

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

**COMPORTAMENTO MECÂNICO E BALÍSTICO DE LAMINADOS HÍBRIDOS DE
ARAMIDA/VIDRO**

AMANDA ALBERTIN XAVIER DA SILVA

Tese para a obtenção do título de Doutor em Engenharia

Porto Alegre

2022

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

**COMPORTAMENTO MECÂNICO E BALÍSTICO DE LAMINADOS HÍBRIDOS DE
ARAMIDA/VIDRO**

AMANDA ALBERTIN XAVIER DA SILVA

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, em colaboração com a *Politécnico di Milano* de Milão (Itália), como parte dos requisitos para a obtenção do título de doutor em Engenharia.

Área de concentração: **Engenharia de Materiais**

Porto Alegre

2022

Esta Tese foi analisada e julgada adequada para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia, na área de Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovado em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: **Prof. Ph.D Sandro Campos Amico**

Banca Examinadora:

Professor Dr. Prof. André Ben-Hur da Silva Figueiredo

Professor Dr. José Ricardo Tarpani

Professor Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Junior

ARTIGOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS INCLUÍDOS NA TESE

ARTIGO I: da Silva, A.A.X.; Souza, J.A.; Manes, A.; Amico, S. C. *In-plane permeability and mechanical properties of r-glass/aramid hybrid composites*. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, p. 4484–4492, 2020.

<https://doi.org/10.1007/s11665-020-04944-1>

ARTIGO II: da Silva, A.A.X.; Scazzosi, R.; Manes, A.; Amico, S.C. *High-velocity impact behavior of aramid/s2-glass interply hybrid laminates*. **Applied Composite Materials**, v. 28, p. 1899–1917, 2021.

<https://doi.org/10.1007/s10443-021-09946-3>

ARTIGO III: da Silva, A.A.X.; Silva, I.J.A.; Miranda, A.C.M.; Manes, A.; Amico, S.C.. *Influence of hybridization on the mechanical and dynamic mechanical properties of aramid/S2-glass hybrid laminates*, **Materials Today Communications**, v. 32, 104021, 2022.

<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104021>.

OUTROS ARTIGOS RELACIONADOS PUBLICADOS EM PERIÓDICOS

Vescovini, A.; Balen, L.; R. Scazzosi, R; **da Silva, A.A.X.**; Amico, S.C.; Giglio, M.; Manes, A.. *Numerical investigation on the hybridization effect in inter-ply S2-glass and aramid woven composites subjected to ballistic impacts*, **Composite Structures**, v. 276, 114506, 2021.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.114506>.

Rezasefat, M.; Gonzalez-Jimenez, A.; Ma, D.; Vescovini, A.; Lomazzi, L.; **da Silva, A.A.X.**; Amico, S.C.; Manes, A.. *Experimental study on the low-velocity impact response of inter-ply S2-glass/aramid woven fabric hybrid laminates*, **Thin-Walled Structures**, v. 177, 109458, 2022.
<https://doi.org/10.1016/j.tws.2022.109458>.

CONGRESSOS:

Da Silva, A.A.X.; Koehler, B.; Amico, S.C. *Propriedades mecânicas de compósitos aramida/epóxi e aramida/poliéster produzidos por infusão á vácuo*. In: 15° Congresso Brasileiro de Polímeros (CBPol), Bento Gonçalves - RS. Anais do 15° Congresso Brasileiro de Polímeros, 2019.

Da Silva, A.A.X.; Koehler, B.; Dos Santos, M.S.C.; Reichwald, L.G.; Amico, S.C. *Propriedades em tração de laminados híbridos de aramida/vidro-r produzidos por infusão á vácuo*. In: 15° Congresso Brasileiro de Polímeros (CBPol), Bento Gonçalves - RS. Anais do 15° Congresso Brasileiro de Polímeros, 2019.

Da Silva, A.A.X.; Miranda, A.C.M.; Manes, A.; Amico, S.C. *Hybrid effect on the ballistic impact response of S2-glass/aramid hybrid laminates*. In: 5th Brazilian Conference on Composite Materials (BCCM), Virtual Conference. Anais do 5th Brazilian Conference on Composite Materials, 2021.

“O gênio é 1% de inspiração e 99% de transpiração”

– Thomas Edison

AGRADECIMENTOS

Deixo aqui registrados os meus mais sinceros agradecimentos:

Ao bom Deus que até aqui me instituiu da saúde, capacidade e inspiração necessárias para trilhar meu caminho.

À minha mãe Mafalda (*in memoriam*) e ao meu pai Umberto que, com todo o amor do mundo, construíram o alicerce da minha educação e da pessoa na qual me tornei. Sem vocês nada disso teria sido possível.

Aos meus irmãos, Franciellen, Camila e Umberto, minhas tias, Vanda e Claudete, e ao meu sobrinho, Noah, que trouxe muito amor e felicidades para toda a família.

À UFRGS e ao PPGE3M que possibilitou a conclusão e desenvolvimento do projeto de Doutorado, com uma excelente estrutura e ensino de qualidade. Ao Professor Dr. Sandro Campos Amico que, muito além de orientar, me possibilitou o aprendizado de conhecimentos que levarei por toda a vida, principalmente na área profissional.

Ao Professor Dr. Andrea Manes e alunos da Politécnico de Milano por todo o auxílio e colaboração durante o desenvolvimento da minha pesquisa.

Aos meus amigos e parceiros de trabalho, Luís, Bruna, Ana Clara, Mariana e Nicholas que estiveram presentes durante a execução do trabalho, contribuindo juntamente com a Iniciação científica de ambos.

Aos amigos do GCOMP, Eduardo Kerche, Matheus Santos, Samia, Roberta, Joziel, Ícaro e Andrey por toda a ajuda que puderam oferecer, colaborando para a conclusão deste trabalho. Obrigada também pelos momentos de descontração e conselhos que foram essenciais para tornar o processo mais leve e satisfatório.

A todas pessoas envolvidas, que não foram aqui nomeadas, mas que também foram necessárias durante esse período.

À CAPES pela bolsa de estudos concedida durante o desenvolvimento deste trabalho.

À Dupont – Brasil, que forneceu a fibra de aramida utilizada na pesquisa.

À Owens Corning, que forneceu a fibra de vidro-R utilizada na pesquisa.

RESUMO

O uso de diferentes reforços em uma única matriz permite expandir ainda mais a gama de propriedades de materiais compósitos, incluindo a resistência ao impacto, em comparação ao uso de um único reforço. Assim, o objetivo desta tese é investigar a influência da hibridização de laminados de fibras de aramida com fibras de vidro de alto desempenho, fabricados por infusão a vácuo, na permeabilidade, em diferentes carregamentos mecânicos, em situações de impacto balístico e na resposta a ensaios de indentação quase estática (QSI), visando melhorar a processabilidade dos laminados e a capacidade de absorção de impacto e resistência a penetração. Primeiramente, foram estudados cinco diferentes laminados de vidro-R/aramida/epóxi, com cinco camadas. Foram realizadas medidas de permeabilidade aparente no plano dos reforços e ensaios mecânicos (tração, compressão, flexão e *short beam*) dos compósitos finais. No estudo posterior, laminados vidro-S2/aramida/epóxi foram produzidos com 12 camadas, sendo cinco híbridos, um com apenas aramida (K_{12}) e outro com vidro-S2 (G_{12}). Um laminado de vidro-S2 extra foi produzido com 18 camadas (G_{18}). Os ensaios de impacto balístico foram realizados de acordo com a EN 1522 FB3, foram determinadas as curvas balísticas para obtenção da velocidade limite balística (V_{BL}). No terceiro estudo, laminados de vidro-S2/aramida/epóxi foram produzidos em oito configurações diferentes, com fibras de aramida ($[K]_{4S}$), com fibras de vidro-S2 ($[G]_{8S}$), e seis híbridos, $[G_6K_5]$, $[G_8K_4]$, $[G_{10}K_3]$, $[K_2G_4]_S$, $[G_2K]_{S2}$ e $[G_4K_2]_S$, mantendo uma espessura de ≈ 4 mm. O efeito da hibridização e do empilhamento foi investigado nas propriedades de flexão, *short beam*, análises dinâmico-mecânicas (DMA), e QSI. A hibridização melhorou a qualidade final dos laminados, com redução da quantidade de vazios ($\%V_v$). A inclusão de tecidos de vidro-R aumentou a permeabilidade em relação à aramida, e um efeito sinérgico foi identificado. A inclusão de tecidos de vidro-R fornece uma maior resistência e rigidez em tração e flexão, e maiores resistências a compressão e *short beam*, sendo os valores mais altos para o laminado puro de vidro-R. Analisando os impactos balísticos ≈ 430 m/s, tanto o K_{12} quanto o G_{18} foram perfurados, mas o laminado G_{18} absorveu maior energia, com uma espessura inferior ao laminado K_{12} (205 J e 177 J, respectivamente). O híbrido com três camadas de vidro-S2 e nove de aramida ($G_{13}K_9$) foi capaz de absorver maior energia (190 J) em comparação ao K_{12} , apesar de apresentar menor espessura e densidade de área. Os laminados com seis camadas de vidro-S2 e seis de aramida, G_6K_6 , $[G_6K]_6$ e K_6G_6 , apresentaram desempenho semelhante em relação à velocidade limite balística, com um pequeno aumento na E_{abs} quando a aramida estava na superfície de impacto. Diferenças significativas nas propriedades mecânicas e dinâmico-mecânicas (efeito do empilhamento) foram observadas para os híbridos $[K_2G_4]_S$, $[G_2K]_{2S}$, $[G_4K_2]_S$ e $[G_8K_4]$. O fator de adesão (A), obtido através dos resultados dos ensaios de DMA, apresentou a correlação mais próxima com a capacidade de absorção de energia dos laminados. Um efeito híbrido positivo foi observado para os laminados com fibras de vidro-S2 na superfície superior ($[G_6K_5]$ e $[G_8K_4]$) nos ensaios de QSI, o laminado $[G_6K_5]$ apresentou uma resistência à penetração e energia absorvida (9,9 kN e 55 J, respectivamente) maior que a dos laminados puros $[G]_{8S}$ (5,9 kN e 41 J) e $[K]_{4S}$ (8,6 kN e 46 J). Ao todo, a hibridização dos laminados de aramida com vidro pode levar a uma processabilidade aprimorada por infusão a vácuo e permitir uma gama de propriedades mecânicas, sendo uma alternativa na expansão das aplicações para laminados rígidos de aramida. E a hibridização de laminados de aramida com vidro-S2 pode aumentar a capacidade de absorção de impacto e a resistência à penetração, otimizando a aplicação em componentes submetidos a cargas de impacto balístico e de baixa velocidade mantendo a capacidade de suporte de cargas.

Palavras-chave: Laminados híbridos. Fibras de vidro. Fibras de aramida. Permeabilidade. Propriedades mecânicas. Impacto balístico. Indentação quase estática. Infusão a vácuo.

ABSTRACT

Using different reinforcements in a single matrix allows you to further expand the range of properties of composite materials, including impact resistance, compared to using a single reinforcement. Thus, the objective of this thesis is to investigate the influence of the hybridization of laminates of aramid fibers with high-performance glass fibers, manufactured by vacuum infusion, on the permeability values, under different mechanical loads, in ballistic impact situations and in response to quasi-static indentation (QSI) tests, aiming to improve the processability of laminates and the impact absorption capacity and penetration resistance. First, five different R-glass/aramid/epoxy laminates with five layers were studied. Apparent in-plane permeability measurements were carried out in the reinforcements and mechanical tests (traction, compression, bending and short beam) of the final composites. In the subsequent study, S2-glass/aramid/epoxy laminates were produced with 12 layers, five of which were hybrids, one with only aramid (K_{12}) and the other with S2-glass (G_{12}). An extra S2-glass laminate was produced with 18 layers (G_{18}). Ballistic impact tests were performed in accordance with EN 1522 FB3, ballistic curves were determined to obtain the ballistic limit velocity (V_{BL}). In the third study, S2-glass/aramid/epoxy laminates were produced in eight different configurations, with aramid fibers ($[K]_{4S}$), with S2-glass fibers ($[G]_{8S}$), and six hybrids, $[G_6K_5]$, $[G_8K_4]$, $[G_{10}K_3]$, $[K_2G_4]_S$, $[G_2K]_{S2}$ and $[G_4K_2]_S$, maintaining a thickness of ≈ 4 mm. The effect of hybridization and stacking sequence was investigated on properties of flexure, short beam, dynamic-mechanical analysis (DMA), and QSI. Hybridization improved the final quality of the laminates, with a reduction in the voids content ($\% V_v$). The inclusion of R-glass fabrics increased permeability relative to aramid, and a synergistic effect was identified. The inclusion of R-glass fabrics provides greater strength and stiffness in tensile and flexure, and greater compressive and short beam strengths, the highest values being for pure R-glass laminate. Analyzing ballistic impacts ≈ 430 m/s, both K_{12} and G_{18} were perforated, but the G_{18} laminate absorbed more energy, with a lower thickness than the K_{12} laminate (205 J and 177 J, respectively). The hybrid with three layers of S2-glass and nine of aramid ($G_{13}K_9$) was able to absorb higher energy (190 J) compared to K_{12} , despite having lower thickness and areal density. Laminates with six layers of S2-glass and six layers of aramid, G_6K_6 , $[G_6K_6]$ and K_6G_6 , performed similarly with regard to ballistic limit velocity, with a small increase in E_{abs} when the aramid was on the impact surface. Significant differences in mechanical and dynamic-mechanical properties (stacking effect) were observed for the hybrids $[K_2G_4]_S$, $[G_2K]_{S2}$, $[G_4K_2]_S$ and $[G_8K_4]$. The adhesion factor (A), obtained through the results of the DMA tests, presented the closest correlation with the energy absorption capacity of the laminates. A positive hybrid effect was observed for laminates with S2-glass fibers on the upper surface ($[G_6K_5]$ and $[G_8K_4]$) in the QSI tests, the laminate $[G_6K_5]$ showed a penetration resistance and absorbed energy (9.9 kN and 55 J, respectively) greater than that of the pure laminates $[G]_{8S}$ (5.9 kN and 41 J) and $[K]_{4S}$ (8.6 kN and 46 J). Altogether, hybridization of aramid laminates with glass can lead to improved processability by vacuum infusion and allow for a range of mechanical properties, being an alternative in expanding applications for rigid aramid laminates. And the hybridization of aramid laminates with S2-glass can increase the impact absorption capacity and penetration resistance, optimizing the application in components subjected to low velocity and ballistic impact loads while maintaining load bearing capacity.

Keywords: Hybrid laminates. Glass fibers. Aramid fibers. Permeability. Mechanical properties. Ballistic impact. Quasi static indentation. Vacuum infusion.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	10
2 OBJETIVOS	12
3 REVISÃO DA LITERATURA.....	13
3.1 FIBRAS E TECIDOS	13
3.2 MOLDAGEM LÍQUIDA DE MATERIAIS COMPÓSITOS	15
3.3 PERMEABILIDADE.....	17
3.4 IMPACTO EM COMPÓSITOS	20
3.5 COMPÓSITOS HÍBRIDOS.....	26
4 MATERIAIS E MÉTODOS	33
4.1 EXPERIMENTOS DE INFILTRAÇÃO (ARTIGO I)	35
4.2 ÂNGULO DE CONTATO	36
4.3 FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS LAMINADOS.....	39
4.4 CARACTERIZAÇÕES FÍSICAS.....	41
4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA (ARTIGO I).....	43
4.6 ENSAIO BALÍSTICO – IMPACTO DE ALTA VELOCIDADE (ARTIGO II)	44
4.7 ENSAIO DE INDENTAÇÃO QUASE ESTÁTICA - QSI (ARTIGO III)	46
4.8 ENSAIOS MECÂNICOS E DINÂMICO MECÂNICOS (ARTIGO III).....	47
5 ARTIGO I	49
6 ARTIGO II.....	50
7 ARTIGO III.....	51
8 INTEGRAÇÃO ENTRE OS ARTIGOS.....	52
9 CONCLUSÕES	57
10 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	60
REFERÊNCIAS	61

1 INTRODUÇÃO

O uso de compósitos laminados tem aumentado em aplicações estruturais e de engenharia para as quais alta resistência e baixo peso são requisitos de projeto importantes (BULUT; ERKLIĞ, 2018; KANITKAR *et al.*, 2017; WAGIH *et al.*, 2016). No entanto, compósitos laminados podem apresentar algumas características desafiadoras, por exemplo, baixa resistência ao impacto, mecanismos de falha complexos, baixas propriedades mecânicas transversais e interface fibra-matriz fraca (KANNIVEL *et al.*, 2020).

Compósitos com tecidos de fibras de aramida (Kevlar®) possuem ótimos resultados em termos de proteção balística (impacto de alta velocidade) (RANDJBARAN, 2013), considerando a relação proteção e massa do material, porém apresentam custo relativamente alto. Laminados com tecidos de fibras de vidro também são utilizados em proteções (NUNES *et al.*, 2004), como em veículo de compósito blindado, que usa tecido de fibra vidro-S2 com epóxi éster vinílico (HOSUR *et al.*, 2003), porém com uma menor capacidade de absorção de impacto.

Cargas de impacto podem ser críticas para a integridade de estruturas, e compósitos com um único tipo de reforço (fibra) podem não satisfazer tais requisitos. Por isso, alguns estudos tem combinados dois ou mais sistemas de fibra, o que é conhecido por hibridização (SEVKAT *et al.*, 2012). A hibridização em laminados possibilita uma ampla gama de propriedades mecânicas e pode ser um método eficaz para melhorar, por exemplo, a absorção de energia e a resistência à penetração, importantes para setores como automotivo e defesa (PACH; KUTEREK, 2021; ZHANG; RAO; LI, 2020). Fibras de alto módulo, fornecem a rigidez e as principais qualidades de suporte de carga, enquanto as fibras de menor módulo tornam o compósito mais tolerante a danos e com maior deformação na ruptura (JESTHI *et al.*, 2018).

Diferentes ensaios são usados para avaliar a capacidade de absorção de energia e resistência ao impacto de compósitos, e vários pesquisadores (AOKI *et al.*, 2014; CASTELLANO *et al.*, 2018; HONGKARNJANAKUL *et al.*, 2014; JACKSON *et al.*, 2021; KACZMAREK; MAISON, 1994; LEE *et al.*, 1991; WU *et al.*, 2020) mostraram similaridades entre impacto de baixa velocidade e indentação quase estática (QSI), que podem fornecer evidências de dano durante um impacto de baixa velocidade (WAGIH *et al.*, 2016a). Assim, o teste QSI pode ser considerado um complemento adequado ao LVI, sendo também mais barato de realizar e mais fácil de investigar e modelar.

Tecnologias de processamento como autoclave, pultrusão, *tape lay-up* e enrolamento filamentar tem sido usadas para produção de compósitos de alto desempenho adequados para

aplicações industriais (SONG, 2015). Porém, tais processos requerem equipamentos e ferramentas robustas, com alto investimento de capital para iniciar a produção (NUNES *et al.*, 2019). Moldagem por transferência de resina com auxílio de vácuo (*VARTM – Vacuum assisted resin transfer molding*) ou infusão a vácuo é relativamente simples e produz materiais com uma qualidade similar aos produzidos por autoclave (SONG, 2015).

Durante o processo de moldagem por infusão a vácuo, a permeabilidade do reforço é um importante parâmetro, representando a facilidade com que a resina flui através do meio poroso (NAIK *et al.*, 2014). A permeabilidade é afetada pela área de superfície do material de reforço, arquitetura do tecido e tipo da fibra, porosidade (fração volumétrica de fibras), molhabilidade e condições de processamento (pressão, temperatura, etc.) (KIM *et al.*, 2018). Uma baixa permeabilidade pode levar a uma maior quantidade de vazios nos compósitos e também prolongar o tempo de infusão da resina, especialmente em processos com baixa pressão de infusão (LI *et al.*, 2015). Compósitos com um grande teor de vazios exibem propriedades mecânicas inferiores, afetando sua performance final.

A hibridização de laminados de aramida com fibras de vidro fabricadas por infusão a vácuo poderia trazer um benefício extra por facilitar a infiltração de resina devido à maior permeabilidade no plano dos tecidos de fibra de vidro (DA SILVA *et al.*, 2020), ao mesmo tempo mantendo ou melhorando a capacidade de carga para uso em componentes estruturais. As fibras de aramida e vidro-S2 apresentam excelente comportamento ao impacto, com aplicações em itens de proteção como armaduras (ABTEW *et al.*, 2019), portanto, sua combinação, em laminados híbridos, poderia proporcionar efeito positivo, ou até sinérgico, em propriedades como capacidade de absorção de energia e resistência à penetração.

