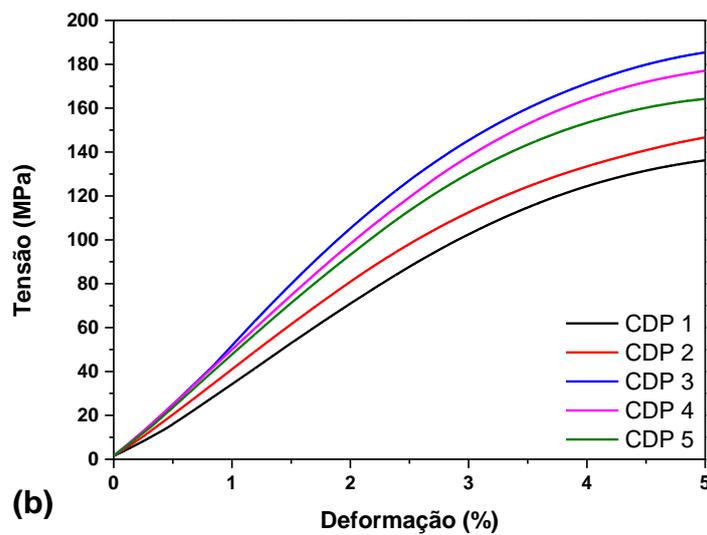


Figura 34. Termograma DSC da mistura AR/AH 260.

Com os ensaios de tração e flexão, foram obtidas as curvas tensão x deformação (Figura 35) das amostras da mistura AR/AH 260 ensaiada. A Tabela 9 apresenta resistência e módulo de elasticidade da resina analisada. As resistências e módulos da resina epóxi utilizada nesse trabalho se aproximam dos valores fornecidos pelo fabricante, que são de 73,8 MPa e 3,2 GPa para tração e 119,3 MPa e 2,7 GPa para flexão, respectivamente.



(a)



(b)

Figura 35. Tensão x deformação obtidos em ensaios de (a) tração e (b) flexão da mistura AR/AH 260.

Tabela 9. Resistência e módulo da mistura AR/AH 260, em tração e flexão.

	Resistência (MPa)	Módulo (GPa)
Tração	$63,2 \pm 10,0$	$2,8 \pm 0,3$
Flexão	$164,3 \pm 20,5$	$4,7 \pm 0,7$

5.2 Fibras de Aramida

Na Figura 36 pode-se observar os perfis de degradação térmica e as curvas da primeira derivada da perda de massa (DTG) da fibra de aramida K29. Pode-se observar que ocorre aproximadamente 7% da perda mássica entre 25 e 150 °C, atribuível à perda de umidade adsorvida pela fibra e substâncias voláteis contida na aramida. Como a fibra de aramida não funde, apenas se decompõe em temperaturas relativamente elevadas, pôde-se observar apenas o processo de degradação, onde o início e fim se encontram na região entre 480-595 °C. Estas temperaturas são próximas às relatadas na literatura (DuPont, 1992; Zhang, 2010; Varga et al, 2011).

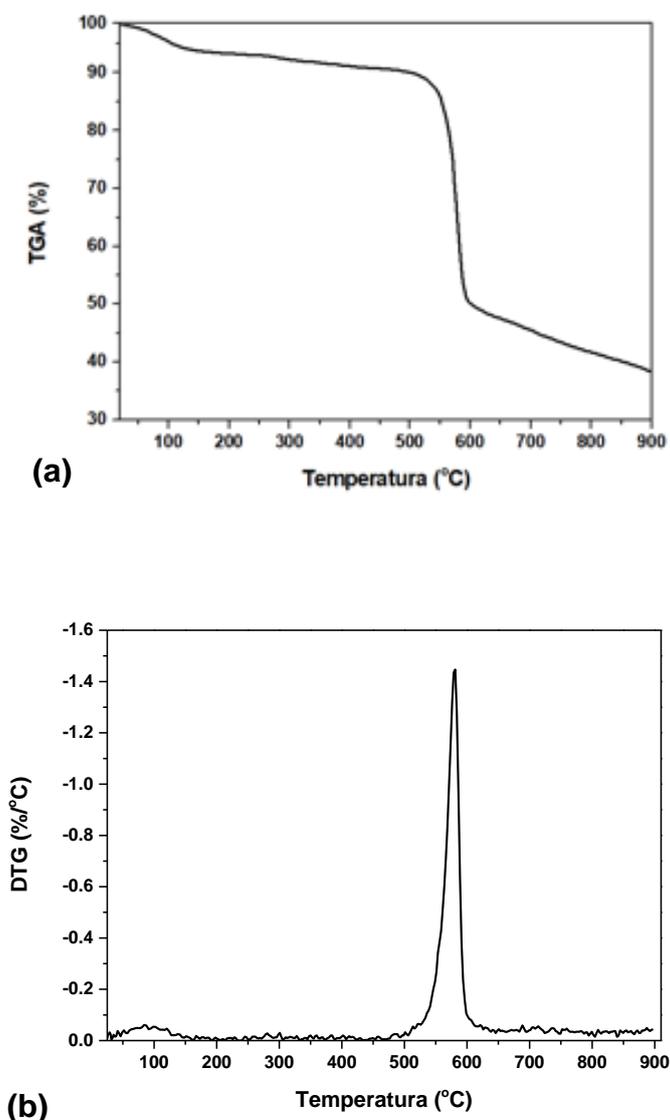


Figura 36. Termogramas (a) TGA e (b) DTG da fibra de aramida K29.

Ao contrário de outras fibras sintéticas comumente utilizadas como reforços em compósitos, a aramida é higroscópica e absorve umidade do ar rapidamente à temperatura ambiente. A hidrofiliçidade da aramida ocorre, pois, moléculas de água são absorvidas pelos grupos amida localizados nas extremidades da cadeia (Jassal e Ghosh, 2002). Os efeitos da umidade nas fibras que reforçam compósitos poliméricos têm sido amplamente estudados, uma vez que as moléculas de água podem atuar como um agente plastificante no material, o que leva a uma diminuição das propriedades mecânicas (Alomayri et al., 2014; Masseteau et al., 2014; Chaichanawong et al., 2016).

A Figura 37 mostra a perda de massa do tecido S745 no estudo da secagem a 105 °C, em um intervalo de tempo de 0 a 120 min. Pode-se observar que o teor de umidade do tecido de aramida S745 está entre 4-5,5 %. Esses valores estão de acordo com a perda mássica relacionada à primeira queda da curva de TGA (Figura 36). Miracle e Donaldson (2001), DuPont (1992) e Lee (1992), também relatam teores similares, em massa, de umidade adsorvidas pelas fibras de aramida. Logo, para a obtenção de compósitos com melhor desempenho, os tecidos precisaram ser secos antes do início do processamento. Como as camadas do tecido precisaram ser empilhadas na estufa devido à limitação do tamanho da mesma, dificultando um pouco o processo de secagem, o tempo de permanência dos tecidos na estufa foi de no mínimo 90 min antes do início de cada moldagem.

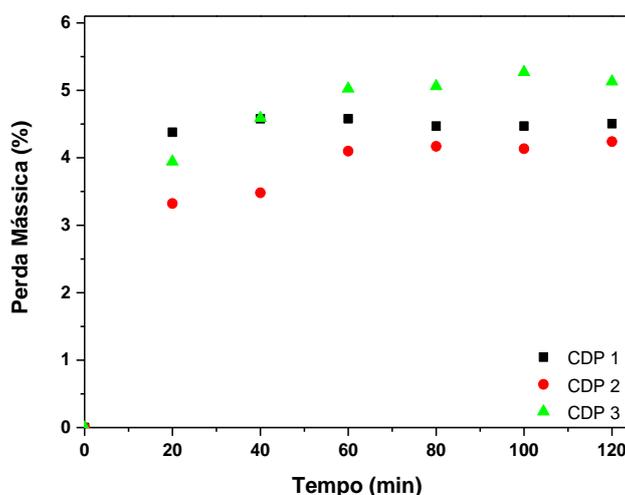


Figura 37. Secagem a 105 °C do tecido S745 em estudo de absorção de umidade.

A superfície da fibra de aramida K29 foi analisada por MEV, conforme mostrado na Figura 38. Com o Software analisador de imagens AxioVision SE64, pode-se mensurar os diâmetros dos filamentos de aramida, que foi de $13 \pm 1 \mu\text{m}$. Pode-se observar que as fibras de aramida não apresentam variações significativas nas suas dimensões.

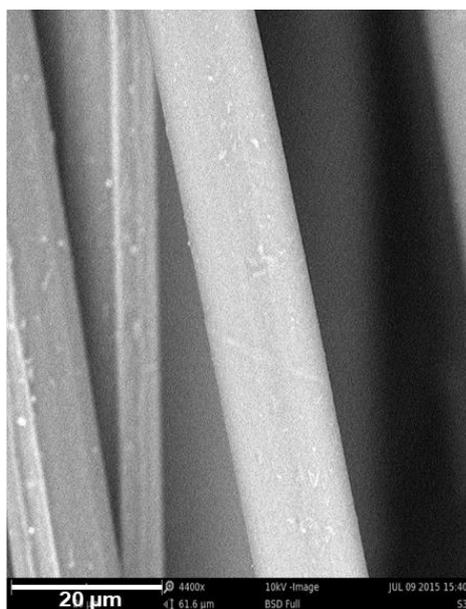


Figura 38. Micrografia das superfícies dos filamentos das fibras k29.

Na Figura 39 pode-se observar as curvas força x deformação em tração das 10 amostras ensaiadas do fio da fibra K29. A **Error! Reference source not found.** apresenta a média das propriedades mecânicas em tração dos fios de

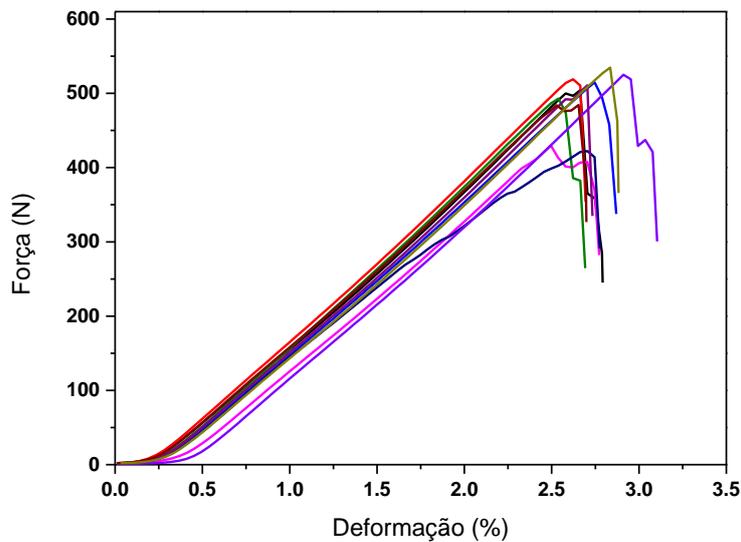


Figura 39. Tensão x deformação obtidos em tração dos fios da aramida K29.

Tabela 10. Propriedades mecânicas de tração do fio K29.

	Força de ruptura (N)	Alongamento na ruptura (%)	Módulo (cN/tex)	Tenacidade (cN/tex)
K29	496 ± 34	2,7 ± 0,1	6055 ± 121	149 ± 10

5.3 Compósitos Aramida/Epóxi

5.3.1 Compósitos Preliminares

No presente estudo, a inspeção por ultrassom C-Scan foi utilizada a fim de verificar a distribuição da resina ao longo dos compósitos aramida/epóxi fabricados por IV. Como a atenuação das ondas ultrassônicas nos laminados ocorre através da perda de sinal no interior do material proveniente da reflexão e dispersão nas interfaces internas e da absorção das ondas pelo material, logo, para o material em estudo (epóxi AR/AH 260 e aramida), quanto maior o teor de resina menor será a perda de amplitude do sinal e quanto maior o teor de fibra, maior será a reflexão e dispersão do sinal. Um dos fatores que contribui para essa resposta é a diferença entre a densidade dos

materiais, e a resina por ter uma menor densidade atenuará em menor proporção a onda ultrassônica. Assim, quanto maior o valor da escala de amplitude (ex. tendendo a tons de amarelo e verde) maior será o teor de resina, e quanto menor for o valor da escala de amplitude (ex. tendendo a tons de azul mais escuro), maior o teor de fibras e vazios,

A Figura 40 mostra imagens C-scan das primeiras placas 6C_p-20C_p produzidas por IV com fluxo retilíneo e utilização da malha de fluxo em toda a superfície do compósito. Observou-se que o compósito 6C_p apresentou uma melhor distribuição da resina, isto é, maior homogeneidade. Em todos os compósitos laminados, as maiores perdas de decibéis (dB) ocorreram na região de saída de resina, que são representados pela cor azul escuro na imagem.

Como a resina não consegue preencher de forma homogênea o reforço por limitações do processamento ocorre uma variação da fração volumétrica de fibra ao longo das placas. Essa reduzida concentração de resina gera também uma elevada quantidade de poros no interior da placa, que ocasiona um aumento na atenuação da onda mecânica. Em seu artigo sobre inspeção ultrassônica C-Scan de materiais compósitos, Fahr e Kandeil (1992) afirmam que a atenuação acústica na resina é menor do que no laminado compósito, de modo que a intensidade acústica transmitida através das áreas ricas em resina é mais elevada do que através das regiões com maiores V_f ou que contenham algum defeito. Dessa forma, através da análise das imagens C-Scan nos laminados 6C_p-20C_p, pode-se observar que a região IN do compósito transmitiu um sinal com maior amplitude do que a região OUT. Ou seja, os parâmetros de processamento utilizados para a fabricação dessas placas não geraram compósitos homogêneos quanto a distribuição de resina. Também foram realizadas análises de MO e de Short beam nos compósitos, as quais comprovaram a confiabilidade das imagens geradas pelo C-scan e os resultados encontram-se no Apêndice B.

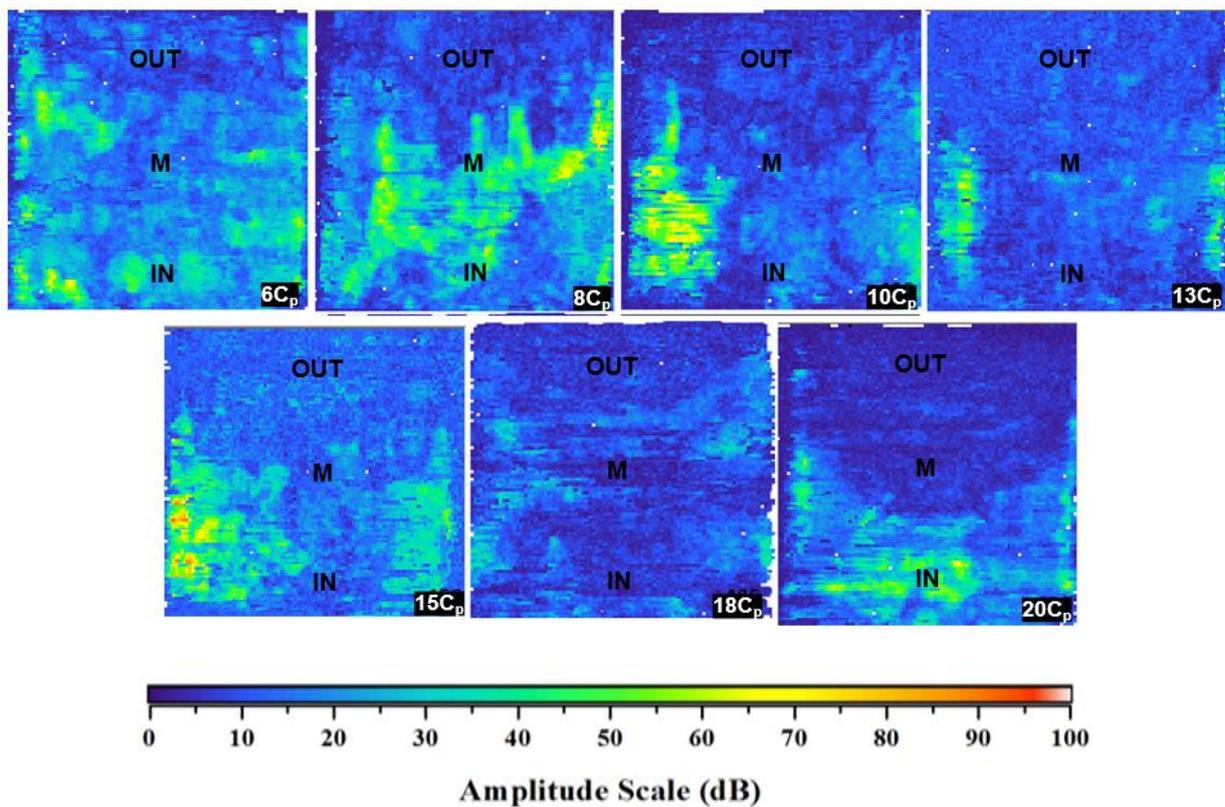


Figura 40. Imagens C-Scan dos laminados compósitos 6C_p, 8C_p, 10C_p, 13C_p, 15C_p, 18C_p e 20C_p.

Análise por C-Scan dos laminados com 18 camadas, 18C_{p-1} e 18C_{p-2}, também foi realizada, porém não foi possível obter imagens, pois não houve retorno do sinal do eco de fundo das placas, indicando, que possuíam muitos poros e regiões com fibras secas, que ocasionam a completa atenuação do sinal. Como os compósitos 6C_p-20C_p, 18C_{p-1} e 18C_{p-2} não apresentaram bons resultados, não foram realizadas outras análises.

A Tabela 11 apresenta os principais dados de pós-processamento dos compósitos aramida/epóxi iniciais fabricados por Infusão a Vácuo que apresentaram melhores resultados com relação ao aspecto visual, e por isso foram submetidos à análise de ultrassom C-Scan.

Tabela 11. Dados de pós-processamento dos primeiros compósitos moldados por IV.

Amostras	Espessura média (mm)	Volume estimado (cm³)	Massa (g)
8C_p-1	4,8	470,67	554,67
8C_p-2	4,6	443,98	435,29
8C_p-3	4,5	433,41	481,69
8C_p-4	4,3	427,16	485,00
8C_p-5	4,5	430,56	480,59

A Figura 41 apresenta as imagens das análises C-Scan realizadas na parte posterior dos compósitos fabricados por IV com 8 camadas de aramida e uma área de aproximadamente 300 mm². Através das imagens C-Scan geradas a partir do comportamento das ondas ultrassônicas em relação ao eco de fundo do material, que fornece informações de quaisquer alterações de fases ao longo da espessura do laminado, pode-se observar regiões com diferentes atenuações de sinais em todos os laminados, sendo as regiões que se encontravam as malhas de fluxo (entrada) e as saídas de resina as que apresentaram uma maior amplificação do sinal recebido pelo cristal do transdutor, ou seja, tais partes apresentam uma menor impedância do sinal. Tal comportamento também foi relatado por Shiino et al. (2012), que afirmaram em sua pesquisa sobre compósitos carbono/epóxi que uma menor atenuação do sinal é esperada em regiões onde o fluxo da resina tende a aumentar devido a uma melhor impregnação da matriz.

Ao analisar as imagens, as moldagens dos compósitos 8C_p-1, 8C_p-2 e 8C_p-3 não foram adequadas, e pode ser evidenciado que os laminados não apresentaram uma distribuição homogênea de resina ao longo dos tecidos de aramida. A placa 8C_p-1 possuiu uma maior quantidade de regiões ricas em resina ao longo de sua área, o que está relacionado ao menor ganho (39,4 dB) necessário na análise para alcançar os 70% na amplitude do sinal.

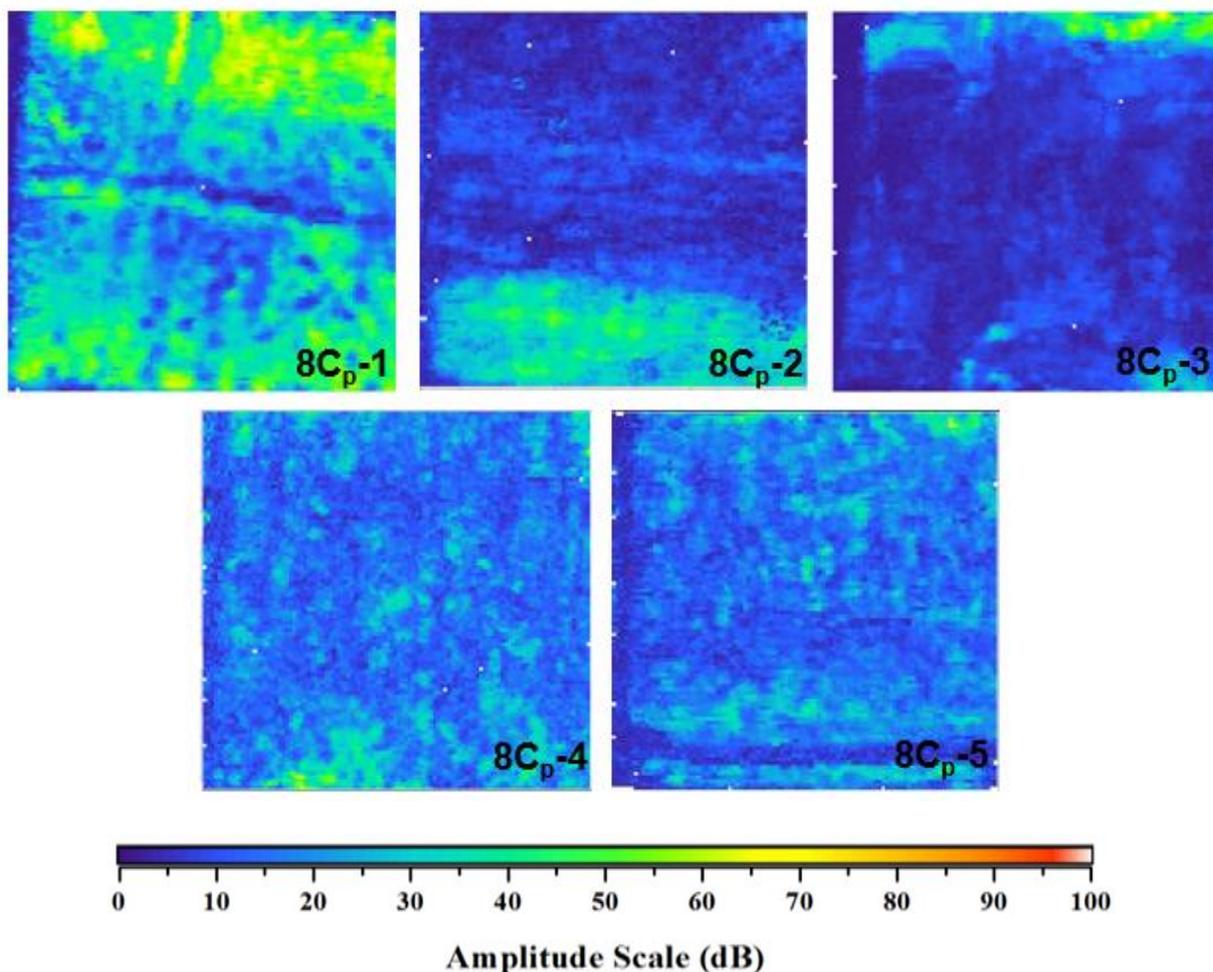


Figura 41. Imagens C-Scan dos compósitos 8C_p-1, 8C_p-2, 8C_p-3, 8C_p-4 e 8C_p-5.

Nos laminados 8C_p-4 e 8C_p-5, pode-se observar que houve uma maior homogeneidade na distribuição da resina devido a uma menor variação na escala da amplitude da onda ao longo do compósito. Essa melhor distribuição da matriz ao longo do reforço promoverá uma menor variação na densidade e rigidez nas diferentes regiões. Como no laminado 8C_p-5 foi utilizado um menor ganho (50,9 dB) para o alcance dos 70% da amplitude que no compósito 8C_p-4 (57,7 dB), tal diferença de atenuação ao longo da placa, tende a indicar uma dispersão de propriedades mecânicas, principalmente as dependentes das propriedades da matriz, como por exemplo o cisalhamento *short beam* (Shiino et al. 2012).

Análises de MO, teor de constituintes (V_f , V_m e V_v) e Short Beam também foram realizadas nos compósitos 8C_p-4 e 8C_p-5, a fim de comprovar a eficiência dos

parâmetros utilizados na moldagem dos compósitos, os quais geraram placas com boa homogeneidade, conforme mostrado nas imagens C-scan. Tais resultados encontram-se no Apêndice B.

Conforme relatado na seção 4.2.3 e observado nas imagens geradas através do ultrassom C-scan, os parâmetros de processamento utilizados para a produção dos compósitos 6C_p, 8C_p, 10C_p, 13C_p, 15C_p, 18C_{p-1}, 18C_{p-2} e 20C_p não resultaram em placas com boa qualidade, principalmente para os laminados espessos, porém foi adquirida experiência com relação à moldagem por IV de compósitos aramida/epóxi. Por isso, para a continuação dessa pesquisa, foi decidido utilizar uma combinação dos melhores parâmetros das moldagens anteriores, tais como, *layout* de processamento, pressão, temperatura e tempo. Para tal, compósitos com 8 camadas de aramida foram produzidos, e após a definição dos parâmetros de processamento, novos compósitos (5C-28C) foram fabricados. E são essas moldagens que serão discutidas nessa seção.

5.3.2 Compósitos de 5 a 28 Camadas (5C a 28C)

Como a configuração utilizada para a placa 8C_{p-5} levou a uma homogeneidade suficientemente boa na distribuição da resina ao longo do reforço, foi escolhida para a produção do segundo lote de compósitos (5C, 8C, 13C, 18C, 23C e 28C). Em todas as placas confeccionadas foram realizadas análises por ultrassom C-Scan utilizando o mesmo ganho para todas as placas com a mesma espessura, 43,4, 54,5, 62,3, 69,0, 72,7 e 76,1 dB respectivamente. A Figura 42 mostra as imagens C-Scan representativas dessas placas e a pequena variação de atenuação da amplitude da onda ultrassônica ao longo de cada placa indica distribuição homogênea da resina em todos os casos. Mesmo assim, algumas regiões das placas ainda mostram uma atenuação de sinal relativamente grande. De fato, as variações nas proporções de matriz/fibra e teor de vazio são comuns quando o processo de IV é usado, especialmente quando o tecido não permite uma fácil permeação, levando a uma variação na fração volumétrica de fibra.

