

UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIAS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
PROCESSOS E TECNOLOGIAS

DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS UTILIZANDO RESINA
ÉSTER VINÍLICA REFORÇADA POR FIBRA DE ARAMIDA PARA
APLICAÇÃO EM BLINDAGEM DE VEÍCULOS MILITARES

Marlova Pagnoncelli

Caxias do Sul
2016

Marlova Pagnoncelli

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS UTILIZANDO RESINA
ÉSTER VINÍLICA REFORÇADA POR FIBRA DE ARAMIDA PARA
APLICAÇÃO EM BLINDAGEM DE VEÍCULOS MILITARES**

Dissertação apresentada no Programa de Pós Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias da Universidade de Caxias do Sul, visando a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Processos, orientada pelo professor Dr. Ademir José Zattera e co-orientada pelo professor Dr. Sandro Campos Amico.

Caxias do Sul
2016

P139d Pagnoncelli, Marlova

Desenvolvimento de compósitos utilizando resina éster vinílica reforçada por fibra de aramida para aplicação em blindagem de veículos militares / Marlova Pagnoncelli. – 2016.

88 f.: il.

Dissertação (Mestrado) - Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias, 2016.

Orientação: Ademir José Zattera.

Coorientação: Sandro Campos Amico.

1. compósitos. 2. aramida. 3. RTM. 4. blindagem. I. Zattera, Ademir José, orient. II. Amico, Sandro Campos, coorient. III. Título.

Elaborado pelo Sistema de Geração Automática da UCS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

**DESENVOLVIMENTO DE COMPÓSITOS UTILIZANDO RESINA ÉSTER VINÍLICA
REFORÇADA POR FIBRA DE ARAMIDA PARA APLICAÇÃO EM BLINDAGEM DE
VEÍCULOS MILITARES**

Marlova Pagnoncelli

Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Processos e Tecnologias, Área de Concentração: Desenvolvimento de Processos e Produtos Industriais.

Caxias do Sul, 11 de julho de 2016.

Banca Examinadora:

Dr. Ademir José Zattera - Orientador
Universidade de Caxias do Sul

Dr. Sandro Campos Amico - Coorientador
Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Dra. Iaci Miranda Pereira
Centro Tecnológico do Exército

Dra. Laura Hecker de Carvalho
Universidade Federal de Campina Grande

Dr. Marcos Alexandre Luciano
Universidade de Caxias do Sul

Dra. Venina dos Santos
Universidade de Caxias do Sul

AGRADECIMENTOS

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela bolsa de apoio financeiro que permitiu a realização deste trabalho.

Ao Programa de Pós Graduação em Engenharia de Processos e Tecnologias (PGEPROTEC) da Universidade de Caxias do Sul (UCS) que me acolheu como aluna.

Ao meu orientado Ademir José Zattera, e a todos os colegas e colaboradores dessa instituição que me auxiliaram e apoiaram durante estes dois anos. Ao professor Dr. Sandro Campos Amico, pela co-orientação e auxílio na idealização deste trabalho.

Às empresas Agrale e Dupont pela parceria e apoio no desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas de mestrado com quem tive a honra de dividir dois anos da minha vida e que muito me agregaram: com amizade, companheirismo, alegria, compreensão e lições de vida.

Aos colegas Dra. Daiane Romanzini e Dr. Heitor Ornaghi Jr., pelas inúmeras vezes em que me auxiliaram no desenvolvimento desta dissertação.

A equipe do Centro tecnológico do Exército (CTEx), Dra. Iaci Miranda Pereira, Cap. Rafael Rodrigues Dias, Maj. Dr. André Luis Vasconcelos Cardoso e todos que auxiliaram na realização dos ensaios de Impacto Hopkinson e Impacto balístico.

À aluna Vanessa Pirolí, bolsista deste projeto, pelo auxílio na confecção e caracterização dos compósitos e sempre muito prestativa.

À minha família pelo constante apoio, paciência e compressão.

E à Deus pelo dom da vida e pelos caminhos que me conduziu.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVOS	16
2.1 Objetivo Geral.....	16
2.2 Objetivos Específicos.....	16
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1 COMPÓSITOS	17
3.1.1 Reforço	18
3.1.2 Matriz termorrígida	21
3.2 MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA (RTM)	23
3.2.1 Parâmetros de processamento.....	24
3.3 BLINDAGEM BALÍSTICA	28
3.3.1 Conceitos básicos.....	28
3.3.2 Blindagem utilizando compósitos poliméricos.....	31
3.3.3 Caracterização de compósitos poliméricos aplicados em blindagem	33
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
4.1 MATERIAIS.....	37
4.2.1 Caracterização da aramida.....	38
4.2.1.1 Teor de umidade.....	38
4.2.1.2 Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)	39
4.2.1.3 Análise termogravimétrica (TGA)	39
4.2.1.4 Microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo (FEG-MEV).....	39
4.2.2 Verificação da cura da resina.....	39
4.2.3 Análise estatística.....	39
4.2.4 Produção dos compósitos	40
4.2.5 Caracterização dos compósitos	43
4.2.5.1 Densidade, volume de fibras real, teor de vazios.....	43
4.2.5.2 Resistência à tração	44
4.2.5.3 Resistência ao impacto	44
4.2.5.4 Resistência à flexão	44
4.2.5.5 Microscopia optica e Microscopia eletrônica de varredura.....	45
4.2.5.6 Cisalhamento interlaminar (<i>Short beam</i>).....	45
4.2.5.7 Análise térmico dinâmico mecânica (DMTA).....	47
4.2.5.8 Ensaio na Barra Hopkinson	48

4.2.5.9 Determinação do limite de velocidade balístico (V50).....	51
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	53
5.1 CARACTERIZAÇÃO DA ARAMIDA.....	53
5.1.1 Teor de umidade.....	53
5.1.2 Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)	54
5.1.3 Análise termogravimétrica (TGA)	55
5.1.4 Microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo (FEG-MEV).....	56
5.2 VERIFICAÇÃO DA CURA da RESINA	57
5.3 PRODUÇÃO DOS COMPÓSITOS	58
5.4 Caracterização dos compósitos	59
5.4.1 Densidade, volume de fibras real, volume de vazios	59
5.4.2 Micrografia	61
5.4.3 Cisalhamento interlaminar (<i>Short beam</i>).....	64
5.4.4 Resistência ao impacto	65
5.4.5 Resistência à flexão.....	67
5.4.6 Resistência à tração	68
5.4.7 Análise dinâmico mecânica (DMA).....	70
5.4.8 Impacto Hopkinson	74
5.4.9 Impacto balístico.....	78
6 CONCLUSÕES	81

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Tipos de tecido (a) tecido básico; (b) sarja e (c) cetim.....	19
Figura 2 - Estrutura molecular do Kevlar® (a), orientação da formação do fio (b) e tecido (c)	20
Figura 3 - Estrutura da (a) meta-aramida e (b) para-aramida.....	20
Figura 4 - Hidrólise da poliaramida.....	21
Figura 5 - Estrutura química da resina éster vinílica	22
Figura 6 - Esquema de processamento por RTM.	23
Figura 7 - Micro e macro poros em reforço contínuo.....	25
Figura 8 - Compactação do tecido em molde RTM	26
Figura 9 - Mecanismo de impregnação da resina em reforço: (a) formação de poros macroscópicos (b) formação de vazios microscópicos.....	27
Figura 10 - Efeito do teor de vazios na resistência intelaminar de um compósito.....	28
Figura 11 - Exemplo de blindagem integral multifuncional	29
Figura 12 - Esquema de funcionamento da Barra Hopkinson	34
Figura 13 - Esquema de distribuição de forças e deformação na Barra Hopkinson.....	35
Figura 14 - Termobalança Gilbertini	38
Figura 15 - Etapas de moldagem e caracterização dos compósitos.....	40
Figura 16 - Eliminação das bolhas da resina antes da moldagem	41
Figura 17 - Equipamento de RTM.....	41
Figura 18 - Compósito reforçado por: (a) 7 mantas de aramida e (b) e 6 mantas de aramida.....	42
Figura 19 - Corte de copos de prova para o ensaio de densidade.....	43
Figura 20 - Curvas típicas tensão de flexão σ_f versus deformação na flexão (ϵ_f).....	45
Figura 21 - Modos de falha válidos para ensaio de cisalhamento interlaminar	46
Figura 22 - Garra empregada no ensaio dinâmico mecânico	47
Figura 23 - Amostras cortadas da placa AD6 por jato d'água.	49
Figura 24 - Modelo de sinais obtidos pelos <i>straining gages</i> durante os ensaios : (a) sem <i>pulse shaper</i> e (b) com <i>pulse shaper</i>	50
Figura 25 - Preparação da amostra e projétil para execução do ensaio balístico: a) projétil utilizado, b) pesagem do projétil, c) provete de propulsão a gás, d) ajuste da placa no túnel de tipo, e) execução do impacto.....	52
Figura 26 - Teor de umidade Kevlar 29.....	53
Figura 27 - Espectros de FTIR- ATR da fibra de aramida.....	54
Figura 28 - Termograma de TGA do tecido de Aramida a) atmosfera de ar e b) atmosfera de N ₂	55
Figura 29 - MEV fibras de aramida com ampliação de (a) 500 x e (b) 1000x	57
Figura 30 - DCS para resina em diferentes etapas de cura.	58
Figura 31 - <i>Race-tracking</i> na moldagem do compósito AD4	59
Figura 32 - Fotografia da base da amostra AD4, região central.....	61
Figura 33 - Microscopia ótica do compósito, aumento de 100X.	62
Figura 34 - Microscopia ótica do compósito no modo negativo com aumento de 50 X.....	62
Figura 35 - Micrografia MEV-FEG do a) compósito com aumento de 40 X, b) sentido da trama com aumento de 2000 x e c) sentido do urdume com aumento de 2000 X.....	63
Figura 36 - MEV das fibras do compósito com ampliação de 30000 X.....	64
Figura 37 - Modelo de curvas (a) curvas obtidas na caracterização do compósito AD6 e (b) padrão para ensaio ILSS.....	65
Figura 38 - Corpos de prova obtidos no ensaio ILSS	65
Figura 39 - Resultado de resistência ao impacto dos compósitos	66

Figura 40 - Resultado de resistência à flexão e módulo em flexão dos compósitos	68
Figura 41 - Resistência à tração e módulo de Young dos compósitos	68
Figura 42 - Modelo de fratura para os corpos de prova de tração: a) AD4; b) AD5; c) AD6.	69
Figura 43 - Módulo de armazenamento da resina e dos compósitos estudados.....	70
Figura 44 - Módulo de perda para a resina e para os compósitos estudados	72
Figura 45 - Tan Delta da resina e compósitos estudados.....	73
Figura 46 - Comparação do comportamento Força versus Tempo nas interfaces barra/amostra a) Placa AD4, b) Placa AD5 e c) Placa AD6.	74
Figura 47 - Gráfico taxa de deformação ($d\varepsilon/dt$) versus deformação (ε) Placa a)AD4, b) AD5 e c) AD6.	75
Figura 48 - Curvas tensão $\sigma(t)$ versus deformação ε das amostras de cada uma das cinco áreas das placas balísticas a) AD4, b) AD5 e c)AD6.	76
Figura 49 - Placas AD6 submetidas a ensaio balístico, a) Impactos com projétil .38 S&W empregados na determinação do V_{50} , b) Impactos com projétil 9mm e c) impactos preliminares, com projétil .38.....	79

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas fibra de aramida.....	21
Tabela 2 - NIJ <i>Standard</i> – 0108.01 Nível de proteção do sistema de blindagem.....	31
Tabela 3 - Propriedade resina éster vinílica Derakane 411-350.....	37
Tabela 4 - Propriedade tecido de aramida.....	37
Tabela 5 - Parâmetros aplicados no ensaio	51
Tabela 6 - Bandas do FTIR-ATR do Kevlar 29	55
Tabela 7 - Descrição dos fenômenos observados no TGA da aramida em atmosfera de ar e N ₂	56
Tabela 8 - Densidade teórica x real compósitos.....	59
Tabela 9 - Volume de fibras teórico e real dos compósitos e volume de vazios.....	60
Tabela 10 - Comparativo entre energia de impacto das amostras ensaiadas e outros compósitos.....	67
Tabela 11 - Coeficiente de efetividade do reforço C (40 – 150 °C) para os compósitos estudados	71
Tabela 12 - Valores de τ e σ_{tmax} das placas testadas.....	77
Tabela 13 - Resultado do ensaio balístico	79

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Nomenclatura e configurações dos compósitos moldados.....	42
---	----

SIGLAS, TERMOS E ABREVIATURAS

A_a	Área da seção transversal da amostra
A	Fator de adesão
A_b	Área da seção transversais da barra
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	Análise de variância
AP	<i>Armor Piercing</i>
ASTM	American Standard for testing and Materials
ATR	Refratância total atenuada
b e h	Largura e espessura da amostra no ensaio <i>Short beam</i>
C	Coefficiente de efetiviadde do reforço
C_b	Velocidade de propagação de ondas mecânicas na barra
cP	Centipoise
CTEx	Centro Tecnológico do Exército
DMTA	Análise térmica dinâmico-mecânica
DSC	Calorimetria exploratória diferencial
<i>dual cantliver</i>	Viga dupla
$\frac{d\varepsilon}{dt}$	Taxa de deformação
E_b	Módulo de Young do material da barra Hopkinson
E_c	Módulo de armazenamento na região elastomérica (DMTA)
E_v	Módulo de armazenamento na região vítrea (DMTA)
FEG	Field emission gun
FMJ	<i>Full Metal Jacketed</i>
F^{SBS}	Resistência <i>Short beam</i>
FTIR	Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier
<i>gel time</i>	Tempo de gel
<i>Hand lay up</i>	Laminação manual
ILSS	Interlaminar shear strength
JSP	<i>Joint Soft Point</i>
L/D	Razão de aspecto (comprimento/diâmetro)
LCM	Moldagem líquida de compósitos
LRHV	<i>Long Rifle High Velocity</i>

m_d	Massa da amostra seca
MEV	Micrografia eletrônica de varredura
MPa	Megapascal
m_s	Massa da amostra submersa
NIJ Standard	<i>National Institute of Justice Standard</i>
OTAN	Organização do Atlântico Norte
P_m	Força máxima atingida durante o ensaio de cisalhamento interlaminar
<i>race-tracking</i>	tendência do fluido de penetrar no espaço entre fibras e a parede do molde
RN	<i>Round Nose</i>
RTM	Moldagem por transferência de resina
Short beam	Ensaio de cisalhamento interlaminar
<i>Spray up</i>	Laminação utilizando pistola
STANAG	<i>Standardization Agreement</i>
<i>strain gages</i>	Extensômetro elétrico
Stubs	Suporte
SW GC	<i>Semi Wadcutter Gas Chec</i>
TGA	Análise termogravimétrica
UHMWPE	Poliétileno de ultra alto peso molecular
V_{50}	Limite de velocidade balístico
VARIM	Moldagem por infusão de resina auxiliada por vácuo
VARTM	Moldagem por transferência de resina auxiliado por vácuo
V_c	Volume do compósito
V_f	Volume de fibras
V_v	Volume de vazios
W_f	Teor de fibras
W_v	Teor de vazios
δ	Deformação ou vibração angular
ε	Deformação
ε_i	Pulsos incidente
ε_r	Pulso refletido
ε_t	Pulso transmitido
v	Estiramento ou vibração axial
k	Tenacidade

ρ	Densidade
ρ_c	Densidade teórica do compósito
ρ_f	Densidade do reforço
$\sigma(t)$	Tensão dinâmica
Φ_f	Fração volumétrica do reforço

RESUMO

A moldagem por transferência de resina (RTM) consiste em uma técnica de moldagem largamente empregada na indústria automotiva para obtenção de compósitos com elevadas propriedades específicas. Este trabalho tem por objetivo a obtenção de compósitos de alto desempenho obtidos a partir de resina éster vinílica reforçados por 4, 5 e 6 mantas de tecido de aramida (Kevlar 29) e caracteriza-los por ensaios de resistência à flexão, impacto, tração e cisalhamento interlaminar, densidade, volume de fibras e vazios, análise térmica dinâmico-mecânica (DMTA), ensaio de compressão dinâmico a altas taxas de deformação utilizando a Barra Hopkinson Bi-Partida e impacto balístico. O tecido de aramida foi caracterizado por teor de umidade, TGA, FTIR e FEG-SEM. Durante a etapa de moldagem observou-se que o aumento do teor de fibras conferiu maior resistência ao fluxo de resina sobre o reforço, dificultando a molhabilidade das fibras mais distantes ao ponto de injeção, confirmado pelo teor de vazios de até 7%, nas bordas dos compósitos avaliados. De modo geral aumento do teor de reforço promoveu aumento das propriedades mecânicas. O compósito com 6 mantas de aramida (AD6) apresentou resistência ao impacto de 327 kJ/m², resistência a tração de 503 MPa, e resistência a flexão de 197 MPa. O aumento do teor de reforço resultou em melhores propriedades dinâmicas mecânicas, confirmadas pelo aumento do módulo de perda e de armazenamento e redução da altura do pico de tan delta. No ensaio de impacto Hopkinson o compósito AD6 apresentou maior tenacidade e tensão máxima. Devido às melhores propriedades mecânicas o compósito AD6 foi submetido ao impacto balístico, apresentando V₅₀ de 302 m/s enquadrando-se no nível I de proteção balística. Tais resultados demonstram que o RTM pode ser uma técnica promissora para confecção de compósitos a serem incorporados em blindagens multicomponentes.

Palavras-chave: compósitos, aramida, RTM, blindagem.

ABSTRACT

The resin transfer molding (RTM) consists of a molding technique widely used in the automotive industry to obtain composites with high specific properties. This work aims to obtain high performance composites made with vinyl ester resin reinforced by 4, 5 and 6 aramid fabric (Kevlar 29) and characterize them by tests of flexural strength, impact resistance, tensile strength and interlaminar shear strength, density, fiber volume and voids, dynamic-mechanical thermal analysis (DMTA), dynamic compression at high shear rates using the Hopkinson Bi-Splice Bar and Ballistic Impact. Aramid tissue was characterized by moisture content, TGA, FTIR and FEG-SEM. During the molding step it was observed that the increase of fiber content increased the resistance to the resin flow through reinforcement, making it difficult to wet the fibers more distant to the injection point, confirmed by the voids content, that was up to 7%, in the edges of the evaluated composites. In general, the increase in the reinforcement content increased the mechanical properties of composite. The composite with 6 aramid fabrics (AD6) had impact strength of 327 kJ / m², tensile strength of 503 MPa, and flexural strength of 197 MPa. The increase in the reinforcement content resulted in better mechanical dynamics properties, confirmed by the increase of the modulus of loss and storage and reduction of the height of the delta peak. In the Hopkinson impact test the AD6 composite presented higher tenacity and maximum stress. Due to the best mechanical properties, the AD6 composite was subjected to ballistic impact, presenting a V50 of 302 m/s and a level I of ballistic protection. These results show that RTM can be a promising technique to produce composites to be incorporated into multicomponent shields.

Keywords: Composites, aramida, RTM, armor.

1 INTRODUÇÃO

Ao longo da história, o homem desenvolveu diversos materiais para proteger-se em situações de risco em combate. Durante o século XX a maior ameaça em campos de batalha correspondeu a fragmentos de granadas, entretanto os conflitos atuais demonstram grandes mudanças no modo de combate devido à presença de armamentos com projéteis de alta velocidade. O crescente poder das munições exigiu o desenvolvimento de materiais, para defesa pessoal e veicular com propriedades balísticas superiores àquelas utilizadas até então e como consequência, a aplicação de materiais que possibilitassem a confecção de veículos mais leves, conferindo maior mobilidade em campo com elevada proteção balística. (PINTO, 2009; BITTENCOURT, 2011; RAHMAN et. al., 2013; SORRENTINO et al., 2014).

Visando a obtenção de um material que atenda a demanda supracitada, diversos estudos vêm sendo desenvolvidos baseados em compósitos estruturais de baixa densidade e alta resistência específica, dentre eles os compósitos de matriz polimérica. O uso de materiais compósitos proporcionaram grandes avanços na área de proteção pessoal e veicular, possibilitando a substituição total ou parcial de peças metálicas por componentes poliméricos. (AMORIM JUNIOR et al., 2006; MARINUCCI, 2011; RAHMAN et al., 2013).

Os compósitos estruturais poliméricos aplicados à área militar podem ser constituídos de reforços contínuos de vidro, aramida, carbono e polietileno de ultra-alto peso molecular, que apresentam boa resistência mecânica e grande capacidade de amortecimento de impacto (SOYKASAP & COLAKOGLU, 2010; SABET et al., 2011; PANDYA et al., 2013).

Diversos processos podem ser empregados para promover a moldagem de compósitos poliméricos de matriz termorrígida como *hand layup*, autoclave, *sprayup*, moldagem por transferência de resina, entre outros. Dentre esses processos, a moldagem por transferência de resina ou RTM (*Resin Transfer Molding*) é largamente empregada na indústria automobilística por proporcionar a obtenção de compósitos com baixo teor de vazios, alto teor de fibras e bom controle dimensional da peça (ROMANZINI, 2012).

Neste contexto, o presente estudo visa à obtenção de compósitos poliméricos moldados por RTM, a partir de matriz éster vinílica reforçada por tecidos de fibra de aramida, com objetivo de avaliar as propriedades físicas, mecânicas e dinâmico mecânicas e possível aplicação como blindagem leve veicular.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Desenvolver e caracterizar compósitos poliméricos para proteção balística, produzidos em resina éster vinílica, reforçada por tecidos de fibra de aramida, moldados por transferência de resina.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✓ Avaliar a morfologia e sua relação com as propriedades físicas, mecânicas e dinâmico-mecânicas dos compósitos moldados;
- ✓ Relacionar a influência do aumento do número de mantas de aramida na processabilidade dos compósitos, pela avaliação da densidade e teor de vazios, reforço e matriz em diferentes pontos das placas;
- ✓ Relacionar a influência do aumento do teor de fibras, matriz e vazios na tenacidade e tensão máxima dos compósitos por meio do ensaio compressivo utilizando a Barra Hopkinson Bi-partida;
- ✓ Determinar o limite de velocidade balístico para o compósito que apresentar o melhor desempenho nos ensaios de caracterização físicos, mecânico e dinâmico-mecânico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 COMPÓSITOS

Compósitos constituem-se de uma classe de particular importância na área de matérias de engenharia e apesar de não haver uma definição universalmente aceita sobre a definição de compósitos, esses materiais, podem ser definidos como materiais heterogêneos, com ao menos duas fases distintas com interfaces bem definidas e insolúveis entre si, combinados para formar um material de engenharia útil e com propriedades distintas das obtidas com seus constituintes em separado, sendo que os constituintes do compósito devem manter sua integridade sem dissolver-se ou fundir-se no outro, apesar de agir de modo combinado. (ASTM D3878, 2015).

São constituídos basicamente de duas fases, um reforço (fase dispersa) e uma matriz (fase contínua), que devem apresentar interfacial suficiente para que os esforços exercidos sobre o material sejam eficientemente transferidos da matriz para o reforço, trabalhando de forma integrada, com propriedades associadas as propriedades dos seus constituintes (LEVY NETO & PARDINI, 2006; CALLISTER, 2012; OLIVEIRA et al., 2013).

Os compósitos podem ser formados pela combinação de materiais de diversas classes (metais, cerâmicos e polímeros e elastômeros), de acordo com as propriedades de interesse e aplicação pretendida. As matrizes poliméricas são divididas em termoplásticas, termorrígidas e borracha. Os compósitos termorrígidos são os mais utilizados na indústria devido sua versatilidade e fácil processamento, estão presentes nos mais diversos segmentos industriais por apresentarem excelentes propriedades mecânicas aliadas à baixa densidade, sendo alternativa para substituição de ligas metálicas, atendendo requisitos severos de resistência mecânica e química, com boa resistência à fadiga, a corrosão e capacidade de serem processados para formação de estruturas complexas (KHAN et al., 2010; YAN et al., 2012).

As propriedades mecânicas de um compósito dependem de fatores como: propriedades de seus constituintes (fibra e matriz), concentração e orientação das fibras, fração volumétrica dos constituintes e geometria (forma e tamanho do reforço) além da adesão entre os componentes (ORNAGHI, 2009).

3.1.1 Reforço

O reforço é a fase dispersa de um compósito, material sobre o qual os esforços são transmitidos e distribuídos. Podem ser classificados de acordo com o tipo (natural ou sintética) e tamanho (particulado, fibras curtas, longas e contínuas) e podendo ser aplicadas em diferentes orientações (paralela, longitudinal ao eixo ou aleatórias), tendo propriedades mecânicas distintas dependendo do plano avaliado. As propriedades mecânicas do compósito tendem a ser maiores quanto maior for o comprimento da fibra (alta razão de aspecto L/D (comprimento/diâmetro) e mais uniformemente distribuídas estiverem (bidimensional), conferindo maior performance em aplicações estruturais (CALLISTER, 2012; ROMANZINI, 2012; YAN et al., 2012).

Diversos tipos de reforços naturais (ex.: lã, juta, curaua, ramie) e sintéticos (carbono, vidro, aramida, polietileno) podem ser empregados na formação de um compósito, levando sem consideração os requisitos de projeto, de modo a otimizar as propriedades de interesse, podem ser utilizados de modo individual ou combinado.

As fibras sintéticas são largamente empregadas em diversos segmentos industriais por se tratarem de fibras de alto desempenho, que possibilitam a formação de compósitos com excelentes propriedades mecânicas, conferindo força e rigidez às matrizes, sendo promissoras na substituição de materiais metálicos, em aplicações que demandem maior leveza e menor custo (LEVY NETO & PARDINI, 2006; SABET et al., 2011; LIU et al., 2013; RAHMAN et al., 2013).