Alguns pesquisadores já avaliaram o efeito da hibridização, da sequência de empilhamento e orientação das fibras no comportamento mecânico de laminados híbridos de vidro-E/Kevlar[®]49 (ISA *et al.*, 2013; SRIVATHSAN *et al.*, 2017), e em impactos de baixa velocidade em híbridos de aramida/vidro-S (BULUT e ERKLIĞ, 2018; BULUT *et al.*, 2016). Porém um estudo e uma avaliação mais profunda é necessária para avaliar laminados híbridos reforçados com fibras de aramida combinadas com fibras de vidro de alto desempenho (Vidro-S2 e Vidro-R), avaliando suas propriedades mecânicas quase estáticas, de impacto e de permeabilidade, quando a sequência de empilhamento e a quantidade de camadas de cada tipo de reforço dos laminados é modificada.

2 OBJETIVOS

O objetivo desta tese é investigar o efeito da hibridização e da sequência de empilhamento na resposta mecânica, em diferentes tipos de carregamento, e balística de laminados híbridos aramida/vidro fabricados pelo processo de infusão a vácuo. Ainda, analisar a influência da hibridização na permeabilidade no plano dos reforços e na qualidade do compósito produzido.

Os objetivos específicos são:

- Verificar o efeito da hibridização na permeabilidade de reforços híbridos de aramida/vidro e na impregnação geral da pré-forma no processo de infusão a vácuo.
- Avaliar o comportamento de compósitos laminados híbridos em diferentes carregamentos mecânicos, tração, compressão, flexão e cisalhamento interlaminar (*short beam*).
- Analisar a influência da hibridização e da sequência de empilhamento dos compósitos híbridos aramida/vidro quando submetidos a cargas de impacto de alta velocidade (testes balísticos).
- Avaliar o efeito da hibridização e da sequência de empilhamento dos compósitos híbridos aramida/vidro em ensaios de indentação quase estática (QSI) e correlacionar as propriedades obtidas, resistência à penetração e a energia absorvida, com propriedades mecânicas mais simples, obtidas em ensaios de flexão e *short beam* e em análises dinâmico-mecânicas (DMA).

3 REVISÃO DA LITERATURA

Um compósito pode ser considerado um conjunto de dois ou mais materiais diferentes, combinados em escala macroscópica e nível volumétrico, para formar um terceiro material, visando obter um conjunto de propriedades que nenhum dos componentes individualmente apresenta (KUMARI *et al.*, 2018). Um dos materiais é chamado de fase dispersa, que pode ser particulado ou fibroso (fibras descontínuas e contínuas), o outro é chamado de fase contínua (polimérica, cerâmica ou metálica), que tem a principal função de distribuir as tensões que forem aplicadas no material para o reforço através da interface.

Os compósitos reforçados com fibras contínuas com matriz polimérica estão ganhando cada vez mais importância em muitos campos de alta tecnologia de engenharia, devido sua alta resistência e rigidez específica. Nas últimas décadas, compósitos poliméricos reforçados com fibra têm sido amplamente utilizados em campos de alta tecnologia, devido às suas excelentes propriedades, como alta resistência rigidez específica (TIRILLÒ *et al.*, 2017), longa vida à fadiga, baixa densidade e facilidade de fabricação. No entanto, elas apresentam algumas desvantagens, como baixa tenacidade à fratura, absorção de umidade relativamente alta, baixo resistência ao impacto e propriedades de resistência residual, o que pode representar uma ameaça severa à integridade estrutural (KAZEMI *et al.*, 2020).

Os compósitos estruturais estão divididos em duas classes principais, os laminados e os painéis sanduíche. Uma lâmina é tida como um componente básico da fabricação de um laminado, e corresponde a uma fina camada do material de reforço (fibras) envolta pela matriz, na qual as fibras podem estar orientadas em uma mesma direção (tecido unidirecional), em duas direções (tecidos bidirecionais), em três dimensões (tecidos 3D) ou em forma de manta. Para a obtenção do laminado, as camadas (lâminas) são sobrepostas, seguindo diferentes configurações, de acordo com as propriedades desejadas para o material.

3.1 FIBRAS E TECIDOS

As fibras ou filamentos são o elemento de reforço dos compósitos estruturais que efetivamente suportam carregamento mecânico (NETO e PARDINI, 2016). Entre as fibras utilizadas como reforço de compósitos poliméricos, estão as fibras de vidro e aramida.

Existem diferentes tipos de fibras de vidro, como, vidro-E, vidro-AR, vidro-R, vidro-S (PUTTEGOWDA *et al.*, 2018). As fibras de vidro-R e vidro-S são utilizadas em componentes de proteção balística e apresentam uma maior resistência mecânica comparada com as fibras de

vidro-E convencionais, as quais possuem uma maior aplicação por exibir uma relação interessante de custo e propriedades mecânicas. Normalmente as fibras de vidro-S2 possuem 35 a 40% mais resistência que as de vidro-E, e oferecem excelente desempenho estrutural e proteção para aplicações de blindagem de compósitos rígidos devido às altas resistências à tração e à compressão (ABTEW *et al.*, 2019). As fibras também são altamente consideradas no mercado de defesa devido ao seu desempenho estrutural, características favoráveis de molhabilidade por diferentes sistemas de resinas, proteção contra incêndio, fumaça e gás tóxico, custos e pesos reduzidos para um determinado desempenho balístico (ABTEW *et al.*, 2019; REDDY *et al.*, 2015).

A aramida é uma das mais importantes fibras orgânicas com uma estrutura de poliamida aromática que é amplamente utilizada como reforço em compósitos. Possui várias propriedades interessantes, como baixa densidade e boa tenacidade (PUTTEGOWDA *et al.*, 2018). As fibras de aramida apresentam um dos módulos específicos mais altos e uma maior deformação na ruptura, conduzindo a uma melhor resistência ao impacto e mais frequentemente usada em muitas aplicações relacionadas aos impactos de alta velocidade, como coletes à prova de balas, capacetes e vários sistemas de blindagem (YAHAYA *et al.*, 2014). As fibras de aramida também possuem uma gama de variações. A DuPont, uma das fabricantes, denominam as fibras de aramida como Kevlar[®], exibindo alguns tipos, como, Kevlar[®] 29, Kevlar[®] 49 e Kevlar[®] 129. O Kevlar[®] 29 possui aplicações balísticas, em cordas e cabos, roupas de proteção, como luvas resistentes a cortes, em usos de proteção de vida, como capacetes, e como reforço de borracha em pneus e mangueiras automotivas (“Fibra aramida Kevlar[®] _ DuPont _ DuPont Brasil”, [S.d.]).

As principais formas de comercialização das fibras são: *roving* (fios de filamentos contínuos), mantas, tecidos e fibras curtas. Os tecidos são produzidos em teares cujos feixes de fibras se entrecruzam em posições em geral mutuamente perpendiculares, alternadas superiores e inferiores, que obedecem a um determinado padrão. Uma orientação bidirecional é então estabelecida, onde o urdume, que se estende pelo comprimento do tecido, e a trama são as direções principais, como mostrado na Figura 1 (PARDINI, 2000). Os reforços na forma de tecidos possuem um custo elevado em comparação às mantas, porém, apresentam propriedades mecânicas superiores em termos de resistência e rigidez.

Segundo Neto e Pardini (2016) há três tipos de padrões de tela que dão origem a tecidos mais complexos: tecido tipo plano (*plain weave*), tipo cetim (*hardness satin –HS weave*), e tipo sarja (*twill weave*). Esses padrões de tecidos principais apresentam diferentes variações, por exemplo, o tecido tipo plano exhibe configurações tipo *basket 2 x 2*, *basket* do tipo *oxford*, e tipo

mock leno. Dos tecidos tipo cetim (*satin*), na Figura 1 podem ser vistas as arquiteturas, *crowfoot satin*, *8 harness satin* e *5 harness satin*. Para os tecidos do tipo sarja (*twill*), há uma série de padrões de tecidos que são fabricados, como o *twill 2x2* e o *twill 3x3* (Figura 1).

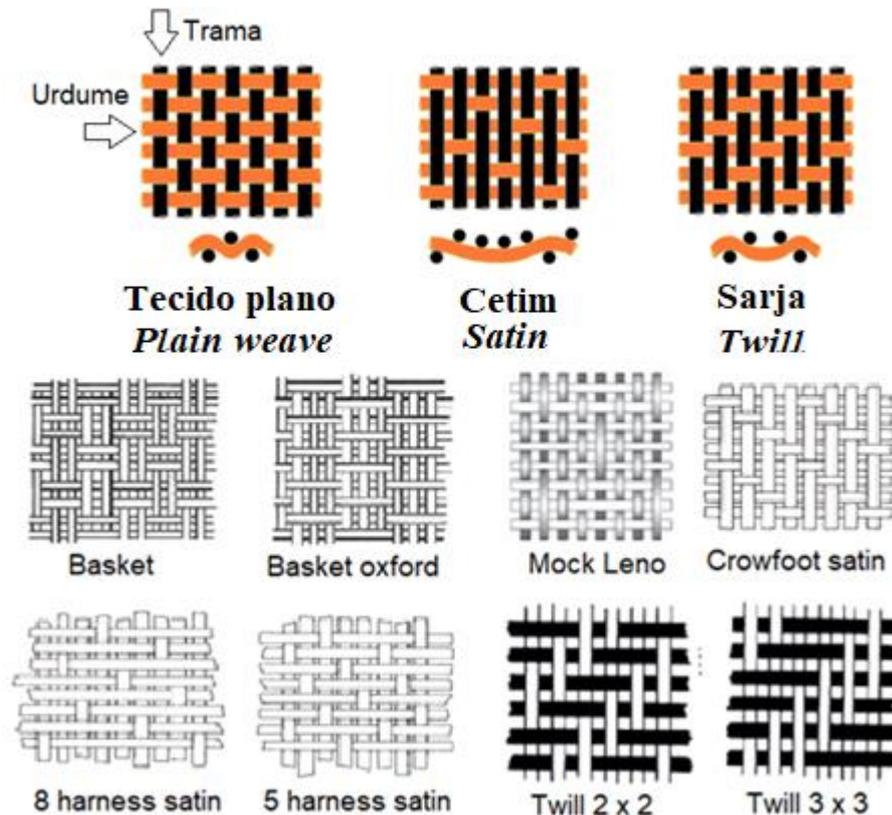


Figura 1 – Principais arquiteturas de tecidos para uso em compósitos.

3.2 MOLDAGEM LÍQUIDA DE MATERIAIS COMPÓSITOS

Compósitos estruturais são muitas vezes produzidos usando tecidos pré-impregnados usando um método de alto custo, a moldagem em autoclave. Áreas de alta tecnologia estão observando métodos de fabricação alternativos que podem ser usados com confiança para produzir esses componentes sem comprometer seu desempenho, incluindo os processos de moldagem líquida (HOSUR *et al.*, 2004), que inclui Moldagem por Transferência de Resina/RTM (*Resin Transfer Molding*), Moldagem por Transferência de Resina Assistida por Vácuo/VARTM (*Vacuum Assisted Resin Transfer Molding*), entre outras variações existentes.

O método VARTM ou de Infusão a vácuo é um método de processamento simplificado, ambientalmente responsável e de baixo custo (HOSUR *et al.*, 2004), que emprega moldes leves e permite a fabricação de peças grandes, complexas e dimensionalmente acuradas, integradas, com bom acabamento superficial e praticamente sem emissão de voláteis. E ainda, permite a

utilização de matérias-primas de menor custo, que podem ser armazenadas à temperatura ambiente por um maior período de tempo, que, comparado a tecidos pré-impregnados, torna-se uma opção atrativa (NUNES, 2018).

O processo pode ser visualizado na Figura 2, e consiste em depositar uma pré-forma seca sobre um molde rígido, na parte inferior e superior da pré-forma (obrigatório o uso na superfície superior) normalmente é posicionado camadas de *peel ply*, para que uma vez retirado da superfície, o compósito tenha um bom aspecto. Acima da camada de *peel ply* superior é colocada uma malha de fluxo cobrindo parte ou toda a superfície do reforço para ajudar na distribuição e aceleração do fluxo da resina. A entrada e a saída de resina são normalmente realizadas através de canais de distribuição, tubos espirais, que são posicionados no molde. O molde é selado com auxílio da fita *tacky tape*, colada em toda a periferia da área de moldagem, e um *vacuum bag*.

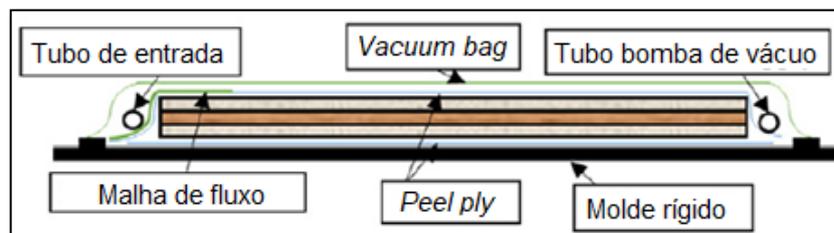


Figura 2 – Lay-up utilizando na infusão a vácuo.

Fonte: Adaptado de (LI *et al.*, 2015).

Como pode ser visto na Figura 3, o processo de impregnação por vácuo consiste na utilização de uma cavidade de molde selada, contendo uma pré-forma, que é criada entre um molde único e um *vacuum bag*. A cavidade é evacuada, compactando o reforço e removendo ar residual. O vácuo é acionado e a resina é introduzida através da entrada para impregnar o tecido devido ao gradiente de pressão. Como, o gradiente de pressão neste processo é limitado a 1 atm, para reduzir o tempo de enchimento, especialmente para peças com grandes áreas de moldagem, um promotor de fluxo conhecido como malha de fluxo é colocado no topo do tecido abaixo do *vacuum bag* (YUN *et al.*, 2017). O tempo de infusão e a viscosidade da resina são fatores que podem limitar moldagens por VARTM.

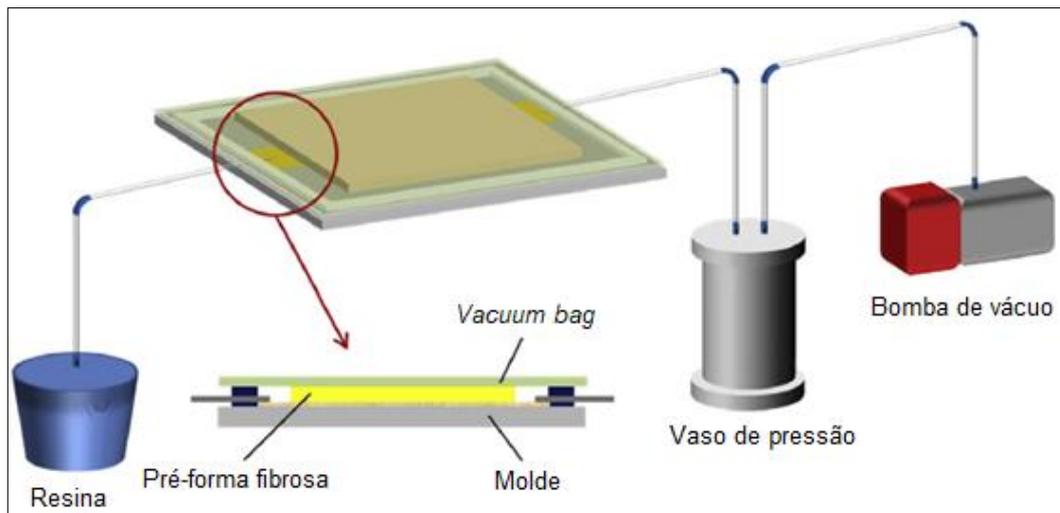


Figura 3 – Ilustração do processo de infusão a vácuo.

Fonte: Adaptado de (KIM, J. H. *et al.*, 2018).

3.3 PERMEABILIDADE

Durante o processo de moldagem por infusão a vácuo, a permeabilidade do reforço é um parâmetro importante. A permeabilidade pode ser considerada a facilidade com que uma resina flui através do espaço vazio em um meio poroso (NAIK; SIRISHA; INANI, 2014).

Segundo Naik *et al.* (2014) a permeabilidade pode ser insaturada ou saturada. Quando a condição de fluxo é estabilizada, o comportamento do fluxo seria independente do tempo e da distância, tal condição é considerada como estado estacionário, e o comportamento do fluxo é caracterizado segundo o estado estacionário ou permeabilidade saturada. Sob esta condição, há uma relação linear entre a velocidade de fluxo e a diferença de pressão.

Antes do fluxo da resina ser estabilizado, o comportamento do fluxo seria dependente da distância até a qual a frente de fluxo atingiu e do tempo. Esta é a condição transiente, e o comportamento do fluxo é caracterizado por transiente ou permeabilidade insaturada (NAIK *et al.*, 2014).

A permeabilidade insaturada será utilizada no decorrer do presente trabalho, portanto será discutida mais profundamente. Nas medidas de permeabilidade insaturada, o fluido é infundido dentro do molde que contém a pré-forma. Isto envolve a impregnação e deslocamento do ar da pré-forma seca, então a medida de permeabilidade transiente inclui a resistência do fluxo devido à energia livre de superfície (molhabilidade) da particular combinação fibra/resina e quaisquer forças capilares. Para esses testes dois métodos são utilizados, um é utilizado pressão de injeção constante e o outro é com vazão de injeção constante.

A permeabilidade é uma medida dimensional, variando em três dimensões dentro da pré-forma, sendo permeabilidade no-plano, direções x e y, e permeabilidade através da espessura, direção z. Existem dois tipos de técnicas de testes para determinar a permeabilidade insaturada no-plano (direções x e y):

- *Testes retilíneos*: o fluido é introduzido usando uma porta de entrada na extremidade do molde, com fluxo delimitado ao longo de dados paralelos em direção a um ponto de ventilação na outra extremidade (Figura 4a). É analisado o avanço da frente de fluxo em relação ao tempo (comprimento \times tempo). A vantagem é que é um teste simples, de fácil interpretação e análise dos resultados, porém somente um valor de permeabilidade pode ser medido em cada experimento
- *Teste Radiais*: A resina é infundida no molde através de uma porta de entrada central. A resina flui na pré-forma em forma circular ou em forma elíptica, dependendo da isotropia da pré-forma (Figura 4b). Para pré-formas isotrópicas, a frente de fluxo terá forma circular, enquanto que para pré-formas ortotrópicas, a frente de fluxo terá forma elíptica. A vantagem desta técnica é que dois componentes de permeabilidade podem ser obtidos num único teste (NAIK *et al.*, 2014), porém os cálculos das permeabilidades são mais complicados do que os utilizados nos testes retilíneos.

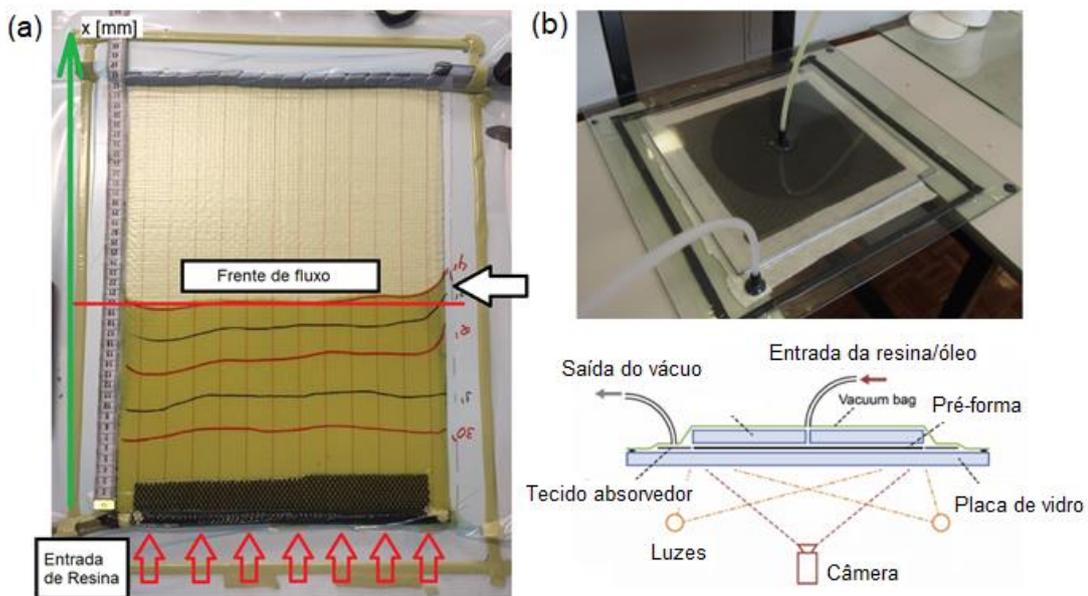


Figura 4 – (a) Método de teste retilíneo (autor); (b) método de teste radial.

Fonte: 4(b) (PIERCE; FALZON; THOMPSON, 2017).