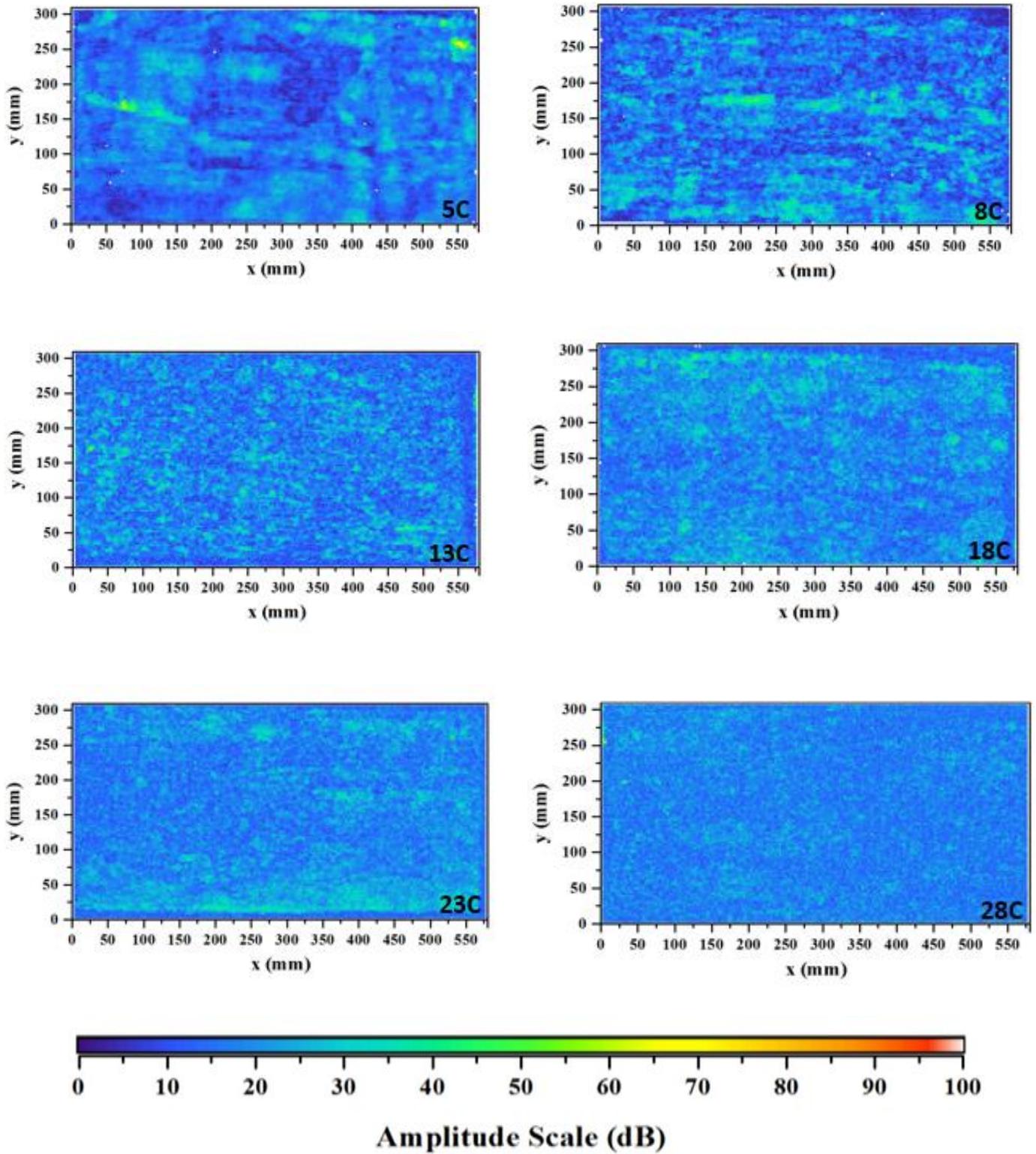


Figura 42. Imagens C-Scan representativas dos compósitos aramida/epóxi (5C a 28C).

A Figura 43 apresenta a correlação entre densidade de área e espessura com o número de camadas utilizadas, onde um aumento linear é encontrado para cada camada adicionada, sendo a razão espessura/número de camadas de $0,53 \pm 0,006$. O aumento linear indica que o teor de constituintes não está variando de forma significativa, isto é, a configuração da moldagem foi igualmente eficaz em todos os casos.

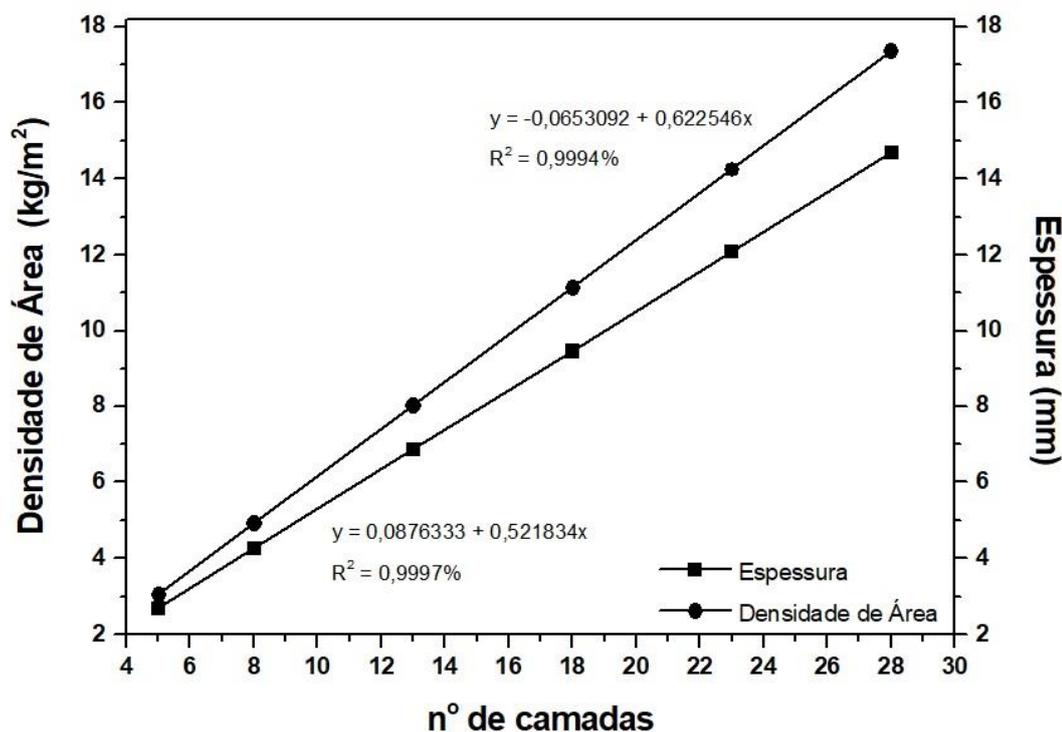


Figura 43. Correlação entre densidade de área e espessura com o número de camadas nos compósitos.

Os resultados de densidade e teor dos constituintes dos compósitos estão apresentados na Tabela 12. Densidades ligeiramente mais baixas ($1,164$ e $1,166$ g/cm^3) foram encontradas nos compósitos 23C e 28C respectivamente. Tais resultados podem ser devido a um maior teor de vazios ($13,33\%$) encontrado no compósito 23C, embora essa variação ainda esteja dentro do desvio em comparação aos outros compósitos, e à redução no teor de fibra ($58,83\%$) e aumento do teor de vazios ($14,16\%$) no caso do compósito 28C. Como a análise de densidade e teor dos

constituintes do compósito são realizados em uma pequena área da placa, e, tendo o processo de fabricação por IV limitações com relação a variações desses valores ao longo das áreas às quais foram retiradas os CDP, tais valores podem apresentar pequenas alterações, visto que, conforme imagens C-Scan as placas não exibem a mesma resposta em todos os pontos ao longo do laminado. Logo, por se tratar de análises pontuais tais valores tendem a sofrer pequenas variações dependendo do ponto escolhido para análise. Assim, considerando estes resultados, o processamento VI ainda foi considerado eficiente para a obtenção de compósitos com elevadas espessuras.

Tabela 12. Densidade e teor de constituintes (fibra (V_f), matriz (V_m) e fração volumétrica de vazio (V_v)) dos variados compósitos aramida/epóxi.

Amostra	Densidade (g/cm³)	V_f (%)	V_m (%)	V_v (%)
5C	1,194 ± 0,005	61,58 ± 0,18	25,77 ± 0,64	12,64 ± 0,46
8C	1,185 ± 0,021	60,74 ± 0,49	27,54 ± 1,42	11,72 ± 0,93
13C	1,182 ± 0,017	58,81 ± 0,11	28,43 ± 1,60	12,76 ± 1,49
18C	1,185 ± 0,011	60,62 ± 0,64	26,41 ± 0,12	12,96 ± 0,77
23C	1,164 ± 0,039	61,16 ± 1,18	25,51 ± 1,46	13,33 ± 2,65
28C	1,166 ± 0,008	58,83 ± 1,21	27,01 ± 0,80	14,16 ± 0,41

Como os fatores presença de vazios e molhamento insuficiente são altamente prejudiciais para o desempenho dos materiais compósitos, uma vez que prejudicam as propriedades físicas e mecânicas, bem como o acabamento da peça, MO foram realizadas a fim de verificar a distribuição e a forma dos vazios presentes nos compósitos. A Figura 44 apresenta imagens das seções transversais completas dos compósitos 5C-28C.

As imagens mostram a presença de resina em todas as camadas do laminado e um teor de vazios relativamente alto, estando de acordo com os resultados de V_v

apresentados anteriormente. De acordo com Bhatnagar (2006), compósitos para aplicações de carga de impacto possuem mais de 5% de vazios, o que é muito maior do que aqueles para aplicações estruturais (1% no máximo). Em sua pesquisa, Lundstrom e Gebart (1994), Patel et al. (1995) e Harry et al. (2004) mencionam vários fatores que podem contribuir para a formação de vazios em compósitos produzidos por moldagem líquida, a saber, baixa pressão de injeção (em comparação com processos de compressão ou *autoclave*), baixa compatibilidade fibra/matriz (Guo et al., 2009) e baixa permeabilidade do tecido.

Meso-vazios, localizados nas regiões de resina entre camadas de tecido são visíveis na Figura 44. Estes vazios são distribuídos homogeneamente ao longo da espessura e são principalmente cilíndricos ou esféricos. Kastner et al. (2010) afirmam que, em amostras de baixa porosidade, os poros são principalmente esféricos, enquanto em amostras com alto teor de porosidade (maior que 3%), os poros são mais planos e maiores. Como a formação desses vazios entre as fibras e as regiões secas são potenciais pontos de partida para propagação de trincas ou delaminações, a resposta do componente à delaminação dependerá não apenas da compatibilidade e da tensão superficial entre fibras e matriz, mas também da compactação, que está relacionada à impregnação de fibras (Laurenzi e Marchetti, 2012). Em compósitos para aplicações de impacto, o mecanismo de falha de delaminação é de extrema importância e, portanto, distribuição de vazios e a adesão interfacial fibra/matriz devem ser controladas.

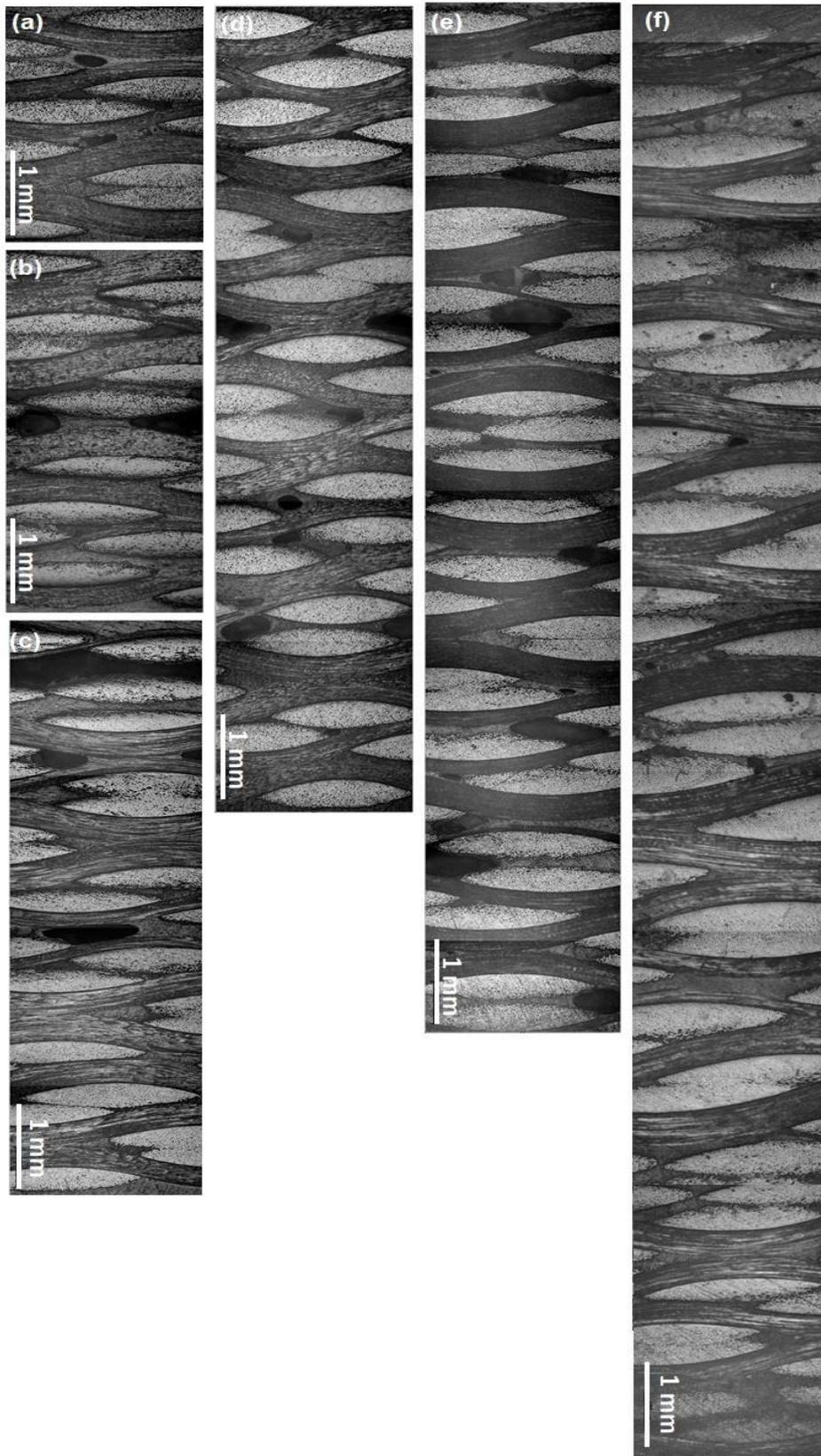


Figura 44. MO da seção transversal dos compósitos (a) 5C, (b) 8C, (c) 13C, (d) 18C, (e) 23C e (f) 28C

5.3.2.1 Caracterização Mecânica Geral dos Compósitos

Ensaio de cisalhamento Short Beam foram realizados nos compósitos de 5 a 28 camadas (5C-28C). Tal propriedade é influenciada pela homogeneidade na distribuição da resina e pelos vazios presentes ao longo dos laminados, que implicam na ocorrência ou não de delaminação no material. Os valores de resistências Short Beam estão apresentados na Tabela 13.

Tabela 13. Propriedades mecânicas dos compósitos 5C-28C obtidos através dos testes de short beam e flexão.

Amostra	Resistência short beam (MPa)	Resistência à Flexão (MPa)	Módulo de Flexão (GPa)
5C	22,9 ± 2,8 bc	224,5 ± 10,3 a	12,64 ± 0,57 a
8C	22,2 ± 2,5 bc	210,7 ± 6,9 b	13,44 ± 0,30 a
13C	22,3 ± 1,8 bc	179,2 ± 7,6 d	13,23 ± 0,42 a
18C	23,6 ± 1,4 c	195,7 ± 0,3 c	12,81 ± 1,23 a
23C	20,8 ± 1,4 ab	---	---
28C	17,3 ± 2,3 a	---	---

O compósito 18C apresentou a maior resistência ao cisalhamento interlaminar e o 28C a menor. O último resultado é esperado, considerando que o compósito 28C apresentou maior teor de vazios (Tabela 12), o que influenciou a resistência short beam (Toscano et al., 2013 e Laurenzi e Marchetti, 2012), ou seja, em regiões onde as fibras não são suportadas pela matriz, a concentração de tensão local é induzida, reduzindo a resistência. De acordo com a análise estatística realizada, teste de Tukey, há uma diferença estatística ($F = 9,90$; $p < 0,05$) entre as resistências short beam, sendo o compósito 18C pertencendo ao grupo c e o 28C ao grupo a.

Todos os modos de falha observados nos compósitos testados foram por cisalhamento interlaminar, estando de acordo com a norma ASTM D2344. Para ilustrar

isso, a Figura 45 mostra as amostras 5C e 18C, com falha de cisalhamento interlaminar típica por delaminação (falha coesiva). Cavallaro (2016) relata dano semelhante para compósitos Kevlar®/epóxi em seu estudo.

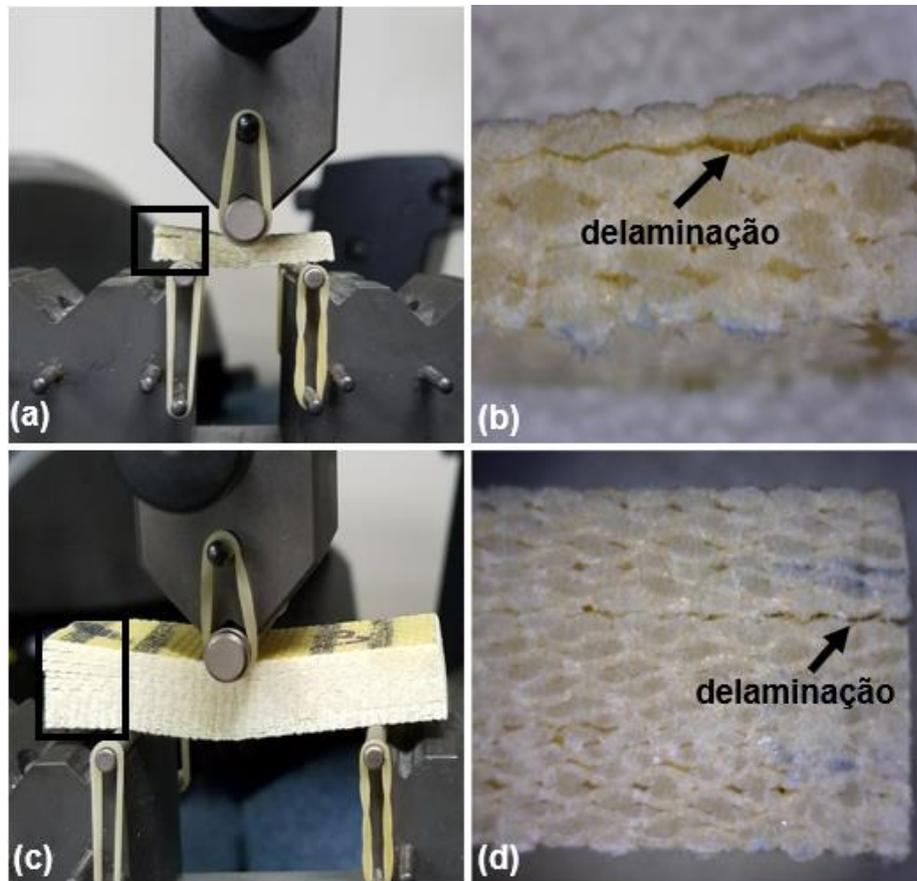


Figura 45. Falha por delaminação durante o teste de short beam das amostras de 5L (a, b) e 18L (c, d).

Park et al. (2002) relataram uma resistência short beam de 17 MPa para o compósito unidirecional Kevlar 29/epóxi ($V_f \approx 50\%$) moldado por compressão, Reddy (2015) encontrou 20,6 MPa para Kevlar 49/epóxi ($V_f \approx 54\%$) processado por infusão a vácuo, Cavallaro (2016) atingiu apenas 15,9 MPa para o compósito Kevlar/epóxi ($V_f \approx 50\%$) fabricado por *wet lay-up* com compressão e Panda et al. (1994) 17 MPa para Kevlar 49/éster vinílica moldados por compressão. Portanto, com exceção do compósito 28C, os compósitos desenvolvidos no trabalho atual apresentaram maior resistência ao cisalhamento short beam, que os apresentados na literatura. Apesar de

existir uma diferença significativa entre as resistências short beam dos compósitos 5C-23C, para fins práticos tal diferença é considerada pequena.

Considerando as imagens obtidas por ultrassom C-scan e por MO bem como os valores de densidade e V_f , os resultados de resistência short beam e os baixos desvios padrões apresentados na Tabela 13, comprova-se que o processamento por IV possibilitou uma homogênea dispersão da matriz ao longo do reforço tanto para os compósitos finos quanto para os compósitos espessos, sendo os valores semelhantes ou maiores aos reportados na literatura. Dessa forma garantindo a confiabilidade do processamento por IV utilizado nessa pesquisa. Porém, vê-se uma tendência de queda com a espessura 14,5 mm.

Foram encontradas diferenças mais significativas ($F = 44,38$; $p < 0,05$) nas resistências à flexão (com 5% de deslocamento) de acordo com a análise estatística (método de Tukey) apresentada na Tabela 13. No entanto, não foram identificadas reduções no módulo de flexão com o aumento de espessura. Essas propriedades foram novamente comparadas com os valores da literatura. Cavallaro (2016) e Panda et al.(1994) relataram valores de resistência à flexão de 188,86 MPa e 186,59 MPa, respectivamente, e Cavallaro (2016) e Wang et al.(1995) atingiram um módulo de 14,3 GPa e 14,55 GPa, respectivamente. Ao todo, mesmo com o aumento da espessura, a resistência à flexão e o módulo dos compósitos foram comparáveis aos da literatura, com uma pequena tendência decrescente em relação aos compósitos mais espessos.

Conforme mencionado na seção 4.2.4.2, devido as suas elevadas espessuras, não foi possível à obtenção de resultados apropriados para os compósitos 23C e 28C para o span utilizado devido a ocorrência de falha indesejável por delaminação (Figura 46).



Figura 46. Falha por delaminação ocorrida no teste de flexão para o span 16:1 nos compósitos espessos.

A Figura 47 ilustra o efeito do aumento da espessura na relação força - deslocamento ($F \times \delta$) dos compósitos aramida/epóxi quando submetidos à força de indentação quase-estática (QSI) com a mesma taxa de deslocamento. As curvas representativas de cada espessura obtidas no teste mostram que não houve perfuração em nenhuma das amostras, indicado pelo fechamento das curvas de carga e descarga de cada amostra. Conforme a força de contato aumenta a diferença entre as amostras de menor e maior espessuras (5C e 18C) se torna mais significativa, sendo a amostra 18C a que apresenta a curva $F \times \delta$ mais íngreme devido a maior rigidez da amostra em relação às demais. Logo, uma maior força foi requerida para alcançar a mesma indentação.

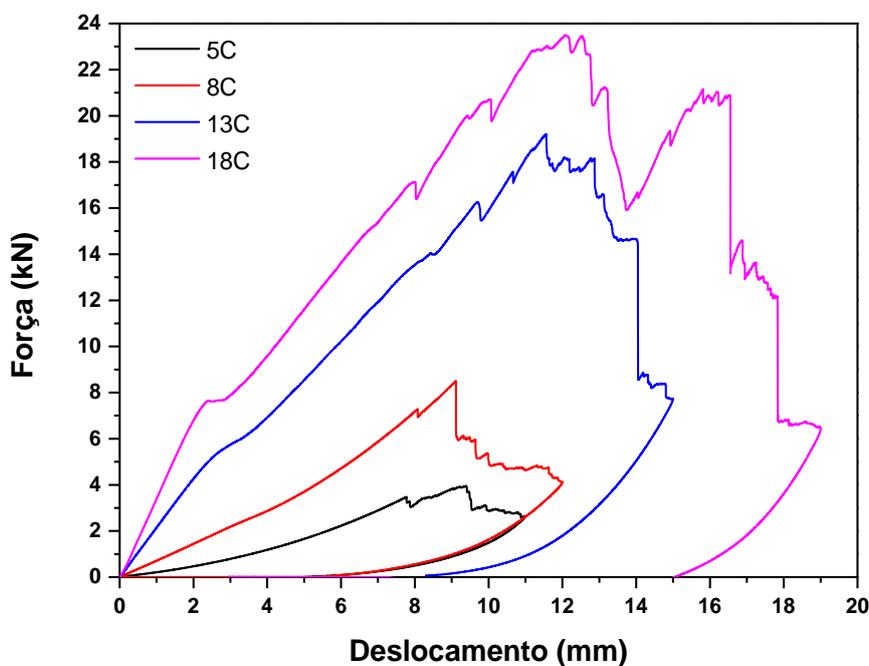


Figura 47. Ensaio QSI das médias força x deslocamento da indentação quase-estática dos compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras.

Nas curvas das amostras de maior espessura (13C e 18C) foi observada uma região de não linearidade após o início da penetração do indentador, em $\delta \approx 2$ mm, o que pode ser explicado pela movimentação do indentador com ponta hemisférica

através da espessura da amostra, com afastamento das fibras e falha da matriz (Sabet et al., 2009), nas amostras de maior rigidez.

Na Figura 47 também é possível observar uma região de oscilação onde ocorre a primeira queda da carga, também denominada força incipiente (F_i), que é atribuída à carga limiar de delaminação, à perda gradual de rigidez do compósito e ao início do dano (Goodarz et al., 2016) principalmente ocorrido através da ruptura das fibras que estão diretamente em contato com a ponta do indentador, as quais fornecem resistência à penetração e perfuração do material. Tal queda repentina na força de carregamento se inicia após aproximadamente 8 mm de deslocamento, independentemente da variação nas espessuras dos compósitos, indicando uma maior deflexão, e portanto, menor rigidez nas placas de menor espessuras (5C e 8C). Sabet et al. (2009) também relataram uma queda inicial de carga ao realizar teste de QSI com taxas de carregamento de 5 e 500 mm/min, com um indentador de ponta perfurante, em compósitos vidro/poliéster e vidro-areia/poliéster, fabricados por *hand lay-up*, com espessuras de 1,69 a 7,6 mm.

Para os compósitos em estudo, após atingir a força máxima as curvas começam a decrescer. As amostras de menor espessura exibem um platô de carga com pequenas oscilações ocasionadas pela contínua ruptura de fibra. Já nas amostras de maior espessura a carga neste domínio do platô tende a relaxar a uma taxa crescente à medida que mais camadas são adicionadas. Tal fato é atribuído à significativa ruptura de fibras em comparação com as amostras de menor espessura, fator que pode ser observado através da Figura 49.

A Tabela 14 apresenta os valores de carga máxima ($F_{m\acute{a}x}$), deslocamento máximo ($\delta_{m\acute{a}x}$) e energia absorvida (E_a) dos compósitos obtidos através do teste de QSI. O valor de $\delta_{m\acute{a}x}$ é referente ao deslocamento em que o indentador chegou o mais próximo possível do momento de perfuração do compósito para todos os casos. Foi possível observar que houve aumento na força de penetração e na energia absorvida (calculada através da integral da área da curva de carga e descarga de cada amostra) com o aumento da espessura. Ou seja, a medida que a espessura dos compósitos aumenta, há uma redução global na deflexão para um determinado carregamento, ocasionando um atraso no dano por ruptura de fibra. Em sua pesquisa, Zhu et al. (1992) relata o

mesmo comportamento quando a espessura dos compósitos kevlar/poliéster ($V_f = 55\%$) é aumentada.

Tabela 14. Teste de QSI para os compósitos com variadas espessuras.

Amostra	Espessura (mm)	$\delta_{\text{máx}}$ (mm)	$F_{\text{máx}}$ (kN)	E_a (J)
5C	2,5	11	$3,99 \pm 0,22$	$15,93 \pm 0,58$
8C	4,5	12	$8,43 \pm 0,49$	$39,17 \pm 1,47$
13C	7,0	15	$18,94 \pm 0,73$	$135,78 \pm 14,25$
18C	9,5	19	$23,89 \pm 1,46$	$260,31 \pm 13,84$

Fotos digitais dos danos nos compósitos 5C-18C resultantes do teste de QSI foram tiradas e as imagens estão apresentadas na Figura 48 e Figura 49. Como não houve a perfuração das amostras, pois não se atingiu máxima tensão de flexão nas camadas opostas ao lado do carregamento, a deformação convexa gerada na parte posterior dos compósitos foi menor. Logo, foi possível observar através da Figura 48 que o diâmetro da zona do dano frontal foi maior que o da face traseira para todos os casos.

