

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

LUCAS MOURA MONTENEGRO REIS

Fabricação, propriedades mecânicas e modo de falha de compósitos
tridimensionais reforçados através do método de costura

São Carlos

2023

LUCAS MOURA MONTENEGRO REIS

Fabricação, propriedades mecânicas e modo de falha de compósitos
tridimensionais reforçados através do método de costura

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação
em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade
de São Paulo, para obtenção de título de Mestre em
Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento,
Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Vera Lúcia Arantes

Versão corrigida

São Carlos
2023

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues
Fontes da EESC/USP

R375f	<p>Reis, Lucas Moura Montenegro Fabricação, propriedades mecânicas e modo de falha de compósitos tridimensionais reforçados através do método de costura / Lucas Moura Montenegro Reis; orientadora Vera Lúcia Arantes. -- São Carlos, 2023.</p> <p>Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2023.</p> <p>1. Compósitos 3D costurado. 2. Reforço através da espessura. 3. Propriedades mecânicas. 4. Modo de falha. I. Título.</p>
-------	--

Elaborado por Elena Luzia Palloni Gonçalves – CRB 8/4464

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **LUCAS MOURA MONTENEGRO REIS.**

Título da dissertação: "Fabricação, propriedades mecânicas e modo de falha de compósitos tridimensionais reforçados através do método de costura".

Data da defesa: 02/05/2023.

Comissão Julgadora

Resultado

Profa. Associada **Vera Lúcia Arantes**
(Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

APROVADO

Prof. Dr. **Baltus Cornelius Bonse**
(Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana "Padre Sabóia de Medeiros"/FEI-SP)

APROVADO

Prof. Dr. **Marcelo Leite Ribeiro**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Rafael Salomão**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Carlos De Marqui Junior**

Dedico esta obra a todos os educadores, que mesmo diante do cenário desanimador, empenharam-se para passar um pouco do seu conhecimento para as próximas gerações.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente aos meus pais Lourival Reis e Deiva Reis, que se esforçaram ao longo dos anos para que eu pudesse buscar o conhecimento e por me dar liberdade e apoio para que eu pudesse seguir com minhas escolhas. Sem eles, não seria possível.

Aos meus irmãos Sofia Reis e João Gabriel Reis pelo carinho incondicional que me deram, que serviu de combustível para completar este trabalho.

A minha namorada Ana Carolina Freitas, que esteve comigo nos bons e maus momentos desta pesquisa.

À professora Vera Lúcia pela sabedoria com que me guiou nesta trajetória, por confiar na minha competência e pelas horas dedicadas. Agradeço pelos ensinamentos que foram além do âmbito acadêmico e contribuíram para que eu pudesse me tornar um profissional melhor.

Ao professor Arnaldo Morelli por me mostrar o universo dos materiais compósitos, pelo apoio e contribuições conceituais ao longo dos quatro anos de trabalho conjunto.

Ao professor Marcelo Leite e seu orientando Fernando Madureira pela disponibilização do laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Engenharia Aeronáutica da EESC-USP. Agradeço, sobretudo, pelos ensinamentos conceituais prestados, que foram fundamentais para escrita deste documento.

Ao professor Saulo Brinco por ter disponibilizado os laboratórios do CEFET-RJ e pelas ajudas conceituais prestada neste trabalho.

Aos professores da EESC que, de alguma forma, contribuíram para minha formação.

Aos técnicos do laboratório SMM-EESC-USP, em especial ao Douglas Bon, João Bernardi e Pedro Luiz Lorenzo, que sempre se mostraram solícitos para atender minhas demandas.

Ao secretário de Pós-graduação Victor Luiz Barioto e às secretarias do Departamento de Engenharia de Materiais EESC-USP, Priscila Granato e Ana Fabricio.

Aos meus colegas do EESC- USP: Felipe Henrique de Oliveira, Thays Barreto, Francisco Goyo, Lucas Soares, Francisco Maciel, Pedro Bethônico e Samuel Martins.

À CAPES pelo suporte financeiro, sem o qual não seria possível realizar este trabalho.

Às empresas Texiglass e epHoxaL que forneceram os materiais necessários para manufaturar as amostras desta pesquisa.

A todos que contribuíram de forma direta e indireta para minha formação.

“Feliz aquele que transfere o que
sabe e aprende o que ensina”

Cora Coralina (1983)

RESUMO

REIS, L. M. M. **Fabricação, propriedades mecânicas e modo de falha de compósitos tridimensionais reforçados através do método de costura.** 2023. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

Neste trabalho, o comportamento mecânico e os modos de falha de compósitos tridimensionais costurados (3D) foram investigados experimentalmente. Além disso, foi realizada uma análise comparativa entre estes materiais e laminados equivalentes (2D). As placas de compósito 3D foram fabricadas com tecidos de fibra de vidro costurados manualmente com feixes de aramida e moldadas com resina epóxi pela técnica de moldagem por transferência de resina assistida a vácuo. Testes mecânicos de flexão em três pontos, impacto Charpy, *double cantilever beam* (DCB) e cisalhamento interlaminar *short-beam* (SBS) foram realizados em ambos os tipos de materiais. Os resultados do ensaio DCB revelaram que a ação dos feixes de reforço inibiu a propagação da trinca por delaminação, o que levou a um aumento da tenacidade à fratura dos compósitos 3D. No entanto, os danos causados pelo processo de costura, como quebra e desalinhamento das fibras, crimpagem e regiões ricas em resina, foram responsáveis por reduzir as propriedades de flexão e cisalhamento desses materiais. Além disso, descobriu-se que a costura não influenciou a tenacidade ao impacto, embora impedisse a rápida propagação da delaminação, evitando uma falha catastrófica, e aumentando a tolerância a danos desses materiais.

Palavras-chave: Compósitos 3D costurado. Reforço através da espessura. Propriedades mecânicas. Modo de falha.

ABSTRACT

REIS, L. M. M. **Fabrications, mechanical properties and failure mode of three-dimensional stitched composites.** 2023. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

In this work, mechanical behavior and failure modes of 3D stitched composites have been experimentally investigated. In addition, a comparative analysis between these materials and equivalent laminates (2D) has been accomplished. The 3D composite plates have been manufactured using sheets of glass fiber manually sewn with aramid tows and molded with epoxy resin by vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM). Three-point bending, Charpy impact, double cantilever beam (DCB), and short-beam shear (SBS) mechanical tests have been carried out on both types of materials. The DCB test results revealed that the action of reinforcement tows inhibited the propagation of the delamination cracks, which led to an increase in the fracture toughness of the 3D composites. However, the damage caused by the stitching process, such as fiber breakage and misalignment, crimping, and resin-rich regions, was responsible for reducing the flexural and shear properties of these materials. In addition, it has been discovered that the stitching did not influence the impact toughness, although it prevented delamination from propagating quickly, avoiding a catastrophic failure, and enhanced the damage tolerance of these materials.

Keywords: 3D stitched composites. Through-the-thickness reinforcement. Mechanical properties. Failure mode.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Estimativa do mercado de materiais compósito nos Estados Unidos por segmento industrial para o ano de 2020.....	31
Figura 2 - Diagrama esquemático do grau de aumento ou redução dos valores das propriedades mecânicas de materiais compósitos causado pela costura.....	34
Figura 3 - Fases de um material compósito.....	38
Figura 4 - Classificação geral dos materiais compósitos.....	38
Figura 5- Empilhamento de lâminas de fibra para formação de um compósito laminado de PRF.	40
Figura 6 - Estrutura química da resina epóxi DGEBA.....	45
Figura 7 - Processo de infusão de resina assistida a vácuo.	47
Figura 8 - Cone de cauda reforçado através da técnica de <i>tufting</i>	48
Figura 9 - Tipos de ponto formados pela costura de dois lados: (a) <i>lock</i> , (b) <i>modified lock</i> e (c) <i>chain</i>	49
Figura 10 - Tipos de costura e os pontos associados a elas: (a) <i>blind stitch</i> , (b) <i>tufting</i> , (c) e (d) OSS (<i>chain stitch</i>).....	50
Figura 11 - Desenho esquemático do arranjo ortogonal realizado através da costura simples.....	51
Figura 12 - Padrões de costura: (a) vertical, (b) inclinação de 60°, (c) horizontal, (d) inclinação de 30°, (e) inclinação de 30°/30°, (f) inclinação 30°/90°, (g) ortogonal e (h) inclinação de 60°/60°.	53
Figura 13 - Desenho esquemático dos mecanismos de falha em compósitos poliméricos reforçados com fibra: (1) ruptura de fibras, (2) pontes de fibra, (3) descolagem, (4) pull-out e (5) ruptura da matriz.	55
Figura 14 - Desenho esquemático dos mecanismos de falha em compósitos poliméricos reforçados com fibra: (a) delaminação e (b) microflambagem.	56
Figura 15 - Quebra e desalinhamento de fibras no plano causadas pelo processo de costura.....	57
Figura 16 - Desenho esquemático da crimpagem de fibras no plano causada pelo processo de costura.....	58
Figura 17 - Desenho esquemático da formação de regiões ricas em resina causadas pela presença do feixe de reforço.	59
Figura 18 - Desenho esquemático das distorções dos feixes de reforço causadas durante o processo de moldagem.....	59

Figura 19 - Dimensionamento das lâminas de fibra de vidro.....	66
Figura 20 - (a) Molde de isopor com gabarito posicionado e (b) preforma já costurada com feixes de aramida.	67
Figura 21 - (a) Molde fechado totalmente costurado e (b) preforma que estava no interior do molde.	68
Figura 22 - Sistema montado para impregnação de uma preforma pela da técnica de transferência de resina assistida a vácuo: (1) dobras, (2) linha de vácuo, (3) tecido de absorção, (4) preforma, (5) mangueira espiral, (6) linha de resina, (7) rede de fluxo e (8) selante.	70
Figura 23 - (a) Corpos de prova (F3D) e (b) corpos de prova (F2D).	71
Figura 24 - (a) Corpos de prova (I3D) e (b) corpos de prova (I2D).	71
Figura 25 - (a) Corpos de prova (D3D) e (b) corpos de prova (D2D).	71
Figura 26 - (a) Corpos de prova (S3D) e (b) corpos de prova (S2D).	72
Figura 27 - Conjunto montado para aferição da densidade dos materiais compósitos.	74
Figura 28 - Ensaio de flexão em três pontos.	77
Figura 29 - Desenho esquemático da geometria do corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy.	79
Figura 30 - Ensaio de impacto Charpy.	80
Figura 31 - Sistema do ensaio de tenacidade à fratura interlaminar (DCB).	80
Figura 32 - Ensaio de tenacidade à fratura interlaminar em modo I.	81
Figura 33 - Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar.	84
Figura 34 - Desalinhamento causado pelo feixe de reforço em compósitos 3D.	90
Figura 35 – Quebra e desalinhamento de fibras causados pela costura e regiões ricas em resina.	91
Figura 36 - Distorção do feixe de reforço.	92
Figura 37 - Defeitos de impregnação causados pela crimpagem das fibras no plano, ao redor dos feixes de reforço.	92
Figura 38 - Gráfico tensão de flexão <i>versus</i> deformação de compósitos tridimensional e laminado.	93
Figura 39 - Desenho esquemático da propagação da trinca por delaminação em compósitos tridimensionais costurados submetidos ao ensaio de flexão.	94
Figura 40 - Amostra de compósito laminado: (a) fibras fraturadas por compressão (<i>kink bands</i>) e (b) fibras fraturadas por tração.	95
Figura 41 - Amostra de compósito laminado: delaminações causadas por formação de <i>kink bands</i>	95

Figura 42 - Danos causados devido ao processo de costura.....	96
Figura 43 - Regiões de <i>kink bands</i> em amostras de compósito 3D.	97
Figura 44 - (a) Ruptura de fibras no plano e (b) trincas na matriz.	98
Figura 45 – Comparação entre o comprimento das delaminações em compósitos 2D e 3D. ..	98
Figura 46 - Desenho esquemático de pequenas delaminações que não são contidas pelas pontes de costura.....	99
Figura 47 - Gráfico carga <i>versus</i> deslocamento de abertura de compósitos tridimensional e laminado.	102
Figura 48 - Desenho esquemático que representa o mecanismo de inibição da delaminação causada pelas pontes de costura no ensaio de DCB.	102
Figura 49 - Falha por flexão do braço superior da amostra tridimensional submetida ao ensaio de DCB.	103
Figura 50 - Mecanismos de falha presentes nas amostras de compósito 3D submetidas ao ensaio DCB.....	104
Figura 51 - (a) Pontes de fibra em compósitos laminados e (b) pontes de fibra em compósitos tridimensionais.	105
Figura 52 - Curva <i>R-curve</i> característica de compósitos 2D.	106
Figura 53 - Gráfico de tensão de cisalhamento <i>versus</i> deslocamento do cutelo.	107
Figura 54 - Mecanismos de falha de compósitos laminados submetidos a carga de cisalhamento interlaminar.....	108
Figura 55 – Inibição da delaminação causada pelo feixe de reforço.....	108
Figura 56 – Fratura de fibras por microflambagem (<i>kink bands</i>).....	109
Figura 57 - Descolamento entre o feixe de reforço e a matriz.	109
Figura 58 - Distribuição de tensão ao longo da viga no ensaio SBS.....	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Áreas industriais e as respectivas aplicações de materiais compósitos.....	37
Tabela 2 - Propriedades típicas de PRFV formado por diferentes tipos de fibra de vidro.....	42
Tabela 3 - Propriedades típicas do compósito formado por diferentes tipos de fibra de poliaramida.....	44
Tabela 4 - Vantagens e desvantagens de compósitos 2D e 3D reforçados através de diferentes técnicas de reforço.....	47
Tabela 5 - Informações técnicas do tecido de fibra de vidro WR-326.....	62
Tabela 6 - Informações técnicas do fio de aramida K-336.....	62
Tabela 7 - Materiais descartáveis utilizados no processo de costura.....	63
Tabela 8 - Materiais consumíveis e reutilizáveis empregados para moldagem das placas de compósito.....	64
Tabela 9 - Dimensão e número de camadas utilizadas para manufatura de cada placa de compósito.....	66
Tabela 10 - Dimensões das amostras de compósito 3D.....	72
Tabela 11 - Dimensões das amostras de compósito 2D.....	72
Tabela 12 - Valores da densidade das amostras de compósitos de acordo com ensaio mecânico realizado.....	87
Tabela 13 - Valores das frações volumétricas das fases dos compósitos.....	88
Tabela 14 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de flexão em três pontos.....	96
Tabela 15 – Valores de energia de impacto.....	99
Tabela 16 - Dados fornecidos pelo ensaio DCB.....	103

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

PRF	–	Polímero Reforçado com Fibra
DCB	–	<i>Double Cantilever Beam</i>
SBS	–	<i>Short-Beam shear</i>
CTBN	–	Copolímeros de butadieno-acrilonitrila terminadas em carboxila
ATBN	–	Copolímeros de butadieno-acrilonitrila terminadas em amina
NNT	–	<i>Near-Net-Shape</i>
TTR	–	<i>Through the Thickness Reinforcement</i>
RTM	–	<i>Resin Transfer Molding</i>
PRFV	–	Polímero Reforçado com Fibra de Vidro
DGBA	–	Diglicidil éter do bisfenol A
LCM	–	<i>Liquid Composite Molding</i>
OSS	–	<i>One-side stitching</i>
ASTM	–	<i>American Society for Testing and Materials</i>
SBT	–	<i>Simple Beam Theory</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

ρ	Densidade
σ_t	Tensão de tração
g	Gramas
cm	Centímetros
MPa	Mega Pascal
GPa	Giga Pascal
%	Porcentagem
DC	Densidade de Costura
p	Passo de costura
e	Espaçamento entre linhas de costura
mm	Milímetro
m	metro
sp gr	Gravidade específica
°C	Graus Celsius
a*	Massa da amostra seca, sem o suporte
w	Massa do suporte parcialmente imerso
B	Massa da amostra completamente imersa e do suporte parcialmente imerso
D	Densidade
V_r	Fração volumétrica de reforço
M_f	Massa final da amostra
ρ_c	Densidade do compósito
M_i	Massa inicial da amostra
ρ_r	Densidade do reforço
a	Comprimento da trinca
V_m	Fração volumétrica da matriz
ρ_m	Densidade da matriz
V_v	Fração volumétrica de vazios
σ_f	Tensão de flexão
P	Carga
L	Distância entre os apoios (<i>span</i>)
b	Largura

h	Espessura
ε	Deformação
δ	Deflexão
J	Joules
N	Newton
U	Resistência ao impacto
E	Energia absorvida pela amostra
b*	Largura da amostra medida a partir do entalhe
μm	micrometro
kJ	Quilo Joule
C	<i>Compliance</i>
δ^*	Deslocamento de abertura
a ₀	Comprimento inicial de trinca
E _f	Módulo elástico de flexão
G _{Ic}	Tenacidade à fratura interlaminar em modo I
I	Momento de inércia
a	comprimento da delaminação
τ	Resistência ao cisalhamento interlaminar
P _m	Carga máxima

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO.....	31
1.1.	Considerações iniciais	31
1.2.	Objetivos	34
1.3.	Justificativa.....	35
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	37
2.1.	Materiais compósitos.....	37
2.1.1.	Laminados de polímero reforçado com fibras.....	39
2.2.	Materiais de reforço.....	41
2.2.1.	Fibra de vidro	41
2.2.2.	Fibra de aramida.....	42
2.3.	Materiais da matriz.....	44
2.3.1.	Resina epóxi	44
2.4.	Técnicas de processamento de compósitos poliméricos reforçados com fibras.	45
2.4.1.	Moldagem por transferência de resina assistida a vácuo	46
2.5.	Técnicas de reforço tridimensional	47
2.5.1.	Reforço tridimensional através da técnica de costura	48
2.5.1.1.	Métodos de costura.....	49
2.5.1.2.	Parâmetros de costura.....	52
2.6.	Mecanismos de falha em compósitos.....	54
2.6.1.	Mecanismos de falha em laminados de PRF	54
2.6.2.	Defeitos em compósitos 3D	56
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1.	Materiais.....	61
3.1.1.	Materiais constituintes dos compósitos.....	61
3.1.2.	Materiais utilizados para o processo costura.....	63
3.1.3.	Materiais utilizados para a moldagem dos compósitos	63
3.2.	Procedimento experimental.....	64
3.2.1.	Manufatura das preformas através da costura	65
3.2.2.	Moldagem por transferência de resina assistida a vácuo	68
3.2.3.	Usinagem dos corpos de prova.....	70
3.3.	Caracterização das amostras.....	72

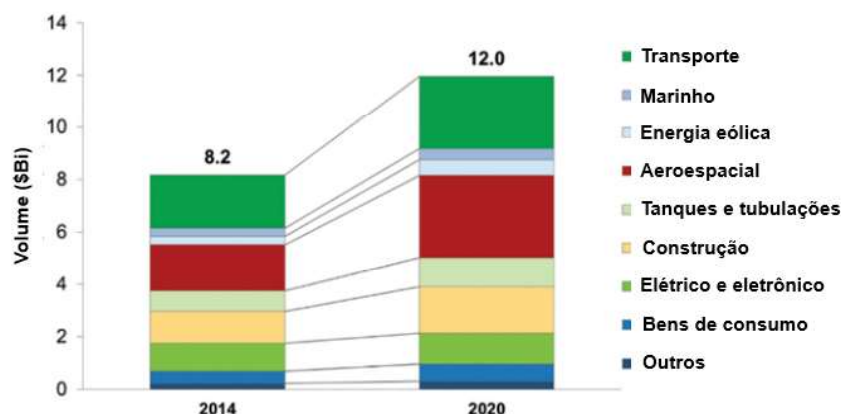
3.3.1.	Ensaio de determinação da densidade	73
3.3.2.	Ensaio de determinação do percentual de fases por ignição	74
3.3.3.	Ensaio de flexão em três pontos	76
3.3.4.	Ensaio de impacto Charpy	78
3.3.5.	Ensaio <i>double cantilever beam</i> (DCB).....	80
3.3.6.	Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar <i>short-beam</i> (SBS).....	83
3.4.	Análise microestrutural	85
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	87
4.1.	Densidade	87
4.2.	Determinação da fração volumétrica de fibra por perda de massa por ignição	88
4.3.	Processo de reforço 3D e defeitos de costura	89
4.4.	Ensaio de flexão em três pontos	93
4.5.	Ensaio de impacto Charpy	97
4.6.	Ensaio <i>double cantilever beam</i> (DCB).....	100
4.7.	Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar <i>shot-beam</i> (SBS).....	106
5.	CONCLUSÃO.....	111
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	113
	REFERÊNCIAS	115
	APÊNDICE A – ENSAIO DE FLEXÃO EM TRÊS PONTOS	126
	APÊNDICE B – ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	128
	APÊNDICE C – ENSAIO <i>DOUBLE CANTILEVER BEAM</i> (DCB)	129
	APÊNDICE D – ENSAIO DE RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO INTERLAMINAR <i>SHORT-BEAM</i> (SBS).....	131

1. INTRODUÇÃO

1.1. Considerações iniciais

Os compósitos podem ser definidos como um material multifásico, sendo composto por um ou mais materiais diferentes, que quando combinados, apresentam propriedades desejáveis a uma determinada aplicação que nenhum de seus constituintes possui isoladamente (LEVY NETO; PARDINI, 2006). Esses materiais possuem aplicação nas mais diversas áreas industriais, tais como: aeroespacial, aeronáutica, naval, automobilística, indústria de maquinário ferramental, equipamentos de processamento químico, artigos esportivos, transporte terrestre, setores de laser e construção civil. A figura 1 mostra a receita gerada pelo mercado de compósitos nos Estados Unidos por cada segmento industrial no ano de 2014 (MAZUMDAR, 2015).

Figura 1 - Estimativa do mercado de materiais compósito nos Estados Unidos por segmento industrial para o ano de 2020.



Fonte: Adaptado de Mazumdar (2015).

Dentro da classe geral de materiais compósitos, existem os compósitos poliméricos reforçados com fibra (PRF). Esses compósitos apresentam grande número de aplicações por apresentarem baixa massa específica ($\rho < 2,0 \text{ g/cm}^3$), alta resistência à tração ($\sigma_t > 760 \text{ MPa}$), ausência de corrosão, facilidade de manufatura e por serem adaptáveis para satisfazer requisitos específicos de projetos de engenharia (MASUELLI, 2013). Além disso, há os laminados de PRF (chamado neste trabalho de 2D), que são compósitos fabricados pelo empilhamento sequencial de camadas de fibra unidirecional ou bidirecional que são aderidas umas às outras

por uma matriz polimérica através de processos de impregnação (NIKBAKT; KAMARIAN; SHAKERI, 2018).

Apesar da alta aplicabilidade dos laminados de PRF, esses compósitos estruturais apresentam algumas limitações em suas propriedades mecânicas, como baixa tenacidade à fratura interlaminar e resistência ao impacto, além de alta tendência à delaminação em diversos cenários (DRANSFIELD; JAIN; MAI, 1998). Acredita-se que esta baixa resistência ao impacto se dá devido à capacidade limitada do compósito laminado de sofrer deformação plástica, tendo como resultado, o fato de que a energia é absorvida na criação de grandes áreas de fratura, reduzindo significativamente a tenacidade ao impacto e rigidez (CANTWELL; MORTON, 1991). Já a delaminação é um mecanismo de falha em que o material fratura na região de interface entre a matriz e a fibra. Esse mecanismo ocorre porque as fibras no plano do laminado não fornecem reforço na direção da espessura e, portanto, o compósito depende da matriz, relativamente fraca, para suportar as cargas nesta direção. Geralmente, esse mecanismo de falha é crítico, sendo responsável por causar falhas catastróficas e repentinas em estruturas de material compósito (WISNOM, 2012).

Com intuito de solucionar essas fragilidades apresentadas por compósitos laminados, iniciou-se uma tentativa de promover o aumento no valor da tenacidade à fratura interlaminar. As primeiras soluções apresentadas foram a incorporação de aditivos tenacificantes a matrizes poliméricas de fratura frágil, como por exemplo, borrachas de copolímeros de butadieno-acrilonitrila terminadas em carboxilas (CTBN) ou terminadas em amina (ATBN) ou utilização de matrizes com maiores valores de tenacidade à fratura (termoplásticos). Contudo, estas soluções não atingiram bons valores de tenacidade à fratura interlaminar, além de mostrarem-se de difícil processamento e alto custo (LEVY NETO; PARDINI, 2006). A solução final do problema foi o desenvolvimento de materiais compósitos com reforço de fibras multidirecionais, dando origem ao conceito de preformas.

As preformas podem ser definidas como tipos de reforço não impregnados, construídos a partir de feixes ou fios arrançados em uma estrutura tridimensional complexa (PARDINI, 2000). Esses reforços multidirecionais, que foram desenvolvidos em meados dos anos 1960, exclusivamente para aplicações aeronáuticas e aeroespaciais militares, tiveram suas aplicações e propriedades tratadas como um grande segredo, o que explica a demora na construção da maturidade desta tecnologia. Contudo, no decorrer dos anos, diversos autores estudaram o comportamento mecânico desses materiais, fazendo com que hoje seja possível encontra-los em algumas outras áreas industriais, como marítima, construção civil, transporte terrestre e automobilística (MOURITZ *et al.*, 1999).

Atualmente, existem diversas técnicas de fabricação de preformas, como por exemplo tecelagem 3D (*3D weaving*), trançamento 3D (*3D braiding*), tricotagem 3D (*3D knitting*), *Z-pinning*, *tufting* e costura 3D (*3D stitching*). As três primeiras técnicas modificam a arquitetura do tecido, criando uma preforma próxima ao formato final do compósito e são comumente chamadas de métodos *Near-Net-Shape* (NNT). Os três últimos métodos reforçam na direção da espessura em um processo pós empilhamento (XUAN; LI; JIANG, 2019).

A costura, técnica de reforço tridimensional utilizada neste trabalho, foi desenvolvida no início dos anos 80 por Cacho-Negrete (1982) e Holt (1992) como um método para unir fibras de vidro secas com o objetivo de substituir a colagem e rebiteagem na união de peças feitas de materiais compósitos (MOURITZ *et al.*, 1999). Esta técnica consiste basicamente em inserir feixes de fibra (geralmente carbono, vidro ou aramida) em uma pilha de fibras secas ou pré-impregnadas na direção da espessura, com uso de uma máquina de costura (TONG; MOURITZ; BANNISTER, 2002).