A medida de permeabilidade é afetada pela área de superfície e densidade do material de reforço, o modelo do molde, arquitetura do tecido e tipo das fibras, porosidade (fração volumétrica de fibras), molhabilidade e condições do processo (pressão, temperatura) (KIM *et al.*, 2018).

A arquitetura do tecido utilizado como reforço é um dos fatores que influenciam na permeabilidade. Como pode ser visualizado na Figura 5, na direção das fibras (direção x) o fluxo tende a ser mais rápido do que transversal às fibras (direção y), por isso para os tecidos unidirecionais sempre o fluxo na direção x será maior que na y, e para tecidos bidirecionais balanceados os valores serão semelhantes. Para arquiteturas randômicas há uma mudança grande na direção das fibras, e conseqüentemente do fluxo da resina, retardando o processo de impregnação e diminuindo o valor da permeabilidade e aumentando o tempo de impregnação para um teor de reforço similar.

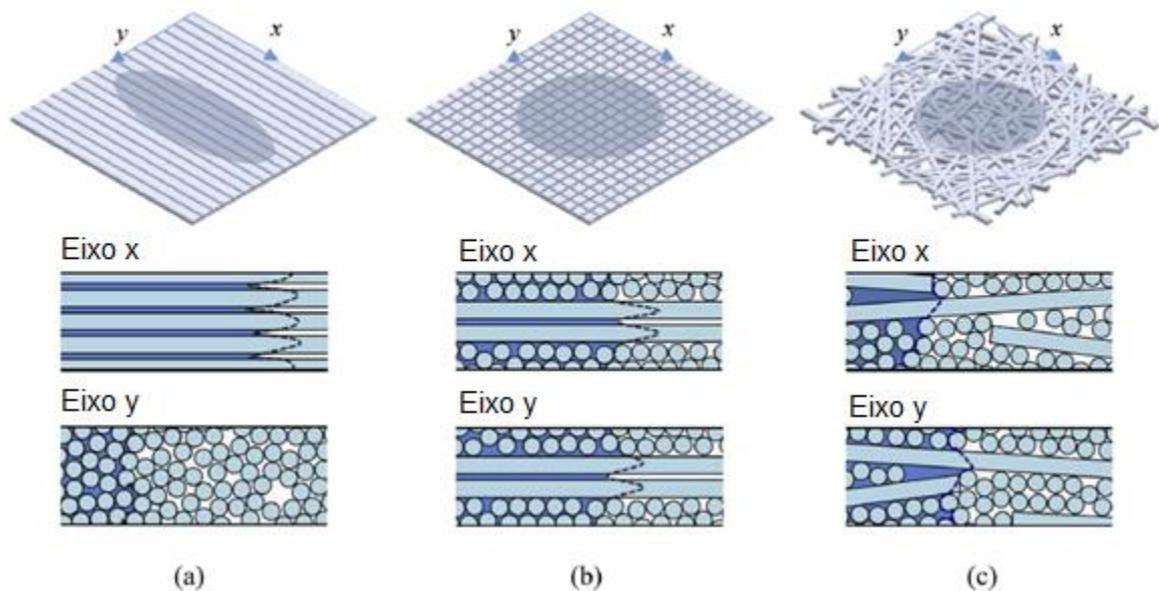


Figura 5 – Esquema do fluxo da resina para três tipos de tecido: (a) unidirecional; (b) bidirecional e (c) manta.

Fonte: (KIM *et al.*, 2018).

A baixa permeabilidade pode conduzir a uma maior quantidade de vazios nos compósitos e também prolongar o tempo de infusão, especialmente em processos com baixa pressão de injeção (LI *et al.*, 2015). Compósitos com um maior teor de vazios exibem propriedades mecânicas inferiores, comprometendo o desempenho final dos compósitos.

Kim *et al.* (2018) avaliaram as propriedades de 3 arquiteturas diferentes de tecidos de fibras de vidro, sendo elas, unidirecional, bidirecional e manta (randômica picada). Os

compósitos de fibras de vidro com matriz epóxi, fabricados pelo processo de VARTM, foram analisados segundo suas propriedades mecânicas, interfaciais, e de permeabilidade no plano (direções x e y). O compósito fabricado com tecido unidirecional exibiu as melhores propriedades mecânicas e interfaciais, a menor alteração no ângulo de contato (molhabilidade) e a melhor permeabilidade, enquanto o com tecido bidirecional apresentou propriedades mecânicas, interfaciais e de permeabilidade intermediárias.

3.4 IMPACTO EM COMPÓSITOS

A resposta a um carregamento em impacto fora do plano de compósitos laminados dependerá de vários fatores tais como tipo e teor dos constituintes (matriz e reforço), sequência de empilhamento, condições da interface, espessura do material, geometria e massa do impactador e velocidade e frequência do impacto (NUNES, 2018), em repostas de impacto de alta velocidade (balístico) a resposta também depende do tamanho, massa, formato (ogival, cega/plana, cônica e hemisférica) e energia cinética do projétil (PANDYA *et al.*, 2013). Esses compósitos geralmente possuem bom desempenho devido à boa capacidade de absorção de energia através dos mecanismos de falha possíveis, o que proporciona uma boa resistência à perfuração e à penetração (BERK *et al.*, 2016).

Os métodos experimentais de ensaios para simular impacto e penetração transversal e oblíquo podem ser divididos em quatro categorias principais; (i) quase estático, (ii) impacto de baixa velocidade (torre de queda), (iii) impacto balístico de alta velocidade e (iv) impacto de hipervelocidade (GAMA e GILLESPIE, 2008). Porém, segundo Naik e Shrirao (2004), as cargas de impacto podem ser classificadas em três categorias: (i) impacto de baixa velocidade, (ii) impacto de alta velocidade e (iii) impacto de hipervelocidade. A razão para essa classificação é a transferência de energia entre o projétil e o alvo, a dissipação de energia e os mecanismos de propagação de danos que sofrem mudanças drásticas à medida que a velocidade do projétil muda. No presente trabalho são descritos, os impactos de baixa velocidade, onde estão inclusos os testes quase estáticos, e de alta velocidade (balístico).

Em ensaios quase estáticos de impacto/penetração é identificada a extensão e o crescimento do dano através do deslocamento constante do punção, em taxas de velocidade baixas (1,25 mm/min) até a perfuração completa da amostra. O processo de indentação da amostra de um laminado foi explicado por Bulut e Erklig (2018), como ilustrado na Figura 6. A carga aumenta inicialmente, resultando na fratura da matriz e no início da delaminação com indentação local (Seção 1). Segue-se a penetração com delaminação severa e rupturas de fibra,

levando à diminuição da capacidade de carga (Seção 2). Por fim, as amostras são submetidas a uma perfuração levando ao atrito entre a amostra e o penetrador (Seção 3).

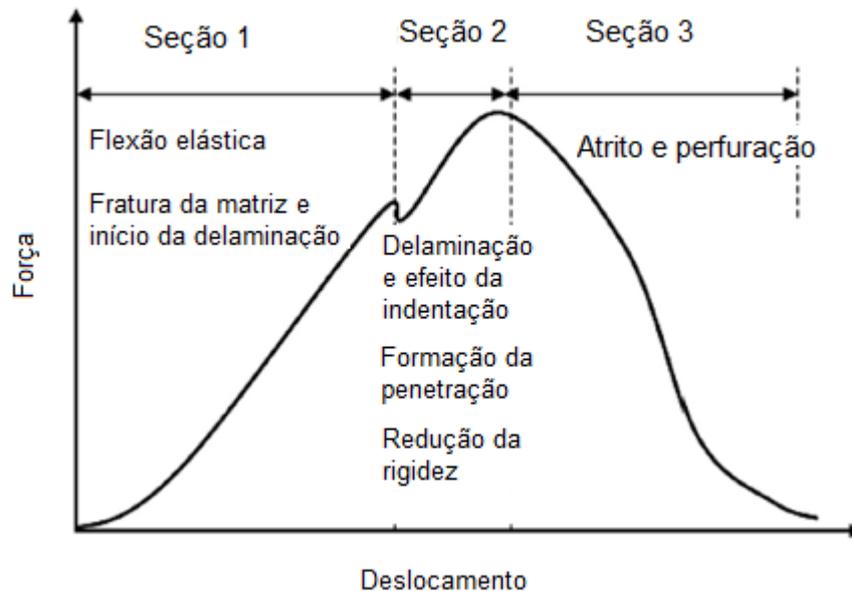


Figura 6 – Curva característica de ensaio quase estáticos de indentação.

Fonte: Adaptado de (BULUT e ERKLIĞ, 2018).

De acordo com Berk *et al.* (2016), em ensaios de impacto de baixa velocidade, três casos possíveis podem ser encontrados, implicando no ricocheteamento do impactador da amostra, penetração do impactador na amostra e perfuração da amostra, Figura 7. No caso do ricocheteamento, a força de contato aumenta com a deflexão até um certo ponto. Depois da máxima deflexão, a força de contato e a deflexão diminuem, e finalmente a força de contato é igual a zero que significa que o contato entre o corpo de prova e o impactador não existe. No caso de penetração, enquanto a força de contato diminui após seu valor máximo, a deflexão aumenta e então a força de contato vai para zero. No caso da perfuração, depois de certo ponto que a deflexão é máxima, a curva se mantém paralela ao eixo horizontal implicando na fricção entre o impactador e a amostra do compósito. As energias absorvidas podem ser calculadas através da área abaixo da curva demonstradas na Figura 7.

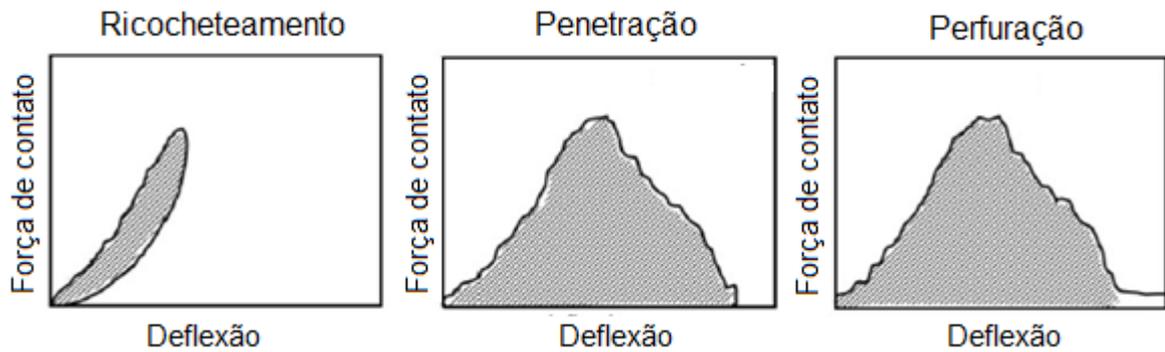


Figura 7 – Curvas típicas de força-deflexão de contato de compósitos submetidos a impacto de baixa velocidade.

Fonte: Adaptado de (BERK *et al.*, 2016).

A condição para a penetração do projétil no alvo compósito e os mecanismos de danos associados devem ser claramente entendidos. A energia cinética do projétil é dissipada e absorvida de várias maneiras pelo alvo, sendo os principais mecanismos: energia cinética absorvida pela movimentação do cone formado na face posterior do alvo, encaixe por cisalhamento do projétil no alvo, energia absorvida devido à fratura em tração dos feixes primários, energia absorvida devido a deformação elástica dos feixes secundários, energia absorvida devido à fratura da matriz e delaminação e energia de atrito absorvida durante a penetração (NAIK e SHRIRAO, 2004).

De acordo com Gama e Gillespie Jr. (2008), para um projétil cilíndrico rígido, o impacto balístico e a penetração em um compósito laminado podem ser descrito por 5 diferentes fases, demonstrado na Figura 8:

- Fase I – Impacto-contato e propagação de ondas de tensão,
- Fase II – Compressão hidrostática e cisalhamento do punção local.
- Fase III – Formação de cone por cisalhamento devido à compressão e ao cisalhamento.
- Fase IV – Grande deformação sob tensão de cisalhamento, e
- Fase V – Perfuração total e vibração estrutural.

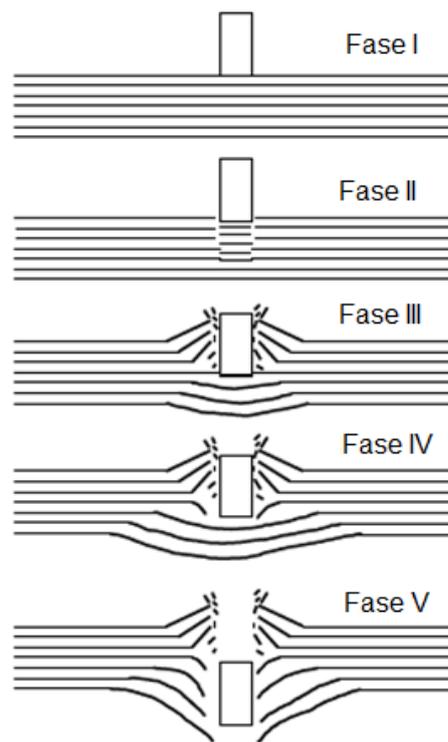


Figura 8 – Diferentes fases da penetração balística de compósitos espessos.

Fonte: Adaptado de (GAMA e GILLESPIE, 2008).

A tolerância ao dano de laminados espessos de poliéster, vinil éster, e epóxi reforçado com tecido de vidro-S2 (*plain weave* e *twill weave*) submetidos a carregamentos de impacto balístico foram examinados por Gillespi *et al.* (2003). O compósito de vidro/poliéster fabricado pelo processo de laminação manual apresentou um grande dano e uma baixa resistência à compressão após o impacto balístico. Os painéis de vidro/vinil éster e vidro/epóxi fabricados usando o processo de moldagem líquida (SCRIMP) mostraram danos pequenos e elevadas resistências residuais. Para os compósitos com o tecido de fibra de vidro-S2 na arquitetura *plain weave*, foi observado um tamanho de dano menor que os com arquitetura *twill weave*.

O desempenho balístico de laminados de tecidos de fibras de vidro foram avaliados por Ansari *et al.* (2017) variando as condições de fixação das placas de teste e a espessura das mesmas. Três condições de contorno foram empregadas, quando o alvo foi fixado em suas 4 arestas (CCCC), quando o alvo foi fixado em duas arestas opostas (CFCF) e quando o alvo estava simplesmente apoiado, sem fixação (SSSS). Nos testes balísticos foi utilizado um projétil cônico e diferentes velocidades, verificando os valores de velocidade residual (numérica e experimental), energia absorvida, força de contato, e dano induzido. O maior limite balístico e energia absorvida foram obtidos quando o alvo estava simplesmente apoiado (SSSS), seguido

pela condição de contorno CFCF, e o menor foi exibido pela CCCC. Como aumento da espessura há um aumento na energia absorvida.

Reddy *et al.* (2015) estudaram o comportamento de compósitos laminados de resina fenólica reforçados com fibra de vidro-E em impacto balístico em função da espessura do laminados e da velocidade de impacto do projétil. Eles concluíram que há uma relação não linear entre a energia absorvida e a espessura do laminado e que o efeito da espessura do laminado e da velocidade na energia absorvida pode ser explicado em termos do tempo de interação (projétil/laminado). E ainda, que os mecanismos de falha de laminados espessos e delgados são diferentes, em laminados finos os principais mecanismos de falha são a fratura por tração das fibras e a delaminação e em laminados espessos é pelo corte cisalhante das fibras. Com o aumento da espessura há um aumento na área de dano do laminado com o impacto.

Naik e Shrirao (2004) avaliaram o comportamento balístico de compósitos reforçados com tecidos *plain weave* comuns de fibras de vidro-E e *twill weave* de fibras de carbono T300 com matriz de resina epóxi. Concluíram que para condições de impacto balístico idênticos o limite balístico é maior para o compósito de vidro-E/epóxi do que para o compósito de carbono-T300/epóxi.

A resposta de compósitos de aramida/éster vinílica a carregamentos mecânicos e de impacto de alta velocidade com diferentes frações volumétricas de fibras de Kevlar[®]29 (4, 5 e 6 camadas de Kevlar) foram avaliados por Pagnocelli *et al.* (2018). Em geral, as propriedades mecânicas do compósito foram melhoradas com o aumento da quantidade de fibras, exceto para a resistência à flexão. Com aumento da quantidade de fibras houve aumento na tenacidade e tensão dos compósitos em uma mesma taxa de deformação. Os compósitos com 6 camadas de tecido de Kevlar cumpriram os requisitos para o nível I de proteção balística, com a velocidade limite balística (V_{50}) de 304 m/s. No trabalho de Nunes (2018) foi avaliado o efeito da espessura no processamento por infusão a vácuo (VARTM) de compósitos aramida/epóxi e seu desempenho em aplicações que requerem solicitações de impacto (baixa e alta velocidade). Foram produzidos e analisados compósitos com 5, 8, 13, 18, 23 e 28 camadas de aramida (Kevlar[®]29) e caracterizados por ultrassom *C-scan*, microscopia ótica, densidade, teor de constituintes, testes mecânicos (flexão, *short beam* e indentação quase-estática) e cargas de impacto de baixa e alta velocidade. Todos os compósitos apresentaram boa homogeneidade na distribuição da matriz ao longo do reforço, com um teor de fibra de $\approx 60\%$, e valores de resistência *short beam* elevados (17,3 - 23,6 MPa). A performance sob impacto (baixa e alta velocidade) foi comparável à de compósitos fabricados por compressão ou *autoclave*, tendo os compósitos a partir de 18 camadas resistido ao projétil 9 mm Luger FMJ e o de 28 camadas

resistido ao projétil .357 Magnum FMJ, podendo ser classificados como nível FB2 e FB3, respectivamente, de acordo com a norma Europeia EN 1522.

Estudos experimentais foram realizados por Yang *et al.* (2017) para investigar as propriedades de fratura e impacto de um compósito laminado com um novo *Auxetic Kevlar*[®]. Os compósitos com *Auxetic Kevlar*[®] mostraram uma melhora significativa (225%) na tenacidade à fratura comparado com os compósitos de tecido de Kevlar[®] regular. Durante os ensaios de impacto de alta velocidade, os compósitos reforçados com *Auxetic Kevlar*[®] mostraram uma significativa redução na área de dano comparado com o tecido de Kevlar[®], mas com redução na energia de impacto absorvida. Berk *et al.* (2016) investigaram a resposta de impacto de baixa velocidade (20 J e 30 J) experimental e numérica de compósitos laminados de vidro-S2/epóxi e aramida/epóxi. Os tecidos utilizados para fabricação dos compósitos por moldagem por infusão de resina com auxílio de vácuo (VARIM) foram o *plain weave* de vidro-S2 (190 g/m²) e *twill weave* de aramida (300 g/m²). Treze camadas de tecido de vidro-S2 e cinco de tecido de aramida foram utilizadas para produção dos compósitos para manter uma mesma espessura. As amostras do compósito de vidro-S2/epóxi absorveram mais energia que as amostras do compósito de aramida/epóxi considerando o limite de perfuração. Para a energia de impacto de 30 J, ocorreu o ricocheteamento do impactador para o compósito de vidro-S2/epóxi enquanto foi observado uma perfuração para o compósito de aramida/epóxi, como pode ser visto na Figura 9.

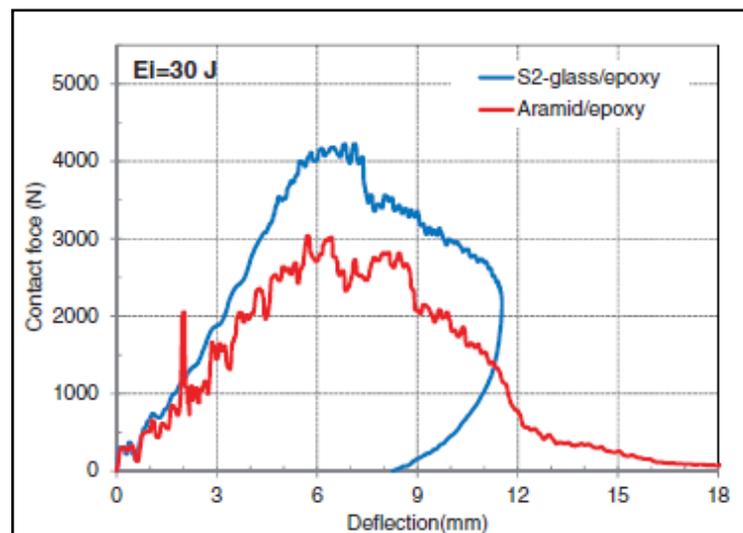


Figura 9 – Curvas de força de contato por deflexão de compósitos de vidro-S2/epóxi e aramida/epóxi com energia de impacto de 30 J.