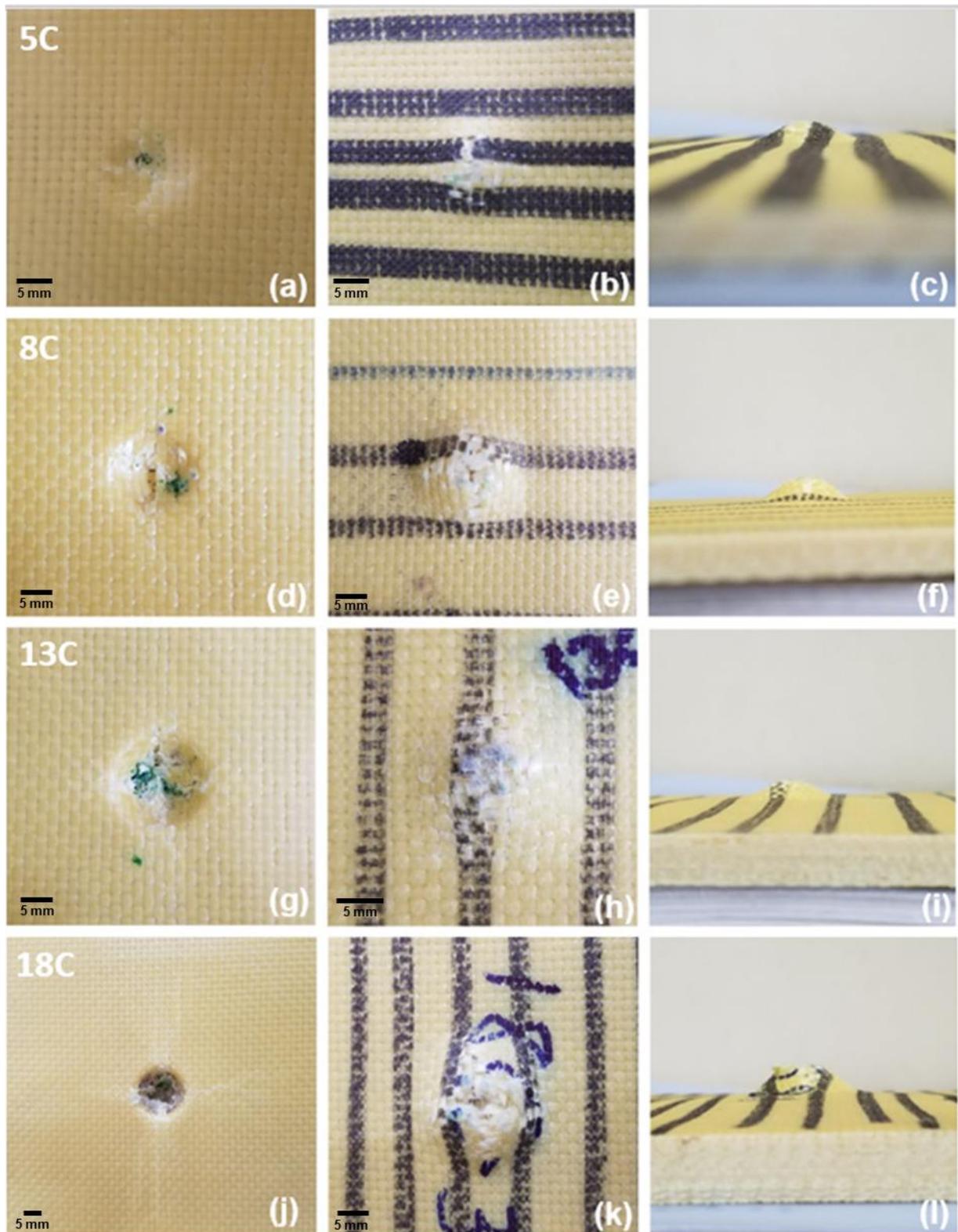


Figura 48. Zona do dano após o teste QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos 5C (a, b, c), 8C (d, e, f), 13C (g, h, i) e 18C (j, k, l).

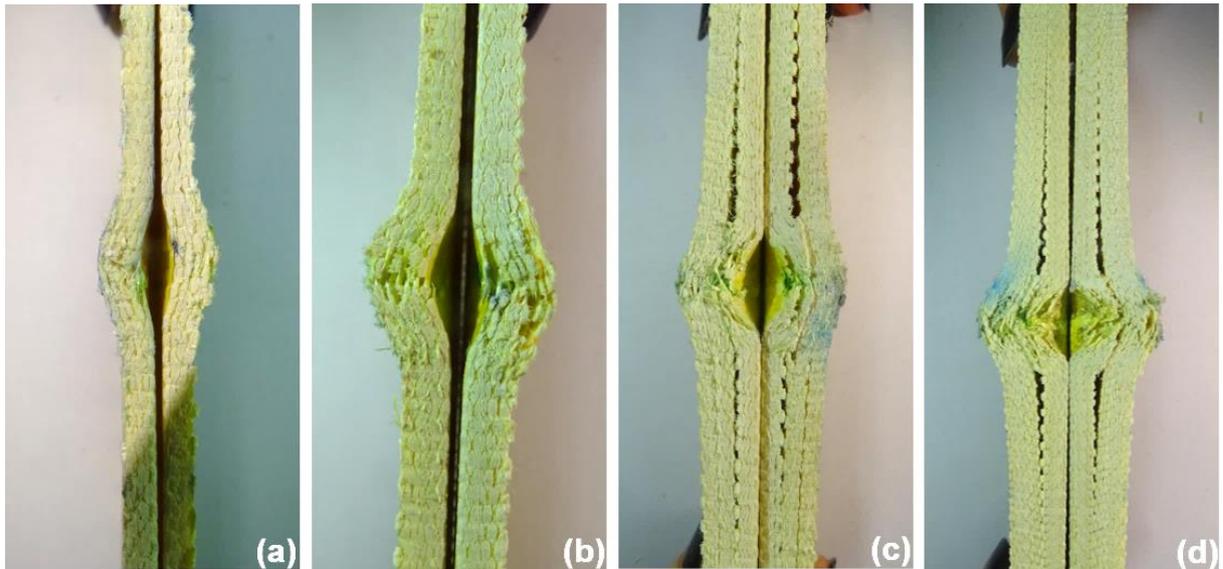


Figura 49. Seção transversal dos compósitos após teste QSI: (a) 5C, (b) 8C, (c) 13C e (d) 18C (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).

Na vista lateral e traseira (Figura 48), as quais apresentam o lado não carregado das amostras, pode-se observar o abaulamento das camadas, sendo os compósitos 8C e 18C os que apresentaram maiores perfurações de fibras para os deslocamentos utilizados (12 e 19 mm respectivamente), o que também pode ser observado na seção transversal dos compósitos após a usinagem (Figura 49). Nas imagens das zonas de dano na face frontal, pode-se observar um aumento progressivo na profundidade do dano proveniente do aumento da espessura dos compósitos, sendo o 18C o que apresentou um maior dano aparente, com ruptura da matriz evidente (em formato de cruz) se propagando ao redor do dano circunferencial da indentação. Semelhante dano também foi reportado por Wu e Chang (1998) em sua pesquisa sobre do efeito de carregamento quase-estático em compósitos vidro-E/epóxi. Tal dano é proveniente da maior rigidez do compósito, o que ocasionou um modo de falha também por delaminação (Aslan et al., 2003; Agrawal et al., 2014; Kang e Kim, 2000), dessa maneira, acarretando uma maior absorção de energia (260,31 J) em relação aos demais.

Além da ruptura da matriz, outros danos visíveis sofridos pelos compósitos na face da aplicação da carga, como compressão (esmagamento das fibras em contato com o

indentador), tração (devido a solicitação de flexão ao empurrar as fibras) e cisalhamento (ruptura transversal das fibras), também foram observados.

5.3.2.2 Resposta ao Impacto dos Compósitos aramida/epóxi

5.3.2.2.1 Resposta ao Impacto de Baixa Velocidade

O teste de impacto *Drop-weight* foi realizado considerando como variável não apenas a espessura das placas (2,5, 4,5 e 7,0 mm), mas também a energia de impacto (15 a 60 J). Para impactar as placas com tais energias, o impactador estava a uma velocidade inicial de 3.7-5.3 m/s. As Figura 50, Figura 51 e Figura 52 e Tabela 15 apresentam os resultados.

Os diagramas de carga vs. tempo (Figura 50) e carga vs. deslocamento (Figura 51) representam uma resposta típica do material compósito a cargas de impacto a baixa velocidade, onde é possível observar oscilações nas curvas durante o carregamento. O mesmo comportamento também foi relatado por Schoeppner e Abrate (2000) e Reis et al. (2012), que afirmam que esse evento provém da resposta das ondas elásticas e é criado pelas vibrações das amostras que dependem da rigidez e da massa do compósito e do impactador. Também, o pico da carga aumenta e as curvas de deflexão diminuem com o aumento da energia de impacto, e a força máxima em todos os eventos aumenta com o aumento da espessura dos compósitos. Todas as curvas crescem gradualmente até o deslocamento máximo ser atingido, então a energia diminui progressivamente até o impactador se separar da placa. De acordo com Belingardi e Vadori (2002), deste ponto até o final do teste, os compósitos não dissipam mais a energia, liberando apenas a parte residual da energia elástica armazenada durante a penetração do impactador. Para a amostra 5C-30J dois picos ascendentes foram registrados, tal comportamento foi devido a uma falha no ensaio, que além do impacto do indentador teve também o impacto do suporte que segurava o indentador.

Para as amostras 13C-45J e 13C-60J, a Figura 50 mostra que o nível de energia usado para impactar as placas foi baixo, com quase nenhuma indicação de danos durante o teste, diferindo apenas em magnitude, representada pela resposta linear e quase estática do gráfico. Esse comportamento também foi relatado por Reis et al.

(2012) para compósitos Kevlar®/epóxi, espessura de 3 mm, impactada com uma energia de 12 J, Schoeppner e Abrate (2000) para laminado de grafite/epóxi, com 24 camadas, sujeitas a uma energia de impacto de 1,55 J e por Hosur et al. (2005) para compósito vidro-S2/epóxi, 3 mm de espessura, com 10 J de energia.

Nas curvas dos compósitos 5C-15J, 5C-30J e 8C-45J, foi possível observar uma queda súbita na carga ocorrida aproximadamente em 4,1, 3,9 e 7,7 kN, respectivamente, após o contato inicial do impacto, causando oscilações de amplitude durante toda a duração do contato. De acordo com Schoeppner e Abrate (2000), esse fator pode ser atribuído à ocorrência de danos mais significativos, como a propagação instável da delaminação nas amostras.

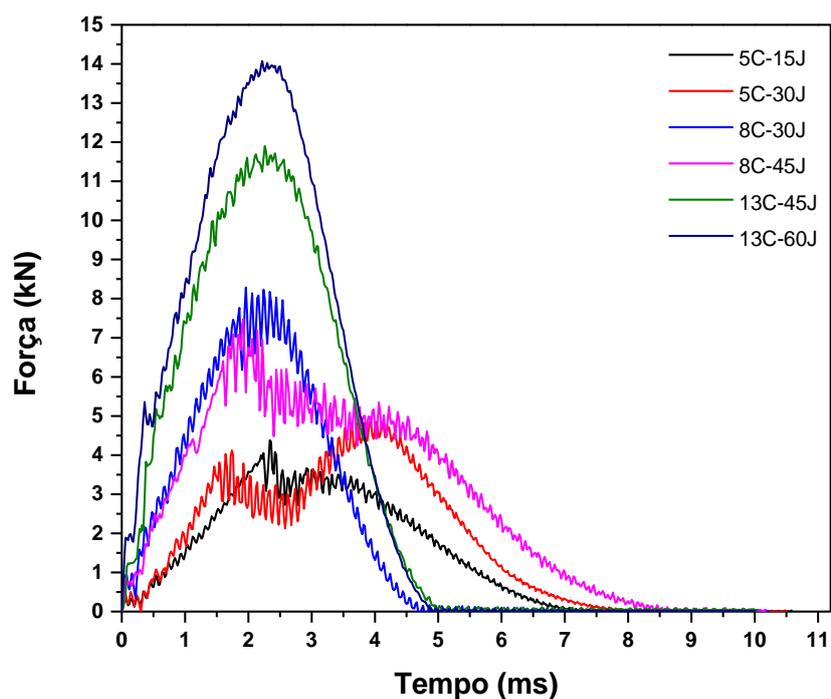


Figura 50. Típico comportamento força x tempo para compósitos impactados por *drop-weight* com 15-60 J.

A Figura 51 mostra o gráfico de força versus deslocamento, onde é possível observar que todas as curvas são fechadas, indicando que não houve perfuração em nenhum dos casos e que todas as amostras rebateram o impactador, sendo a 13C-45J

a que apresentou a menor deformação e provavelmente o menor dano no compósito. Este fator está relacionado à sua rigidez, que afeta a magnitude da força de contato, interferindo na extensão do dano devido à elevada espessura do compósito para este nível de impacto (Agrawal et al., 2014). Como o compósito 13C-60J foi impactado com uma maior energia, tanto o deslocamento quanto a carga (pico máximo) aumentaram em relação à amostra de 13C-45J.

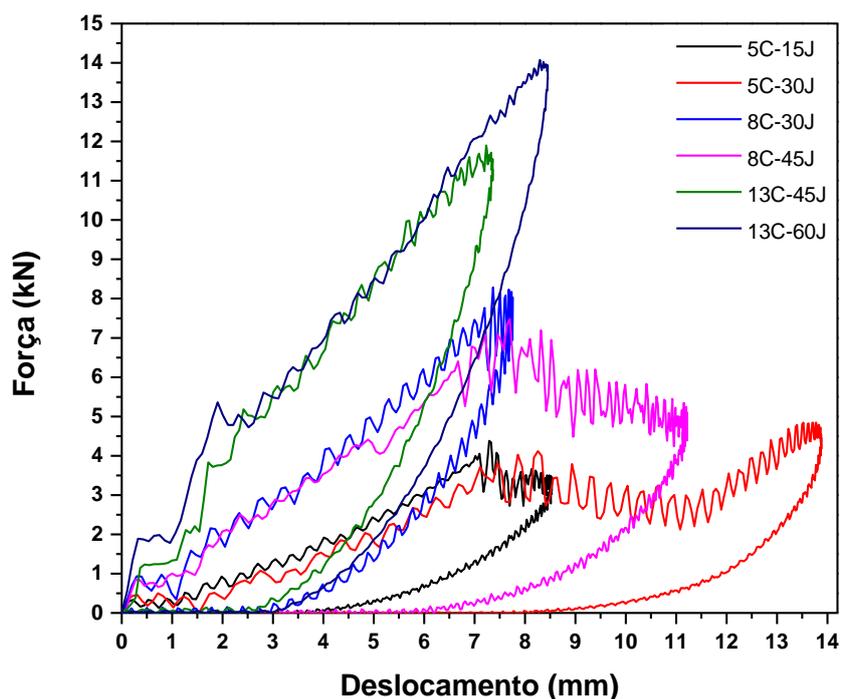


Figura 51. Típica curva força x deslocamento para compósitos impactados por *drop-weight* com 15-60 J.

As áreas sob as curvas na Figura 51 são as energias de deformação que são inicialmente transferidas progressivamente do impactador para os compósitos e depois devolvidas para o rebatimento do impactador, ou seja, referem-se à energia absorvida durante o impacto (Belingardi e Vadori (2002)), que estão apresentadas na Tabela 15. As amostras 5C-15J, 5C-30J e 8C-45J foram as que absorveram uma maior quantidade de energia, indicada pelo grande afastamento entre as fases de carga e descarga nas curvas e pelas altas frequências de oscilações.

Com relação aos valores da amostra 5C-30J apresentados na Tabela 15, conforme mencionado anteriormente, devido a uma falha no ensaio tal amostra sofreu dois impactos, um do impactador e outro do suporte do impactador, por isso, os valores da carga máxima, máximo deslocamento, energia absorvida e energia dissipada, mencionados na Tabela 15 para essa amostra, foram calculados baseados apenas no primeiro pico.

A Figura 52 apresenta o gráfico de energia vs. tempo dos compósitos 5C-13C impactados por drop-weight com 15-60 J. É possível observar que o nível de energia inicial é zero, e aumenta uniformemente até a formação de um pico, indicando uma energia de deformação máxima armazenada nos compósitos e, após, tal energia é liberada. De acordo com Singh e Samanta (2015), essa queda progressiva indica a liberação da energia de deformação armazenada e pode também ser um indicativo de formação de delaminação nas amostras. Depois disso, a curva se estabiliza indicando o nível de energia absorvido pela amostra, citado na Tabela 15. Também foi possível observar que com o aumento da energia de impacto para amostras de mesma espessura, houve uma diminuição da recuperação elástica dos compósitos, o que provavelmente indica um maior dano nas amostras. O mesmo comportamento também foi relatado por Reis et al. (2012) para compósitos de Kevlar/epóxi de 3 mm de espessura processados por *vacuum bagging* seguido por compressão, submetidos a 6, 12 e 21 J de energia, Berk et al. (2016) para compósitos de vidro-S2/epóxi de 2,45 mm de espessura moldados por infusão a vácuo, submetidos a 20 e 30 J, e Singh e Samanta (2015), para vidro/epóxi de 3,9 mm de espessura fabricado por laminação manual seguido de *vacuum bagging* com compressão, impactado a uma velocidade de 3, 4 e 6 m/s. As amostras 5C-15J, 5C-30J e 8C-45J absorveram uma maior quantidade de energia, que provavelmente ocorreu através dos mecanismos de danos gerados nas amostras, como ruptura da matriz, delaminação, ruptura das fibras e penetração, indicado pela diminuição do nível de rebote do impactador.

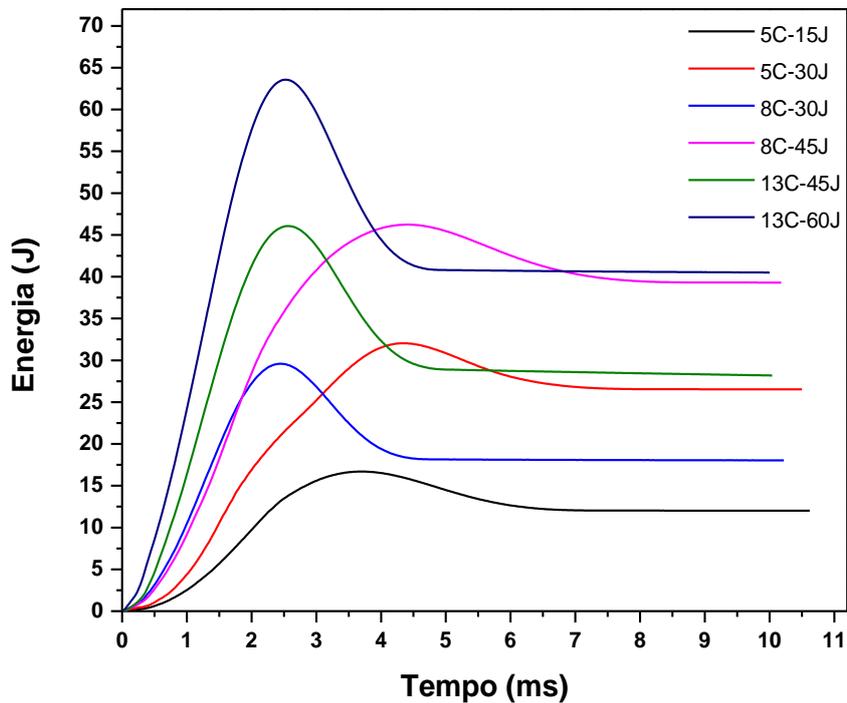


Figura 52. Energia x tempo para compósitos impactados por *drop-weight* com 15-60 J.

Tabela 15. Impacto *drop-weight* dos compósitos aramida/epóxi com diferentes espessuras

Amostra	Espessura (mm)	Energia de impacto (J)	Carga máx. (kN)	Máx. desloc (mm)	Energia absorvida (J)	Energia dissipada (J)
5C-15J	2,5	16,5	4,4	8,53	12,01	4,49
5C-30J	2,5	31,7	4,1	11,41	22,86	8,85
8C-30J	4,5	29,4	8,3	7,75	18,06	11,35
8C-45J	4,5	45,8	7,5	11,21	39,30	6,45
13C-45J	7,0	45,8	11,9	7,36	28,19	17,56
13C-60J	7,0	63,2	14,1	8,45	40,50	22,71

Devido à baixa adesão entre as camadas dos compósitos aramida/epóxi, mesmo baixas energias e baixas velocidades de impacto podem resultar em danos que, embora dificilmente detectáveis, principalmente tratando-se de compósitos reforçados por fibra de aramida, podem causar perdas consideráveis em suas propriedades mecânicas, especialmente resistência à tração e compressão (Fidan et al., 2012). Diferentemente da maioria dos compósitos de matrizes poliméricas termorrígidas, que são considerados frágeis (Agrawal et al. 2014), os compósitos reforçados por fibras de aramida além de absorverem energia por deformação elástica, também absorve através de deformação plástica, por meio de mecanismos de danos.

Imagens dos danos na face frontal, lateral e traseira e também da seção transversal dos compósitos aramida/epóxi submetidos a teste de impacto a baixa velocidade, com um intervalo de energia de 15-60 J, estão apresentadas na Figura 53 e Figura 54. Pode-se observar novamente que não houve dano por perfuração em nenhuma amostra, conforme mencionado anteriormente, com rebote do impactador em todos os casos.

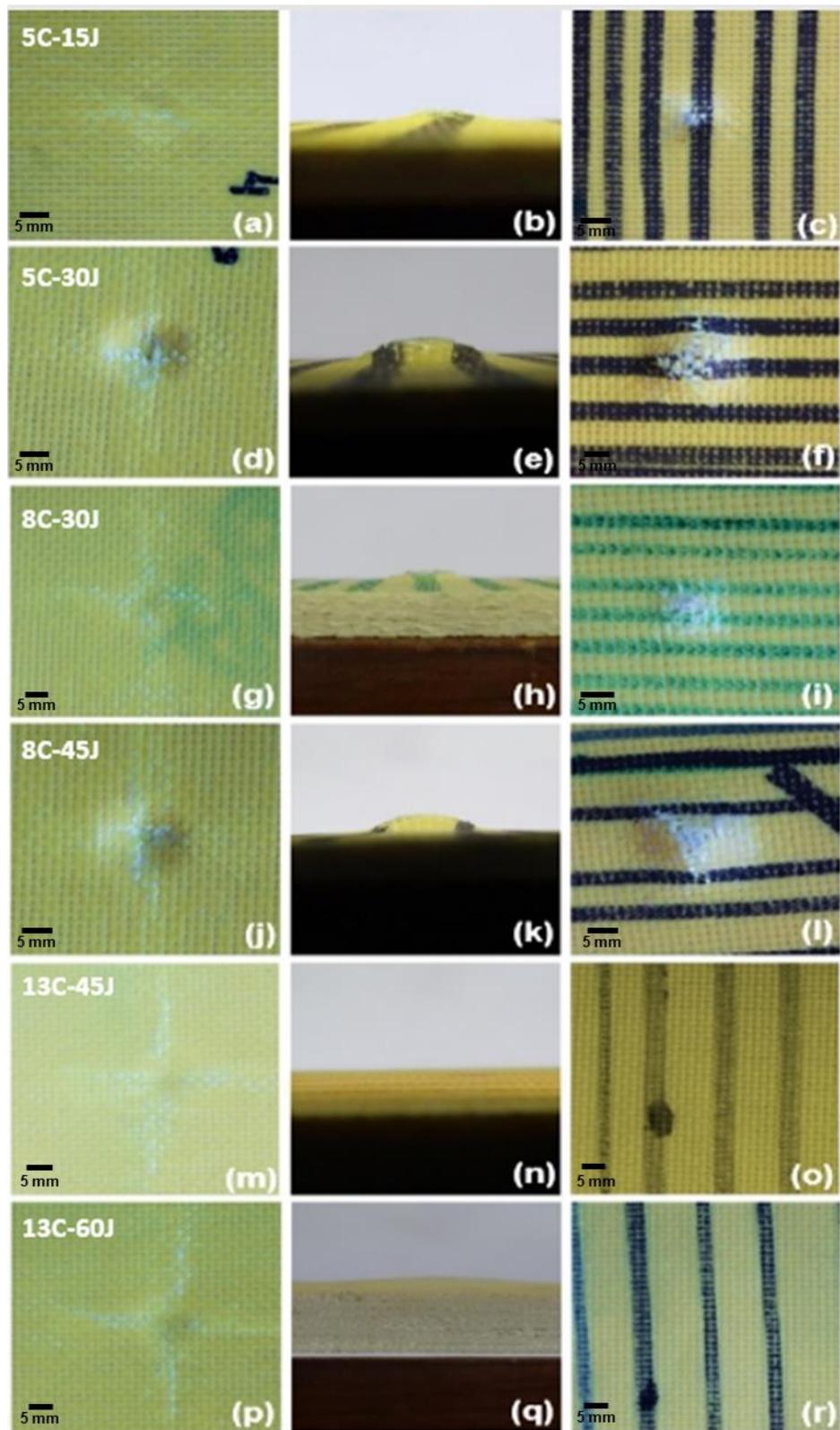


Figura 53. Zona do dano após o teste *drop-weight*: vista frontal, lateral e traseira dos compósitos 5C-15J (a, b, c), 5C-30J (d, e, f), 8C-30J (g, h, i), 8C-45J (j, k, l), 13C-45J (m, n, o) e 13C-60J (p, q, r).

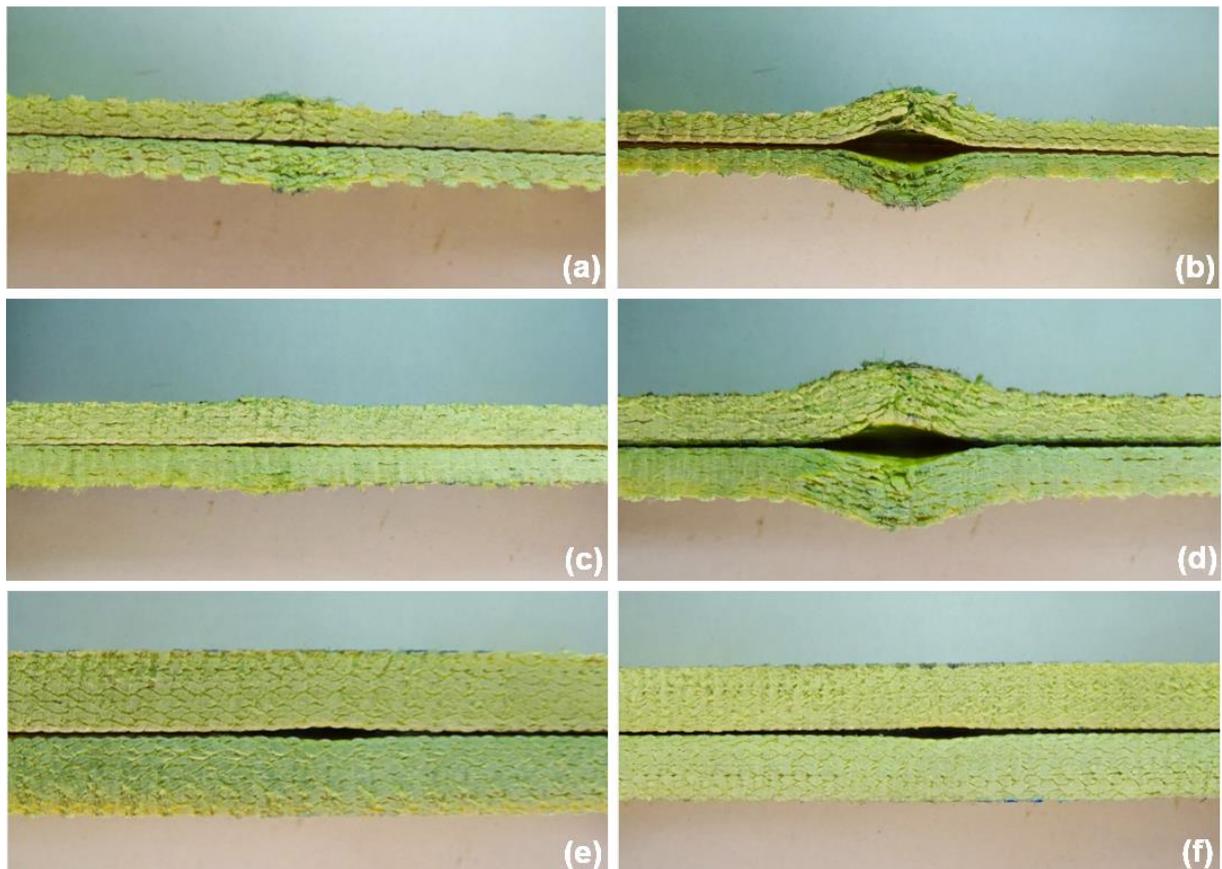


Figura 54. Seção transversal da zona do dano dos compósitos após impacto por *drop-weight*: (a) 5C-15J, (b) 5C-30J, (c) 8C-30J, (d) 8C-45J, (e) 13C-45J, (f) 13C-60J (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).