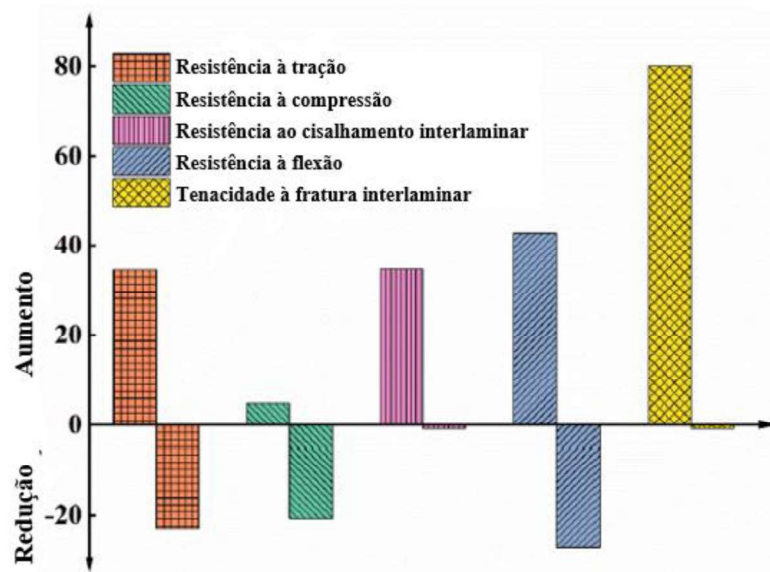
Existem diversos arranjos tridimensionais que podem ser alcançados de acordo com tipo de costura realizada, que dependem diretamente do maquinário, como por exemplo, *lock stitch*, *modified lock stitch* e *chain*. Os diferentes tipos de pontos de costura implicam em modos de falha distintos aos compósito 3D (TONG; MOURITZ; BANNISTER, 2002). Além desses, existe uma arquitetura tridimensional que pode ser alcançada pela da costura manual, onde é necessário ter acesso aos dois lados da preforma, que é intitulada de costura simples (*plain stitch*). Este arranjo produz melhores propriedades interlaminares em comparação com ou outros tipos de costuras (VELMURUGAN; SOLAIMURUGAN, 2007).

A possibilidade que o método de costura trouxe de aumentar a tolerância ao dano e resistência de compósitos estruturais e juntas, motivou diversos estudos sobre os parâmetros que influenciavam as propriedades mecânicas destes materiais, o que levou à conclusão que, ainda que houvesse vantagens, haviam também problemas (LOMBETTI, 2015). O procedimento de costura perturba as configurações internas do laminado, causando quebra de fibras (*fiber breakage*), descontinuidades no tecido (*fiber misalignment*), crimpagem (*fiber crimping*) e regiões ricas em resina (*resin-rich regions*) ao redor dos feixes de reforço. Esses defeitos adicionais resultam em redução de propriedades intralaminas, como resistência à tração, compressão e flexão (AYMERICH; PRIOLO, 2008).

Atualmente, embora existam boas quantidades de dados referentes ao comportamento desses materiais, há também uma alta discrepância nos resultados dos trabalhos científicos publicados. Observa-se esta discrepância na Figura 2, que ilustra o grau de melhora ou piora que a costura pode causar em um material compósito, baseado nos dados da literatura. Esta

controvérsia dificulta uma conclusão definitiva sobre estes materiais, induzindo em um baixo nível de confiabilidade desta tecnologia. É importante ressaltar que, os dados utilizados para construir o diagrama esquemático abaixo foram provenientes de análises comparativas entre compósitos 2D e 3D equivalentes, isto é, o único parâmetro que modificou as propriedades mecânicas dos materiais estudados pelos autores foi a presença da costura

Figura 2 - Diagrama esquemático do grau de aumento ou redução dos valores das propriedades mecânicas de materiais compósitos causado pela costura.



Fonte: Adaptado de Song *et al.* (2022).

1.2. Objetivos

- Este trabalho tem como objetivo geral realizar um estudo comparativo entre compósitos 2D e 3D, quanto ao seu desempenho sob ensaios de flexão em três pontos, impacto Charpy, cisalhamento interlaminar *short-beam* e *double cantilever beam*. Além disto, tem como meta determinar os mecanismos de falha presentes em compósitos 3D, afim de estabelecer um modo de falha característico para estes materiais.

- Os objetivos específicos consistem em: desenvolver uma técnica em que seja possível fabricar as preformas através de uma costura manual e comparar os modos de falha de compósitos 2D e 3D.

1.3. Justificativa

Como os estudos a respeito de laminados de PRF aumentaram, alavancados pela necessidade de produzir aeronaves mais leves e resistentes durante a segunda guerra mundial, as aplicações desses materiais aumentaram consideravelmente. Contudo, a grande suscetibilidade à delaminação e a baixa resistência a esforços fora do plano, como cargas de impacto, dificultou este desenvolvimento. Sob esta ótica, em meados de 1960 iniciou-se pesquisas com objetivo de superar as deficiências apresentadas por estes materiais. Foram desenvolvidas diversas técnicas de reforço através da espessura, que davam origem a arranjos tridimensional complexos capazes de impedir a delaminação, aumentar a tolerância ao dano e a resistência ao impacto.

Dentre esses métodos, a costura é uma técnica relativamente simples e barata. Acredita-se que é possível relacionar o baixo custo de manufatura com excelentes propriedades mecânicas. Entretanto, é fundamental estudar a influência da costura não só nas propriedades interlaminares, mas também nas intralaminares, afim de caracterizar completamente esses materiais.

Além disso, a literatura atual que discute e compara as propriedades mecânicas de compósitos 3D e 2D, apresenta dados controversos. Muitos trabalhos registraram grandes aumentos nas propriedades de flexão, cisalhamento e sobretudo impacto e tenacidade à fratura interlaminar. Contudo, é possível achar um número significativo e consistente de pesquisas que encontraram uma intensa queda no desempenho mecânico de compósitos 3D submetidos aos mesmos ensaios. É justamente esta divergência de resultados que justifica a necessidade de uma pesquisa que contribua com informações quantitativas e qualitativas do comportamento de compósitos 3D.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Materiais compósitos

Compósitos podem ser definidos como materiais multifásicos que exibem características proporcionais à porcentagem relativa de seus constituintes, que não se dissolvem e nem se fundem um no outro. A combinação entre os materiais deve ser regida pelo princípio da ação combinada, que consiste em uma junção adequada dos materiais, afim de se obter melhores propriedades para uma aplicação específica (MATTHEWS; RAWLINGS, 2008). Embora estejam inseridos na civilização há milênios, na madeira das árvores, nos ossos que formam os esqueletos dos animais vertebrados e nos tijolos de argila que serviram para levantar as primeiras construções, a classificação como uma nova classe de materiais é datada do século XX (KAW, 2005). Com uma definição tão abrangente, combinações engenhosas de polímeros, cerâmicas e metais passaram a ser entendidas como compósitos.

Atualmente, devida as imensas possibilidades de combinação entre os mais diversos materiais e, portanto, uma gama incontável de propriedades, esses materiais estão presentes em diversas áreas industriais, como mostra a Tabela 1.

Tabela 1 - Áreas industriais e as respectivas aplicações de materiais compósitos.

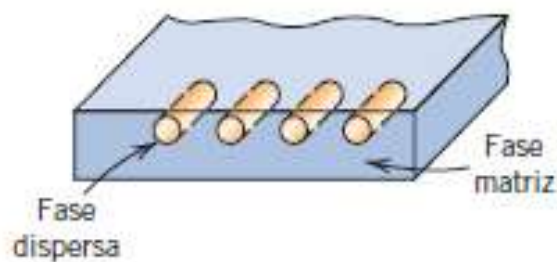
Área industrial	Aplicação
Aeronáutica	Fuselagem, hélices, aerofólios, nervura das asas e pás da turbina do motor
Aeroespacial	Garganta e bocal de motores foguete, suportes, antenas e painéis solares
Automotivo	Carroceria, vigas de para-choque, para-lama e aerofólios
Náutico	Cascos e componentes estruturais internos
Artigos esportivos	Raquete de tênis, taco de golfe, quadro de bicicleta e varas de pescar
Elétrica	Carcaças de transformadores e motores, componentes de interruptor e disjuntores
Construção civil	Vigas, lajes, tabuleiros (pontes) e plataformas de ponte

Fonte: Mallick (1994).

Sob uma perspectiva estrutural, pode-se dizer que os compósitos são materiais formados por duas ou mais fases que tem funções diferentes (Figura 3). A primeira delas é a matriz (fase

contínua), cuja a função é unir a fase dispersa, transmitir a carga externa a ela através da interface e protegê-la por exemplo, de danos ambientais causados por umidade e elevadas temperaturas. A segunda é a fase dispersa (fase de reforço), que é responsável por suportar a maior parte da carga e determina o comportamento mecânico, o coeficiente de expansão térmica, condutividade elétrica, transporte de calor e outras propriedades estruturais do material (STRONG, 2007).

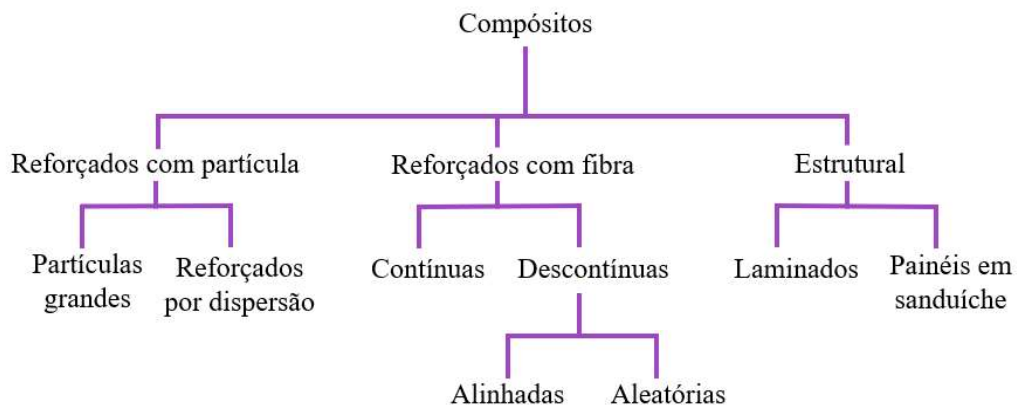
Figura 3 - Fases de um material compósito.



Fonte: Adaptado de Callister Jr. e Wiley (2016).

Para fins didáticos, os compósitos foram divididos em três classes, de acordo com os tipos de constituintes, a orientação, geometria e distribuição da fase dispersa, as propriedades mecânicas, a manufatura e a aplicação (Figura 4). São elas: compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras e compósitos estruturais (PAUL; DAI, 2018).

Figura 4 - Classificação geral dos materiais compósitos.



Fonte: Adaptado de Paul e Dai (2018).

As propriedades dos compósitos dependem de inúmeros fatores, como o tipo de constituinte, a proporção e a distribuição de cada fase, a orientação e geometria da fase de

reforço (STAAB, 2015). Devido a este fato, o modelamento matemático do comportamento mecânico desses materiais é uma tarefa difícil. Contudo, é justamente esta infinidade de fatores e variáveis que os tornam versáteis, podendo ser projetados e construídos de modo a atender necessidades específicas de projetos de engenharia.

Dentre os tipos de materiais compósitos, existem os laminados de polímero reforçados com fibras contínuas. Esses materiais apresentam um amplo espectro de aplicações, principalmente nos setores aeronáutico e aeroespacial. Entretanto, a baixa tenacidade à fratura interlaminar ($G_{Ic} < 150 \text{ J/m}^2$), baixa resistência ao cisalhamento interlaminar ($\tau < 60 \text{ MPa}$) e alta suscetibilidade a trinca por delaminação são fatores limitantes na utilização desses materiais como componentes estruturais (DRANSFIELD; BAILLIE; MAI; 1994).

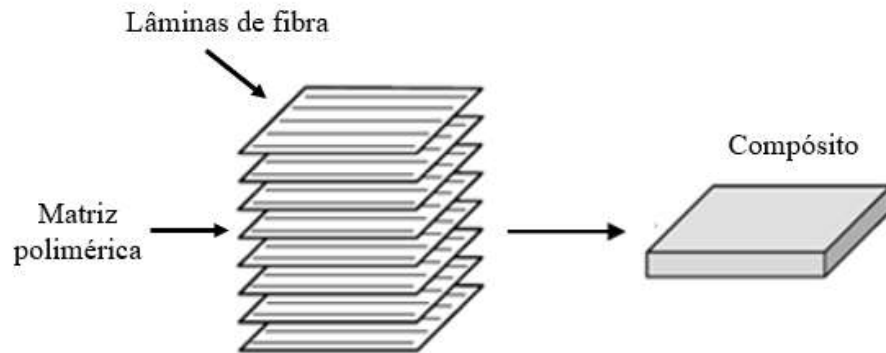
Com intuito de diminuir as deficiências apresentadas por compósitos 2D, foram desenvolvidas técnicas conhecidas como: reforço na direção da espessura (*through the thickness reinforcement* – TTR), reforço na direção “z” ou reforço tridimensional (BORTOLUZZI, 2013). Estas técnicas, embora eficientes no aumento da tenacidade à fratura interlaminar, na supressão da delaminação e no aumento da tolerância ao dano, causam degradação das propriedades nas outras direções, além de apresentarem alto grau de complexidade e acrescentarem ao menos uma etapa ao processo de produção de peças de compósitos (LEONG *et al.*, 2000).

Nesta pesquisa foram estudados os laminados de PRF compostos de fibra de vidro contínua e resina epóxi, além de compósitos tridimensionais reforçados através da técnica de costura por feixes de aramida. Ambos os tipos de compósito foram moldados através da técnica de infusão de resina assistida a vácuo. Os tipos de compósitos, materiais constituintes, a técnica de reforço tridimensional, o método de impregnação e os mecanismos de falha destes materiais serão detalhados nos tópicos a seguir.

2.1.1. Laminados de polímero reforçado com fibras

Os laminados de PRF (Figura 5), que estão inseridos na classe de compósitos estruturais, são materiais formados por lâminas unidirecionais ou bidirecionais de fibras, orientadas de uma maneira específica e coladas umas nas outras através de uma matriz, formando um aglomerado (STAAB, 2015). Uma vez em que a fase dispersa nesse tipo compósito é composta de fibras, também podem ser classificados como compósitos reforçados com fibras.

Figura 5- Empilhamento de lâminas de fibra para formação de um compósito laminado de PRF.



Fonte: Adaptado de Pickett (2018).

Comumente, os materiais constituintes utilizados como fase de reforço nestes materiais são fibras contínuas de carbono, vidro e aramida. Além destas, existem ainda as fibras naturais que ganharam relevância com o aumento da preocupação ambiental, como, por exemplo, sisal, linho e juta. Em adição, a matriz é geralmente um polímero termoplástico (poliamida, polipropileno, teflon, acrílico, poliestireno) ou termorrígido (epóxi, éster vinílico, resinas fenólicas e amínicas) (ABDELLAOUI *et al.*, 2015; MOHAMMED *et al.*, 2015).

Os laminados de PRF são materiais altamente anisotrópicos, sendo assim, na maioria de suas aplicações como elemento estrutural, as propriedades interlaminares são insatisfatórias, porque a resistência e a rigidez fora do plano das fibras dependem da fase da matriz. Em contrapartida, situações em que carga e as fibras possuem a mesma orientação, observa-se uma melhora considerável na performance desses materiais. Isso ocorre pois em carregamentos exercidos na direção do reforço, o responsável por suportar a carga é justamente o reforço, que deve apresentar boas propriedades mecânicas (EVANS, 1992; MORTAZAVIAN; FATEMI, 2015). Se por um lado a anisotropia pode ser vista como um defeito, alguns trabalhos consideram como uma vantagem competitiva, porque é justamente esta característica que permite que os compósitos sejam projetados juntamente com o componente, adaptando a direção das fibras e o empilhamento das camadas de modo a atender os requisitos de projeto estabelecidos, obtendo uma estrutura ideal de peça (WANG; ZHENG; ZHENG, 2011).

A fabricação dos laminados de PRF é feita através de um processo de empilhamento de camadas de fibra com uma orientação definida. Seguidamente, as lâminas empilhadas são impregnadas com resina. Existem diversas formas para aglutinar as fibras em uma matriz polimérica, como aplicação manual (*hand-lay-up*), pulverização (*spray-lay-up*), moldagem por compressão, moldagem por injeção, moldagem em autoclave, moldagem por transferência de

resina (*resin transfer molding* - RTM), enrolamento filamentar (*filament winding*), pultrusão, moldagem de chapas, empilhamento de pré-impregnados, termoformagem e moldagem por transferência de resina assistida a vácuo (CHAWLA, 2001).

2.2. Materiais de reforço

Conforme mencionado anteriormente, os reforços em compósitos podem se apresentar na forma de partículas, fibras contínuas e picadas, sendo as fibras contínuas as mais aplicadas em laminados de PRF (LEVY NETO; PARDINI, 2006). Além disto, sabe-se que esta fase apresenta importância estrutural dentro do produto e seu processo de seleção leva em conta aspectos que variam desde o custo, desempenho mecânico e técnica de fabricação empregada (MARTINS, 2014). Nesta pesquisa utilizou-se tecidos de fibra de vidro e feixes de aramida como material de reforço, materiais que serão discutidos nos itens seguintes.

2.2.1. Fibra de vidro

A fibra de vidro é um material de engenharia muito sofisticado, em função da sua alta resistência a tração, grande resistência ao fogo, inércia química e baixo custo (1,55 a 2,65 R\$/kg), o que a torna o tipo de reforço mais utilizado em compósitos poliméricos. Em contrapartida, este material apresenta baixo módulo de elasticidade (quando comparado a outras fibras sintéticas utilizadas como reforço, como aramida e carbono), baixa resistência à fadiga e à umidade e auto-abrasividade (ao entrarem em contato umas com as outras, as fibras de vidro se desgastam devido à alta abrasividade, o que causa a degradação estrutural dos feixes) (AMER *et al.*, 2018; WANG; ZHENG; ZHENG, 2011).

O processo de produção desses materiais consiste na fusão de sílica com minerais, que contém óxidos necessários para formar uma determinada composição. Posteriormente, esta massa fundida passa por um processo de estiramento direto e forma-se a fibra de vidro através do processo de extrusão. Filamentos individuais são combinados em feixes de multifilamentos que são puxados por bobinadores mecânicos e enrolados em tubos (PICKETT, 2018). Por fim, revestimentos ou agentes ligantes são aplicados aos feixes para evitar a degradação por auto-abrasividade, promover adesão química entre fibra e matriz e proteger as fibras. Esses feixes são comumente convertidos em tecidos por operações de tecelagem e podem apresentar

diferentes tipos de arquiteturas, como tela (*plain weave*), cetim (*satin weave*) e sarja (*twill weave*) (WALLENBERGER; WATSON; LI, 2001).

Existem diversas composições que geram diferentes tipos de fibra de vidro, que possuem as denominações: Vidro E (*electrical glass*), Vidro C (*chemical glass*), Vidro AR (*alkali-resistant glass*) e Vidro S. A fibra de vidro do tipo E, utilizada neste trabalho, é composta principalmente de óxidos de cálcio, alumínio e silício (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM, 2014).

Quando as fibras de vidro são aglutinadas por uma resina polimérica, é formado o compósito conhecido como PRFV (polímero reforçado com fibra de vidro), que possui alta durabilidade e eficiência estrutural (relação resistência/peso) e baixo custo de produção (ABBOOD *et al.*, 2021). Contudo, fatores comuns a todos os tipos de laminados de PRF como baixa tolerância ao dano e baixa resistência à trinca por delaminação, reduzem a utilização desses materiais como componentes estruturais (TAN *et al.*, 2000). Ainda assim, este compósito possui um amplo espectro de aplicações industriais, tais como na indústria aeronáutica, automotiva, aeroespacial, eólica, tanques e tubulações e automotiva (LI; RICHARDS; WATSON, 2014). A Tabela 2 exhibe informações sobre as propriedades do compósito PRFV de acordo com tipo de fibra utilizada.

Tabela 2 - Propriedades típicas de PRFV formado por diferentes tipos de fibra de vidro.

Tipo de fibra	Densidade [g/cm³]	Resistência a tração [MPa]	Módulo elástico de tração [GPa]	Deformação máxima [%]
Vidro E	2,50	3450	72,40	2,40
Vidro S	2,50	4580	85,50	3,30
Vidro C	2,50	3300	69,00	2,30
Vidro AR	2,27	1800-3500	70,00-76,00	2,00-3,00

Fonte: Adaptado de Abbood *et al.* (2021).

2.2.2. Fibra de aramida

A fibra de aramida, também conhecida como poliaramida ou Kevlar[®], desenvolvida pela empresa DuPont[®], consiste em um composto orgânico formado por poliamidas aromáticas, nas quais 85% do grupo amida são conectadas diretamente com radicais do tipo arila. Este tipo de fibra ganhou espaço no mercado de materiais compósitos por apresentarem baixa densidade, alta resistência à cargas de impacto e tração, alto módulo elástico, boa resistência à altas temperaturas e inércia química (LIU *et al.*, 2019). Apesar de inúmeras propriedades atrativas,

estes materiais apresentam baixa adesão interfacial entre matriz e fibra devido à sua alta natureza cristalina e sua superfície de fibra inerte e lisa, comumente resultando em danos conhecidos como descolagem (*debonding*) (SINGH; SAMANTA, 2015).

A fabricação deste material é feita por extrusão de uma solução polimérica juntamente com um solvente. Este composto passa através de uma fieira mantida a temperatura de 100°C e posteriormente é resfriado em câmara de ar em água fria (0 – 4°C). Seguidamente, a fibra precipita na câmara de ar e o solvente é removido por coagulação. O capilar da fieira e a câmara de ar são responsáveis por provocar rotação e alinhamento dos domínios, resultando em fibras altamente cristalinas e orientadas (JASSAL; GHOSH, 2002). As propriedades físicas e de tração podem ainda ser melhoradas através de um processo de tratamento térmico, que estira a quente as fibras, alinhando e orientando ainda mais as cadeias poliméricas ao longo do eixo da fibra (LEVY NETO; PARDINI, 2006).

Atualmente, existem diversos tipos de fibra de aramida, como Aramida[®] 29, Aramida[®] 49, Aramida[®] 149 e Aramida[®] *Technora H*, *Twaron[®]* e *Twaron[®]* HM. Esses produtos variam em densidade linear, resistência a tração e aplicações (YANG, 2018). Assim como as fibras de vidro, as fibras de aramida são fornecidas em diversos formatos, tais como feixes, segmentos curtos, polpas, tecidas e não tecidas. A escolha de um tipo específico de arranjo depende da aplicação desejada (BERNARDI, 2003).

Ao unirmos a fibra de aramida com uma matriz polimérica, é formado um material compósito que possui alta resistência à tração, baixa densidade e boa resistência ao impacto (Tabela 3). Contudo, é um material que possui um custo alto (35,00 a 100,00 R\$/kg) (ABBOOD *et al.*, 2021). Este tipo de compósito apresenta diversas aplicações, como na indústria de equipamentos de proteção pessoal, aeroespacial, automotiva, produtos de consumo e proteção militar (MIDDLETON, 2016).

Tabela 3 - Propriedades típicas do compósito formado por diferentes tipos de fibra de poliaramida.

Tipo de fibra	Densidade [g/cm³]	Resistência a tração [MPa]	Módulo elástico de tração [GPa]	Deformação máxima [%]
Aramida [®] 29	1,44	2760	62	4,4
Aramida [®] 49	1,44	3620	124	2,2
Aramida [®] 149	1,44	3450	175	1,4
Technora [®] H	1,39	3000	70	4,4
Twaron [®]	1,44	3000	80	3,3
Twaron [®] HM	1,45	3000	124	2,0

Fonte: Adaptado de Abbood *et al.* (2021).

2.3. Materiais da matriz

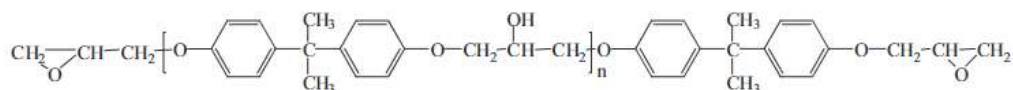
A fase da matriz é a responsável por garantir a coesão das fibras, transferir as cargas mecânicas para fase de reforço e proteger o compósito de ambientes agressivos (BIRON, 2003). Atualmente, há diversos tipos de matriz, como as poliméricas (poliéster, epóxi, fenólicas), cerâmicas (carbono e carbetto de silício) e metálicas (alumínio, cobre, aço e titânio) (LEVY NETO; PARDINI, 2006; RALPH; YUEN; LEE, 1997). Nesta pesquisa o material que foi utilizado como matriz dos compósitos foi a resina epóxi, que será apresentada no próximo item.

2.3.1. Resina epóxi

A resina epóxi é um composto químico polimérico termorrígido que contém dois ou mais grupos epóxi por monômero, e esta molécula contém uma estrutura de anel “C-O-C”, rígida. Durante a polimerização, o catalisador abre os anéis “C-O-C” e as ligações são rearranjadas para unir os monômeros em uma rede tridimensional de moléculas semelhante a cadeias reticuladas (MOURITZ, 2012). Esses materiais apresentam boas propriedades, como estabilidade térmica e química, boa adesão em vários substratos e condutividade elétrica, o que fez com que fossem aplicados nas mais diversas áreas industriais, tais como transporte, construção civil, comunicação e aeroespacial (MOHAN, 2013).

Existem várias formas de sintetização de resina epóxi, sendo a mais utilizada a que têm como base o diglicidil éter do bisfenol A (DGEBA). Neste caso, o epóxi é obtido pela reação entre epicloidrina e bisfenol-A e, posteriormente, este oligômero reage com um endurecedor (anidridos, amina e amidas), formando um polímero termorrígido (BRYAN, 1993). A Figura 6 ilustra estrutura química da resina epóxi DGEBA.

Figura 6 - Estrutura química da resina epóxi DGEBA.



Fonte: Adaptado de Jin, Li e Park (2015).

Embora as resinas epóxi apresentem propriedades atrativas, elas são, em geral, rígidas e frágeis e possuem uma resistência baixa à iniciação e propagação de trinca e baixa tenacidade ao impacto, o que limita algumas de suas aplicações, sobretudo em equipamentos que estão submetidos a carregamentos de impacto. Uma das formas de melhorar o desempenho mecânico desses materiais, é a incorporação de uma fase de reforço, como fibras de carbono, vidro, aramida e até fibras naturais (JIN; LI; PARK, 2015).

2.4. Técnicas de processamento de compósitos poliméricos reforçados com fibras.

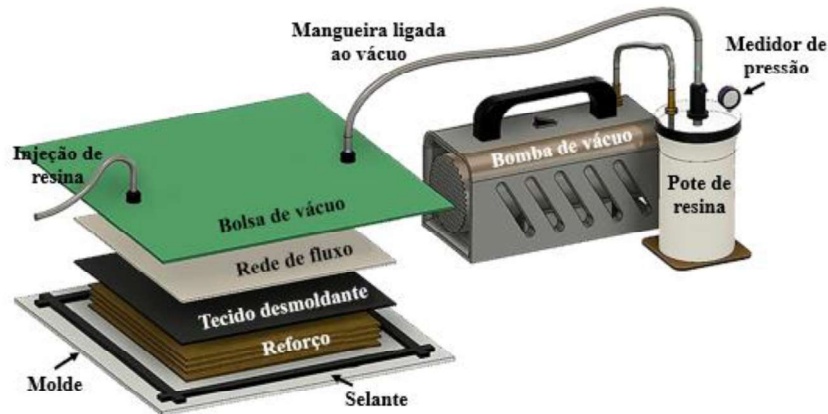
Existem diversas técnicas para se fabricar peças de laminados de PRF e sua seleção depende de fatores como tipo de material constituinte, requisitos de projeto, aplicação e custo (ZIN *et al.*, 2016). Em geral, essas técnicas podem ser divididas em dois processos, conhecidos como molde aberto ou fechado. Nos processos de molde aberto, a qualidade da peça depende do operador, além de ser uma técnica trabalhosa, resultando em um baixo volume de produção. Outras desvantagens são baixa fração volumétrica de fibra e espessura variante ao longo da peça. Contudo, normalmente é um método que apresenta baixo custo e alto grau de simplicidade (SEVKAT; BRAHIMI, 2011). Alguns exemplos deste método são laminação manual e pulverização. Em contra partida, a técnica em molde fechado, também conhecida como moldagem líquida de compósitos (*liquid composite molding* – LCM), consiste em envolver as fibras por um molde ou uma bolsa de vácuo e, posteriormente, injetar a resina líquida no interior da cavidade, impregnando as fibras (SAS; ŠIMÁČEK; ADVANI, 2015). Este método garante peças com maiores teores de fração volumétrica de fibras e, portanto, melhor desempenho mecânico, além da capacidade de fabricação de peças com grandes dimensões. Contudo, devido ao maquinário envolvido, costuma apresentar alto custo. Alguns exemplos deste método são transferência de resina, transferência de resina assistida a vácuo, moldagem por compressão e pultrusão (SEYEDNOURANI; YILDIZ; SAS, 2021).