Fonte: (BERK *et al.*, 2016)

3.5 COMPÓSITOS HÍBRIDOS

Compósitos nos quais mais de um tipo de reforço é utilizado são denominados compósitos híbridos, por exemplo, carbono-vidro, vidro-Kevlar[®], entre outros. Esse tipo de combinação pode fornecer boa resistência com um menor custo que pode ser usado para aplicações onde não é possível usar compósitos puros (KANITKAR; KULKARNI; WANGIKAR, 2017).

Os compósitos híbridos podem ser classificados de acordo com a Figura 10, sendo eles:

- Interlaminares (*interlaminated*) – a hibridização é realizada pela sequência de empilhamento utilizada no momento da fabricação do laminado. Camadas de tecidos de fibras diferentes são aplicadas. As fibras podem se apresentar de forma contínua (i), descontínua randômica (iv) e descontínua alinhada (vi).
- Intralaminar ou Intrafeixes (*Intraply/intrayarn*) – a hibridização é realizada no momento da tecelagem do tecido, por exemplo com feixes de urdume e trama do tecido com fibras de diferentes tipos. As fibras podem se apresentar de forma contínua (ii) e descontínua alinhada (vii).
- Entremeados/misturados (*intermingled*) – a hibridização é realizada através da mistura das fibras diferentes, porém as fibras não formam reforços na forma de tecidos. As fibras podem estar na forma contínua (iii), descontínua randômica (v) e descontínua alinhada (viii).

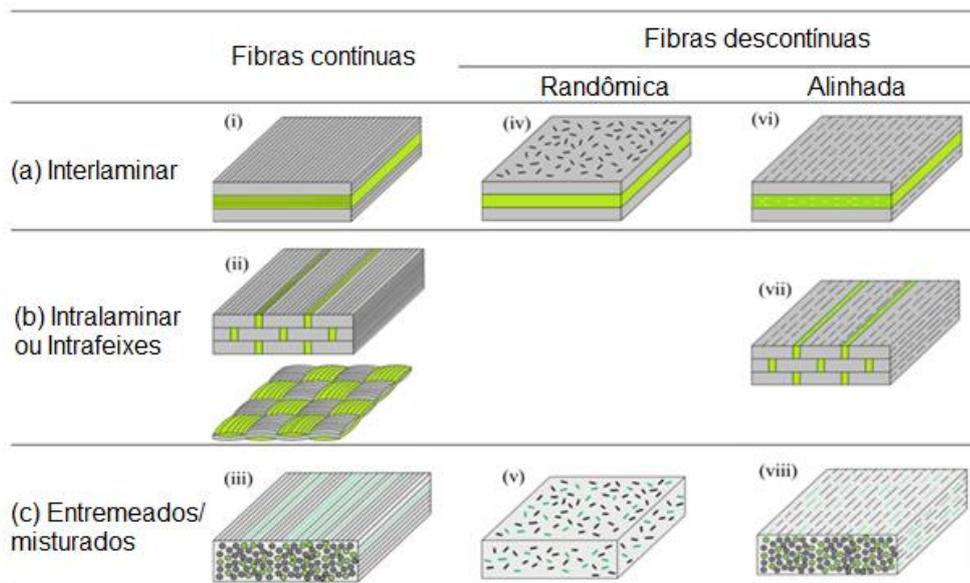


Figura 10 – Principais configurações de compósitos híbridos.

3.5.1 Respostas de compósitos híbridos a carregamentos mecânicos

É possível com compósitos híbridos ter um maior controle de propriedades específicas, alcançando um equilíbrio mais favorável entre vantagens e desvantagens de cada reforço utilizado (BULUT *et al.*, 2016). A seguir, são apresentados trabalhos na literatura que avaliaram a resposta a carregamento mecânicos diversos de compósitos híbridos.

Srivathsan, *et al.* (2017) avaliaram o comportamento mecânico (tração, flexão e ILSS) de laminados híbridos de Kevlar[®]49 e vidro-E, variando a sequência de empilhamento e orientação das fibras. O processo de fabricação utilizado foi uma combinação de manual e compressão. Eles concluíram que houve um efeito da sequência de empilhamento no módulo em tração das amostras híbridas, mas não na resistência à tração, pois uma mesma quantidade de carga é distribuída em cada camada. Em relação aos ensaios de flexão e ILSS, os híbridos apresentaram resultados semelhantes, o híbrido que apresentou uma maior resistência à flexão, módulo em flexão e resistência ao cisalhamento interlaminar (ILSS), foi o com camadas de Kevlar nas camadas inferiores (GG/GG/KK/KK e orientação $[(0^\circ, 90^\circ)/0^\circ, 90^\circ]_{4S}$), isso é explicado devido às fibras de Kevlar apresentarem um maior módulo e resistência a tração que as fibras de vidro, porém com a mudança de direção das fibras (orientação $[(-45^\circ, 45^\circ)/(0^\circ, 90^\circ)]_{4S}$) uma menor rigidez e módulo em flexão foram obtidos.

Potluri *et al.* (2018) estudaram o efeito da hibridização e da sequência de empilhamento de compósitos híbridos Kevlar[®]49/vidro-S e IM7-carbono/boro segundo análises numéricas, usando o MATLAB, nas propriedades mecânicas de tração, flexão e cisalhamento e nas propriedades térmicas. O efeito da sequência de empilhamento não foi considerado significativo, nos valores dos módulos de elasticidade na direção longitudinal e transversal, coeficientes de Poisson, módulos de cisalhamento no plano e coeficiente de dilatação térmica. A maior influência da sequência de empilhamento foi obtida no módulo em flexão.

Compósitos híbridos de Kevlar[®]49/vidro-E, vidro-E/nylon, vidro-E/nylon, Kevlar[®]49/vidro-E/nylon e Kevlar[®]49/vidro-E/nylon foram analisados segundo suas propriedades de tração, flexão e térmica por Isa *et al.* (2013). O processo de fabricação dos compósitos foi por moldagem manual. O laminado híbrido com 4 camadas de Kevlar[®] e 5 camadas de vidro-E foi o que apresentou uma maior resistência e módulo em tração, e maior resistência à flexão com valores próximos ao do compósito somente com fibras de Kevlar[®]. Portanto, com o uso de fibras de menor custo, vidro-E, foi possível atingir valores de resistência e rigidez próximos a compósitos que utilizam fibras de alto valor, como as fibras de aramida.

No trabalho de Bandaru *et al.* (2017), foram determinadas as propriedades de cisalhamento no plano de compósitos termoplásticos reforçados com tecidos de Kevlar/basalto. Tecidos com arquiteturas bidimensional *plain weave* (2D-P) e tridimensional *angle-interlock* (3D-A) foram utilizados. A hibridização intralaminar/intrafeixes (*intralayer*) foi realizada durante a tecelagem dos tecidos com a combinação de feixes de Kevlar® e basalto e a hibridização interlaminar (*interlayer*) foi realizada intercalando os tecidos de Kevlar® e Basalto. Foram fabricados e analisados 5 compósitos laminados com 2D-P e 3 com 3D-A com matriz em polipropileno (PP), usando a moldagem por compressão. Os compósitos híbridos intralaminares apresentaram propriedades melhores que os compósitos híbridos interlaminares e o comportamento foi influenciado também pela arquitetura dos tecidos. Os compósitos reforçados com tecidos 3D-A, apresentaram uma maior rigidez e resistência ao cisalhamento que os com tecidos 2D-P. E ainda, a hibridização com fibras de basalto aumentou o módulo de cisalhamento comparado com compósitos reforçado somente com tecidos de fibras de Kevlar®.

3.5.2 Compósitos híbridos em impacto

A natureza do dano por impacto em laminados híbridos varia desde danos na superfície e abaixo da superfície até a penetração completa, dependendo das condições de carga. Geralmente, sob o impacto balístico, o dano é obtido nas camadas consecutivas do laminado, resultando no chamado dano através da espessura. Este tipo de dano é complexo, consistindo em fraturas na matriz, ruptura das fibras e delaminação (RANDJBARAN *et al.*, 2013).

A sequência de empilhamento tem um papel crítico no controle da deformação e dos processos de dano em impacto de baixa velocidade. Segundo Kim *et al.* (2001), laminados com sequências de empilhamento assimétricos tendem a ter um desempenho superior a aqueles com sequências simétricas. Os laminados com camadas rígidas (quebradiças) frontais (lado de compressão) e camadas flexíveis na superfície traseira (lado de tração) do impacto (Figura 11a) oferecem uma melhor resistência ao dano que outras combinações de camadas e sequência de empilhamento (Figura 11b). Isto ocorre porque as camadas rígidas (quebradiças) absorvem efetivamente a maior parte da energia de impacto incidente por um processo de dano extensivo, como fratura e delaminação, e o restante é dissipada por deformação inelástica das camadas mais flexíveis.

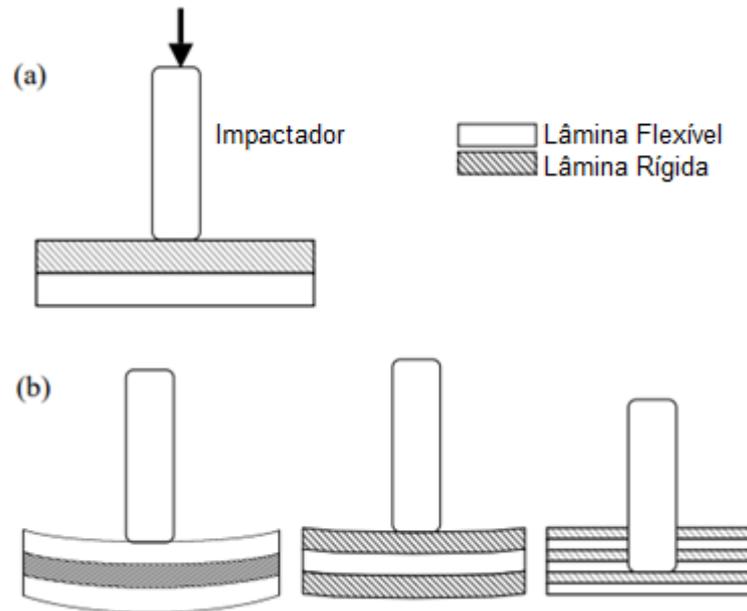


Figura 11 – Modos de deformação de laminados híbridos com diferentes empilhamentos sob impacto: (a) configuração assimétrica; (b) configuração simétrica.

Fonte: (KIM, J. K. *et al.*, 2001)

Bulut e Erklig (2018) investigaram a resposta de compósitos híbridos em impactos de baixa velocidade, com ensaios de Indentação quase estática (QSI). Foram utilizados híbridos com três fibras diferentes e duas fibras diferentes, sendo elas, aramida, carbono e vidro-S. Eles concluíram que quando foram utilizadas fibras de vidro-S nas últimas camadas o grau e crescimento dos danos foram claramente maiores do que quando utilizadas as outras fibras. Comparando os compósitos de vidro-S/aramida com diferentes empilhamentos, quando as fibras de vidro foram posicionadas nas primeiras camadas houve maior energia absorvida e menor deslocamento na força máxima.

Na literatura já foi proposto que os mecanismos de dano presentes em impactos de alta velocidade ocorrem de forma semelhante aos mecanismos de dano em ensaios quase-estáticos de penetração ou indentação. Portanto, devido a necessidade de resistência eficiente de materiais compósitos em impactos de alta velocidade, é crucial a melhor compreensão do processo de penetração, portanto, ensaios quase-estáticos de penetração, QSPT, (*Quasi static penetration*) são utilizados. Neste ensaio, a força aumenta linearmente dentro da região elástica até o ponto A. Nesta região, o laminado é submetido à flexão elástica pela carga do indentedor. Depois do ponto A, a formação da falha é seguida pela delaminação e a fratura da matriz até que o plug tenha se formado no ponto B. Então, a força cai rapidamente devido a ruptura das fibras na superfície traseira do laminado. A queda de carregamento do ponto B para o C é

bastante importante para a perda de capacidade de carregamento do laminado. A formação de *plugging* (formação de cone na parte traseira do laminado) é completada no ponto C, em seguida, há a força de fricção entre o indentador cilíndrico e o plug. A energia absorvida pelo compósito laminado é dada pela área abaixo da curva de força-deslocamento (OABCD) como mostra na Figura 12 (BULUT *et al.*, 2016).

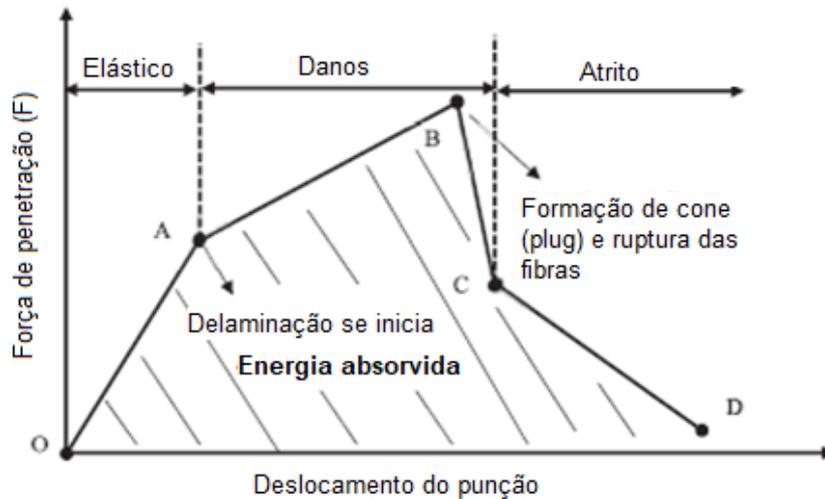


Figura 12 – Esquema ilustrativo da curva carga-deslocamento para compósitos de matriz rígida.

Fonte: (BULUT, ERKLI E YETER, 2016).

Bulut *et al.* (2016) realizaram testes de QSPT em laminados híbridos com punção cilíndrico e circular. Foram utilizados 3 tipos de reforços diferentes, tecido de fibra de aramida twill 2X2, tecido plano de fibras de carbono e o tecido plano de fibras de vidro-S com matriz epóxi. Usando o processo de compressão a quente, foram fabricados 12 laminados híbridos (com 2 e 3 tipos de reforços) com sequência de empilhamento diferentes, utilizando um total de 24 lâminas em cada, e seus respectivos brancos, laminados puros (somente com um tipo de fibra). Analisando os resultados encontrados por Bulut *et al.* (2016) pra os compósitos híbridos de aramida/vidro-S, comparado com os aramida/carbono e carbono/vidro-S. O compósito de aramida/vidro-S foi o que apresentou valores intermediários de energia absorvida durante o QSPT, com resultados melhores que o de carbono/vidro-S e ligeiramente menores que os de aramida/carbono.

Fidan *et al.* (2012) inspecionaram os modos de dano, pela técnica não destrutiva de tomografia computadorizada, de compósitos reforçados com fibra de vidro e compósitos híbridos de aramida/vidro após carregamentos de impactos de baixa velocidade (*drop weight* – 80 J). Os mesmos concluíram que, com a utilização de fibras de aramida aumentou a resistência

ao dano. Os compósitos de aramida/vidro apresentaram o ricocheteamento do impactador enquanto os compósitos de fibras de vidro exibiram perfuração.

Uma vez que, em geral, um melhor desempenho balístico de uma armadura leve requer a habilidade de deformar e/ou quebrar os projéteis em pequenos fragmentos e evitar a penetração do projétil pela absorção da energia cinética do projétil, uma armadura leve híbrida com materiais compósitos avançados de alta-resistência/alta-rigidez e alta ductilidade/alta-tenacidade, se adequadamente adaptados, pode ter um desempenho balístico superior (GRUJICIC *et al.*, 2006). O efeito da hibridização em compósitos híbridos em impacto balístico foi investigado por Bandaru *et al.* (2015) usando simulações e ensaios experimentais. Foram usadas várias combinações e sequências de empilhamento, com tecidos de Kevlar[®], vidro e carbono. As simulações exibiram que, com uma espessura fixa, a sequência de empilhamento mostra um efeito significativo no desempenho balístico. A disposição da camada de KF na superfície traseira, e a camada de GF na superfície frontal ofereceu boa resistência ao impacto balístico. A blindagem híbrida composta por uma camada de CF no laminado KF adquiriu a máxima resistência ao impacto entre as combinações estudadas.

O efeito da sequência de empilhamento na absorção de energia de alta velocidade (impacto balístico) de compósitos híbridos de Kevlar[®](K)/vidro(V)/carbono(C) foi discutido por Randjbaran *et al.* (2013). Foram fabricados 5 tipos de híbridos, com massa, formato e densidade iguais. O compósito Híbrido VCKCKV foi o que absorveu uma maior energia e teve uma menor perda de massa, e quando o tecido de vidro foi posicionado na primeira camada foram obtidos resultados melhores do que quando utilizado o tecido de Kevlar[®]. E ainda, a combinação de carbono e vidro é mais eficiente quando usada nas camadas centrais. E por último, o uso das fibras de carbono na última camada não é recomendado

O efeito de fibras de basalto em laminados de carbono/epóxi submetidos a impactos de alta velocidade foi investigado por Tirillò *et al.* (2017). Foram fabricados 4 tipos de híbridos, variando a sequência de empilhamento, com tecidos *plain weave* pré-impregnados com epóxi de fibras de basalto (220 g/m²) e de carbono (160 g/m²), utilizando o processo de moldagem em autoclave. Os testes de impacto foram realizados em 12 placas de cada configuração utilizando um projétil esférico de 1,725 g e 7,5 mm de diâmetro. Como resultado da hibridização com basalto, os limites balísticos de todas as configurações são melhorados comparados ao laminado de carbono devido à maior tenacidade apresentada pelas fibras de basalto. O laminado híbrido BCBI $[(B_2/C_2)_3/B_2/C]_S$ foi o que apresentou o maior valor de velocidade limite balística (247 m/s) devido à maior quantidade de lâminas de basalto. Há ainda vantagens econômicas uma vez que a fibra de basalto possui um custo inferior do que a de carbono.

Pandya *et al.* (2013) avaliaram o comportamento em impacto balístico de compósitos híbridos simétricos, fabricados por compressão à quente, usando o tecido de fibra de vidro-E *plain weave*, o tecido de carbono 8HS T300 e como matriz a resina epóxi. Constataram que a velocidade limite balística (máxima velocidade que o alvo retém o projétil), pode ser aumentada adicionando camadas de fibra de vidro-E no compósito de fibra de carbono, com uma mesma espessura do laminado. E ainda, colocando as lâminas de vidro-E no exterior e as de carbono no interior foi obtida uma velocidade limite balística maior do que colocando as lâminas de fibra de carbono no exterior e as vidro-E no interior.

Para aumentar a performance em impacto de compósitos híbridos diferentes diretrizes podem ser seguidas. Com o estudo de sequências de empilhamento distintas, com diferentes números de camadas de cada tipo de reforço utilizado é possível atingir propriedades de resistência ao impacto de baixa e alta velocidade maiores que as exibidas com laminados puros. A posição de camadas de fibras mais rígidas nas superfícies de impacto tende a aumentar a resistência a penetração de projéteis, mas mantendo a capacidade de absorção de impacto com fibras mais tenazes nas camadas inferiores. Determinar o tipo de sistema de hibridização é outro parâmetro que ajuda atingir melhores performances, por exemplo, usar fibras de vidro para hibridizar laminados de aramida ou utilizar fibras de aramida para hibridizar laminados de vidro. Com essas combinações, propriedades diferenciadas são obtidas, podendo atender variados tipos de aplicações, e ainda reduzir peso e custo de componentes compósitos.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A tese foi dividida em três artigos publicados, de acordo com os ensaios realizados em cada compósito laminado fabricado. No primeiro, compósitos laminados com 5 camadas de tecidos de aramida e vidro-R com matriz em resina epóxi. Na sequência, laminados de 12 e 18 camadas de tecidos de aramida/vidro-S2/epóxi submetidos a ensaios balísticos. Depois, laminados de aramida/vidro-S2/epóxi submetidos a ensaios de indentação quase estática (QSI), flexão, *short beam* e DMA.

Para fabricação dos laminados híbridos aramida/vidro, foram utilizados três tipos de tecidos, cujas principais características podem ser visualizadas na Tabela 1. O tecido plano de Kevlar[®]29 (Figura 13a) foi cedido pela DuPontTM, e o tecido de fibras de vidro-R, utilizado em testes iniciais, é um tecido plano (Figura 13b) cedido pela Owens Corning. Posteriormente, foi utilizado o tecido de fibra de vidro tipo S2 (Figura 13c) da Hexcel. Estes três tecidos são aplicados em componentes para proteção balística.

Tabela 1 – Características dos tecidos utilizados para fabricação dos laminados.