Os danos ocorridos nas faces frontais foram em sua maioria formado por cisalhamento das fibras que estavam em contato direto com o impactador (d, j) e ruptura da matriz, os quais foram intensificados à medida que a energia de impacto foi aumentada. Através da Figura 53 e Figura 54, pôde ser comprovado que as amostras 5C-30J e 8C-45J foram as que sofreram maior dano, representado pelo maior afundamento da face da aplicação direta da carga (frontal) e pela maior acentuação de ruptura de fibra, com o formato da fratura tendendo ao piramidal devido ao tramado plano dos tecidos (Singh et al., 2015), e área visível delaminada na face traseira. Tais danos são indicativos de que essas amostras se encontram no limite do limiar de perfuração. Como o dano na amostra 5C-30J foi influenciado pelo segundo impacto, referente ao suporte do impactador, há a possibilidade de tal evento ter impedido a

perfuração total da amostra quando impactada com tal nível de energia. Tal acontecimento proporcionaria uma performance da amostra equivalente a relatada por Berk et al. (2016), que para compósitos Kevlar 29/epóxi com 2,42 mm de espessura, fabricados por infusão a vácuo, relatam perfuração das placas quando impactadas com energia de 30 J.

Imagens dos danos (vista lateral e inferior) ocorridos nos compósitos 5C-15, 8C-30, 8C-45, 13C-45 e 13C-60 impactados por drop-weight também foram obtidas por análise de Raio-x e encontram-se no Apêndice C.

No caso dos compósitos com 13 camadas de aramida (13C-45J e 13C-60J), aproximadamente 7 mm de espessura, praticamente nenhum dano foi identificado, conforme mencionado pelas curvas das Figura 50 e Figura 51, sendo a energia do impactador absorvida pelo compósito como energia de deformação elástica (Kang e Kim, 2000), indicando que os níveis de energia utilizados foram baixos (Hosseinzadeh et al., 2006).

Como sob baixas cargas de velocidade de impacto o tempo de contato entre o impactador e o alvo é relativamente grande, e os efeitos da taxa de deformação e da propagação das ondas são geralmente insignificantes, alguns autores associam o dano causado nos compósitos quando submetidos a impacto por *drop-weight* ao dano causado por um evento de indentação quase-estática (QSI), pois o mesmo poderia ajudar a otimizar o projeto de estruturas e estimar sua tolerância ao dano sob baixas cargas de impacto (Shyr e Pan (2003); He et al. (2013); Ahmed e Wei (2015)). Desse modo, nesse trabalho foi feita uma comparação entre as curvas força x deslocamento dos dois ensaios, Figura 55, com o intuito de verificar a correlação entre elas.

Na Figura 55, pode-se observar uma similaridade no comportamento das curvas geradas através dos ensaios de *drop-weight* e QSI, tendo os compósitos 5C-15J, 5C-30J, 8C-30J e 8C-45J apresentado picos de carga máxima muito próximos (4,4, 4,1, 8,3 e 7,5 kN, respectivamente), quando impactados por *drop-weight* aos obtidos pelo teste de QSI para as amostras de 5 e 8 camadas (4,0 e 8,4 kN, respectivamente). Também é possível observar, através da Figura 55(a,b), que as curvas das amostras 5C-30J e 5C-QSI e 8C-45J e 8C-QSI praticamente se sobrepõem, levando em consideração que, conforme mencionado anteriormente, o segundo pico da amostra

5C-30J foi referente ao impacto do suporte do impactador. Para o compósito 13C impactado por *drop-weight* as energias utilizadas não foram capazes de causar maiores danos ao compósito, também observado na Figura 53 e Figura 54, sendo os picos máximos (11,9 e 14,1 kN para as amostras 13C-45J e 13C-60J, respectivamente) menores do que o do QSI (18,94 kN). Porém, pôde-se observar na Figura 55(c) que a curva de carregamento gerada pelo QSI apresenta o mesmo comportamento e segue a mesma tendência da curva do *drop-weight*.

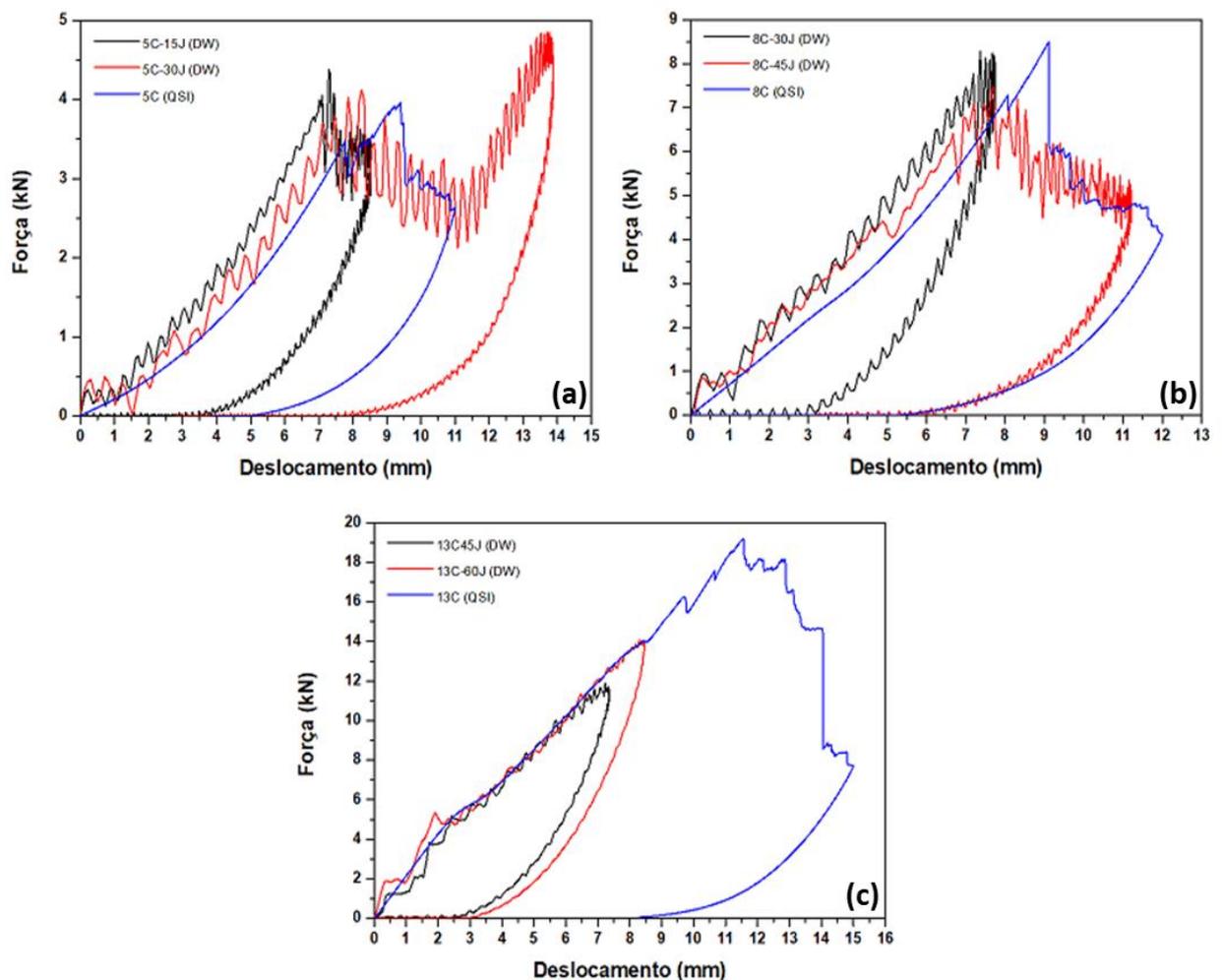


Figura 55. Força x deslocamento obtidas nos ensaios de *drop-weight* (DW) e QSI dos compósitos: (a) 5C, (b) 8C e (c) 13C.

A Figura 56, Figura 57 e Figura 58 apresentam os danos ocorridos nos compósitos 5C-30J, 5C-QSI, 8C-45J e 8C-QSI, cujas curvas força x deslocamento dos ensaios de *drop-weight* e QSI mostraram semelhantes tendências.

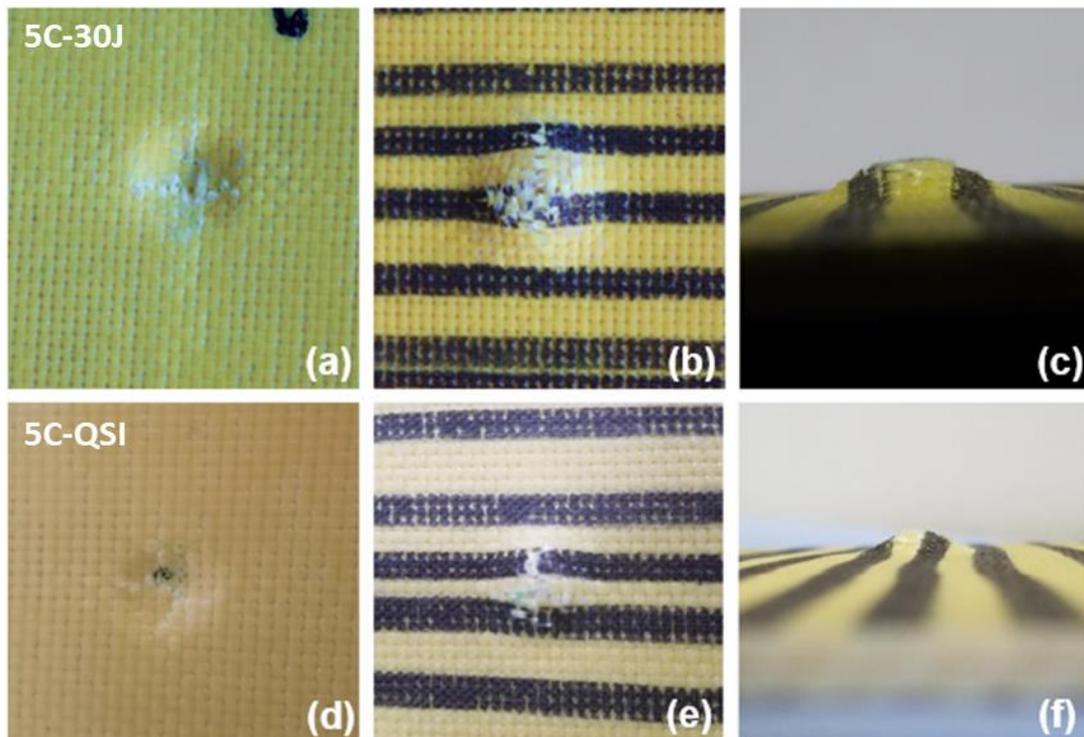


Figura 56. Zona do dano após o teste *drop-weight* e QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos com 5 camadas: 5C-30J (a, b, c) e 5C-QSI (d, e, f).

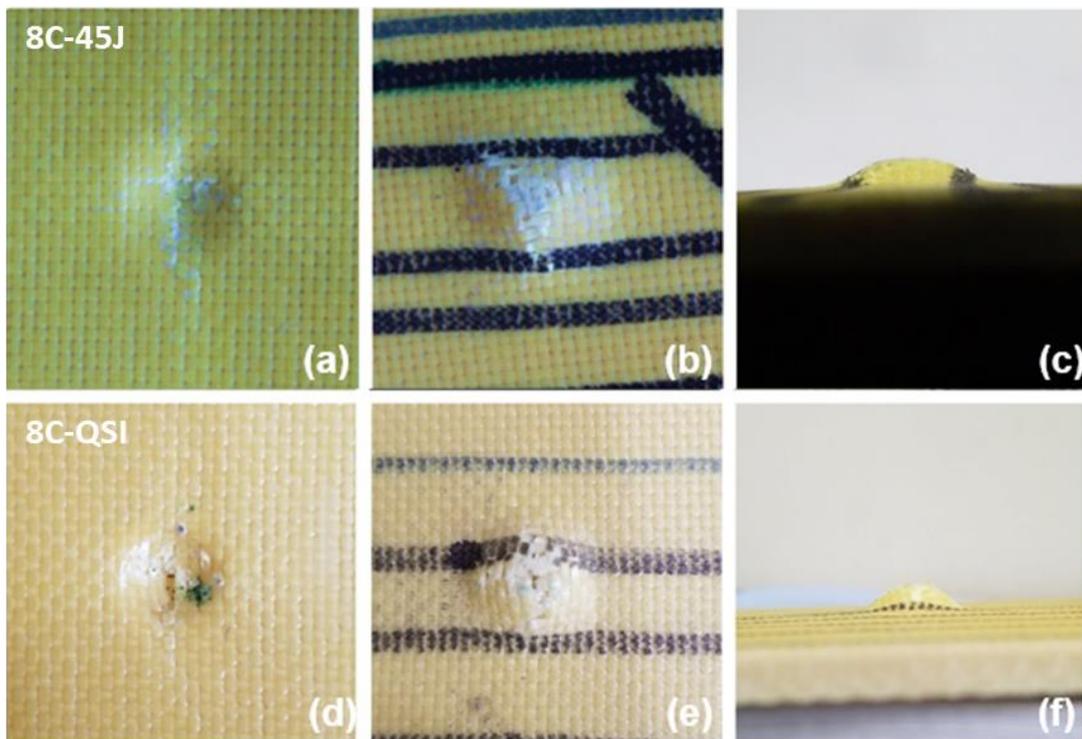


Figura 57. Zona do dano após o teste *drop-weight* e QSI: vista frontal, traseira e lateral dos compósitos com 8 camadas: 8C-45J (a, b, c), e 8C-QSI (d, e, f).

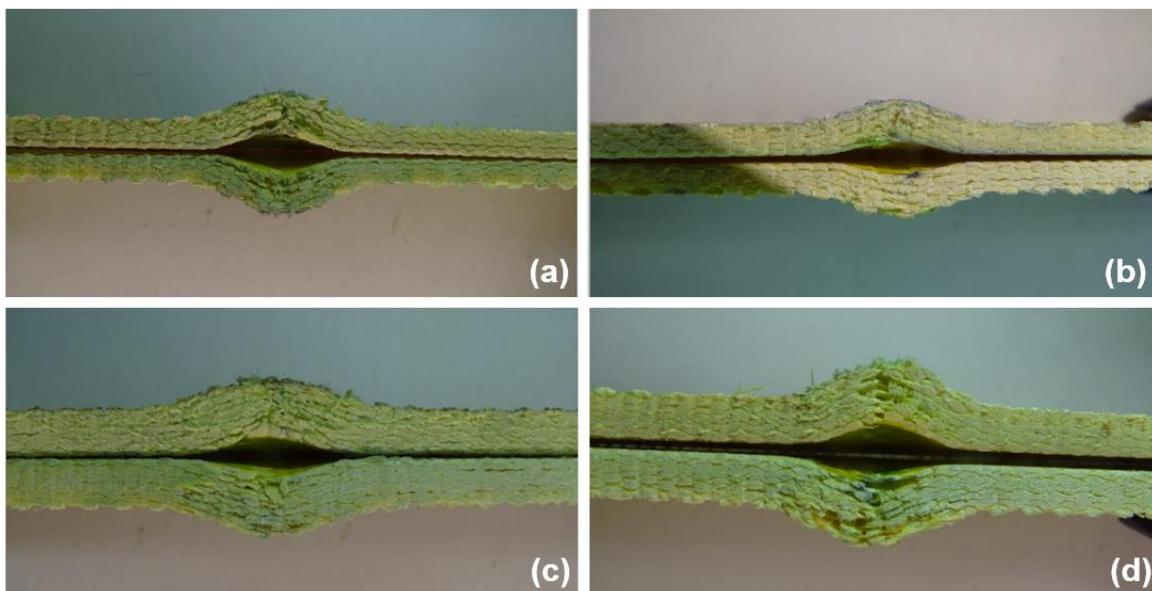


Figura 58. Seção transversal da zona do dano dos compósitos após impacto por *drop-weight* e QSI (a) 5C-30J, (b) 5C-QSI, (c) 8C-45J e (d) 8C-QSI (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).

Os danos nos compósitos nos eventos de *drop-weight* e QSI (Figura 56, Figura 57 e Figura 58) também apresentaram similaridade. Na vista traseira dos compósitos, pode-se observar uma cavidade, proveniente do indentador, de profundidade similar entre os compósitos de 5 camadas (5C-30J e 5C-QSI) e de 8 camadas (8C-45J e 8C-QSI), tal fator se deve à deflexão dos compósitos durante os ensaios, que foi de 11,41 e 11 mm, para os compósitos 5C-30J e 5C-QSI, respectivamente, e 11,21 e 12 mm para os compósitos 8C-45J e 8C-QSI, respectivamente. Na vista frontal e na seção transversal dos compósitos também pode ser observado comportamento similar entre as amostras de mesmo número de camadas, com semelhantes mecanismos de dano, destacando-se ruptura de fibra, ruptura de matriz e delaminação. Também pode ser observado semelhante afundamento nas faces de contato dos indentadores, para os compósitos de mesma espessura, onde todos os compósitos se encontram no limiar da perfuração.

Em sua pesquisa sobre comparação do dano em materiais compósitos carbono/epóxi quando submetidos a teste de QSI e impacto *drop-weight*, Guan et al. (2009) afirma que quando o parâmetro comparado em tais ensaios é a força máxima, o QSI pode ser utilizado para representar o *drop-weight*. No entanto, ele também afirma que quando a energia de impacto é alta o suficiente para fazer com que a força de contato atinja a capacidade de carga do compósito, a utilização do teste de QSI para duplicar o dano do *drop-weight* é questionável. Com relação ao dano, eles afirmam que, em geral, quando a energia de impacto é baixa, o compósito apresenta uma menor área delaminada no *drop-weight*, porém, à alta energia de impacto, a área delaminada no compósito é bem parecida para os dois ensaios. Lee e Zahuta (1991) e Nettles e Douglas (2000) também afirmam que os dois testes induziram similares mecanismo de falha, com danos muito parecidos, e curvas força x deslocamento, para compósitos carbono/epóxi. Já Lawrence et al. (2012) e Spronk et al. (2018) evidenciam diferentes comportamentos quando compara os danos e as curvas geradas pelo ensaio de QSI e *drop-weight* em compósitos vidro-S2/epóxi e carbono/epóxi e vidro/poliamida, respectivamente.

Assim, para se comparar a resposta do material e o mecanismo de dano gerado nos compósitos por QSI e *Drop-weight*, cuidados devem ser tomados, já que existem muitas variáveis envolvidas nesses testes, principalmente relacionados aos materiais

(matriz e reforço), espessura, sequência de camadas, tamanho da amostra, tamanho do impactador e energia de impacto, por isso, a resposta dos compósitos a esses testes dependerá de tais variáveis.

5.3.2.2.2 Resposta ao Impacto de Alta Velocidade

A Tabela 16 apresenta os resultados dos testes balísticos realizados nos compósitos aramida/epóxi impactados por um projétil 9 mm *Luger* FMJ. Os compósitos 18C e 23C não foram perfuradas, absorvendo toda a energia gerada pelo projétil. Para as placas de 8C e 13C, foi observado perfuração com passagem total do projétil, com absorção de energia de 86,96 J e 302,31 J, aproximadamente 15% e 51%, respectivamente.

Sikarwar et al.(2012) estudaram compósitos Kevlar/epóxi (aproximadamente 5,5 mm de espessura), moldados por compressão, impactados por um projétil de 9 mm (a 376 m/s) e obtiveram uma velocidade residual de 360 m/s e absorção de energia de 43,6 J, e Colakoglu et al. (2007) relataram uma absorção de energia de aprox. 475 J para compósitos Kevlar 29/ polivinil butiral (9,28 kg/m², 8 mm de espessura, 20 camadas), moldados por compressão, impactados por um projétil 9 mm FMJ. Portanto, apesar dos compósitos aramida/epóxi em estudo terem sido fabricados por infusão a vácuo, eles alcançaram desempenho balístico similar.

Tabela 16. Impacto balístico com o projétil 9 mm *Luger* FMJ nos compósitos aramida/epóxi com variadas espessuras.

Amostra	Espessura (mm)	Velocidade residual (m/s)	Energia do projétil (J)	Energia absorvida (J)
8C	4,5	370,48	595,63	86,96
13C	7,0	280,17	593,23	302,31
18C	9,5	0	590,39	590,39
23C	12,0	0	600,65	600,65

A Figura 59 e a Figura 60 apresentam as faces frontais e traseiras e a seção transversal dos compósitos 8C-23C. As faces frontais (Figura 59 (a, c, e, g)) mostram a entrada do projétil com um furo de aprox. 10 mm. No caso da perfuração total (8C e 13C), o estágio de penetração inicial ocorre principalmente por falha compressiva (Figura 59 (a, c)). Os fenômenos impulsivos iniciais são seguidos pela propagação das ondas de estresse dentro da placa, refletindo nas bordas e interagindo umas com as outras, resultando em um estado de estresse transitório complexo chamado deformação "em forma de V" à frente da ponta do projétil (Figura 60 (a, b)). A deformação transversal aumenta até que as fibras primárias, as que estavam em contato direto com a ponta do projétil, e as fibras embaixo delas nas demais camadas, falhem e criem uma "pirâmide" (Figura 59 (b, d)) típico de tecidos *plain weave* nos compósitos após perfuração completa (Bresciani et al., 2016) que atingiu aprox. 15 mm e 30 mm de diâmetro, para as amostras 8C e 13C respectivamente, na direção da periferia de impacto. A Figura 61(a) apresenta os principais danos causados pelo projétil 9 mm Luger à medida que foi penetrando o compósito 13C até sua completa perfuração. Bandaru et al. (2016) relatou um dano semelhante para compósitos Kevlar® 29 moldados por compressão impactados por um projétil 9 mm FMJ ($V_{\text{inicial}} = 400 \text{ m/s}$).

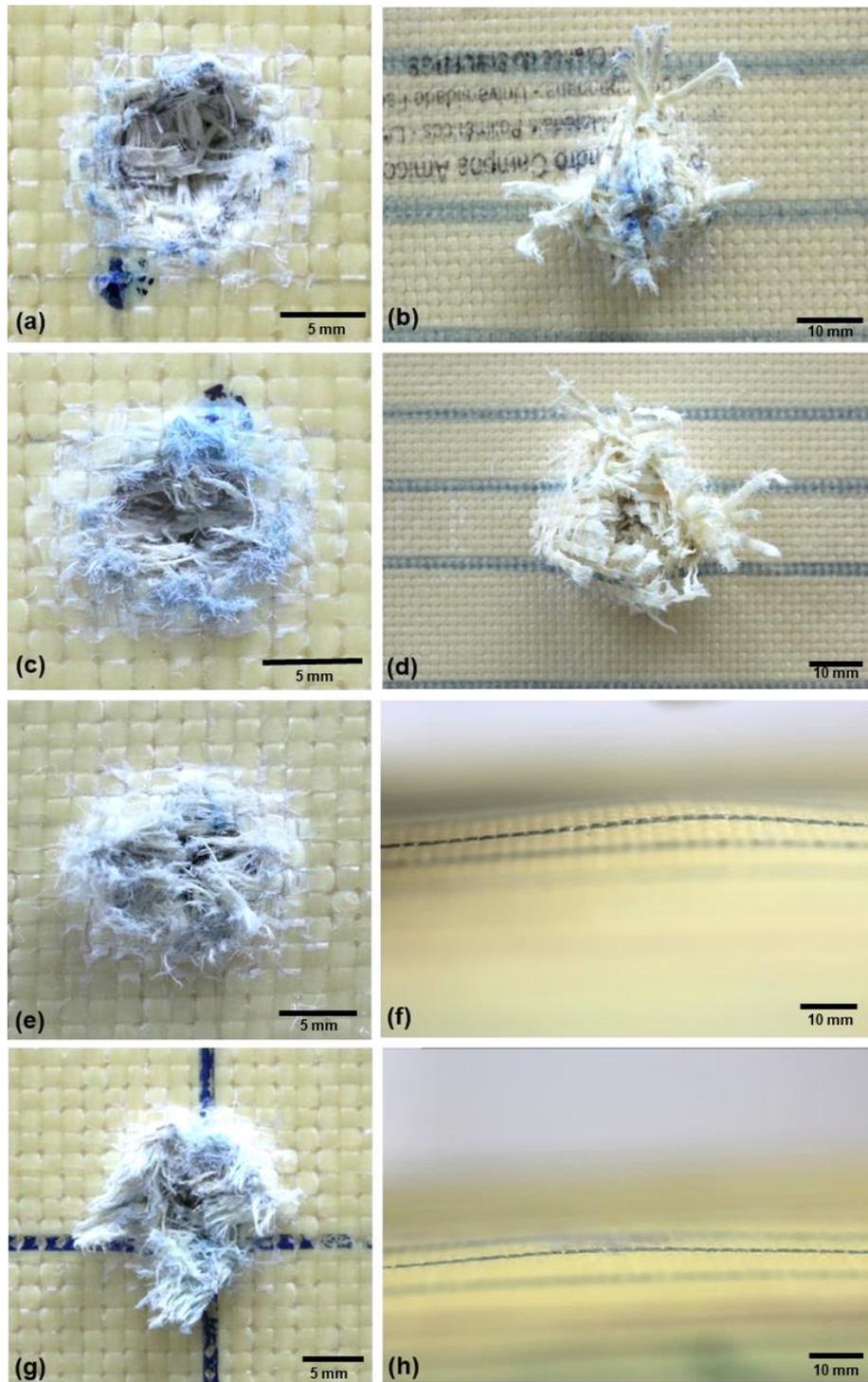


Figura 59. Face frontal e traseira dos compósitos 8C (a e b, respectivamente), 13C (c e d, respectivamente), 18C (e e f, respectivamente) e 23C (g e h, respectivamente) após o impacto com o projétil 9 mm *Luger* FMJ.

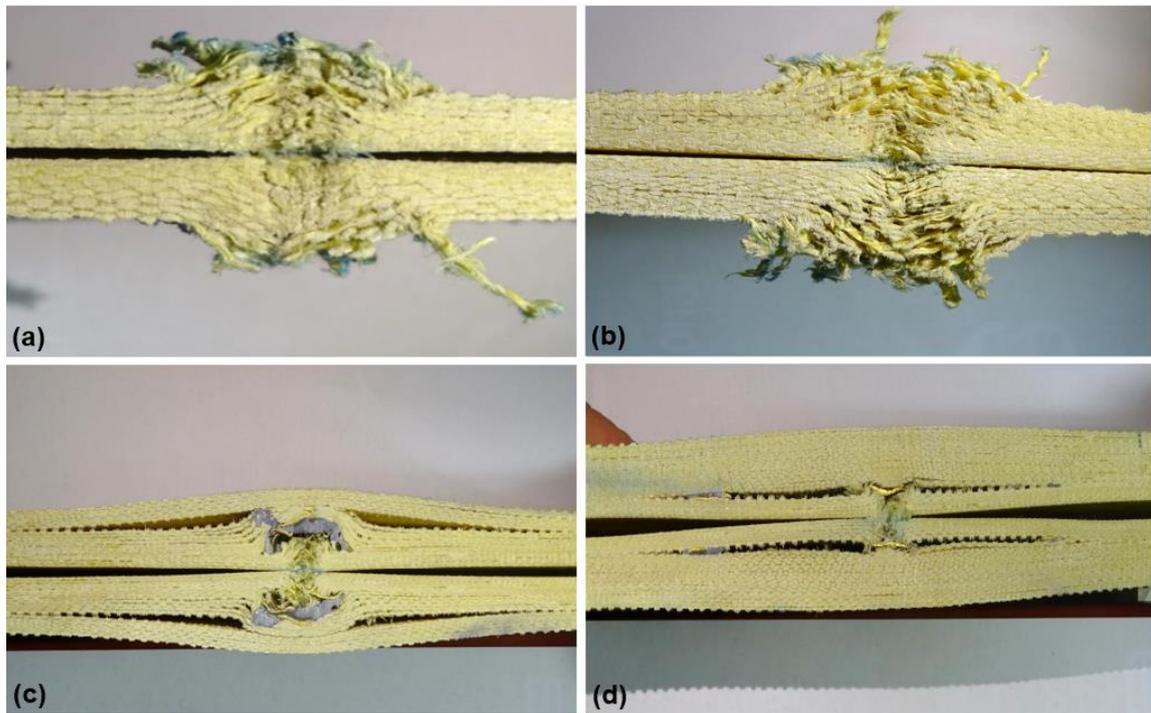


Figura 60. Seção transversal dos compósitos impactados com o projétil 9 mm *Luger* FMJ (a) 8C (b) 13C, (c) 18C e (d) 23C (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).