2.4.1. Moldagem por transferência de resina assistida a vácuo

A moldagem por transferência de resina assistida a vácuo é um processo de molde fechado capaz de manufaturar componentes de alta performance de compósitos laminados de PRF. Devido ao baixo tempo de processamento, bom acabamento interior, bons valores de fração volumétrica de fibras (entre 40-50%) e rentabilidade, esta técnica tem encontrado aplicação em diversas áreas industriais, tais como naval, automobilística, aeronáutica e aeroespacial (TAMAKUWALA, 2021).

O processo consiste na montagem de um sistema onde inicialmente é pincelado sob o molde uma cera desmoldante, seguido do posicionamento das fibras secas. Em sequência, é colocado sobre as fibras, um tecido desmoldante, popularmente conhecido como *peel-ply*, cuja função é garantir que a bolsa de vácuo (filme para vácuo) não grude nas fibras. Em seguida, é posicionado uma rede de fluxo (*flow media*), cujo o objetivo é aumentar a taxa de fluxo de impregnação, fornecer um caminho para resina, garantindo que ela molhe todas as regiões da fibra e fazer com que as bolhas de ar sejam removidas do interior da bolsa de vácuo. Logo após, é disposto o tecido de absorção na extremidade inferior do molde. É nele que fica contido o excesso de resina, após já ter percorrido toda a preforma (BENDER; SCHUSTER; HEIDER, 2006; HSIAO; HEIDER, 2012). São posicionados nas extremidades opostas do molde as mangueiras de entrada de resina (na parte superior) e entrada do vácuo (na parte inferior). Posteriormente, o filme para vácuo é posicionado e o conjunto é vedado através do selante. A bomba de vácuo é ligada, removendo todo o ar contido no interior da bolsa. As linhas de resina são abertas e através da diferença de pressão existente entre o interior da bolsa de vácuo e o ambiente (pressão atmosférica), a resina é “puxada” de fora para dentro, onde estão as fibras. Após a cura da resina, a peça é desmoldada e as mangueiras de injeção de resina, o filme para vácuo e o tecido de absorção são descartados (ADVANI; SOZER, 2002; BALASUBRAMANIAN; SULTAN; RAJESWARI, 2018). A Figura 7 ilustra este processo.

Figura 7 - Processo de infusão de resina assistida a vácuo.



Fonte: Adaptado de Sharma, Mali e Dixit (2021).

2.5. Técnicas de reforço tridimensional

Conforme dito anteriormente, o desenvolvimento de compósitos tridimensionais teve seu início no final da década de 60, com a incorporação de fibras no eixo “z” através do método de trançamento 3D. Desde lá até os dias atuais, surgiram diversas técnicas para manufatura deste tipo de material, como tecelagem 3D, tricotagem 3D, costura 3D e *tufting*. As três primeiras técnicas modificam a arquitetura do tecido, criando uma preforma próxima ao formato final do compósito. Os três últimos métodos reforçam na direção da espessura em um processo pós empilhamento. A escolha de uma ou outra técnica de reforço tridimensional depende dos requisitos de projeto, desempenho mecânico requerido e custo (BORTOLUZZI, 2013). A Tabela 4 exibe as vantagens e desvantagens de cada método.

Tabela 4 - Vantagens e desvantagens de compósitos 2D e 3D reforçados através de diferentes técnicas de reforço.

Tipo de fibra	Vantagens	Desvantagens
Laminado	Processo de manufatura simples e barato	Baixa resistência a delaminação
Trançamento 3D	Alta tolerância a danos, manufatura de estruturas com formatos complexos	Alto custo, tamanho de peças limitado e automação insuficiente
Tecelagem 3D	Alta resistência a delaminação	Alto custo e automação insuficiente
Tricotagem 3D	Ciclos de produção rápidos e manufatura de peças com geometrias complexas	Espessura de peças limitada e automação insuficiente
Costura 3D	Baixo custo e excelente resistência a delaminação	Fácil de danificar as fibras no plano

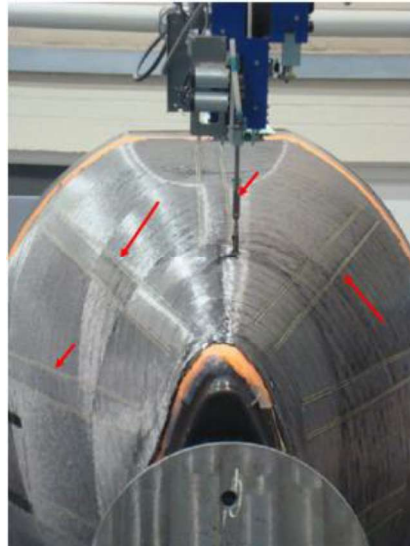
Fonte: Song *et al.*, (2022).

2.5.1. Reforço tridimensional através da técnica de costura

Comparado com as demais técnicas de reforço tridimensional, a costura é capaz de aumentar as propriedades interlaminares dos compósitos laminados de PRF com acréscimo de apenas uma etapa no processo produtivo. Este método, que inicialmente foi utilizado para unir peças de material compósito, atualmente é aplicado para promover o aumento da tenacidade à fratura interlaminar e melhorar a tolerância ao dano, evitando falhas catastróficas típicas em compósitos laminados (TREIBER, 2011).

Esta técnica que foi desenvolvida no início da década de 80 para empresas do setor aeronáutico, envolve a inserção de feixes de fibra de alta resistência (carbono, vidro e aramida) ao longo da espessura do laminado, formando um arranjo tridimensional. Ainda nos dias de hoje, têm sua aplicação quase que inteiramente destinada a componentes estruturais nos setores aeronáuticos, como fuselagem, painéis de asa e componentes estruturais (MOURITZ; COX, 2000). A Figura 8 ilustra um cone de cauda reforçado através da técnica de *tufting* (um tipo de técnica de costura automatizada), onde as setas vermelhas indicam as linhas de reforço.

Figura 8 - Cone de cauda reforçado através da técnica de *tufting*.



Fonte: Adaptado de Lombetti (2015).

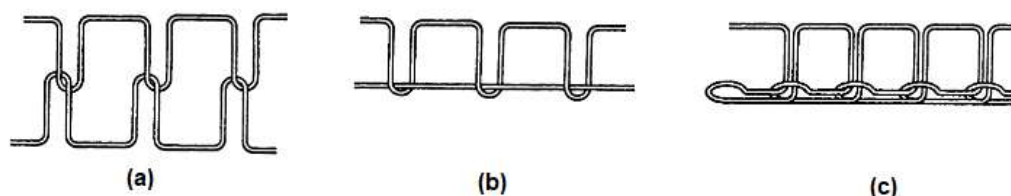
Existem diversos parâmetros de costura passíveis de controle durante a manufatura das preformas, que afetam significativamente as propriedades mecânicas de compósitos tridimensionais manufaturados através desta técnica. São eles: o material utilizado como feixe de reforço, a densidade de costura e o diâmetro do feixe de reforço e o padrão de costura (TAN *et al.*, 2013). Cada uma destas características será discutida e detalhada nos tópicos seguintes.

2.5.1.1. Métodos de costura

As primeiras preformas foram manufaturadas através de processos manuais e máquinas tradicionais de costuras adaptadas. Nesta época, havia uma limitação operacional, uma vez que as máquinas disponíveis não eram capazes de costurar peças com grandes dimensões e geometrias complexas. Com o crescimento do interesse industrial por este tipo de compósitos, novos métodos e máquinas costura surgiram (WITTIG, 2001).

Atualmente, a tecnologia de costura automatizada pode ser dividida em: costura de dois lados (*double-side stitching*) e costura de um lado (*single side stitching*). Na costura de dois lados, a agulha principal e os mecanismos de engate do feixe de reforço estão localizados no lado superior e inferior do laminado. O procedimento consiste em entrelaçar dois feixes de reforço (conhecidos como linha da agulha e linha da bobina), formando um nó no interior do laminado. Existem três tipos de pontos (nós) formados pela costura de dois lados, são eles: *lock*, *modified lock* e *chain* (SONG *et al.*, 2022). A Figura 9 ilustra os tipos de costura.

Figura 9 - Tipos de ponto formados pela costura de dois lados: (a) *lock*, (b) *modified lock* e (c) *chain*.



Fonte: Adaptado de Mouritz, Leong e Herszberg (1997).

O ponto tipo *lock* produz nós no interior do compósito, formando regiões ricas em resina e locais de concentração de tensão, portanto são raramente utilizados. Em contrapartida, o *modified lock* forma nós na superfície do compósito, minimizando as distorções de fibra em volta do ponto de costura, sendo assim os mais comuns. A costura do tipo *chain* possui alto grau de complexidade e necessita de um material flexível para o feixe de reforço (neste tipo de ponto, é utilizado somente um feixe de reforço) (MOURITZ; LEONG; HERSZBERG, 1997).

Na costura de um lado, a agulha principal e os mecanismos de engate do feixe de reforço estão localizados do mesmo lado do laminado, e uma linha de costura passa pelo interior das fibras formando um laço. *Blind stitch*, *tufting* e *one-side stitching* (OSS) pertencem a este tipo de costura (TREIBER, 2011), como mostra a Figura 10.

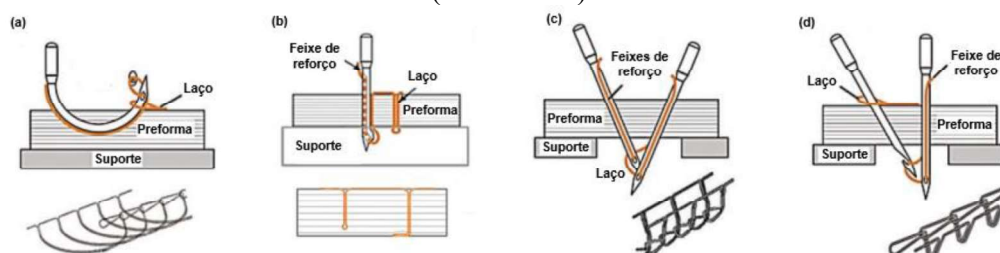
A costura *blind stitch* é realizada através de uma agulha no formato de meia lua, que introduz o feixe de reforço nas lâminas de fibra, formando um laço na superfície da preforma

(Figura 10a). Este tipo de costura permite que o reforço penetre totalmente ou parcialmente na preforma, de acordo com as necessidades de projeto, e é comumente utilizado para reforçar peças com geometrias complexas. No entanto é um procedimento que apresenta um alto grau de complexidade e necessita de um maquinário desenvolvido (OGALE; MITSCHANG, 2004).

A costura do tipo *tufting* consiste em uma técnica unilateral simples e automatizada. Neste processo, ocorre a inserção do feixe de reforço nas lâminas de fibra através de uma agulha. Durante a etapa de retração da agulha, o feixe de reforço fica contido na preforma devido a forças de fricção geradas entre o próprio feixe de reforço e o suporte, que geralmente é uma borracha (Figura 10b ilustra o procedimento). É uma técnica simples e que permite a fabricação de peças de compósitos mais espessas e com geometrias complexas. Além disso, devido à ausência de tensão de costura, esta técnica reduz os danos causados nas lâminas de fibra. Contudo, é necessário equipamentos de costura modernos e automatizados. Este tipo de costura foi utilizada para fabricar uma caverna de pressão traseira da aeronave Airbus A380 (BORTOLUZZI, 2013; BORTOLUZZI *et al.*, 2019).

A costura OSS pode ser realizada com dois feixes de reforço (*double-thread chain stitch*) ou com apenas um feixe de reforço (*single-thread chain stitch*), como ilustra a Figura 10c e 10d, respectivamente. No tipo de costura *double-thread chain stitch* duas agulhas inclinadas a 45° graus fazem com que dois feixes de reforço se cruzem, formando um laço na superfície da preforma. Já na costura *single-thread chain stitch* utiliza-se uma agulha guia orientada na vertical, que tem como objetivo guiar o feixe de reforço através das lâminas de fibra. Ao mesmo tempo, uma agulha inclinada em um determinado ângulo é utilizada para formar um laço na superfície da preforma. Os laços formados na superfície funcionam como concentradores de tensão superficial, o que reduz as propriedades mecânicas de compósitos reforçados por esta técnica. Entretanto, este método permite uma costura rápida, simples e eficiente, o que, para uma produção em escala industrial é essencial (BILISIK; KARADUMAN; SAPANCI, 2019; PLAIN; TONG, 2011).

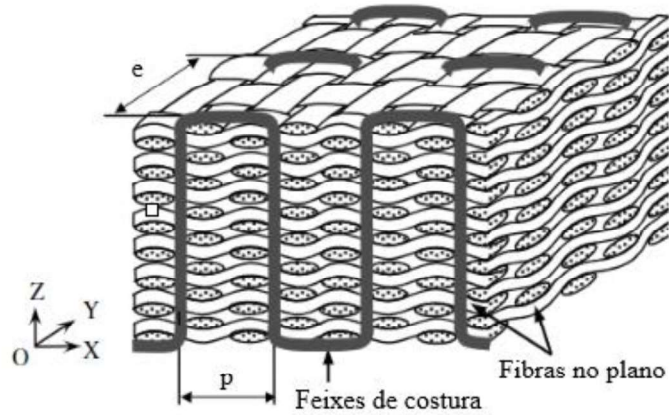
Figura 10 - Tipos de costura e os pontos associados a elas: (a) *blind stitch*, (b) *tufting*, (c) e (d) OSS (*chain stitch*).



Fonte: Adaptado de Gnaba *et al.* (2019).

Através de uma costura manual, é possível obter uma arquitetura tridimensional diferente de todas as previamente mencionadas, conhecida como costura simples. Neste tipo de costura, ilustrada na Figura 11, é utilizado apenas um feixe de reforço que passa no interior do laminado, formando um arranjo ortogonal. Este tipo de costura causa menos dano as fibras no plano, além de inibir a formação de regiões ricas em resina, o que resulta em uma melhor tenacidade interlaminar e propriedades mecânicas intralaminares. Contudo, necessita de um longo tempo para ser executada, o que inviabiliza sua utilização em uma escala industrial. O desenvolvimento de máquinas específicas para realização deste tipo de reforço tem sido objeto de estudos (BILISIK; KARADUMAN; SAPANCI, 2019; VELMURUGAN; SOLAIMURUGAN, 2007).

Figura 11 - Desenho esquemático do arranjo ortogonal realizado através da costura simples.



Fonte: Adaptado de Nie *et al.* (2008).

Neste trabalho optou-se pela utilização da costura manual pois, em uma costura realizada por máquinas adaptadas, a magnitude de tensão de costura não pode ser facilmente controlada, e, portanto, existe uma variabilidade alta entre os pontos de costura. Pontos que apresentam altas tensões residuais exibem maior desalinhamento, quebra de fibras e crimpagem (MOURITZ, 1996). A costura manual é sutil, de forma a amenizar a quebra das fibras e a crimpagem e, em função disto, a formação de grandes bolsões de resina é inibida. Além disto, a costura do tipo simples também diminui a formação de regiões ricas em resina, pois não apresenta nós e nem laços em sua estrutura.

2.5.1.2. Parâmetros de costura

O tipo de material utilizado como feixe de reforço é um dos principais fatores que afetam as propriedades mecânicas de compósitos 3D costurados. Atualmente, existem inúmeros materiais que são utilizados como linhas de costura, como carbono, vidro, aramida, polímeros de alta resistência mecânica (poliamida 6, polibenzoxazol e Vectran[®]) e fibras naturais (seda, algodão e linho). A seleção de um ou outro tipo depende de exigências de projeto, como valores de resistência mecânica, ductilidade, custo e sinergia entre o feixe de reforço e os demais materiais constituintes do compósito (RAVANDI *et al.*, 2017).

Um outro parâmetro determinante para o desempenho mecânico desses materiais é a densidade de costura, que consiste em uma grandeza capaz de mensurar, de maneira geométrica, a quantidade de feixe de reforço existente na preforma. Pode ser calculada através do passo (distância vertical dos pontos de costura) e do espaçamento (distância horizontal entre as linhas de costura). A interpretação matemática para esta medida é expressa através da Equação 1 (TAN *et al.*, 2013).

$$DC = \frac{1}{pe} \quad (\text{Equação 1})$$

Onde:

DC – Densidade de costura [mm⁻²];

p – Passo de costura [mm];

e – Espaçamento de costura [mm].

Alguns trabalhos revelaram uma relação entre a densidade de costura e as propriedades mecânicas de compósitos tridimensionais costurados. A maioria concluiu que uma densidade de costura alta provoca grandes danos nas fibras no plano e, portanto, degradação das propriedades mecânicas. Por outro lado, uma DC baixa não é suficiente para promover o fortalecimento efetivo desses materiais. Isso foi observado no trabalho realizado por Benson Dexter e Funk (1986) que constataram que uma densidade de costura elevada aumenta significativamente a resistência a compressão e a tenacidade à fratura interlaminar em modo I, porém, reduz o desempenho desses materiais em carregamentos de tração.

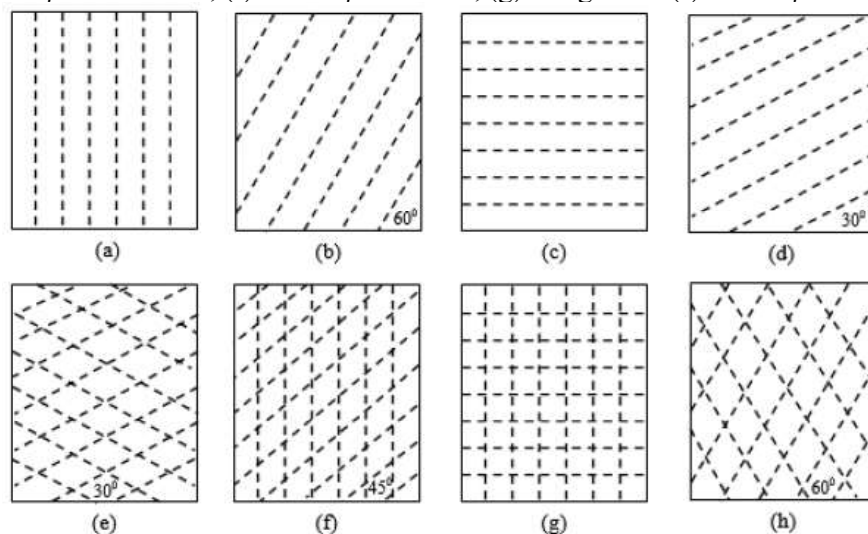
O diâmetro do feixe de reforço também se mostrou um fator importante no projeto desses materiais. Mouritz, Leong e Herszberg (1997) registraram que diâmetros muito espessos

aumentam a quantidade de danos nas fibras no plano, gerando uma queda na resistência a forças de tração. Contudo, Zhao *et al.* (2009) registraram um aumento da resistência ao impacto em função do aumento do diâmetro do feixe de reforço. Portanto, é provável que para cada sistema de material compósito, há um diâmetro de feixe de reforço ideal, onde os efeitos de fortalecimento são maiores que os danos causados pelo processo de costura.

Além disso, pode-se dizer que a densidade de costura e o diâmetro do feixe de reforço são parâmetros sinérgicos entre si. A escolha correta dessas características implica em uma melhora significativa nas propriedades mecânicas de compósitos 3D costurados. Infelizmente, existem poucas pesquisas que estudaram a relação entre esses dois fatores e suas consequências nas propriedades mecânicas desses materiais.

O último parâmetro passível de controle durante o processo de reforço é o padrão de costura. Apesar de existirem diversos padrões possíveis de serem efetuados, como ilustra a Figura 12, a maioria dos trabalhos estudam arquiteturas onde os feixes de reforço são normais ou paralelos a direção do carregamento. Mouritz, Gallagher e Goodwin (1997) estudaram o comportamento de compósitos 3D com a costura paralela (Figura 12a) e perpendicular (Figura 12c) ao comprimento do corpo de prova submetidos ao ensaio de flexão e DCB. Constatou-se que quando a costura é paralela ao comprimento da amostra, a tenacidade à fratura interlaminar e a resistência à flexão chegam a valores 16,30% e 21,19% superiores aos encontrados quando a costura é normal ao comprimento, respectivamente.

Figura 12 - Padrões de costura: (a) vertical, (b) inclinação de 60°, (c) horizontal, (d) inclinação de 30°, (e) inclinação de 30°/30°, (f) inclinação 30°/90°, (g) ortogonal e (h) inclinação de 60°/60°.



Fonte: Adaptado de Yaakob *et al.* (2019).

Yaakob *et al.* (2019) estudaram o comportamento de todos os padrões de costura ilustrados na Figura 12 sob cargas de tração e concluíram que as costuras multidirecionais (Figura 12e, 12f, 12g e 12h) produzem compósitos mais resistentes à tração. O motivo deste fenômeno não foi descrito claramente pelos autores, mas os mesmos acreditam que a causa deste aumento na resistência à tração ocorreu devido a uma maior fração volumétrica de fibras nesses tipos de arranjo e não ao padrão de costura.

2.6. Mecanismos de falha em compósitos

O conceito de falha em ciência e engenharia dos materiais pode ser definido como um conjunto de características associadas à um componente que não pode mais desempenhar a função para a qual foi projetado, devido a danos ou defeitos em sua estrutura. Já o modo de falha de um material é o conjunto de mecanismos que levam a falha. Em materiais compósitos, determinar o modo de falha nem sempre é uma tarefa fácil, pois envolve vários mecanismos que ocorrem simultaneamente (MATTHEWS; RAWLINGS, 2008). Além disto, devido as incontáveis combinações de materiais para a construção de um compósito, torna-se impossível estabelecer mecanismos de falha gerais e característicos a todos eles, sendo assim, a micromecânica de cada tipo é analisada separadamente.

Esta pesquisa tem como foco identificar os mecanismos de falha presentes em compósitos 3D costurados e compará-los com os laminados. Ressalta-se que existe uma produção científica extensa que analisa minuciosamente o modo de falha de compósitos laminados de PRF, como por exemplo no trabalho de Chawla (2001), Pickett (2018) e Staab (2015), portanto, descrever com detalhes os fenômenos associados a falha de laminados está além do escopo deste trabalho.

2.6.1. Mecanismos de falha em laminados de PRF

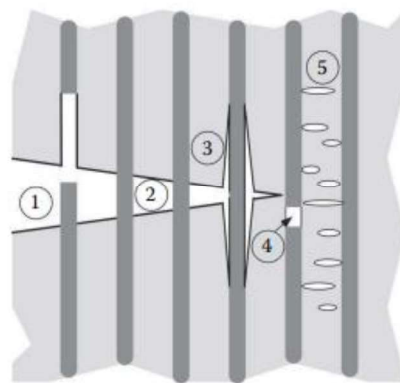
Normalmente, os compósitos laminados de PRF falham devido à atuação de diversos mecanismos que atuam simultaneamente na estrutura. Esses mecanismos podem ser divididos em dois tipos: danos intralaminares (ocorrem dentro das lâminas de fibra) e interlaminares (ocorrem entre as lâminas de fibra). Os fenômenos intralaminares são falhas na matriz ou nas fibras, enquanto que a delaminação é entendida como um fenômeno interlaminar. Estudos

realizados revelaram que, na maioria dos casos, o modo de falha deste tipo de material é caracterizado por falhas intralaminas seguidas por danos interlaminares (TITA, 2003).

A Figura 13 ilustra alguns dos mecanismos de falha mais comuns em laminados de PRF. A ruptura de fibras (mecanismo 4) é causada quando o carregamento aplicado é superior ao suportado pela fibra. Naturalmente, este tipo de dano depende do material, das características geométricas da fibra e da fração volumétrica dos constituintes. Os defeitos ou danos na matriz (mecanismo 5) podem ocorrer devido a dois fatores: a) devido à baixa interação fibra/matriz. Neste caso, a matriz, geralmente de natureza frágil, não consegue transmitir a carga para as fibras e, em consequência deste fenômeno, a própria matriz se torna responsável por suportar o carregamento, fazendo com que trincas surjam nesta fase. b) o segundo fator pode ser explicado analisando regiões vizinhas a fibras rompidas ou bolhas de ar causadas por processos de moldagem. Essas regiões, que atuam como concentradores de tensão, tendem a redistribuir os carregamentos para o volume de resina mais próximo, levando à ruptura da matriz (ANDERSON, 2017; DHARAN, 1978).

A descolagem (mecanismo 3) ocorre quando existe uma falha na região de interface ou uma fraca adesão matriz/fibra. Neste caso, ocorre a separação das fases do compósito (fibra e matriz). Contudo, uma forte adesão matriz/fibra pode gerar o arrancamento abrupto das fibras, mecanismo conhecido como “*pull-out*” (mecanismo 1). As pontes de fibra (*fiber bridging*) ocorrem quando o compósito é constituído por fibras frágeis, matrizes dúcteis e uma interface forte. Neste mecanismo de falha (mecanismo 2) a trinca se propaga através da matriz sem romper as fibras, que são responsáveis por interligar as superfícies fraturadas (FRIEDRICH, 1989).

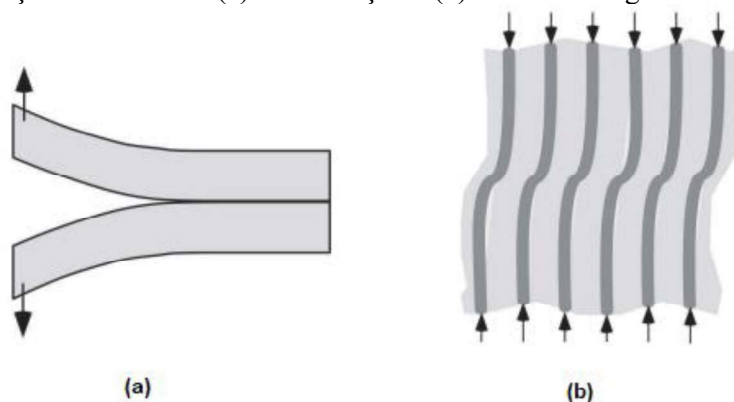
Figura 13 - Desenho esquemático dos mecanismos de falha em compósitos poliméricos reforçados com fibra: (1) ruptura de fibras, (2) pontes de fibra, (3) descolagem, (4) pull-out e (5) ruptura da matriz.



Fonte: Adaptado de Anderson (2017).