	ARAMIDA	VIDRO-R	VIDRO-S2
Tipo de fibra	Kevlar [®] 29	Vidro-R	Vidro-S2
Densidade da fibra	1,45 g/cm ³	2,55 g/cm ³	2,49 g/cm ³
Arquitetura do tecido	<i>Plain weave</i>	<i>Plain weave</i>	<i>8 Harness satin</i>
Densidade de área	440 g/m ²	814 g/m ²	302 g/m ²
Espessura do tecido	0,62 mm	0,66 mm	0,24 mm
Fornecedor	Dupont	Owens Corning	Hexcel

Fonte: Autoria própria.

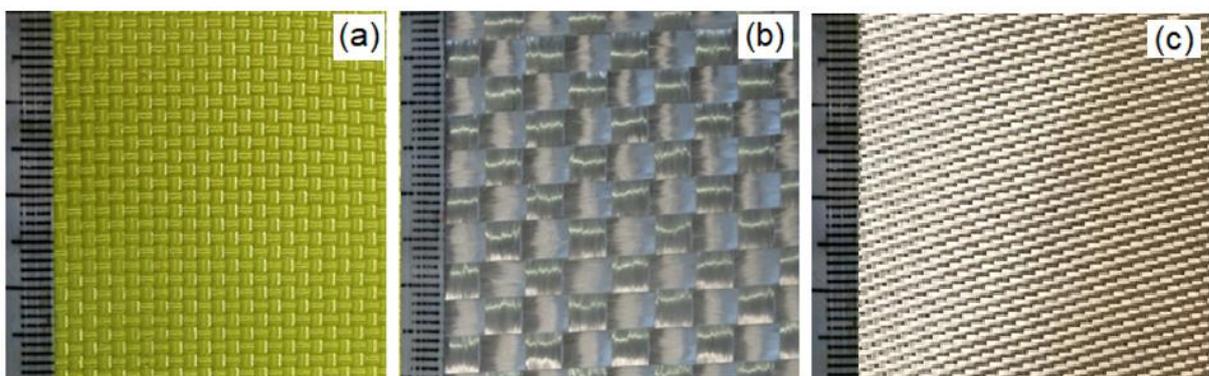


Figura 13 – a) Tecido de aramida; b) Tecido de vidro-R; c) Tecido de vidro-S2.

A resina epóxi utilizada para fabricação dos laminados por infusão a vácuo foi a AR260, com endurecedor AH260 (AR/AH 260) na proporção 100/26 g, adquirida da Barracuda.

O tempo de gel da resina epóxi foi avaliado utilizando a norma ASTM D2471, sendo ≈ 110 min (Figura 14a) para a resina epóxi (NUNES, 2018). A viscosidade da resina epóxi, medida em viscosímetro Brookfield, *spindle S62* com uma rotação de 20 rpm a 30 °C, foi de ≈ 250 cP (a 30 ± 2 °C). A resina epóxi foi escolhida por apresentar baixa viscosidade de alto tempo de gel, parâmetros essenciais para moldagem. A Figura 14b mostra a curva de viscosidade *versus* tempo da resina epóxi, a uma temperatura ambiente de 30 °C.

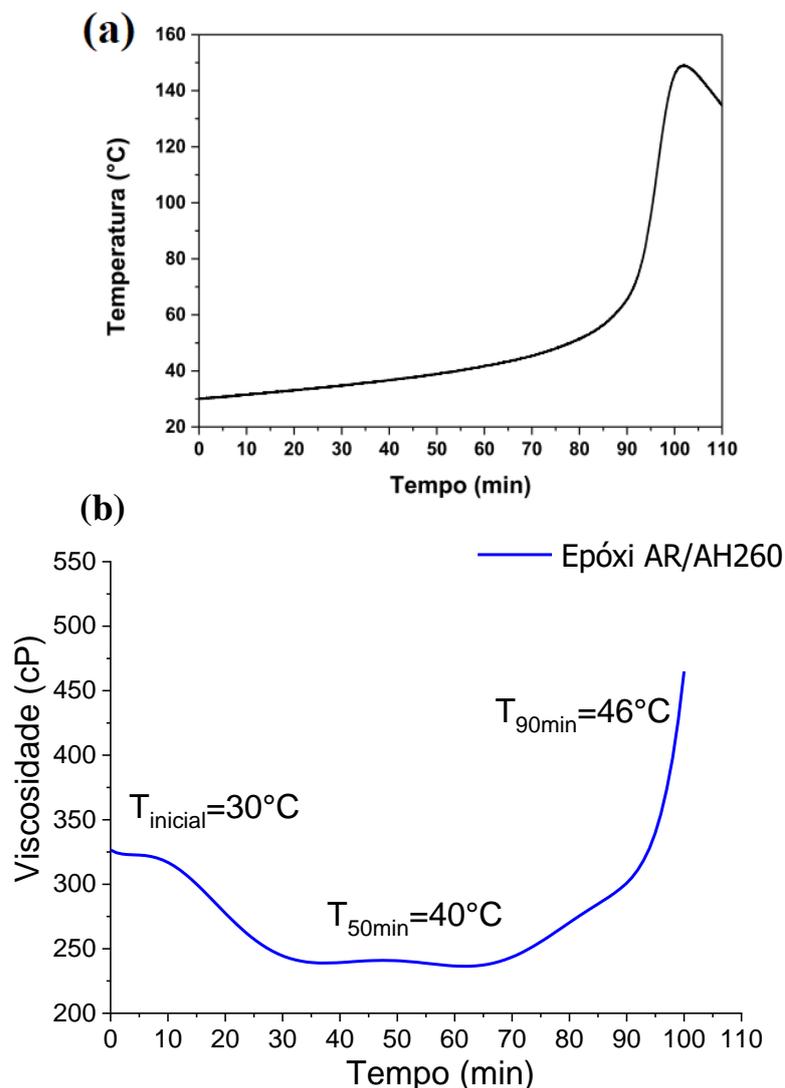


Figura 14 – (a) Curva exotérmica da resina epóxi (NUNES, 2018); (b) curva viscosidade *versus* tempo da resina epóxi AR260/AH260.

4.1 EXPERIMENTOS DE INFILTRAÇÃO (ARTIGO I)

Experimentos de infiltração foram realizados em preformas com 5 camadas por infusão a vácuo (ARTIGO I). Este processo usa uma cavidade de molde selada contendo a pré-forma de reforço entre um molde único semirrígido e uma bolsa de vácuo. A cavidade é evacuada, compactando o reforço e removendo o ar. Então, a resina é introduzida através da seção de entrada para impregnar os tecidos.

Os experimentos de permeabilidade no plano realizados, com fluxo unidirecional a pressão constante (≈ 100 kPa), consistem em forçar a resina a partir de uma seção lateral de um molde retangular em direção à abertura lateral oposta. A posição da frente de fluxo no tempo é monitorada desenhando marcas na bolsa de vácuo em tempos específicos (Figura 15). Os valores de permeabilidade no plano foram determinados segundo a Lei de Darcy, que dita que a velocidade do fluxo é proporcional ao gradiente de pressão (ARBTER *et al.*, 2011; CAGLAR *et al.*, 2018; VERNET *et al.*, 2014). A Equação (1) foi utilizada para determinar o valor da permeabilidade no plano, com pressão constante igual à utilizada no processo de infusão.

$$\kappa = \frac{\mu \varepsilon}{2P_{inf}} \frac{x_{ff}^2}{t_{ff}} \quad (1)$$

onde: κ = permeabilidade, em m^2 ; $\varepsilon = (1 - V_F)$; porosidade da preforma, adimensional; μ = viscosidade da resina (250 cP); P_{inf} = pressão de infusão (100 kPa); $\frac{x_{ff}^2}{t_{ff}}$ = $\frac{\text{avanço linear da frente de fluxo ao quadrado (m}^2\text{)}}{\text{tempo (s)}}$.

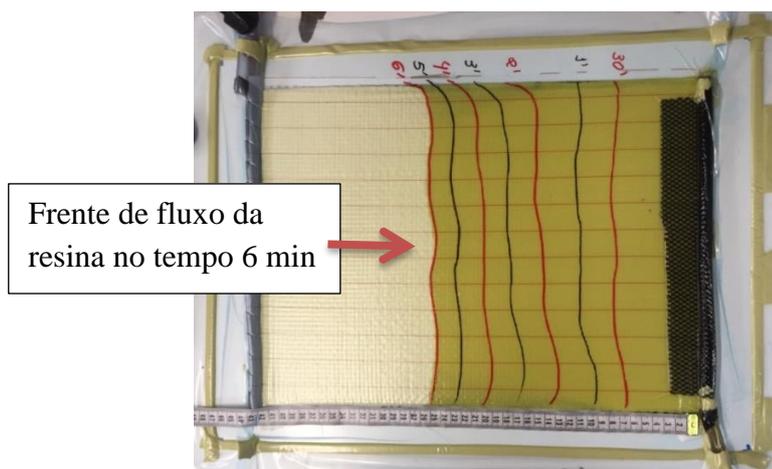


Figura 15 – Processo de impregnação da resina no reforço durante o processo de infusão a vácuo.

A Figura 16 ilustra as 5 configurações de reforço utilizadas para determinação dos valores de permeabilidade no plano, sendo 3 deles híbridos, e a nomenclatura adotada, onde K representa o tecido de Kevlar e o G o tecido de vidro-R.



Figura 16 – Sequência de empilhamento e nomenclatura usada para os compósitos. (ARTIGO I)

4.2 ÂNGULO DE CONTATO

A fim de verificar se o ângulo de contato poderia interferir na determinação da permeabilidade da pré-forma, seus valores foram medidos para as fibras de vidro-R e Kevlar29[®]. Foi utilizado para o cálculo do ângulo de contato de uma fibra única o método proposto por Wagner *et al.* (1990), a partir da forma de uma gota de líquido espalhada sobre um monofilamento cilíndrico. O método de Wagner *et al.* (1990) baseia-se na relação de equilíbrio da energia superficial entre as fases sólido/líquido (fibra/resina) e líquido/gasoso (resina/ar) com a geometria formada na fibra, sendo possível relacionar o ângulo de contato formado em um sistema resina/fibra com molhabilidade.

O método descrito por Wagner *et al.* (1990) para o ângulo de contato é baseado nos cálculos básicos do "Método do Comprimento" proposto por Carroll (1976) e Yamaki e Katayama (1976). Neste, com medidas da altura máxima da gota (Raio da gota, h), comprimento molhado da gota (L) e raio da fibra (r_f) é possível plotar um gráfico (vide Figura 17) de comprimento da gota reduzido (\bar{L}), pela altura reduzida da gota (n) correspondendo para o ângulo de contato (θ) na sua intersecção. Sendo \bar{L} e n as dimensões do comprimento molhado da gota (L) e altura máxima da gota (h) dividido pelo raio da fibra (r_f).

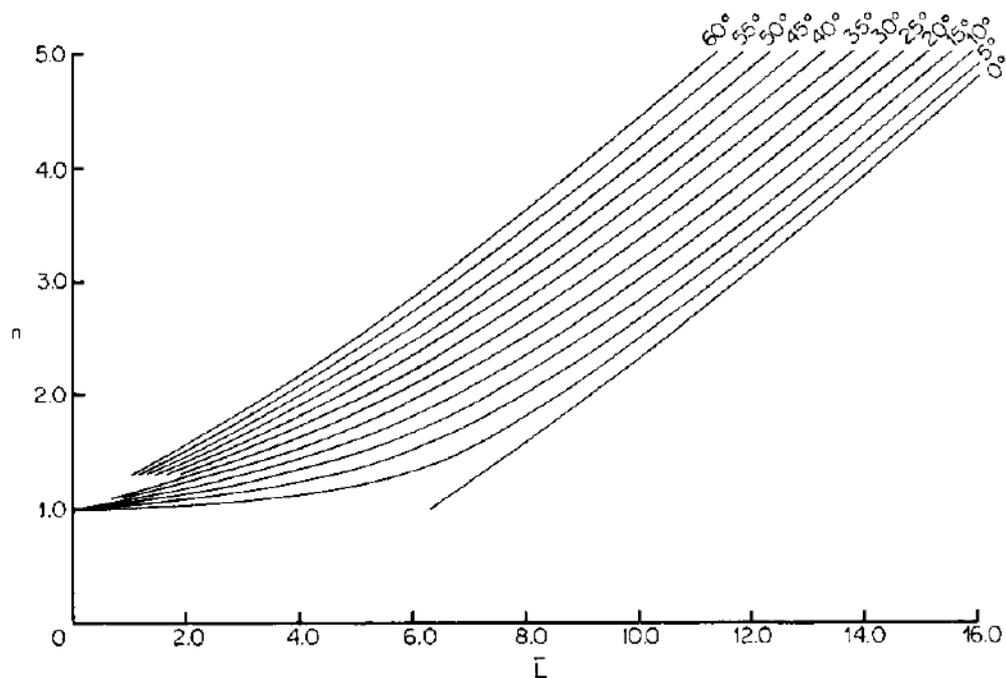


Figura 17 – Gráfico do comprimento reduzido × altura reduzida do método de Carroll (1976).

As gotas foram de resina epóxi (AR260). Com o auxílio de um microscópio ótico de luz polarizada acoplado ao Analisador de Imagem *Carl Zeiss axio Lab. A1*, micrografias das gotas de resina formadas ao longo do comprimento das fibras foram obtidas. Aproximadamente 10 imagens de cada fibra foram analisadas com o software *ImageJ*. O perfil da gota é descrito por 3 parâmetros lineares, L (comprimento de espalhamento na fibra), h (altura) e r_f (raio da fibra), como mostra a Figura 18.

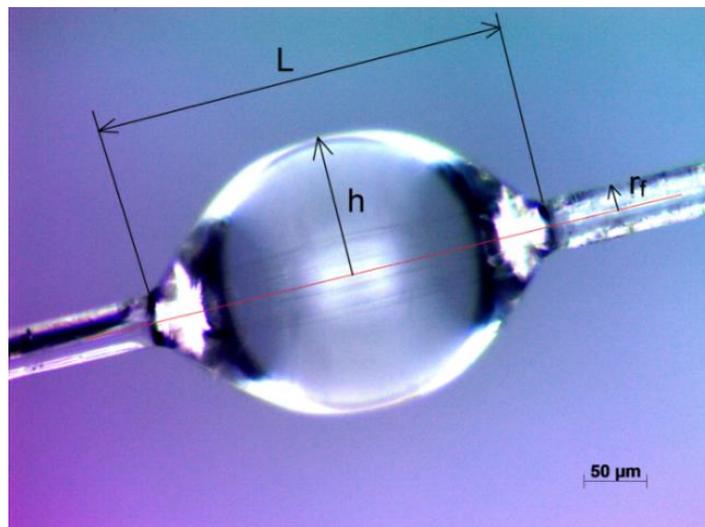


Figura 18 – Micrografia da gota formada na fibra de vidro-R, com os parâmetros utilizados para o cálculo do ângulo de contato.

A Equação (2), foi usada para avaliar o comprimento da gota reduzido ($\bar{L} = l = L/ r_f$) como uma função da espessura máxima reduzida da gota ($n = h/r_f$) e o ângulo de contato macroscópico θ :

$$l = 2[aF(w, k) + n E(w, k)] \quad (2)$$

onde: a é dado pela Equação (3), F e E são integrais elípticas incompletas de primeiro e segundo tipo, respectivamente, e os argumentos ϕ e κ são calculados a partir da Equação (4) e Equação (5), respectivamente:

$$a = (n \cos \theta - 1) / (n - \cos \theta) \quad (3)$$

$$\text{sen} \phi = \left[\left(\frac{1}{k^2} \right) \left(1 - \frac{1}{n^2} \right) \right]^{1/2} \quad (4)$$

$$k^2 = 1 - \frac{a^2}{n^2} \quad (5)$$

O método de Carroll (1976), foi utilizado para fazer a verificação dos valores obtidos pelo método de Wagner *et al.* (1990), e validar os resultados. Comparando o intervalo de valores obtidos através do gráfico \bar{L} por n (Figura 17), e os valores exatos obtidos através das equações de Wagner *et al.* (1990).

Kim *et al.* (2018) verificou a interação do ângulo de contato do tecido com a permeabilidade, avaliando a variação do ângulo de contato no tempo na superfície do tecido. Assim, como um procedimento complementar, foram realizadas medidas do ângulo de contato da superfície dos tecidos de aramida (Figura 19a) e vidro-R (Figura 19b) com a resina nos tempos de 1, 3, 5, 10 e 20 s, com o software *Surftens* e o auxílio de um microscópio digital.

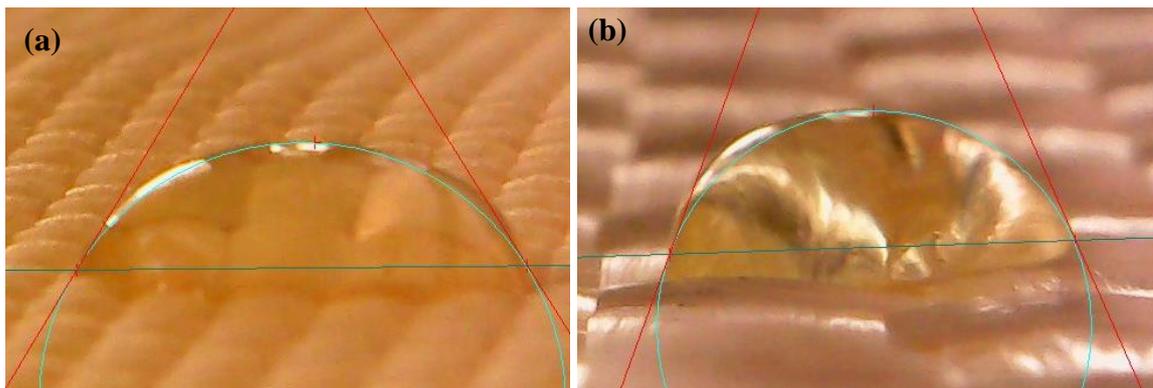


Figura 19 – Imagens para o cálculo do ângulo de contato da superfície do tecido; (a) Kevlar e (b) Vidro-R.

4.3 FABRICAÇÃO DOS COMPÓSITOS LAMINADOS

O processo utilizado para a produção dos compósitos laminados dos três artigos foi o de infusão à vácuo (Figura 20), que apresenta vantagens relacionadas ao baixo custo e à flexibilidade. Inicialmente, o tecido de aramida é seco em estufa durante 2 h a 100 °C para remoção da umidade. Em uma mesa plana, com superfície lisa e rígida, delimita-se a área onde será feita a moldagem com auxílio de fita crepe, e nessa área aplica-se o desmoldante de maneira uniforme. Em seguida, retira-se a fita crepe e coloca-se a fita *tacky tape*. Na sequência, colocam-se as camadas de tecidos de fibras (segundo dimensão desejada), seguindo a sequência de empilhamento desejada, mas preservando a orientação das fibras.

Depois, são posicionadas as mangueiras espirais, para auxiliar no fluxo contínuo e uniforme da resina no laminado, uma na entrada de resina, ligada à mangueira de entrada e o outro para a saída da resina, onde acopla-se a mangueira de saída, ligada ao *trap* de resina/bomba de vácuo. Acima é posicionado o tecido *peel ply* cobrindo toda a superfície do laminado para obter uma boa qualidade de acabamento superficial e facilitar o processo de desmoldagem. Após, coloca-se a malha de fluxo (tecido preto), de tamanho pré-determinado, que facilita e uniformiza o fluxo da resina. Por fim, aplica-se o *vacuum bag* (filme de bolsa de vácuo), que é cuidadosamente colado à *tacky tape* para que não haja entrada de ar quando acionada a bomba de vácuo.

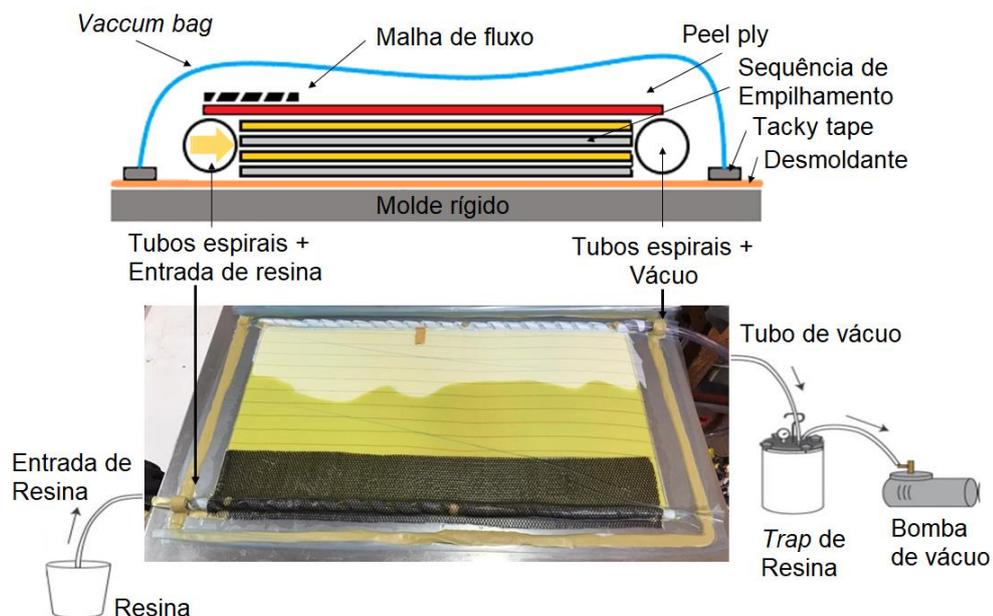


Figura 20 – Processo de infusão a vácuo.