O entrelaçamento de fibras longas leva a formação de um reforço contínuo, também denominado tecido. Os tecidos formados de uma mesmo material podem apresentar propriedades distintas dependendo a forma como seu entrelaçamento é formado. Pode-se variar o numero de fios entre trama e urdume, formando tecidos como a o tecido básico a sarja e o cetim, representados na Figura 1. Estes são os tecidos básicos são os mais estáveis, com mais resistentes à distorção, porém apresentam dificuldade em tomar formas complexas. As sarjas, são relativamente estáveis tomar formas complexas com maior facilidade. O cetim é o tipo de tecido com maior flexibilidade de na formação de peças complexas. (MALLICK, 2007; AMORIM JUNIOR, 2007).

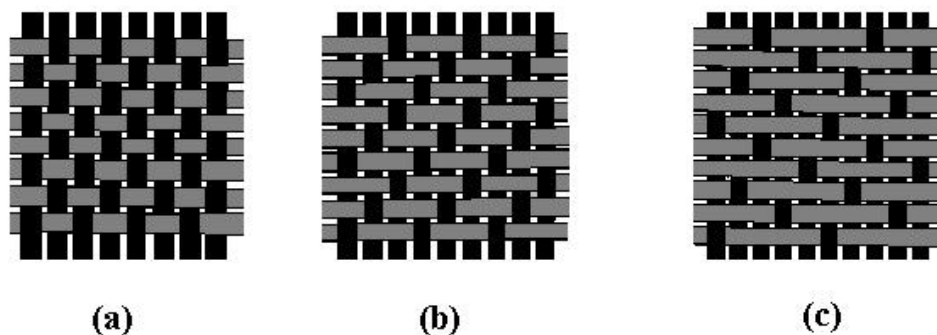


Figura 1 - Tipos de tecido (a) tecido básico; (b) sarja e (c) cetim.
 Fonte: Amorim Junior, 2007

Durante a década de 60, a busca por materiais poliméricos com maior resistência à tração e alto módulo de elasticidade levou ao desenvolvimento de polímeros constituídos de moléculas com cadeia estendida como a poliamida e o poliéster, representando grande avanço na área das fibras sintéticas. Nesta mesma época, a DuPont desenvolveu o método de produção de um polímeros com cadeia linear estendida, à partir do qual foi possível a obtenção linear dos anéis benzênicos, permitindo a confecção da poliaramida (BITTENCOURT, 2011).

A aramida (poli-para-fenileno tereftalamida) é um polímero orgânico sintético de coloração amarelo ouro constituída por agrupamento de polímeros aromáticos de cadeia longa, sendo parcialmente alcalina (grupo amida) e parcialmente ácida (grupo carboxila), com ao menos 85% de agrupamentos amida ligados diretamente a dois anéis aromáticos (WIEBECK, 2005). A aramida foi desenvolvida pela DuPont Co. em 1968 sob a designação Kevlar®, sendo produzido a partir da década de 70 como substituto ao aço, em algumas aplicações. Sua síntese ocorre por reação de policondensação que leva a formação de ligação de amidas entre anéis aromáticos (LEVI NETO & PARDINI, 2006).

Durante a produção dos filamentos as moléculas se tornam altamente orientadas no sentido axial (Figura 2). A união intermolecular se dá por ligações de hidrogênio fracas no sentido transversal, resultando em filamentos anisotrópicos com propriedades físicas e mecânicas muito superiores no sentido longitudinal do que no radial (transversal) (MALLICK, 2007; MANERO et al., 2015).

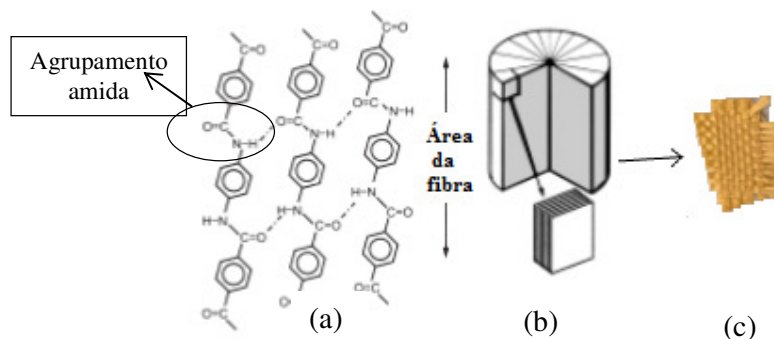


Figura 2 - Estrutura molecular do Kevlar® (a), orientação da formação do fio (b) e tecido (c)
Adaptado de Bittencourt (2011) e Manero et al. (2015)

Existem diversos tipos de aramida, usualmente classificadas pelo modo como os grupos amina ligam-se aos anéis aromáticos. As aramidas são divididas em meta- aramida, onde os grupos amida estão ligados ao anel aromático nas posições 1 e 3 (Figura 3 (a)) e para-aramida quando as ligações ocorrem nas posições 1 e 4 (Figura 3 (b)) (BETTENCOURT, 2011).

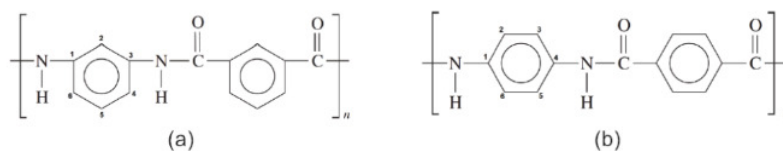


Figura 3- Estrutura da (a) meta-aramida e (b) para-aramida
Fonte: Bittencourt (2011)

As meta-aramidas apresentam bom desempenho em altas temperaturas, com boa resistência mecânica, resistência a abrasão e estabilidade dimensional, empregada na confecção de roupas e materiais de segurança (BITTENCOURT, 2011).

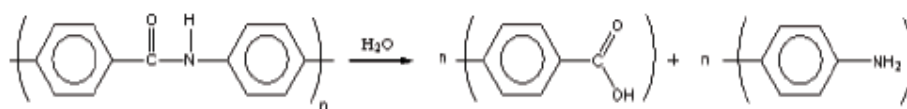
A para-aramida é um polímero altamente cristalino devido ao elevado empacotamento dos anéis aromáticos das cadeias adjacentes, destacando-se pela baixa densidade, baixa condutividade térmica e elétrica, alta resistência química, excelente estabilidade dimensional, elevada tenacidade e resistência à tração tendo como única desvantagem, em relação à fibra de vidro, seu elevado custo, sendo aplicado no desenvolvimento de equipamentos de proteção balística (WIEBECK & HARADA, 2005; VELMURUGAN & MANIKANDAN, 2007; OMIDVAR et al., 2013; RAHMAN et al., 2013; MANERO et al., 2015; XING et al., 2015). As propriedades mecânicas das fibras de Kevlar® mais empregadas no mercado estão representadas na Tabela 1., sendo a diferença básica entre elas a cristalinidade, sendo o Kevlar® 49 mais cristalino que o Kevlar® 29.

Tabela 1- Propriedades mecânicas fibra de aramida

Propriedade	Valor	
	Kevlar 29	Kevlar 49
Massa específica (g.cm ⁻³)	1,44	1,44
Tenacidade (MPa)	2920	3000
Modulo (GPa)	70,5	112,4
Alongamento na ruptura (%)	3,6	2,4
Tensão na ruptura (MPa)	3600	3600

Fonte: Manero et al. (2015)

A aramida é um polímero que pode ser degradado pela exposição contínua a luz UV e pela umidade. Na presença de água ocorre degradação por hidrólise (Figura 4), em que a água é atraída pelos grupamentos amida promovendo cisão da ligação C-N do grupamento amida formando ácido carboxílico e amina. Portanto é necessário remover a umidade das fibras antes de aplica-las na confecção de compósitos, evitando assim esse tipo de degradação (BITTENCOUT, 2011).

**Figura 4** - Hidrólise da poliaramida

Fonte: Bittencout (2011)

A aramida apresenta boa resistência química, entretanto é sensível a luz ultravioleta, apresentando descoloração e perda de resistência à tração após ser mantido no sol por período prolongado, este problema é menos pronunciado quando a fibra apresenta-se envolta em matriz polimérica (DUPONT, 2000; MALICK, 2007; MANERO et al., 2015).

3.1.2 Matriz termorrígida

As matrizes poliméricas podem ser classificadas em três classes denominadas termoplásticos, termorrígidos e elastômeros, ambos de grande importância na formação de compósitos. As matrizes termorrígidas são a classe de resinas mais utilizadas na fabricação de compósitos devido seu baixo custo, facilidade de processamento boas propriedades mecânica, química e elétrica e estabilidade dimensional. Como exemplo de resinas termorrígidas pode-se citar as fenólicas, poliéster, epóxi e éster vinílica. (ORNAGHI, 2009).

Materiais termorrígidos compreendem a classe de polímeros que são curados, com formação de ligações cruzadas covalentes permanentes, de forma tridimensional, formando uma rede de cadeias infusíveis. Na sua forma não curada, o material apresenta moléculas curtas (pequenas), não encadeadas (conhecidos como monómeros) que com a adição de um catalisador iniciará a reação química. Durante esta reação as moléculas formam ligações cruzadas fazendo com que o material se solidifique, esta mudança é permanente e irreversível.

Para aplicação em moldagens estas devem possuir baixa viscosidade (inferior a 500 cP) para facilitar a molhabilidade do tecido, boa estabilidade térmica, rigidez, alta estabilidade dimensional, resistência a fluência e a deformação sob carregamento (ORNAGHI, 2009; SULTANIA et al., 2010; YAN, 2012; CAN et al., 2015).

As resinas éter vinílicas são produzidas a partir da reação de resina epóxi com Bisfenol A ou F, para que ocorra o crescimento da cadeia, e posteriormente reagindo com ácido carboxílico insaturado, sendo, na maioria dos casos, empregado ácido acrílico, que atua como doador de radicais éster vinílicos. Após obtenção da resina, esta é diluída em estireno (30 a 60 % em massa) pra atingir a viscosidade e concentração desejada, facilitando o processamento e possibilitando a cura em temperatura ambiente. O estireno também atua na como ponte entre as ligações durante a formação das reticulações que ocorrem quando o iniciador atua na cisão da dupla ligação do carbono entre o vinil éster e a molécula de estireno, formando radicais livres que darão início à reticulação, promovendo a cura da resina. A estrutura química da resina éster vinílica está representada na Figura 5 (OLIVEIRA, 2013; CAN et al., 2015; GARAY et al., 2015).

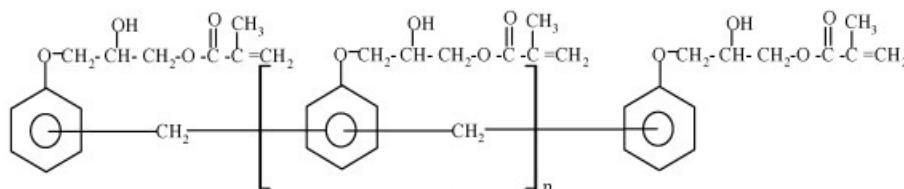


Figura 5 - Estrutura química da resina éster vinílica
Fonte: Sultania et., al., (2010)

Resinas éster vinílicas possuem características que combinam as melhores propriedades das resinas epóxi e poliéster. Apresentando custo e propriedades química mecânica e térmica semelhante a epóxi, e cura rápida da resina poliéster. Estas características tornam essas resinas adequadas às aplicações nos mais diversos segmentos tais como tintas, adesivos e compósitos. O compósito confeccionado com essa resina apresenta boa resistência ao impacto, com formação de poucas microfissuras, o que possibilita sua aplicação na

confeção de compósitos para proteção balística (FONTOURA, 2009; CAN et al., 2015; GARAY et al., 2015).

3.2 MOLDAGEM POR TRANSFERÊNCIA DE RESINA (RTM)

Ao longo da última década diversos estudos foram realizados com intuito de desenvolver técnicas para confecção de materiais compósitos de alto desempenho. Dentre os processos que podem ser empregados para conformação de compósitos está a Moldagem Líquida de Compósitos (LCM - *Liquid Composite Molding*), grupo este que compreende processos como a Moldagem por Transferência de Resina (RTM – *Resin Transfer Molding*), Moldagem por Transferência de Resina Auxiliado por Vácuo (VARTM), Moldagem for Infusão de Resina Auxiliado por Vácuo (VARIM – *Vacuum Assistant Resin Infusion Molding*); além de processos com cura em autoclave, moldagem por compressão e *Hand lay up, spay up* (GARAY et al. 2011; SORRENTINO et al. 2015).

O processo de RTM foi desenvolvido na década de 40, mas não apresentando sucesso comercial neste período, sendo que apenas na década de 70 passou a ser utilizado efetivamente, possuindo uma vasta possibilidade de aplicações, principalmente na indústria automobilística, aeroespacial, biomédica e esportiva, como uma alternativa para substituição de processos como *hand lay up* e moldagem por compressão (LEVY NETO & PARDINI, 2006; AMORIM JUNIOR, 2007; ROMANZINI, 2012).

Na moldagem por transferência de resina, a resina termorrígida em estado líquido é injetada a baixa pressão em um molde rígido contendo fibras em seu interior. O molde de RTM (Figura 6) é composto basicamente de uma entrada, para injeção da resina, e uma saída, para permitir a expulsão de ar do molde durante a injeção da resina, entretanto para confecção de peças maiores e mais complexas é comum a existência de diversas entradas e saídas para promover a conformação da peça (AMORIM JUNIOR, 2007; LECLERC & RUIZ, 2008; SOBOTKA, 2011; LUZ, 2011).

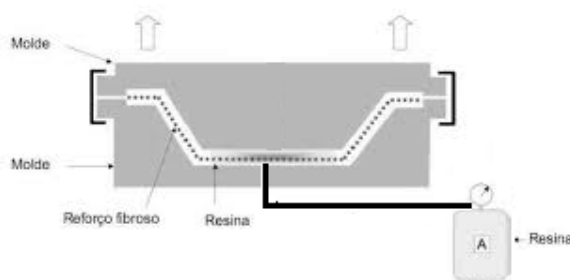


Figura 6 - Esquema de processamento por RTM.

O processo de RTM é utilizado para confecção de compósitos poliméricos de alta performance, apresentando diversas vantagens em relação aos demais métodos de moldagem, tais como: menor custo de produção; ciclos rápidos; possibilidade de confecção de estruturas complexas; boa tolerância dimensional; fácil reprodutibilidade; alto volume de fibras, redução de resíduos e bom acabamento em ambos os lados do produto (PALARDY et al., 2012; ROMANZINI, 2012; BROCKS et al., 2013).

3.2.1 Parâmetros de processamento

Um grande número de variáveis deve ser monitorada durante o processamento por RTM, tais como, as características da resina, tipo de reforço, a temperatura de processamento, pressão de injeção, geometria do molde e uso ou não de vácuo. Para que o compósito produzido apresente boas propriedades mecânicas tais fatores devem ser levados em consideração: a resina deve apresentar baixa viscosidade (até 500 cP), interação fibra/matriz (molhabilidade e adesão) e cinética de cura adequada ao processo (*gel time*). A viscosidade e a cinética de cura influenciarão no tempo de preenchimento do molde e na taxa de produção. A interação fibra/matriz está relacionada ao desempenho do compósito e para isso deve ocorrer a molhabilidade completa do reforço (AMORIM JUNIOR, 2007; LECLERC & RUIZ, 2008; SHOJAEI et al., 2010).

A viscosidade da resina tende a aumentar conforme aumenta o grau de cura da mesma durante o processamento. O momento no qual a viscosidade aumenta a ponto da resina não fluir mais corresponde ao *gel time*, correspondendo portanto ao tempo máximo para moldagem do compósito, pois ao atingi-lo a viscosidade da resina torna-se tão elevada que não flui mais pelo molde (MALLICK et al., 2007).

Fatores como volume de fibras (V_f) e a arquitetura do reforço também influenciam as propriedades mecânicas dos compósitos. A arquitetura das fibras está relacionada ao modo como estas estão posicionadas dentro do compósito provocando fluxos de resinas diferenciados determinando o teor de vazios, molhabilidade da fibra, distribuição e área seca (sem resina) (MALLICK, 2007). As propriedades mecânicas dos compósitos geralmente aumentam com o aumento do teor de fibras, entretanto em compósitos com maior percentual de reforço há necessidade de aumentar-se a pressão injeção para vencer a resistência do fluxo, o que em alguns casos pode afetar negativamente o componente moldado. A pressão de

injeção em processo RTM pode ser compreendida entre 0 e 10 bar, pois em valores maiores podem ocorrer arraste do reforço e maior formação de vazios (LUZ, 2011).

A porosidade dos tecidos está relacionada às regiões de escoamento. Os reforços apresentam duas regiões de escoamento, uma de baixa resistência ao fluxo (espaço entre as fibras denominados macroporos) e outra de alta resistência (espaço entre as microfibras de cada filamento da trama/urdume denominados microporos) ambos representados na Figura 7. Estes podem ser responsáveis pela formação de vazios no compósito já que a velocidade de escoamento da resina no micro e no macro poro são diferentes, resultando em aprisionamento de ar (AMORIM JUNIOR, 2007; YANG et al., 2015).

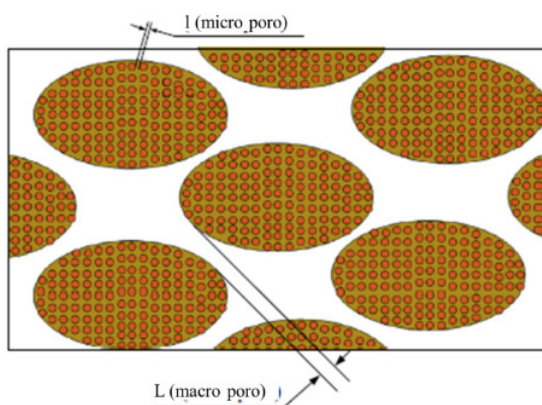


Figura 7 - Micro e macro poros em reforço contínuo.
Fonte: Yang et al. (2015)

A compressibilidade aliada ao aumento do volume de fibras também pode alterar a porosidade do reforço. Quando os tecidos são comprimidos há tendência de fechamento dos macroporos (entre trama e urdume), conforme representado na Figura 8, que pode reduzir a permeabilidade do reforço. A permeabilidade é a resistência ao escoamento de um fluido por um meio poroso, influenciando a eficiência de produção e a conformação do compósito. A compactação varia de acordo com o tipo de reforço, sendo que tecidos unidimensionais e bidimensionais apresentam menor compressibilidade do que fibras aleatórias (AMORIM JUNIOR, 2007).

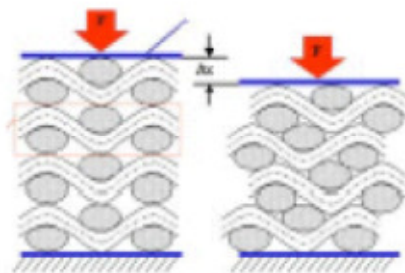


Figura 8 - Compactação do tecido em molde RTM
Fonte: Amorim Junior (2007)

A frente de fluxo depende de dois níveis. A frente macroscópica avança a um nível determinado pelo gradiente de pressão e a frente microscópica é dada pela pressão capilar e depende da tensão superficial. Se os dois fluxos não são coincidentes, pode haver dificuldade de expelir o ar aprisionado, uma vez que o fluxo já avançou resultando na formação de vazios (ORNAGHI, 2009).

Breard et al. (2003) realizaram um estudo analisando a porosidade de compósitos produzidos por RTM em diferentes taxas de fluxo de injeção e verificaram que, quando a injeção da resina foi realizada a baixa velocidade, as forças capilares tornam-se dominantes induzindo o líquido a percolar os filamentos de tecido, cuja porosidade é menor. Este fenômeno está representado na Figura 9(a), onde macro-vazios são aprisionados em espaços abertos entre os fios de fibra. Para altas velocidades de resina, Figura 9(b) as forças viscosas são predominantes, forçando o fluido a percolar os macroporos e vazios microscópicos aparecem no interior dos filamentos de fibras.

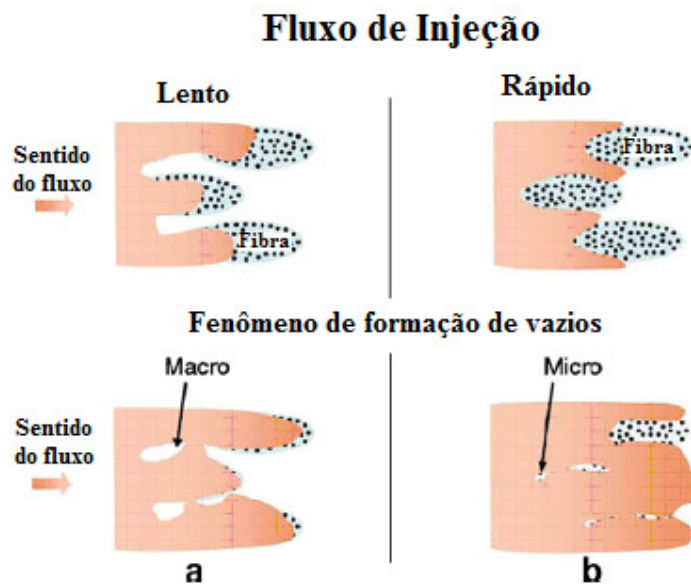


Figura 9 - Mecanismo de impregnação da resina em reforço: (a) formação de poros macroscópicos (b) formação de vazios microscópicos.

Fonte: Breard et al. (2003)

Dentre os defeitos formados durante o processo de produção de um compósito, a presença de vazios é considerada o mais crítico a influenciar as propriedades mecânicas do mesmo. A causa mais comum de formação de vazios é a incapacidade da resina expulsar o ar da superfície das fibras durante o tempo em que estas estão sendo molhadas pela resina. A molhabilidade pode estar relacionada à vazão da resina, a viscosidade, ao teor e a energia superficial da fibra e ao tempo de contato. Além disso, a presença de alto teor de vazios (acima de 2 % a 3% em volume) pode provocar redução significativa na resistência à tração, compressão, flexão e interlaminar, além de facilitar a absorção de umidade no compósito (MALLICK, 2007).

Mallick (2007) apresenta em seus estudos um gráfico relacionando o teor de vazios com a resistência interlaminar para um compósito contendo 60 a 70 % de fibra de carbono em matriz epóxi, moldado por autoclave, apresentado na Figura 10.

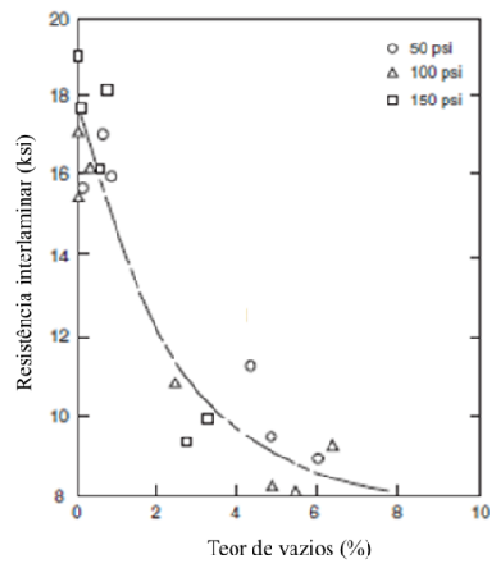


Figura 10 - Efeito do teor de vazios na resistência interlaminar de um compósito.
Fonte: Mallick (2007)

Portanto, para obtenção de um compósito ideal, sem comprometer as propriedades mecânicas, cada uma das fibras do reforço devem estar completamente molhadas pela resina líquida.

3.3 BLINDAGEM BALÍSTICA

3.3.1 Conceitos básicos

Por definição, a blindagem ocorre quando um componente ou dispositivo é desenvolvido para fornecer proteção contra um tipo específico de ataque, impedindo a penetração de um agente em um alvo, promovendo proteção pessoal ou coletiva em aplicações militares e civis. É classificada em diferentes categorias, de acordo com a aplicação pretendida, dividindo-se em blindagem individual, blindagem leve (veículos e aeronaves) e blindagem pesada (carros de combate) (BITTENCOURT, 2011; SORRENTINO et al., 2015).

O uso de sistemas de blindagem leve contra ameaças balísticas é de significativa importância para o desenvolvimento de armamento militar com alta proteção balística aliado à mobilidade das plataformas de combate (LIU et al., 2015)

Atualmente a blindagem mais empregada em veículos constitui-se de aço balístico (como o aço inox 304-L, SAC-50 e aço 1020) conferindo o nível de proteção estabelecido

pela STANAG 4569 (MONACO, 2016). Como desvantagem, este material apresenta elevada densidade. Portanto, com o desenvolvimento de novas tecnologias, foi possível desenvolver configurações de blindagens constituídas de metais, cerâmicos, elastômeros e polímeros, configurados de modo a aproveitar as melhores características de cada material, de acordo com o emprego desejado. Como consequência, o desempenho global foi melhorado quando comparado a cada componente empregado separadamente, e a massa da blindagem foi reduzida quando comparada ao aço (BITTENCOURT, 2011; CARDOSO, 2009).

Este modelo de blindagem é denominado blindagem integral multicomponentes, na qual uma das conformações possíveis está representada na Figura 11. A cobertura de proteção metálica, seguida de uma placa cerâmica. Após, há uma camada de borracha para conferir proteção multitiro, posteriormente uma camada de compósito polimérico e externamente uma camada para proteção de interferências eletromagnéticas e proteção contra fogo (AMORIM JÚNIOR, 2007).