Para os compósitos que não foram perfurados (18 C e 23C), foram observadas deformações com discreta saliência nas faces traseiras (Figura 59 (f, h)), com absorção/dispersão eficiente das ondas de energia geradas pelo impacto do projétil através da espessura da placa. A delaminação que ocorreu nas interfaces das camadas atingiu extensão de 130 mm e 115 mm, para os compósitos 18C e 23C, respectivamente, promovendo a absorção da energia de impacto. Na Figura 60(c), também é possível observar que o projétil penetrou apenas nas 12 camadas iniciais do compósito 18C, indicando que o número de camadas poderia ser reduzido para a otimização do projeto. Para o compósito 23C, apenas as primeiras 8 camadas foram penetradas pelo projétil. A Figura 61(b) apresenta os principais danos causados pelo projétil 9 mm *Luger* à medida que foi penetrando o compósito 18C, o qual não sofreu perfuração completa.

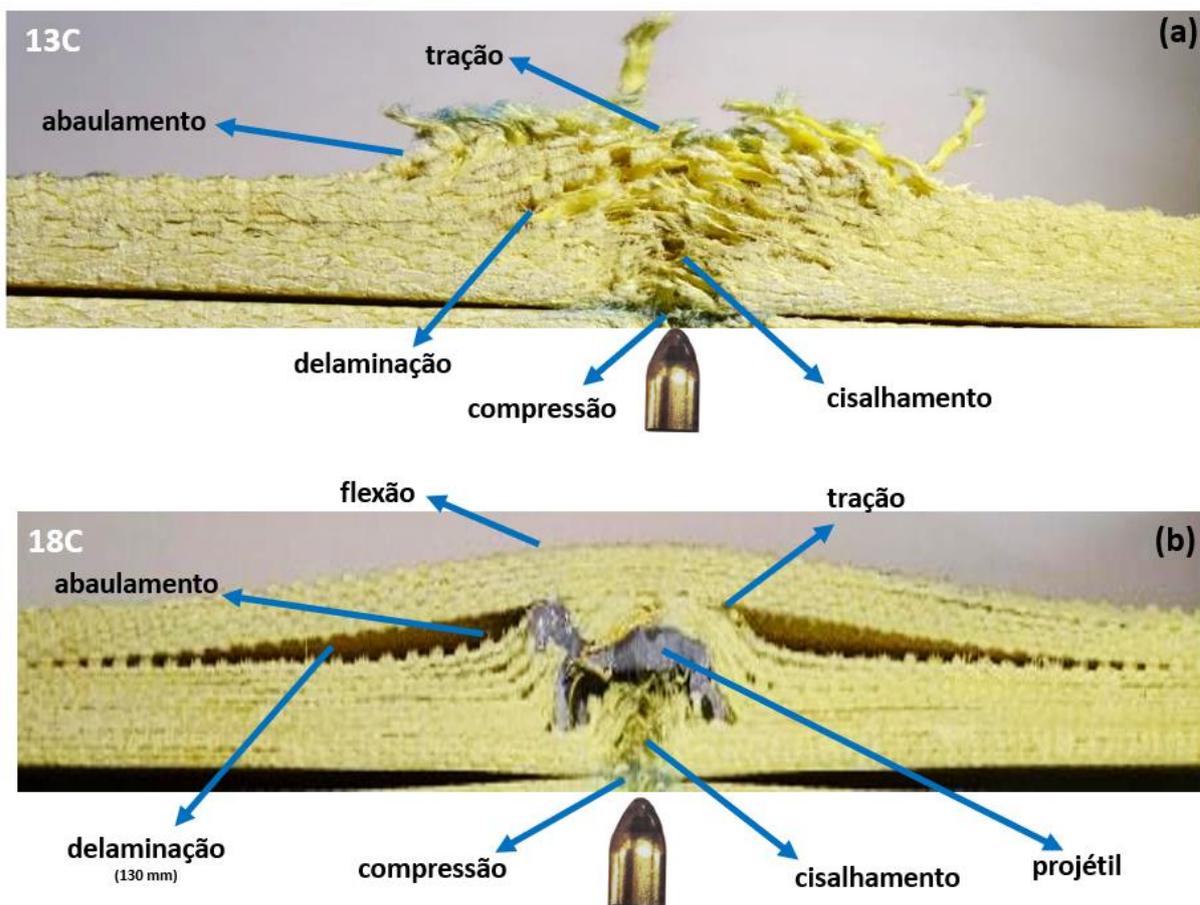


Figura 61. Seção transversal dos compósitos (a) 13C e (b) 18C com os principais danos causados pelo projétil 9 mm Luger à medida que penetrou tais compósitos.

A Tabela 17 apresenta os resultados dos testes balísticos realizados nos compósitos aramida/epóxi impactados por um projétil .357 Magnum FMJ. Os compósitos até 23 camadas não foram capazes de deter tal projétil, tendo sido perfurados, indicado pela velocidade residual diferente de zero. Tal fator está associado à maior energia cinética e a uma eficiente geometria perfurante do projétil (ponta cônica) (Bhatnagar (2006) e Millán et al (2016)).

Tabela 17. Impacto balístico com o projétil .357 Magnum FMJ nos compósitos aramida/epóxi com diferentes espessuras.

Amostra	Densidade de área (kg/m²)	Velocidade residual (m/s)	Energia do projétil (J)	Energia absorvida (J)
8C	4,95	414,78	981,62	101,94
13C	7,99	373,78	971,06	256,54
18C	11,04	298,37	965,86	510,66
23C	14,08	129,99	973,23	846,34
28C-1	17,61	0	957,88	957,88
*28C-2	17,61	508,41	2211,32	889,71

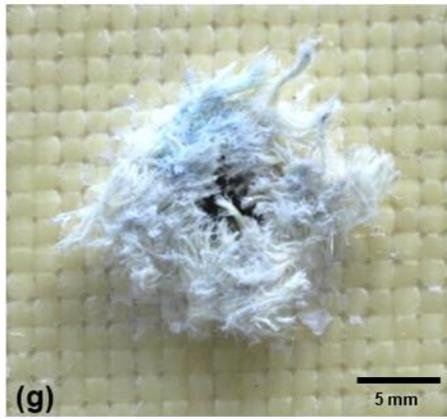
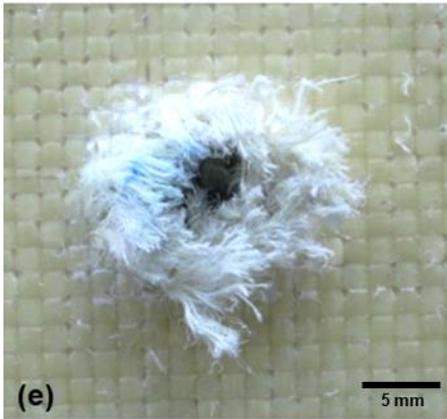
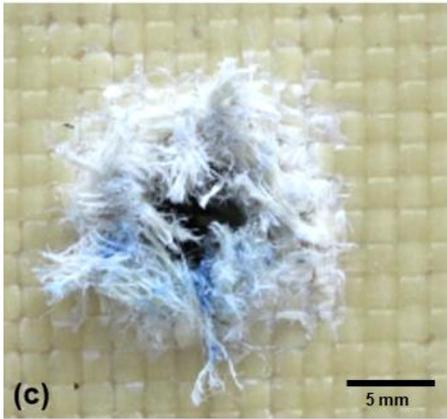
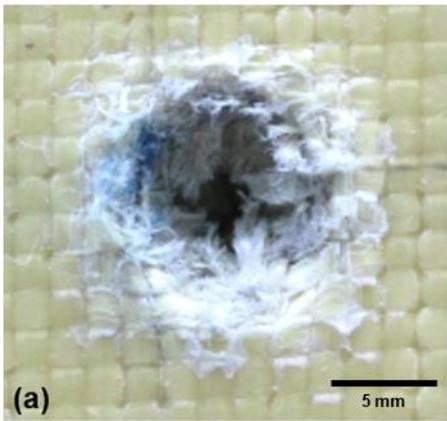
* Velocidade de impacto de 657,54 m/s

Observou-se que o aumento da espessura das placas afetou significativamente a capacidade de absorção de energia dos compósitos durante o impacto balístico, tendo as placas de 8C, 13C, 18C, 23C e 28C-1 uma absorção de energia de aproximadamente 3,5%, 13,1%, 30,6%, 69,8% e 100% respectivamente. Tais resultados indicam que adicionando camadas de fibra de aramida (5 camadas) a eficiência balística dos compósitos aumentou consideravelmente. Essa tendência também foi relatada por Faur-Csukat (2007) para compósitos de vidro-E/epóxi com 3-14 mm de espessura aproximadamente processado por laminação manual, seguido de moldagem por compressão, impactado com o mesmo projétil .357 FMJ e Goldsmith et al. (1995) para Kevlar/epóxi com espessuras de 1,3-6,6 mm, impactada por um projétil de ponta perfurante.

Um ensaio no compósito com 28 camadas com uma velocidade de impacto acima da estipulada pela norma (657,54 m/s) também foi realizado, a fim de verificar sua performance já que o mesmo tinha absorvido toda a energia do projétil (957,88 J) eficientemente ao ser impactado com uma velocidade de 430 m/s, conforme a norma. Tal velocidade foi escolhida baseado em um experimento realizado pela Politecnico di Milano em seus compósitos e tinha por objetivo complementar o banco de dados para

futuras simulações numéricas realizadas por eles. Logo, com relação ao compósito 28C-2, pôde-se observar que tal espessura não foi suficiente para parar o projétil que produziu uma energia de impacto muito superior (≈ 2211 J) que o impactado com 430 m/s (≈ 958 J), sendo o compósito capaz de absorver apenas 40% dessa energia.

As Figura 62 e Figura 63 apresentam as faces frontais e traseiras e as vistas das seções transversais dos compósitos 8C-28C. As faces frontais (Figura 62 (a, c, e, g, i, k)) mostram as entradas do projétil com um furo de aprox. 10 mm. Através das faces traseiras (Figura 62 (b, d, f, h, j, l)) é possível observar os danos causados pela saída do projétil .357 Magnum. Através da vista da seção transversal (Figura 63), é possível observar o mecanismo de penetração do projétil de ponta cônica, no qual o material foi sendo afastado pelo projétil a medida que ele penetrava, resultando em um afundamento do material na entrada e um espessamento das camadas do compósito próximo à saída do projétil (com uma espessura resultante de $\approx 15,5$ mm e 19,8 mm para os compósitos 23C e 28C-1, respectivamente), causado pela alta resistência do material, já que o projétil teve que empurrar camadas rígidas para avançar. Como no mecanismo de penetração do compósito 23C e 28-2 houve uma maior superação do atrito associado à passagem do projétil, tal evento acarretou em uma expansão do furo. O mesmo mecanismo de penetração também pôde ser observado por Zhu et al. (1992) ao impactar compósitos aramida/poliéster com projétil de ponta cônica.



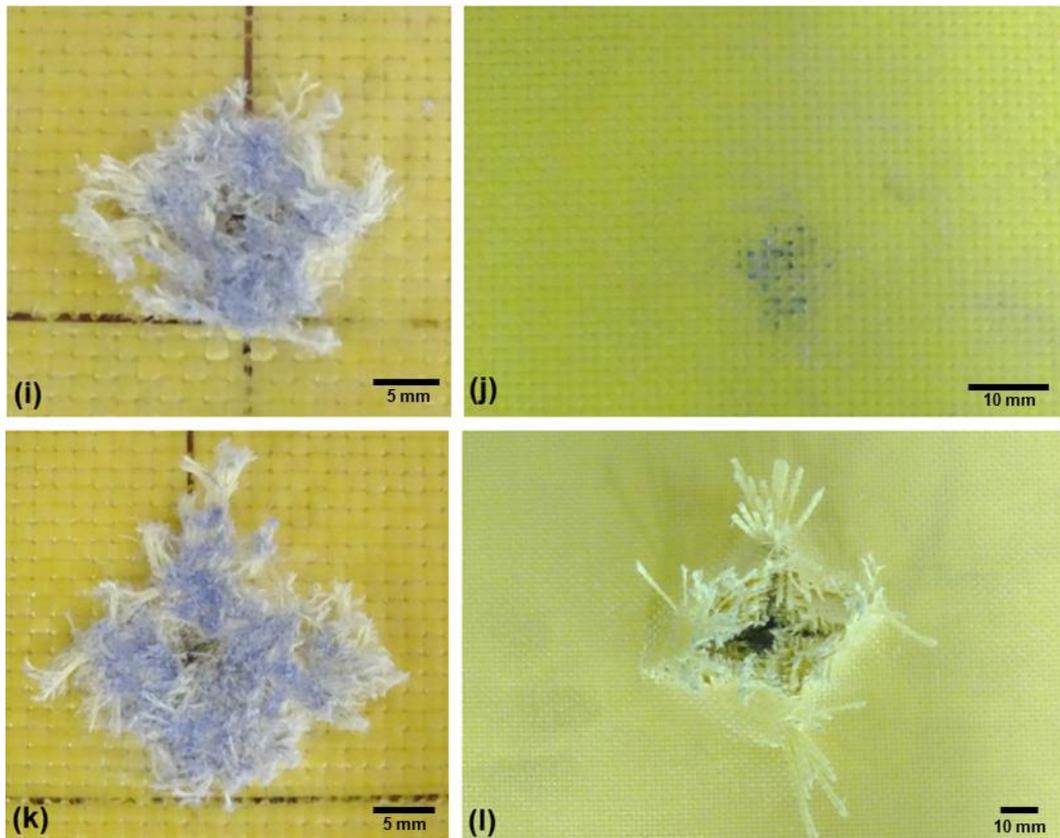


Figura 62. Face frontal e traseira dos compósitos 8C (a e b, respectivamente), 13C (c e d, respectivamente), 18C (e e f, respectivamente), 23C (g e h, respectivamente), 28C-1 (i e j, respectivamente) e 28C-2 (k e l, respectivamente) após o impacto com o projétil .357 Magnum FMJ.

No caso dos compósitos 23C e 28C-1, observou-se que uma grande quantidade de energia foi absorvida (69,8% e 100% respectivamente), não só devido ao espalhamento e estiramento da fibra enquanto o projétil penetrava (como o compósito 8C, cujo dano foi localizado em torno da área de impacto), mas também devido à delaminação ascendente entre camadas adjacentes (Figura 63(d, e)), com aproximadamente 58 mm e 133 mm respectivamente, produzido por tensões de cisalhamento, visto que delaminação é um dos principais mecanismos de absorção de energia (Razali et al., (2014)). Semelhante comportamento também foi observado por Míllan et al. (2016) em compósitos Kevlar® 29/epóxi com 9,5 mm de espessura, impactados por projétil de ponta cônica e por Ulven et al. (2003) para compósito carbono/epóxi fabricados por moldagem por transferência de resina assistida por vácuo

(VARTM), com 6,5 mm de espessura, também impactado por projétil de ponta cônica. A Figura 64 apresenta os principais danos causados pelo projétil .357 Magnum à medida que foi penetrando o compósito 23C até sua completa perfuração (Figura 64(a)) e o compósito 28C-1, o qual não sofreu perfuração completa (Figura 64(b)).

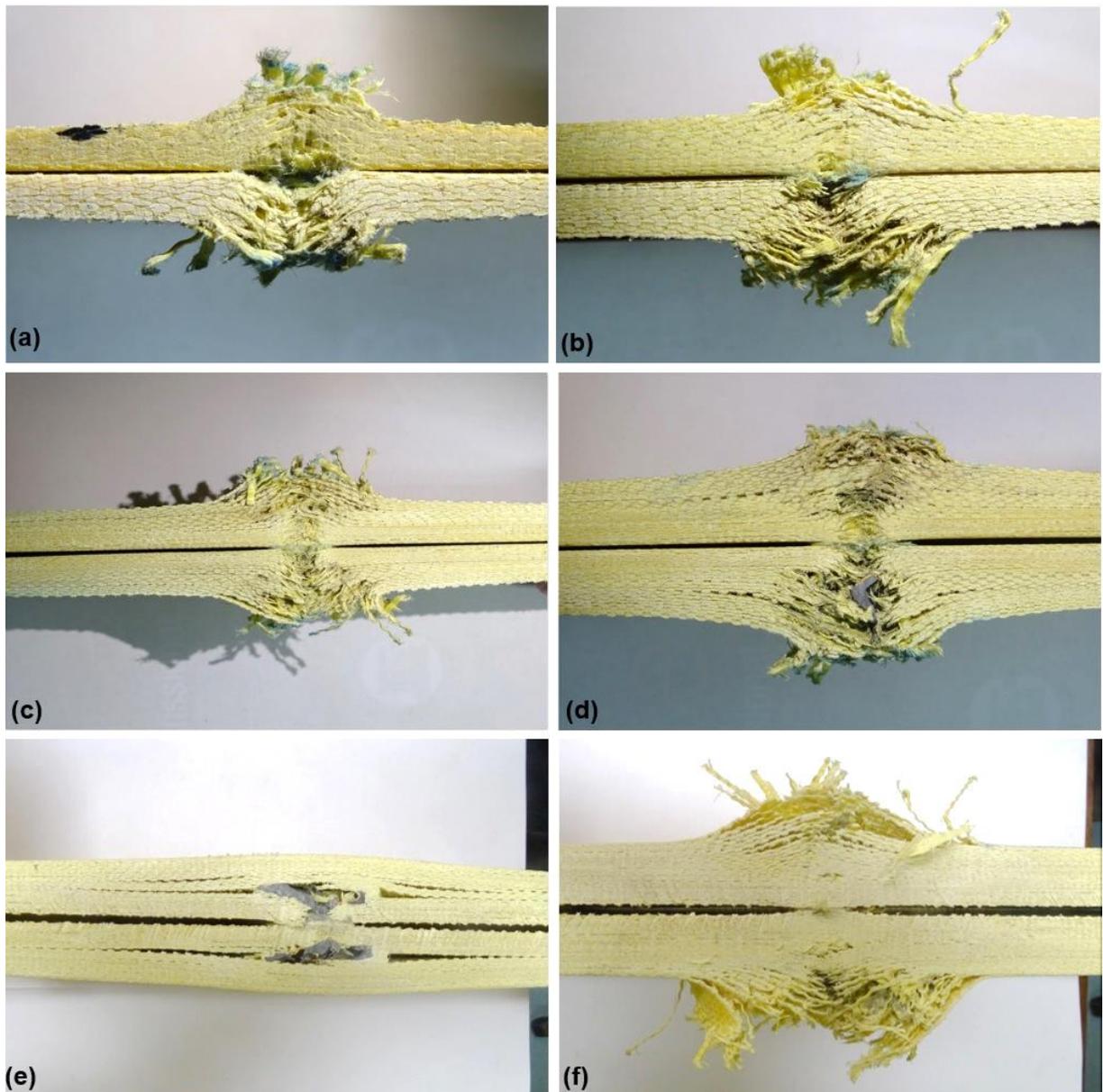


Figura 63. Vista da seção transversal dos compósitos impactados com o projétil .357 Magnum FMJ: (a) 8C, (b) 13C, (c) 18C, (d) 23C, (e) 28C-1 e (f) 28C-2 (as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão).

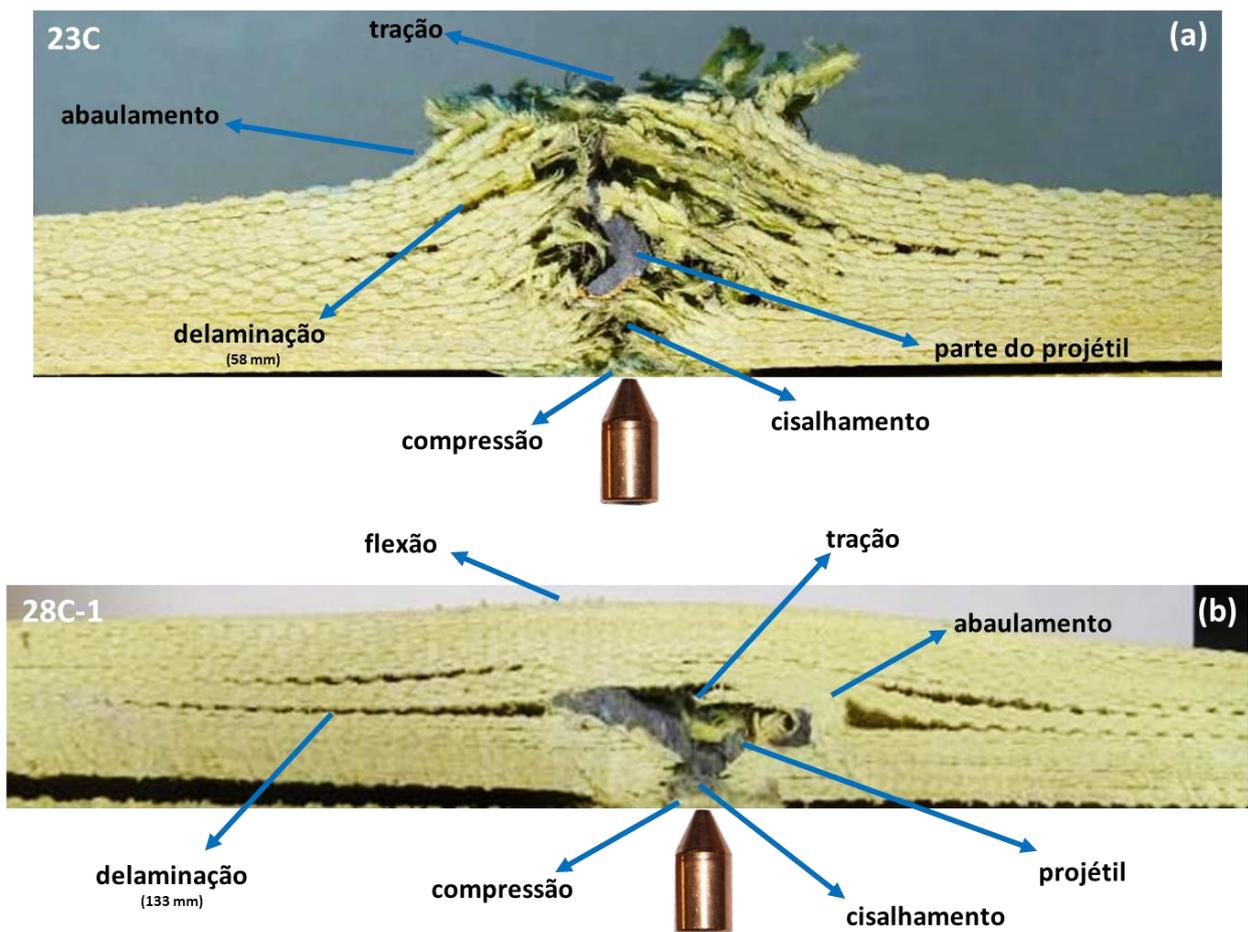


Figura 64. Seção transversal dos compostos (a) 23C e (b) 28C-2 com os principais danos causados pelo projétil .357 Magnum à medida que penetrou tais compostos.

Radiografias de raios-X também foram utilizadas para analisar os modos de falha e os danos internos das placas compostas impactadas por projéteis 9 mm FMJ e .357 Magnum FMJ, como mostrado nas Figura 65 e Figura 66, respectivamente.

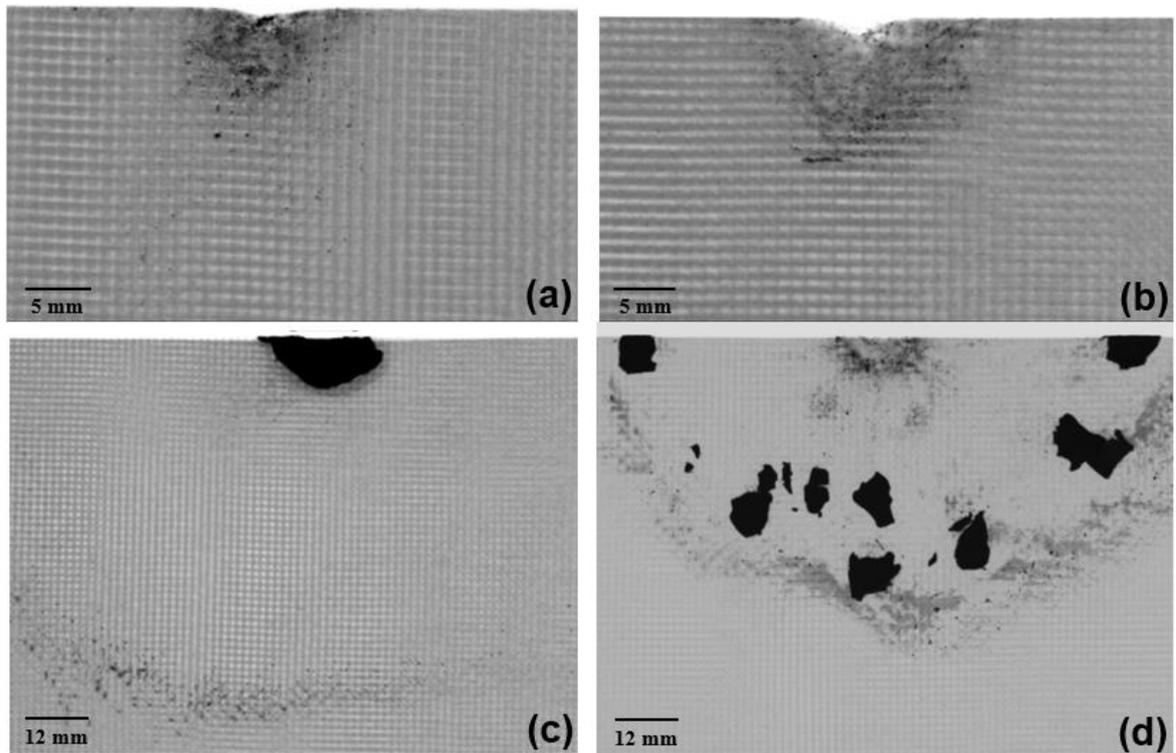


Figura 65. Radiografias dos compósitos (a) 8C; (b) 13C; (c) 18C; (d) 23C impactados por um projétil 9 mm *Luger* FMJ (vista superior).

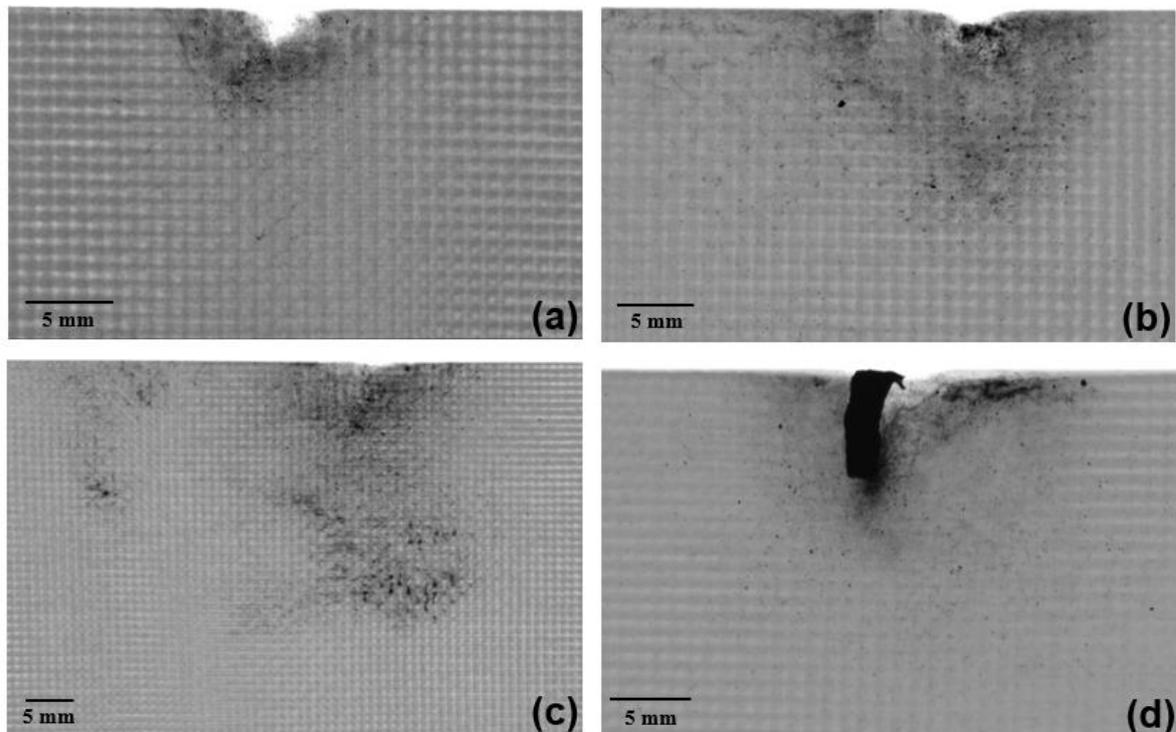


Figura 66. Radiografias dos compósitos (a) 8C; (b) 13C; (c) 18C; (d) 23C impactados por um projétil .357 Magnum FMJ (vista superior).