A resina é pré-aquecida, a uma temperatura de 30 °C, e misturada ao endurecedor, na proporção indicada pelo fabricante (100:26), com auxílio de um misturador mecânico. O tempo de mistura aproximado é de 5 min. O recipiente de resina é posicionado na mangueira de entrada, com a bomba de vácuo ligada, o *trap* com a conexão aberta para o fluxo de saída da resina. Então ocorre a impregnação do reforço até atingir a extremidade de saída, e fecha-se a entrada da resina. Os laminados são curados durante 24 h sob vácuo, depois desmoldados e passam por uma pós-cura de 16 h a 65 °C.

A Figura 13 ilustra as 5 configurações de reforço estudadas com 5 camadas de vidro-R/aramida para análises de permeabilidade no plano e ensaios de tração, flexão, compressão e *short beam*. Para os ensaios balísticos, foram utilizados tecidos de aramida e vidro-S2, com empilhamentos e quantidade de camadas diferentes dos anteriores. Na Figura 21 vê-se a nomenclatura adotada e o *lay-up* dos compósitos fabricados. Das 8 configurações, 7 foram feitas com 12 camadas, variando a quantidade de camadas de aramida e Vidro-S2 e a sequência de empilhamento. Uma única configuração foi feita com 18 camadas, Gl₁₈, para igualar a densidade de área do compósito puro de vidro-S2 com o puro de Kevlar, K₁₂.

Foram fabricadas seis amostras dos compósitos K₁₂, [G|K]₆, K₆Gl₆, Gl₆K₆, Gl₁₂ e Gl₁₈ para realizar ensaios balísticos, com diferentes velocidades de impacto para a construção das curvas balísticas. Dos compósitos Gl₃K₉ e Gl₉K₃, foram fabricadas duas amostras de cada para determinar as velocidades residuais após o impacto. Dos laminados híbridos, somente o K₆G₆ foi impactado na superfície das fibras de aramida. Foi definido testar mais amostras com a superfície do vidro-S2 impactada baseado na literatura, que mostra que laminados híbridos aramida/vidro com fibras de vidro na superfície de impacto exibem resultados melhores em impactos de alta velocidade (BANDARU *et al.*, 2015; MUHI *et al.*, 2009).

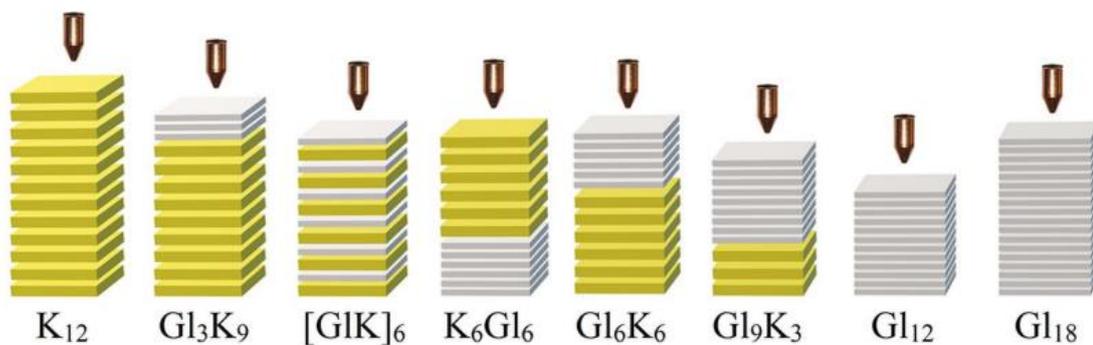


Figura 21 – Sequência de empilhamento e nomenclatura dos compósitos produzidos para ensaios balísticos (ARTIGO II).

Para os ensaios de indentação quase estática (QSI), flexão, *short beam* e DMA, foram utilizados tecidos de aramida e vidro-S2, com 8 seqüências de empilhamento diferentes, obtendo uma espessura final de ≈ 4 mm. Na Figura 22 pode ser vista a nomenclatura adotada e o *lay-up* desses laminados.

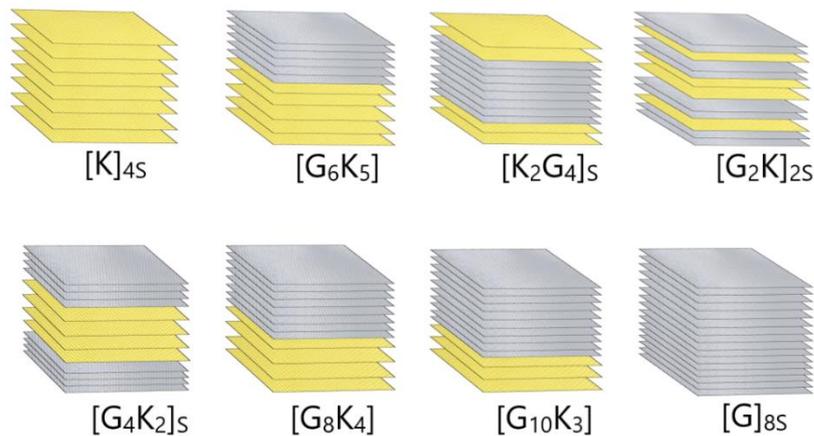


Figura 22 – Sequência de empilhamento e nomenclatura dos compósitos produzidos para ensaios de QSI (ARTIGO III).

4.4 CARACTERIZAÇÕES FÍSICAS

Com intuito de avaliar a homogeneidade (distribuição de resina) dos laminados fabricados por infusão a vácuo, estes foram analisados usando um ultrassom C-san (NDT Systems, modelo Raptor), com transdutor de 2.25 MHz (0.5 polegadas) e água com detergente como meio de acoplamento.

A densidade de cada laminado foi determinada segundo a norma ASTM D792. As frações volumétricas dos constituintes (fibra (V_F), aramida (V_{F_K}), vidro-R (V_{F_G}), matriz (V_M), e vazios (V_v)) foram determinadas de acordo com a norma ASTM D3171, procedimento A, realizando a digestão da matriz com ácido nítrico, à temperatura de 65 ± 3 °C por ≈ 6 h. Para os laminados híbridos, as fibras de vidro e aramida são manualmente separadas após a digestão da matriz e determinadas as massas de cada tipo de fibra. As frações volumétricas dos constituintes para os laminados somente com fibras de vidro também foram determinadas de acordo com a norma ASTM D3171, porém pela degradação térmica da matriz usando uma mufla a ≈ 600 °C por 6 h.

Todos os tecidos secos (aramida, vidro-R e vidro-S2) foram ensaiados sob compressão em uma máquina de teste Universal Instron 3382 com placas circulares. A distância entre as

placas simulou a espessura final obtida nos laminados, portanto, foi obtida uma correlação entre a carga de compressão e a fração do volume da fibra (V_f) obtida pela Equação (6),

$$V_f = \frac{1}{t} \left(\frac{N_l S_f}{\rho_f} \right) \quad (6)$$

onde: V_f = fração volumétrica de fibras; N_l = número de camadas de tecido; S_f = gramatura do tecido [g/m^2]; t = espessura final do laminado [m]; ρ_f = densidade das fibras [g/m^3].

O ensaio começa com o empilhamento de camadas entre as placas posicionadas a 23 mm de distância (Figura 23a), seguido pelo deslocamento da placa superior em direção à inferior, registrando a carga para obter a espessura necessária para atingir a fração volumétrica de fibra desejada. A espessura t é igual aos 22 mm iniciais menos o deslocamento registrado.

Esse ensaio indica a compressibilidade dos tecidos, uma indicação da facilidade para compactá-lo. As curvas de carga *versus* V_f de cada tipo de tecido podem ser visualizadas na Figura 23b. Analisando o tecido de aramida com 12 camadas (linha laranja) em comparação ao tecido de vidro-S2 com 18 camadas (linha cinza), o de vidro-S2 apresenta menor capacidade de compactação até atingir o valor de 68% de V_f (limite para laminados por infusão a vácuo). Para atingir um V_f de 60% com tecidos de vidro-S2 é necessária uma carga maior do que quando se utiliza o tecido de aramida. Para 5 camadas de aramida e vidro-R (linhas verde e azul, respectivamente), o tecido de vidro-R apresentou menor compactação, isto é, para um mesmo teor de fibras é necessária uma maior compressão. Portanto, os tecidos de vidro apresentaram menor capacidade de compactação que o tecido de aramida. Consequentemente, quando processados por infusão a vácuo e mantendo os mesmos parâmetros de processamento (pressão), os laminados finais tendem a apresentar frações volumétricas de fibras diferentes, os laminados de vidro com menor teor de fibras comparado aos laminados de aramida.

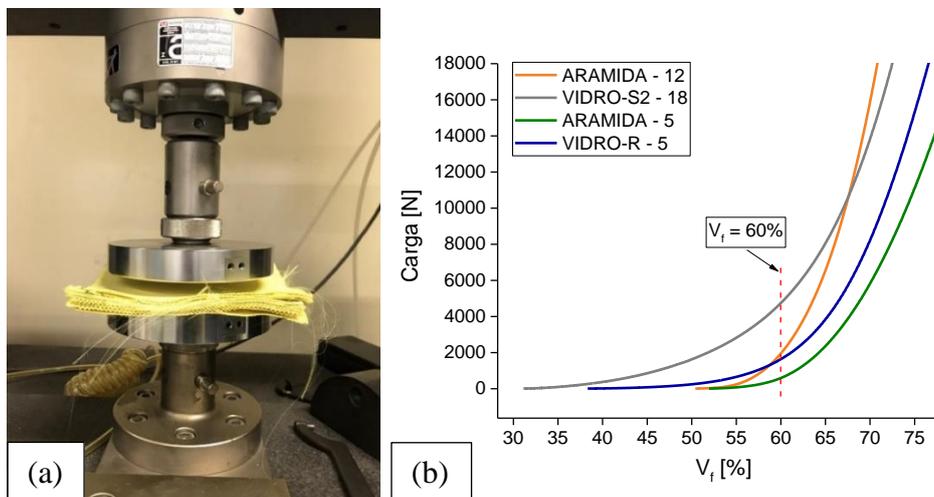


Figura 23 – (a) Ensaio de compressão dos tecidos; (b) curvas de carga *versus* V_f esperado.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA (ARTIGO I)

Ensaaios quase estáticos mecânicos de tração, flexão, compressão e *short beam* foram realizados nos compósitos de 5 camadas (ARTIGO I). Ensaaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039 e cinco amostras (formato retangular de 25 mm × 250 mm) de cada material foram testadas até a sua ruptura a uma velocidade de 2 mm/min. As deformações longitudinais e transversais foram obtidas utilizando vídeo extensômetro na máquina de ensaios, na Figura 24a podem ser vistas as marcações utilizadas para determinar as deformações durante o ensaio.

Ensaaios de compressão, de acordo com a norma ASTM D6641, foram realizados em oito amostras com 140 mm × 12,7 mm de cada compósito, com uma velocidade de 1,3 mm/min (vide Figura 24b). Os ensaios de *short beam* (Figura 24c) foram realizados de acordo com a norma ASTM D2344, utilizando uma distância entre os suportes 12 mm, a uma velocidade de 1 mm/min e com amostras com dimensões de 18 mm de comprimento e 6 mm de largura. Doze amostras de cada compósito foram ensaiadas, sendo estas retiradas de áreas diferentes da placa para monitorar a qualidade da manufatura.

Ensaaios de flexão em três pontos foram realizados segundo a norma ASTM D7264 (Figura 24d) com 5 amostras de cada compósito com dimensões de 127 mm × 12,7 mm ensaiadas a uma velocidade de 1 mm/min com uma distância entre os suportes de 48 mm, até a deformação de flexão de 5% ou até sua ruptura.

Todos os ensaios foram realizados utilizando uma máquina de ensaio universal Instron modelo 3382. Os dados das propriedades mecânicas foram submetidos à normalidade e homogeneidade dos testes de variância antes da aplicação das análises de variância única (ANOVA), com rejeição da hipótese nula, depois a média do teste pelo método LSD de Fisher com 5% de significância.

Utilizando o software *Autodesk Helius*[®] 2016 e as propriedades dos laminados puros de aramida e vidro-R que foram determinadas experimentalmente, foi possível estimar algumas propriedades analiticamente (através da teoria clássica dos laminados) dos laminados híbridos de 5 camadas modificando a sequência de empilhamento e quantidade de camadas de cada tipo de fibras. Comparando as propriedades obtidas analiticamente e experimentalmente, é possível verificar se há um efeito de hibridização positivo ou negativo com a combinação de reforços utilizados.

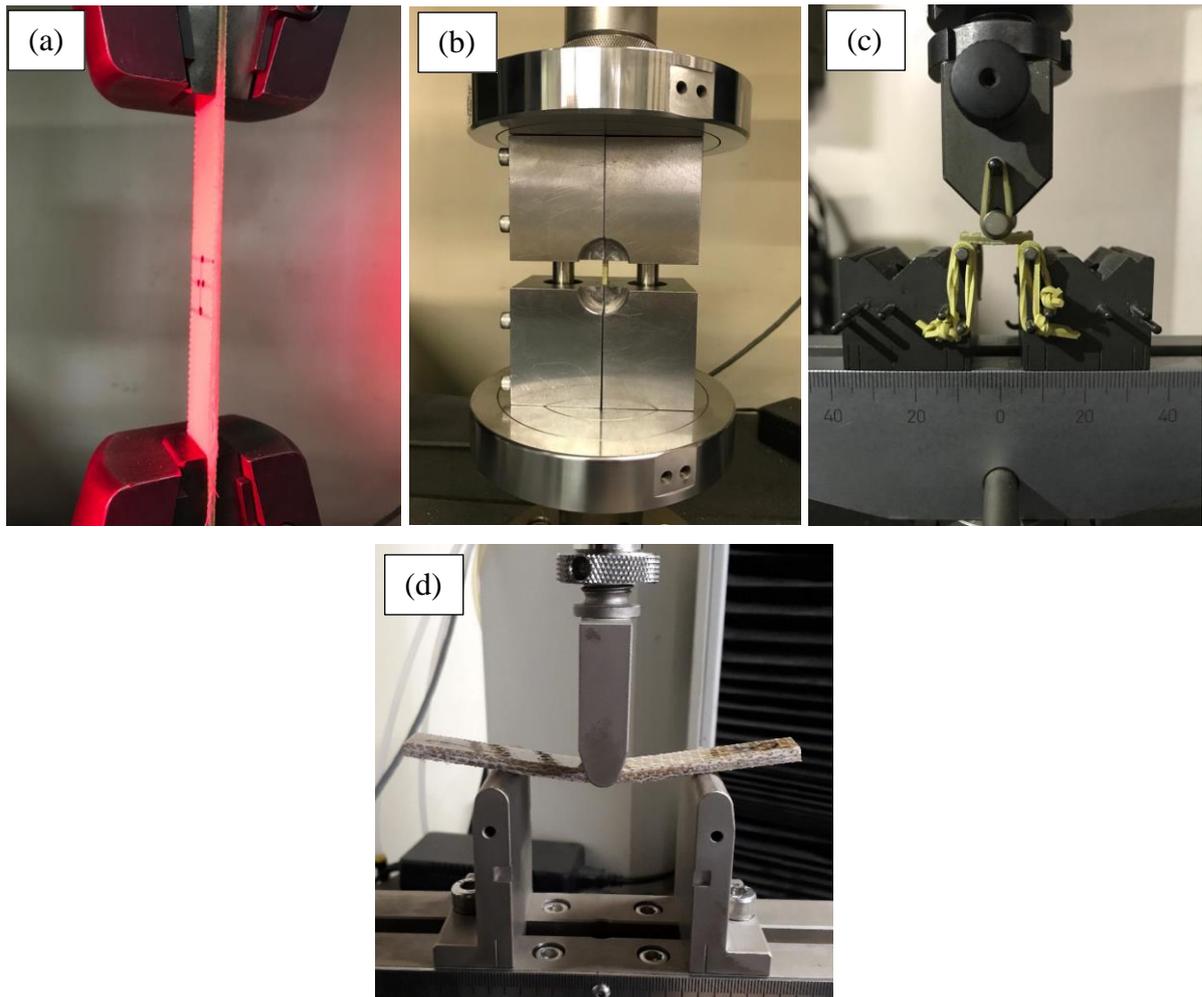


Figura 24 - a) Ensaio de tração; b) Ensaio de compressão; c) Ensaio short beam; d) Ensaio de flexão 3 pontos.

4.6 ENSAIO BALÍSTICO – IMPACTO DE ALTA VELOCIDADE (ARTIGO II)

Ensaio balístico foram realizados no *Banco Nazionale di Prova*, Itália, nos compósitos de 12 e 18 camadas com o projétil .357 Magnum FMJ (Figura 25b), com núcleo de chumbo e jaqueta de cobre, massa nominal de 10,2 g e velocidade de 430 ± 10 m/s, de acordo com a classe FB3 da norma europeia EN 1522, com uma distância de tiro de 5 m. O sistema utilizado para os ensaios está esquematizado na Figura 25a. As velocidades iniciais e residuais dos projéteis foram medidas por sensores óticos conectados a um sistema de aquisição de dados.

As amostras possuíam formato quadrangular de 270 mm \times 270 mm com 4 furos de 12 mm de diâmetro para fixação no suporte durante o ensaio. Foram realizados impactos a diferentes velocidades iniciais, de 160 – 550 m/s, para construção da curva balística para os compósitos K₁₂, [G₁K]₆, K₆G₁₆, G₁₆K₆, G₁₁₂ e G₁₁₈, seis amostras de cada família. Os compósitos

GI₃K₉ e GI₉K₃ foram utilizados apenas para determinar velocidades residuais, e somente duas amostras de cada foram ensaiadas, a uma velocidade inicial de ≈ 430 m/s.

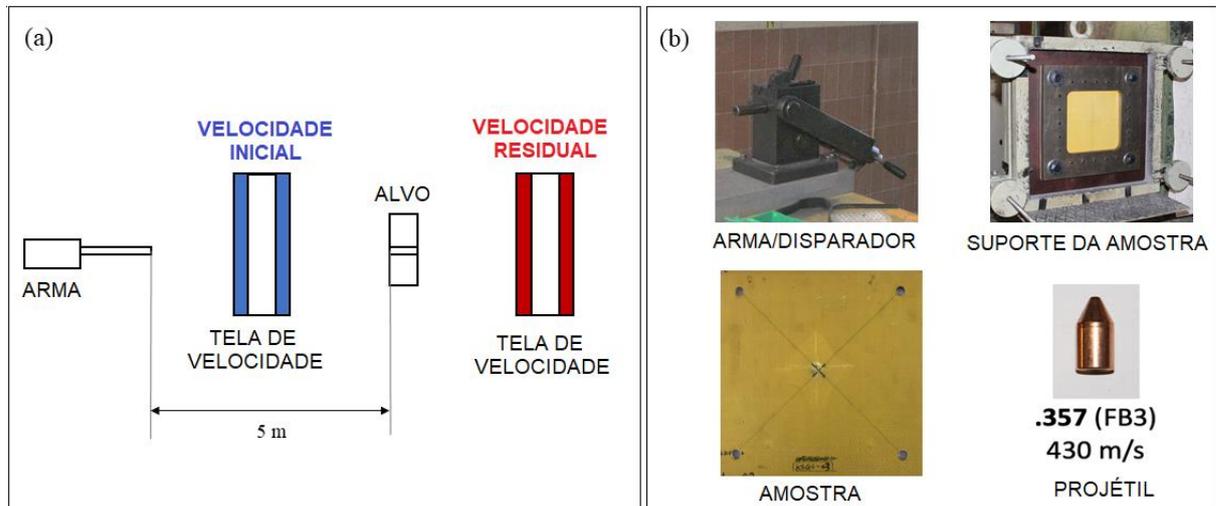


Figura 25 – (a) Sistema utilizado para os testes balísticos; (b) projétil .357 Magnum FMJ e aparatos do teste.

As energias absorvidas (E_{abs}) de todas as amostras submetidas a impactos balísticos foram determinadas de acordo com a equação (7),

$$E_{abs} = \frac{1}{2} m_p (V_0^2 - V_{res}^2) \quad (7)$$

onde: V_0 é a velocidade de impacto, V_{res} velocidade residual e m_p é a massa do projétil (10,2 g).