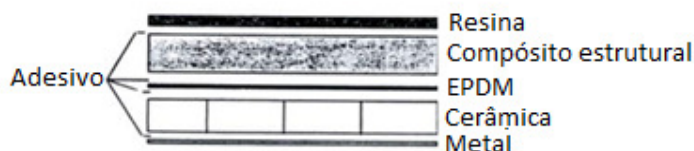


Figura 11 - Exemplo de blindagem integral multifuncional
Fonte: Adaptado de Amorim Júnior (2007)

Conforme observado na Figura 11, o sistema de proteção é dividido em diversos sistemas menores que trabalham em conjunto para conferir o nível de blindagem requerido, contemplando sistemas de furtividade (camuflagem), guerra eletrônica (proteção eletromagnética), proteção ativa, passiva e reativa, de acordo com a aplicação do veículo, e o nível de proteção necessário em sua atuação em campo (CARDOSO, 2009).

A colocação de placas cerâmicas na face da blindagem atua como base de impacto dissipando a energia inicial e retardando o avanço do projétil, e o compósito atua retendo o projétil e evitando que estilhaços do mesmo se dissipem (CARDOSO, 2009; LIU et al., 2015).



Compósitos usados para aplicações estruturais em aeronaves e veículos terrestres de alta performance devem suportar as cargas de impacto para além de cargas estáticas. As cargas de impacto aplicadas podem ser classificadas em três categorias: baixo (nível I), alto (Nível II- A até III-A) e hiper velocidade de impacto (superior ao nível IV). A razão para esta classificação é que a transferência de energia entre o projétil e o alvo, a dissipação de energia

e o mecanismos de propagação de falhas apresentam alterações drásticas como a alteração da velocidade do projétil (NAIK, SHRIRAO e REDDY, 2006).

Dependendo da intensidade do impacto, vários níveis de danos pode ser observados. Um impacto de baixa velocidade pode danificar a camada de cobertura, com dano insignificante para as outras camadas. Na velocidade moderada, o impacto pode danificar a camada de cobertura e a camada de cerâmica, sem deteriorar a placa de compósito. Quando uma elevada velocidade de impacto é aplicada, todas as camadas sofrem danos.

Uma das características avaliadas em um material blindado é o limite de velocidade balístico (V_{50}), definido como a velocidade em que o material tem 50% de probabilidade de resistir ao impacto (SIKARWAR *et al.*, 2014). Existem diversas normas internacionais que estabelecem os níveis de blindagem balística, sendo as mais empregadas mundialmente a STANAG 4569/2012, promulgada pela Organização do Atlântico Norte (OTAN), e a NIJ *Standard* 0108.01, além da norma nacional ABNT 15000:2005, criada com base na norma NIJ supracitada. Os níveis de blindagem descritos na ABNT 15000 estão descritos na Tabela 2.

Tabela 2- NIJ *Standard* – 0108.01 Nível de proteção do sistema de blindagem.

Nível Balístico	Arma	Munição	Massas do projétil (g)	Velocidade m/s	Nº de impactos
I		.22 LRHV Chumbo	2,6 +/- 0,1	320 +/- 12	5
		.38 Especial RN Chumbo	10,2 +/- 0,1	259 +/- 15	
II-A		9mm FJM	8,0 +/- 0,1	332 +/- 12	5
		.357 Magnum JSP	10,2 +/- 0,1	381 +/- 15	
II		9mm FJM	8,0 +/- 0,1	358 +/- 12	5
		.357 Magnum JSP	10,2 +/- 0,1	425 +/- 15	
III-A		9mm FJM	8,0 +/- 0,1	426 +/- 15	5
		.44 Magnum SWC GC	15,6 +/- 0,1	426 +/- 15	
III		7,62x51 FJM	9,7 +/- 0,1	838 +/- 15	5
		.308 – Winchester			
IV		.30 – 06 AP	10,8 +/- 0,1	868 +/- 15	1

Nota: LRHV – *Long Rifle High Velocity*; RN – *Round Nose*; FJM – *Full Metal Jacketed*; JSP – *Joint Soft Point*; SW GC – *Semi WadCutter Gas Check*; AP – *ArmorPiercing*.

Adaptado de NIJ 0108.01

3.3.2 Blindagem utilizando compósitos poliméricos

Recentemente, o uso de compósitos com matriz polimérica para aplicação balística tem se tornado foco de diversas pesquisas, devido à elevada resistência mecânica, dureza e rigidez, ao fato de não oxidarem e possuírem facilidade de fabricação, quando comparado a outros tipos de compósitos com matriz metálica ou cerâmica (PANDYA et al.,2013).

A tendência atual na confecção de materiais blindados está relacionada a obtenção de materiais com a melhor relação peso/proteção possível. Neste contexto, os compósitos poliméricos enquadram-se por apresentarem boa resistência específica e alta capacidade de

absorção de impacto aliada ao baixo peso, sendo uma alternativa para substituição dos metais de blindagem convencionais (SOYKASAP & COLAKOGLU, 2010; BANDARU et al., 2015).

Ao longo da última década diversas pesquisas contribuíram para o entendimento dos mecanismos de absorção de impacto de alta energia em compósitos poliméricos, como por exemplo, estudos de avaliação dos mecanismos de dissipação de energia e análise da resposta da fibra e da matriz por meio de ensaios balísticos e Barra Hopkinson ou por modelagem computacional (NAIK, SHRIRAO e REDDY (2006); BANDARU et al., 2015).

As tensões e deformações associadas ao impacto percorrem o corpo de prova sob a forma de onda, tendo início no ponto de impacto do projétil e propagando-se por toda a superfície do alvo. Sendo assim, a dinâmica do impacto em um compósito não está apenas relacionada à propagação de onda de tensão (elástica, plástica e choque), mas também às variáveis que influenciam essas tensões e deformações induzidas pelo projétil no alvo. A forma como a dissipação de energia ocorre está diretamente relacionada ao movimento das partículas dentro do material, sendo afetada por fatores tais como o tipo de reforço e de matriz, a espessura de laminação, a sequência de laminação, a e a geometria da fibra. Outros fatores relacionados ao projétil são: tamanho, massa, ângulo de incidência e energia cinética (ALVES, 2004; AMORIM JUNIOR, 2007; BITTENCOURT, 2011; PANDYA et al., 2013).

As ondas de choque causadas pelo impacto dissipam-se pelo alvo sendo absorvidas por diversos mecanismos. A sequência de danos mais frequente em compósitos de matriz polimérica tem início com a ruptura da matriz, que é a parte frágil do compósito, seguida pela delaminação e ruptura das fibras. Para essas aplicações, o uso de fibras contínuas na forma de tecido é mais indicado, proporcionando redução das cargas em uma direção preferencial, como ocorre quando são empregadas fibras soltas e, promovendo a dissipação da energia por fricção entre as lâminas do tecido (SABET et al., 2008; PANDYA et al., 2012; SHAKTIVESH et al., 2013; SIKARWAR et al., 2014; SIMEOLI et al., 2014;).

Segundo Amorim Junior (2007), compósitos estruturais geralmente não apresentam bom desempenho quando submetidos a ensaio balísticos, pois quanto mais rígida a resina empregada e quanto maior for a adesão entre reforço e resina, melhores serão as propriedades mecânicas do material, mas menor será a capacidade de absorver a energia do impacto, fazendo com que o projétil atinja o alvo e o perfure com baixa dissipação de energia. Frequentemente materiais estruturais possuem maior densidade, conferindo maior resistência e rigidez, propriedades essas que, em geral, diminuem a resistência ao impacto do mesmo (CALLISTER, 2012). Segundo Muhi et al. (2009) as fibras de aramida são bastante indicadas

para aplicação em blindagens por conferirem melhor relação massa/proteção, fatores impactantes na velocidade de deslocamento do veículo e no consumo de combustível (RAHMAN *et al*, 2013).

Pandya et al. (2015) estudaram compósitos contendo fibra de vidro-E/epóxi, variando a espessura entre 3 a 20 mm, apresentando limite de velocidade balístico de 92 e 287,3 m/s para a menor e a maior espessura, respectivamente. Os autores quantificaram a contribuição de cada mecanismo de falha na dissipação de energia, sendo que os fenômenos de maior dissipação elencados, na ordem de maior para o menor, foram o cisalhamento, o alongamento e a tração na região dos fios primários e deformação à tração dos fios secundários, os mecanismos mais significantes. Omidvar et al. (2013) produziram compósitos por prensagem empregando resina epóxi, tecido de Kevlar 19, 49 e 129 e carbonato de cálcio. Os resultados apresentaram maior absorção ao impacto para o compósito de Kevlar 29 com 6 mm de espessura (2083 J). Kumar et al. (2010) utilizaram a análise numérica para determinar o limite de velocidade balístico de compósitos Kevlar/epóxi de 9,5 mm de espessura, empregando-se projétil 6,15 g e obtiveram limite de velocidade balístico de 178 m/s.

Diversos autores analisaram a resposta de compósitos poliméricos ao impacto balístico. Mahi et al. (2009) observaram que a variação dos tipos de fibras na sequência de laminação do compósito podem proporcionar aumento significativo na absorção da energia do impacto. Considerando o material de referência constituído de tecido de fibra de vidro e resina poliéster, quando o tecido de aramida foi adicionado na primeira camada do compósito, o aumento da absorção ao impacto foi de 40,2%, e com a adição do tecido na última camada este aumento foi de 58,8%, em relação ao compósito contendo apenas fibras de vidro.

Bandaru et al. (2015) analisaram as propriedades mecânicas e balísticas de compósitos polipropileno/Kevlar 29, moldados por compressão, em diferentes configurações e observaram que os compósitos contendo tecidos na configuração 3D conseguiram reter projéteis 9 mm FMJ. Sorrentino et al. (2015) obtiveram resultados semelhantes aos obtidos por Bandaru et al., (2015), produzindo compósitos com Kevlar 29 e resina termorrígida (não especificada) por *hand lay up*, curadas por autoclave, variando a espessura e número de mantas de aramida, submetendo-os a ensaio de limite de velocidade balístico (V_{50}). Todos os compósitos testados apresentaram resultados promissores para aplicação com valores de V_{50} entre 338 e 418 m/s, equivalentes ao projétil de 9 mm.

3.3.3 Caracterização de compósitos poliméricos aplicados em blindagem

Dentre os testes quase estáticos utilizados para caracterização de materiais em altas taxas de deformação está o teste na Barra Hopkinson. Os resultados obtidos nesse dispositivo permitem a avaliação do comportamento do material sob taxas de deformação de entre 10^2 e 10^4 s^{-1} em testes compressivos. Desde sua invenção em 1949, a Barra Hopkinson sofreu diversas modificações, sendo adaptada para testes de tração, torção, entre outros. O resultado deste ensaio permite obter a relação tensão-deformação dinâmica de um material, bem como estudar a sensibilidade do mesmo a mudança na taxa de deformação (MEYERS, 1994; NEVES, 2013).

Este dispositivo é constituído de duas barras cilíndricas longas de mesmo diâmetro, denominadas barra incidente e barra transmissora. E uma barra cilíndrica de menor comprimento denominado impactador. Esta é impulsionada por uma arma de pressão de ar comprimida contra a barra incidente produzindo na mesma um pulso incidente, o qual irá propagar-se até a amostra. Ao atingi-la, parte do pulso incidente será refletido e parte será transmitido. A variação de amplitude dos pulsos incidente (ε_i), refletido (ε_r) e transmitido (ε_t) em função do tempo é medida pela aplicação de dois *strain gages* no centro de cada barra. O equipamento está representado na Figura 12 (PINTO, 2009).

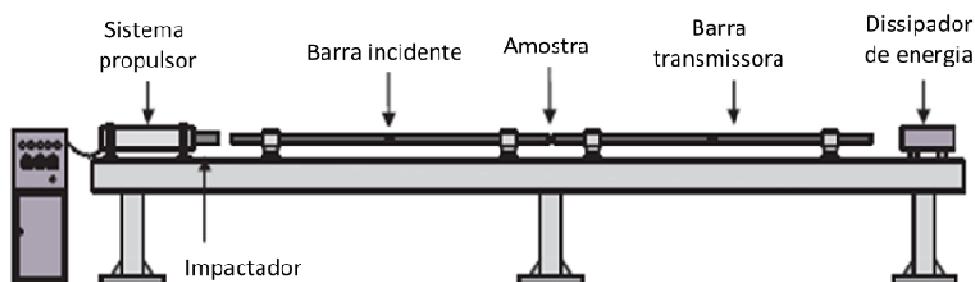


Figura 12- Esquema de funcionamento da Barra Hopkinson

Pela medição da amplitude dos três pulsos é possível obter-se a tensão dinâmica ($\sigma(t)$), deformação dinâmica (ε) e a taxa de deformação da amostra ($\frac{d\varepsilon}{dt}$). O choque da barra de impacto gera uma onda de deformação incidente, $\varepsilon_i(t)$ que percorre a barra incidente. Ao atingir o corpo de prova parte da onda é refletida $\varepsilon_r(t)$ e parte percorre o corpo de prova sendo transmitida para a barra transmissora $\varepsilon_t(t)$ (NEVES, 2013).

Para o cálculo das curvas de tensão e deformação do material utiliza-se a teoria de propagação de ondas unidimensional que impõe as seguintes hipóteses simplificadoras: o campo de tensão e a deformação são uniformes na direção axial no corpo de prova; são

desprezados os efeitos da inércia e do atrito no corpo de prova e são negligenciados os efeitos de dispersão (NEVES, 2013).

Algumas condições de contorno devem ser impostas durante os ensaios para que os valores representem corretamente as propriedades do material a ser caracterizado (CHEN e SONG, 2011; GAMA, LOPATNIKOV e GILLESPIE JR., 2004; MEYERS, 1994):

a) A propagação de ondas mecânicas nas barras incidente e de transmissão é unidimensional.

b) As interfaces barra incidente/amostra e amostra/barra de transmissão são perfeitamente planas, havendo o contato pleno entre a amostra e as barras.

c) Os materiais da amostra e das barras devem ter impedância mecânica próximas.

d) O material da amostra não pode ser compressível, ou seja, a densidade do material não pode variar com o impacto.

e) A amostra deve possuir geometria que minimize fricção e efeitos de inércia, uma vez que esses fenômenos geram propagação de ondas bi e/ou tridimensionais.

f) O ensaio deve ocorrer em equilíbrio de tensões, isto é, a tensão aplicada na interface barra incidente/amostra deve ser convergente com a tensão aplicada na interface amostra/barra de transmissão.

g) A taxa de deformação na qual cada amostra é submetida deve ser constante, isto é, não pode variar com a deformação da amostra.

Uma maneira eficiente de verificar que ensaio compressivo dinâmico foi realizado em regime de equilíbrio de tensões é comparar os gráficos de Força versus Tempo das interfaces barra incidente/amostra e amostra/barra de transmissão (Figura 13).

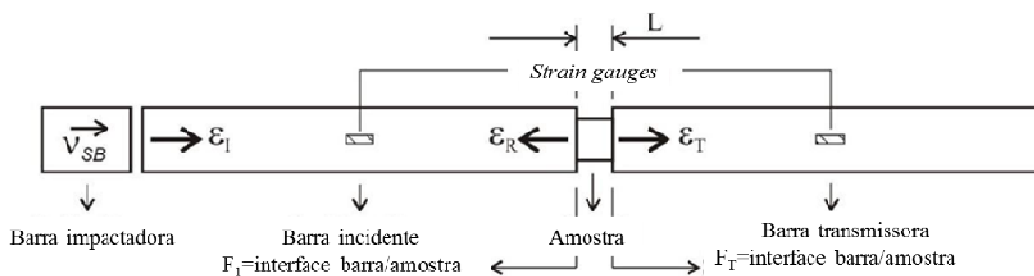


Figura 13 - Esquema de distribuição de forças e deformação na Barra Hopkinson

Baseado nos dados apresentados até o momento este trabalho visa a obtenção de um compósito que possa ser empregado como um dos constituintes de uma blindagem multicomponente. Ensaios de caracterização preliminares foram realizados com intuito de definir-se a melhor configuração de compósito, pelas suas propriedades físicas, mecânicas e

dinâmico mecânicas a fim de avaliar seu comportamento quando submetido a ensaio de impacto balístico.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Para confecção das placas de material compósito por moldagem RTM foram empregados os seguintes materiais:

- Resina Éster vinílica Derakane 411-350 (Ashland), adquirida na Disfibra (RS), com características descritas na Tabela 3;

Tabela 3 – Propriedade resina éster vinílica Derakane 411-350

Propriedade	Valor
Viscosidade (25°C)	350 cP
Tempo de gel (25°C)	30 ± 5 min
Resistência á tração	86 Mpa
Modulo de tração	3200 Mpa
Alongamento à tração	5 a 6%
Resistência a flexão	150 Mpa
Módulo de flexão	3400 Mpa
Temperatura de transição vítrea (Tg)	120 °C
Densidade	1,14 g/cm ³

Fonte: Ashalans, 2015

- Iniciador Octalato de Cobalto 6% Liosec HC (Miracema Nuodex), adquirida na Disfibra (RS);

- Agente de cura Peróxido Butanox M-50 (Akzo Nobel), adquirida na Disfibra (RS);

-Desmoldante semi permanente Chemlease PMR-90 (Chem Trend), fornecido pela Agrale S.A;

- Tecido de fibra de aramida Kevlar 29, estilo S3020 sem tratamento, fornecido pela Dupont (Paulinea/SP, Brasil), cuja especificação está apesentada na Tabela 4.

Tabela 4 - Propriedade tecido de aramida

Propriedade	Unidade	Descrição	Especificação
Título do fio	Denier	Massa em gramas para 900 m de fio	3000
Tipo de tecido	-	-	2 x 2 – basket
Densidade de fios (urdume e trama)	Epi	Quantidade de fios por polegada linear	19 – 21
Gramatura	g/m ²	Massa por área	485 – 555
Espessura	Mm	-	0,75 – 0,86

Fonte: Dupont, 2015.

A resina Derakane 411-350 foi escolhida após ensaios iniciais empregando-se resina Epóxi Rem Lan LY 1316 e agente de cura Ren HY 1316 (Hunstman). Os compósitos obtidos nessa etapa inicial de projeto não apresentaram bom desempenho, pois a resina não aderiu adequadamente na superfície do tecido, não sendo observada boa transferência de carga da matriz para a fibra durante os ensaios de caracterização, evidenciado pela delaminação das camadas do tecido e estilhaçamento da resina.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Caracterização da aramida

4.2.1.1 Teor de umidade

O teor de umidade do tecido de aramida foi medido em Termobalança Gilbertini (Figura 14) e a secagem foi realizada a 105 °C para 2 g de amostra, até a massa permanecer constante. Realizado no Laboratório de Engenharia Química da Universidade de Caxias do Sul (UCS). O teor de umidade da amostra foi determinado de acordo com a Equação 1.



Figura 14 - Termobalança Gilbertini

$$\% \text{ umidade} = \frac{\text{massa inicial} - \text{massa final}}{\text{massa inicial}} \times 100 \quad (1)$$

O teor de umidade foi determinado devido ao impacto da umidade na degradação do reforço, além de que, observou-se, em caracterizações preliminares, que quando o compósito é moldado sem remoção da umidade dos reforços ocorre falha por delaminação.

4.2.1.2 Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

A FTIR (FTIR - Nicolet IS10 - Temo Scientific) foi realizado a partir da varredura na região entre 4000 a 500 cm^{-1} usando a técnica de refletância total atenuada (ATR), realizado no Laboratório de Polímeros (LPOL) da UCS.

4.2.1.3 Análise termogravimétrica (TGA)

A TGA (STA 449 F3 Jupiter - Netzsch) foi realizado em atmosfera de ar e nitrogênio (50 mL/min) na faixa de 20 a 800 °C e taxa de aquecimento de 10 °C.min⁻¹, realizado no LPOL da UCS.

4.2.1.4 Microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo (FEG-MEV)

A superfície das fibras foi observada no microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo (FEG-MEV - MIRA 3, Tescan). Antes da análise as amostras foram mantidas em estufa com circulação de ar por 24 h a 105 °C, para remoção da umidade. As fibras foram fixadas em *stubs* (suporte), com auxílio de uma fita adesiva condutora dupla face de carbono. Sobre as amostras foi depositado uma camada de ouro para tornar a amostra condutiva e possibilitar a realização da análise, realizado no Laboratório de Caracterização de Materiais (LCMAT) da UCS.

4.2.2 Verificação da cura da resina

A análise de DSC (STA 449 F3 Jupiter - Netzsch) foi realizada em atmosfera de nitrogênio (50 mL/min), na faixa de temperatura entre 20 e 190 °C e taxa de aquecimento de 10 °C/min, para resina pura em condição de cura *in situ*, primeira e segunda pós-curas, realizado no LPOL da UCS.

4.2.3 Análise estatística

Os resultados das caracterizações realizadas foram submetidas à análise estatística com base em uma ANOVA com 95% de confiança. O fator controlável foi o número de camadas de reforço (volume de reforço) e os parâmetros mantidos constantes foram:

temperatura de moldagem, formulação da resina (*gel time*), processo de moldagem, pressão de moldagem, ponto de entrada de resina, quantidade de resina no vaso de pressão, tipo de reforço (tecido bidimensional).

As variáveis respostas obtidas foram: densidade, teor de fibras, matriz e vazios, resistência à tração, resistência à flexão, resistência ao impacto, resistência ao cisalhamento interlaminar, fator de adesão (calculado por DMA), tenacidade e tensão máxima (barra Hopkinson) e limite de velocidade balístico (V_{50}).

4.2.4 Produção dos compósitos

O processo de moldagem e caracterização dos compósitos segue o fluxograma representado na Figura 15.

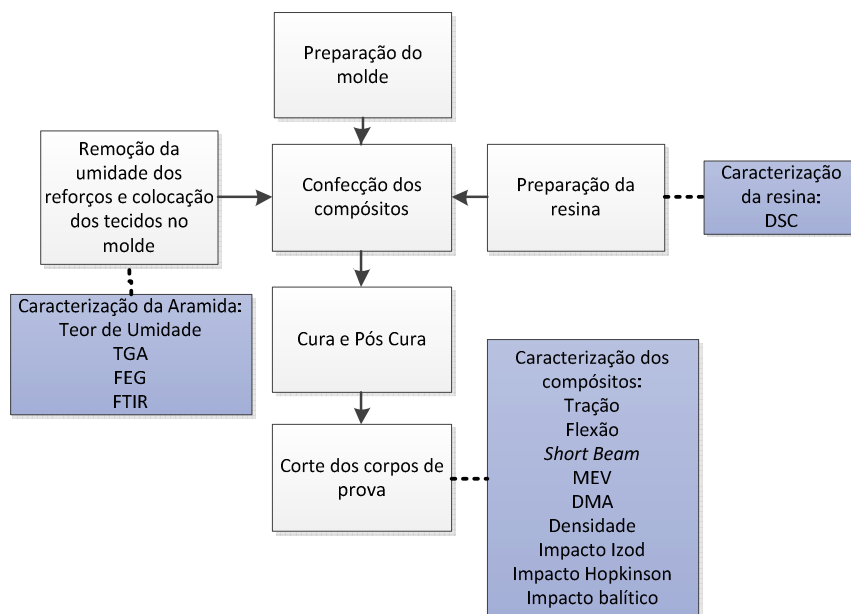


Figura 15 - Etapas de moldagem e caracterização dos compósitos

A moldagens foram realizadas no LPOL da UCS. Inicialmente, testaram-se diversas formulações de resina e iniciador/accelerador, até a definição de uma condição ótima de processamento (total preenchimento do molde), estabelecendo-se em um tempo de gel em 30 ± 5 min, à temperatura de 23 ± 5 °C.

O desmoldante semi-permanente foi aplicado no molde, com auxílio de um pano. Em um béquer, pesou-se 700 g de resina, adicionou-se 0,35 g (0,05% em massa) de octalato de cobalto. Os reagentes foram misturados até obter-se uma massa reacional homogênea. A esta

foram adicionados 7g (1% em massa) de peróxido Butanox M-50, com agitação manual até homogeneização. A resina foi mantida em capela até a completa remoção das bolhas formadas (Figura 16), sendo em seguida inserida no vaso de pressão. Antes da moldagem os tecidos foram mantidos em estufa com circulação de ar, por 4 h à 105 °C.

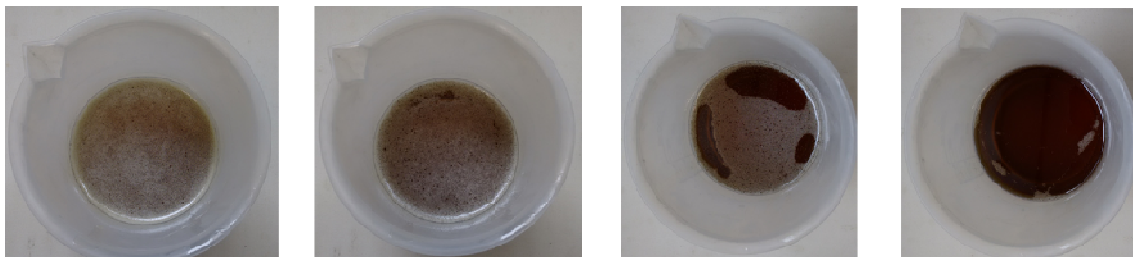


Figura 16 – Eliminação das bolhas da resina antes da moldagem

A confecção dos compósitos foi realizada em ambiente climatizado a 23 ± 2 °C, pelo processo de moldagem por transferência de resina (RTM), utilizando-se o equipamento ilustrado na Figura 17. O molde de aço utilizado possui dimensões de 300 x 300 x 4 mm, a pressão de processo aplicada foi entre 0,4 e 1,0 bar. Todas as moldagem iniciaram a baixa pressão (0,4 bar) e após o preenchimento completo do molde a pressão foi gradativamente aumentada, até atingir 1 bar, com intuito de reduzir ao máximo o teor de vazios nas placas.