Existem ainda dois mecanismos de falha muito comuns em materiais laminados de PRF, que são ilustrados na Figura 14. A delaminação (Figura 14a) é a separação das camadas do laminado geradas por trincas que surgem entre as lâminas. Este tipo de defeito é característico de compósitos e aparecem em diversos tipos de cargas, como compressão, flexão e impacto. Já a microflambagem (*microbuckling*) (Figura 14b) é um tipo de mecanismo particular de cargas de compressão e flexão, e consiste na deformação das fibras, gerando regiões de desalinhamento, conhecidas como *kink band*. Esse tipo de falha é caracterizado por surgir repentinamente e de modo catastrófico, sendo o principal motivo da baixa resistência de compósitos laminados a compressão (DHARAN, 1978; SOUZA, 2003).

Figura 14 - Desenho esquemático dos mecanismos de falha em compósitos poliméricos reforçados com fibra: (a) delaminação e (b) microflambagem.



Fonte: Adaptado de Anderson (2017).

2.6.2. Defeitos em compósitos 3D

O processo de costura tem como objetivo aumentar a tenacidade à fratura interlaminar, resistência ao impacto e tolerância a danos de compósitos laminados. Contudo, durante o procedimento de reforço, defeitos são introduzidos e, posteriormente, tornam-se mecanismos de falha adicionais (LARSSON, 1997).

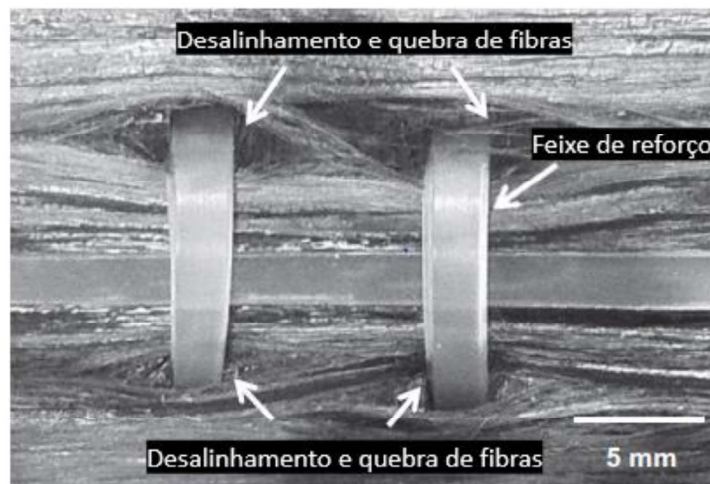
Tendo isto em vista, pode-se dizer que o modo de falha de compósitos 3D costurados é analisado como uma “competição” entre os benefícios causados pelo reforço (como inibição da delaminação devido as pontes de costura) e os mecanismos de falha gerados pelo mesmo (quebra e desalinhamento de fibras no plano, crimpagem e regiões ricas em resina). É justamente esta competição que explica os dados conflitantes na literatura a respeito de algumas propriedades mecânicas de compósitos 3D, como resistência à flexão, cisalhamento interlaminar, impacto, tração, compressão e tenacidade à fratura interlaminar. Além disto, a

quantidade de danos causados pelo processo de reforço tridimensional depende diretamente dos parâmetros de costura (densidade de costura e diâmetro do feixe) e do material de reforço.

O primeiro mecanismo de falha comum aos compósitos 3D costurados é a quebra de fibras. Esta falha é causada devido a tensões de atrito geradas entre a agulha e/ou feixe de reforço e as fibras no plano. Fibras contínuas danificadas não cumprem a função de resistir aos carregamentos, redistribuindo esta carga a regiões próximas. Este fenômeno é responsável por causar uma sobrecarga em fibras adjacentes às fibras fraturadas e/ou na matriz frágil, comprometendo o desempenho mecânico desses materiais (PINGKARAWAT; MOURITZ, 2015). Além disso, estudos comprovaram que a quantidade de fibras quebradas aumenta com valores altos de densidade de costura e diâmetro do feixe de reforço, além de serem influenciados pelo tipo de tecido (tipos de arquitetura e gramaturas) (TONG; MOURITZ; BANNISTER, 2002). A Figura 15 ilustra este defeito.

O desalinhamento ocorre à medida em que as fibras no plano precisam se espalhar ao redor dos pontos de costura (Figura 15). As fibras desalinhadas podem induzir uma tensão localizada que determina o início da trinca. Estas trincas iniciais são responsáveis por reduzir a adesão entre o feixe de reforço e a matriz circundante, levando a um decréscimo do desempenho mecânico desses materiais. Assim como a quebra de fibras, este fenômeno depende da gramatura do tecido a ser costurado, do diâmetro do feixe de reforço e da densidade de costura.

Figura 15 - Quebra e desalinhamento de fibras no plano causadas pelo processo de costura.

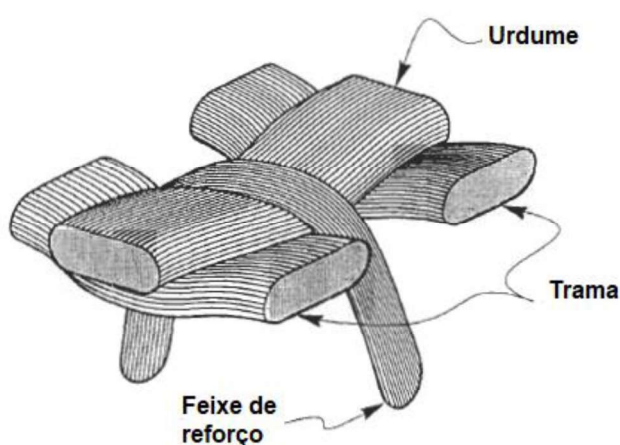


Fonte: Adaptado de Pingkarawat e Mouritz (2015).

A crimpagem é a distorção ou a angulação induzida pelo feixe de reforço na superfície da preforma também causada pelo processo de costura (Figura 16). Este mecanismo é responsável por criar zonas de concentração de tensão ao redor dos feixes de reforço, causando

trincas na matriz que, em um segundo momento, se espalham por volumes vizinhos, reduzindo o desempenho mecânicos de compósitos 3D costurados. A crimpagem é uma grande preocupação porque reduz significativamente a resistência a compressão, pois promove microflambagem e regiões de *kink bands* (MOURITZ; COX, 2010). Estudos revelam que a crimpagem pode ser agravada com compactação exagerada durante o processo de moldagem e com aumento do diâmetro do feixe de reforço e da densidade de costura (PINGKARAWAT; MOURITZ, 2015).

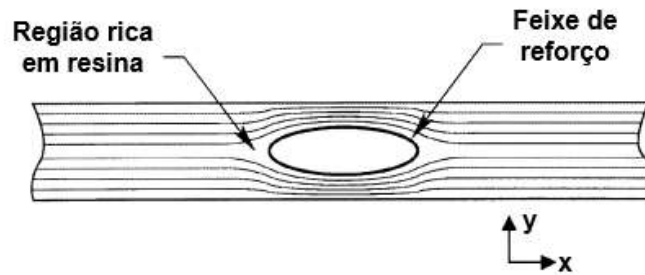
Figura 16 - Desenho esquemático da crimpagem de fibras no plano causada pelo processo de costura.



Fonte: Adaptado de Mouritz e Cox (2010).

As regiões ricas em resina são zonas ao redor dos feixes de reforço que contém grande concentração de resina causadas pelo desalinhamento e crimpagem de fibras (Figura 17). A formação dessas zonas ocorre quando os vazios gerados pelos danos nas fibras no plano são preenchidos por resina durante o processo de moldagem. As regiões ricas em resina diminuem a fração volumétrica de fibras no plano e atuam como concentradores de tensão. Sendo assim, diversos autores associam este tipo de dano à redução de propriedades mecânicas, como resistência à tração, compressão e flexão. Naturalmente, as regiões ricas em resina aumentam com valores elevados de densidade de costura (MOURITZ, 1996).

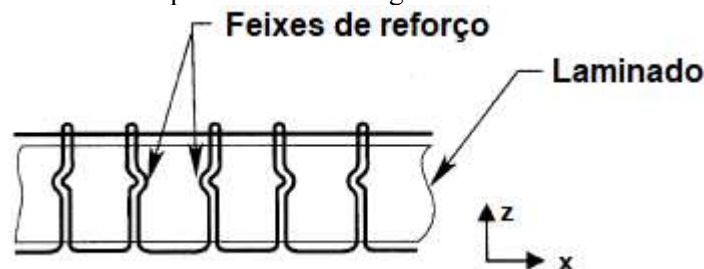
Figura 17 - Desenho esquemático da formação de regiões ricas em resina causadas pela presença do feixe de reforço.



Fonte: Adaptado de Mouritz e Cox (2000).

O último mecanismo de falha que pode acontecer em compósitos 3D costurados é a distorção do feixe de reforço, ilustrado na Figura 18. A formação desta falha acontece durante o processo de moldagem e é causado pela compactação no interior do molde pressurizado. Compactações exageradas são responsáveis por aumentar o grau de distorção da linha de reforço (MOURITZ; COX, 2000).

Figura 18 - Desenho esquemático das distorções dos feixes de reforço causadas durante o processo de moldagem.



Fonte: Adaptado de Mouritz e Cox (2000).

Existem ainda alguns outros tipos de danos que podem ocorrer devido a costura, como por exemplo microtrincas causadas por diferentes coeficientes de expansão térmica entre o feixe de reforço e o material circundante e danificação da própria linha de costura durante o processo de reforço. É importante frisar que nem todo compósito 3D costurado apresenta a junção dos danos listados, sendo os mais comuns a quebra e desalinhamento de fibras e, conseqüentemente, regiões ricas em resina (TONG; MOURITZ; BANNISTER, 2002).

Ressalta-se que além dos danos adicionais causados pela costura, esses materiais, em muitos casos, experimentam os tradicionais mecanismos de falha dos laminados de PRF, previamente discutidos no tópico passado.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho foram divididos de acordo com as etapas do processo de fabricação dos compósitos, são eles:

- Materiais constituintes dos compósitos
- Materiais utilizados para o processo de costura
- Materiais utilizados para moldagem dos compósitos

3.1.1. Materiais constituintes dos compósitos

Comumente, os laminados de PRF são constituídos de dois materiais: uma resina polimérica e os tecidos de fibra sintética. No entanto, compósitos 3D costurados necessitam ainda de uma linha de costura. Esta linha de costura, conhecida como feixe de reforço, pode ser do mesmo material das lâminas de fibras ou de um material distinto. Nesta pesquisa, foram utilizados tecidos de fibra de vidro embebidos por uma resina epóxi. Para fabricação das preformas, feixes de aramida foram escolhidos como a linha de costura.

A fibra de vidro utilizada foi do modelo WR-326, fornecida pela empresa Texiglass[®]. Consiste em um tecido de fibra de vidro do tipo E tramada numa arquitetura denominada tela. Neste arranjo bidimensional, os fios de urdidura e trama são formados pelos mesmos materiais e apresentam as mesmas dimensões e geometria, portanto, as propriedades físicas e mecânicas são semelhantes nas direções “x” e “y”. A escolha deste material justifica-se pelo seu baixo custo e variedade de aplicações nas mais diversas áreas da engenharia, como já foi previamente discutido em seções anteriores deste trabalho.

Informações técnicas sobre os tecidos de fibra de vidro WR-326 estão apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 - Informações técnicas do tecido de fibra de vidro WR-326.

Propriedades	Unidade	Valor
Gramatura	g/m ²	326
Nº de fios de urdume e trama	Fios/cm	4
Titulação	Tex	408
Resistência à tração	MPa	2000
Módulo elástico	GPa	82
Alongamento	%	3
Densidade	g/cm ³	2,66
Espessura	mm	0,32

Fonte: Informações fornecidas pela empresa Texiglass®.

O sistema utilizado para moldar os compósitos consistiu em uma resina do modelo RLL EX 10607 e o catalisador HALL 115, ambos fornecidos pela empresa epHoxaL®. Esta resina foi desenvolvida especialmente para processos de moldagem de compósitos como laminação e impregnação, isso porque sua baixa viscosidade favorece o molhamento das fibras. Os valores de viscosidade da resina e do catalisador são de 550 mPa.s e 50 mPa.s (à 25°C), respectivamente. Uma outra propriedade valiosa para o sistema de impregnação são os valores de densidade, já que resinas com baixas densidades garantem estruturas mais leves. A densidade da resina e do catalisador são de 1,15 g/cm³ e 1,91 g/cm³ (à 25 °C), nesta ordem. A mistura desses produtos gera um sistema com uma temperatura de transição vítrea entre 95 °C e 100 °C (*Datasheet epHoxaL®*).

A fibra de aramida no formato de feixe (também conhecida como *roving*) foi utilizada como reforço principalmente devido à sua alta resistência à abrasão, o que facilita o processo de costura, já que não se rompem e dificilmente são danificados, diferentemente dos feixes de carbono e vidro. Utilizou-se o modelo K-336 que, assim como os tecidos de fibra de vidro, foram fornecidos pela empresa Texiglass®. A Tabela 6 mostra as características dos fios de aramida utilizados.

Tabela 6 - Informações técnicas do fio de aramida K-336.

Propriedades	Unidade	Valor
Titulação	Tex	336
Resistência à tração	MPa	2950
Módulo elástico	GPa	107
Alongamento	%	2,7
Densidade	g/cm ³	1,44

Fonte: Informações fornecidas pela empresa Texiglass®.

3.1.2. Materiais utilizados para o processo costura

Para a fabricação das preformas foi desenvolvido uma metodologia de costura manual capaz de reforçar tridimensionalmente as lâminas empilhadas de fibra de vidro. Neste procedimento, que será detalhado nos tópicos seguintes, foram utilizados os materiais descartáveis listados na Tabela 7. Analisando a Tabela 7, observa-se que o custo envolvido no processo de costura é baixo, o que representa uma vantagem repetitiva entre a técnica de costura manual e as demais técnicas de reforço 3D.

Tabela 7 - Materiais descartáveis utilizados no processo de costura.

Materiais	Quantidade	Especificação	Preço [R\$]
Placa de isopor	1	Placa retangular (100x50x0,5cm)	1,65
Fita adesiva	1	Fita adesiva Crepe	3,83
Agulha	1	Kit agulha	6,71
Gabarito	2	Folha A4	N/A

Fonte: Autoria própria.

3.1.3. Materiais utilizados para a moldagem dos compósitos

Conforme mencionado, o método de infusão utilizado neste trabalho foi a moldagem por transferência de resina assistida a vácuo. Com intuito de diminuir o custo do processo, alguns materiais alternativos foram utilizados, como por exemplo, o selante de borda. A Tabela 8 contém informações sobre os consumíveis e reutilizáveis empregados na manufatura das placas de compósito. Nela, é possível observar que o custo envolvido no processo de infusão de resina através desta técnica foi baixo quando comparado aos outros métodos de impregnação. Além disso, quando se analisa somente os materiais consumíveis, uma vez que não houve necessidade de trocar os reutilizáveis em nenhum momento durante este trabalho, este custo é ainda mais baixo. Estima-se que o valor gasto nos consumíveis em cada processo de infusão flutuou entre R\$ 15,00-18,00, dependendo da quantidade de cada consumível utilizado durante a impregnação.

Tabela 8 - Materiais consumíveis e reutilizáveis empregados para moldagem das placas de compósito.

Materiais	Modelo/Tipo	Fabricante/distribuidor	Preço [R\$]
Placa de vidro	N/A	N/A	60,00
Cera desmoldante	Wax OL8	Tec Glaze - N [®]	27,00
Selante de borda	Poly calafetar	Pulvitec [®]	13,00
Tecido desmoldante	Peel ply	e-composites [®]	5,78
Filme para vácuo	450V	e-composites [®]	12,60
Mangueira espiral	Spiraduto ½”	e-composites [®]	21,00
Tecido de absorção	N/A	e-composites [®]	9,45
Rede de fluxo	N/A	e-composites [®]	11,55
Mangueira	Cristal ½”	e-composites [®]	31,50
Bomba de vácuo	Vix 1	Hiatsu [®]	N/A
Balança digital	AD5002	Marte científica [®]	N/A
Espátula	Plástica	Tramontina [®]	5,99
Tesoura	Aço inoxidável	Mundial Creative [®]	34,00
Estilete	Zenôa	Maped [®]	20,00
Agente de limpeza	Thinner	Natrielli [®]	20,00
Grampos	Sargento	Sparta [®]	30,00

Fonte: Autoria própria.

3.2. Procedimento experimental

A fabricação das preformas pode ser dividida em três etapas: a manufatura das preformas, moldagem do compósito através da infusão de resina e a usinagem das amostras. Além disso, faz parte do processo experimental todos os ensaios mecânicos, a caracterização física das amostras e a determinação dos mecanismos de falha através da técnica de microscopia óptica e estereoscopia. É importante frisar que a descrição do processo de manufatura dos laminados não faz parte do escopo desta pesquisa, pois a fabricação foi realizada de maneira usual e costumeira, já tendo sido descrita e detalhada amplamente pela literatura científica e industrial (CHAWLA, 2001; LEVY NETO; PARDINI, 2006; STAAB, 2015).

Neste trabalho, foi conveniente criar uma identificação para os corpos de prova, de acordo com ensaio mecânico ao qual eles foram submetidos. Isso porque foi essencial que as amostras de compósito 3D e 2D submetidas ao mesmo ensaio mecânico tivessem geometrias e propriedades físicas semelhantes, de modo a tornar a comparação entre esses materiais livre dessas influências. A identificação foi:

- Placa de compósito 3D manufaturada para o ensaio de flexão em três pontos foi denominada (F3D);

- Placa de compósito 2D manufaturada para o ensaio de flexão em três pontos foi denominada (F2D);
- Placa de compósito 3D manufaturada para o ensaio de impacto Charpy foi denominada (I3D);
- Placa de compósito 2D manufaturada para o ensaio de impacto Charpy foi denominada (I2D);
- Placa de compósito 3D manufaturada para o ensaio DCB foi denominada (D3D);
- Placa de compósito 2D manufaturada para o ensaio DCB foi denominada (D2D);
- Placa de compósito 3D manufaturada para o ensaio SBS foi denominada (S3D);
- Placa de compósito 2D manufaturada para o ensaio SBS foi denominada (S2D).

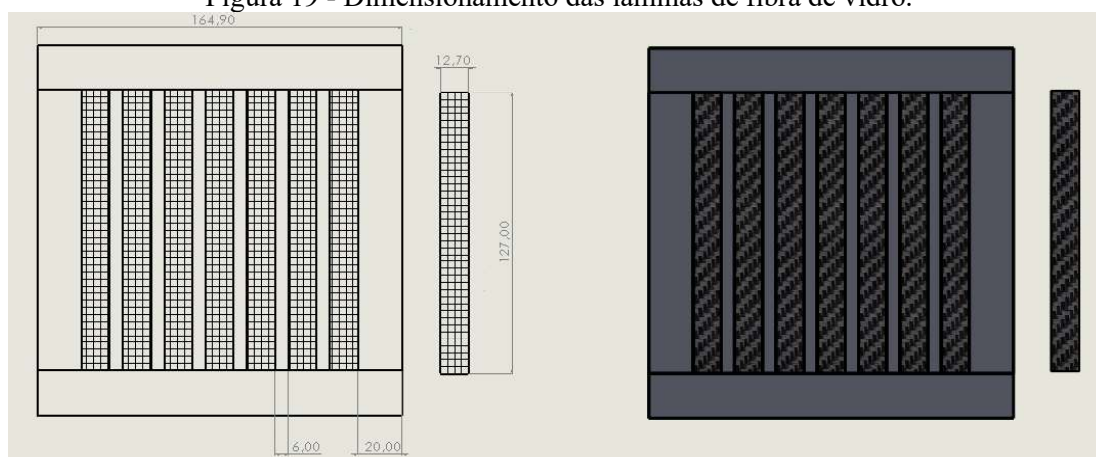
3.2.1. Manufatura das preformas através da costura

A técnica de costura desenvolvida para reforço tridimensional iniciou-se com o dimensionamento das lâminas de fibras de vidro. Esta etapa foi essencial para que não houvesse desperdício de material durante o corte, e garantiu que a placa de compósito fabricada tivesse tamanho suficiente para extração do número correto de amostras, conforme especificado pelas normas da ASTM (*American Society for Testing and Materials*).

Para o cálculo da área das placas, foram levados em consideração o número, a largura e o comprimento dos corpos de prova. Além disso, em cada lâmina, foi deixada uma borda de 20 mm para ser descartada das placas após a infusão. Isto é necessário porque essa região é muito danificada durante o processo de corte e, portanto, não deve ser utilizada. Além disto, um espaçamento de 6 mm entre as amostras também foi inserido, já que esse material é perdido durante a usinagem da placa.

A Figura 19 exemplifica um dimensionamento realizado para a placa de compósito tridimensional submetida ao ensaio de impacto Charpy. Observa-se uma região hachurada, que representa a área dos sete corpos de prova e uma região sem hachura, que é a porção descartada de cada lâmina de fibra.

Figura 19 - Dimensionamento das lâminas de fibra de vidro.



Fonte: Autoria própria.

O estágio seguinte foi o corte das lâminas de fibra de vidro. O rolo de fibra foi aberto em cima de uma superfície e foi marcado com uma caneta do tipo marcador permanente, nas dimensões previamente definidas. Nesta etapa, recomenda-se um manuseio cuidadoso das fibras de vidro para não desalinhar ou causar grandes perturbações no arranjo do tecido.

Após as marcações, foi utilizado um estilete para cortar as camadas de fibra de vidro. É possível realizar o corte com tesouras comuns, contudo este objeto pode tornar o processo difícil pois com tempo a ferramenta vai perdendo seu “fio de corte” e desfibrando as fibras de vidro. A Tabela 9 apresenta as dimensões e o número de camadas que foram utilizadas para manufaturar cada placa de compósito, de acordo com ensaio mecânico. As amostras destinadas ao ensaio de flexão de três pontos e resistência ao cisalhamento interlaminar foram retiradas da mesma placa e, portanto, apresentam as mesmas dimensão e quantidade de camadas de fibra de vidro. Destaca-se que, para cada placa de compósito 3D, uma placa de compósito 2D equivalente também foi fabricada, totalizando 6 placas.

Tabela 9 - Dimensão e número de camadas utilizadas para manufatura de cada placa de compósito.

Informações	Flexão/cisalhamento interlaminar	Impacto charpy	Tenacidade à fratura interlaminar
Nº de camadas	14	14	14
Comprimento [mm]	214,00	164,90	254,00
Largura [mm]	200,00	167,00	166,00

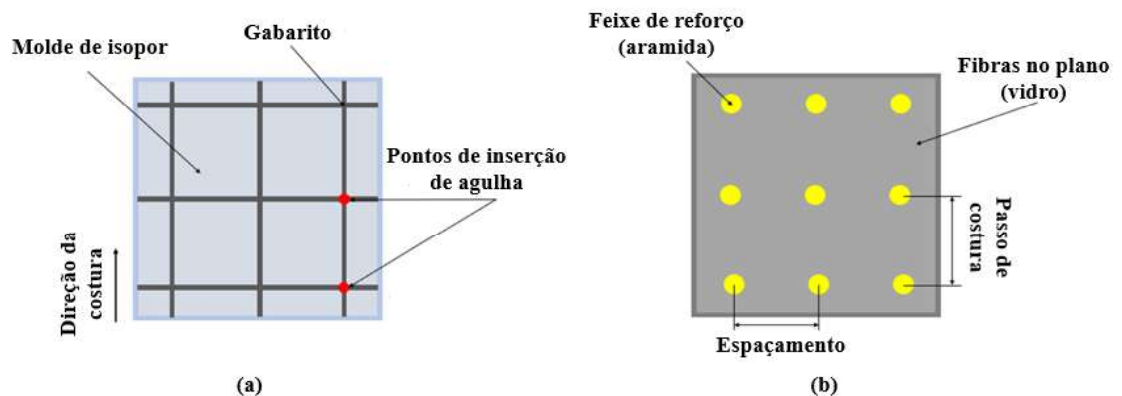
Fonte: Autoria própria.

A etapa posterior foi o empilhamento das camadas sobre a placa de isopor. As 14 lâminas foram cuidadosamente empilhadas umas sobre as outras seguindo a sequência de 0°/90° e então fixadas com fita adesiva. Em cima das fibras empilhada e sob o isopor foi posicionado

o gabarito. O gabarito é o guia para o procedimento de costura. Consiste em um “quadriculado” onde a altura dos quadrados representa o passo de costura e a base o espaçamento.

O procedimento de costura baseia-se na inserção da agulha com feixe de aramida em um vértice do quadrado e obrigatoriamente a saída da agulha do outro lado do molde neste mesmo vértice, passando por todas as lâminas de fibra de vidro. Os feixes de aramida foram costurados paralelamente ao comprimento das amostras. A Figura 20 ilustra o processo de reforço.

Figura 20 - (a) Molde de isopor com gabarito posicionado e (b) preforma já costurada com feixes de aramida.

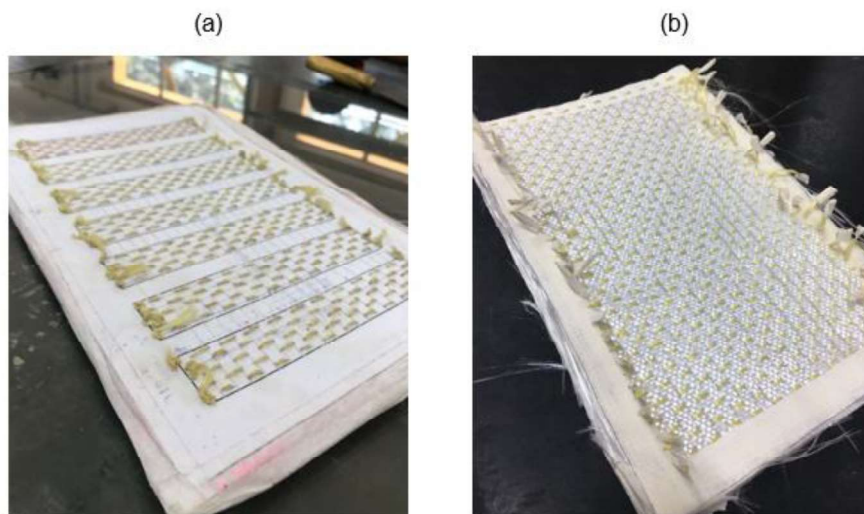


Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros de costura utilizados foram os mesmos para todas as amostras. Utilizou-se um passo de costura e um espaçamento de 6 mm e 4,5 mm, respectivamente. Estes parâmetros geraram uma densidade de costura de $0,037 \text{ mm}^{-2}$. Com intuito de trazer um caráter inovador para este trabalho, utilizou-se um valor de densidade de costura e diâmetro do feixe de reforço que não foi testado por nenhum outro autor.

A última etapa foi o desmolde da placa de isopor. Apesar do isopor ser um material frágil e que se rompe facilmente, o desmolde deve ser realizado com cautela para não perturbar o arranjo do laminado ou prejudicar os feixes de reforço. A forma como a costura é executada, tendo acesso aos dois lados da preforma produziu um arranjo do tipo costura simples, idêntica à realizada por Bilisik, Karaduman e Sapançi (2019); Kaya, Soutis e Potluti (2021); Pingkarawat e Mouritz (2015); Velmurugan e Solaimurugan (2007) e Yang *et al.* (2012). A Figura 21a mostra o molde costurado e a Figura 21b exhibe a preforma desmoldada, já com os feixes de aramida inseridos.