A partir das Figura 65 e Figura 66 é possível observar os diferentes mecanismos de dano dos compósitos de variadas espessuras impactados por diferentes projéteis, sendo dominados por delaminação, ruptura da matriz e fratura de fibras. O impacto do projétil de 9 mm nos compósitos mais espessos, 18C e 23C (Figura 65 (c, d), produziu uma maior área de delaminação nas placas comparado ao projétil .357 Magnum, sendo, neste caso, o principal mecanismo de absorção de energia, também observado através da Figura 60(c, d). Isto está relacionado à diferente geometria da ponta do projétil durante a perfuração do compósito e está de acordo com os resultados experimentais encontrados por Mines et al. (1999), que também utilizaram projéteis hemisféricos e cônicos para impactar compósitos vidro/poliéster, os quais relataram que o dano causado pela ponta cônica é mais localizado do que a hemisférica, pois, neste caso, a área de superfície de contato projétil/compósito é maior, e, portanto, o projétil é submetido a maior resistência no impacto. Além disso, o projétil de ponta cônica levou a uma área mínima danificada porque o projétil perfurou o laminado com mínima delaminação e rasgamento dos compósitos devido à sua maior capacidade de penetração e perfuração quando comparado ao projétil de ponta hemisférica.

À medida que a espessura das placas aumenta, ambos os projéteis causaram maiores danos nos compósitos e, conseqüentemente, a área danificada é aumentada devido à sua maior capacidade de absorção de energia, conforme mencionado anteriormente e apresentado na Figura 60 e Figura 63. Tan e Khoo (2005) e Kamarudin e Hamid (2017) também apresentaram danos semelhantes para placas compósitos impactadas por projéteis hemisféricos e cônicos, e concluíram que a energia absorvida por cada placa aumenta com o aumento da área de dano.

Na Figura 65(c, d) e Figura 66(c) é possível observar fragmentos dos projéteis que ficaram retidos nas placas (partes pretas). Embora não tenha parado o projétil .357 Magnum, o compósito 23C (Figura 66(d)) foi capaz de capturar parte do projétil, atribuído à alta energia de absorção (69,8%) da placa, também observada na Figura 63(d).

Entre as técnicas de inspeção não destrutiva para análise do dano sob impacto em compósitos poliméricos, pode-se destacar a tomografia computadorizada por raios X (CT-Scan). Tal técnica vem se tornando cada vez mais importante, visto que fornecer

informações detalhadas em toda a extensão do material (natureza tridimensional (3D)), permitindo a compreensão da nucleação e evolução dos defeitos. Desse modo, CT-scan dos danos internos e externos gerados pelo projétil .357 FMJ Magnum nos compósitos 8C, 13C e 23C foi realizada e as imagens encontram-se no Apêndice D.

5.3.3 Caracterização Mecânica das Placas Delgadas

Tratando-se de solicitações de impacto, principalmente o de alta velocidade (balística), há uma série de variáveis que podem ser estudadas, separadamente ou em conjunto, durante o evento, bem como diversos tipos de projéteis (geometria e ponta), massas, velocidades e ângulo de impacto. Porém, para avaliar a performance balística do material compósito e os mecanismos de danos gerados cada vez que há a utilização de tais variáveis seria necessária uma grande quantidade de experimentos, o que consumiria muito tempo e geraria muitos gastos. Por isso, diversos autores utilizam modelos analíticos e numéricos para estimar tais comportamentos, minimizando os testes experimentais (Silva et al., 2005).

Para o desenvolvimento/validação desses modelos, é necessário utilizar propriedades mecânicas provenientes de testes experimentais do material compósito em estudo, tais como resistência à tração e módulo, resistência à compressão, resistência e módulo de cisalhamento e coeficientes de Poisson, aumentando a confiabilidade desses modelos.

Em sua pesquisa, Bresciani et al (2016) desenvolveram um modelo numérico de impacto balístico em um compósito Kevlar-29 (*plain weave*) com matriz epoxidica, porém as propriedades utilizadas por eles para alimentar seu modelo são de Piggott e Harris (1980) (Kevlar 49/poliéster; $V_f=30\%$; $E_x=21$ GPa; $X_c=173$ MPa), Wu e Yeh (1992) (unidirecional kevlar/epóxi; $V_f=50\%$; $X_c=190$ MPa; $S=46,6$ Mpa), Gower et al. (2008) e Kumar et al. (2010). Gower et al (2008) por sua vez, ao determinar numericamente a resposta balística dos compósitos Kevlar 29/fenólica utiliza as propriedades de Hoof (1999) (tecido de Kevlar 29/PVB). Kumar et al. (2010) investigaram a resposta balística de compósitos Kevlar/epóxi por simulação numérica cita as propriedades encontradas por Tham et al. (2008) (Kevlar 29/fenólica), que por sua vez cita os valores das propriedades encontrados por Hiermaier et al. (1999) (Kevlar/epóxi; $E_x=18$ GPa;

$E_y=18,9$ GPa; $G_{xy}=1,86$ GPa; $V_{xy}=0,08$; $S=54$ MPa) enquanto Millan et al. (2016) (Kevlar 29/epóxi) cita Hoof (1999), que cita Zhu et al. (1992) (laminado 0/90 Kevlar 29/poliéster; $V_f=55\%$; $E_x= E_y =18,5$ GPa; $G_{xy}=0,77$ GPa; $V_{xy}=0,25$).

Como pode ser observado, existem apenas algumas referências que realmente realizaram ensaios experimentais para a obtenção de algumas, ou todas as propriedades necessárias para a realização de estudos analíticos ou numéricos envolvendo impacto balístico de compósitos reforçados com fibra de aramida, podendo ainda ser citados Yeh e Teply, (1988) (Kevlar/epóxi; $V_f=60\%$; $X_c=197$ MPa; $S=75$ Mpa), Wang et al. (1995) (tecido de Kevlar/epóxi; $V_f=47\%$; $E_x=23,8$ GPa; $V_{xy}=0,11$; $X_t=425$ MPa; $X_c=98$ MPa), Silva et al. (2005) (Kevlar 29 -*plain weave*/estervinilica) e Sikarwar et al. (2012) (laminado 0/90/45/-45 Kevlar/epóxi; $E_x=33,5$ GPa; $E_y=8$ GPa; $V_{xy}=0,3$; $X_t=350$ MPa). Sendo as principais referências, com maior número de citações, aplicadas entre os anos de 1980 – 1999.

Desse modo, os valores das propriedades mecânicas reportados na Tabela 18 têm por finalidade criar uma base de dados para alimentar tais modelos, principalmente os referentes aos compósitos *plain weave* Kevlar 29/epóxi. Tais valores obtidos para a placa compósito mais fina (5C) estão de acordo com as principais referências citadas acima para compósitos reforçados com fibra de aramida. Apesar de o tecido de aramida utilizado nessa pesquisa possuir um tramado plano, as propriedades apresentaram-se ortotrópicas. Tal fator é devido ao processo de fabricação empregado, no qual diferentes tensões no urdume e na trama são aplicadas durante o processo de tecelagem, causando um entrelaçamento diferencial e com isso, uma menor crimpagem na direção da trama, levando a um aumento das propriedades (Lord e Mohamed, 1982; Ferdous et al., 2014; Hossain et al., 2016).

Tabela 18. Propriedades mecânicas do compósito aramida/epóxi.

Módulo de Elasticidade Longitudinal (E_x) (MPa)	15220 ± 112
Módulo de Elasticidade Transversal (E_y) (MPa)	19630 ± 72
Módulo de Cisalhamento no plano (G_{xy}) (MPa)	2123 ± 134
Coeficiente de Poisson (ν_{xy})	0,18 ± 0,02
Resistência à Tração Longitudinal (X_t) (MPa)	380,61 ± 14,05
Resistência à Tração Transversal (Y_t) (MPa)	496,73 ± 5,93
Resistência à Compressão Longitudinal (X_c) (MPa)	94,39 ± 4,24
Resistência à Compressão Transversal (Y_c) (MPa)	112,66 ± 5,51
Resistência ao Cisalhamento no Plano (S) (MPa)	66,56 ± 2,86
Resistência à Tração Open-Hole (OHT) (MPa)	211,15 ± 5,89

6 CONCLUSÕES

Através do presente trabalho, foi realizada uma série de moldagens por IV que tinham por finalidade a obtenção de compósitos aramida/epóxi espessos com boa qualidade e desempenho, principalmente quando submetidos a cargas de impacto. Após variações nos parâmetros de processamento, tais como pressão de injeção, temperatura da resina, temperatura ambiente, malha de fluxo, posicionamento da entrada e saída de resina, tempo de compactação e tempo de desmoldagem, foi possível produzir compósitos com variadas espessuras, $\approx 2,5 - 14,5$ mm (5C-28C) por tal método de processamento.

Por meio de técnicas como ultrassom C-scan, microscopia ótica, densidade, teor de constituintes, ensaios short beam e flexão, foi possível comprovar que os compósitos 5C-28C desenvolvidos apresentaram uma boa qualidade, fator que está relacionado à boa homogeneidade na distribuição de resina ao longo das placas, ao baixo desvio padrão dos valores de densidade, teores dos constituintes (V_f , V_m e V_v) e às propriedades mecânicas de cisalhamento e flexão obtidas, os quais tiveram suas amostras retiradas de diferentes regiões das placas.

Também foi possível observar uma tendência de decréscimo na qualidade do compósito quando 28 camadas de aramida foram utilizadas. Fator que pode ser comprovado principalmente através da redução da resistência ao cisalhamento short beam, de 20,8 (23C) para 17,3 MPa (28C), e do aumento do teor de vazios contido no compósito, de 13,33% (23C) para 14,16% (28C). Tais resultados podem levar à conclusão que a fabricação dos compósitos aramida/epóxi por IV no presente trabalho, com os parâmetros de processamento mencionados, pode ter chegado ao seu limite com relação ao aumento do número de camadas, no caso 28 camadas. Mesmo o compósito produzido com 23 camadas também havia apresentado um decréscimo, porém estatisticamente não significativo, nas suas propriedades e um acréscimo no teor de vazios com relação aos demais (5C, 8C, 13C e 18C).

As caracterizações mecânicas quasi-estáticas realizadas nos compósitos aramida/epóxi processados por IV, tais como short beam, flexão, tração, compressão, cisalhamento e QSI, apresentaram resultados semelhantes aos reportados na

literatura, os quais utilizaram diferentes métodos de fabricação, fator que também assegura a confiabilidade da qualidade dos compósitos produzidos nesse trabalho.

Quando submetidos a impacto de baixa velocidade (*drop-weight*), os compósitos aramida/epóxi apresentaram um desempenho equivalente ou maior que aqueles reportados na literatura. Os níveis de energia utilizados para impactar os compósitos foram baixos, principalmente para os compósitos 13C, que não apresentaram danos significantes. Os modos de falha predominantes identificados nos compósitos que sofreram maiores danos (5C-30 e 8C-45) foram ruptura de matriz, ruptura da fibra e delaminação.

Ao comparar a resposta dos compósitos aramida/epóxi aos diferentes testes de QSI e *drop-weight*, pôde-se concluir que existe uma tendência no comportamento da curva força x deslocamento e semelhantes danos para as amostras que se encontram no limiar de perfuração (5C-30J e 8C-45J). Tais resultados são um indicativo de que os ensaios podem ser comparativos para pequenas espessuras (2,5 e 4,5 mm), baixos níveis de energia de impacto (30 e 45 J) e em caso de não perfuração da amostra. Porém, o resultado pode não ser o mesmo ao comparar a resposta gerada pelo ensaio de QSI e *drop-weight* em compósitos de maior espessura, para impactos com maiores níveis de energia e/ou para dano por perfuração.

Para cargas de impacto a altas velocidades, quando impactados com calibre 9 mm, os compósitos aramida/epóxi produzidos por IV alcançaram semelhantes desempenhos balístico e apresentaram danos similares aos relatados na literatura, que foram produzidos por moldagem por compressão ou *autoclave*, impactados com o mesmo projétil e à mesma velocidade. Para impactos com o calibre .357 Magnum FMJ, foram identificados diferentes mecanismos de perfuração nos compósitos em relação ao calibre 9 mm *Luger* FMJ, tendo o projétil .357 Magnum FMJ encontrado menor resistência ao penetrar os compósitos. Tal fator foi atribuído à maior velocidade de impacto e ao formato cônico da ponta do projétil, que tem maior poder de perfuração do que a ponta hemisférica do calibre 9 mm.

Pode-se também identificar através do impacto balístico de ambos os calibres (9 mm *Luger* FMJ e .357 Magnum FMJ), que os compósitos que resistiram aos projéteis foram os que sofreram um maior dano por delaminação. Podendo concluir que tal

mecanismo de fato é responsável pela maior absorção de energia gerada pelo impacto de um projétil.

A blindagem aramida/epóxi desenvolvida se classifica de acordo com a norma brasileira ABNT NBR 15000, como nível II, para os compósitos a partir de 18 camadas impactados com projétil 9 mm *Luger* FMJ, sendo o projétil .357. Magnum FMJ uma munição que não é comumente utilizada pelas forças armadas brasileira, por isso não está classificada na tabela de níveis da norma. De acordo com, a norma europeia EN 1522, os compósitos impactados com o projétil 9 mm *Luger* FMJ a partir de 18 camadas se classificam como nível FB2 e os compósitos a partir de 28 camadas impactados pelo projétil .357 Magnum FMJ como nível FB3.

Portanto, processamento por infusão a vácuo para a produção de compósitos espessos de aramida/epóxi foi considerado não apenas viável, mas também um bom substituto para processamentos de maior custo, como *autoclave* ou compressão.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Baseado nas conclusões apresentadas e no contexto global da presente pesquisa, apresentam-se as seguintes perspectivas futuras:

- Realizar ensaio na Barra Hopkinson nos compósitos 8C-28C.
- Verificar a possibilidade da fabricação de compósitos com mais de 28C através da modificação dos parâmetros de processamento.
- Realizar ensaios de *drop-weight* com energias mais elevadas nos compósitos acima de 13C.
- Verificar a possibilidade do uso do QSI para reproduzir o dano, principalmente nos compósitos mais espessos, causado pelo *drop-weight* com maiores energias de impacto.
- Realizar ensaio de compressão após impacto (*compression after impact* - CAI) nos compósitos em que se executou teste de QSI e *drop-weight*, a fim de se obter a resistência à compressão residual e a tolerância ao dano dos compósitos em estudo.
- Estudar o desempenho dos compósitos aramida/epóxi espessos produzidos por IV como placa de retaguarda no sistema de blindagem integrado e comparar com os existentes na literatura.
- Realizar simulação numérica do desempenho do compósito utilizando os dados de propriedades mecânicas obtidos neste trabalho.

8 REFERÊNCIAS

- Abrate, S. *Impact on Composite Structures*. Cambridge University Press, New York, 1998.
- Agrawal, S., Singh, K. K., Sarkar, P. K. Impact damage on fibre-reinforced polymer matrix composite – A review. *Journal of Composite Materials*, 48:3; 317–332, 2014.
- Ahmed, A.; Wei, L. The Low-Velocity Impact Damage Resistance of the Composite Structures - A Review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 40; 127 – 145, 2015.
- Aktas, M.; Atas, C.; İçten, B. M.; Karakuzu, R. An Experimental Investigation of the Impact Response of Composite Laminates. *Composite Structures*, 87; 307–313, 2009.
- Alomayri, T.; Assaedia, H.; Shaikhc, F.U.A.; Low, I.M. Effect of water absorption on the mechanical properties of cotton fabric-reinforced geopolymer composites. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 2; 223–230, 2014.
- Andrews, M. C; Day, R. J.; Patrikis, A.K.; Young, R.J. Deformation Micromechanics in Aramid/epoxy Composites. *Composites*, 25 (7): 745-751, 1994.
- Ansari, Md. M.; Chakrabarti, A. Influence of Projectile Nose Shape and Incidence Angle on the Ballistic Perforation of Laminated Glass Fiber Composite Plate. *Composites Science and Technology*, 142; 107 – 116, 2017.
- Aslan, Z., Karakuzu, R., Okutan, B. The response of laminated composite plates under low-velocity impact loading. *Composite Structures*, 59; 119–127, 2003.
- Ávila, A. F.; Neto, A. S.; Nascimento Jr, H. Hybrid Nanocomposites for Mid-Range Ballistic Protection. *International Journal of Impact Engineering*, 38; 669-676, 2011.
- Bandaru, A. K.; Chaven, V. V.; Ahmad, S.; Alagirusamy, R.; Bhatnagar, N. Ballistic Impact Response of Kevlar® Reinforced Thermoplastic Composite Armors. *International Journal of Impact Engineering*, 89; 1 – 13, 2016.
- Belingardi, G.; Vadori, R. Low Velocity Impact Tests of Laminate Glass-Fiber-Epoxy Matrix Composite Material Plates. *International Journal of Impact Engineering*, 27; 213 – 229, 2002.
- Bencomo-Cisneros, J. A.; Tejeda-Ochoa, A.; García-Estrada, J. A.; Herrera-Ramírez, C. A.; Hurtado-Macías, A.; Martínez-Sánchez, R.; Herrera-Ramírez, J. M.

Characterization of Kevlar-29 fibers by tensile tests and nanoindentation. *Journal of Alloys and Compounds*, 536S; S456– S459, 2012.

Berk, B.; Karakuzu, R.; Icten, B. M.; Arikan, V.; Arman, Y., Atas, C.; Goren, A. An experimental and Numerical Investigation on Low Velocity Impact Behavior of Composite Plates. *Journal of Composite Materials*, 50(25); 3551–3559, 2016.

Bhatnagar, A. *Lightweight Ballistic Composites: Military and Law-Enforcement Applications*, 1st Edition, CRC Press, 2006.

Bhatnagar, A. *Lightweight Ballistic Composites: Military and Law-Enforcement Applications*, 2nd Edition, Woodhead Publishing, 2016.

Bresciani, L. M.; Manes, A.; Ruggiero, A.; Iannitti, G.; Giglio, M. Experimental Tests and Numerical Modelling of Ballistic Impacts Against Kevlar 29 Plain-Woven Fabrics with an Epoxy Matrix: Macro-Homogeneous and Meso-Heterogeneous Approaches. *Composites Part B*, 88; 114 – 130, 2016.

Brouwer, W. D.; Herpt, E. C. F. C. V.; Labordus, M. Vacuum Injection Moulding For Large Structural Applications. *Composites: Part A*, 34; 551–558, 2003.

Bunsell, A. R.; Renard, J. *Fundamental of Fibre Reinforced Composite Materials*. IOP Publishing Ltd, 2005.

Campbell, F. C. *Manufacturing Processes for Advanced Composites*. Elsevier Ltd, U.K., 2004.

Cantwell, W. J.; Morton, J. The Impact Resistance of Composite Materials – A Review. *Composites*, 22 (5); 347 – 362, 1991.

Carrillo, J. G.; Gamboa, R. A.; Flores-Johnson, E. A.; Gonzalez-Chi, P. I. Ballistic Performance of Thermoplastic Composite Laminates Made from Aramid Woven Fabric and Polypropylene Matrix. *Polymer Testing*, 31 (4); 512-519, 2012.

Cavallaro, P. V. Effects of Weave Styles and Crimp Gradients in Woven Kevlar/Epoxy Composites. *Experimental Mechanics*, 56; 617 – 635, 2016.

Chaichanawong, J.; Thongchuea, C.; Areerat, S. Effect of moisture on the mechanical properties of glass fiber reinforced polyamide composites. *Advanced Powder Technology*, 2016; 1-5, 2016.

Chang, K.K; E. I. DuPont de Nemours & company, Inc. Aramid Fiber. Constituents Materials. In: Miracle D. B e Donaldson, S. L. ASTM Handbook. v. 21 Composites. Ohio: Materials Park, 2005, 41– 45.

Cheesman, B. A.; Bogetti, T. A. Ballistic Impact Into Fabric and Compliant Composite Laminates. *Composite Structures*, 61, 161–173, 2003.

Cheesman, B. B.; Jensen, R.; Hoppel, C. Army Materials Research: Transforming Land Combat Through New Technologies. *AMPTIAC*, 8 (4); 37-43, 2004

Chen, H.; Jacobs, O.; Wu, W.; Rudiger, G.; Schadel, B. Effect of Dispersion Method on Tribological Properties of Carbon Nanotube Reinforced Epoxy Resin Composites. *Polymer Testing*, 26; 351–360, 2007.

Cheng, W. L.; Langlie, S.; Itoh, S. High Velocity Impact of Thick Composites. *International Journal of Impact Engineering*, 29; 167-184, 2003.

Chin, E. S. C. Army Focused Research Team on Functionally Graded Armor Composites. *Materials Science and Engineering A*, 259; 155–161, 1999.

Clarkson, C. M.; McCoy, J. D.; Kropka, J. M. Enthalpy recovery and its relation to shear response in an amine cured DGEBA epoxy. *Polymer*, 94; 19-30, 2016.

Colakoglu, M.; Soykasap, O.; Özek, T. Experimental and Numerical Investigations on the Ballistic Performance of Polymer Matrix Composites Used in Armor Design. *Appl Compos Mater*, 14; 47–58, 2007.

Correia, N.C.; Robitaille, F.; Long, A.C.; Rudd, C.D.; Šimaćek, P.; S.G. Advani Analysis of the vacuum infusion moulding process: I. Analytical formulation. *Composites: Part A*, 36; 1645–1656, 2005.

Cunniff, P. M. An Analysis of the System Effects in Woven Fabrics Under Ballistic Impact. *Textile Research Journal*, 62(9), 495-509, 1992.

Deka, L. J.; Bartus, S.D.; Vaidya, U.K. Multi-site Impact Response Of S2-Glass/Epoxy Composite Laminates. *Composites Science and Technology*, 69; 725–735, 2009.

Denchev, Z.; Dencheva, N. Manufacturing and Properties of Aramid Reinforced Composites. In: Bhattacharyya, D e Fakirov, S. *Synthetic Polymer-Polymer Composites*. Munich: Hanser Publishers, 2012, 251-280.

Dias, D. Comportamento ao Impacto a Baixa Velocidade de Laminados de Epóxido/fibra de Vidro, com Camadas de Cortiça. 2009. 150. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. 2009.

Dudde, F.P.; Feldhusen, P.P.; Parker, A.M.; XU, J.; Abdelsadek, G.G.; Palazzola, M.; Allen, S.D. Elevator Suspension and Transmission Strip. US Pat. EP2560911, 27, 2013.

Duell J.M. Impact testing of advanced composites. Advanced Topics in Characterization of Composites. Michael Kessler, Canada, 2006.

DuPont. Kevlar Aramid Fiber: Technical Guide. The University of Virginia, USA, 1992.

Egglestone, G.T.; Gellert, E.P.; Woodward, R.L. Perforation failure mechanisms in laminated composites. *Proc. of Conference on Materials United in the Service of Man*, 1; 1.2.1-11, 1990.

Ellis, B. Introduction to the Chemistry, Synthesis, Manufacture and Characterization of Epoxy Resins. *In: Ellis, B. Chemistry and technology of epoxy resins*. UK: Springer Science+Business Media Dordrecht, 1993, 1-36.

Evci, C; Gulgeç, M. An Experimental Investigation on the Impact Response of Composite Materials. *International Journal of Impact Engineering*, 43; 40 – 51, 2012.

Fahr, A.; Kandeil, A. Y. Ultrasonic C-Scan Inspection of Composites Materials. *Engineering Journal of Qatar University*, 5; 201-222, 1992.

Faur-Csukat, G. Development of Composite Structures for Ballistic Protection. *Materials Science Forum*, 537 – 538; 151 – 159, 2007.

Ferdous, N.; Rahman, Md. S.; Kabir, R. B.; Ahmed, A. E. A Comparative Study on Tensile Strength of Different Weave Structures. *International Journal of Scientific Research Engineering & Technology*, 3 (9); 1307 – 1313, 2014.

Fidan, S.; Sınmazc-elik, T.; Avcu, E. Internal Damage Investigation of the Impacted Glass/Glass Aramid Fiber Reinforced Composites by Micro-Computerized Tomography. *NDT&E International*, 51;1–7, 2012.

Findik, F.; Tarim, N. Ballistic Impact Efficiency of Polymer Composites. *Composite Structures* 61; 187–192, 2003.

- Gama, B.A.; Gillespie, Jr J. W. Punch Shear Based Penetration Model of Ballistic Impact of Thick-Section Composites. *Composite Structures*, 86; 356–369, 2008.
- Garschke, C.; Weimer, C.; Parlevliet, P.P; Fox, B.L. Out-Of-Autoclave Cure Cycle Study of a Resin Film Infusion Process Using in Situ Process Monitoring. *Composites: Part A*, 43; 935–944, 2012.
- Gillespie Jr., J. W.; Gama, B. A.; Cichanowski, C. E.; Xiao, J. R. Interlaminar Shear Strength of Plain Weave S2-Glass/SC79 Composites Subjected To Out-Of-Plane High Strain Rate Compressive Loadings. *Composites Science and Technology*, 65; 1891–1908, 2005.
- Goldsmith, W.; Dharan, C. K. H.; Chang, H. Quasi-Static and Ballistic Perforation of Carbon Fiber Laminates. *International Journal of Solids Structures*, 32 (1); 89 – 103, 1995.
- Goodarz, M.; Bahrami, H.; Sadighi, M.; Saber-Samandari, S. Quasi-static Indentation Response of Aramid fiber/epoxy Composites Containing Nylon 66 Electrospun Nano-interlayers. *Journal of Industrial Textiles*, 0 (00); 1 – 18,
- Gower, H. L.; Cronin, D. S.; Plumtree, A. Ballistic Impact Response of Laminated Composite Panels. *Int J Impact Eng*, 35; 1000–1008, 2008.
- Guan, Z.; Guo, Y.; Meng, Q.; Liu, D. Comparison of Damage Characterization of Composite Laminates Under Quasi-Static Indentation and Low-Velocity Impact. 17th International Conference on Composite Materials (ICCM17), 2009.
- Guo, F.; Zhang, Z.; Liu, W.; Su, F.; Zhang, H. Effect of plasma treatment of Kevlar fabric on the tribological behavior of Kevlar fabric/phenolic composites. *Tribology International*, 42; 243–249, 2009.
- Harpell, G.A.; Kavesh, S.; Palley, I.; Prevorsek, D.C. Improved ballistic-resistant article. US Pat. EP0089537, 28, Set. 1983.
- Harry, J. B.; Hamidi, Y. K.; Aktas, L.; O'rear, E. A.; Altan, M. C. Porosity Reduction in the High-Speed Processing of Glass-Fiber Composites by Resin Transfer Molding (RTM). *Journal of Composite Materials*, 38 (3); 195-225, 2004.