A resina foi injetada pela parte central do molde. Após moldagem realizou-se uma etapa de cura *in situ* por 24 h. Após este período os compósitos foram desmoldados e submetidos a duas etapas de pós cura, sendo a primeira à 80 °C por 6 h e a segunda à 120 °C por 2 h, pra garantir completa reticulação da resina (confirmada pelo DSC).

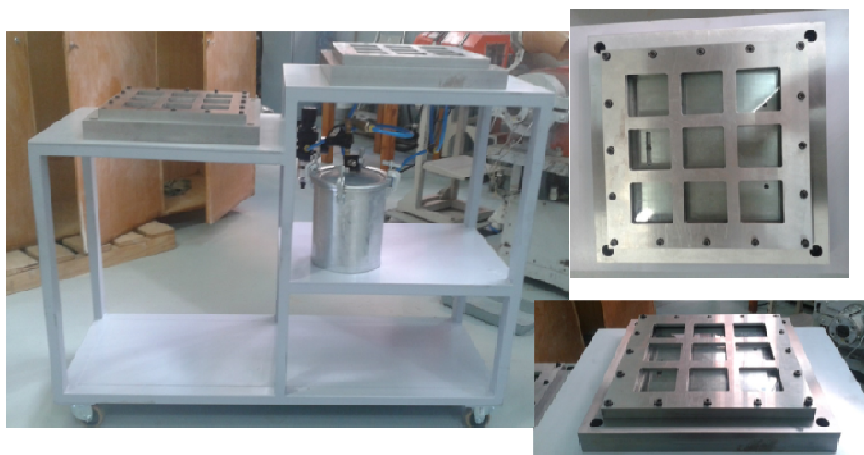


Figura 17 – Equipamento de RTM

A quantidade máxima de reforço utilizada limitou-se em 6 mantas de aramida, pois ao aumentar o teor de fibra não foi possível realizar preenchimento completo do molde. Isso ocorreu devido ao tempo de processamento limitado, no qual a resina atingiu o tempo de gel antes do completo preenchimento do molde. Além disso, este teor de fibras aumentou a resistência do fluxo da resina por entre as mantas, não sendo possível conformar a placa, conforme observado na Figura 18a. A Figura 18b apresenta a placa de compósito conformada com 6 mantas de aramida.

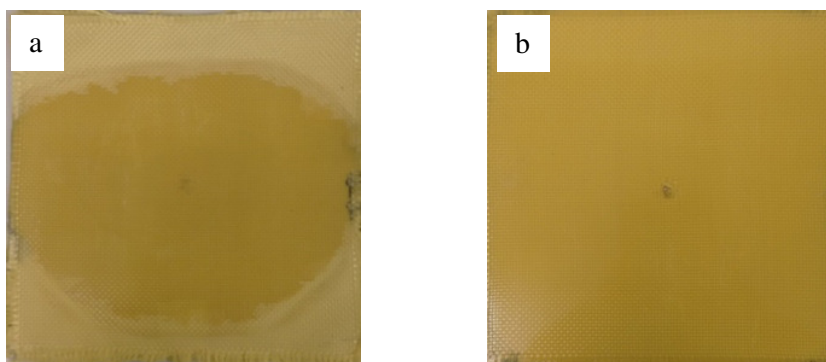


Figura 18 - Compósito reforçado por: (a) 7 mantas de aramida e (b) 6 mantas de aramida.

As configurações de moldagem dos compósitos é apresentada no Quadro 1.

Quadro 1 - Nomenclatura e configurações dos compósitos moldados

Nomenclatura	Configuração	Volume de fibra teórico (%)
AD4	Compósito contendo 4 mantas de aramida Dupon	38
AD5	Compósito contendo 5 mantas de aramida Dupon	47
AD6	Compósito contendo 6 mantas de aramida Dupon	57

A partir das placas moldadas, os corpos de prova foram cortados no sentido do urdume (0°), pois a poliaramida possui forte ligação covalente na direção longitudinal da fibra e ligações de hidrogênio relativamente fracas na direção transversal. Por este motivo, as propriedades mecânicas do reforço tendem a ser maiores nesse sentido (BITTENCOURT, 2011).

4.2.5 Caracterização dos compósitos

Com intuito de determinar as características físicas, mecânicas e dinâmico mecânicas dos compósitos moldados os seguintes ensaios foram realizados:

4.2.5.1 Densidade, volume de fibras real, teor de vazios

O ensaio de densidade foi realizado conforme a ASTM D792-13, em água, considerando 3 corpos de prova de cada região da placa, conforme especificado na Figura 19, totalizando 15 corpos de prova por placa. O objetivo foi verificar a variação do teor de vazios entre o centro e a as regiões das bordas.

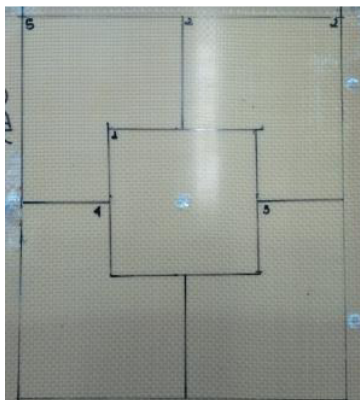


Figura 19 - Corte de copos de prova para o ensaio de densidade

A densidade foi calculada pela fórmula de Arquimedes apresentada na Equação 2.

$$\rho = \frac{d \cdot m_d}{m_d - m_s} \quad (2)$$

Onde ρ é a densidade, d é a densidade do fluido de imersão ($d_{H_2O} = 1 \text{ g/cm}^3$), m_d é a massa da amostra seca e m_s a massa da amostra submersa (LAVORATI, SCIENZA e ZATTERA, 2016). A densidade real dos compósitos foi empregada para determinação do volume teórico e real de fibra usando a lei das misturas apresentada na Equação 3.

$$\%W_f = \frac{W_f}{W_c} = \frac{(\rho_f V_f)}{(\rho_c V_c)} \quad (3)$$

E as densidades real e teórica foram calculadas de acordo com a Equação 4.

$$W_v = \frac{\rho_c - \rho}{\rho_c} \quad (4)$$

Além disso, o teor de vazios foi estimado comparando-se a densidade teórica com a real, de acordo com a Equação 5:

$$V_v = \frac{\rho_c - \rho}{\rho_c} \quad (5)$$

Onde W_f é o teor de fibras, W_c é o teor de resina, W_v é o teor de vazios, ρ_f é a densidade do reforço, ρ_c é a densidade teórica do compósito, ρ é a densidade real do compósito, V_f é o volume de fibras V_v é o volume de vazios e V_c é o volume do compósito.

O ensaio foi realizados no LPOL da UCS.

4.2.5.2 Resistência à tração

O ensaio de resistência à tração foi realizado conforme a ASTM D3039-14 em máquina universal de ensaio EMIC DL 200KN, velocidade de 5 mm/min, em 5 corpos de prova de dimensões 250 x 25 x 4 mm, para cada compósito obtido e para resina pura.

4.2.5.3 Resistência ao impacto

O ensaio de resistência ao impacto Izod sem entalhe foi realizado em equipamento de impacto CEAST, atendendo a norma ASTM D256-10, e a máxima energia utilizada no martelo foi de 25 J. O valor médio de dez amostras, para os compósitos e para a resina pura, nas dimensões de 63,5 x 12,7 x 4 mm, foi reportado. O ensaio foi realizado no LPOL da UCS.

4.2.5.4 Resistência à flexão

O ensaio de resistência à flexão em três pontos foi realizado em uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC DL-3000, de acordo com ASTM D7264M-15. Amostras de 127 x 12,7 x 4 mm foram preparadas e o teste foi conduzindo usando célula de carga de 200 kg a uma velocidade de 1,8 mm/min. Foram testadas cinco amostras para cada configuração estabelecida e para resina pura (ROMANZINI, 2012), realizado no LPOL da UCS.

A Figura 20 apresenta curvas típicas para o ensaio de resistência a tração, empregado para avaliar se houve ruptura e/ou deformação da amostra durante o ensaio.

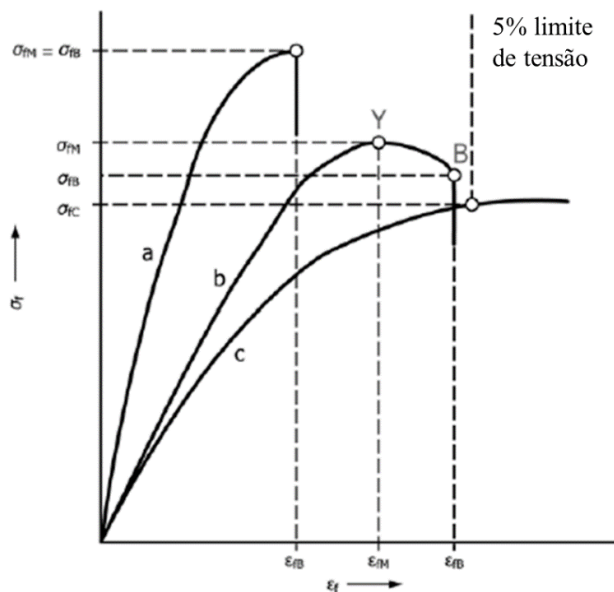


Figura 20 – Curvas típicas tensão de flexão σ_f versus deformação na flexão (ϵ_f)

Nota: Curva a) Ruptura antes da deformação; b) Amostra que deforma e rompe antes dos 5 % da tensão limite e c) amostra que não deforma nem rompe antes dos 5 % da tensão limite.

Fonte: ASTM D790-15

4.2.5.5 Microscopia optica e Microscopia eletrônica de varredura

As amostras foram analisadas em Microscópio óptico (Nikon - Epiphoto 200) com câmera acoplada (Nikon - DXM 1200F). Para realização das análises, e melhor polimento das amostras, estas foram embutidas em resina. A interface fibra/matriz dos compósitos foi analisada através do microscopia eletrônica de emissão de campo (FEG- MEV – Mira 3 - Tecscan). Antes da análise as amostras foram mantidas em estufa com circulação de ar por 24 h a 105 °C, para remoção da umidade. As fibras foram fixadas em *stubs* (suporte), com auxílio de uma fita adesiva condutora dupla face de carbono. Sobre as amostras foi depositada uma camada de ouro para tornar a amostra condutora e possibilitar a realização da análise.

4.2.5.6 Cisalhamento interlaminar (*Short beam*)

A resistência ao cisalhamento interlaminar *Short Beam* (ILSS) foi obtida por ensaio de flexão curta em três pontos. Os corpos de prova foram cortados de acordo com a ASTM D2344M-13, com largura igual a 2 vezes a espessura e comprimento de 6 vezes a espessura, resultando em um corpo de prova de 24 x 8 x 4 mm, para que apresente tensão cisalhante e não a flexão do mesmo durante o ensaio (ASTM D2344/D2344M, 2000). O ensaio foi

realizado em equipamento EMIC DL-3000, com célula de carga de 200 kg, e velocidade de ensaio de 1,0 mm/mim.

Segundo Botelho e Rezende (2002) este ensaio de caracterização fornece um parâmetro importante no projeto de componentes estruturais. O ensaio deve fornecer um dos modelos de falha ilustrados na Figura 21, para que seja considerada cisalhamento interlaminar, pois falhas como flexão e delaminação não são validas nesta caracterização.

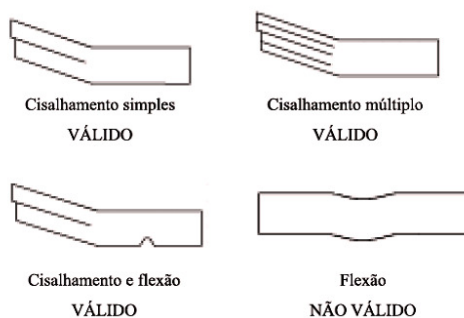


Figura 21 - Modos de falha válidos para ensaio de cisalhamento interlaminar

A resistência *Short beam* é determinada pela Equação 6:

$$F^{SBS} = (0,75P_m)/b \cdot h \quad (6)$$

Onde: F^{SBS} é a resistência *Short beam* (MPa); P_m é a força máxima atingida durante o ensaio (N); b e h são a largura e a espessura da amostra (mm).

4.2.5.7 Análise térmico dinâmico mecânica (DMTA)

A análise dinâmico mecânica (DMA) fornece informações sobre as transições primária, secundária e terciária do material, que não são tão fáceis de detectar por outros métodos, tais como DSC e TMA. Também permite a caracterização das propriedades gerais que afetam diretamente o desempenho do material. É uma técnica indispensável e efetiva para determinar as características morfológicas e viscoelásticas de um material compósito com variação da temperatura. As curvas de DMA apresentam o comportamento viscoelástico da resina pelo módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e fator de amortecimento ($\tan \Delta$) (MENARD, 2008).

As propriedades viscoelásticas foram determinadas por DMA em equipamento Q800 (TA Instrument), equipado com *clamp* de viga dupla (*dual cantilever*), conforme Figura 22, que é indicado para matrizes termorrígidas (ROMANZINI, 2012). Corpos de prova foram preparados na dimensão de 60 x 10 x 4 mm e a análise foi realizada em método não isotérmico com taxa de aquecimento de 3 °C/mim, na faixa de temperatura entre 30 e 160 °C, com frequência de 1 Hz e amplitude de deformação de 0,1%.

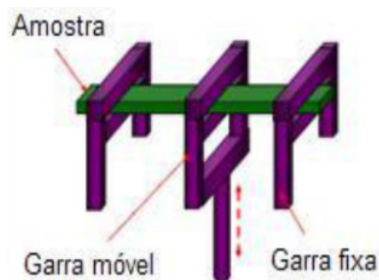


Figura 22- Garra empregada no ensaio dinâmico mecânico
Fonte: Romanzini (2012)

O coeficiente de efetividade do reforço foi determinado utilizando-se os valores obtidos nas curvas do módulo de armazenamento, e calculado de acordo com a Equação 7:

$$C = \frac{E'_v/E'_e \text{ (compósito)}}{E'_v/E'_e \text{ (resina)}} \quad (7)$$

Onde E_v e E_e são os valores para o módulo de armazenamento na região vítrea (40 °C) e elastomérica (150 °C), respectivamente.

O fator de adesão A foi calculado pela Equação 8:

$$A = \frac{1}{1 - \Phi f} \cdot \frac{\tan \delta_c}{\tan \delta_p} - 1 \quad (8)$$

Os cálculos foram realizados em função do amortecimento mecânico relativo entre o compósito e a matriz ($\tan \delta_c / \tan \delta_p$) e da fração volumétrica do reforço (Φf) a uma dada temperatura (neste caso a temperatura empregada foi a de transição vítrea).

Antes da realização dos ensaios todas as amostras foram mantidas em laboratório ambientado a $23 \pm 2^\circ\text{C}$ e umidade relativa de $50 \pm 5\%$, por 48 h .

4.2.5.8 Ensaio na Barra Hopkinson

A determinação da relação tensão-deformação dinâmica das amostras foi realizada pelo ensaio compressivo dinâmico na Barra Hopkinson Bi-Partida, realizado no Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico do Exército (CTEx), Rio de Janeiro. Neste ensaio são realizadas medições de amplitude dos pulsos incidente (ε_i), refletido (ε_r) e transmitido (ε_t) em função do tempo. Pela medição da amplitude dos três pulsos é possível obter a tensão dinâmica ($\sigma(t)$), a deformação dinâmica (ε) e a taxa de deformação da amostra ($\frac{d\varepsilon}{dt}$) pelas Equações 9, 10 e 11, respectivamente (CHEN e SONG, 2011).

$$\sigma(t) = \frac{E_b A_b}{2A_a} (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (9)$$

$$\varepsilon = \frac{C_b}{L_a} \int_0^t (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (10)$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{C_b}{L_a} (\varepsilon_i + \varepsilon_r + \varepsilon_t) \quad (11)$$

Onde C_b é a velocidade de propagação de ondas mecânicas na barra, A_b e A_a são as áreas das seções transversais da barra e da amostra, E_b é o módulo de Young do material da barra e L_a é o comprimento da amostra (espessura).

Com o objetivo de caracterizar, por área, as propriedades dinâmico-mecânicas em altas taxas de deformação dos painéis balísticos AD4, AD5 e AD6, foram realizados ensaios compressivos dinâmicos na Barra Hopkinson (empresa Rel Inc). O painel balístico AD6 e as respectivas regiões são apresentados na Figura 23.

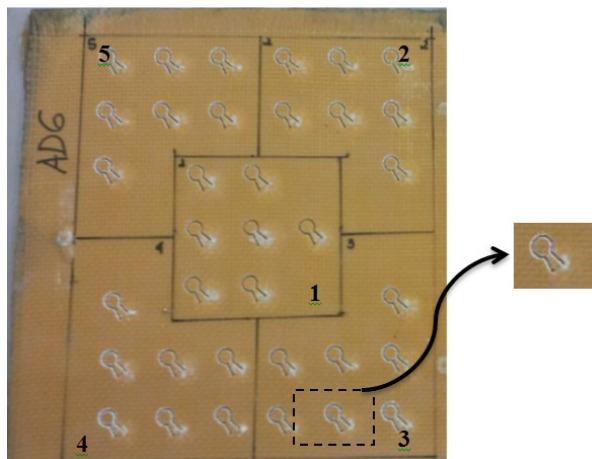


Figura 23 - Amostras cortadas da placa AD6 por jato d'água.

O programa acoplado a Barra Hopkinson foi alimentado com dados de Módulo de Young e densidade dos compósitos. Para manter a impedância mecânica da amostra e das barras o mais próximas possível, utilizou-se, para os ensaios, impactador e barras cilíndricas de aço maraging. O impactador utilizado possui comprimento de 203,2 mm, enquanto que as barras incidentes e as de transmissão possuem 2 m de comprimento. O impactador e as barras de teste possuem 19,05 mm de diâmetro. As propriedades dinâmico-mecânicas, $\sigma(t)$ e tenacidade das cinco regiões foram avaliadas. Nesse estudo, a tenacidade (k) foi obtida calculando-se a área abaixo da curva da tensão dinâmica $\sigma(t)$ pela deformação dinâmica ϵ .

Os ensaios foram realizados em corpos de prova cilíndricos com espessura aproximada de 4,4 mm de diâmetro 8 mm, obtidos dos painéis balísticos. As amostras foram cortadas pela empresa Concorde Corte utilizando corte a jato d'água. A razão espessura/diâmetro utilizada foi de 0,55, respeitando a faixa de 0,5 – 2 indicada para ensaios em compósitos (NAIK e KAVALA, 2009). Essa faixa de razão espessura/diâmetro garante que os erros advindos da fricção e do efeito de inércia sejam minimizados.

Modeladores de pulso (*pulse shapers*) foram utilizados entre o impactador e a barra incidente com o intuito de minimizar a dispersão de sinais dos *strain gages*, facilitando, assim, a escolha das áreas dos pulsos incidente, refletido e transmitido utilizados nas Equações 9 a 11.

A Figura 24 mostra os pulsos incidentes, refletido e transmitidos de duas amostras, com geometria idênticas, ambas submetidas a impactos de mesma velocidade e com o mesmo impactador, justificando a necessidade de aplicação de *pulse shaper* na execução dos ensaios.

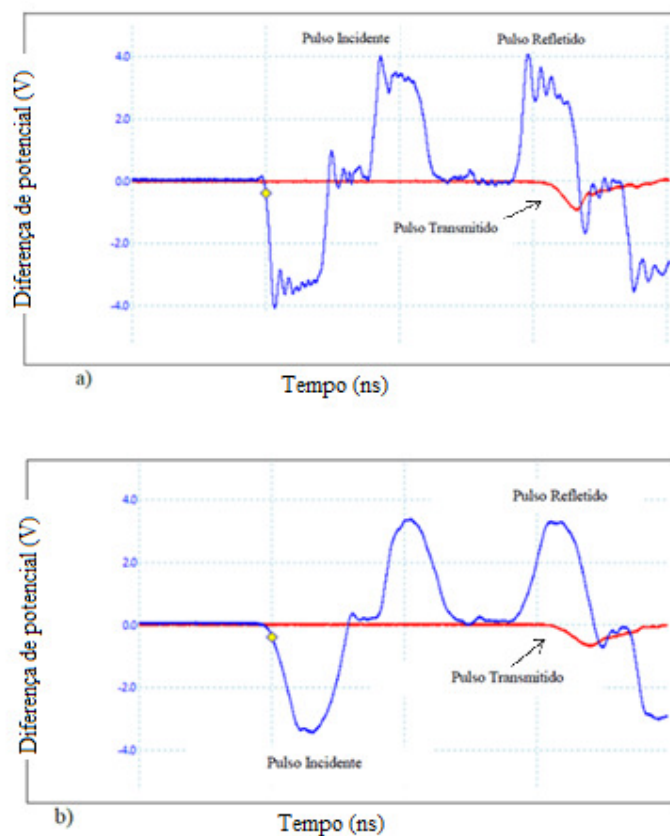


Figura 24 – Modelo de sinais obtidos pelos *straing gages* durante os ensaios : (a) sem *pulse shaper* e (b) com *pulse shaper*

A Figura 24 (a) mostra os sinais característicos, obtidos em ensaio sem uso do *pulse shaper*, onde observa-se uma considerável dispersão do sinal, a qual, por sua vez, dificulta a escolha da área dos pulsos refletido e transmitido que serão utilizadas nos cálculos. Por outro lado, a Figura 24 (b) mostra os pulsos obtidos em ensaio com a utilização do *pulse shaper*. Fica nítida a melhoria na qualidade do sinal, garantindo uma correta escolha dos pulsos.

Além disso, para tornar possível a comparação das propriedades compressivas dinâmicas dos três painéis durante os ensaios, buscou-se manter uma única taxa de deformação para todas as áreas estudadas. A Tabela 5 resume os parâmetros utilizados no experimento.

Tabela 5 - Parâmetros aplicados no ensaio

Painel balístico	Dimensão do impactador (mm)	Dimensão do <i>pulse shaper</i> (mm)	Velocidade média do impactador (m/s)	Quantidade de amostras avaliadas por área do painel	Taxa de deformação média obtida (s^{-1})
AD4	203,2	H = 0,3	$18,84 \pm 0,15$	5	2×10^3
AD5		D = 1,3	$18,88 \pm 0,23$	5	
AD6		H = 0,3 D = 1,6	$19,00 \pm 0,34$	5	

4.2.5.9 Determinação do limite de velocidade balístico (V_{50})

O compósito que apresentou melhores resultados nos ensaios de caracterização mecânica e dinâmico mecânica foi escolhido para ser submetido ao ensaio de impacto balístico. O ensaio foi realizado de acordo norma ABNT NBR 15000 adaptada. Foram realizados impactos balísticos para determinar o V_{50} . Este é determinado pelo valor médio das velocidades dos projéteis que perfuraram parcialmente e com perfuração total da blindagem. A placa foi testada para projéteis calibre 38, com massa de 10,2 g. Para realização do ensaio, os projéteis foram preparados e inseridos em um provete de propulsão à gás. A placa foi devidamente fixada e foram efetuados os disparos. As etapas do processo estão representadas na Figura 25.

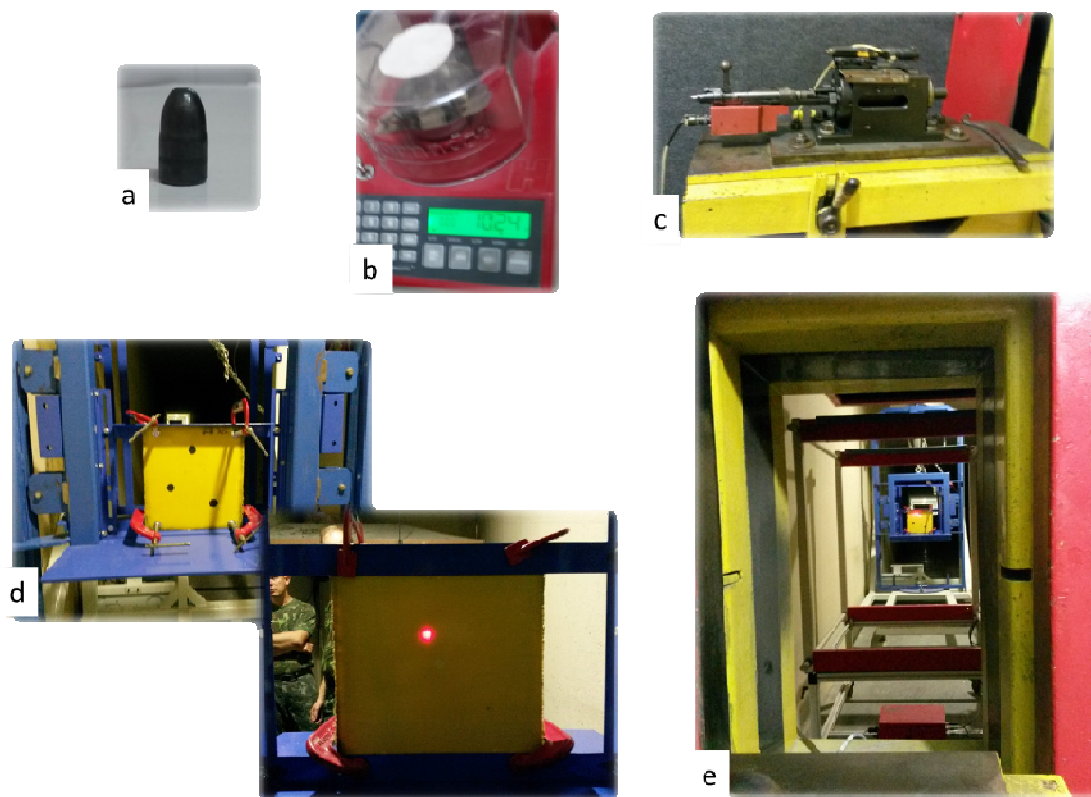


Figura 25 - Preparação da amostra e projétil para execução do ensaio balístico: a) projétil utilizado, b) pesagem do projétil, c) provete de propulsão a gás, d) ajuste da placa no túnel de tipo, e) execução do impacto

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÃO DA ARAMIDA

5.1.1 Teor de umidade

A curva de secagem (Figura 26) apresenta o teor de umidade dos tecidos, e foi utilizada para determinação do tempo e temperatura de secagem dos mesmos antes da confecção dos compósitos.