Figura 21 - (a) Molde fechado totalmente costurado e (b) preforma que estava no interior do molde.



Fonte: Autoria própria.

3.2.2. Moldagem por transferência de resina assistida a vácuo

O método utilizado para impregnar as placas de compósito foi a transferência de resina assistida a vácuo. Justifica-se a escolha deste método pelo baixo nível de complexidade de execução, ampla aplicação industrial e custo reduzido.

A etapa inicial consiste na limpeza do molde. Para este trabalho, utilizou-se uma placa de vidro temperado de 4 mm de espessura. O vidro, devido a sua baixa rugosidade superficial, fornece um bom acabamento para superfície da placa que está em contato com molde, além de uma boa adesão para o selante. A limpeza foi feita com produto thinner, livrando a superfície do molde de qualquer sujeira ou corpo estranho. Em seguida a região onde foi posicionada a preforma foi marcada e preenchida com a cera desmoldante, para facilitar a retirada da placa de compósito após o término do processo de infusão.

Com a preforma devidamente posicionada no interior do molde, o tecido desmoldante foi fixado acima da preforma e, acima dele a rede de fluxo. Posteriormente, a mangueira espiral (onde é ligada a linha de entrada de resina) foi fixada na extremidade superior do molde. Na extremidade inferior, foi posicionado o tecido de absorção.

Com o conjunto posicionado corretamente, a bolsa de vácuo foi fechada e vedada através do selante. Dobras nas extremidades superior e inferior da bolsa de vácuo foram feitas para evitar que esta se rompesse devido à pressão exercida pelo vácuo. Em seguida, foi feito um orifício na extremidade inferior da bolsa de vácuo. Este orifício teve o objetivo de ligar a linha de vácuo ao molde, fazendo com que a bomba retire todo ar no interior da bolsa, criando

a pressão relativa negativa (a pressão de referência é a pressão exterior ao molde, isto é, a pressão atmosférica). Um outro orifício foi feito na extremidade superior da bolsa de vácuo. Este, com intuito de ligar a linha de resina ao interior do molde. Com a bolsa de vácuo devidamente fechada, a bomba foi ligada e o vácuo estabelecido no interior do molde.

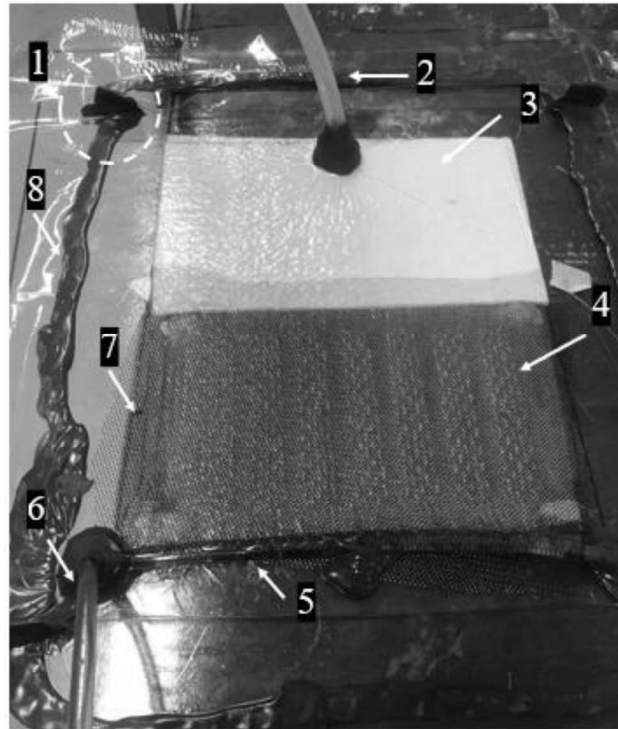
Para garantir a não existência de vazamento na bolsa, após o vácuo ser estabelecido, a bomba foi desligada e a linha de vácuo fechada. No caso de vazamento, o vácuo seria perdido minutos após o desligamento da bomba. Esse procedimento foi repetido até que se constatou que o vácuo permanecia mesmo após a bomba ser deligada e linha de vácuo fechada, garantindo a perfeita vedação do sistema.

O passo seguinte foi a adição do catalisador a resina em um recipiente apropriado e livre de qualquer impureza em uma proporção de 100 partes de resina para 15 de catalisador e a mistura foi posta para descansar por 10 minutos. O descanso é essencial para evitar que as bolhas criadas pela agitação da mistura sejam inseridas na preforma e tornem-se vazios após o processo de impregnação.

Com o sistema vedado e a mistura já preparada, o processo de infusão teve início com a ligação da linha de resina a mangueira espiral. A resina percorreu toda a preforma e seu excesso foi contido no tecido de absorção. Durante o início da impregnação, a alta velocidade do fluxo de resina pode causar um escoamento turbulento, e por consequência bolhas de ar podem ser formadas. Para evitar que essas bolhas permanecessem na preforma, foi permitido que a resina caminhasse pelo tecido de absorção mesmo após a completa impregnação da preforma, de forma a garantir a retirada das bolhas de ar da preforma. A Figura 22 ilustra a infusão realizada para moldar a preforma destinada ao ensaio DCB. Cada número inserido na imagem indica uma parte do sistema, são eles: 1 corresponde às dobras realizadas no filme de vácuo, 2 é a linha de vácuo, 3 refere-se ao tecido de absorção, 4, à preforma, 5, indica à mangueira espiral, 6 a linha de resina, 7, a rede de fluxo e 8, o selante.

Ao final do processo de infusão, a resina percorreu toda a preforma e parte do tecido de absorção. A bomba permaneceu ligada até a cura total da resina, auxiliando a compactação das fibras. O processo de cura ocorreu a temperatura ambiente e o tempo foi de 24 horas. Com o fim da infusão, a placa de material compósito foi cuidadosamente retirada do molde.

Figura 22 - Sistema montado para impregnação de uma preforma pela técnica de transferência de resina assistida a vácuo: (1) dobras, (2) linha de vácuo, (3) tecido de absorção, (4) preforma, (5) mangueira espiral, (6) linha de resina, (7) rede de fluxo e (8) selante.

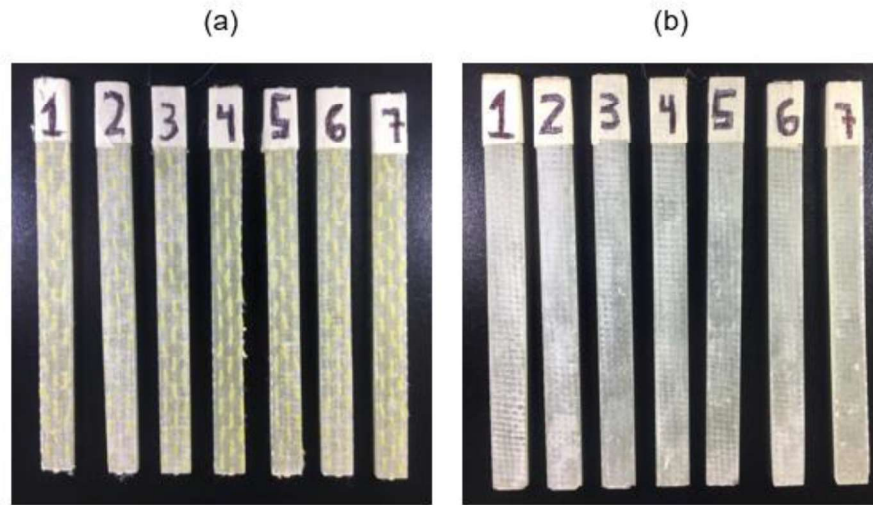


Fonte: Autoria própria.

3.2.3. Usinagem dos corpos de prova

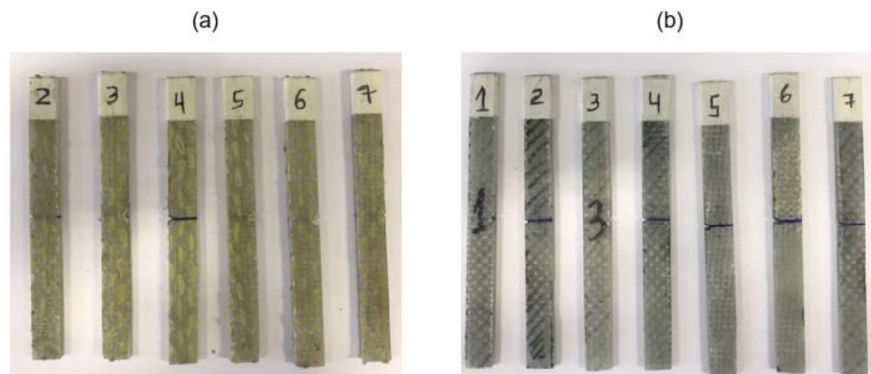
Com a placa de compósito manufaturada, foi necessário dimensionar os corpos de prova de acordo com ensaio mecânico que realizado. Inicialmente, os dois primeiros ensaios foram de flexão em três pontos e impacto Charpy. O corte foi realizado em uma serra circular de bancada modelo Makita® 2704 e um disco de diamante. Posteriormente, as amostras foram lixadas manualmente com lixas de carbetto de silício de diferentes granulometrias até que as medidas corretas fossem alcançadas. A Figura 23 e Figura 24 ilustram os corpos de prova dos compósitos manufaturados para o ensaio de flexão e impacto Charpy, respectivamente.

Figura 23 - (a) Corpos de prova (F3D) e (b) corpos de prova (F2D).



Fonte: Autoria própria.

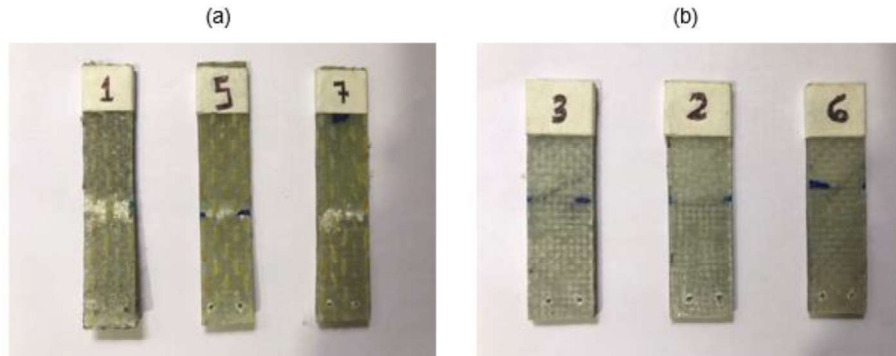
Figura 24 - (a) Corpos de prova (I3D) e (b) corpos de prova (I2D).



Fonte: Autoria própria.

Seguidamente, foram usinadas as amostras destinadas aos ensaios DCB (Figura 25) e SBS (Figura 26), que passaram pelo mesmo processo de corte e lixamento já descrito.

Figura 25 - (a) Corpos de prova (D3D) e (b) corpos de prova (D2D).



Fonte: Autoria própria.

Figura 26 - (a) Corpos de prova (S3D) e (b) corpos de prova (S2D).



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 10 apresenta as informações das dimensões geométricas médias dos compósitos 3D de acordo com o ensaio que foi realizado, bem como o desvio padrão. A Tabela 11 exibe as mesmas informações da Tabela 10, contudo, para compósitos 2D.

Tabela 10 - Dimensões das amostras de compósito 3D.

Informações	(F3D)	(I3D)	(D3D)	(S3D)
Comprimento [mm]	160,13 ($\pm 0,64$)	126,64 ($\pm 0,19$)	126,33 ($\pm 0,96$)	20 (N/A)
Largura [mm]	13,04 ($\pm 0,18$)	12,57 ($\pm 0,22$)	22,79 ($\pm 0,68$)	7,71 ($\pm 0,07$)
Espessura [mm]	3,70 ($\pm 0,07$)	3,73 ($\pm 0,08$)	3,71 ($\pm 0,18$)	3,65 ($\pm 0,03$)

Fonte: Autoria própria.

Tabela 11 - Dimensões das amostras de compósito 2D.

Informações	(F2D)	(I2D)	(D2D)	(S2D)
Comprimento [mm]	157,71 ($\pm 0,76$)	127,57 ($\pm 0,92$)	125,70 ($\pm 0,26$)	20 (N/A)
Largura [mm]	13,20 ($\pm 0,14$)	12,34 ($\pm 0,27$)	23,32 ($\pm 0,96$)	6,96 ($\pm 0,9$)
Espessura [mm]	3,49 ($\pm 0,05$)	3,17 ($\pm 0,40$)	3,69 ($\pm 0,03$)	3,30 ($\pm 0,37$)

Fonte: Autoria própria.

3.3. Caracterização das amostras

Como parte do processo experimental do trabalho, quatro tipos de ensaios mecânicos foram realizados nas amostras: ensaio de flexão de três pontos, ensaio de impacto Charpy, ensaio DCB e ensaio SBS. Além disso, afim de tornar a comparação válida entre compósitos 3D e 2D, foram feitos ensaios de determinação de densidade e fração volumétrica de fibras. Para estudar os modos de falha em compósitos 3D, foi utilizada a técnica estereoscopia e microscopia óptica. Os procedimentos de cada ensaio e análises serão discutidos nos tópicos seguintes.

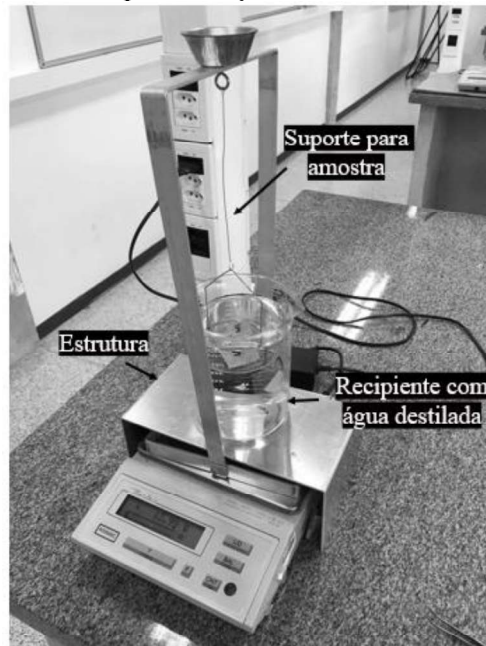
3.3.1. Ensaio de determinação da densidade

Para determinar a densidade dos compósitos, foi realizado o ensaio de deslocamento de água, regido pela norma ASTM D792 – 13: *Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement*. Embora destinado a materiais poliméricos, a norma menciona a validade dos resultados para compósitos PRF.

Inicialmente, foi feita a usinagem das placas de compósito. O corpo de prova para este ensaio não possui dimensões e geometrias específicas, contudo, seu volume não pode ser inferior a 1 cm³, sua espessura deve ser de ao menos 1 mm para cada 1 g de massa e sua superfície e bordas devem ser lisas. Além disto, é essencial garantir que uma porção representativa do material seja utilizada (ASTM, 2008). Para os compósitos 3D, teve-se o cuidado para que a amostra destinada a este teste contivesse a mesma densidade de costura que os designados aos ensaios mecânicos, para garantir que a densidade aferida representasse corretamente os corpos de prova que seriam ensaiados. Foram manufaturadas 18 amostras, duas para cada placa de compósito fabricada.

O ensaio de determinação de densidade foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP. O primeiro passo foi pesar as amostras secas em uma balança de precisão de 0,01 g da marca Marte[®], modelo AS5500C. Seguidamente, um recipiente contendo água destilada a uma temperatura de 23 °C, foi disposto de forma a não interferir na marcação da balança. Uma estrutura contendo um suporte para amostra foi posicionada sobre a balança e o suporte foi fixado em uma posição em que ficou parcialmente imerso na água. Posteriormente a amostra foi posicionada sobre o suporte e a massa do conjunto foi aferida. Por fim, somente a massa do suporte parcialmente imerso foi anotada. A Figura 27 ilustra o aparato para realização do ensaio. O procedimento foi realizado de maneira rápida para que o corpo de prova não absorvesse uma quantidade significativa de água e o resultado do ensaio fosse invalidado.

Figura 27 - Conjunto montado para aferição da densidade dos materiais compósitos.



Fonte: Autoria própria.

Após a aferição de todos os valores, foi calculado a gravidade específica e a densidade dos compósitos através das Equações 2 e 3, respectivamente.

$$sp\ gr_{\frac{23}{23}^{\circ}C} = \frac{a^*}{a^* + w - B} \quad (\text{Equação 2})$$

$$D_{23^{\circ}C} = sp\ gr_{\frac{23}{23}^{\circ}C} \cdot 0,9975 \quad (\text{Equação 3})$$

Onde:

$sp\ gr_{\frac{23}{23}^{\circ}C}$ – Gravidade específica a 23/23 °C [g/g];

a^* – Massa da amostra seca, sem o suporte [g];

B – Massa da amostra completamente imersa e do suporte parcialmente imerso [g];

w – Massa do suporte parcialmente imerso [g];

$D_{23^{\circ}C}$ – Densidade a 23 °C [g/cm³].

3.3.2. Ensaio de determinação do percentual de fases por ignição

Para determinar o percentual de constituintes dos compósitos, foi utilizado o ensaio de perda de massa por ignição, que seguiu as diretrizes da norma ASTM 3171-15: *Standard Test*

Methods for Constituent Content of Composite Materials. – Procedure G. Foram preparadas 18 amostras, sendo 3 para cada placa de compósito fabricada. A norma não determina uma geometria e dimensões específicas para os corpos de prova, contudo, é necessário que tenha uma massa mínima de 0,5 g (ASTM, 2016). O peso das amostras variou entre 1,3 g e 2,7 g.

Após a usinagem, os corpos de prova foram pesados em uma balança analítica com precisão de 0,0001g da marca Marte[®], modelo AD500 e tiveram suas massas anotadas. Para evitar contaminações, o cadinho que continha as amostras foi previamente aquecido em um forno a uma temperatura de 500 °C e teve sua massa aferida. Seguidamente, os cadinhos com os compósitos foram inseridos no forno e submetidos a uma temperatura de 565°C por 6 horas. Todas as queimas foram realizadas em um forno da marca INTI[®], modelo FE-1700. O procedimento experimental para determinar as fases dos compósitos foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP.

Para certificar a validade dos resultados, o interior dos cadinhos foi checado, garantindo a não existência de blocos matriz/reforço, somente o reforço. Em seguida, os cadinhos e reforço resultante do procedimento de combustão, foram resfriados até a temperatura ambiente e o conjunto foi pesado. A massa perdida durante o processo de combustão é interpretada como a massa da matriz. Em contrapartida, a massa restante no cadinho é compreendida como a massa do reforço. Para calcular a fração volumétrica de reforço, da matriz e de vazios foram utilizadas as Equações 4, 5 e 6, respectivamente.

$$V_r = \frac{M_f \rho_c}{M_i \rho_r} \cdot 100 \quad (\text{Equação 4})$$

$$V_m = \frac{M_i - M_f \rho_c}{M_i \rho_m} \cdot 100 \quad (\text{Equação 5})$$

$$V_v = 100 - (V_r + V_m) \quad (\text{Equação 6})$$

Onde:

V_r – Fração volumétrica de reforço [%];

M_i – Massa inicial da amostra [g];

M_f – Massa final da amostra [g];

ρ_c – Densidade do compósito [g/cm³];

ρ_r – Densidade do reforço [g/cm³];

V_m – Fração volumétrica da matriz [%];

ρ_m – Densidade da matriz [g/cm³];

V_v – Fração volumétrica de vazios [%].

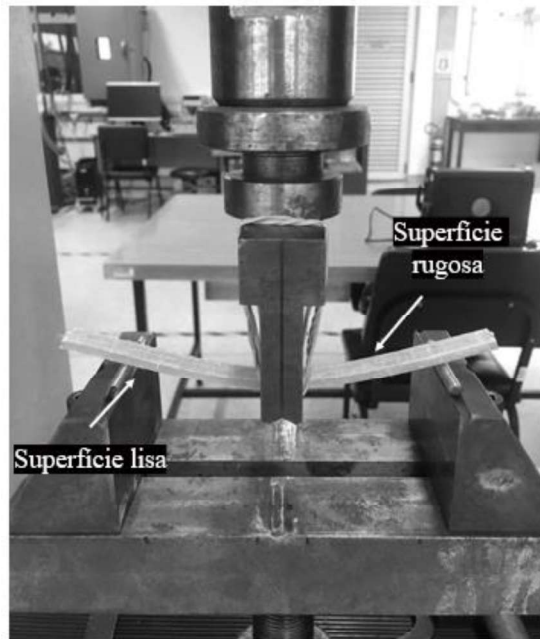
3.3.3. Ensaio de flexão em três pontos

O ensaio de flexão em três pontos foi realizado utilizando uma máquina universal de ensaios modelo EMIC[®] DL 1000 e seguiu as diretrizes propostas pela norma ASTM D7264 – 15: *Standard Test Method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials*.

Para validação estatística dos resultados, foram manufaturadas 7 amostras de cada tipo de compósito (2D e 3D). A distância entre os apoios fixos, conhecida como *span*, é determinada pela relação *span*/espessura, que deve ser de 32:1. Esta alta relação garante que os compósitos falhem somente por momento de flexão; quando não utilizada, é possível que surjam deformações de cisalhamento, principalmente em compósitos anisotrópicos, causando uma redução no módulo elástico de flexão. Como mostrado nas Tabelas 8 e 9, a espessura média das amostras de compósito 2D e 3D costurado geraram um *span* médio de 111,68 mm e 118,4 mm, respectivamente. A largura das amostras é a única dimensão fixa, que deve ser de 13 mm. O comprimento deve ser, no mínimo, 20% maior que a distância entre os apoios fixos (ASTM, 2007).

Para realização do ensaio, a amostra foi posicionada entre os apoios fixos e um carregamento central foi imposto, como mostra a Figura 28. A velocidade de ensaio utilizada foi de 1 mm/min. Em compósitos manufaturados através da técnica de transferência de resina assistida a vácuo, existe uma diferença de rugosidade superficial entre a superfície que ficou em contato com molde (superfície lisa) e a que ficou em contato com o filme de vácuo (superfície rugosa). Devido a esta diferença, é sabido que as propriedades de flexão de compósitos PRF variam de acordo com a região do corpo de prova em regime de compressão, por isto foi importante estabelecer um padrão de ensaio. Neste trabalho, todas os corpos de prova foram ensaiados com a superfície rugosa em contato com o cutelo da máquina, ou seja, em regime de compressão. O procedimento experimental deste ensaio foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP.

Figura 28 - Ensaio de flexão em três pontos.



Fonte: Autoria própria.

O resultado deste ensaio foram curvas de carga [N] *versus* deflexão [mm] e precisou ser transformado em tensão [MPa] *versus* deformação [mm/mm] para que os dados pudessem ser comparados sem levar em consideração a geometria das amostras. A tensão e a deformação foram calculadas de acordo com a Equação 7 e Equação 8, respectivamente. O módulo elástico de flexão foi determinado pelo coeficiente angular da reta na região elástica.

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (\text{Equação 7})$$

$$\varepsilon = \frac{6\delta h}{L^2} \quad (\text{Equação 8})$$

Onde:

σ_f – Tensão de flexão [MPa];

P – Carga [N];

L – Distância entre os apoios fixos (*span*) [mm];

b – Largura da amostra [mm];

h – Espessura da amostra [mm];

ε – Deformação [mm/mm];

δ – Deflexão [mm].

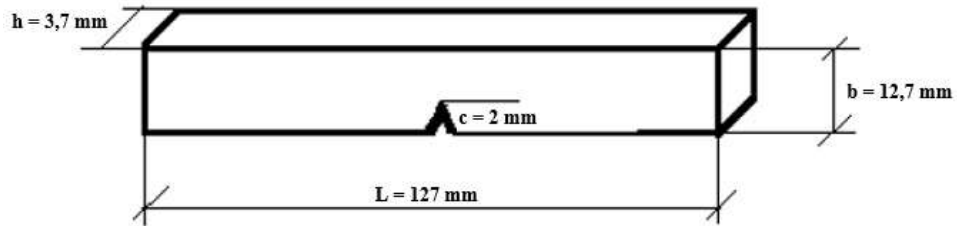
3.3.4. Ensaio de impacto Charpy

Com intuito de avaliar o comportamento dos materiais compósitos em impacto, foi realizado o ensaio de impacto Charpy. A norma utilizada foi ASTM D6110-18: *Standard Test Method for Determining the Charpy Impact Resistance of Notched Specimens of Plastics*. Embora destinada a polímeros, a própria norma menciona a validação dos resultados em ensaios realizados em compósitos poliméricos reforçados com fibras, além de ser usualmente utilizada para este fim, como por exemplo nos trabalhos de Caminero, Rodríguez e Muñoz (2016) e Zhao *et al.* (2009).

Foram manufaturadas 7 amostras de cada tipo de compósitos. Para este ensaio é essencial a escolha de uma máquina apropriada, visto que a utilização de um equipamento cuja capacidade de captação de dados esteja abaixo dos valores máximos de resistência ao impacto do material, a coleta de dados não será realizada da maneira adequada (segundo a norma, a perda de energia do pêndulo não pode ultrapassar 85% de sua capacidade máxima). Por outro lado, uma máquina cuja capacidade está muito acima da resistência máxima das amostras pode gerar resultados grosseiros. Neste trabalho, o ensaio foi realizado em uma máquina Heckert® com capacidade máxima de 50 Joules, localizada no Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP.

As amostras, de acordo com a norma, deveriam ter comprimento máximo de 127 mm, espessura de 3-12,7 mm e largura igual à espessura (essas medidas são recomendadas quando se trata de placas). Contudo, foi necessária uma adaptação nas dimensões dos corpos de prova para que fosse possível realizar o processo de reforço tridimensional com a densidade de costura previamente estabelecida. Uma largura exatamente igual a espessura obtida faria com que não houvesse espaço para as linhas de costura. Por fim, as amostras foram entalhadas em um equipamento apropriado para este tipo de usinagem. A profundidade do entalhe foi de 2 mm e o ângulo de 45°, conforme recomendado pela norma ASTM (2010). A Figura 29 ilustra o desenho esquemático do corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy.

Figura 29 - Desenho esquemático da geometria do corpo de prova submetido ao ensaio de impacto Charpy.



Fonte: Autoria própria.