He, W.; Guan, Z.; Li, X.; Liu, D. Prediction of Permanent Indentation Due to Impact on Laminated Composites Based on an Elasto-Plastic Model Incorporating Fiber Failure. *Composite Structures*, 96; 232–242, 2013.

He, Y.; Tian, G.; Pan, M.; Chen, D. Impact Evaluation In Carbon Fiber Reinforced Plastic (CFRP) Laminates Using Eddy Current Pulsed Thermography. *Composite Structures*, 109; 1–7, 2014.

Hiermaier, S. J.; Riedel, W.; Clegg, R. A.; Hayhurst, C. J. *Advanced Material Model for Hypervelocity Impact Simulations*. ESA Contract No. 12400/97/NL/PA(SC) Final Report, July 1999.

Hogg, P.J. Composites for Ballistic Applications. *J. Composite Processing*; 1-11, 2003.

Hoof, J. V. Modelling of Impact Induced Delamination in Composite Materials. 1999. 185. Thesis (Mechanical and Aerospace Engineering). Ottawa. 1999.

Hossain, M. M.; Datta, E.; Rahman, S. A Review on Different Factors of Woven Fabrics' Strength Prediction. *Science Research*, 4 (3); 88 – 97, 2016.

Hosseinzadeh, R.; Shokrieh, M. M.; Lessard, L. Damage Behavior of Fiber Reinforced Composite Plates Subjected to Drop Weight Impacts. *Composites Science and Technology*, 66; 61 – 68, 2006.

Hosur, M. V.; Adbullah, M.; Jeelani, S. Studies on the Low-Velocity Impact Response of Woven Hybrid Composites. *Composite Structures*, 67; 253–262, 2005.

Hull, D.; Clyne, T. W. *An Introduction to Composite Materials*, Cambridge Solid State Science Series, 2nd Edition, Cambridge, 1996.

Jassal, M.; Ghosh, S. Aramid Fibers: An Overview. *Indian Journal of Fibre & Textile Research*, 27; 290-306, 2002.

Jordan, J. B.; Naito, C. J. An Experimental Investigation of the Effect of Nose Shape on Fragments Penetrating GFRP. *International Journal of Impact Engineering*, 63; 63 – 71, 2014.

Kabir, R. B.; Ferdous, N. Kevlar-The Super Tough Fiber. *International Journal of Textile Science*, 1 (6); 78-83, 2012.

- Kamarudin, K. A.; Hamid, I. A. Effect of High Velocity Ballistic Impact on Pretensioned Carbon Fibre Reinforced Plastic (CFRP) Plates. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 165; 1 - 6, 2017.
- Kang, T. J.; Kim, C. Energy-Absorption Mechanisms in Kevlar Multiaxial Warp-knit Fabric Composites Under Impact Loading. *Composites Science and Technology*, 60; 773 – 784, 2000.
- Karahan, M.; Jabbr, A.; Karahan, N. Ballistic Impact Behavior of the Aramid and Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 34 (1); 37–48, 2015.
- Kastner, J.; Plank, B.; Salaberger, D.; Sekelja, J. Defect and Porosity Determination of Fibre Reinforced Polymers by X-ray Computed Tomography. *2nd International Symposium on NDT in Aerospace*. 1-8, 2010.
- Kaufmann, C.; Cronin, D.; Worswick, M.; Pageau, G.; Beth, A. Influence of Material Properties on the Ballistic Performance of Ceramics for Personal Body Armour. *Shock and Vibration*, 10; 51–58, 2003.
- Kim, Y. G.; Lee, D. G.; Oh, P. K. Manufacturing of the Composite Screw Rotors by Resin Transfer Molding. *Journal of Materials Processing Technology*, 48; 641-647, 1995.
- Kumar, S; Gupta, D. S.; Singh, I.; Sharma, A. Behavior of Kevlar/Epoxy Composite Plates Under Ballistic Impact. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 29 (13); 2048 - 2064, 2010.
- Lafitte, M. H.; Bunsell, A. R. The fatigue behaviour of Kevlar-29 fibres. *Journal of Materials Science*, 17; 2391 –2397, 1982
- Lane, R. A. High Performance Fibers for Lightweight Armor. *AMPTIAC*, 9: 2; 3-10, 2005.
- Lange, P.J. de; Maderb, E.; Maib, K.; Youngc, R.J.; Ahmadc, I. Characterization and Micromechanical Testing of the Interphase of Aramid-Reinforced Epoxy *Composites. Composites: Part A*, 32; 331–342, 2001.
- Laurenzi, S.; Marchetti, M. Advanced Composite Materials by Resin Transfer Molding for Aerospace Applications. *Composites and Their Properties*, Chapter 10, 197-226, Editora INTECH Open Access Publisher, 2012.

Lawrence, B. D.; Emerson, R. P. A Comparison of Low-Velocity Impact and Quasi-Static Indentation. Army Research Laboratory Technical report, ARL-TR-6272, 2012.

Lee, B. L.; Walsh, T. F.; Won, S. T.; Patts, H. M. Penetration failure mechanisms of armor-grade fiber composites under impact. *Journal of Composite Material*; 35 (18); 1605-1633, 2001.

Lee, S. M. Handbook of Composite Reinforcements. Palo Alto, California-USA, 1992.

Lee, S. M.; Zahuta, P. Instrumented Impact and Static Indentation of Composites. *Journal of Composite Materials*, 25; 204 – 222, 1991.

Lorde, P. R.; Mohamed, M. H. Weaving: Conversion of Yarn to Fabric. Mellow Publishing Co. Ltd., 2nd ed. England, 1982.

Lundstrom, T.S.; Gebart, B.R. Influence from Process Parameters on Void Formation in Resin Transfer Molding. *Polymer Composites*, 15 (1); 25–33, 1994.

Luo, R. K.; Green, E. R.; Morrison, C. J. Impact Damage Analysis of Composite Plates. *International Journal of Impact Engineering*, 22; 435-447, 1999.

Marinucci, G. Materiais Compósitos Poliméricos: fundamento e tecnologias. Artliber Editora. São Paulo, 2011.

Masseteau, B.; Michaud, F.; Irle, M.; Roy, A.; Alise, G. An evaluation of the effects of moisture content on the modulus of elasticity of a unidirectional flax fiber composite. *Composites: Part A*, 60; 32–37, 2014.

Millán, M. R.; Moreno, C. E.; Marco, M.; Santiuste, C.; Miguélez, H. Numerical Analysis of the Ballistic Behaviour of Kevlar® Composite Under Impact of Double-Nosed Stepped Cylindrical Projectiles. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 35 (2); 124 – 137, 2016.

Min, S.; Chen, X.; Chai, Y.; Lowe, T. Effect of reinforcement continuity on the ballistic performance of composites reinforced with multiply plain weave fabric. *Composites Part B*, 90; 30-36, 2016.

Mines, R. A. W.; Roach. A. M.; Jones, N. High Velocity Perforation Behaviour Of Polymer Composite Laminates. *International Journal of Impact Engineering*, 22; 561-588, 1999.

- Miracle, D. B.; Donaldson, L. ASM Handbook: Volume 21, Composites. U.S.A., 2001.
- Modi, D.; Johnson, M.; Long, A.; Rudd, C. Analysis of pressure profile and flow progression in the vacuum infusion process. *Composites Science and Technology*, 69; 1458–1464, 2009.
- 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*, 60, 2631-2642, 2000.
- Naik, N. K.; Shirao, P. Composite Structures Under Ballistic Impact. *Composite Structures*, 66; 579 – 590, 2004.
- Neto, F. L.; Pardini, L. C. Compósitos Estruturais: ciência e tecnologia. 1ª edição. Editora Edgard Blucher. São Paulo, 2006.
- Nettles, A. T.; Douglas, M. J. A Comparison of Quasi-Static Indentation to Low-Velocity Impact. National Aeronautics Space Administration (NASA), Technical Report, NASA/TP – 2000 – 210481, 2000.
- Nunes, L. M.; Paciornik, S.; d’Almeida, J. R. M. Evaluation of the Damaged Area of Glass-Fiber-Reinforced Epoxy-Matrix Composite Materials Submitted to Ballistic Impacts. *Composites Science and Technology*, 64; 945 – 954, 2004.
- Othman, A.R.; Hassan, M.H. Effect of Different Construction Designs of Aramid Fabric on the Ballistic Performances. *Materials and Design*, 44; 407–413, 2013.
- Owens Corning. Lightweight Composite Armor an Industry Transformation Opportunity. Armored Vehicles. India, 2010.
- Panda, S. P.; Navale, N. G.; Saraf, M. N.; Gupta, R. K.; Goel, R. A. Ballistic Applications of Glass and Kevlar Fibre Vinylester Composites. *Defence Science Journal*, 14 (4); 341 – 343, 1994.
- Park, S.; Seo, M.; Ma, T.; Lee, D. Effect of Chemical Treatment of Kevlar Fibers on Mechanical Interfacial Properties of Composites. *Journal of Colloid and Interface Science*, 252; 249–255, 2002.

Parthenios, J.; Katerelos, D.G.; Psarras, G.C.; Galiotis, C. Aramid fibers; a Multifunctional Sensor for Monitoring Stress/Strain Fields and Damage Development in Composite Materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 69; 1067–1087, 2002.

Patel, N.; Rohatgi, V.; Lee, L. J. Micro Scale Flow Behavior and Void Formation Mechanism During Impregnation Through a Unidirectional Stitched Fiberglass Mat. *Polymer Engineering and Science*, 35 (10); 837-851,1995.

Piggott, M. R.; Harris, B. Compression Strength of Carbon, Glass and Kevlar-49 Fibre Reinforced Polyester Resins. *Journal of Materials Science*, 15; 2523 – 2538, 1980.

Qi, C.; Zhidong, G.; Zengshan, L.; Zhaojie, J.; Yue, Z. Experimental Investigation on Impact Performances of GLARE Laminates. *Chinese Journal of Aeronautics*, 28 (6); 1784 – 1792, 2015.

Rahme, P.; Landon, Y.; Lachaud, F.; Piquet, R.; Lagarrigue, P. Delamination-Free Drilling Of Thick Composite Materials. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 72; 148–159, 2015.

Raja, S. N.; Basuc, S.; Limayed, A. M.; Anderson, T. J.; Hyland, C. M.; Line, L.; Alivisatos, A. P.; Ritchie, R. O. Strain-Dependent Dynamic Mechanical Properties of Kevlar to Failure: Structural Correlations and Comparisons to Other Polymers. *Materials Today Communications*, 2; e33–e37, 2015.

Ramadhan, A. A.; Talib, A. R. A.; Rafie, A. S. M.; Zahari, R. High Velocity Impact Response of Kevlar-29/Epoxy And 6061-T6 Aluminum Laminated Panels. *Materials and Design*, 43; 307–321, 2013.

Randjbaran, E.; Zahari, R.; Jalil, N. A. A.; AbdulMajid, D. L. A. Hybrid Composite Laminates Reinforced with Kevlar/Carbon/Glass Woven Fabrics for Ballistic Impact Testing. *The Scientific World Journal*, 2014; 1-7, 2014.

Razali, N.; Sultan, M. T. H., Mustapha, F.; Yidris, N.; Ishak, M. R. Impact Damage on Composite Structures – A Review. *The International Journal of Engineering and Science*, 3 (7); 08 – 20, 2014.

Reddy, A. C. Evaluation of Curing Process for Kevlar 49-Epoxy Composites by Mechanical Characterization Designed for Brake Liners. *International Journal of Science and Research*, 4 (4); 2365-2371, 2015.

- Reis, P. N. B.; Ferreira, J. A. M.; Santos, P.; Richardson, M. O. W.; Santos, J. B. Impact Response of Kevlar Composites With Filled Epoxy Matrix. *Composite Structures*, 94; 3520–3528, 2012.
- Richardson, M. O. W.; Wisheart, M. J. Review of Low-velocity Impact Properties of Composite Materials. *Composites Part A*, 27A; 1123 – 1131, 1996.
- Rimdusit, S.; Pathomsap, S.; Kasemsiri, P.; Jubsilp, C.; Tiptipakorn, S. Kevlar™ Fiber-Reinforced Polybenzoxazine Alloys for Ballistic Impact Applications. *Engineering Journal*, 15 (4); 1-15, 2011.
- Rudd, C. D.; Long, A. C.; Kendal, K. N.; Mangin, C. G. E. Liquid Moulding Technologies: resin transfer moulding, structural reaction injection moulding and related processing techniques. Woodhead Publishing Limited. England, 1997.
- Sabet, A. R.; Beheshty, M. H.; Rahimi, H. Quasi-Static Perforation Study Using a Sharp-Tip Conical Indenter on GRP Plates Containing Sand Filler. *Polymers & Polymer Composites*, 17 (1); 21 – 30, 2009.
- Safri, S. N. A.; Sultan, M. T. H.; Yidris, N.; Mustapha, F. Low Velocity and High Velocity Impact Test on Composite Materials – A review. *The International Journal Of Engineering And Science*, 3 (9); 50 – 60, 2014.
- Santos D.S.C. Estudo do impacto a baixa velocidade em compósitos epóxi/fibra de vidro nanoreforçados. Dissertação. Coimbra, 2012.
- Sasikumar, M.; Sundareswaran, V. Influence of Projectile Nose Shape on Ballistic Limit and Damage to Glass/Vinyl Ester Composite Plates. *Advanced Composites Letters*, 20 (5); 126 – 133, 2011.
- Savage, G. M. Fabric and Fibre Reinforced Laminate Armours. *Metals and Materials*, 5; 285 - 290, 1989.
- Schoeppner, G. A.; Abrate, S. Delamination Threshold Loads for Low Velocity Impact on Composite Laminates. *Composites: Part A*, 31; 903 – 915, 2000.
- Sebastian, M.S.; Unnikrishnan, K.C.; Narayanan, S. Viscoelastic properties of Kevlar-29 fabric tape strength member. *Mechanics of Materials*, 40; 949–960, 2008.

Sevkat, E.; Liaw, B.; Delale F.; Raju, B. B. *Drop-weight* Impact of Plain-Woven Hybrid Glass-Graphite/Toughened Epoxy Composites. *Composites: Part A*, 40; 1090-1110, 2009.

Sevkat, E.; Liaw, B.; Delale, F.; Raju, B. B. Effect of Repeated Impacts on the Response of Plain-Woven Hybrid Composites. *Composites: Part B*, 41; 403–413, 2010.

Sevkat, E.; Liaw, B.; Delale, F. *Drop-weight* impact response of hybrid composites impacted by impactor of various geometries. *Materials and Design*, 52; 67 – 77, 2013.

Shiino, M. Y.; Cioffi, M. O. H.; Voorwald, H. C. J.; Ortiz, E. C. Tricot Stitched Carbon Fiber Reinforced Polymer Composite Laminates Manufactured by Resin Transfer Molding Process: C-scan and Flexural Analysis. *Journal of Composite Materials*, 0 (0); 1–9, 2012.

Shyr, T; Pan, Y. Impact Resistance and Damage Characteristics of Composite Laminates. *Composite Structures*, 62; 193 – 203, 2003.

Sikarwar, R. S.; Velmurugan, R.; Madhu, V. Experimental and analytical study of high velocity impact on Kevlar/Epoxy composite plates. *Cent. Eur. J. Eng.*, 2 (4); 638 – 650, 2012.

Silva, M. A. G.; Cismasiu; Chiorean, C. G. Numerical Simulation of Ballistic Impact on Composite Laminates. *International Journal of Impact Engineering*, 31; 289–306, 2005.

Singh, K. K.; Singh, N. K., Jha, R. Analysis of Symmetric and Asymmetric Glass Fiber Reinforced Plastic Laminates Subjected to Low-velocity Impact. *Journal of Composite Materials*, 0 (00); 1 – 11, 2015.

Singh, T. J.; Samanta, S. Characterization of Kevlar Fiber and Its Composites: A Review. *Materials Today: Proceedings*, 2; 1381 – 1387, 2015.

Sorrentino, L.; Bellini, C.; Corrado, A.; Polini, W.; Aricò, R. Ballistic Performance Evaluation of Composite Laminates in Kevlar 29. *Procedia Engineering*, 88; 255 – 262, 2015.

Spronk, S. W. F.; Kersemans, M.; De Baerdemaeker, J. C. A.; Gilabert, F. A.; Sevenois, R. D. B.; Garoz, D.; Kassapoglou, C.; Van Paepegem, W. Comparing Damage from

Low-Velocity Impact and Quasi-Static Indentation in Automotive Carbon/Epoxy and Glass/Polyamide-6 Laminates. *Polymer Testing*, 65; 231 – 241, 2018.

Su, F.; Zhang, Z.; Guo, F.; Wang, K; Liu, W. Study on the Friction and Wear Properties of the Composites Made of Surface Modified-Nomex Fabrics. *Materials Science and Engineering A*, 416; 126–133, 2006.

Tan, V. B. C.; Khoo, K. J. L. Perforation of Flexible Laminates by Projectiles of Different Geometry. *International Journal of Impact Engineering*, 31; 793 – 810, 2005.

Tham, C. Y.; Tan, V. B. C.; Lee, H. P. Ballistic impact of a Kevlar helmet: Experiment and simulations. *International Journal of Impact Engineering*, 35; 304–318, 2008.

Timms, J.; Bickerton, S.; Kelly, P.A. Laminate Thickness And Resin Pressure Evolution During Axisymmetric Liquid Composite Moulding With Flexible Tooling. *Composites: Part A*, 43; 621–630, 2012.

Toscano C.; Meola, C.; Carlomagno, G. M. Porosity Distribution in Composite Structures with Infrared *Thermography*. *Journal of Composites*, 2013; 1-8, 2013.

Ulven, C.; Vaidya, U. K.; Hosur, M. V. Effect of Projectile Shape During Ballistic Perforation of VARTM Carbon/Epoxy Composite Panels. *Composite Structures*, 61; 143 – 150, 2003.

Varga, K.; Noisternig, M.F.; Griesser, U.J.; Aljaz, L.; Koch, T. Thermal and Sorption Study of Flame-resistant Fibers. *Lenzinger Berichte*, 89; 50 – 59, 2011.

Vuyst, T. De; Vignjevic, R.; Albero, A. A.; Hughes, K.; Campbell, J. C.; Djordjevic, N. The Effect of the Orientation of Cubical Projectiles on The Ballistic Limit and Failure Mode of AA2024-T351 Sheets. *International Journal of Impact Engineering*, 104; 21 – 37, 2017.

Wang, H. R.; Long, S. C.; hang, X. Q.; Yao, X. H. Study on the Delamination Behavior of Thick Composite Laminates Under Low Energy Impact. *Composite Structures* 184, 461–473, 2018.

Wang, Y.; Li, J.; Zhao, D. Mechanical Properties of Fiber Glass and Kevlar Woven Fabric Reinforced Composites. *Composites Engineering*, 5 (9); 1159 – 1175, 1995.

Weitzenbock, J.R.; Shenoi, R.A.; Wilson, P.A. Radial Flow Permeability Measurement. Part A: Theory. *Composites: Part A*, 30; 781–796, 1999.

Wen, H. M. Predicting the Penetration and Perforation of FRP Laminates Struck Normally by Projectiles with Different Nose Shapes. *Composite Structures*, 49; 321 – 329, 2000.

Wiebeck, H.; Harada, J. Plásticos de Engenharia: tecnologia e aplicações. Editora Artliber, São Paulo, 2005.

Williams, C.; Summerscalest, J.; Grove, S. Resin Infusion under Flexible Tooling (RIFT): a review. *Composites Part A*, 21A; 517-524, 1996.

Winkel, J. D.; Adams, D. F. Instrumented drop weight impact testing of cross-ply and fabric composites. *Composites*, 16 (4); 268 – 278, 1985.

Wu, E.; Chang, L. Loading Rate Effect on Woven Glass Laminated Plates by Penetration Force. *Journal of Composite Materials*, 32 (8); 702 – 721, 1998.

Wu, H. F.; Yeh, J. R. Compressive Response of Kevlar-epoxy Composites: Experimental Verification. *Journal of Materials Science*, 27; 755 – 760, 1992.

Xiao, J. R.; Gama, B.A.; Gillespie Jr, J. W. Progressive Damage and Delamination in Plain Weave S-2 Glass/SC-15 Composites Under Quasi-Static Punch-Shear Loading. *Composite Structures*, 78; 182–196, 2007.

Yan, R.; Chen, X. Aramid/Epoxy Composites with Angle-Laid Reinforcement Constructions for Ballistic Protection. *Journal of Industrial Textiles*, 45 (5); 765 – 779, 2016.

Yeh, J. R.; Teply, J. L. Compressive Response of Kevlar/Epoxy Composites. *Journal of Composite Materials*, 22, 245 – 257, 1988.

Yenilmez, B.; Senan. M; Sozer, E. M. Variation of part thickness and compaction pressure in vacuum infusion process. *Composites Science and Technology*, 69; 1710–1719, 2009.

Zhang, H. Comparison and Analysis of Thermal Degradation Process of Aramid Fibers (Kevlar 49 and Nomex). *Journal of Fiber Bioengineering and Informatics*, 3 (3); 163-167, 2010.

Zhang, K; Gu, Y.; Li, M.; Zhang, Z. Effect Of Rapid Curing Process On The Properties Of Carbon Fiber/Epoxy Composite Fabricated Using Vacuum Assisted Resin Infusion Molding. *Materials and Design*, 54; 624–631, 2014.

Zheng, D. Low Velocity Impact Analysis of Composite Laminated Plates. 2007. 143 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – The Graduate Faculty of the University of Akron. Ohio. 2007.

Zhou, G. The Use of Experimentally-Determined Impact Force as a Damage Measure in Impact Damage Resistance and Tolerance of Composite Structures. *Composites Structures*, 42; 375 – 382, 1998.

Zhu, G.; Goldsmith, W.; Dharan, C. K. H. Penetration of Laminated Kevlar by Projectiles-I. Experimental Investigation. *Int. J. Solids. Structures*, 29 (4); 399 – 420, 1992.

APÊNDICE

Apêndice A – Ultrassom C-scan

Este apêndice refere-se ao desenvolvimento de uma placa (300 x 300 mm²), por moldagem por transferência de resina (injeção de resina no centro e saída através das quatro extremidades do molde), com os materiais utilizados nessa pesquisa (aramida e epóxi) com o objetivo de entender seu comportamento quando submetido à análise de ultrassom, técnica C-scan, e os padrões de cores gerados através da técnica, os quais são dependentes das propriedades e dos teores de cada material em análise. A Figura 67(a) mostra a placa desenvolvida, a qual apresenta regiões com apenas resina epóxi (área em vermelho), regiões onde a fibra não foi totalmente preenchida pela resina (área lilás) e regiões com defeitos introduzidos propositalmente durante a moldagem (área preta).

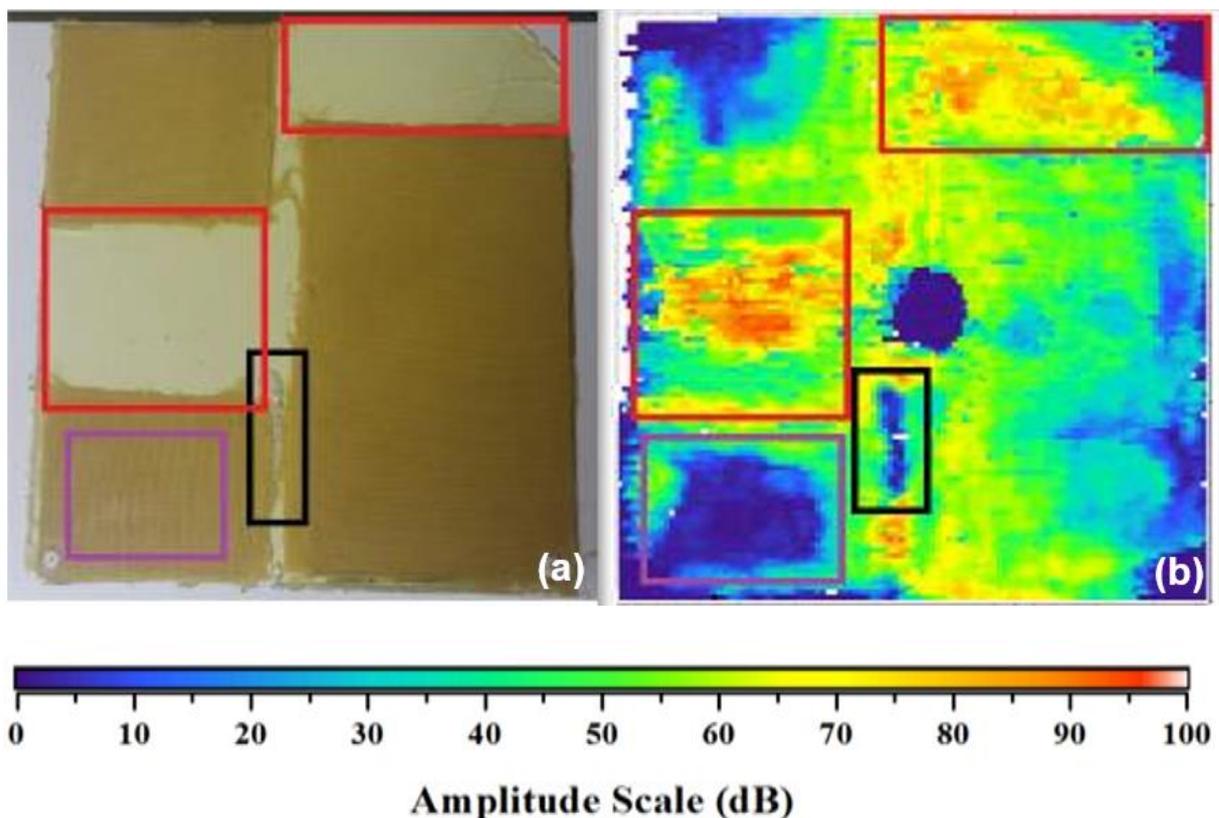


Figura 67. (a) placa para estudo desenvolvida e (b) imagem da placa gerada através da análise por ultrassom, técnica C-scan.

Através desse estudo foi possível concluir que quanto maior o teor de resina menor a atenuação das ondas ultrassônicas através do material, por isso maior a amplitude da onda (> 60 dB). À medida que a resina foi adentrando o tecido a amplitude foi diminuindo em relação à região que continha apenas resina, devido a presença de fibra. Quando a resina não foi mais capaz de permear o tecido, regiões com fibras expostas foram obtidas (área lilás) e através da análise dessas regiões foi possível observar que quanto maior o teor de fibra, maior a dissipação/absorção das ondas ultrassônicas pelo material, sendo a amplitude tendendo a valores abaixo de 20 dB para as regiões com fibras expostas (baixíssimo teor de resina). As regiões que apresentavam defeitos (área preta e centro da placa) também foram responsáveis por dissipar grande quantidade de sinal.

Logo, através da criação desse gabarito, foi possível o entendimento do comportamento das ondas ultrassônicas através dos materiais em estudo, resina, fibra/resina, fibra e vazios/defeitos, e assim obter uma interpretação mais adequada e confiável os compósitos desenvolvidos nessa pesquisa

Apêndice B – Resultados Complementares dos Compósitos 6C_p-20C_p e 8C_p

Esse apêndice é referente às análises complementares realizadas nos primeiros compósitos desenvolvidos nesse trabalho (6 a 20 camadas) e nos compósitos com 8 camadas desenvolvidos posteriormente aos compósitos 6C_p-20C_p, utilizando diferentes configurações de processamento, conforme relatado na Seção 4.2.3.1. A Tabela 19 apresenta dos dados de processamento dos compósitos 6C_p-20C_p.

Tabela 19. Dados de pós-processamento dos primeiros compósitos 6C_p-20C_p moldados por IV.

Amostras	Espessura média (mm)	Volume estimado (cm³)	Massa (g)
6C_p	4,0	372,10	430,30
8C_p	5,3	517,55	566,21
10C_p	6,7	664,64	694,06
13C_p	8,8	873,18	911,80
15C_p	10,6	1025,23	1026,35
18C_p	11,8	1170,86	1296,51
18C_p-1	11,9	1180,78	1184,38
18C_p-2	11,8	1174,82	1251,84
20C_p	12,3	1220,47	1412,01

Para as análises de MO, como os compósitos 6C_p-20C_p foram os primeiros desenvolvidos, as amostras foram retiradas de duas regiões diferentes, a fim de verificar diferenças entre as regiões das placas observadas nas imagens de ultrassom C-scan (Figura 40) quanto ao molhamento da resina ao longo do tecido e a distribuição e as formas dos vazios presentes.