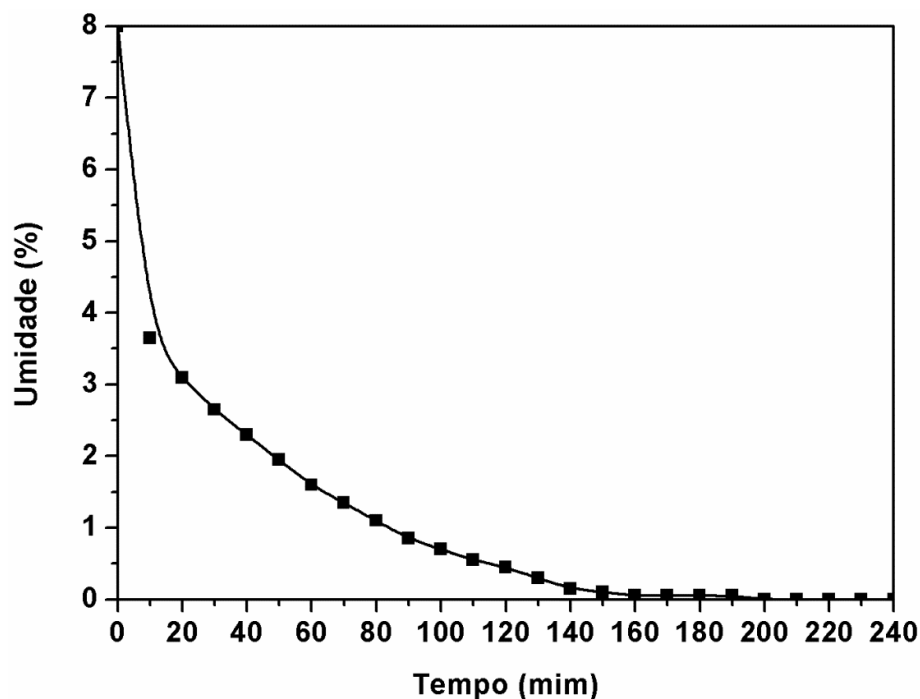


Figura 26 - Teor de umidade Kevlar 29 à 105 °C

Observou-se que o Kevlar 29 possui aproximadamente 7,8% de umidade, resultado correspondente aos valores informados por Dupont (2015). Considerando-se que, quanto menor for a cristalinidade da aramida empregada, maior será a absorção de água. Além disso, a aramida é uma fibra higroscópica, sendo que o Kevlar 29 absorve em torno de 7% de água por ser menos cristalino do que o Kevlar 49 e o Kevlar 149, que absorvem 4 % e 1% de água, respectivamente (LEWIN, 2007). O processo de secagem deve ser realizado para evitar degradação da aramida por hidrólise, pois a água é atraída para os agrupamento (CO-NH), além de promover cisão da ligação C-N do grupamento amida (BITTENCOUT, 2011).

Além disso, a água influencia negativamente na interação interfacial fibra/matriz, constituindo-se em um parâmetro de grande influência nas propriedades mecânicas do compósito (OLIVEIRA, 2013). Portanto, para promover a remoção deste teor de umidade é necessário manter o tecido em estufa a 105°C, por um tempo mínimo de 150 min. De acordo com Mallick (2007) este teor de umidade (7 %) tende a promover microfissuras na parte interna do compósito, sobre os vazios preexistentes, produzindo rachaduras no sentido longitudinal.

5.1.2 Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (FTIR)

Os espectros de transmitância no infravermelho obtidos pela técnica de refletância total atenuada (ATR) referentes à fibra de aramida estão apresentados na Figura 27, e as bandas referentes ao espectro estão identificadas e descritas na Tabela 5. Dados da literatura apontam como bandas característica da aramida em 3312 cm^{-1} referente ao estiramento de N-H; em 1640 cm^{-1} referente ao estiramento de C=O e deformação N-H; em 1540 cm^{-1} pela interação de deformação de N-H (banda de amida II) e estiramento de C-N; em 1521 cm^{-1} e 1319 cm^{-1} devido ao estiramento de C-N. As bandas de absorção apresentadas são consideradas determinantes para identificação da aramida (BITTENCOURT, 2011; SILVERSTEIN, WEBSTER, KIRMLE, 2006).

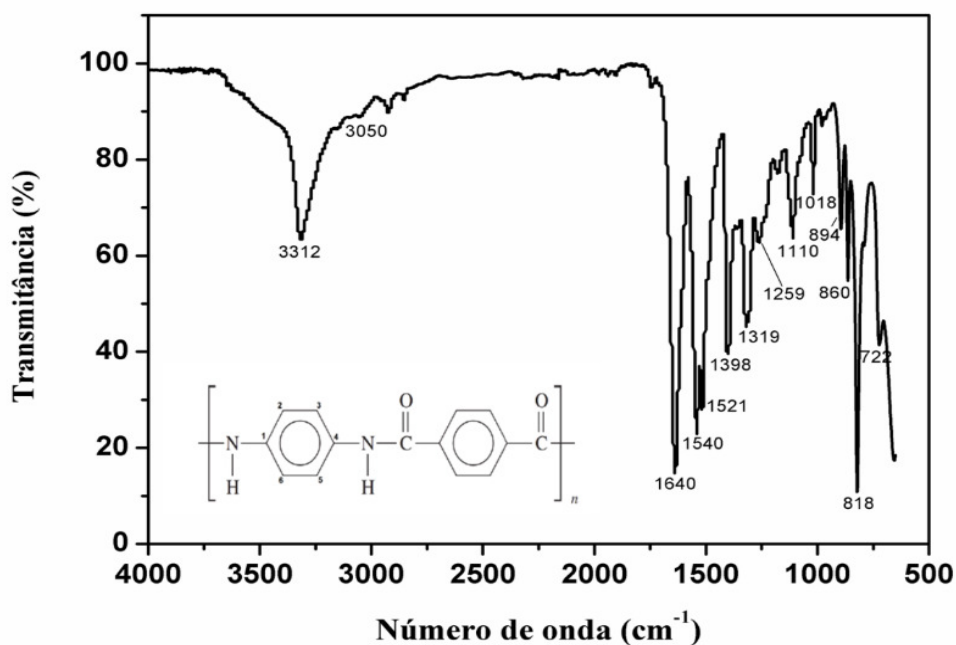


Figura 27 - Espectros de FTIR- ATR da fibra de aramida

Tabela 6 - Bandas do FTIR-ATR do Kevlar 29

Frequência vibracional (cm ⁻¹)	Atribuição	Referência
3312	$\nu_{\text{N-H}}$	
3050	$\nu_{\text{C-H}}$ do anel aromático	
1640	$\nu_{\text{C=O}}$	
1540	$\delta_{\text{N-H}}$	
1521	$\nu_{\text{C=C}}$ anel aromático	Kim, Chang & Hsu, 1986; Silverstein, Webster e Kirmle, 2006; Derombise et al., 2010 Bittencout et al., 2011; Yu et al., 2015;
1398	$\nu_{\text{C-N}}$	
1319	$\nu_{\text{C-N}}$	
1259	$\delta_{\text{N-H}}$	
1110	$\delta_{\text{C-H}}$ anel aromático	
1018	$\delta_{\text{C-H}}$ anel aromático	
Entre 860 e 880	$\delta_{\text{C-H}}$ anel aromático para-substituído	

ν = estiramento ou vibração axial
 δ = deformação ou vibração angular

5.1.3 Análise termogravimétrica (TGA)

A Figura 28 apresenta o termograma da fibra de aramida. Os fenômenos de perda de massa estão descritos na Tabela 7.

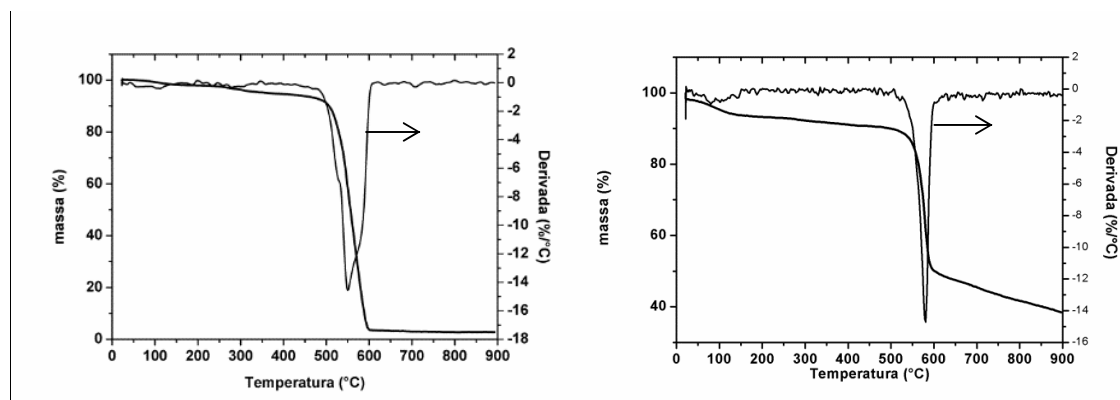


Figura 28 - Termograma de TGA do tecido de Aramida a) atmosfera de ar e b) atmosfera de N₂

Tabela 7- Descrição dos fenômenos observados no TGA da aramida em atmosfera de ar e N₂

Atribuição	Atmosfera de ar	Atmosfera de N ₂
Temperatura de vaporização da água	150 °C	150 °C
Temperatura de início da degradação	440 °C	500 °C
Temperatura de máxima degradação	550 °C	580 °C
Temperatura de término da degradação	610 °C	Não definido
Massa residual	3 %	38 %

Em atmosfera de ar a degradação da fibra de aramida inicia em aproximadamente 440 °C com a decomposição térmica das ligações simples, seguido pela decomposição térmica dos anéis aromáticos em aproximadamente 520 °C, sendo que a máxima degradação ocorre em 550 °C, e a completa degradação a 580 °C, apresentando 3% de massa residual (BOUKOUVALAS & WIEBECK, 2007). Em atmosfera de nitrogênio, a degradação teve início em 500 °C, apresentando máxima degradação em 580 °C, e ao término da análise apresentou massa residual de 38 %.

A temperatura de início de degradação para a aramida Kevlar 29 está de acordo com os dados obtidos em literatura. Estudos realizados por Bourbigot, Flambard e Portch (2001) observaram que, em atmosfera de ar, as fibras iniciaram a degradação a 450 °C apresentando 3% de massa residual ao final da degradação, já em atmosfera de N₂, a degradação tem início em 550°C, apresentando 38 % de massa residual ao fim da degradação. Essa diferença de temperatura de início da degradação evidencia a influência do oxigênio na degradação da aramida. Segundo Brown e Hodgeman (1982), os radicais formados na degradação térmica em ar estão associadas com uma maior quantidade de átomos de oxigênio ligados quimicamente do que os formados em vácuo, indicando que o processo de degradação em ar estão associados à oxidação da fibra.

A fibra de aramida não funde e, segundo Dupon (2000), sua degradação pode iniciar entre 427 e 482 °C. Entretanto a máxima temperatura recomendada para aplicação é de 160 °C, para evitar perda de propriedades mecânicas.

5.1.4 Microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo (FEG-MEV)

A Figura 29 apresenta as micrografias das fibras de aramida, em que é possível observar que, sem tratamento superficial, a fibra apresenta superfície lisa, sem rugosidade, o que

dificulta a ancoragem física da resina. Ainda é possível observar que os filamentos apresentam diâmetro na faixa de 15 μm .

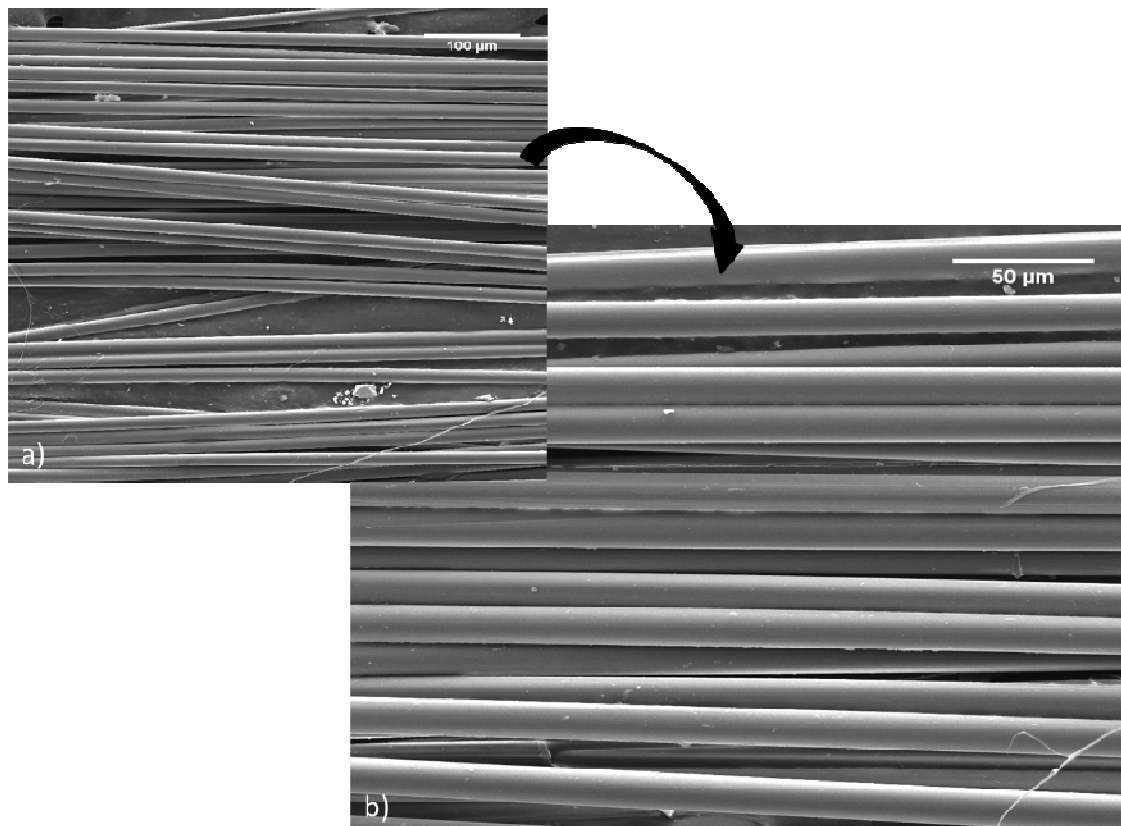


Figura 29 - MEV fibras de aramida com ampliação de (a) 500 x e (b) 1000x

5.2 VERIFICAÇÃO DA CURA DA RESINA

Por meio da análise de DSC, observou-se que o aumento da temperatura promoveu o aumento da mobilidade das cadeias poliméricas ocasionando reticulação de sítios residuais. A partir da calorimetria exploratória diferencial é possível verificar o perfil exotérmico característico da reação de reticulação da resina éster vinílica (ROMANZINI, 2009). Na Figura 30, observou-se a presença do pico exotérmico nas amostras curadas por 24 h *in situ* e após a primeira pós cura, indicando que as amostras ainda não se apresentam completamente curadas. A cura completa da resina foi evidenciada apenas com a realização da segunda pós cura, confirmada pelo desaparecimento do pico exotérmico (ROMANZINI, 2012).

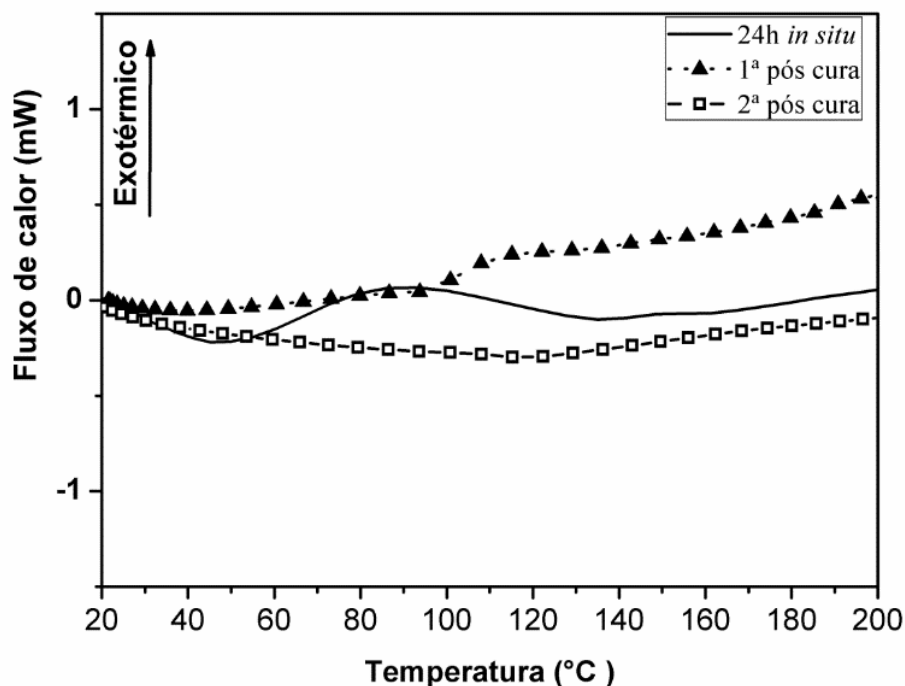


Figura 30 - DCS para resina em diferentes etapas de cura.

Baseado nos resultados obtidos nessa análise foi possível observar que as etapas de cura e pós cura tornam a resina mais estável quimicamente, pois promovem a reticulação das cadeias poliméricas, garantindo que nenhuma reação química ocorreria posteriormente e eliminando as tensões mecânicas que podem ter ocorrido no compósito durante a etapa de moldagem. Portanto, o desaparecimento do pico exotérmico garante que as caracterizações mecânicas foram realizadas com o compósito completamente curado e na condição final de aplicação (ROMANZINI, 2012).

5.3 PRODUÇÃO DOS COMPÓSITOS

Durante o processo de conformação dos compósitos AD4 observou-se que, mesmo aplicando-se baixa pressão de injeção (0,4 bar), este apresentou um perfil de conformação diferenciado em relação às demais amostras, observado na Figura 31. A resina injetada infiltrou pela parte inferior do molde, permeando o reforço pela borda, fenômeno é denominado *race-tracking*.



Figura 31 – *Race-tracking* na moldagem do compósito AD4

Segundo Hammami et al. (1998), o efeito de *race-tracking* pode produzir um fluxo transversal em direção ao interior do molde, promovendo um gradiente de pressão, importante para moldagem dos compósitos, responsável pelo preenchimento da preforma com resina. Nas moldagens um gradiente de pressão pode ser formado entre a borda e o centro do molde (onde a resina é injetada), entretanto este efeito também é responsável pelo aprisionamento de ar no interior do reforço, contribuindo para o aumento do teor de vazios no produto acabado (AMORIM JUNIOR et al., 2006; BROCKS et al., 2013).

Durante a moldagem dos compósitos AD5 e AD6 observou-se a formação de um fluxo radial, partindo do ponto de injeção para as bordas do molde. Com o passar do tempo observou-se aumento da viscosidade da resina, e maior dificuldade desta em permear o tecido, para facilitar a molhabilidade nas bordas aumentou-se a pressão de injeção, assim completando a conformação das placas.

5.4 CARACTERIZAÇÃO DOS COMPÓSITOS

5.4.1 Densidade, volume de fibras real, volume de vazios

A densidade teórica e real dos compósitos é apresentada na Tabela 8.

Tabela 8 - Densidade teórica x real compósitos

	AD4 (ρ teórico = 1,25)	AD5 (ρ teórico = 1,28)	AD6 (ρ teórico = 1,31)
Centro	1,20 \pm 0,00	1,23 \pm 0,01	1,24 \pm 0,01
Borda	1,20 \pm 0,01	1,19 \pm 0,02	1,22 \pm 0,03

Pode-se observar que o aumento do teor de fibras é proporcional ao aumento na densidade dos compósitos devido à densidade do reforço ser superior à da resina pura (1,13

g/cm³). Pode-se constatar também que todas as amostras apresentaram maiores valores de densidade na parte central da amostra do que nas bordas. Isso se deve à melhor impregnação dos tecidos com resina próximo à área de injeção.

Comparando-se o volume de fibras dos compósitos é possível observar que, para todas as configurações de compósitos estudadas o valor real é superior ao teórico. Esse resultado está relacionado ao fato do reforço não ter sido completamente preenchido por resina de modo a apresentar menor teor de resina nas bordas do mesmo. Observa-se também que o volume de fibras no centro é menor pois nessa região apresenta melhor preenchimento com resina do que nas bordas do mesmo.

Os valores de densidade real e teóricos foram utilizados para determinação do volume teórico e real de fibras dos compósitos. A relação entre estes valores está diretamente relacionada ao teor de vazios do compósito. Estes dados estão apresentados na Tabela 9. Aos valores de volume de fibras, vazios e matriz na borda dos compósitos, foi aplicado análise estatística ANOVA, com índice de confiança de 95%, na qual observou-se que os pontos 2 a 5 não apresentam diferença significativas entre eles, portanto seus valores foram apresentados na Tabela 9 agrupados em uma única área denominada Borda.

Tabela 9 - Volume de fibras (V_f), vazios (V_v) e resina (V_r) dos compósito.

	Centro			Borda		
	V_f (%)	V_v (%)	V_r (%)	V_f (%)	V_v (%)	V_r (%)
AD4	45,76 ± 0,12	3,68 ± 0,25	50,56 ± 0,38	45,88 ± 0,20	3,94 ± 0,42	50,18 ± 0,63
AD5	56,10 ± 0,34	4,11 ± 0,58	39,79 ± 0,92	58,10 ± 1,17	7,38 ± 1,87	35,52 ± 3,04
AD6	66,68 ± 0,71	5,41 ± 1,01	27,91 ± 1,72	67,89 ± 1,52	7,05 ± 2,06	25,07 ± 3,58

A amostra AD4 apresentou menor variação de volume de fibras, matriz e vazios ao longo da extensão da placa. Isso já era esperado, pois o menor teor de reforço possibilitou maior espaço livre dentro do molde para a passagem da resina, facilitando o preenchimento do mesmo. Em relação ao volume de fibras a análise estatística demonstrou que não há diferença significativa entre o centro e a borda, sendo a mesma significava apenas quando associada ao aumento do teor de reforço.

Em relação ao volume de matriz a análise estatística demonstrou que há diferença significativa entre os valores obtidos para o centro em relação a borda dos compósitos, e com o aumento do número de mantas de aramida empregado. Sendo o teor de matriz maior no centro das placas, causado pela dificuldade da resina em permear os tecidos, em pontos mais distantes ao ponto de injeção.

Em relação ao volume de vazios a análise estatística demonstrou diferença significativa entre o centro e a borda dos compósitos, entretanto o aumento do teor de mantas foi significativo apenas comparando AD4 com as demais, entre AD5 e AD6 o teor de vazios pode ser considerado não significativo. O teor de vazios é maior na borda dos compósitos pois o ar presente nos tecidos foi expulso conforme a resina atravessou os micro e macro vazios do reforço, sendo influenciado por diversos fatores como explicado no item 3.2.1. O aumento do teor de fibras dificultou a permeabilidade da resina pelo reforço, o que influenciou na molhabilidade das fibras mais distantes do ponto de injeção.

Para todos os compósitos é evidenciado que, durante a moldagem, ar e outros voláteis podem ficar retidos, resultando em teor de vazios que variaram entre 3,94% até 7,38%. O teor de vazios pode ser responsável pela difusão de umidade no compósito e redução significativa da resistência mecânica. A presença de apenas 2% de vazios já é suficiente para causar uma redução de 20% na resistência interlaminar e na resistência à flexão e redução de 10% no módulo de flexão (LECLERC & RUIZ, 2008). Entretanto dados apresentados por Ornaghi et al. (2010) sugerem que maior teor de vazios pode aumentar a tenacidade do material, melhorando a dissipação de energia de impacto.

5.4.2 Micrografia

Na Figura 32 observa-se pontos de regiões ricas em resina na parte da placa em contato com o molde (parte inferior) e entre as mantas de aramida, como consequência do *race-tracking*. Este efeito apresentou-se de forma mais significativa na moldagem dos compósitos AD4, reduzindo com o aumento do teor de reforço, devido a menor área livre dentro do molde, não sendo mais observado na moldagem dos compósitos AD6.