Com os corpos de prova devidamente usinados, os ensaios foram realizados. As amostras foram centralizadas entre os apoios e o pêndulo foi liberado, impactando a face oposta à do entalhe. Para validação dos resultados, todas as amostras devem apresentar fratura paralela a direção do pêndulo de impacto, ocorrendo obrigatoriamente o rompimento do corpo de prova. Os resultados obtidos pela máquina indicam diretamente o valor de resistência ao impacto em Joules, e foi dividido pela área da seção transversal abaixo do entalhe com objetivo de eliminar influências geométricas dos resultados. A Equação 9 indica a fórmula para o cálculo da resistência ao impacto. A Figura 30 ilustra o posicionamento de uma amostra e o equipamento utilizado.

$$U = \frac{E}{hb^*} \quad (\text{Equação 9})$$

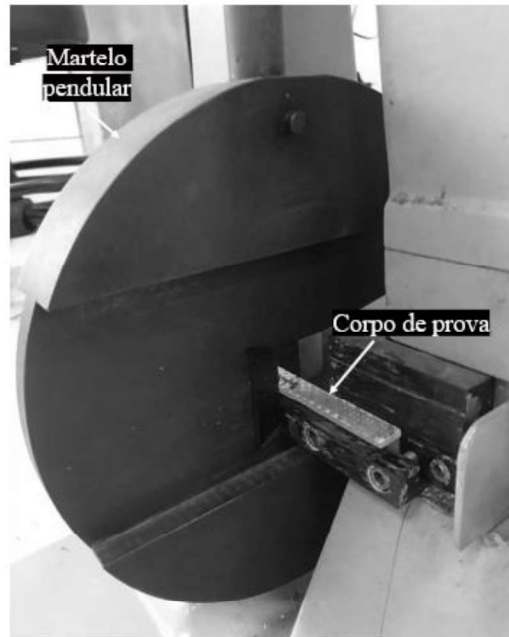
Onde:

U – Resistência ao impacto [kJ/m²];

E – Energia absorvida pela amostra [kJ];

b* – Largura da amostra medida a partir do entalhe [m].

Figura 30 - Ensaio de impacto Charpy.

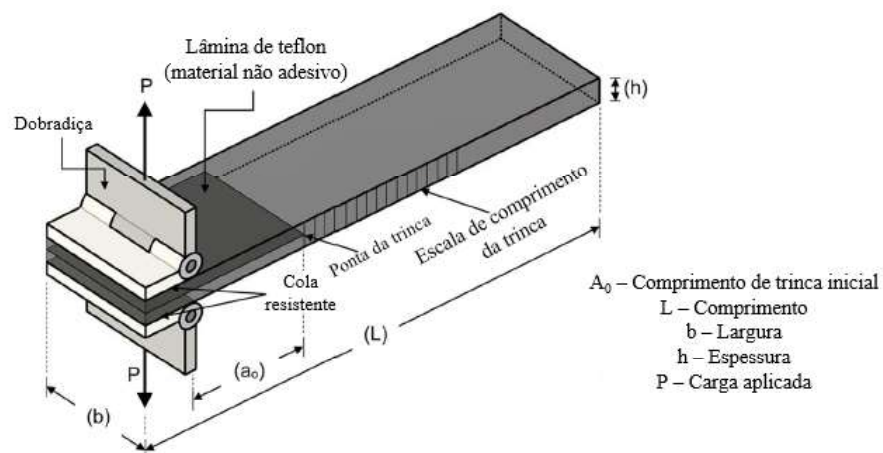


Fonte: Autoria própria.

3.3.5. Ensaio *double cantilever beam* (DCB)

Para estimar a resistência que um material compósito tem a delaminação, foi realizado o ensaio DCB, que seguiu as recomendações da norma ASTM D5528 – 13: *Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites*. O teste foi conduzido em uma máquina de ensaio universal Instron® 3382^a, localizada no Departamento de Engenharia Aeronáutica, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP. O sistema sugerido pela norma está ilustrado na Figura 31.

Figura 31 - Sistema do ensaio de tenacidade à fratura interlaminar (DCB).

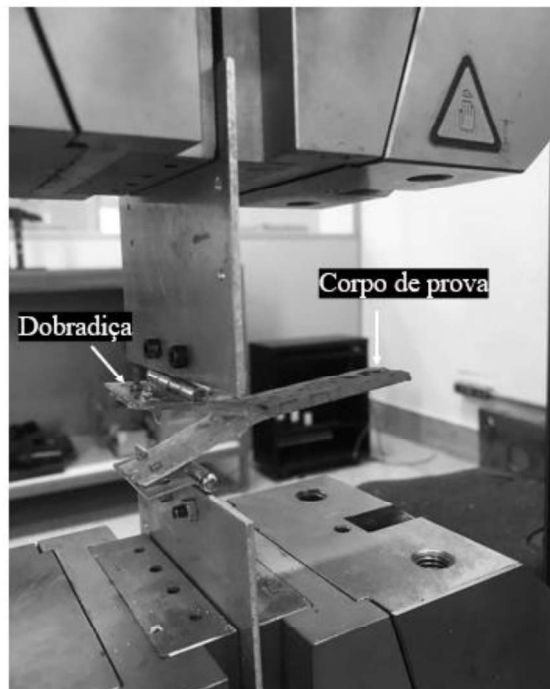


Fonte: Adaptado de Sharma, Mali e Dixit (2021)

Foram manufaturadas 5 amostras de cada tipo de compósito. As amostras tinham um comprimento mínimo de 125 mm, largura entre 20 mm e 25 mm e espessura entre 3 mm e 5 mm. No processo de preparação das amostras, foi necessário inserir uma lâmina de material não adesivo entre as camadas de fibra com intuito de formar uma trinca inicial. O material utilizado como filme não aderente foi uma lâmina de politetrafluoroetileno (Teflon) de 10 μm de espessura inserida no plano médio do laminado (ASTM, 2014).

Para que a pré-trinca fosse solicitada em modo I (também conhecido como modo de abertura I) foram feitas adaptações nas garras da máquina de ensaio, como mostra a Figura 32. Seguidamente, dobradiças foram fixadas nas amostras através de uma super cola de cianoacrilato. Contudo, a adesão entre a cola e a amostra não foi suficiente para suportar as altas cargas nos compósitos tridimensionais (este sistema suportou os carregamentos de abertura nas amostras de compósito laminado), logo, um arranjo mais robusto composto de parafusos e porcas M6 foi desenvolvido. Apesar da cola de cianoacrilato ter sido suficiente para ensaiar as amostras de compósito laminado, todos os corpos de prova utilizaram o arranjo com porcas e parafusos com objetivo de padronizar o ensaio.

Figura 32 - Ensaio de tenacidade à fratura interlaminar em modo I.



Fonte: Autoria própria.

As dobradiças foram fixadas nas garras e a amostra foi centralizada e alinhada, tendo sua outra extremidade apoiada. Para a realização do ensaio foi escolhida uma velocidade de 2 mm/min, conforme sugere a norma (ASTM, 2014).

Para validação dos resultados, foram necessários realizar alguns cuidados: foi analisado a velocidade de crescimento da delaminação, já que um salto instável sugere falhas no procedimento de pré-trinca; foi garantido que a delaminação no plano médio da amostra era o único mecanismo de falha presente, visto que a aparição de qualquer outro tipo de falha invalidaria o resultado; para garantir que a propagação da delaminação ocorresse da forma correta, foi verificado se a diferença de tamanho de trinca final nos dois lados da amostra era inferior a 2 mm.

O resultado do ensaio DCB é uma curva de carga [N] *versus* deslocamento de abertura [mm]. Para calcular a taxa de liberação de energia de deformação (G_c), ou seja, a energia necessária para propagação da pré-trinca, faz-se necessário introduzir o conceito de *compliance*, da equação conhecida como *Simple Beam Theory* (SBT) e da equação de Irwin-Kies baseada na perda de rigidez de um corpo devido ao crescimento de uma trinca.

O *compliance* é entendido como sendo o inverso da inclinação da curva carga [N] *versus* deslocamento [mm] de abertura e pode ser calculado utilizando a Equação 10 e Equação 11 (equação conhecida como SBT). Neste trabalho, este valor foi obtido experimentalmente através dos ensaios.

$$C = \frac{\delta^*}{P} \quad (\text{Equação 10})$$

$$C = \frac{2}{3} \frac{a^3}{E_f I} \quad (\text{Equação 11})$$

Onde:

C – *Compliance* [mm/N];

δ^* – Deslocamento de abertura [mm];

P – Carga [N];

a – Comprimento da delaminação [mm];

E_f – Módulo elástico de flexão [GPa];

I – Momento de inércia [mm⁴].

Como as amostras deste ensaio possuem a seção transversal retangular, o momento de inércia foi calculado através da Equação 12.

$$I = \frac{bh^3}{12} \quad (\text{Equação 12})$$

Conhecendo os valores do *compliance*, do módulo elástico de flexão (obtido previamente pelo ensaio de flexão) e do momento de inércia de cada amostra, foi possível estimar o comprimento de trinca utilizando o equacionamento proposto pela SBT. A última etapa para o cálculo do G_{Ic} foi utilizar a equação de Irwin-Kies para relacionar o *compliance* com o crescimento da trinca (Equação 13).

$$G_{Ic} = \frac{P^2 dC}{2b da} \quad (\text{Equação 13})$$

Onde:

G_{Ic} – Tenacidade à fratura interlaminar em modo I [N/mm];

P - Carga [N];

b – Largura da amostra [mm];

C – *Compliance* [mm/N];

a – Comprimento da delaminação [mm].

Ressalta-se que para calcular dC/da bastou derivar a Equação 6 em função do comprimento de trinca e chegar Equação 14.

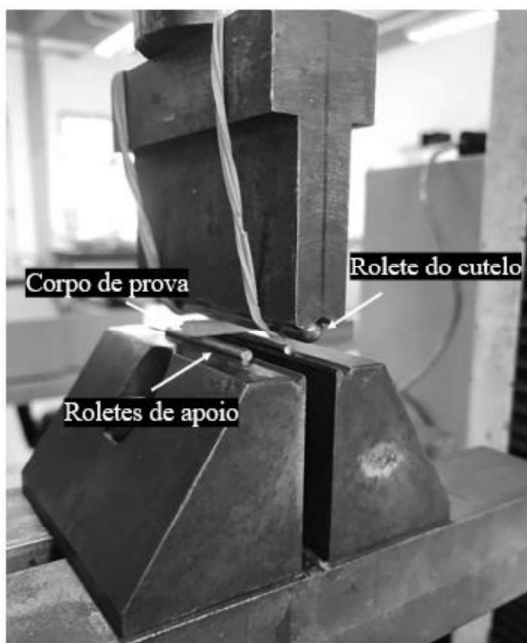
$$\frac{dC}{da} = \frac{2a^2}{E_f I} \quad (\text{Equação 14})$$

3.3.6. Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar *short-beam* (SBS)

Para realizar o ensaio de resistência ao cisalhamento, foi utilizada a norma ASTM D2344 – 00: *Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates*. O ensaio é similar ao de flexão em três pontos, contudo, as dimensões dos apoios, do cutelo da máquina e do corpo de prova são diferentes. Foram manufaturadas 5 amostras de cada tipo de material, cujos comprimento e largura foram determinados em função da espessura, obtida através das relações 6:1 e 2:1, respectivamente. A baixa razão entre espessura e largura é essencial para garantir que o material falhe majoritariamente por tensões de cisalhamento. O *span* também foi determinado em função da espessura, em uma razão de 4:1 (ASTM, 2003).

O ensaio foi realizado no Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos – USP, utilizando uma máquina EMIC® DL 1000. O teste iniciou-se a partir da fixação da amostra entre dois apoios em forma de rolete. Posteriormente, uma carga central foi aplicada no ponto médio do corpo de prova. Seguindo as diretrizes da norma, os apoios laterais e o cutelo da máquina se projetaram sobre a largura da amostra em mais de 2 mm. Em adição, as extremidades da amostra ultrapassaram os centros dos apoios em valores superiores ao valor da espessura. Os raios dos roletes e do cutelo foram de 1,5 mm e 3 mm, respectivamente. A Figura 33 ilustra toda a estrutura elaborada para o ensaio.

Figura 33 - Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar.



Fonte: Autoria própria.

O ensaio foi finalizado após o registro de uma queda de carga de 30% e uma curva carga [N] *versus* deflexão [mm] foi gerada como resultado. Neste tipo de ensaio, não há necessidade da construção de um gráfico tensão [MPa] *versus* deslocamento [mm] pois o cálculo da resistência ao cisalhamento interlaminar é determinado através dos valores de força máxima, como mostra a Equação 15.

$$\tau = 0,75 \frac{P_m}{bh} \quad (\text{Equação 15})$$

Onde:

τ – Resistência ao cisalhamento interlaminar [MPa];

b – Largura da amostra [mm];

h – Espessura da amostra [mm];

P_m – Força máxima [N].

3.4. Análise microestrutural

Para determinar os modos de falha das amostras de compósitos 3D costurados e compará-los aos compósitos laminados, foram utilizadas técnicas de estereoscopia e microscopia óptica. Justifica-se o uso de ambas as técnicas pois os mecanismos de falha presentes nos corpos de prova são de escala macroscópica, como delaminações, quebra e distorção de fibras e regiões ricas em resina.

Antecedentemente às análises, foi necessário realizar a preparação metalográfica. Inicialmente, as amostras já ensaiadas foram cortadas utilizando uma serra circular de bancada modelo Makita[®] 2704 com disco de diamante. Os cortes foram realizados de forma estratégica, de acordo com o tipo de defeito que se desejava observar. Delaminações, trincas transversais, quebra de fibras por tração ou compressão foram observadas na região lateral das amostras. Regiões ricas em resina, desalinhamento e quebra de fibras causadas pela costura foram analisadas através da seção transversal dos corpos de prova ou da região superior.

Posteriormente, as amostras já dimensionadas, foram polidas e limpas com detergente, água e pano de papel e tiveram as rebarbas retiradas. Seguidamente, deu-se início ao processo de embutimento. Para embutir as amostras, foi utilizada uma resina de metil metacrilato do modelo Technovit 4006, fornecida pela empresa Kulzer[®]. Esta resina possui a cura a frio e, portanto, evita que o processo de embutimento interfira nas amostras de compósito. Vale ressaltar que os corpos de prova já ensaiados para determinação da tenacidade à fratura interlaminar em modo I e resistência ao impacto não foram embutidos, uma vez que este processo iria interferir com as delaminações.

As amostras já embutidas foram lixadas gradualmente com lixas de carbeto de silício, com as seguintes granulometrias: 200, 300, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000 e 2500. Em cada troca de lixa, a amostra foi rotacionada em 90°, com objetivo de gerar um melhor acabamento superficial. Posteriormente, as amostras foram polidas por 10 minutos com um pano de polimento, aplicando sobre ele suspensões coloidais de diamante de 9, 3 e 1 μm e álcool em gel. Tanto o processo de lixamento quanto o polimento, foram realizados em uma politriz da marca Aerotec[®], modelo Aropol VV.

Para realização das micrografias foram utilizados um microscópio estereoscópio da marca Carl Zeiss[®], do modelo Discovery V8, equipado com sistema de análise

computadorizado de imagens e um microscópio óptico da marca da marca Carl Zeiss[®], também equipado com sistema de análise computadorizada de imagens. Todo processo de preparação metalográfica e a realização das análises microestruturais foram realizadas no Departamento de Engenharia Mecânica, do CEFET-RJ.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1.Densidade

A Tabela 12 mostra os resultados obtidos pelo ensaio de densidade baseado no princípio de Arquimedes. É importante frisar novamente que os corpos de prova manufaturados para os ensaios de flexão em três pontos e SBS foram retirados da mesma placa, portanto, apresentam os mesmos valores de densidade. Observa-se que, não houve uma variação expressiva nos valores de densidade entre as amostras de compósito 3D e 2D. Isso foi comprovado pela análise do desvio padrão, que, quando calculado, provou que a flutuação dos valores de densidade é abrangida pela margem de erro. Portanto, é possível afirmar que a presença da costura não influenciou significativamente a densidade dos compósitos. Ainda assim, a baixa diferença nos valores de densidade das amostras submetidas ao mesmo ensaio mecânico pode ser associada à execução do processo de moldagem. Na fabricação dos compósitos pela técnica de transferência de resina assistida a vácuo, é impossível repetir parâmetros de infusão idênticos, o que resulta em diferentes valores de densidade. Ressalta-se que, o fato da costura não influenciar no valor da densidade, foi também demonstrado por outros autores (KAYA; SOUTIS; POTLURI, 2021; VEIDT, 1997; YUDHANTO et al., 2015).

Tabela 12 - Valores da densidade das amostras de compósitos de acordo com ensaio mecânico realizado.

Amostras	Densidade [g/cm³]
(F3D) e (S3D)	1,89 (±0,11)
(F2D) e (S2D)	1,97 (±0,10)
(I3D)	1,84 (±0,04)
(I2D)	1,89 (±0,02)
(D3D)	1,80 (±0,04)
(D2D)	1,83 (±0,03)

Fonte: Autoria própria.

Em última análise, é possível constatar que a similaridades dos valores de densidade reflete o rigor dos processos de impregnação realizados e garantiu uma comparação válida e segura entre compósitos 3D e 2D.

4.2.Determinação da fração volumétrica de fibra por perda de massa por ignição

A Tabela 13 exibe os valores de fração volumétrica de fibra (V_r), matriz (V_m) e vazios (V_v). Ao analisar a tabela, observa-se um padrão no conjunto de dados obtidos no ensaio, com a seguinte característica: a fração volumétrica de fibras e de vazio dos compósitos 2D é sempre maior quando comparadas às das amostras de compósitos 3D. O aumento da fração volumétrica de matriz pode ser explicado pela presença de regiões ricas em resina nos compósitos 3D, causadas pelo ao desalinhamento de fibras durante o processo de costura. Esse defeito de costura fornece um sítio fácil para a resina se infiltrar durante o processo de moldagem, gerando bolsões com acúmulo de matriz. Além disso, os feixes de reforço de aramida são interiormente preenchidos com matriz, aumentando ainda mais a quantidade de resina em compósitos 3D.

Tabela 13 - Valores das frações volumétricas das fases dos compósitos.

Amostras	V_r^a [%]	V_m [%]	V_v [%]
(F3D) e (S3D)	56,76 ($\pm 0,27$)	40,01 ($\pm 0,62$)	3,23 ($\pm 0,35$)
(F2D) E (S2D)	57,23 ($\pm 0,29$)	38,94 ($\pm 0,66$)	3,84 ($\pm 0,27$)
(I3D)	50,49 ($\pm 0,07$)	47,57 ($\pm 0,16$)	1,94 ($\pm 0,09$)
(I2D)	51,67 ($\pm 0,22$)	44,84 ($\pm 0,51$)	3,49 ($\pm 0,29$)
(D3D)	48,39 ($\pm 0,05$)	44,58 ($\pm 0,13$)	7,02 ($\pm 0,07$)
(D2D)	49,59 ($\pm 0,25$)	41,81 ($\pm 0,59$)	8,59 ($\pm 0,33$)

Fonte: Autoria própria.

a – O valor medido leva em consideração somente a fração volumétrica de fibra de vidro.

A diminuição da fração volumétrica de vazios é dependente da qualidade do processo de impregnação. Melhores infusões de resina produziram compósitos com baixos volumes de vazios, como pode ser observado nas amostras que foram submetidas ao ensaio de flexão em três pontos/SBS e impacto Charpy. Ainda assim, os valores absolutos das frações volumétricas das fases constituintes dos compósitos estão em consonância com os dados da literatura (TE, 2011).

Analisando quantitativamente a Tabela 13, observa-se que, apesar das amostras de compósito 2D apresentaram valores superiores de fração volumétrica de fibra, o maior aumento registrado foi de 2%, referente as amostras submetidas ao ensaio DCB. Esta baixa variação encontrada, indica que, assim como nos valores de densidade, a costura não influenciou significativamente nos valores de fração volumétrica de fibra dos compósitos. Isso pode ser explicado devido ao fato de que, apesar da costura aumentar a fração volumétrica de fibras, ela também é responsável por criar regiões ricas em resina e aumentar a quantidade de espaços

vazios, posteriormente ocupados pela resina (como por exemplo, no interior dos feixes de reforço), de modo a aumentar a fração volumétrica de matriz. Portanto, o que ocorre é um aumento simultâneo na fração volumétrica de fibras e resina, isto é, ao passo que o reforço aumenta a fração volumétrica de fibras, ele também aumenta a fração volumétrica de resina.

Em última análise, a baixa variação da fração volumétrica de fibra entre compósitos 2D e 3D observada, indica que este parâmetro não teve influência no desempenho mecânico dos compósitos submetidos aos ensaios, garantiu uma comparação legítima das propriedades mecânicas desses materiais.

4.3. Processo de reforço 3D e defeitos de costura

Como mencionado nos tópicos anteriores, as lâminas de fibra de vidro foram reforçadas por feixes de aramida em um procedimento manual. Este método mostrou-se capaz de gerar as preformas a partir de camadas de fibra de vidro. Contudo, cada placa de compósito levou, em média, duas semanas para que fosse costurada, evidenciando a inviabilidade da aplicação desta técnica em uma escala industrial.

Durante o processo de costura, algumas dificuldades foram encontradas, como a padronização da costura e a danificação dos feixes de reforço. As primeiras placas reforçadas apresentaram linhas de costuras tortas, devido ao mau posicionamento dos gabaritos. Para garantir uma costura uniforme, os gabaritos foram rigorosamente alinhados, de forma que a agulha entrasse em um vértice do quadrado e saísse no mesmo vértice, porém no lado oposto do molde. Um correto alinhamento permitiu que a agulha fosse inserida na direção normal ao plano do molde, causando a menor perturbação possível nas lâminas de fibra de vidro.

Um outro problema encontrado foi que, em alguns casos, os feixes de aramida desfiavam durante a costura, dificultando o processo. Ainda assim, este material mostrou-se resistente à abrasão o suficiente para reforçar as camadas de fibra de vidro e suportar o desmolde.

O desmolde da placa de isopor também apresentou desafios, já que o arranjo das fibras no tipo tela com gramatura de 326 g/cm^3 é muito suscetível ao desalinhamento, portanto, muitas vezes a retirada do isopor causava desalinhamento de regiões que posteriormente, foram preenchidas com resina, criando pontos de concentração de tensão, consequentemente reduzindo o desempenho mecânico desses materiais de forma significativa.

A costura manual foi capaz de reforçar as camadas de fibra de vidro, mas não amenizou o desalinhamento, dano presente em todas as amostras de compósitos 3D. Em consequência do

desalinhamento, regiões ricas em resina ao redor dos feixes de reforço foram encontradas. Acredita-se que este tipo de defeito foi agravado pelos altos valores de densidade de costura e diâmetro do feixe de reforço adotados. A Figura 34 ilustra os mecanismos descritos anteriormente.

Figura 34 - Desalinhamento causado pelo feixe de reforço em compósitos 3D.



Fonte: Autoria própria.

Em contrapartida, não foram observadas grandes quantidades de fibras rompidas ao redor dos feixes de reforço. A mitigação deste tipo de defeito pode estar associada à costura manual e o arranjo tridimensional simples, utilizado neste trabalho. Conforme mencionado anteriormente, a costura realizada por máquinas adaptadas causa maior desalinhamento, quebra e crimpagem de fibras no plano devido ao fato dessas máquinas operarem em altas tensões de costura (MOURITZ, 1996). Apesar disto, ainda foi possível encontrar fibras quebradas e regiões ricas em resina, como mostrados na Figura 35.

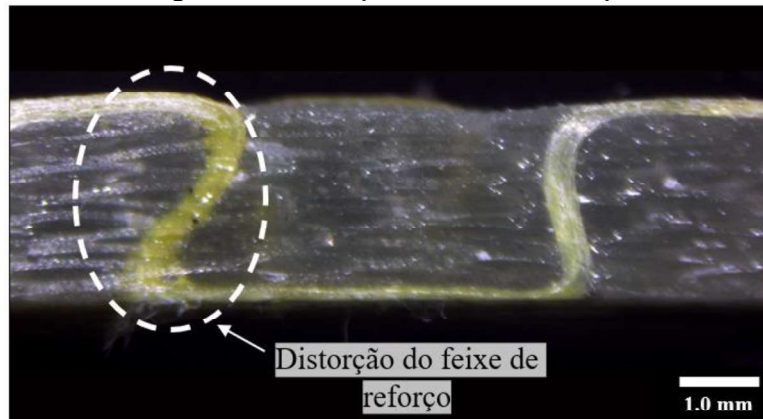
Figura 35 – Quebra e desalinhamento de fibras causados pela costura e regiões ricas em resina.



Fonte: Autoria própria.

Um outro tipo de defeito encontrado foi a distorção do feixe de reforço (Figura 36). Esse defeito, previamente detalhado na seção de revisão bibliográfica, no tópico “defeitos de costura”, é causado pela compactação da preforma durante o processo de moldagem e foi responsável por reduzir a capacidade de absorção de energia de deformação do reforço durante a aplicação de uma carga. Isso ocorre pois, como a costura foi previamente comprimida durante a compactação das fibras causadas pela bolsa de vácuo, uma distribuição de tensão mais propícia a falha surge no feixe de reforço, o que acaba por fragilizá-lo, impedindo que se deforme de maneira esperada quando uma carga é aplicada. Além disto, a distorção do feixe de reforço aumenta a porosidade dos compósitos 3D, uma vez que cria vazios na interface entre a costura e as fibras no plano, que não são preenchidas com resina (LOMBETTI, 2015). Este dano pode ser evitado com um aumento da tensão de costura, contudo, como já foi previamente explicado, um aumento da tensão de costura induziria maiores desalinhamento e ruptura das fibras no plano e crimpagem, defeitos que são responsáveis por reduzir significativamente a resistência mecânica e rigidez de compósitos 3D.

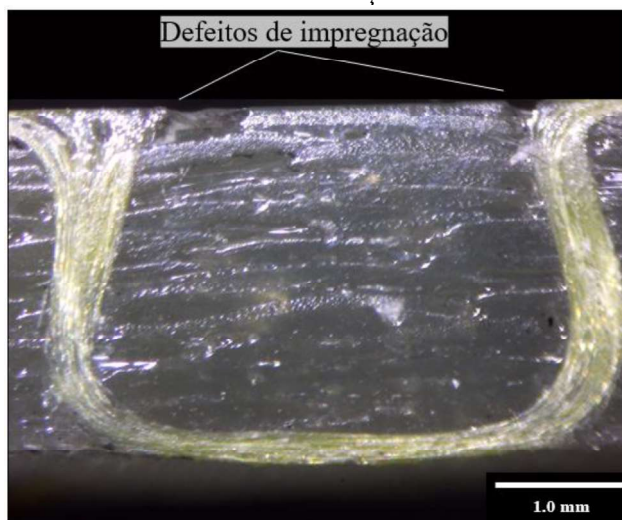
Figura 36 - Distorção do feixe de reforço.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 37 ilustra defeitos de impregnação localizados na superfície das preformas, ao redor dos feixes de reforço. Estes defeitos podem ser associados à crimpagem, que é causada pela angulação e distorção das fibras no plano, durante o processo de costura. A crimpagem apresenta uma influência crítica no mecanismo de falha de compósitos 3D, pois cria defeitos superficiais, que agem como concentradores de tensão e, posteriormente, induzem trincas mais profundas na matriz, e favorecem a formação de *kink bands*, acarretando em uma redução das propriedades mecânicas desses materiais.

Figura 37 - Defeitos de impregnação causados pela crimpagem das fibras no plano, ao redor dos feixes de reforço.



Fonte: Autoria própria.