O limite balístico (V_{BL}) é considerado uma velocidade estatística na qual 50% dos projéteis que impactam os alvos perfuram totalmente os painéis testados e 50% dos projéteis que impactam os alvos são retidos pelo painel. Os dados experimentais balísticos foram ajustados usando o modelo de Jonas-Lambert (FERRITER, *et al.*, 2005) de acordo com a Equação (8):

$$V_{res} = \begin{cases} 0 & \text{if } 0 < V_i \leq V_{BL} \\ k^p \sqrt{V_0^p - V_{BL}^p} & \text{if } V_0 > V_{BL} \end{cases} \quad (8)$$

onde: V_0 é a velocidade inicial do projétil, V_{BL} é a velocidade de limite balístico, k e p são parâmetros balísticos de Jonas-Lambert. Para projéteis rígidos não-deformáveis, a potência p é igual a 2 e a Equação (8) é conhecida como modelo Recht-Ipson. No presente trabalho,

observou-se que o projétil se deforma durante o impacto com os painéis compósitos laminados, portanto, p , k , V_{BL} e R^2 (*R-Square*) para cada material foram determinados para a construção da curva balística dos laminados.

As áreas de dano dos compósitos foram determinadas usando fotografias (câmera de 12 megapixels) da frente e de trás das placas usando o software *Image J*. Em algumas placas impactadas, foi realizado teste não-destrutivo para avaliar a área de dano pós-impacto, usando inspeção por Ultrassom C-scan (equipamento NDT Systems, modelo Raptor), com transdutor de 2.25 MHz (0.5 polegadas) e como meio de acoplamento água com sabão.

Para realizar a análise dos danos gerados pelos impactos balísticos dos projéteis .357 Magnum FMJ, as placas balísticas foram cortadas na área de dano em duas metades, e apenas uma das partes foi analisada. As metades das placas foram analisadas ao longo da sua seção transversal para capturar a extensão do dano. Essas análises foram realizadas por imagens obtidas de um microscópio digital.

4.7 ENSAIO DE INDENTAÇÃO QUASE ESTÁTICA - QSI (ARTIGO III)

Os ensaios de indentação foram realizados de acordo com ASTM D6264, em uma máquina universal de ensaios (Instron) com capacidade de carga de 100 kN. O aparato de estrutura de teste utilizado nos testes QSI é mostrado na Figura 26. A velocidade de teste do penetrador foi ajustada para 1,25 mm/min (carga e descarga), até 13 mm de deslocamento. Três amostras de teste (150 mm × 150 mm) para cada configuração (8 laminados) foram testadas experimentalmente e seus valores médios registrados com desvios padrão. Inicialmente, as amostras foram colocadas entre duas placas planas de aço com um recorte circular ($\phi = 125$ mm), sendo então submetidos a carregamento concentrado ao longo da direção fora do plano usando um indentador hemisférico ($\phi = 16$ mm) no meio da amostra. Após os ensaios, foram avaliados os danos no plano para cada sequência de empilhamento, indicando os tipos de falhas.

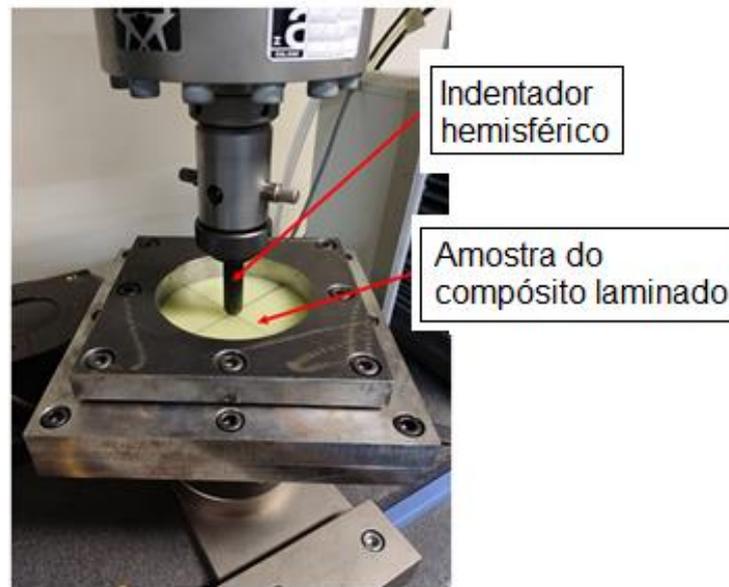


Figura 26 – Ensaio de QSI.

4.8 ENSAIOS MECÂNICOS E DINÂMICO MECÂNICOS (ARTIGO III)

Os ensaios de flexão foram realizados de acordo com ASTM D7264 (teste de flexão de três pontos), usando cinco corpos de prova (dimensões: 150 mm × 13 mm) para cada laminado, a uma velocidade de 1,0 mm/min (até a falha ou 5% de deformação) e relação de *span*:espessura de 32:1 (≈ 128 mm).

Ensaio *short beam* (cisalhamento interlaminar) foram realizados de acordo com ASTM D2344 a 1 mm/min, utilizando relação *span*:espessura de 4:1 e com 10 corpos de prova (24 mm × 8 mm) para cada laminado. Os ensaios de *short beam* foram realizados em uma máquina de ensaio universal Instron modelo 3382 com capacidade de carga de 5 kN.

Ensaio dinâmico-mecânico (DMA) foram realizados para a resina epóxi e as oito sequências de empilhamento (Figura 22) conforme norma ASTM D7028. As dimensões das amostras de DMA são 60 × 12 × ≈ 4 mm (comprimento, largura e espessura, respectivamente). As análises de DMA foram realizadas em equipamento da TA instruments, modelo 2980, operando com suporte *dual-cantilever*, com amplitude de deformação de 0,1%, frequência de 10 Hz (CHINNASAMY; PAVAYEE, 2020; RANGARAJ *et al.*, 2017), aumento de 3 °C/min (CHINNASAMY; PAVAYEE, 2020; RANGARAJ *et al.*, 2017) e entre a temperatura de 30°C e 160 °C. Módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E''), tan delta ($\tan \delta$) e temperatura de transição vítrea foram determinados.

A eficácia do reforço foi avaliada para cada laminado por um coeficiente C, mostrado na Equação (9) (POTHAN *et al.*, 2003):

$$C = \frac{(E'_g/E'_r)_{compósito}}{(E'_g/E'_r)_{resina}} \quad (9)$$

onde: E'_g e E'_r são os valores dos módulos de armazenamento da região vítrea (em 40 °C) e elastomérica (em 150 °C).

A eficiência do reforço para cada laminado também foi quantificada em termos do chamado fator de adesão (A) (ORNAGHI *et al.*, 2020). O parâmetro A é calculado através da Equação (10) (CORREA *et al.*, 2007).

$$A = \frac{1}{1-V_f} \frac{\tan \delta_c}{\tan \delta_p} \quad (10)$$

onde: V_f é o teor volumétrico de fibras, e $\tan \delta_c$ e $\tan \delta_p$ são os valores relativos de amortecimento (*damping*) para o compósito e polímero (resina epóxi), respectivamente.

5 ARTIGO I

ARTIGO I: da Silva, A.A.X.; Souza, J.A.; Manes, A.; Amico, S. C. *In-plane permeability and mechanical properties of r-glass/aramid hybrid composites*. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, p. 4484–4492, 2020.

<https://doi.org/10.1007/s11665-020-04944-1>

6 ARTIGO II

ARTIGO II: da Silva, A.A.X.; Scazzosi, R.; Manes, A.; Amico, S.C. *High-velocity impact behavior of aramid/s2-glass interply hybrid laminates*. **Applied Composite Materials**, v. 28, p. 1899–1917, 2021.

<https://doi.org/10.1007/s10443-021-09946-3>

7 ARTIGO III

ARTIGO III: da Silva, A.A.X.; Silva, I.J.A.; Miranda, A.C.M.; Manes, A.; Amico, S.C..

Influence of hybridization on the mechanical and dynamic mechanical properties of aramid/S2-glass hybrid laminates, **Materials Today Communications**, v. 32, 104021, 2022.

<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104021>.

8 INTEGRAÇÃO ENTRE OS ARTIGOS

Durante o desenvolvimento desta tese de Doutorado, foram desenvolvidos e publicados três artigos científicos, com pesquisas originais, em revistas de impacto na área de materiais poliméricos e materiais compósitos. Outros trabalhos também foram publicados e apresentados em congressos utilizando os resultados obtidos.

O ARTIGO I foi publicado na revista *Journal of Materials Engineering and Performance*, com o título: ***In-plane Permeability and Mechanical Properties of R-Glass/Aramid Hybrid Composites***. Neste primeiro artigo, o objetivo principal foi avaliar o efeito da hibridização nas propriedades mecânicas dos laminados híbridos de vidro-R/aramida/epóxi, e no processamento por infusão a vácuo, avaliando a permeabilidade aparente das sequências de empilhamento utilizadas. Cinco diferentes laminados foram fabricados, dois monolíticos e três híbridos.

O ARTIGO II foi publicado na revista *Applied Composite Materials*, relacionado ao comportamento balístico dos laminados híbridos fabricados, e intitulado: ***High-Velocity Impact Behavior of Aramid/S2-Glass Interply Hybrid Laminates***. Foram avaliados laminados híbridos de aramida/vidro-S2/epóxi fabricados por infusão a vácuo em impactos de alta velocidade (testes balísticos). Oito laminados diferentes foram fabricados, cinco híbridos e três monolíticos. O objetivo principal foi avaliar o efeito da hibridização e da sequência de empilhamento nos impactos de alta velocidade, determinando a capacidade de absorção de energia, a velocidade limite balística por curvas balísticas, e a propagação e extensão dos danos pós-impacto de cada laminado.

O ARTIGO III foi publicado na revista *Materials Today Communications*, com o título: ***Influence of Hybridization on the Mechanical and Dynamic Mechanical Properties of Aramid/S2-Glass Hybrid Laminates***. Para este, foram fabricados por infusão a vácuo oito diferentes laminados de aramida/vidro-S2/epóxi, mantendo a espessura final, sendo seis híbridos e dois monolíticos. Os ensaios realizados foram de flexão, cisalhamento interlaminar (*short beam*), indentação quase estática (QSI), além de análise dinâmico-mecânica (DMA). Alguns trabalhos na literatura apresentaram correlações para ensaios de QSI e impactos de baixa velocidade (*drop weight*) com boas aproximações dos comportamentos de cada curva e dos danos de cada ensaio. Por isso, o ensaio de QSI foi considerado uma alternativa para avaliar o efeito da hibridização e da sequência de empilhamento dos laminados híbridos referente a sua capacidade de absorção de energia e resistência à penetração. Além de avaliar os efeitos da

hibridização e da sequência de empilhamento nas propriedades mecânicas de flexão, *short beam*, DMA e QSI, objetivou-se correlacionar as propriedades desses ensaios.

Além desses três artigos científicos, outros foram publicados em parceria com a *Politécnico de Milano*, sendo co-autores o professor Andrea Manes e sua equipe, focando principalmente na análise numérica do comportamento dos laminados híbridos de aramida/vidro-S2/epóxi em impactos de alta (balísticos) e baixa velocidade (*drop weight*).

O objetivo inicial do doutorado como um todo foi definir os parâmetros de processamento por infusão a vácuo para a fabricação dos laminados híbridos de aramida/vidro/epóxi. Em trabalhos anteriores (Nunes, 2018), o processo de infusão a vácuo de laminados espessos de aramida/epóxi já tinha sido estudado e validado, porém altos teores de vazios foram obtidos ($\approx 14\%$), justificado pela baixa permeabilidade dos tecidos de fibras de aramida utilizados. Como já é conhecido, as fibras de vidro possuem uma boa permeabilidade, e as fibras de vidro de alto desempenho, como a fibra de vidro-R, vidro-S e vidro-S2, são utilizadas em componentes para blindagem balística. Portanto, a combinação das fibras de aramida com as fibras de vidro de alto desempenho iria contribuir para o processamento dos laminados por infusão a vácuo, melhorando a permeabilidade durante a infiltração da resina, e as perdas em relação à capacidade de absorção de energia, principal característica das fibras de aramida, não seriam tão intensas por serem substituídas/combinadas por outras que já são utilizadas para o mesmo tipo de aplicação, ou ainda poderiam gerar um efeito sinérgico aumentando a capacidade de absorção de energia.

Os resultados mostraram que com a hibridização dos laminados de aramida com vidro-R houve uma melhora na qualidade final dos laminados, com uma redução nos teores de vazios, uma boa homogeneidade (em análises de ultrassom C-scan) foi obtida e ocorreu uma redução no tempo de processamento por infusão a vácuo. Os laminados híbridos (KGKGK e KG₃K) exibiram maiores valores de permeabilidade aparente no plano quando comparado com os dois laminados puros (K₅ e G₅), exibindo um efeito híbrido positivo. E ainda, as propriedades mecânicas (tração, flexão, compressão e *short beam*) dos compósitos híbridos apresentaram valores maiores quando comparado com o compósito puro de aramida, melhorando sua capacidade de suporte de cargas.

Assim, a próxima etapa seria avaliar os laminados híbridos em carregamentos de impactos balísticos, para verificar o efeito da hibridização com fibras de vidro na capacidade de absorção de energia dos laminados. Os laminados de vidro-S2/aramida/epóxi produzidos por infusão a vácuo apresentaram teores de vazios menores que os de laminados de aramida/epóxi. A densidade de área do laminado mostrou ter maior influência na resposta final ao impacto

balístico do que a espessura. Para densidades de área semelhantes, o laminado de vidro-S2 puro apresentou maior absorção de energia, com espessura 35% menor que o laminado de aramida puro, mas com velocidade limite balística (V_{BL}) similar.

O efeito da sequência de empilhamento (*lay-up*) foi analisado para três híbridos ($[G/K]_6$, $[K_6G]_6$ e $[G_6K_6]$). A energia absorvida foi 14% maior quando a superfície impactada foi de aramida, K_6G_6 , mas o V_{BL} foi menor comparado ao $[G/K]_6$ e $[G_6K_6]$. Isso ratifica a importância da determinação da velocidade limite balística ao comparar o desempenho dos componentes para proteção balística, ou seja, resultados isolados de absorção de energia podem levar a conclusões equivocadas. Além disso, o laminado pode ser capaz de absorver uma grande quantidade de energia em impacto de alta velocidade por diferentes mecanismos, mas a capacidade de reter o projétil a uma determinada velocidade não está diretamente relacionada.

Em relação aos mecanismos de absorção de energia através da espessura, pode ser identificado duas regiões com mecanismos diferentes (Figura 27), a primeira (na fase inicial do impacto) pode ser definida como a região onde carregamentos de cisalhamento das fibras estão presentes (região de *shear*). A segunda começa a ficar definida na região onde o projétil já penetrou no laminado devido ao cisalhamento das fibras nas camadas iniciais e o restante das camadas começam a sofrer esforços de flexão (região de flexão).



Figura 27 – Regiões de cisalhamento e flexão durante a penetração/retenção do projétil

O laminado híbrido G_3K_9 apresentou um efeito híbrido positivo, com maior absorção de energia (190 J) que o laminado K_{12} puro (177 J), mesmo tendo menor espessura e densidade de área. A combinação das fibras de vidro-S2 na superfície de impacto, região onde a sollicitação por cisalhamento é maior, com fibras de aramida nas camadas posteriores, região onde a sollicitação de flexão é maior, permitiu um efeito sinérgico aumentando a capacidade de

absorção de energia. Determinar a região limite de cisalhamento é importante para definir a espessura, a quantidade de camadas, que deve ser utilizada na superfície de impacto com fibras mais rígidas e resistentes ao cisalhamento na fabricação das blindagens híbridas, para não perder a capacidade de absorção de energia e retenção do projétil realizada pelo mecanismos da segunda região mais solicitada por flexão, onde as fibras de aramida são mais eficientes, por apresentarem uma maior deformabilidade e uma alta resistência a tração. Portanto, analisando os resultados, o limite de utilização de camadas de fibras de vidro-S2 na superfície de impacto fica em aproximadamente 3 a 4 lâminas de tecido (1-1,2 mm de espessura), mantendo as mesmas somente na região de cisalhamento durante a penetração do projétil. Com as outras 9 camadas de fibras de aramida na região de flexão, para garantir a capacidade de deformação por flexão e retenção do projétil. Quando as camadas de fibras de vidro-S2 na superfície de impacto foram aumentadas para 6 camadas ([G₆K₆]) a eficiência da hibridização foi reduzida, consequentemente uma menor capacidade de absorção de energia foi observada.

Ainda com no ARTIGO II, há a possibilidade de que a hibridização pode trazer um benefício adicional de prolongar a vida útil da proteção, pois espera-se que as fibras de vidro-S2 na superfície externa dos laminados híbridos protejam as fibras de aramida da luz ultravioleta e do contato com a água, o que acaba degradando o material e perdendo propriedades. E, com base nos resultados obtidos, a hibridização da aramida com o vidro-S2 levou a uma fabricação mais fácil por infusão a vácuo, e maior capacidade de absorção de impacto com redução de peso e capacidade de suporte de carga mantida, portanto pode levar a uma aplicação otimizada em compósitos rígidos.

Por fim, o ARTIGO III avaliou laminados híbridos de aramida/vidro-S2/epóxi em impactos de baixa velocidade. Como conclusão, novamente os laminados de aramida/vidro S2/epóxi foram obtidos com sucesso por infusão a vácuo e a hibridização melhorou a qualidade final dos compósitos, com redução do teor de vazios para os híbridos em comparação com a aramida pura. Homogeneidade adequada (distribuição de resina) foi alcançada para todos os laminados, e a sequência de empilhamento afetou a homogeneidade e o teor dos constituintes.

A hibridização trouxe um efeito híbrido positivo na absorção de energia e força máxima (em testes de indentação). Os laminados híbridos assimétricos, [G₆K₅] e [G₈K₄], com vidro-S2 na superfície de indentação, exibiram E_{abs} e F_{max} maiores (54,83 J e 9,86 kN, 52,07 J e 9,46 kN, respectivamente) que os laminados puros, [K]_{4S} e [G]_{8S} (45,81 J e 8,61 kN, 41,38 J e 5,90 kN, respectivamente). Em relação às cargas de indentação, o empilhamento assimétrico com fibras de vidro-S2 na superfície de carregamento e fibras de aramida (mais dúcteis e resistentes) na superfície traseira (ou seja, G₆K₅, G₈K₄ e G₁₀K₃) aumentaram a capacidade de absorção de

energia e resistência à penetração em comparação aos empilhamentos simétricos. Ou seja, a combinação de maior resistência à compressão e cisalhamento das camadas superiores de vidro S2 (até a linha neutra do laminado) com a deformabilidade das camadas inferiores de aramida permitiu um efeito sinérgico.

O efeito da sequência de empilhamento também mostrou influência na flexão, resistência *short beam* e propriedades mecânicas dinâmicas (especialmente módulos de armazenamento e perda). Por exemplo, o laminado híbrido $[G_2K]_{2S}$ apresentou o maior módulo de flexão (24,97 GPa), semelhante ao $[G]_{8S}$ puro, enquanto o $[K_2G_4]_S$, com o mesmo número de camadas de aramida e vidro-S2, exibiu o menor módulo (17,17 GPa) entre os híbridos.

Para os laminados híbridos de aramida/vidro-S2 estudados, não foi observada correlação entre propriedades mecânicas (de flexão, *short beam* e DMA usual) e propriedades de impacto (energia absorvida e força máxima). Apenas o fator de adesão A do DMA apresentou potencial correlação com a dissipação de energia.

Ao todo, a hibridização da aramida com o vidro-S2 levou a uma fabricação mais fácil por infusão a vácuo e promoveu propriedades gerais de flexão, *short beam* e capacidade de absorção de energia e, portanto, pode levar a uma aplicação otimizada em compósitos rígidos.

9 CONCLUSÕES

Diferentes tipos de laminados de aramida/vidro/epóxi foram fabricados e avaliados em diferentes tipos de carregamentos mecânicos, de impacto e também em relação a propriedades físicas, como densidade, teor dos constituintes, compressibilidade dos tecidos, análise não destrutivas (ultrassom), microestrutura e permeabilidade no plano. Com base nos resultados obtidos, pode-se concluir:

Laminados de vidro-R/Aramida/Epóxi – Artigo I

Os tecidos de vidro-R atuaram como camadas promotoras de fluxo quando intercalados com tecidos de aramida (Kevlar). A inclusão de uma única camada de vidro-R aumentou em 40% o valor da permeabilidade aparente comparado com o empilhamento somente com aramida original. Curiosamente, alguns reforços híbridos de vidro-R/aramida apresentaram um efeito híbrido sinérgico, com maior permeabilidade que os reforços puros, o que foi associado ao fluxo de resina nas camadas do tecido vidro-R e na interface entre camadas, diminuindo o tempo de processamento. Foi encontrada maior homogeneidade nos compósitos laminados híbridos, com menos áreas acumuladas com resina que o laminado de aramida puro, e a quantidade de vazios foi reduzida, indicando também uma melhora no laminado final.