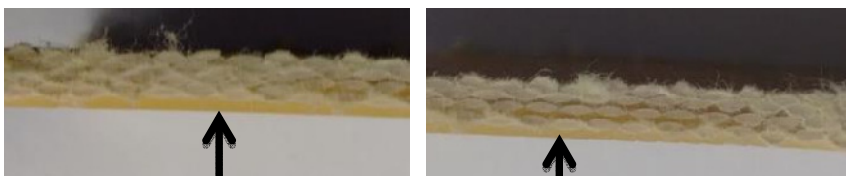


Figura 32 – Fotografia da base da amostra AD4, região central.

A Figura 33 apresenta a microscopia ótica do compósito, destacando a presença de macro vazios, demarcados por elipses e setas, decorrente dos problemas de processamento, descritos no item 3.2.1, deste trabalho. Na Figura 34, os micro vazios estão evidenciados nas regiões claras.

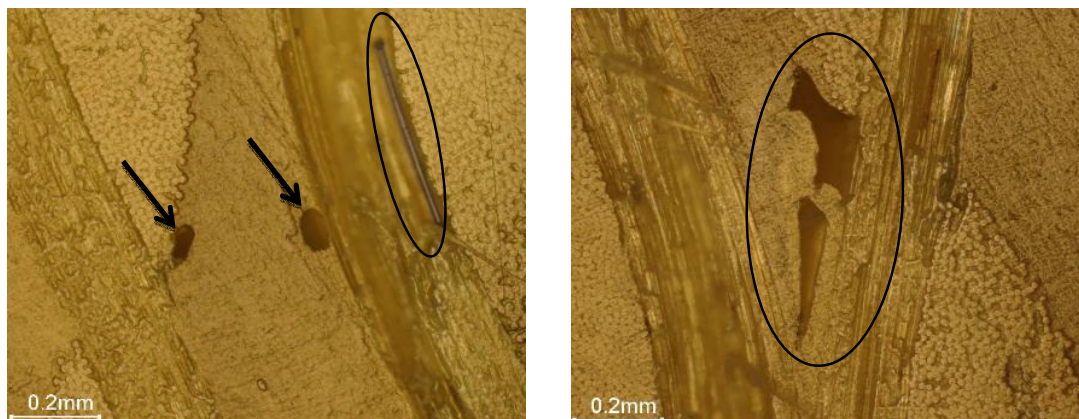


Figura 33 - Microscopia óptica do compósito, aumento de 100X.

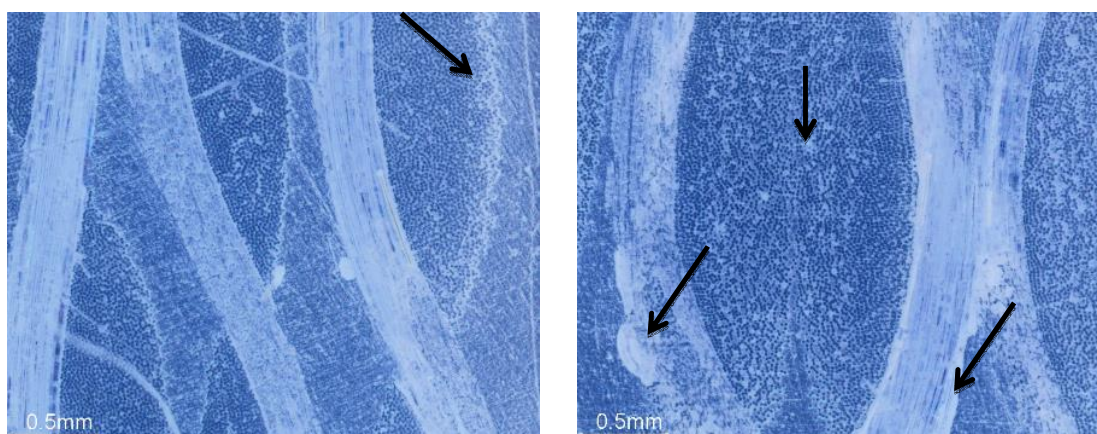


Figura 34 - Microscopia óptica do compósito no modo negativo com aumento de 50 X

A Figura 35 apresenta (a) as micrografias do MEV-FEG do compósito e (b) das regiões referentes a trama e (c) urdume.

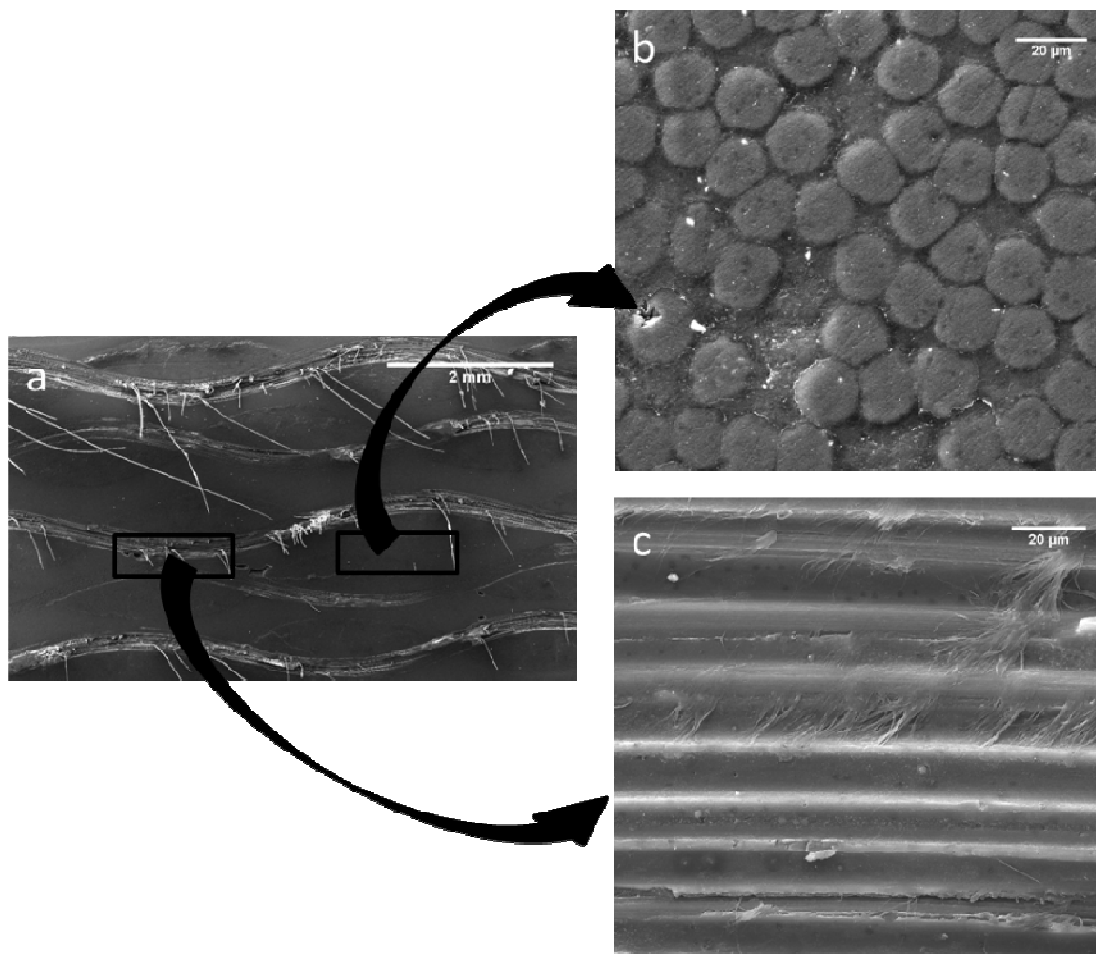


Figura 35 – Micrografia MEV-FEG do a) compósito com aumento de 40 X, b) sentido da trama com aumento de 2000 x e c) sentido do urdume com aumento de 2000 X.

Pelas micrografias é possível observar a presença de resina nos microporos, evidenciada na Figura 35 b e é um indicativo de que a pressão de injeção escolhida possibilitou boa molhabilidade das fibras. Pela Figura 35 c) é evidenciada a aderência da resina sobre a fibra de aramida. Esta região foi ampliada na Figura 36, para destacar as fibras completamente envoltas pela matriz.

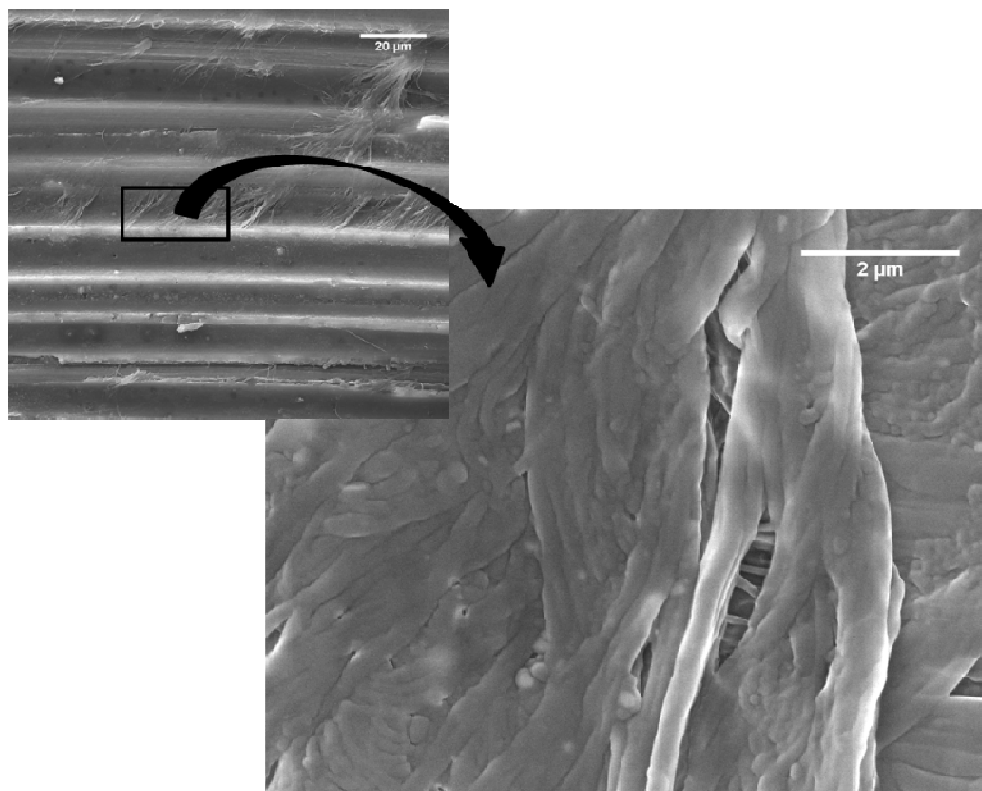


Figura 36 – MEV das fibras do compósito com ampliação de 30000 X

5.4.3 Cisalhamento interlaminar (*Short beam*)

Para as configurações de compósitos avaliadas, não foi possível calcular a resistência ao cisalhamento interlaminar, pois o pino de carregamento (ponto de incidência da tensão) promoveu tensões compressivas e cisalhantes na região de aplicação da tensão, e os corpos de prova caracterizados apresentaram falha do tipo flexão, isto pode ser confirmado pelas curvas obtidas, apresentado na Figura 37 (a), em desacordo com o previsto por visto por Romanzini et al. (2013), cujo modelo pode ser observado na figura 37 (b), e pelo formato dos corpos de prova após o ensaios correspondente a falha por flexão descritas na ASTM D2344 (2013), apresentados na Figura 38.

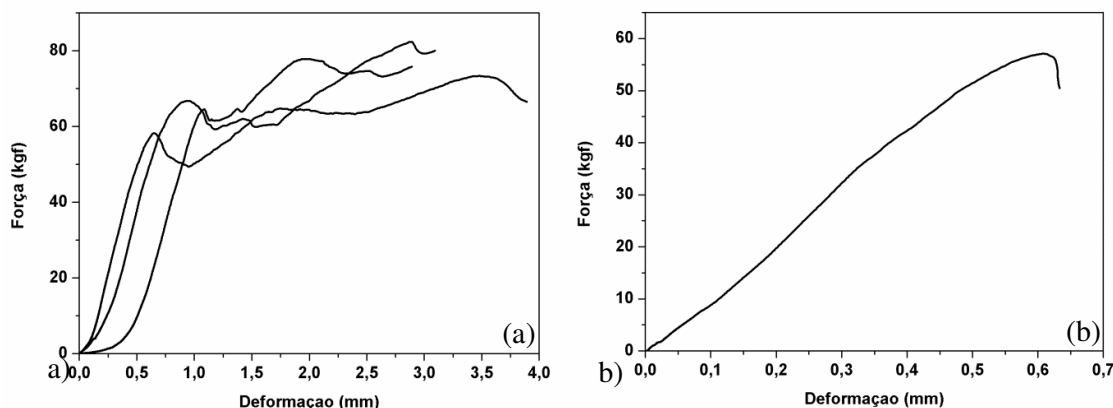


Figura 37 – Modelo de curvas (a) curvas obtidas na caracterização do compósito AD6 e (b) padrão para ensaio ILSS



Figura 38 - Corpos de prova obtidos no ensaio ILSS

Para obter-se a máxima resistência interlaminar, cada fibra deve estar completamente molhada pela resina e a quantidade de vazios deve ser a menor possível, garantindo melhor interação fibra/matriz (AMORIM JUNIOR, 2007; LECLERC & RUIZ, 2008). Botelho e Rezende (2002) destaca que a presença de poros pode ter atuado como barreira na propagação das trincas retilíneas, favorecendo a propagação desta em várias direções, fazendo com que a amostra flexionasse até o fim do experimento.

5.4.4 Resistência ao impacto

Os valores para resistência ao impacto dos compósitos estão apresentados na Figura 39. Estes resultados foram submetidos à análise estatística, com 95% de confiança, a partir do qual foi possível afirmar que o aumento do teor de reforço é um fator significativo no aumento da resistência ao impacto.

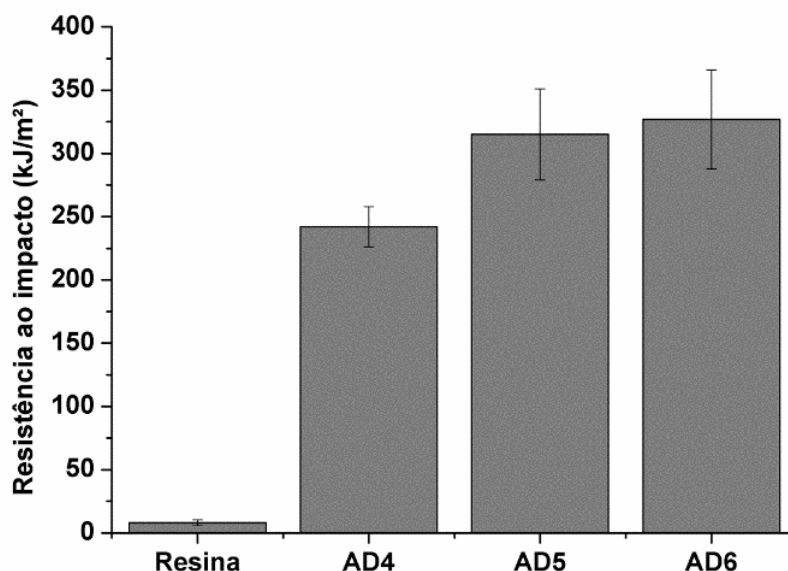


Figura 39 - Resultado de resistência ao impacto dos compósitos

A amostra AD6, apresentou valores de resistência ao impacto superiores as outras amostras, de 327 kJ/m², entretanto este valor não é considerado significativo em relação ao resultado obtido para amostra AD5.

Comparando-se as amostras observa-se que o compósito AD5 e AD6 apresentaram resistência ao impacto 30 e 35% superiores em relação à amostra AD4, respectivamente. Isso se deve principalmente ao fato da amostra AD4 apresentar áreas de acúmulo de resina nas extremidades do corpo de prova conforme pode-se observar na Figura 32, causada pelo *race-traking*.

Sangthong et al. (2009) estudou a influência do teor de fibra de sisal em matriz poliéster insaturada que para os compósitos com mais de 30% de reforço, as propriedades começam a decair. De acordo com os autores, em maiores teores de fibra incorporados à matriz, é mais difícil para a resina penetrar entre as fibras, dificultando o molhamento das mesmas, reduzindo assim a eficiência na transferência de tensão na interface fibra-matriz. Com isso a adesão da fibra à matriz diminuiu, ocasionando uma menor dissipação de energia na interface fibra/matriz, com conseqüente redução da dissipação de energia e da resistência ao impacto.

A Tabela 10 apresenta a energia de impacto em kJ/m² para as amostras testadas comparadas a alguns materiais apresentados na literatura:

Tabela 10 – Comparativo entre energia de impacto das amostras ensaiadas e outros compósitos

Material	Energia de impacto Izod (kJ/m ²)
Resina éster vinílica	8,11
AD4 V _f = 45,76 %	242
AD5 V _f = 56,10 %	315
AD6 V _f = 66,68 %	327
*Kevlar 49 / epóxi V _f = 60%	158
*Carbono AS – epóxi V _f = 60%	33
*Carbono HMS – epóxi V _f = 60%	7,5
*Carbono T-300 – epóxi V _f = 60%	67,3

Fonte: *Mallick (2007)

Analisando os valores apresentados é possível observar que mesmo amostra AD4 com menos teor de reforço apresenta resistência ao impacto superior aos demais materiais apresentado na literatura.

5.4.5 Resistência à flexão

A Figura 39 mostra os resultados de resistência à flexão e módulo em flexão dos compósitos. As amostras apresentaram valores entre 187 MPa (AD4) e 197 MPa (AD6), valores superiores ao indicados para resina pura (157 MPa). Conforme normas ASTM D790-15 existem modelos de curva válidos para o ensaio de resistência a flexão e estes estão apresentados na Figura 20. Todas as amostras apresentaram curvas de tensão semelhantes às da Figura 20 (c), ou seja, atingiram o carregamento estabelecido pela norma sem apresentar ruptura ou deformação, devido à alta resistência a flexão promovida pela incorporação do reforço, o que fez com que, no carregamento empregado, nenhum dos corpos de prova apresentasse falha, portanto, para este ensaio, os compósitos não apresentaram diferença significativa de resistência à flexão.

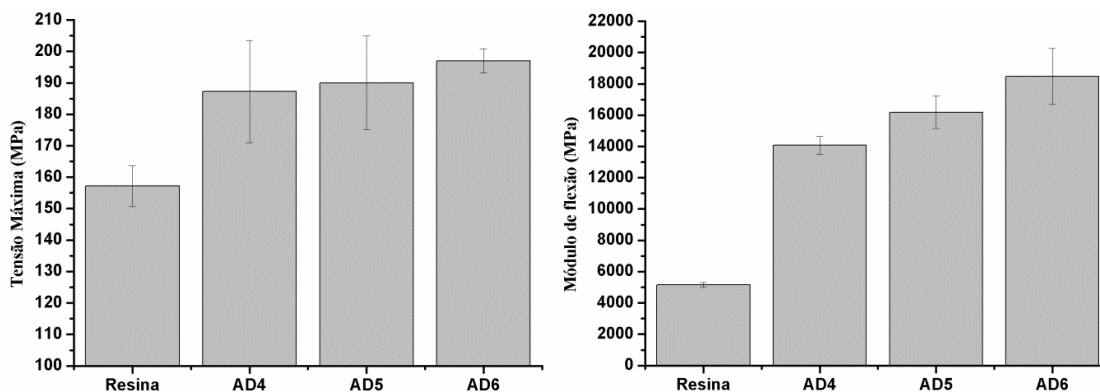


Figura 40 - Resultado de resistência à flexão e módulo em flexão dos compósitos

Em relação ao módulo em flexão, todas as amostras apresentaram valores superiores aos da resina pura (5,1 GPa), sendo que a análise estatística demonstrou diferença significativa entre os resultados para todas as configurações. O maior módulo em flexão foi obtido para amostra AD6, correspondendo a 18 GPa, sendo este valor 14% e 31 % superior as amostras AD5 e AD4, respectivamente. Este aumento no módulo ocorreu devido ao aumento da rigidez do compósito, proporcionada pelo aumento do volume de reforço.

5.4.6 Resistência à tração

A Figura 40 apresenta a tensão máxima e módulo de Young dos compósitos.

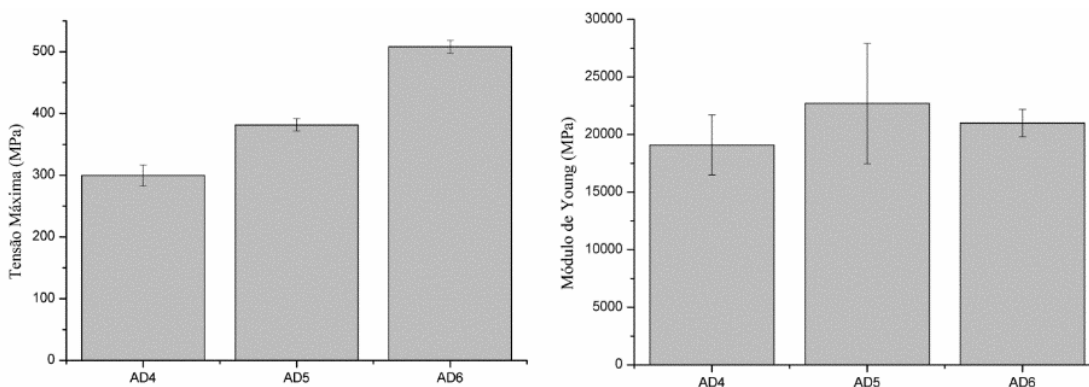


Figura 41 – Resistência à tração e módulo de Young dos compósitos

Todas as amostras apresentaram valores de resistência a tração e módulo de Young superiores aos da resina pura, de 40,25 MPa e 3200 MPa, respectivamente. Observou-se que a amostra AD6 apresentou valores de resistência à tração 33 % e 70 % superiores à amostra AD5 e AD4, respectivamente, comportamento este já esperado, pois a resistência a tração está

diretamente relacionada ao aumento do teor de reforço do compósito. As amostras apresentaram modelos de fratura distintos conforme observado na Figura 41. A amostra AD4 apresentou ruptura total da fibra e da matriz, já a amostra AD5 apresentou ruptura total da matriz e ruptura parcial das fibras e a amostra AD6 apresentou falha devido à delaminação entre as camadas (meio da placa, terceira camada de reforço), e ruptura do matriz. Apenas uma das amostras AD6 apresentou ruptura das fibras.

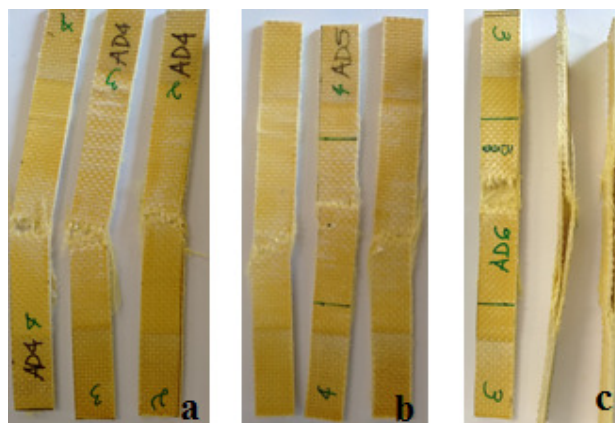


Figura 42 - Modelo de fratura para os corpos de prova de tração: a) AD4; b) AD5; c) AD6.

A falha apresentada na amostra AD4 está relacionada à camada de resina sobre os tecidos, causada pelo *race-tracking*, que promove fragilização do compósito, visto que a resina contribui majoritariamente para a falha deste compósito. A falha da amostra AD5 corresponde à boa interação fibra matriz, com boa transferência de carga entre estas, apresentando comportamento descrito por Callister (2012). É provável que a amostra AD6, por apresentar o maior teor de reforço, durante a moldagem, a resina não tenha molhado completamente todas as fibras do interior do compósito, o que pode ter promovido a delaminação da mesma quando submetida ao ensaio de resistência a tração, pelo rompimento da camada central da placa resultando na delaminação. Para que se tenha aumento do módulo de elasticidade é necessário aumentar o teor de fibras, entretanto, quanto maior o volume de fibras, menor é a distância entre elas, dificultando a permeabilidade da resina o que promove defeitos tais como a formação de vazios.

Os valores de resistência à tração obtidos corroboram com os observados por Cunha et al (2006), segundo os quais os a adição de reforço melhora as propriedades mecânicas do compósito, entretanto existe um valor ótimo de fibras que pode ser incorporado ao compósito, a partir do qual não há melhora nas propriedades, atingido um limite máximo.

5.4.7 Análise dinâmico mecânica (DMA)

As curvas do módulo de armazenamento para a resina e para os compósitos estudados estão apresentadas na Figura 43. Observou-se um aumento no módulo de armazenamento dos compósitos, em relação à resina pura, com o aumento do volume de reforço, sendo o valor máximo encontrado para o compósito com o maior teor de fibra (AD6). De acordo com Ornaghi et al. (2010) e Romanzini et al. (2013), isto ocorre devido à alta restrição imposta pelas fibras na mobilidade molecular da matriz, que pode promover aumento a distribuição de tensões na interface. Além disso, o módulo de armazenamento está associado à rigidez do material, e a capacidade de armazenar energia, de modo que a rigidez do material aumenta com o aumento do teor de fibras (ROMANZINI et al., 2013; SABA et al., 2016).