Ressalta-se que os defeitos de costura descritos neste tópico estiveram presentes, em maior ou menor escala, em todas as amostras de compósitos 3D. A quantidade desses defeitos

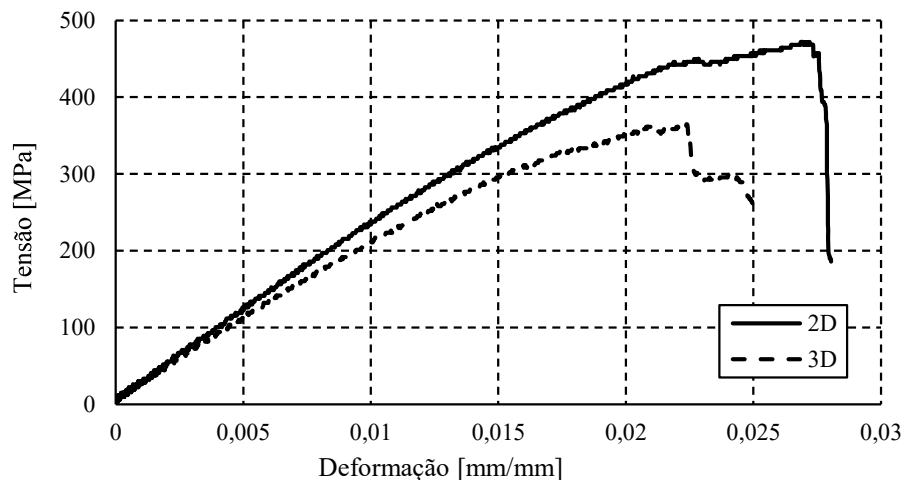
depende do processo de costura e de impregnação. Além disto, destaca-se que o entendimento desses defeitos é essencial para caracterizar os mecanismos de falha presente nesses materiais.

4.4. Ensaio de flexão em três pontos

A Figura 38 exibe o comportamento típico de compósitos 3D e 2D submetidos ao ensaio de flexão em três pontos. Apesar dos compósitos laminados possuírem uma resistência máxima à flexão superior aos tridimensionais, ambos apresentaram um comportamento frágil, já que a deformação total não ultrapassou os 3%. Este resultado já era esperado, dado que a matriz é constituída por resina epóxi, um polímero termofixo que apresenta esta característica. Além disto, observa-se que compósitos 2D apresentaram uma maior tenacidade do que os 3D, sugerindo que os feixes de reforço não auxiliaram na absorção de energia, como era esperado.

Ainda analisando o gráfico tensão *versus* deformação mostrado na Figura 38, observa-se que existe uma oscilação na porção final da curva referente aos compósitos tridimensionais, ao passo que, no laminado verifica-se uma queda brusca, logo após a falha completa. Esta oscilação pode ser explicada pela ocorrência da formação de pontes de costura.

Figura 38 - Gráfico tensão de flexão *versus* deformação de compósitos tridimensional e laminado.

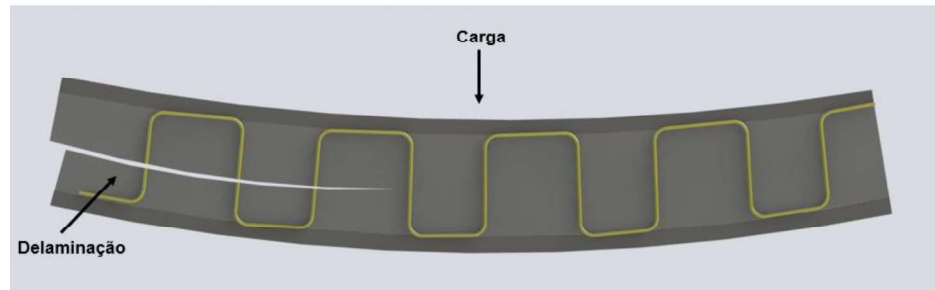


Fonte: Autoria própria.

A formação das pontes de costura ocorre da seguinte maneira: com surgimento da delaminação, cria-se uma ponte de costura que freia a trinca inicialmente; com aumento gradual da carga de flexão, a delaminação avança, rompendo o primeiro feixe de reforço e avançando para o feixe seguinte, que posteriormente também será fraturado; este fenômeno ocorre até a falha completa. Toda vez que a delaminação rompe uma linha de costura e avança até encontrar

a próxima, ocorre um aumento pontual da carga. Esse mecanismo de resistência à delaminação está ilustrado na Figura 39.

Figura 39 - Desenho esquemático da propagação da trinca por delaminação em compósitos tridimensionais costurados submetidos ao ensaio de flexão.

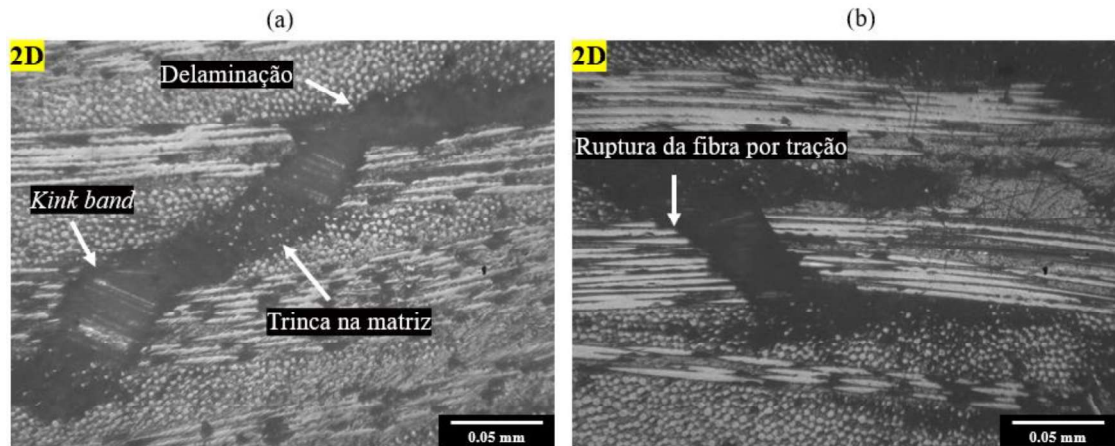


Fonte: Autoria própria.

Em contraste, os compósitos 2D apresentam uma queda abrupta da carga, comportamento caracterizado por uma propagação catastrófica da delaminação. Assim, pode-se dizer que apesar de menos resistente a cargas de flexão, compósitos 3D possuem a capacidade de manter sua integridade estrutural mesmo após falharem, de forma a aumentar a tolerância ao dano desses materiais e permitir reparos periódicos, prevenindo acidentes em estruturas (BILISIK; KARADUMAN; SAPANCI, 2019).

A Figura 40 ilustra os mecanismos de falha presentes em compósitos 2D que levaram a uma falha catastrófica das amostras. Observou-se a ruptura de fibras por microflambagem e, portanto, a formação de *kink bands* (bandas de material onde as fibras dentro da banda giram em relação às fibras de fora, conhecidas como *kink bands*) na região superior da amostra (região submetida a cargas de compressão durante o ensaio de flexão), delaminações e trincas na matriz em regiões próximas as áreas de *kink band* (Figura 40a). Além disso, na região inferior das amostras (região submetida a cargas de tração durante o ensaio de flexão) foram encontradas fibras rompidas por tração (Figura 40b). Devido à alta resistência da fibra de vidro a cargas de tração, não foram encontradas grandes regiões que continham fibras fraturadas por este tipo de carregamento. Portanto, pode-se dizer que este tipo de defeito não foi crítico e dominante nos compósitos estudados neste trabalho.

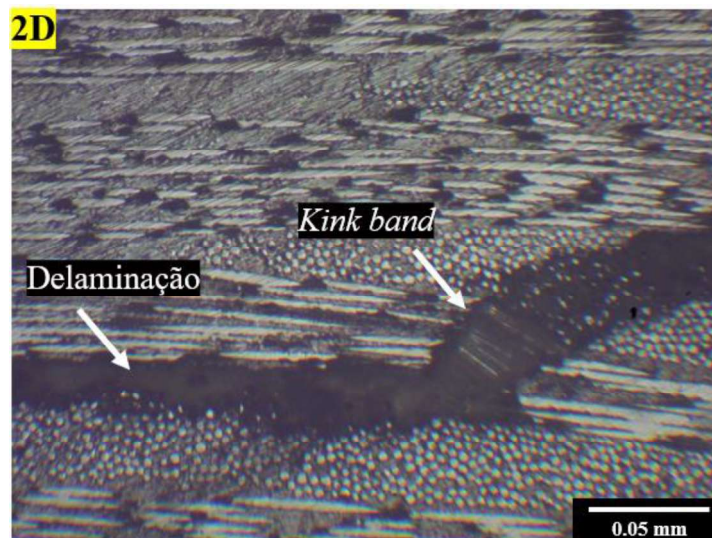
Figura 40 - Amostra de compósito laminado: (a) fibras fraturadas por compressão (*kink bands*) e (b) fibras fraturadas por tração.



Fonte: Autoria própria.

As rupturas de fibras por microflambagem e delaminação são os mecanismos de falha predominantes em compósito laminados e foram encontrados em toda extensão do comprimento das amostras. Isso ocorre pois a delaminação propaga-se sem nenhum tipo de impedimento, causando falhas catastróficas. A Figura 41 exibe grandes delaminações ao redor de fibras fraturadas por microflambagem. Assim sendo, pode-se dizer que o modo de falha dos laminados submetidos a cargas de flexão consiste, majoritariamente, na formação de *kink bands* e delaminação e, minoritariamente em ruptura de fibras por tração e trincas na matriz.

Figura 41 - Amostra de compósito laminado: delaminações causadas por formação de *kink bands*.



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 14 exibe os resultados quantitativos obtidos no ensaio de flexão em três pontos. Nela, é possível observar os valores de módulo elástico em flexão, a tensão máxima a

flexão e a deformação percentual. Compósitos 3D apresentam uma redução de 22% e 19% na resistência à flexão e rigidez, respectivamente, em comparação com 2D equivalente. Este resultado é compatível com grande parte dos dados existentes na literatura científica (KAYA; SOUTIS; POTLURI, 2021; MOURITZ, 1996; MOURITZ; GALLAGHER; GOODWIN, 1997; TONG; MOURITZ; BANNISTER, 2002).

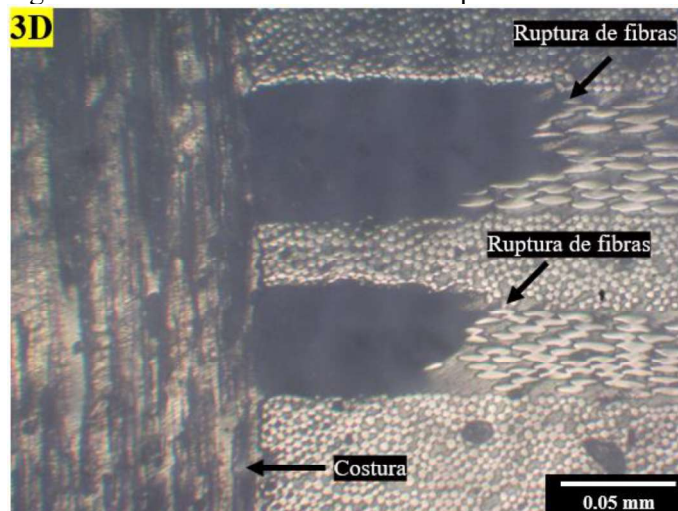
A redução das propriedades mecânicas dos compósitos 3D submetidos à flexão observada na Tabela 14 é causada, principalmente, por danos gerados durante o procedimento de costura, como quebra e desalinhamento de fibras e regiões ricas em resina, como mostrado na Figura 42. As fibras rompidas nas regiões próximas aos pontos de costura não suportam os esforços de tração na parte inferior da amostra, e conseqüentemente, fibras adjacentes são sobrecarregadas. Em adição, a formação de *kink bands* é favorecida na superfície desses materiais, devido à grandes regiões de desalinhamento e crimpagem. Esses mecanismos são responsáveis por causar falhas prematuras nos compósitos 3D, traduzidas na diminuição da resistência e do módulo elástico de flexão.

Tabela 14 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de flexão em três pontos.

Amostras	Resistência à flexão [MPa]	Módulo elástico de flexão [GPa]	Ductilidade máxima [mm/mm]
(F3D)	334,09 ($\pm 19,20$)	16,13 ($\pm 0,89$)	0,027 ($\pm 0,001$)
(F2D)	432,83 ($\pm 24,83$)	20,10 ($\pm 0,69$)	0,027 ($\pm 0,001$)

Fonte: Autoria própria.

Figura 42 - Danos causados devido ao processo de costura.

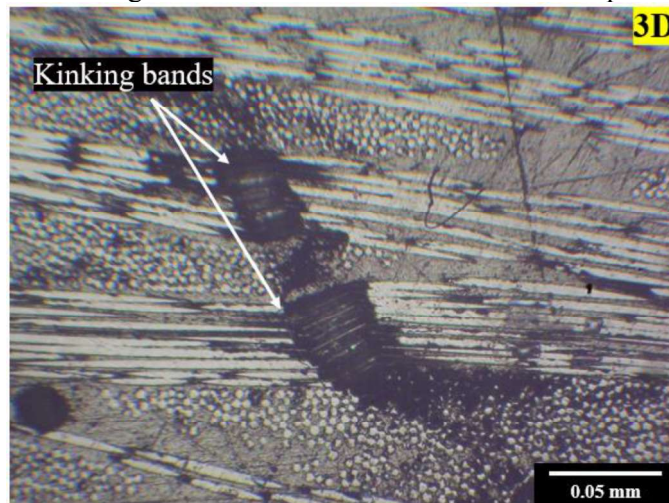


Fonte: Autoria própria.

Contudo, diferentemente das amostras de compósito 2D, nos compósitos 3D não foram encontradas delaminações próximas as regiões de *kink bands*, como pode ser observado na

Figura 43. Isso ocorreu principalmente devido a capacidade dos feixes de reforço inibirem a propagação da trinca por delaminação. Esta supressão da delaminação é entendida como um benefício causado pela costura, uma vez que esse mecanismo de falha é o principal responsável por causar falhas repentinas em laminados de PRF.

Figura 43 - Regiões de *kink bands* em amostras de compósito 3D.



Fonte: Autoria própria.

Ainda observando a Tabela 14, observa-se que os valores de deformação percentual médio para ambos compósitos foram iguais, o que sugere que a costura não influenciou na ductilidade dos materiais.

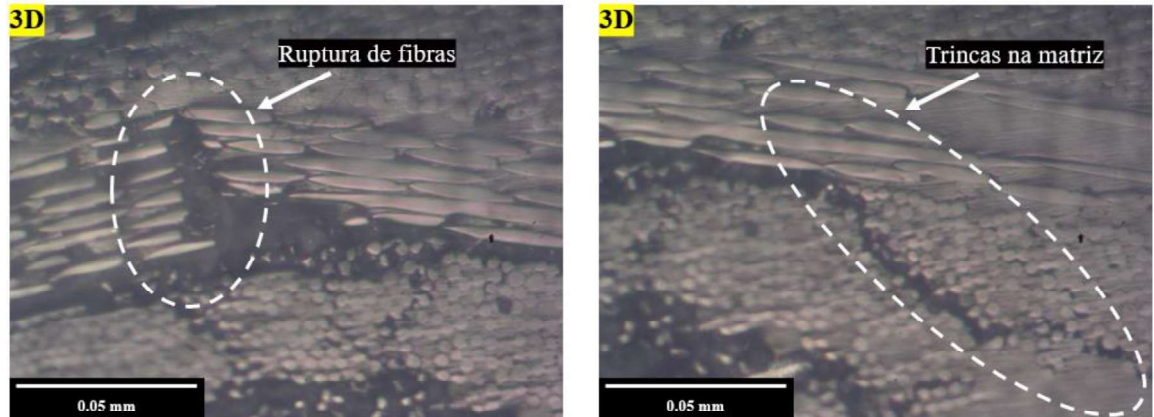
Por fim, acredita-se que os valores elevados de densidade de costura agravaram os danos causados pelo reforço, reduzindo ainda mais a resistência à flexão e o módulo elástico de flexão dos compósitos tridimensionais.

4.5. Ensaio de impacto Charpy

Os mecanismos de falha presentes em compósitos 2D e 3D submetidos a cargas baixas de impacto são similares. São eles: trincas na matriz, ruptura de fibras (Figura 44) e delaminações. Pode-se dizer que a delaminação é o principal mecanismo de falha de ambas as estruturas, e é responsável por causar a perda de rigidez nesses materiais. Contudo, foi observado que, em compósitos 2D, ocorreu uma única delaminação, enquanto que em compósitos 3D, foram registradas pequenas delaminações próximas a região que recebeu a carga de impacto (Figura 45). Isso pode ser explicado pelo fato de que, em amostras de compósitos laminados, não existe um mecanismo capaz de inibir a trinca, portanto, ela se

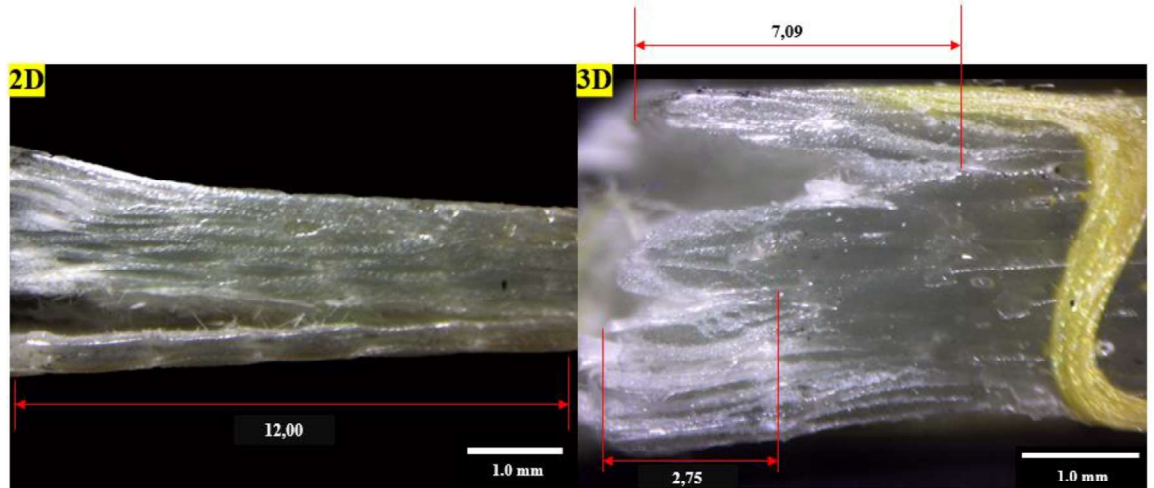
propaga linearmente até que a falha completa ocorra. Já em compósitos 3D, em um primeiro momento a trinca ocorre e é fortemente inibida pelos feixes de reforço. Em um segundo momento, novas pequenas trincas surgem, o que causa um decréscimo da velocidade de propagação da trinca original.

Figura 44 - (a) Ruptura de fibras no plano e (b) trincas na matriz.



Fonte: Autoria própria.

Figura 45 – Comparação entre o comprimento das delaminações em compósitos 2D e 3D.

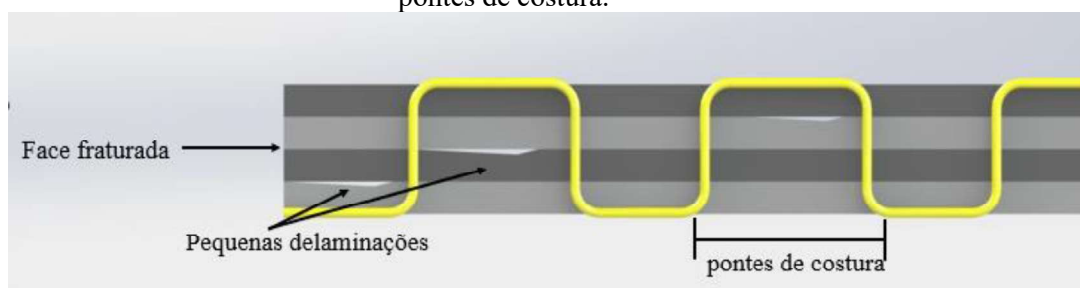


Fonte: Autoria própria.

A Tabela 15 apresenta os valores de tenacidade ao impacto e o comprimento máximo de trinca observado em ambos os compósitos. É possível observar que, não houve diferença significativa na energia de impacto absorvida entre os materiais (uma vez que o desvio padrão calculado garantiu que a flutuação nos valores de energia de impacto entre compósitos estivesse abrangida pela margem de erro). Esse resultado é surpreendente pois, como os compósitos 3D apresentam a capacidade de diminuir a velocidade de propagação da delaminação, era esperado que esses materiais apresentassem uma resistência ao impacto superior aos laminados. Esta não

influência da costura no valor da tenacidade ao impacto pode ser explicada observando a morfologia da delaminação. Como não é possível que a trinca percorra toda a amostra devido a ação dos feixes de reforço, logo, pequenas delaminações surgem. Essas delaminações não apresentam um comprimento suficiente para que as pontes de costura sejam completamente desenvolvidas e, portanto, esse mecanismo não apresenta nenhuma influência significativa na retenção dessas pequenas trincas (Figura 46). Porém, como essas delaminações possuem um comprimento bem inferior ao comprimento máximo alcançado pela trinca no compósito laminado, esse fenômeno é entendido como um benefício causado pela costura, pois evita uma falha catastrófica e repentina causada por uma propagação veloz da trinca, aumentando a tolerância ao dano desses materiais.

Figura 46 - Desenho esquemático de pequenas delaminações que não são contidas pelas pontes de costura.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 15 – Valores de energia de impacto.

Amostras	Energia de impacto [kJ/m²]	Comprimento máximo da delaminação [mm]
(I3D)	222,74 (±23,49)	7,09
(I2D)	237,17 (±24,56)	12,00

Fonte: Autoria própria.

A não influência da costura na tenacidade ao impacto de baixa velocidade é um resultado contrastante com os dados da literatura. Tong, Mouritz e Bannister (2002) compilaram dados de ensaios de impacto *drop weight* que ilustraram uma redução na resistência ao impacto de baixa energia em compósitos 3D costurados, além de constatarem que esses materiais apresentaram comprimentos de trincas por delaminação superiores aos compósitos 2D, quando submetidos as mesmas cargas de impacto. Caprino, Lopresto e Santoro (2007) também corroboraram com este resultado, registrando uma não influência da costura no comportamento do compósito em termos do formato da curva força *versus* deslocamento, no valor da primeira carga de falha e na energia de indentação. Quando se tratou da energia de penetração dos

compósitos 3D, os autores encontraram uma redução de 30%, quando comparados com laminado equivalente. Contudo, diferentemente dos resultados obtidos por ambos os autores citados, Zhao *et al.* (2009) registraram um aumento de até 44% na resistência ao impacto de baixa energia nas amostras de compósito 3D em comparação com amostras de compósito laminado submetidos ao ensaio de impacto Charpy.

É provável que o fato de a costura não influenciar na energia de impacto absorvida é por conta da competição existente entre os benefícios e os malefícios causados pelo feixe de reforço, isto é, ainda que sejam responsáveis por evitar um crescimento exagerado da delaminação, os defeitos inseridos como quebra e desalinhamento de fibras causam uma redução na resistência ao impacto, conforme mencionado anteriormente. Ressalta-se que, não foi encontrado na literatura trabalhos, além do já citado, que realizaram um estudo comparativo entre compósitos 3D e 2D submetidos ao ensaio de impacto Charpy.

Além disto, trabalhos que compararam a resistência ao impacto de compósitos 3D e 2D, utilizando maiores valores de energia, como é o caso do ensaio de resistência ao impacto balístico, constataram um desempenho ainda maior das amostras de compósito 3D, ocasionado por um aumento de 60-70% no valor do G_{Ic} (amostras com densidade de costura mais elevadas apresentaram os maiores valores de G_{Ic}). Além disso, os autores também associaram o aumento da resistência ao impacto de alta energia ao fato das delaminações terem apresentado comprimentos maiores nas amostras de compósito 3D e, portanto, a costura mostrou-se eficaz na supressão da trinca (CAPRINO; LOPRESTO; SANTORO, 2007; MOURITZ, 2001).

Por fim, uma vez que a costura não influenciou consideravelmente a resistência ao impacto de baixa energia, diferentemente das outras propriedades mecânicas que foram fortemente degradadas pela costura (resistência à flexão e resistência ao cisalhamento interlaminar), é provável que a utilização de uma densidade de costura apropriada e um diâmetro de feixe menor causaria um efeito positivo na resistência ao impacto, mesmo sendo ele de baixa energia.

4.6. Ensaio *double cantilever beam* (DCB)

Um dos principais benefícios previstos pela costura é o aumento significativo da tenacidade à fratura interlaminar. Os trabalhos que realizaram análises comparativas entre compósitos 2D e 3D observaram que feixes de reforço possuem a capacidade de inibir fortemente a propagação de trincas de delaminação (DRANSFIELD; JAIN; MAI, 1998; PLAIN; TONG, 2011; VELMURUGAN; SOLAIMURUGAN, 2007). O efeito do aumento da

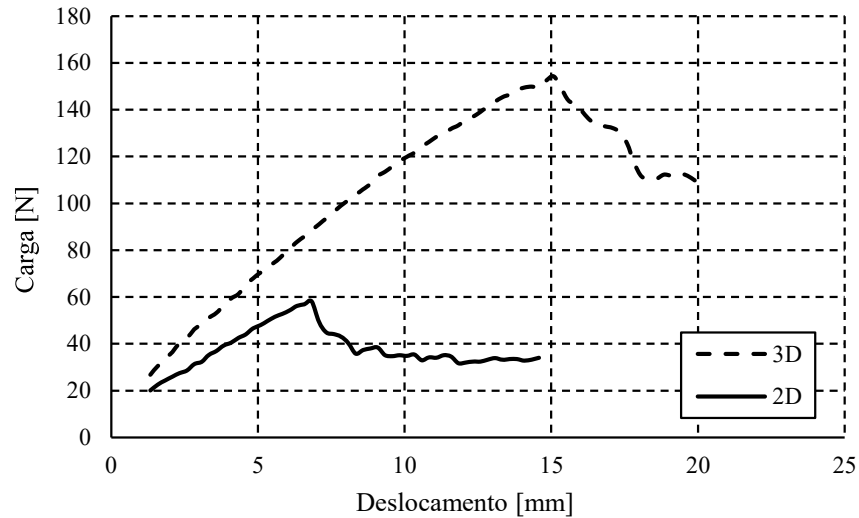
tenacidade à fratura das amostras tridimensionais estudadas neste trabalho pode ser visto na Figura 47.

Analisando a Figura 47, observa-se que em ambos os compósitos, a carga aumenta linearmente até o início propagação da trinca. Neste momento, a carga inicial é similar entre compósitos 3D e 2D. Esta similaridade inicial pode ser explicada devido ao fato de a costura não influenciar na energia necessária para aparecimento da trinca, e tão somente na energia necessária para propagação da mesma. Contudo, à medida que o deslocamento de abertura cresce, a carga necessária para propagar a delaminação no compósito tridimensional aumenta com uma taxa superior, quando comparada com a taxa exibida pelo compósito laminado.

Após atingir a carga máxima, um padrão não linear surge nas amostras 3D, com o valor da carga aumentando pontualmente. Este fenômeno pode ser entendido como a ação dos feixes de reforço. Quando a primeira linha de costura é acionada pela carga, ela é o único feixe de reforço ativo. Em uma etapa posterior, a delaminação se propaga, sem romper o primeiro feixe, criando as pontes de costura. Neste momento, o segundo feixe também se torna ativo e a carga volta a crescer. Esse fenômeno aconteceu até que o braço da amostra de compósito 3D falhasse por flexão, impossibilitando assim o cálculo do G_{Ic} . Esta grande resistência à propagação da trinca em compósitos 3D pode ser associada justamente ao mecanismo de pontes de costura, que é responsáveis por exercer uma tração de fechamento, que diminui significativamente a tensão de tração que atua na ponta da trinca. Este mecanismo está representado na Figura 48 e é igual ao observado nos ensaios de flexão em três pontos e SBS, sendo principal responsável por aumentar a tolerância ao dano de compósitos 3D.