A resina utilizada para o embutimento dos CDPs foi a mesma utilizada na moldagem. Para a preparação das amostras para análise por MO foram utilizadas lixas de variadas gramatura (220, 320, 400 e 600), e o polimento foi realizado em uma politriz utilizando um pano de polimento com uma suspensão de alumina de 0,3 μm . Tal metodologia é frequentemente utilizada no laboratório para compósitos reforçados com fibra de vidro, carbono e naturais. O processo de lixamento e polimento dos compósitos aramida/epóxi apresentou muita dificuldade, pois, como a fibra de aramida desgastou rapidamente as lixas e o pano de polimento, o que dificultou um perfeito acabamento nas amostras. A Figura 68 e Figura 69 apresentam as micrografias das regiões IN e M dos compósitos 6C_p-20C_p.

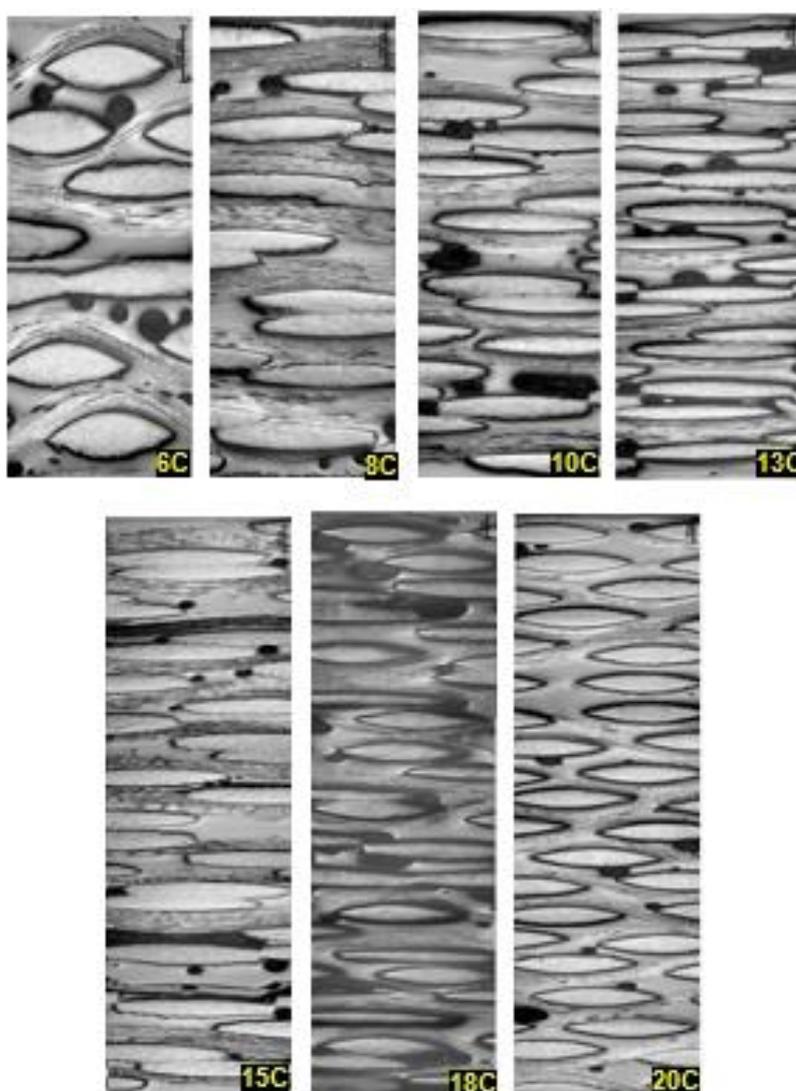


Figura 68. MO da seção transversal da região IN dos laminados compósitos 6C_p, 8C_p, 10C_p, 13C_p, 15C_p, 18C_p e 20C_p.

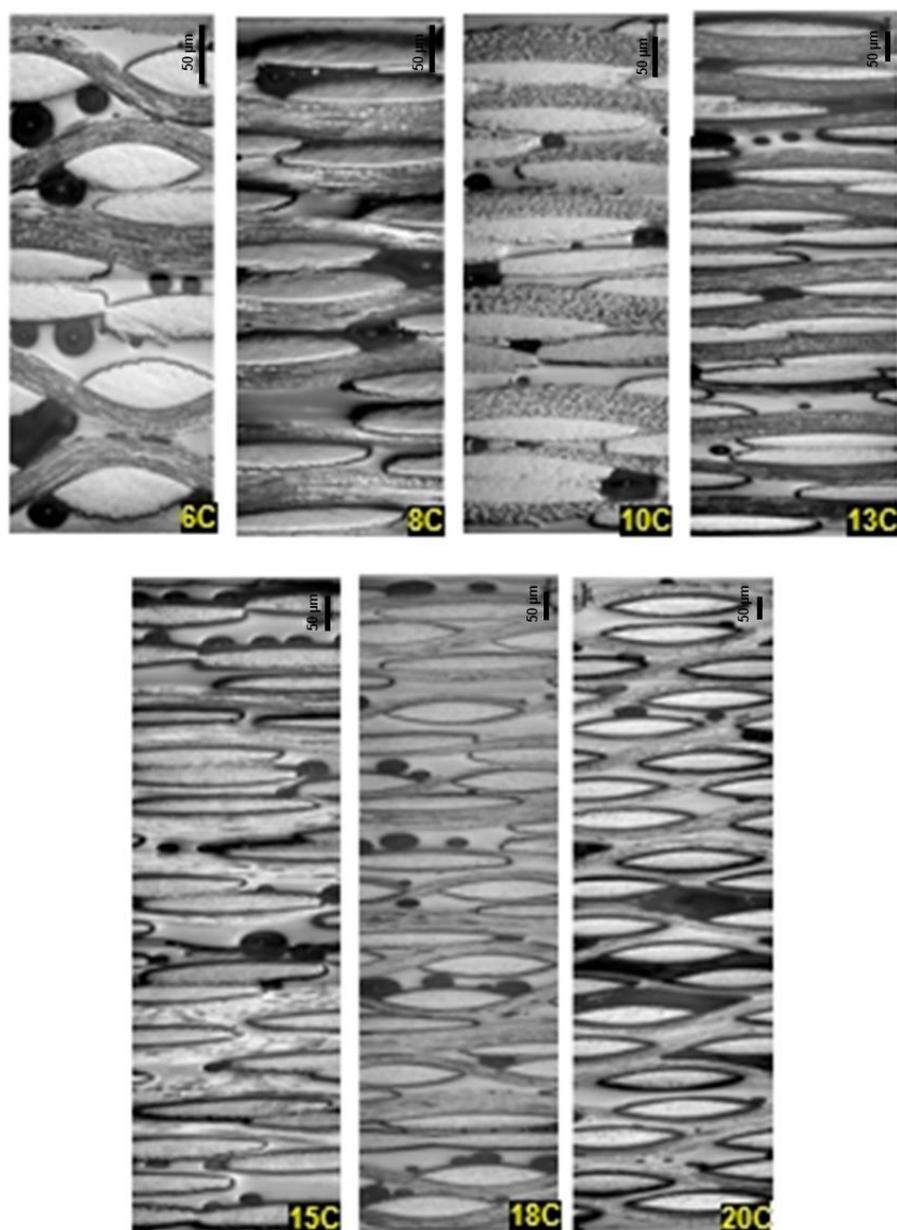


Figura 69. MO da seção transversal da região M dos laminados compostos 6C_p, 8C_p, 10C_p, 13C_p, 15C_p, 18C_p e 20C_p.

Através das imagens, observa-se que os compostos fabricados possuem elevados teores de vazios, e que os mesmos possuem formas diferenciadas, podendo ser divididos em dois tipos, cilíndricos longos ou esféricos, e que não se encontram distribuídos de forma homogênea, podendo observar que em certas camadas existem muitos poros e em outras quase não há incidência de poros. Isso está associado às condições de moldagem, tais como pressão de injeção utilizada, tempo de

compactação, baixa temperatura de moldagem, elevada viscosidade da resina, não compatibilidade fibra/resina, e baixa permeabilidade do tecido, os quais contribuem para a formação de vazios em compósitos quando fabricados por moldagem líquida. Desse modo, tais imagens são indicativas que os parâmetros iniciais de processamento utilizados no processamento por IV não produziram compósitos com uma qualidade adequada.

A respeito dos compósitos produzidos com 8 camadas, foram realizadas análises por MO apenas nas placas cuja análise de ultrassom C-scan mostrou bons resultados, os compósitos 8C_p-4 e 8C_p-5 (Figura 70). Como mencionado acima, houve dificuldades na etapa de polimento das amostras, pois, a fibra de aramida desgastava e cortava rapidamente o pano flocado fazendo com que resíduos impregnassem nas amostras, conforme indicado na Figura 70, por isso para MO das amostras 5C-28C foi empregado um diferente método, conforme descrito na Seção 4.2.4.2. Através das imagens das regiões analisadas, foi possível observar a presença de resina entre as camadas dos tecidos, indicando que as alterações realizadas nos parâmetros das moldagens por IV, como, temperatura, pressão e tempo de compactação, foram eficientes. Porém, não foi possível concluir quanto à quantidade de vazios, visto que os resíduos do pano de polimento podem ter ficado presos em regiões onde apresentam vazios, porém não se pode ter certeza quanto a isso.

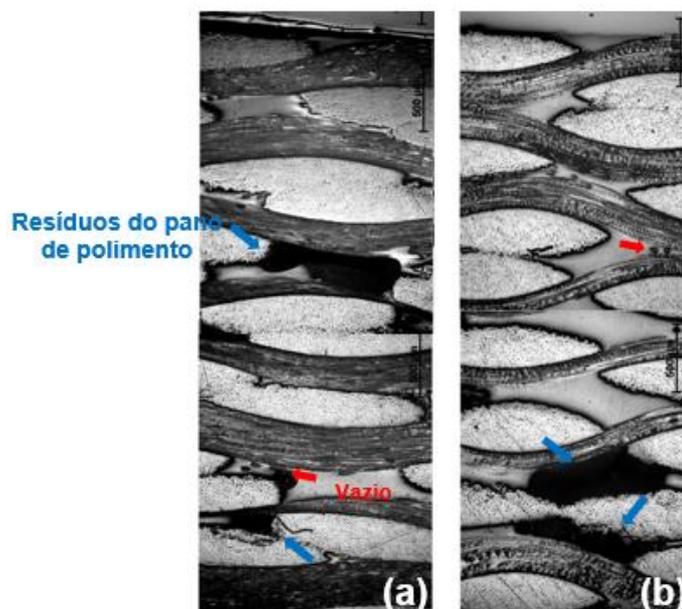


Figura 70. MO da seção transversal da região M dos compósitos (a) 8C_p-4 e (b) 8C_p-5.

Para o ensaio de Short Beam dos compósitos 6C_p-20C_p, 8C_p-4 e 8C_p-5, os CDP foram usinados por região da placa, localizadas conforme apresentado na Figura 71, a fim de verificar a homogeneidade quanto à distribuição de resina, e com isso, a eficiência dos parâmetros de processamento utilizados e a confiabilidade das imagens geradas através da análise de ultrassom C-scan, já que estas foram as primeiras placas fabricadas e analisadas.



Figura 71. Posicionamento dos CDP utilizados no ensaio Short Beam dos compósitos 6C_p-20C_p, 8C_p-4 e 8C_p-5.

Ensaio de cisalhamento Short Beam foram realizados nas regiões IN, M e OUT dos compósitos pois tal propriedade é influenciada pela homogeneidade na distribuição da resina e de vazios. Os resultados obtidos de resistências Short Beam encontram-se na Figura 72 para os compósitos 6C_p-20C_p e Figura 74 para os compósitos 8C_p-4 e 8C_p-5.

De acordo com os resultados de short beam obtidos e as posições em que foram retirados os CDP, pode-se observar que, com exceção do compósito 6C_p, as amostras da posição 8 foram as que obtiveram os piores resultados, sendo a placa 15C_p a que apresentou a menor resistência ao cisalhamento interlaminar (1,7 MPa). Em geral, as amostras das posições de 1-5 foram as de maior resistência, sendo a amostra da posição 5 da placa 20C_p, com 31,5 MPa, o maior valor obtido.

De acordo com Toscano et al. (2013) e Laurenzi e Marchetti (2012), a resistência short beam está diretamente relacionada à influência do teor de resina e vazios contidos nos laminados, pois a presença de regiões com fibras não suportadas pela matriz podem induzir concentração de tensões locais, e conseqüentemente a degradação de resistência e rigidez do material. Como as regiões OUT foram as que continham uma maior quantidade de poros e um menor teor de resina, apresentaram menor resistência short beam, principalmente nas placas mais espessas, com ocorrência de delaminações evidentes (Figura 73).

6C	18,8	12,4	8C	11,5	5,0	13,5	10C	12,5	2,7	8,5	
	28,8	21,6			22,8	20,7		11,8	11,9		
	24,5	21,6	21,7	26,8	21,7	20,1		23,4	25,4		
13C	23,1	2,5	25,1	15C	3,2	1,7	11,0	18C	20,4	4,4	21,1
		26,2	9,8			25,4	14,8		26,8	23,4	
	26,7	22,8	21,7	24,9	23,1	26,9		21,4	28,1	27,4	
				20C	25,0	19,6					
						31,5	12,1				
						21,9	35,0				

Valores abaixo de 10 MPa
Valores entre 10-20 MPa
Valores acima de 20 MPa

Figura 72. Resistência short beam dos compósitos 6C_p-20C_p.

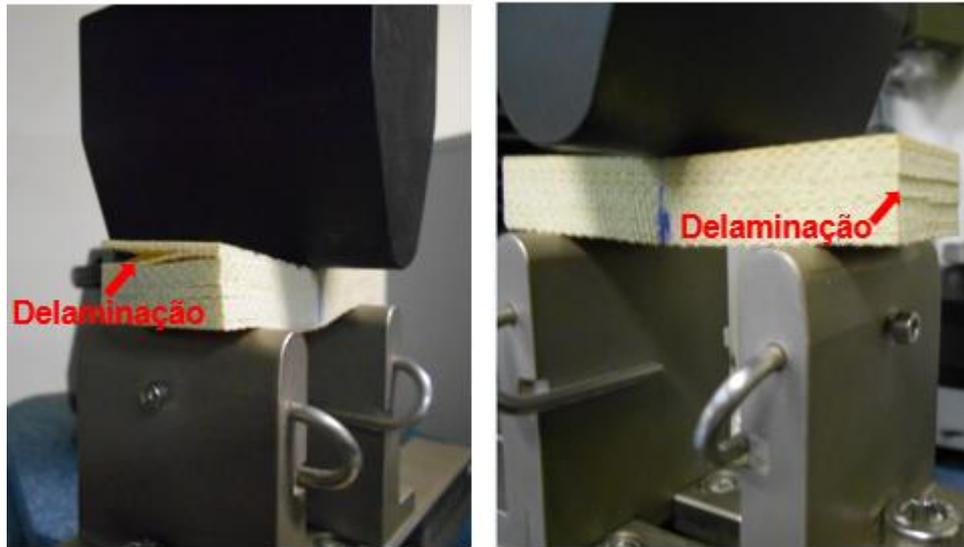


Figura 73. Delaminação durante o ensaio short beam nos compósitos 15C_p e 18C_p.

Os valores de resistência short beam obtidos nos laminados 8C_p-4 e 8C_p-5 comprovam que tais compósitos apresentaram uma boa dispersão da matriz ao longo das placas, conforme apresentado nas imagens C-Scan, principalmente o 8C_p-5, que apresentou todos os valores próximos e acima de 20 MPa nas três regiões. O laminado 8C_p-5 obteve melhores valores de resistência short beam do que o 8C_p-4, relacionado às modificações dos parâmetros de processamento, que possibilitou um menor teor de vazio e uma melhor resposta na análise C-Scan.

8C-4			8C-5		
22,1	20,0	21,0	29,0	26,8	24,8
16,9	23,8	21,2	24,5	24,7	22,5
21,1	18,0	20,5	26,5	21,5	28,0

Valores abaixo de 10 MPa

Valores entre 10-20 MPa

Valores acima de 20 MPa

Figura 74. Resistência short beam dos laminados 8C_p-4 e 8C_p-5.

Como os compósitos 8C_p-4 e 8C_p-5 obtiveram bons resultados de resistência short beam e uma boa dispersão da matriz ao longo do reforço, análise de densidade e teor

de constituinte foram realizadas, a fim de quantificar o teor de fibra, matriz e vazios contidos nos compósitos.

Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 20. Pôde ser observado que o compósito 8C_p-4 possui uma menor densidade, provavelmente devido à maior quantidade de vazios presente no laminado. Tal fator pode estar relacionado à maior temperatura, menor pressão de injeção e maior tempo de compactação utilizado na moldagem, o que influenciou também a análise C-Scan pois precisou ser utilizado um maior ganho do que na análise do compósito 8C_p-5, conforme mencionado anteriormente.

Tabela 20. Valores de densidade e teor dos constituintes dos laminados aramida/epóxi 8C_p-4 e 8C_p-5.

	Regiões	Densidade (g/m³)	V_f (%)	V_m (%)	V_v (%)
8C_p-4	IN	1,14	59,72	25,45	14,83
	M	1,13	60,92	22,89	16,19
	OUT	1,15	57,22	29,40	13,39
8C_p-5	IN	1,17	59,09	28,75	12,16
	M	1,19	60,39	28,92	10,68
	OUT	1,22	65,99	23,87	10,14

Apêndice C – Análise por Raio-X dos Compósitos Submetidos a impacto Drop-Weight (5C-13C)

Esse apêndice refere-se as imagens obtidas através da análise de Raio-x nos compósitos 5C-15J, 8C-30J, 8C-45J, 13C-45J e 13C-60J, impactados por drop-weight (15-60 J de energia). Tais imagens não foram inseridas na tese pois não foi realizada análise na amostra 5C-30J por motivos técnicos, tornando assim a análise incompleta. A Figura 75 apresenta as imagens por Raio-x obtidas após impacto por drop-weight das amostras 5C-15J, 8C-30J, 8C-45J, 13C-45J e 13C-60J.

Tais imagens estão de acordo com a Figura 53 e Figura 54, as quais mostram um maior dano para o compósito 8C-45J (Figura 75(e, f)) e menor dano para os compósitos com 13 camadas (Figura 75(g,h e i, j)). É possível observar através da vista lateral dos compósitos 5C-15J e 8C-30J ((Figura 75(a e c)) que os compósitos apresentaram uma leve elevação, conforme apresentado na Figura 53 e Figura 54.

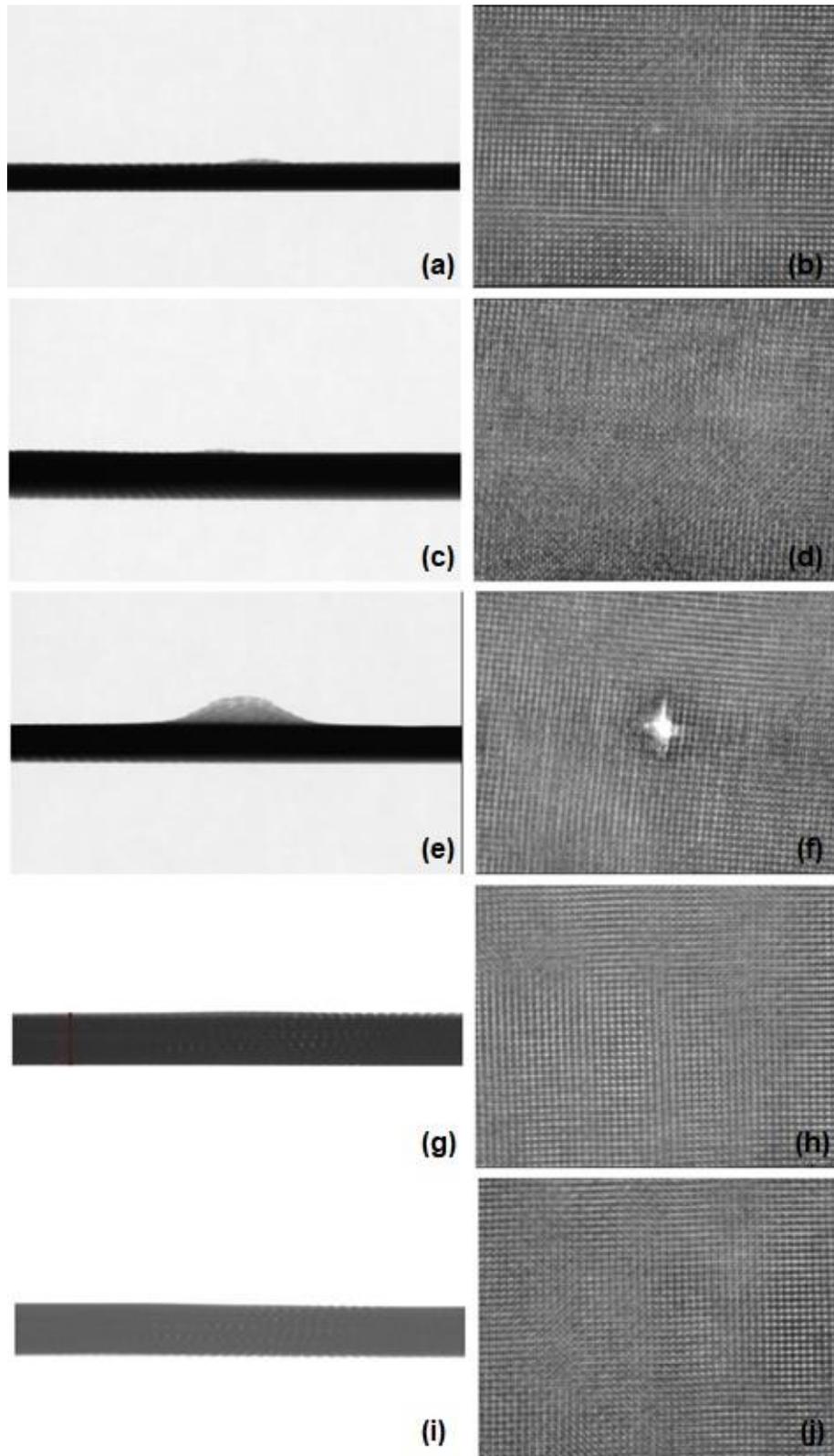


Figura 75. Radiografias dos danos nos compósitos 5C-15J (a, b); 8C-30J (c, d); 8C-45J (e, f); 13C-45J (g, h) e 13C-60J (i, j) após serem impactados drop-weight (vista lateral e inferior, respectivamente).

Apêndice D – Análise por CT-Scan dos Compósitos Submetidos a impacto pelo projétil .357 Magnum FMJ

Esse apêndice é referente às imagens obtidas através da análise por CT-scan. As imagens não foram incluídas nas discussões da tese devido à ausência de imagens de algumas amostras, por motivo de ocorrência de problemas técnicos na Politecnico de Milano/Itália. A análise dos danos internos e externos gerados pelo projétil .357 FMJ Magnum nos compósitos com variadas espessuras (8C, 13C e 23C) foi realizada por tomografia computadorizada (CT-Scan), em um equipamento de microtomografia de raio-X 3D de CT-Scan, modelo X25 NSI na Politecnico de Milano/Itália e as imagens se encontram na Figura 76.

Através da Figura 76 também foi possível observar os diferentes mecanismos de dano, relacionados aos compósitos de variadas espessuras impactados pelo projétil de ponta cônica .357 Magnum FMJ, sendo os principais mecanismos de danos delaminação, ruptura da matriz e fratura de fibras por cisalhamento, compressão e tração. Também pôde-se observar, conforme mencionado na Seção 5.3.2.2.2, que o projétil de ponta cônica levou a uma área pequena de dano, pois o projétil perfurou o laminado promovendo uma baixa delaminação e rasgamento dos compósitos devido à sua elevada capacidade de penetração e perfuração e alta energia cinética empregada no impacto.

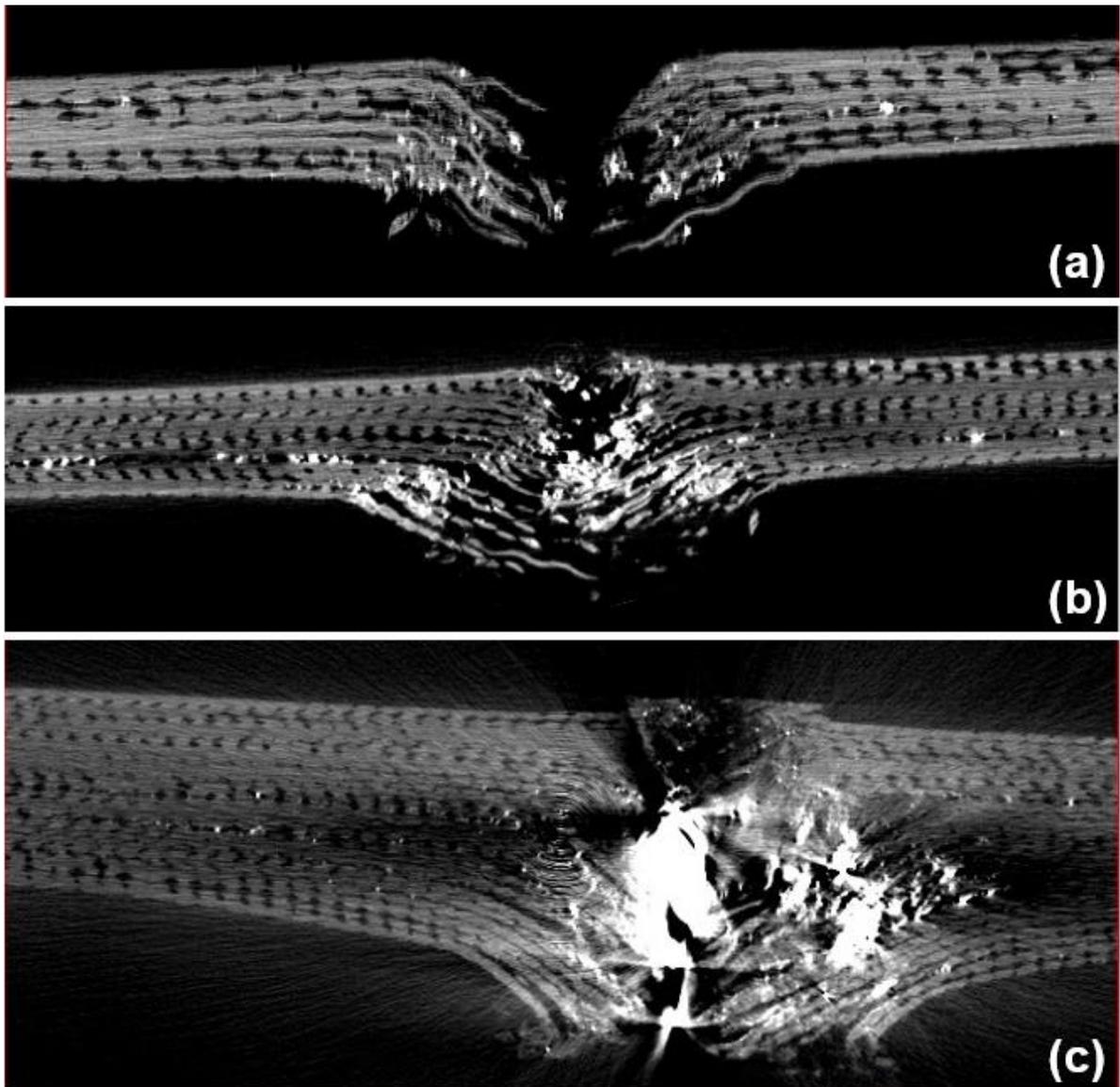


Figura 76. Tomografias computadorizadas dos danos nos compósitos (a) 8C; (b) 13C e (c) 23C; após serem impactados por um projétil .357 FMJ Magnum as placas foram cortadas ao meio para permitir essa visão)