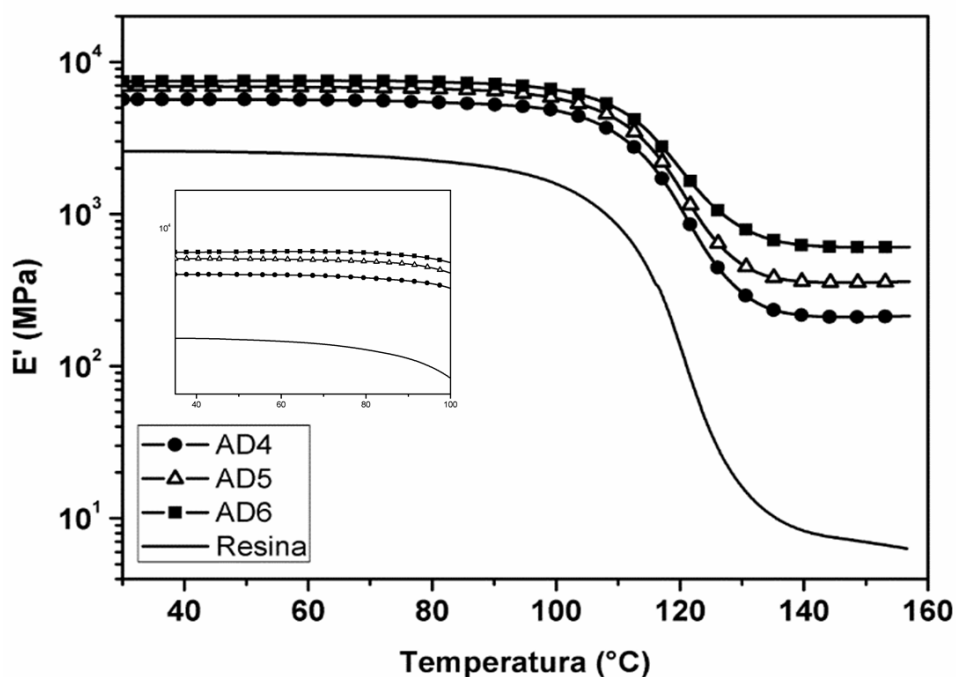


Figura 43 - Módulo de armazenamento da resina e dos compósitos estudados

Com o aumento da temperatura é possível observar a diminuição dos valores de E' para todos os compósitos, isto pode ser atribuído ao aumento na mobilidade molecular das cadeias poliméricas. A queda de E' em torno da região de transição vítrea (120 $^{\circ}\text{C}$) é menor para os compósitos que contém maior teor de reforço, isto é, há uma menor diferença para os valores de E' entre a região vítrea e elastomérica. O efeito do teor de reforço sobre o E' pode

ser representado pelo coeficiente de efetividade do reforço (C). A Tabela 11 apresenta os valores de C calculados (40-150 °C) para os compósitos.

Tabela 11 – Coeficiente de efetividade do reforço C (40 – 150 °C) para os compósitos estudados

Amostra	E' (MPa) (40 °C)	E' (MPa) (150 °C)	C
AD4	6139,99	211,52	0,08
AD5	7776,73	362,31	0,06
AD6	7970,59	591,61	0,03

O parâmetro C é uma medida relativa da diminuição do módulo com o aumento da temperatura. Em um sistema sem reforço (resina pura) é esperado redução no E' com o aumento da temperatura, pois a ausência de reforço confere maior mobilidade as cadeias, conseqüentemente menor rigidez (ORNAGHI et al., 2010). Desta forma, menores valores de C são um indicativo de maior efetividade do reforço, ou seja, maior é a capacidade do material em manter o módulo com o aumento da temperatura. No presente trabalho, o menor valor para C foi encontrado para o compósito AD6, contendo 66,68 % volume de reforço. Quando o teor de fibra é baixo, o efeito do reforço é menos eficiente, devido também às regiões ricas em matriz, resultando em maiores valores de C (ORNAGHI et al., 2010; ROMANZINI et al., 2013).

O módulo de perda (E'') está relacionada à tendência de um material em dissipar a energia aplicada sobre ele, é associado ao "atrito interno" e é sensível a diferentes tipos de movimentos moleculares, transições, processos de relaxação, morfologia e outras heterogeneidades estruturais (SABA et al., 2016). O módulo de perda para a resina e para os compósitos estudados está representado na Figura 44.

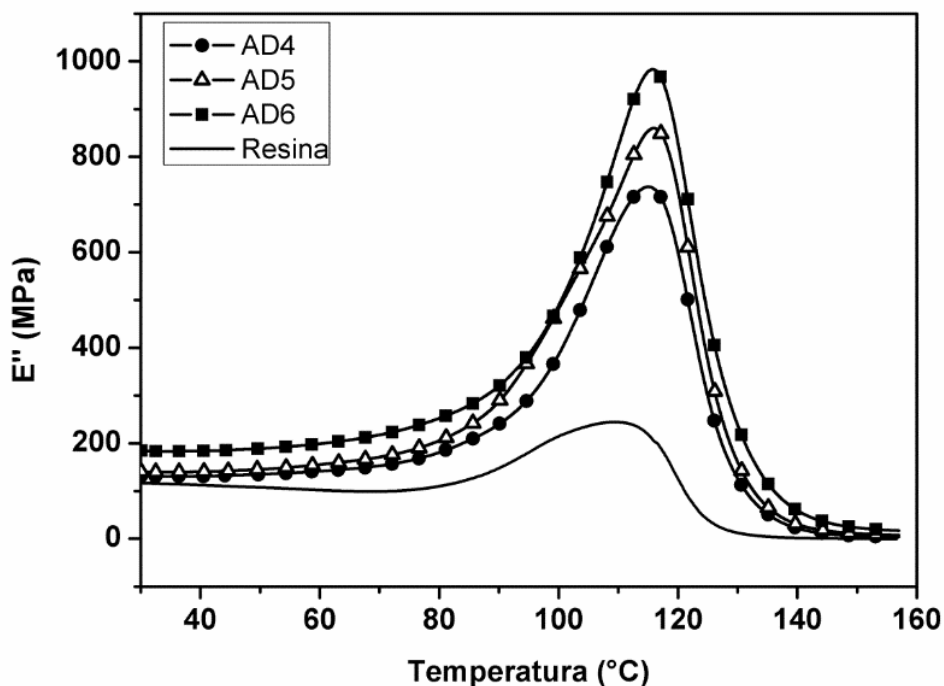


Figura 44 - Módulo de perda para a resina e para os compósitos estudados

O módulo de perda aumentou com o aumento do teor de fibras ao longo da faixa de temperatura analisada. Todas as curvas atingiram um valor máximo de módulo (para máxima dissipação de energia mecânica) e diminuíram após atingir a T_g (121 °C), como resultado do livre movimento das cadeias de polímero, ou seja, menor restrição dos movimentos moleculares (ROMANZINI et al., 2013).

O aumento do pico do módulo de perda pode ocorrer devido à inibição do processo de relaxação dentro do compósito causado pelo aumento do número de segmentos da cadeia no volume livre devido à adição de reforço (ROMANZINI et al., 2013). O pico máximo de E'' versus temperatura corresponde a situação de máxima dissipação de energia mecânica. Observa-se que o aumento do pico E'' segue a mesma tendência observada no ensaio de resistência ao impacto, aumentando com o aumento do teor de reforço.

O tan delta é um número adimensional, definido pela relação entre o módulo de perda e o módulo de armazenamento ($\tan \delta = E''/E'$) e conhecido como fator de amortecimento. Maiores valores de tan delta são indicativo de um material com elevada tensão não elástica, enquanto que um valor baixo indica alta elasticidade. Aumento da adesão fibra/matriz resulta em redução do fator de amortecimento visto que a mobilidade das cadeias moleculares na interface fibra/matriz diminui. Assim, quanto menor a energia perdida em relação a

armazenada, maior será o valor de tan delta (SABA et al., 2016). O fator de amortecimento também está relacionado ao movimento molecular e à viscoelasticidade do material.

Na Figura 46 é possível observar que o valor do pico de tan delta para a resina pura é maior do que para os compósitos, pois a incorporação de fibras promove a restrição de movimento das cadeias poliméricas (ROMANZINI et al., 2013). Segundo Pothan et al. (2003), compósitos com uma interface fibra matriz fraca (baixa adesão) tendem a dissipar mais energia do que os compósitos com boa adesão interfacial. Sendo assim maior amortecimento indica menor adesão interfacial, sendo a amostra de maior fator de amortecimento a AD6.

A temperatura de transição vítrea (T_g) do material, temperatura na qual o polímero muda seu estado de rígido (região vítrea) para elástico (região elastomérica), pode ser obtida pelo ponto médio da curva E' no máximo valor de E'' ou no máximo valor de tan delta. (SABA et al., 2016). Segundo Almeida et al. (2012), sistemas contendo maiores restrições na movimentação das cadeias tendem a apresentar maiores valores de T_g , entretanto isto não foi observado nos compósitos analisados. O valor para T_g dos compósitos a partir do gráfico de tan delta apresentou valores na faixa de $121,5 \pm 0,5$ °C, valores próximos ao informado no *data sheet* da resina (120 °C).

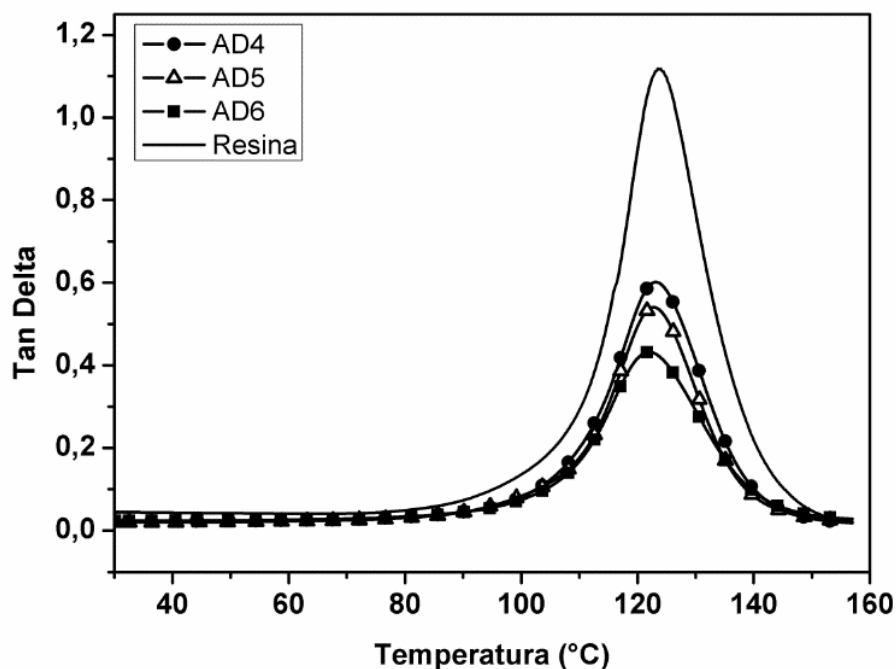


Figura 45 – Tan Delta da resina e compósitos estudados

5.4.8 Impacto Hopkinson

Para avaliação dos resultados obtidos na barra Hopkinson Bi-Partida, alguns quesitos devem ser levados em consideração, conforme descrito no item 3.3.3. Sendo assim na avaliação do gráfico Força versus Tempo, em uma situação ideal, admitindo que a deformação da amostra é uniforme, as curvas devem se sobrepôr, para que as forças que atingem as duas interfaces sejam idênticas. Na prática, entretanto, devido o material a ser caracterizado não ser o mesmo do qual é constituído as barras do equipamento, considera-se que amostra está sob regime de equilíbrio de tensões quando os dois gráficos convergem para uma mesma região (WU e GORHAM, 1997). A Figura 46 mostra a relação Força versus Tempo características das amostras dos painéis balísticos AD4, AD5 e AD6 e apresenta a comparação do comportamento Força versus Tempo nas interfaces barra/amostra para os compósitos testados. Observou-se que, a força incidente (F_i) que é a força medida na interface barra incidente/amostra e a força transmitida (F_t) que é a força medida na interface amostra/barra de transmissão dos três painéis convergem para um mesmo ponto. Pode-se, então, afirmar que todos os painéis foram testados em situação de equilíbrio de tensões.

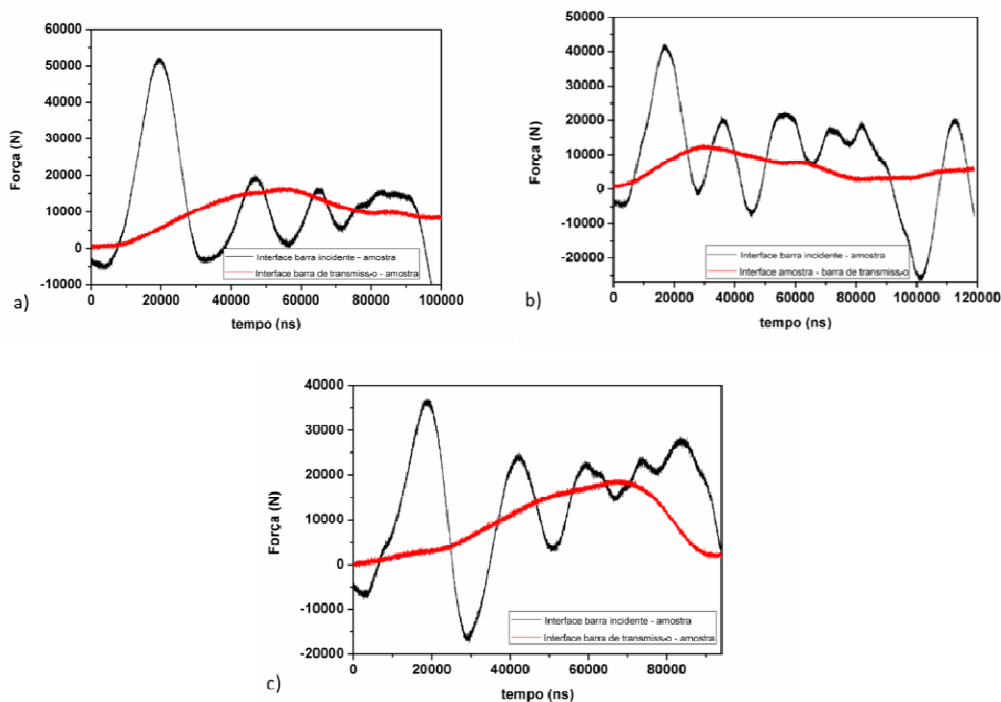


Figura 46 - Comparação do comportamento Força versus Tempo nas interfaces barra/amostra a) Placa AD4, b) Placa AD5 e c) Placa AD6.

Outra condição de contorno que deve ser respeitada para cada amostra é a constância da taxa de deformação ($\frac{d\varepsilon}{dt}$). A comparação entre áreas de cada placa e entre placas só é possível se os corpos de prova forem ensaiados em uma mesma taxa de deformação, pois, desta maneira, todas as amostras foram submetidas a condições de ensaio semelhantes (CHEN e SONG, 2011). Neste caso obteve-se gráficos $\frac{d\varepsilon}{dt}$ versus ε . Considerando-se que as amostras foram submetidas à taxa de deformação constante quando, após um pico inicial, o gráfico assume a forma de platô (PAN, CHEN e SONG, 2005).

A Figura 47 mostra essas relações para cada região das placas estudadas, representando curvas características das amostras investigadas. Observou-se um platô após $\varepsilon \geq 0,02$ mm/mm e indica que se obteve taxa de deformação constante para cada área, em todos os painéis.

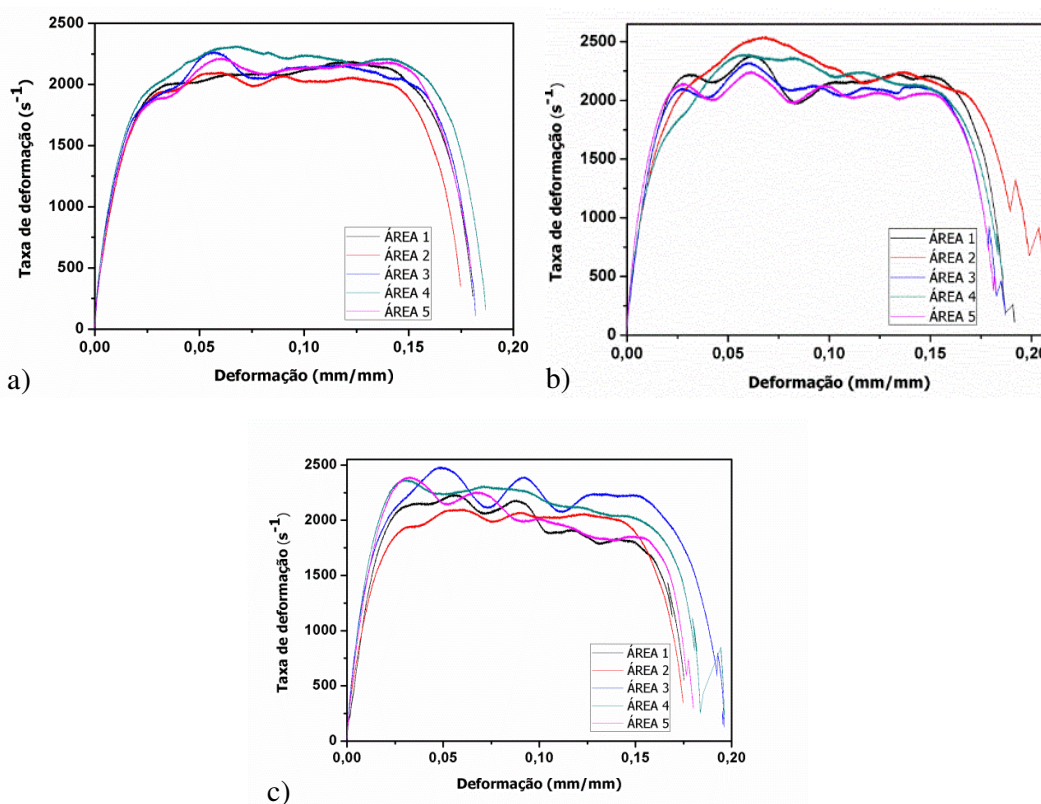


Figura 47 – Gráfico taxa de deformação ($\frac{d\varepsilon}{dt}$) versus deformação (ε) Placa a)AD4, b) AD5 e c) AD6.

A Figura 48 apresenta as curvas tensão $\sigma(t)$ versus deformação ε das amostras de cada uma das cinco áreas testadas das placas balísticas.

A área 1 dos painéis AD4, AD5 e AD6 mostram propriedades mecânicas semelhantes entre si, características da região correspondente ao ponto de entrada de resina. Nesta região o teor de resina é superior as demais áreas, resultando em uma região de maior rigidez, promovendo menor k e $\sigma(t)_{max}$. No presente caso, a rigidez foi avaliada a partir da inclinação da parte linear da curva tensão-deformação medida que poderia avaliar o módulo de elasticidade dinâmico, contudo, sabe-se que os resultados obtidos pelos ensaios compressivos dinâmicos na Barra Hopkinson não são adequados para calculá-lo de forma precisa. A inclinação da região linear da curva, entretanto, serve como uma boa estimativa para a rigidez da amostra (GAMA; LOPATNIKOV; GILLESPIE JR., 2004). Por outro lado, a tensão máxima foi medida considerando o ponto de máximo das curvas descritas na Figura 48.

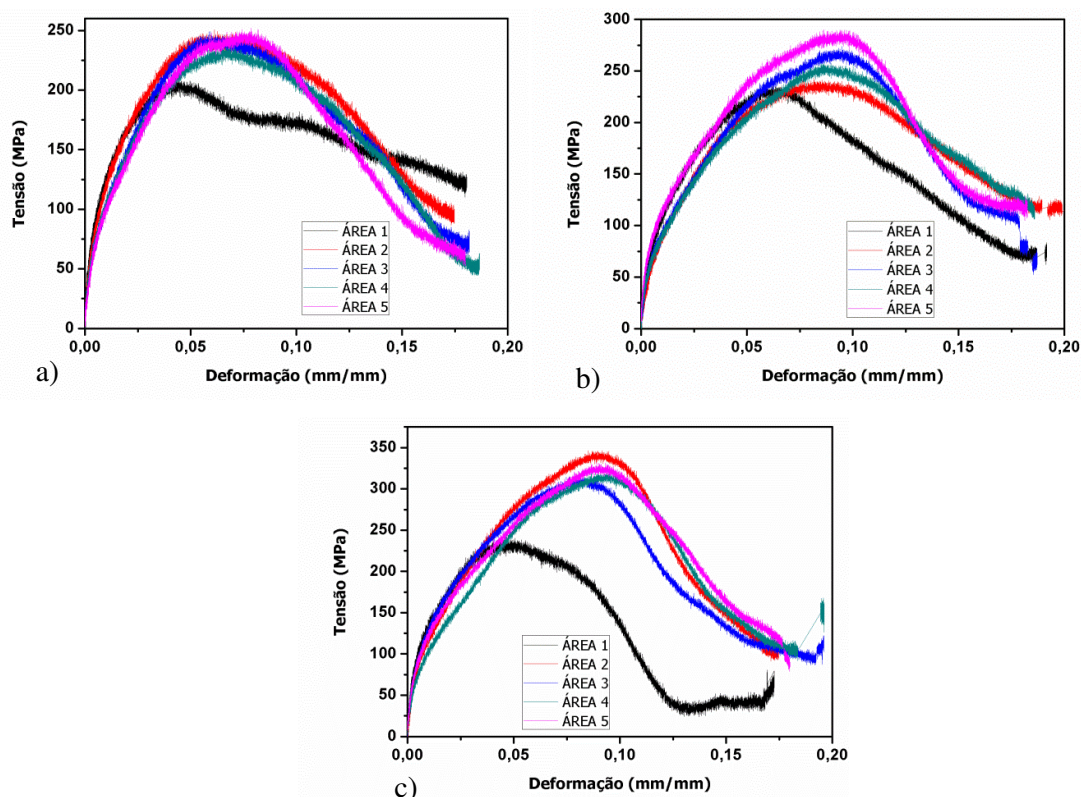


Figura 48 – Curvas tensão $\sigma(t)$ versus deformação ε das amostras de cada uma das cinco áreas das placas balísticas a) AD4, b) AD5 e c) AD6.

Nesse estudo, a tenacidade (k) foi obtida calculando-se a área sob da curva tensão versus deformação. A maior rigidez e menor tenacidade (k) observadas na área 1 sugerem que a maior quantidade de resina localizada na região central fragiliza a amostra. A Tabela 12 apresenta os valores para cada uma das áreas testadas. Os resultados representam a média de

cinco amostras. Pode-se observar que, para uma mesma área de painéis diferentes, a k e a $\sigma(t)max$ obtidas aumentam à medida que a quantidade de camadas das placas aumenta.

Tabela 12 - Valores de k e $\sigma(t)max$ das placas testadas

Amostra		k (MPa)	$\sigma(t)max$ (MPa)
AD4	Área 1	$28,85 \pm 4,4$	$223,0 \pm 36,8$
	Área 2	$32,24 \pm 4,2$	$271,6 \pm 27,8$
	Área 3	$30,65 \pm 2,3$	$264,6 \pm 14,0$
	Área 4	$30,24 \pm 2,7$	$256,2 \pm 12,9$
	Área 5	$29,41 \pm 2,6$	$263,6 \pm 8,2$
AD5	Área 1	$29,01 \pm 2,2$	$261,5 \pm 7,3$
	Área 2	$34,31 \pm 3,7$	$282,6 \pm 14,5$
	Área 3	$33,23 \pm 4,9$	$296,5 \pm 28,6$
	Área 4	$33,77 \pm 6,6$	$290,4 \pm 29,2$
	Área 5	$36,24 \pm 5,8$	$305,5 \pm 31,4$
AD6	Área 1	$28,09 \pm 6,6$	$308,0 \pm 45,1$
	Área 2	$39,67 \pm 4,7$	$364,3 \pm 18,4$
	Área 3	$39,03 \pm 2,6$	$341,2 \pm 30,9$
	Área 4	$38,52 \pm 6,2$	$364,6 \pm 15,5$
	Área 5	$39,86 \pm 3,9$	$355,5 \pm 12,4$

Os dados de tensão máxima foram analisados por ANOVA de dois fatores, e observou-se que tanto o aumento do número de mantas quanto a região de retirada da amostra são fatores que influenciam significativamente os resultados de tensão máxima e tenacidade. Observou-se, que para todos os compósitos, as regiões 2 a 5 não apresentaram diferença significativa de $\sigma(t)max$ e τ , entretanto a região 1 apresenta resultados significativamente inferiores as demais regiões.

Em relação à tenacidade, não foi observado diferença significativa entre os valores obtidos para a Região 1 na comparação entre compósitos AD4, AD5 e AD6, indicando que a área central, por constituir-se de uma região com maior volume de resina, em relação as bordas, provocou aumento de rigidez impactando significativamente na capacidade de

absorção de energia. Entretanto a tenacidade da Região 1 é significativamente inferior a obtida nas regiões 2 a 5, sendo maior quanto maior o número de mantas do compósito.

Constata-se portanto que o compósito AD6, nas regiões 2 a 5, apresentou a melhor capacidade de absorção de energia, pois nessas regiões o menor volume de resina promoveu menor rigidez e menor fragilização do compósito. Portanto, quanto menor o teor de resina do compósito e maior o teor de fibras, melhor será a absorção de impacto de um compósito, pois a presença de resina gera interfaces muito rígidas, com alta interação fibra/matriz, reduzindo a capacidade de absorção de energia (ORNAGHI, 2009).