Com o aumento no número de camadas de fibra de vidro-R, houve aumento na rigidez e uma diminuição na deformação máxima e no coeficiente de Poisson. No caso de resistência à tração, uma camada de vidro-R não foi suficiente para superar a resistência do compósito de aramida puro. No entanto, com um aumento adicional nas camadas de vidro-R, houve um aumento na resistência. As resistências à compressão, flexão e *short beam* apresentaram os maiores valores para o puro G₅ e os menores para o puro K₅.

Ao todo, pode-se concluir que houve uma melhoria na qualidade do compósito e no desempenho mecânico quando os compósitos de aramida foram hibridizados com vidro-R. Portanto, para algumas aplicações, o uso de híbridos de aramida/vidro-R seria mais interessante que compósitos com um único tipo de reforço.

Laminados de vidro-S2/Aramida/Epóxi – Artigo II

A hibridação melhorou a qualidade final dos compósitos produzidos por infusão a vácuo, com uma redução em V_v%. Com três camadas de vidro-S2, o híbrido G₃K₉ foi o único que exibiu um efeito híbrido positivo, e apresentou maior absorção de energia com menor espessura e densidade de área que o puro K₁₂. A capacidade de absorção de energia dos

laminados está associada à densidade da área e não a espessura final dos laminados, para densidades de área semelhantes (K_{12} e G_{18}), o laminado de vidro-S2 puro exibiu maior absorção de energia, com menor espessura (35% menor), e ainda, ambos apresentaram V_{BL} muito próximas.

Os híbridos K_6G_6 e $[GK]_6$ apresentaram valores semelhantes de energia absorvida sendo o K_6G_6 (a superfície de impacto nas camadas de aramida) 14% maior que o G_6K_6 , portanto a sequência de empilhamento teve pouco influência nos resultados de absorção de energia de alta velocidade. Em relação às velocidades de limite balísticos dos laminados híbridos, $[GK]_6$, K_6G_6 e G_6K_6 , os híbridos $[GK]_6$ e G_6K_6 , onde o impacto é realizado na superfície com fibras de vidro-S2, exibiram um maior limite balístico (≈ 242 m/s), levemente superior que o G_6K_6 (235,25 m/s), mas sem diferenças significativas. O pequeno aumento no limite balístico pode ser devido às camadas de vidro-S2 possuírem uma maior dureza, rigidez e resistência, reduzirem o poder de penetração do projétil no laminado.

Para os laminados puros, mecanismos de absorção de energia semelhantes foram observados durante os impactos de alta velocidade em que ocorreu a perfuração completa dos laminados. Porém, quando essa velocidade foi reduzida, o projétil foi retido pelos alvos, e mecanismos diferentes foram observados. No laminado K_{12} , o projétil ficou encrustado dentro do laminado durante a penetração, que indica um dos mecanismos de absorção de energia de laminados de aramida. O projétil foi ricocheteado pelos laminados de vidro-S2, devido sua maior rigidez, resistência à compressão e à flexão não foi observado flexão e abaulamento na face traseira como observado no laminado de aramida, somente o primeiro estágio de compressão das fibras, delaminação e ruptura da matriz foram exibidos. Ambos os laminados puros de aramida e vidro-S2 apresentaram limites balísticos próximos, que indicam que mesmo com mecanismos de absorção de energia distintos, há uma capacidade de desempenho balístico semelhante.

Para os laminados híbridos impactados a ≈ 430 m/s na superfície com fibras de vidro-S2, G_3K_9 , G_6K_6 e G_9K_3 , é possível observar os mesmos mecanismos de absorção de energia que foram exibidos pelos laminados puros. Os laminados híbridos, quando não foram perfurados, apresentaram uma combinação de mecanismos de absorção de energia dos laminados puros K_{12} e G_{18} . Porém, todos apresentaram características mais semelhantes aos laminados com fibras de vidro-S2, com uma maior dissipação de energia devido a compressão das fibras e delaminação das camadas, evitando uma maior penetração do projétil no laminado.

Ocorrer somente a penetração parcial, o que foi observado para os laminados híbridos e de vidro-S2 pode ser interessante devido aos menores danos observados, mantendo a estrutura

com maior capacidade de absorção de energia por mais tempo. Finalmente, os resultados mostraram que a hibridização da aramida com vidro-S2 pode aumentar a capacidade de absorção de impacto, com uma redução de peso, otimizando sua aplicação em armaduras de compósito rígido.

Laminados de vidro-S2/Aramida/Epóxi – Artigo III

Os laminados de aramida/vidro-S2/epóxi foram obtidos com sucesso por infusão a vácuo e a hibridização melhorou a qualidade final dos compósitos, com redução do índice de vazios para os híbridos em comparação com a aramida pura. Homogeneidade adequada (distribuição de resina) foi alcançada para todos os laminados, mas a sequência de empilhamento afetou a homogeneidade e o conteúdo de constituintes.

A hibridização trouxe um efeito híbrido positivo na absorção de energia e na resistência a penetração (em testes de indentação). Os laminados híbridos assimétricos, [G₆K₅] e [G₈K₄], com vidro-S2 na superfície de indentação, exibiram E_{abs} e F_{max} maiores do que os laminados puros, [K]_{4S} e [G]_{8S}. Em relação às cargas de indentação, o empilhamento assimétrico com fibras de vidro-S2 na superfície de carregamento e fibras de aramida na superfície traseira (ou seja, G₆K₅, G₈K₄ e G₁₀K₃) aumentaram a capacidade de absorção de energia e resistência à penetração em comparação com as sequências de empilhamento simétricas ([K₂G₄]_S, [G₂K]_{2S} e [G₄K₂]_S), com fibras de vidro-S2 ou aramida nas superfícies externas. Ou seja, a combinação de maior resistência à compressão e cisalhamento das camadas superiores de vidro-S2 (até a linha neutra do laminado) com a deformabilidade das camadas inferiores de aramida permitiu um efeito sinérgico.

O efeito da sequência de empilhamento também mostrou influência na flexão, resistência *short beam* e nas propriedades mecânicas dinâmicas (principalmente nos módulos de armazenamento e perda). Para os laminados híbridos de aramida/vidro-S2 estudados, não foi observada correlação entre propriedades mecânicas (de flexão, feixe curto e DMA usual) e propriedades de impacto (energia absorvida e força máxima). Apenas o fator de adesão A do DMA apresentou potencial correlação com a dissipação de energia.

Ao todo, a hibridização da aramida com o vidro-S2 levou a uma fabricação mais fácil por infusão a vácuo e promoveu propriedades gerais de flexão, *short beam* e capacidade de absorção de energia e, portanto, pode levar a uma aplicação otimizada em compósitos rígidos.

10 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Verificar e analisar em maiores detalhes o laminado híbrido, Gl₃K₉, que apresentou comportamento promissor em relação a impactos de alta velocidade.
- Um novo processamento tem a possibilidade de ser introduzido para a fabricação de laminados em trabalho futuros, pois este apresentou resultados promissores em relação a redução de vazios, principalmente em laminados puros de aramida. O processo de fabricação é chamado de VAP[®] (*Vacuum Assisted Process*) e usa as propriedades de sistemas de membrana semi-permeáveis desenvolvidos para aplicar o efeito do vácuo em toda a superfície de um componente.
- Futuramente uma comparação dos resultados de QSI com os ensaios de impactos de baixa velocidade serão realizados e publicados, principalmente comparando o comportamento das curvas e danos gerados. Esse tipo de análise para compósitos híbridos está em aberto dentro da atual literatura.

REFERÊNCIAS

- ABTEW, M. A. *et al.* Ballistic impact mechanisms – A review on textiles and fibre-reinforced composites impact responses. *Composite Structures*, 2019
- ANSARI, M. M.; CHAKRABARTI, A.; IQBAL, M. A. An experimental and finite element investigation of the ballistic performance of laminated GFRP composite target. *Composites Part B: Engineering*, v. 125, p. 211–226, 2017.
- AOKI, Y.; SUEMASU, H.; ISHIKAWA, T. Damage propagation in CFRP laminates subjected to low velocity impact and static indentation. n. October 2014, p. 37–41, 2014.
- ARBTER, R. *et al.* Experimental determination of the permeability of textiles: A benchmark exercise. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 42, n. 9, p. 1157–1168, 2011.
- BANDARU, A. K. *et al.* Influence of hybridization on in-plane shear properties of 2D & 3D thermoplastic composites reinforced with kevlar/basalt fabrics. *Polymer Testing*, v. 61, p. 396–403, 2017.
- BANDARU, A. K.; VETIYATIL, L.; AHMAD, S. The effect of hybridization on the ballistic impact behavior of hybrid composite armors. *Composites Part B: Engineering*, v. 76, p. 300–319, 2015.
- BERK, B. *et al.* An experimental and numerical investigation on low velocity impact behavior of composite plates. *Journal of Composite Materials*, v. 50, n. 25, p. 3551–3559, 2016.
- BULUT, M.; ERKLIĞ, A. The investigation of quasi-static indentation effect on laminated hybrid composite plates. *Mechanics of Materials*, v. 117, n. February 2017, p. 225–234, 2018.
- BULUT, M.; ERKLIĞ, A.; YETER, E. Hybridization effects on quasi-static penetration resistance in fiber reinforced hybrid composite laminates. *Composites Part B: Engineering*, v. 98, p. 9–22, 2016.
- CAGLAR, B. *et al.* In-plane permeability distribution mapping of isotropic mats using flow front detection. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 113, p. 275–286, 2018.
- CARROLL, B. J. The Accurate Measurement of Contact Angle , Phase Contact Areas , Drop Volume , and Laplace Excess Pressure in Drop-on-Fiber Systems. *Journal of Colloid and Interface Science*, v. 57, n. 3, p. 488–495, 1976.
- CASTELLANO, A.; FRADDOSIO, A.; PICCIONI, M. D. Quantitative analysis of QSI and LVI damage in GFRP unidirectional composite laminates by a new ultrasonic approach. *Composites Part B: Engineering*, v. 151, n. March, p. 106–117, 2018.
- CHINNASAMY, V.; PAVAYEE, S. Characterization on thermal properties of glass fiber and kevlar fiber with modified epoxy hybrid. *Integrative Medicine Research*, v. 9, n. 3, p. 3158–3167, 2020.
- CORREA, C. A. C.; RAZZINO, C. A. R.; HAGE, E. Role of Maleated Coupling Agents on the

Interface Adhesion of OH. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, v. 20, p. 323–339, 2007.

DA SILVA, A. A. X. *et al.* In-plane Permeability and Mechanical Properties of R-Glass/Aramid Hybrid Composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 29, n. 7, p. 4484–4492, 2020.

FIDAN, S.; SNMAZÇELIK, T.; AVCU, E. Internal damage investigation of the impacted glass/glassaramid fiber reinforced composites by micro-computerized tomography. *NDT and E International*, v. 51, p. 1–7, 2012.

GAMA, B. A.; GILLESPIE, J. W. Punch shear based penetration model of ballistic impact of thick-section composites. *Composite Structures*, v. 86, n. 4, p. 356–369, 2008.

GILLESPIE, J. W.; MONIB, A. M.; CARLSSON, L. A. Damage Tolerance of Thick-section S-2 Glass Fabric Composites Subjected to Ballistic Impact Loading. *Journal of Composite Materials*, v. 37, n. 23, p. 2131–2147, 2003.

GRUJICIC, M. *et al.* A computational analysis of the ballistic performance of light-weight hybrid composite armors. *Applied Surface Science*, v. 253, n. 2, p. 730–745, 2006.

HONGKARNJANAKUL, N. *et al.* Permanent indentation characterization for low-velocity impact modelling using three-point bending test. *Journal of Composite Materials*, v. 48(20), p. 2441–2454, 2014.

HOSUR, M. V. *et al.* Performance of stitched/unstitched woven carbon/epoxy composites under high velocity impact loading. *Composite Structures*, v. 64, n. 3–4, p. 455–466, 2004.

HOSUR, M. V. *et al.* Studies on the repair of ballistic impact damaged S2-glass/vinyl ester laminates. *Composite Structures*, v. 61, n. 4, p. 281–290, 2003.

ISA, M. T. *et al.* Effect of fiber type and combinations on the mechanical, physical and thermal stability properties of polyester hybrid composites. *Composites Part B: Engineering*, v. 52, p. 217–223, 2013.

JACKSON, R.; JR, C. C.; USE, T. The Use of Impact Force as a Scale Parameter for the Impact Response of Composite Laminates. p. 282–289, 2021.

JESTHI, D. K. *et al.* Effect of carbon/glass fiber symmetric inter-ply sequence on mechanical properties of polymer matrix composites. *Procedia Manufacturing*, v. 20, p. 530–535, 2018.

KACZMAREK, H.; MAISON, S. Comparative Ultrasonic Analysis of Damage CFRP under Static Indentation and Low-Velocity Impact. *Composites Science and Technology*, v. 51, p. 11–26, 1994.

KANITKAR, Y. M.; KULKARNI, A. P.; WANGIKAR, K. S. Characterization of Glass Hybrid composite: A Review. *Materials Today: Proceedings*, v. 4, n. 9, p. 9627–9630, 2017.

KANNIVEL, S. *et al.* Low-velocity impact induced damage evaluation and its influence on the residual flexural behavior of glass/epoxy laminates hybridized with glass fillers. *Journal of*

Composites Science, v. 4, n. 3, 2020.

KATAYAMA, Y. New Method of Determining Contact Angle between Monofilament and Liquid. *Journal of Applied Polymer Science*, v. 19, p. 2897–2909, 1976.

KAZEMI, M. E. *et al.* A review on the hybrid titanium composite laminates (HTCLs) with focuses on surface treatments , fabrications , and mechanical properties. *Composites Part A*, v. 128, n. October 2019, p. 105679, 2020.

KIM, J. H. *et al.* Interfacial properties and permeability of three patterned glass fiber/epoxy composites by VARTM. *Composites Part B: Engineering*, v. 148, n. February 2017, p. 61–67, 2018.

KIM, J. K. *et al.* Effect of hybrid layers with different silane coupling agents on impact response of glass fabric reinforced vinylester matrix composites. *Polymer*, v. 42, n. 17, p. 7455–7460, 2001.

KUMARI, N. B. V. L. *et al.* ScienceDirect Performance Analysis of Ply Orientation in Composite Laminates. *Materials Today: Proceedings*, v. 5, n. 2, p. 5984–5992, 2018.

LEE, S. M.; ZAHUTA, P.; CORPORNRIOTI, C. Instrumented Impact and Static Indentation of Composites. *Journal of Composite Materials*, v. 25, p. 204-222, 1991.

LI, Y.; XIE, L.; MA, H. Permeability and mechanical properties of plant fiber reinforced hybrid composites. *Materials and Design*, v. 86, p. 313–320, 2015.

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. Composite structures under ballistic impact. *Composite Structures*, v. 66, n. 1–4, p. 579–590, 2004.

NAIK, N. K.; SIRISHA, M.; INANI, A. Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM. *Progress in Aerospace Sciences*, v. 65, p. 22–40, 2014.

NUNES, L. M.; PACIORNIK, S.; ALMEIDA, J. R. M. Evaluation of the damaged area of glass-fiber-reinforced epoxy-matrix composite materials submitted to ballistic impacts. *Composites Science and Technology*, v. 64, p. 945–954, 2004.

NUNES, S. G. *et al.* The effect of thickness on vacuum infusion processing of aramid/epoxy composites for ballistic application. *Journal of Composite Materials*, v. 53, n. 3, p. 383–391, 2019.

ORNAGHI, H. L. *et al.* Viscoelastic characteristics of carbon fiber-reinforced epoxy filament wound laminates. *Composites Communications*, v. 21, n. July, p. 100418, 2020.

PACH, J.; KUTEREK, E. Investigation of the Quasi-Static Penetration Resistance Behaviour of Carbon / Aramid Fibre-Reinforced PP Laminate. *Materials*, v. 14, n. 709, p. 1–17, 2021.

- PAGNONCELLI, M. *et al.* Mechanical and ballistic analysis of aramid/vinyl ester composites. *Journal of Composite Materials*, v. 52, n. 3, p. 289–299, 2018.
- PANDYA, K. S. *et al.* Ballistic impact behavior of hybrid composites. *Materials and Design*, v. 44, p. 128–135, 2013.
- PARDINI, L. C. Preformas para compósitos estruturais. *Polímeros*, v. 10, n. 2, p. 100–109, 2000.
- PIERCE, R. S.; FALZON, B. G.; THOMPSON, M. C. A multi-physics process model for simulating the manufacture of resin-infused composite aerostructures. *Composites Science and Technology*, v. 149, p. 269–279, 2017.
- 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.
- POTLURI, R.; SYAM DHEERAJ, R.; VITAL, G. V. V. N. G. Effect of stacking sequence on the mechanical & thermal properties of hybrid laminates. *Materials Today: Proceedings*, v. 5, n. 2, p. 5876–5885, 2018.
- PUTTEGOWDA, M. *et al.* *Potential of natural/synthetic hybrid composites for aerospace applications*. [S.l.]: Elsevier Ltd, 2018.
- RANDJBARAN, E. The Effects of Stacking Sequence Layers of Hybrid Composite Materials in Energy Absorption under the High Velocity Ballistic Impact Conditions: An Experimental Investigation. *Journal of Material Science & Engineering*, v. 02, n. 04, 2013.
- RANDJBARAN, E. *et al.* The Effects of Stacking Sequence Layers of Six Layers Composite Materials in Ballistic Energy Absorption. *International Journal of Material Science Innovations*, v.1, p. 293-305, 2013.
- RANGARAJ, R. *et al.* Dynamic Mechanical Properties and Glass Transition Temperature Analysis of Kevlar/Glass Fiber Epoxy Hybrid Composites. *Global Research and Development Journal for Engineering*, v. 2, n. 2, p. 12–16, 2017.
- REDDY, P. R. S. *et al.* Behavior of E-glass composite laminates under ballistic impact. *Materials and Design*, v. 84, p. 79–86, 2015.
- SEVKAT, E.; LIAW, B.; DELALE, F. Ballistic performance of hybrid and non-hybrid composite plates. *Journal of Strain Analysis*, v. 47, n. 7, p. 453–470, 2012.
- SONG, J. H. Pairing effect and tensile properties of laminated high-performance hybrid composites prepared using carbon/glass and carbon/aramid fibers. *Composites Part B: Engineering*, v. 79, p. 61–66, 2015.
- SRIVATHSAN, A. *et al.* Investigation on Mechanical Behavior of Woven Fabric Glass/Kevlar Hybrid Composite Laminates Made of Varying Fibre Inplane Orientation and Stacking Sequence. *Materials Today: Proceedings*, v. 4, n. 8, p. 8928–8937, 2017.
- TIRILLÒ, J. *et al.* High velocity impact behaviour of hybrid basalt-carbon/epoxy composites.

Composite Structures, v. 168, p. 305–312, 2017.

VERNET, N. *et al.* Experimental determination of the permeability of engineering textiles: Benchmark II. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 61, p. 172–184, 2014.

WAGIH, A. *et al.* A quasi-static indentation test to elucidate the sequence of damage events in low velocity impacts on composite laminates. *Composites: Part A*, v. 82, p. 180–189, 2016a.

WAGNER, D. H.; WIESEL, E.; GALLIS, H. E. Spreading of liquid droplets on cylindrical surfaces: accurate determination of contact angle. *Materials Research Society*, v. 170, p. 141–145, 1990.

WU, Z. *et al.* Low-velocity impact performance of hybrid 3D carbon / glass woven orthogonal composite: Experiment and simulation. *Composites Part B*, v. 196, n. November 2019, p. 108098, 2020.

YAHAYA, R. *et al.* Quasi-static penetration and ballistic properties of kenaf-aramid hybrid composites. *Materials and Design*, v. 63, p. 775–782, 2014.

YANG, S.; CHALIVENDRA, V. B.; KIM, Y. K. Fracture and impact characterization of novel auxetic Kevlar®/Epoxy laminated composites. *Composite Structures*, v. 168, p. 120–129, 2017.

YUN, M. *et al.* Stochastic modeling of through the thickness permeability variation in a fabric and its effect on void formation during Vacuum Assisted Resin Transfer Molding. *Composites Science and Technology*, v. 149, p. 100–107, 2017.

ZHANG, C.; RAO, Y.; LI, W. Low-velocity impact behavior of intralayer hybrid composites based on carbon and glass non-crimp fabric. *Composite Structures*, v. 234, n. 2999, p. 111713, 2020.