Estes resultados corroboram com os dados citados por Amorim Junior (2007), segundo o qual compósitos com boas propriedades mecânicas (estruturais), geralmente não apresentam bom desempenho quando submetidos a ensaios balísticos, pois quanto mais rígida a resina empregada e quanto maior a adesão reforço/resina, melhores serão as propriedades mecânicas do material, mas menor será a capacidade de absorver a energia do impacto, fazendo com que o projétil atinja o alvo e o perfure com baixa absorção de energia. Frequentemente materiais estruturais possuem maior densidade, conferindo maior resistência e rigidez, propriedades essas que, em geral, diminuem a resistência ao impacto do mesmo, conforme observado nos dados obtidos pela caracterização em Barra Hopkinson (CALLISTER, 2012).

Foi possível verificar que o aumento do teor de fibras proporcionou aumento da tenacidade e da tensão máxima dos compósitos, dada uma mesma taxa de deformação. Portanto, o aumento do teor de reforço gerou um compósito com maior capacidade de dissipação de energia. Sendo que este fenômeno foi mais proeminente nas regiões externas (2 a 5) das placas, onde o volume de resina é menor, sendo portanto a placa AD6 nas regiões externas a mais adequada a aplicação em blindagem de veículos militares.

5.4.9 Impacto balístico

Baseado nos resultados dos ensaios de caracterização escolheu-se o compósito AD6 para ser submetido ao ensaio de impacto balístico, pois este apresentou o melhor desempenho mecânico.

A Figura 48 apresenta as placas após ser submetida ao ensaio balísticos.

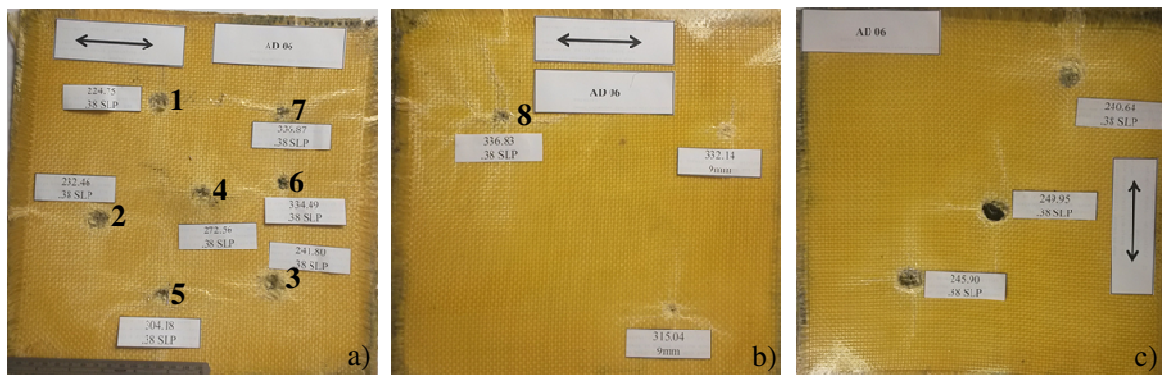


Figura 49 – Placas AD6 submetidas a ensaio balístico, a) Impactos com projétil .38 SLP empregados na determinação do V_{50} , b) Impactos com projétil 9mm e c) impactos preliminares, com projétil .38.

Primeiramente testou-se o compósito com projéteis .38 SLP. Os resultados para este ensaio estão apresentados na Tabela 13. O limite de velocidade balístico foi determinado pela média das velocidades dos impactos com perfurações parciais e perfuração total, obtendo-se V_{50} de 304,46 m/s.

Tabela 13 – Resultado do ensaio balístico

Tiro	Velocidade (m/s)	Perfuração
1	224,75	NP
2	232,46	NP
3	241,80	PP
4	272,56	PP
5	304,18	PP
6	334,49	PT
7	336,87	PT
8	336,83	PT
V_{50} (m/s)	304,46	

NP = não perfurou; PP = perfurou parcialmente e PT = perfurou;

O V_{50} obtido permite enquadrar o compósito obtido no nível I de proteção balística pelas normas ABNT 15000:2005 e NIJ *Standard* – 0108.01, que estabelece uma velocidade de 254 ± 15 m/s para aprovação desta blindagem a este tipo de projétil.

Realizou-se dois impactos com projétil 9 mm, Figura 49 (b), para verificar se o compósito suportaria velocidade de impacto superiores, de modo a enquadrar-se no nível II-A das referidas normas, entretanto ambos apresentaram perfuração total.

A literatura estudada apresenta diversos estudos relacionados a determinação de V_{50} em compósitos. Bresciani et al. (2016) produziram compósitos de matriz epóxi com 5 e 10 mm de espessura contendo 12 e 24 mantas de Kevlar 29, respectivamente. As amostras ensaiadas apresentaram limite de velocidade balístico de 143 (5 mm) e 176 m/s (10 mm), observando-se mecanismos de dissipação de impacto com delaminação e deformação das placas na parte posterior ao tiro em forma de V. Pandya et al. (2015) testou compósitos fibra de vidro-E/epóxi variando espessura de 3 a 20 mm, contendo limite de velocidade balístico de 92 e 287,3 m/s para a menor e maior espessura, respectivamente. Kumar et al. (2010) utilizaram análise numérica para determinar o limite de velocidade balístico de compósitos Kevlar/epóxi de 9,5 mm de espessura, empregando-se projétil 6,15 g, obtendo resultado de 178 m/s. Sorrentino et al. (2015) produziram compósitos Kevlar 29 e resina termorrígida (não especificada) por *hand lay up*, curadas por autoclave, variando a espessura e número de mantas de aramida, submetendo-os a ensaio de limite de velocidade balístico (V_{50}). Todos os compósitos testados apresentaram resultados promissores para aplicação com valores de V_{50} entre 338 e 418 m/s, equivalentes a um projétil de 9 mm.

Comparando-se o compósito desenvolvido aos supracitados é possível constatar que este apresentou comportamento balístico superior pois apresenta apenas 6 mantas de aramida em um compósito de 4 mm de espessura, enquanto que os citados na literatura apresentam um número maior de mantas em compósitos espessos, obtendo V_{50} inferiores aos alcançados por este trabalho.

6 CONCLUSÕES

Em relação à caracterização das fibras de aramida pode-se concluir que a aramida Kevlar 29 possui aproximadamente 7,8% de teor de umidade, esta pode ser removida por acondicionamento em estufa a 105 °C por 150 minutos. A espectroscopia no infravermelho por ATR realizada no Kevlar 29 possibilitou a identificação de bandas características da aramida. Pela TGA foi possível constatar que a aramida apresenta maior decomposição em atmosfera de ar, evidenciando a influência do oxigênio na degradação da mesma.

Pela avaliação de DSC da resina nas etapas de cura *in situ*, primeira cura e pós cura é possível concluir que os tempos e temperatura empregados estão adequados para promover a completa reticulação da resina empregada.

O teor de fibras empregado nas etapas de moldagem foi limitado pela processabilidade dos compósitos, possibilitando a moldagem de compósitos nas configurações AD4, AD5 e AD6. Sendo que, o aumento do teor de fibras afetou a qualidade do compósito desenvolvido. Pela avaliação do teor de fibras, vazios e resina foi possível constatar que as regiões mais distantes ao ponto de injeção apresentaram maior teor de vazios e fibras e menor teor de resina, sendo maior a diferença centro/borda com o aumento do número de mantas de aramida empregadas.

O aumento no teor de fibras de aramida proporcionou aumento nas propriedades mecânicas dos compósitos obtidos, de modo a observar-se aumento na resistência ao impacto, tração e flexão;

No DMA os valores do coeficiente de efetividade C reduziram com o aumento do teor de fibras indicando boa transferência de tensão fibra/matriz; Observou-se aumento no módulo de perda e armazenamento e redução do pico de tan delta denotando maior capacidade de dissipação de energia com o aumento do teor de fibras.

Evidenciou-se nos ensaios de impacto Hopkinson que o aumento no teor de fibras provoveu aumento na tensão máxima e tenacidade, considerando-se portanto o compósito AD6 o mais adequado para ser submetido ao ensaio de impacto balístico.

No ensaio balístico o compósito apresentou limite de velocidade balístico de 304,46 m/s enquadrando-se no nível I de blindagem pela NBR 15000.

Baseado nos resultados obtidos nas diversas etapas de caracterização, é possível concluir que o compósito reforçado por aramida pode ser promissor para aplicação em blindagem multicomponentes, entretanto alguns ajustes de processo são necessários para promover aumento no limite de velocidade balístico

REFERÊNCIAS

- ALVES, A. L. S.; NASCIMENTO, L. F. C.; SUAREZ, J. C. M. Comportamento balístico de compósitos de polietileno de altíssimo peso molecular: efeito da radiação gama. **Polimeros: Ciência e Tecnologia**, v. 14, n. 2, p. 105-111, 2004.
- ALMEIDA, Jr. H. S.; ORNAGHI, Jr. H. L.; AMICO, S. C, AMADO, F. D. R.. Study of hybrid intralaminar curaua/glass composites. *Materials & Design* v. 42, 111–117, 2012.
- AMORIM JUNIOR, V. F.; CHAVES, G. Q.; CALADO, V. M. A.; BASTIANI, F.L. Processamento de placa espessa de compósito através de Moldagem por transferência de Resina. *Revista Matéria*, v.11, n. 3, p. 316-323, 2006.
- AMORIM JUNIOR, W.F. **Processamento de placas espessas de compósito através de moldagem por transferência de resina**. 255 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.
- ASHLAND. **Technical Datasheet Derakane 411-350**. Disponível em: <<http://www.ashland.com/Ashland/Static/Documents/APM/DERAKANE%20MOMENTUM%20411%20350%20TDS.pdf>>. Acesso em: 5 novembro de 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Norma ASTM D3878-15, Standard Terminology for Composite Materials. Standard Test Methods for Philadelphia, PA, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Norma ASTM D790-15, Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials, Standard Test Methods for Philadelphia, PA, 2015.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Norma ABNT 15000, Blindagens para impacto balístico – Classificação e Critérios de Avaliação, Rio de Janeiro, RJ, 2005.
- BANDARU, A. K.; CHAVAN, V. V.; AHMAD, S.; ALAGIRUSAMY, R.; BHATNAGAR, N. Ballistic impact response of kevlar® reinforced thermoplastic composite armors. **International Journal of Impact Engineering**, Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X15002201>>.
- BEIM, K. F., **Estudo comparativo das tensões cisalhantes na interface entre camadas de um compósito polimérico de fibra de carbono pelos métodos numéricos experimental**. 92 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2008.
- BITTENCOURT, G. A. **Efeito da radiação gama em blindagens balísticas compósitas de poliaramida**. 175 f., Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2011.
- BOTELHO, E. C.; REZENDE, M. C. Caracterização mecânica de compósitos de poliaramida/fibra de carbono via ensaios de cisalhamento interlaminar e de mecânica da fratura. **Polímeros Ciência e Tecnologia**, v. 12, p. 153-163, 2002.

BOUKOUVALAS, N. T., WIEBECK, H. Caracterização térmica de fios de poliaramida. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 17, n. 4, 284 – 288, 2007.

BOURBIGOT, S.; FLAMBARD, X.; POUTCH, F. Study of the thermal degradation of high performance fibers – application to polybenzazole and p-aramid fiber. **Polymer Degradation and Stability**. V.74, 283-290, 2001.

BREARD J.; HENZEL, Y.; TROCHU, F.; GAUVIN, R. Analysis of dynamic flows through porous media. Part I: Comparison between saturated and unsaturated flows in fibrous reinforcements. **Polymer Composites**, v. 24, 391–408, 2003.

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: Engineering**, v. 88, p. 114-130, 2016.

BROCKS, T.; SHIINO, M. Y.; CIOFFI, M. O. H.; VOORWALD, H. J. C.; CAPORALLI FILHO, A. Experimental RTM manufacturing analysis of carbon/epoxy composites for aerospace application: non-crimp and woven fabric differences. **Materials Research**, v. 16, p. 1175-1182, 2013.

BROWN, J. R.,; HODGEMAN, D. K. C. An e.s.r study of thermal degradation of Kevlar 49 aramid. **Polymer**, v. 23, 365-368, 1982.

CAN, E.; KINACI, E.; PALMESE, G. R. Preparation and characterization of novel vinyl ester formulations derived from cardanol. *European Polymer Journal*, v. 72, p. 129-147, 2015.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012, 817 p.

CARDOSO, A. L. V. Mudanças de paradigmas no emprego de blindagens convencionais e reativas. **Revista CTEEx P&D**. V. 3, n. 3, p. 39 – 44, 2009.

CHEN, W. W.; SONG, B. **Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications**. First ed. New York: Springer, 2011.

CUNHA, J. A. P.; COSTA, M. L.; REZENDE, M. C. Influência de diferentes condições higrotérmicas na resistência à tração de compósitos de fibra de carbono/epóxi modificada. **Polímeros**, v. 16, n. 3, p. 193-201, 2006.

DEROMBISE, G.; SCHOORS, L. V. V.; MESSOU, M. F.; DAVIES, P. Influence of finish treatment on the durability of aramid fiber aged under an alkaline environment. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 117, n. 2, p. 888-898, 2010.

DUPON. **Especificação de produto – tecido de aramida marca Kevlar – estilo S3020 greige**. Departamento técnico Dupon, Ver. 1, Barueri, 2013.

FONTOURA, C. M. **Desenvolvimento de hélice de material compósito polimérico utilizando a moldagem por transferência de resina**. 99 f. Dissertação (Mestrado em

Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

GAMA, B. A.; LOPATNIKOV, S. L.; GILLESPIE JR., J. W. Hopkinson Bar Experimental Technique: A Critical Review. **Applied mechanics reviews**, October 2015, p. 223–250, 2004.

GAO, J.; DAI, Y., WANG, X., HUANG., J., YAO, J., YANG, J., LIU, X. Effects of different fluorination routes on aramid fiber surface structures and interlaminar shear strength of its composites. **Applied Surface Science**, v. 270, p. 627-633, 2013.

GARAY, A. C.;HECK, V.; ZATTERA, A. J.; SOUZA, J. A.; AMICO, S. C. Influence of calcium carbonate on RTM and RTM light processing and properties of molded composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 30, p. 1213-1221, 2011.

KHAN, R. A.; KHAN, M. A. Mechanical, degradation, and interfacial properties of synthetic degradable fiber reinforced polypropylene composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, v. 29, n. 3, p. 466-476, 2010.

KIM, P. K.; CHANG, C.; HSU, S. L. Normal vibrational analysis of a rigid rod polymer: poly(p-phenylene terephthalamide). **Polymer**, v. 27, n. 1, p. 34-46, 1986.

KUMAR, S.; GUPTA, D. S.; SINGH, I.; SHARMA, A. Behavior of kevlar/epoxy composite plates under ballistic impact, **Journal of Reinforced plastics and Composites**, v. 29, p. 2014-2064, 2010.

LAVORATTI, A.; SCIENZA, L. C.; ZATTERA, A. J. Dynamic-mechanical and thermomechanical properties of cellulose nanofiber/polyester resin composites. **Carbohydrate Polymers**, v. 136, p. 955-963, 2016.

LECLERC, J. S.; RUIZ, E. Porosity reduction using optimized flow velocity in Resin Transfer Molding. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 39, n. 12, p. 1859-1868, 2008.

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. **Compósitos Estruturais: ciência e tecnologia**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

LEWIN, M. **handbook of Fiber Chemistry**. Boca Raton: editora CRC Press, 3ª edição, 2007.

LIU, W.; CHEN, Z.; CHEN, Z.; CHENG, X.; WANG, Y.; LIU, J.; LI, B.; WANG, S. Influence of different back laminates on ballistic performance ceramic composite armor. **Materials and Design**, v. 87, p. 421 – 427, 2015.

LIU, J.; JIANG, M.; WANG, Y.; WU, G.; WU, Z. Tensile behaviors of ECR-glass and high strength glass fibers after NaOH treatment. **Ceramics International**, v. 39, n. 8, p. 9173-9178, 2013.

LUZ, F. F. **Análise Comparativa do escoamento de fluidos em experimentos RTM utilizando aplicativos comerciais.** 100 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Mestrado em engenharia de Minas, Mecânica e Materiais, Porto Alegre, 2011.

MALLICK, P. K. **Fiber-reinforced composites, Materials, Manufacturing and Design.** Boca Raton: Taylor & Francis Group, 3 ed., 616 p. 2007.

MANERO, A.; GIBSON, J.; FREIHOFER, G.; GOU, J.; RAGHAVAN, S. Evaluating the effect of nano-particle additives in Kevlar® 29 impact resistant composites. **Composites Science and Technology**, v. 116, p. 41-49, 2015.

MARINUCCI, G. **Materiais compósitos poliméricos: fundamentos e tecnologia.** São Paulo: Artliber, 2011. 333 p.

MENARD, H. P. **Dynamic Mechanical Analysis: A practical introduction.** Boca Raton, CRC Press, 2008. 240 p.

MEYERS, M. **Dynamic Behavior of Material.** San Diego, California: John Wiley and Sons, Inc., 1994.

MONACO N. H. Blindagens modernas no Brasil. Disponível em: <<http://www.ecsbdefesa.com.br/arq/Art%2066.htm>>, Acesso em: 12/04/2016.

MUHI, R. J.; NAJIM, F.; DE MOURA, M. F. S. F. The effect of hybridization on the GFRP behavior under high velocity impact. **Composites Part B: Engineering**, v. 40, n. 8, p. 798-803, 2009

NAIK, N. K.; SHRIRAO, P.; REDDY, B. C. K. Ballistic impact behavior of woven fabric composites: Formulation. **International Journal of Impact Engineering**, v. 32, n. 9, p. 1521-1552, 2006

NAIK, N. K.; KAVALA, V. R. High strain rate behavior of woven fabric composites under compressive loading. **Materials Science and Engineering: A**, v. 47, n. 1-2, p. 301–311, 2009.

OLIVEIRA, I. R.; AMICO, S. C.; SOUZA, J. A.; LIMA, A. G. B. Resin transfer molding process: a numerical and experimental investigation. **The International Journal of Multiphysics**, v. 7, n. 2, p. 125-136, 2013.

OLIVEIRA, J. F. S. **Plásticos reforçados a base de tecidos híbridos: efeitos da anisotropia e geometria normativa na caracterização mecânica e da fratura**, 180 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2013.

OMIDVAR, H.; AZARI, K. K.; TAHERI, A. M.; SAGHAFI, A. A. Impact and Ballistic Behavior Optimization of Kevlar–Epoxy Composites by Taguchi Method, v. 38, nº 5, p. 1161 – 1167, 2013.

ORNAGHI Jr. H. L.; BOLDER, A. S.; FIORIO, R.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Mechanical and dynamic mechanical analysis of hybrid composites molded by transfer molding, **Journal of Applied Polymer Science**, v. 118, p. 887-896, 2010.

- ORNAGHI, Jr. H. L. **Caracterização mecânica e dinâmico-mecânica de compósitos híbridos vidro/sisal moldados por RTM**. 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- PALARDY, G.; HUBERT, P.; RUIZ, E.; HAIDER, M.; LESSARD, L. Numerical simulations for class A surface finish in resin transfer moulding process. **Composites Part B: Engineering**, v. 43, n. 2, p. 819-824, 2012.
- PAN, Y.; CHEN, W.; SONG, B. Upper Limit of Constant Strain Rates in a Split Hopkinson Pressure Bar Experiment with Elastic Specimens. **Experimental Mechanics**, v. 34, n. 5, p. 440–446, 2005.
- PANDYA, K. S.; POTHNIS, J. R.; RAVIKUMAR, P. G.; NAIK, N.K. Ballistic impact behavior of hybrid composites. **Materials& Design**, v. 44, n. 0, p. 128-135, 2013.
- PANDYA, K. S.; KUMAR, C. V. S.; NAIR, N. S.; PATIL, P. S.; NAIK, N. K. Analytical and experimental studies on ballistic impact behavior of 2D woven fabric composites. **Damage Mechanics**, DOI: 10.1177/1056789514531440. 2015. Disponível em: <http://ijd.sagepub.com/content/early/2014/04/16/1056789514531440>. Acesso em: 20/08/2015.
- PINTO, J. M. G. T. **Avaliação do comportamento mecânico de blindagens balísticas**. 2009. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2009.
- POTHAN, L. A.; OOMMEN, Z.; THOMAS, S.; Dynamic mechanical analysis of banana fiber reinforced polyester composites. **Composites science and technology**, v. 63, p. 283-293. 2003.
- RAHMAN, M. M.; HOSUR, M.; ZAINUDDIN, S.; VAIDYA, U.; TAUHID, A.; KUMAR, A.; TROVILLION, J.; JEELANI, S. Effects of amino-functionalized MWCNTs on ballistic impact performance of E-glass/epoxy composites using a spherical projectile. **International Journal of Impact Engineering**, v. 57, n. 0, p. 108-118, 2013.
- ROMANZINI, D.; LAVORATTI, A.; ORNAGHI Jr. H. L.; AMICO, S. C.; ZATTERA, A. J. Influence of fiber content on the mechanical and dynamic mechanical properties of glass/ramie polymer composites. **Materials & Design**, v. 47, p. 9-15, 2013.
- ROMANZINI, D. **Desenvolvimento e caracterização mecânica e dinâmico-mecânica de compósitos poliméricos híbridos (vidro/ramie) moldados por transferência de resina**. 2012. 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Processos e Tecnologia) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2012.
- SABA, N.; JAWAID, M.; ALOTHMAN, O. Y.; PARIDAH, M. T. A review on dynamic mechanical properties of natural fibre reinforced polymer composites. **Construction and Building Materials**, v. 106, p. 149-159, 2016.

SABET, A.; FAGIH, N.; BEHESHTY, M. H. Effect of reinforcement type on high velocity impact response of GRP plates using a sharp tip projectile. **International Journal of Impact Engineering**, v. 38, n. 8–9, p. 715-722, 2011.

SANGTHONG, S.; PONGPRAYOON, T.; YANUMET, N. Mechanical property improvement of unsaturated polyester composite reinforced with admicellar-treated sisal fibers. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 40, n. 6–7, p. 687-694, 2009.

SHAKTIVESH, N. S.; NAIR, C. V.; KUMAR, S. NAIK, N. K. Ballistic impact performance of composite targets. **Materials & Design**, v. 51, p. 833-846, 2013.

SHOJAEI, A.; FARRAHINA, H.; PISHVAIE, S. M. R. Effect of system of initiators on the process cycle of nonisothermal resin transfer molding – Numerical investigation. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 41, n. 1, p. 138-145, 2010.

SILVERSTEIN, R. M.; WEBSTER, F. X.; KIEMLE, D. J. **Identificação espectrométrica de compostos orgânicos**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006, 490 p.

SIMEOLI, G; ACIERNO, D.; MEOLA, C.; SORRENTINO, L.; IANNACE, S.; RUSSO, P. The role of interface strength on the low velocity impact behaviour of PP/glass fiber laminates. **Composites Part B: Engineering**, v. 62, n. 0, p. 88-96, 2015.

SIKARWAR, R. S.; VELMURUGAN, R.; GUPTA, N. K. Influence of fiber orientation and thickness on the response of glass/epoxy composites subjected to impact loading. **Composites Part B: Engineering**, v. 60, n. 1, p. 627-636, 2014.

SOBOTKA, V.; LEFEVRE, N.; JARNY, Y.; DELAUNAY, D. Inverse methodology to determine mold set-point temperature in resin transfer molding process. **International Journal of Thermal Sciences**, v. 49, n. 11, p. 2138-2147, 2010. ISSN 1290-0729.

SORRENTINO, L.; BELLINI, C.; CORRADO, A.; POLINI, E.; ARICÒ, R. Ballistic Performance Evaluation of Composite Laminates in Kevlar 29. *Procedia Engineering*, v. 88, p. 255-262, 2014.

SOYKASAP, O.; COLAKOGLU, M. Ballistic performance of a Kevlar-29 woven fibre composite under varied temperatures. **Mechanics of Composite Materials**, v. 46, n. 1, p. 35-42, 2010.

SULTANIA, M.; RAI, J. S. P.; SRIVASTAVA, D. Studies on the synthesis and curing of epoxidized novolac vinyl ester resin from renewable resource material. *European Polymer Journal*, v. 46, n. 10, p. 2019-2032, 2010.

VELMURUGAN, R.; MANIKANDAN, V. Mechanical properties of palmyra/glass fiber hybrid composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 38, n. 10, p. 2216-2226, 2007.

XING, L.; LIU, L.; HUANG, Y.; JIANG, D.; JIANG, B.; HE, J. Enhanced interfacial properties of domestic aramid fiber-12 via high energy gamma ray irradiation. **Composites Part B: Engineering**, v. 69, n. 0, p. 50-57, 2015.

YAN, C.; LI, H.; ZHANG, X.; ZHU, Y.; FAN, X.; YU, L. Preparation and properties of continuous glass fiber reinforced anionic polyamide-6 thermoplastic composites. **Materials & Design**, v. 46, n. 0, p. 688-695, 2013.

YANG, B.; JIN, T.; BI, F.; WEI, Y.; LI, J. Influence of fabric shear and flow direction on void formation during resin transfer molding, **Composites**, v. 68, p. 10-18, 2015.

YU, D.; MU, S.; LIU, L.; WANG, W. Preparation of electroless silver plating on aramid fiber with good conductivity and adhesion strength, **Colloid and Surfaces**, v. 483, p. 53-59, 2015.

WIEBECK, H.; HARADA, J. **Plásticos de engenharia: tecnologia e aplicações**. São Paulo: Artliber, 2005. 349 p.

WU, X.; GORHAM, D. Stress Equilibrium in the Split Hopkinson Pressure Bar Test. **Journal de Physique**, v. IV, p. C3-91-C3-96, 1997.