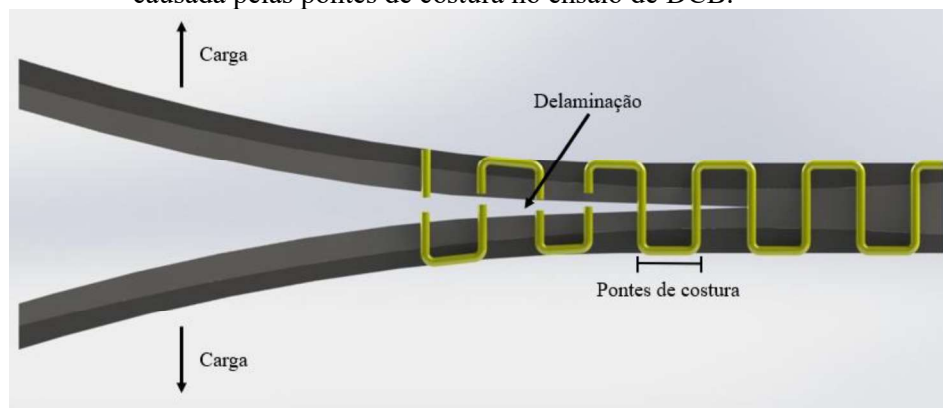
Ainda observando a Figura 47, nos compósitos 2D, a carga cresce até atingir um ponto máximo e após isto, a curva torna-se relativamente constante, entrando no estado estacionário de tenacidade à fratura interlaminar. Nesta etapa, o laminado já falhou catastróficamente e a trinca percorre toda a amostra, tendo somente as pontes de fibra como barreiras para dificultar a propagação da delaminação.

Figura 47 - Gráfico carga *versus* deslocamento de abertura de compostos tridimensional e laminado.



Fonte: Autoria própria.

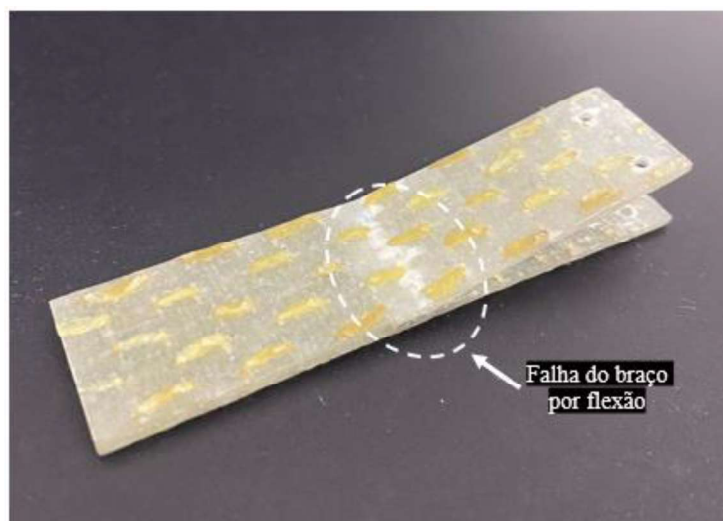
Figura 48 - Desenho esquemático que representa o mecanismo de inibição da delaminação causada pelas pontes de costura no ensaio de DCB.



Fonte: Autoria própria.

A falha ocorrida no braço da amostra de compósito 3D por flexão (Figura 49), já foi prevista por outros autores, que propuseram modificações na geometria das amostras para mensurar a taxa de liberação de energia. Dransfiel *et al.* e Wood *et al.* colaram placas de alumínio ao longo do comprimento das amostras 3D (DRANSFIELD; JAIN; MAI, 1998; WOOD *et al.*, 2007). Tanzawa, Watanabe e Ishikawa (2001) colaram placas de compósitos polimérico reforçado com fibra de carbono e Plain e Tong (2011) aumentaram a espessura da amostra. Apesar dessas adaptações permitirem a realização do ensaio DCB em amostras de compósito 3D sem que o braço falhasse por flexão, é muito provável que espessura das placas modificaria a deformação sofrida pelo corpo de prova, levando a um valor de G_{Ic} inconsistente.

Figura 49 - Falha por flexão do braço superior da amostra tridimensional submetida ao ensaio de DCB.



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 16 sintetiza os dados obtidos no ensaio DCB. Observa-se que as amostras 3D apresentaram uma carga máxima 66% superior às amostras 2D, como era esperado. Naturalmente, este fenômeno deve-se ao fato de o feixe de reforço dificultar a propagação catastrófica da delaminação. Além disto, o deslocamento de abertura máximo também é superior nas amostras 3D.

Tabela 16 - Dados fornecidos pelo ensaio DCB.

Amostras	Carga máxima [N]	Deslocamento de abertura máximo [mm]	Comprimento final da trinca [mm]	G_{Ic} [N/mm]
(D3D)	135,18 ($\pm 18,61$)	22,41 ($\pm 5,58$)	1,03 ($\pm 0,08$) ^a	-
(D2D)	45,71 ($\pm 11,73$)	14,13 ($\pm 0,74$)	65,50 ($\pm 24,96$) ^b	0,32 ($\pm 0,05$)

Fonte: Autoria própria.

a – A medida inserida na tabela foi retirada das imagens de microscopia.

b – A medida foi realizada a partir do cálculo do valor do comprimento de trinca (Equação 12).

Contudo, é importante frisar que, parte deste deslocamento de abertura e da carga nas amostras 3D observada na Tabela 16 e na Figura 47 é referente a flexão do braço da amostra, uma vez que a propagação da delaminação é mínima, e logo para cargas iniciais, para de ocorrer. Portanto, apesar da análise quantitativa fornecer uma boa representação dos fenômenos ocorridos, somente uma conclusão qualitativa pode ser gerada a partir deste ensaio.

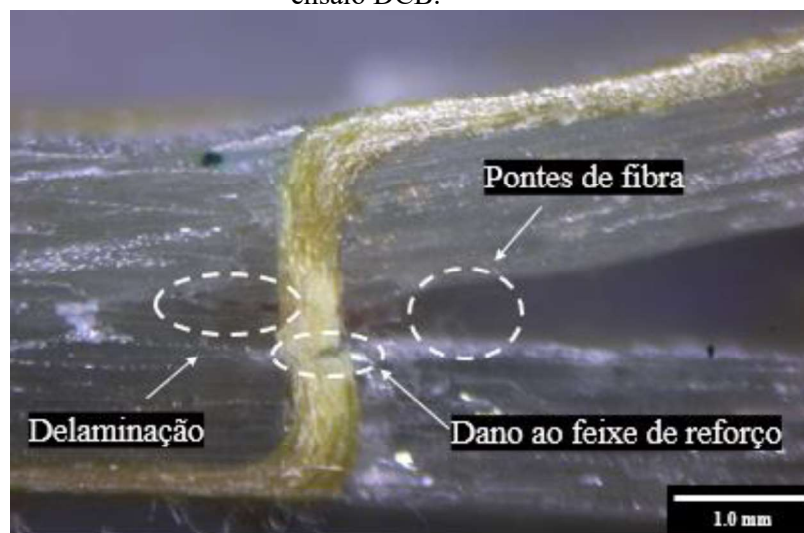
Analisando o modo de falha das amostras 3D, pode-se dizer que a costura foi tão efetiva em inibir a propagação da delaminação que, mesmo com em um ensaio DCB, onde o único carregamento aplicado é o de abertura, as amostras falharam pela ação de outros mecanismos

de falha, como a flexão do braço superior, trincas na matriz e ruptura das fibras na superfície da amostra.

Ainda analisando a Tabela 16, é possível observar que a delaminação nos compósitos 2D apresentou um comprimento 98,43% superior quando comparada ao 3D, evidenciando a capacidade de inibição quase que total da trinca fornecida pela costura. Vale ressaltar que o comprimento inicial de trinca para ambos os compósitos foi de 60 mm (o valor de comprimento final, mostrado na Tabela 16, não leva em consideração o valor de comprimento inicial da trinca).

A Figura 50 ilustra a propagação da delaminação no plano médio de uma amostra de compósito 3D. As pontes de costura foram tão bem desenvolvidas que houve um aumento de 1,03 mm no comprimento da delaminação, a partir do comprimento inicial de trinca. Além disso, observa-se que a delaminação se propaga sem romper totalmente a primeira linha de costura, como era de se esperar. Como dito anteriormente, esta é a razão pela qual a curva força *versus* deslocamento de abertura das amostras 3D apresenta uma região não linear, logo após atingir a carga máxima.

Figura 50 - Mecanismos de falha presentes nas amostras de compósito 3D submetidas ao ensaio DCB.

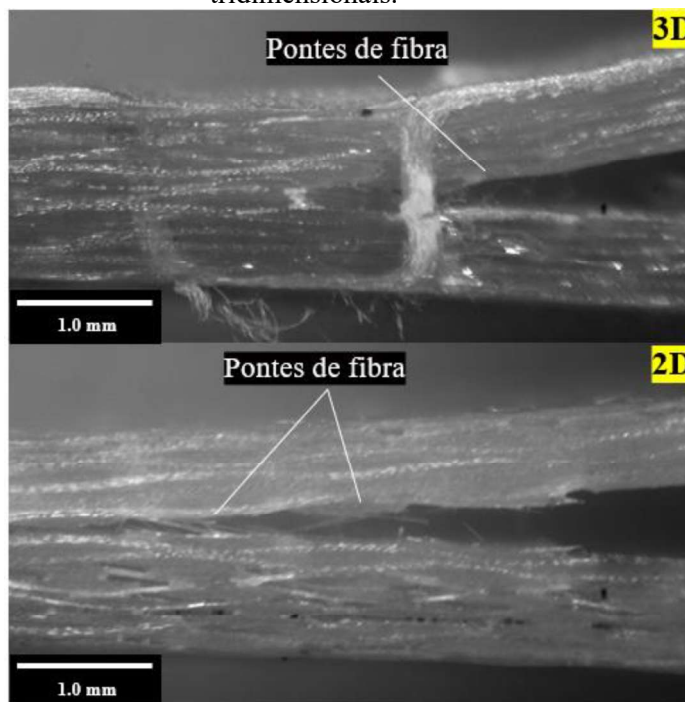


Fonte: Autoria própria.

Além do mecanismo de formação de pontes de costura, os compósitos 3D apresentam a formação de pontes de fibra, um mecanismo de inibição da delaminação que é comum a todos os compósitos PRF submetidos ao ensaio de DCB. A Figura 51 apresenta as pontes de fibra observadas nos compósitos 3D e 2D, respectivamente. Ressalta-se que as pontes de fibra são o

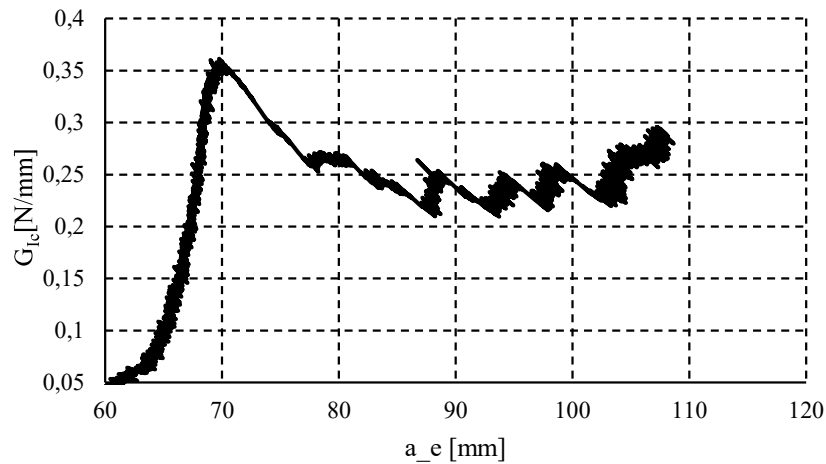
único mecanismo de inibição da delaminação presentes nos compósitos laminados e não são fortes o bastante para evitar uma falha catastrófica.

Figura 51 - (a) Pontes de fibra em compósitos laminados e (b) pontes de fibra em compósitos tridimensionais.



Fonte: Autoria própria.

Como o ensaio ocorreu de maneira esperada nas amostras de compósitos 2D, foi possível gerar as curvas conhecidas como *R-curve* e calcular o valor do G_{Ic} , como mostra a Figura 52. Nesta curva, é possível observar o comportamento típico de compósitos PRF submetidos ao ensaio de DCB, onde há um crescimento inicial da tenacidade à fratura interlaminar, seguido por um decaimento brusco após o G_{Ic} atingir seu valor máximo, o que indica a ocorrência de uma propagação instável da trinca nesta região. Em seguida, foi observado um crescimento da tenacidade à fratura interlaminar após o comprimento da trinca atingir 80 milímetros. Isso ocorreu devido à ação do mecanismo de pontes de fibra, que aumenta levemente o valor da tenacidade à fratura interlaminar e que em seguida volta a decair. Nesta etapa, o valor de G_{Ic} não apresenta crescimento abrupto, se tornando relativamente estável até a falha completa da amostra. Essa região é conhecida como estado estacionário de taxa de liberação de energia de deformação.

Figura 52 - Curva *R-curve* característica de compósitos 2D.

Fonte: Autoria própria.

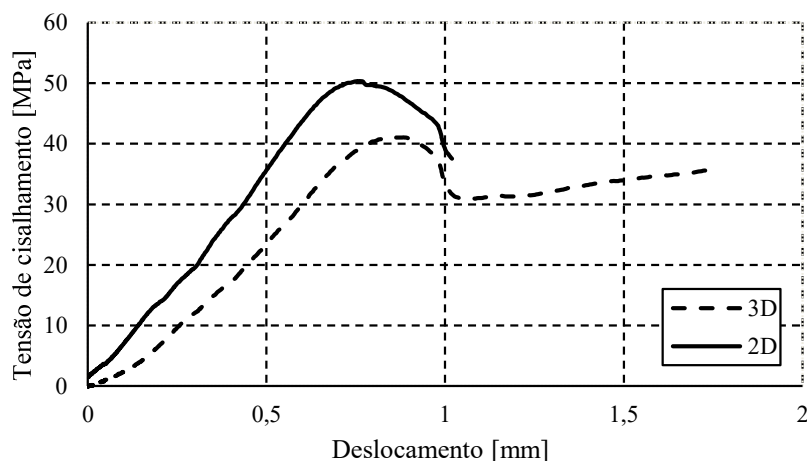
Em última análise, pode-se dizer que o ensaio DCB necessita de adaptações para que uma medida real de G_{IIc} seja obtida para amostras de compósito 3D. Acredita-se que alta densidade de costura, alto diâmetro do feixe de reforço e do material de reforço escolhido ter sido a fibra de aramida tenham forte influência na inibição quase que total da delaminação.

4.7. Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar *shot-beam* (SBS)

A Figura 53 mostra a curva de tensão de cisalhamento em função do deslocamento do cutelo da máquina. Observa-se um crescimento linear da porção inicial da curva de ambos os compósitos, equivalente à deformação elástica dos materiais. Seguidamente, ambos os compósitos entram em regime inelástico antes da falharem (regime associado não só a plastificação da matriz, mas também a presença de danos). A diferença nas propriedades de cisalhamento interlaminar entre os compósitos reside na resistência máxima, que para os 2D foi de $48,92 \pm 1,15$ MPa e para os 3D foi de $39,71 \pm 1,22$ MPa.

Ainda analisando a Figura 53, observa-se que mesmo após falha global (após a carga máxima), os compósitos 3D apresentaram um aumento da carga pontual. Esse fenômeno ocorre, pois, após as primeiras linhas de costura falharem, a trinca caminha até a próxima linha de costura, que oferece uma resistência a delaminação, fazendo com que a carga aumente pontualmente, até que esta linha seja rompida também. É importante frisar que esse aumento pontual nas cargas finais foi observado no ensaio de flexão em três pontos e DCB e é principal fenômeno responsável por aumentar a tolerância ao dano dos compósitos 3D, pois evita uma falha catastrófica e repentina.

Figura 53 - Gráfico de tensão de cisalhamento *versus* deslocamento do cutelo.

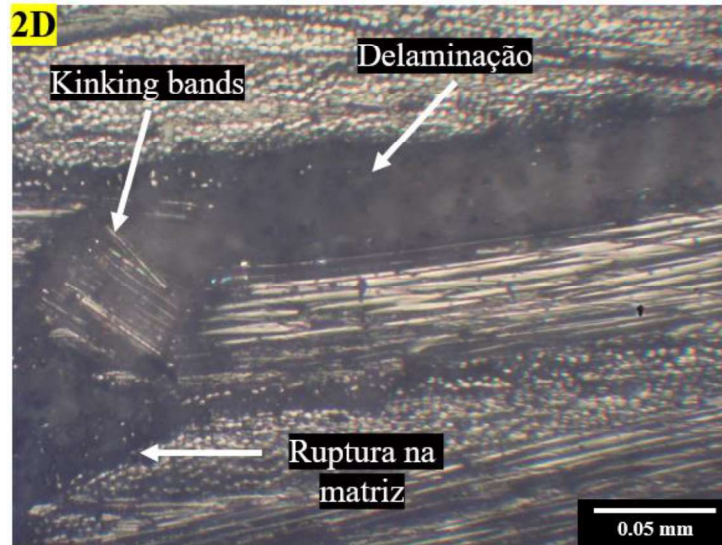


Fonte: Autoria própria.

O resultado encontrado neste trabalho corrobora com obtidos em algumas pesquisas. Entretanto, é importante ressaltar que os dados disponíveis na literatura referentes à resistência ao cisalhamento interlaminar de compósitos tridimensionais são conflitantes. Na maioria dos trabalhos, foi observado que a costura apresenta a capacidade de aumentar as propriedades de cisalhamento (MITSCHANG; OGALE, 2006; NIE *et al.*, 2008; SONG *et al.*, 2022), contudo, outros resultados mostraram tanto que houve uma degradação (MOURITZ; GALLAGHER; GOODWIN, 1997) como uma falta de relação entre o feixe de reforço e a resistência ao cisalhamento interlaminar (JAIN; MAI, 1997). Além disto, os dados mostram que a queda ou aumento da resistência ao cisalhamento geralmente fica entre 15-20%, assim como o resultado obtido neste trabalho.

A queda de 18% na resistência ao cisalhamento interlaminar de compósitos 3D costurados pode ser explicada analisando os mecanismos de falha das amostras. Nos compósitos laminados, conforme a carga aumenta, ocorre o surgimento de uma trinca por delaminação (mecanismo de falha principal). Além disto, trincas na matriz e ruptura de fibras por microflambagem foram observados, e são interpretados como mecanismos de falha secundários. Isto pode ser observado na Figura 54.

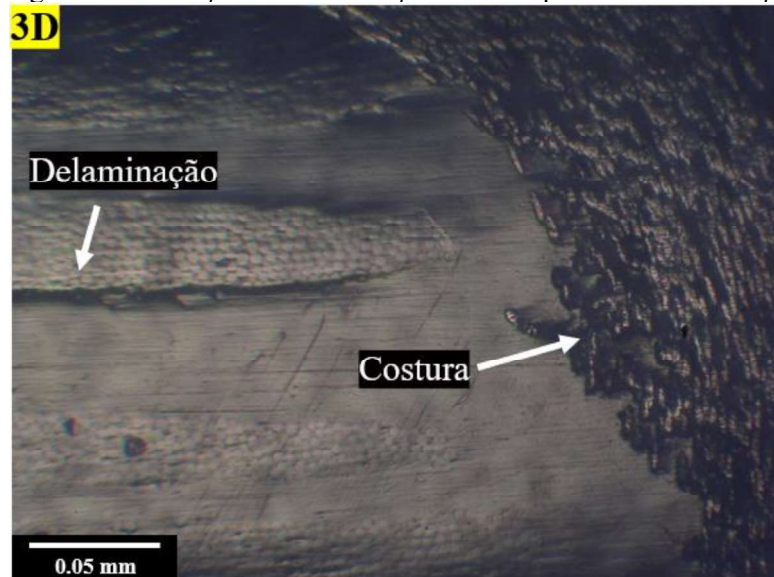
Figura 54 - Mecanismos de falha de compósitos laminados submetidos a carga de cisalhamento interlaminar.



Fonte: Autoria própria.

Já nos compósitos 3D, o modo de falha é semelhante, contudo, os danos começam a surgir em tensões mais baixas por conta da degradação das fibras no plano causadas pelo processo de costura. Nesses materiais, é conveniente dividir a falha em duas etapas importantes. A primeira delas é o surgimento e a propagação da delaminação no plano médio da amostra. Diferentemente das amostras 2D, a propagação da delaminação é fortemente inibida pela costura (Figura 55).

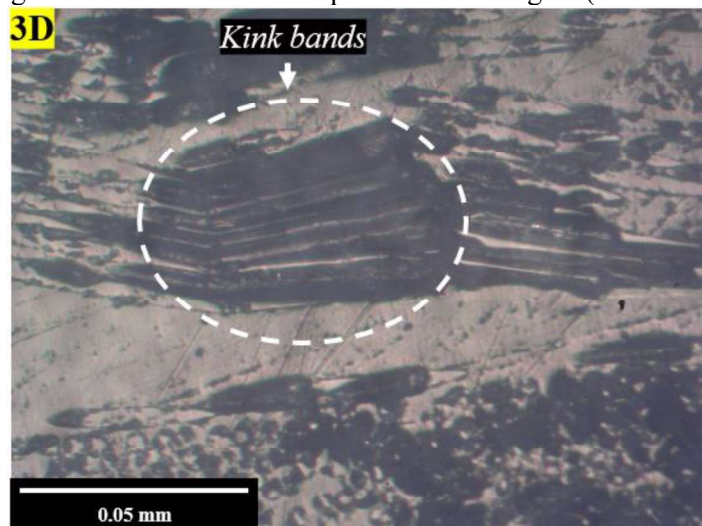
Figura 55 – Inibição da delaminação causada pelo feixe de reforço.



Fonte: Autoria própria.

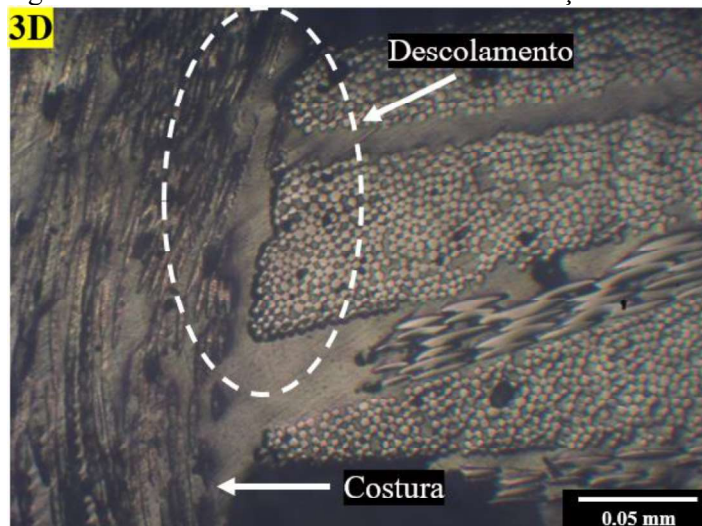
Já na segunda etapa, à medida em que a carga aumenta, novos danos vão surgindo no material, como descolamento do feixe de reforço da matriz, ruptura das fibras por compressão (*kink band*) e trincas na matriz. Contudo, diferentemente das amostras de compósito 2D, as regiões de fibra que fraturam por compressão nas amostras 3D não geram delaminações ao seu redor (Figura 56). O descolamento do feixe de reforço pode ser observado na Figura 57.

Figura 56 – Fratura de fibras por microflambagem (*kink bands*).



Fonte: Autoria própria.

Figura 57 - Descolamento entre o feixe de reforço e a matriz.

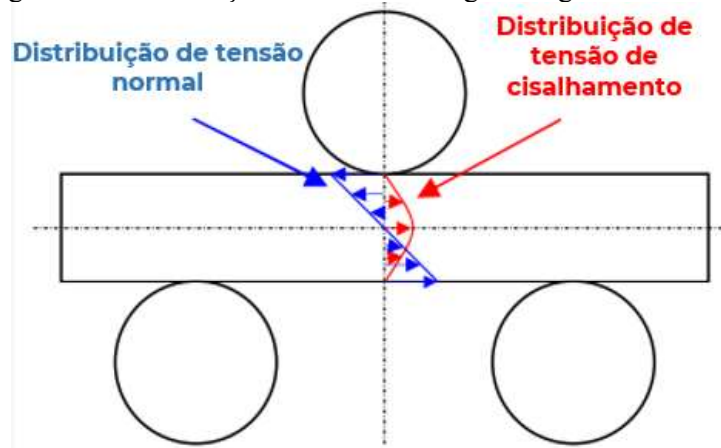


Fonte: Autoria própria.

É importante frisar que o ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar do tipo *short-beam* não pode ser relacionado diretamente com o cisalhamento puro, como seria ideal em um ensaio de cisalhamento. Isso pode ser explicado analisando a distribuição tensão de cisalhamento ao longo do corpo de prova, que longe dos pontos de carga e suporte, varia

parabolicamente de zero nas superfícies superior e inferior, a máxima no plano médio da amostra. Ao passo que tensões de flexão (tração e compressão) são máximas nas superfícies, variando linearmente até zero no plano médio (Figura 58). Essas tensões também variam linearmente ao longo do comprimento da viga, de zero nos apoios ao máximo no ponto da carga. Além disso, como a viga é muito curta, todo campo de tensão ao longo da viga é perturbado pelas forças que agem nos apoios e no local da carga (ABALI; PORA; SHIVAKUMAR, 2003). Portanto, este ensaio não resulta em uma representação física do cisalhamento puro, mas produz valores razoáveis de resistência ao cisalhamento interlaminar, principalmente quando o objetivo é realizar uma análise comparativa entre dois materiais.

Figura 58 - Distribuição de tensão ao longo da viga no ensaio SBS.



Fonte: Adaptado de May e Hallett (2009).

Por fim, pode-se dizer que, assim como na análise comparativa das propriedades de flexão entre 3D e 2D, afirma-se que, apesar dos compósitos reforçados tridimensionalmente apresentarem uma resistência ao cisalhamento interlaminar menor, eles possuem a capacidade de preservar sua integridade estrutural mesmo após falharem. Em adição, o modo de falha dos compósitos 3D, determinado neste ensaio é semelhante ao observado no ensaio de flexão em três pontos, excluindo o mecanismo de descolamento do feixe de reforço, que só foi visto aqui.

5. CONCLUSÃO

Neste trabalho, foi realizada uma análise comparativa das propriedades de flexão, impacto, tenacidade à fratura interlaminar e cisalhamento interlaminar entre compósitos tridimensionais e laminados. Além disto, ensaios de determinação da densidade e fração volumétrica de fibra das amostras foi realizado de forma a garantir uma comparação válida e legítima entre os materiais.

O modo de falha de laminados e de compósitos tridimensionais para cada tipo de carregamento foi determinado e comparado para elucidar os resultados dos ensaios experimentais. A partir do exposto, é possível concluir que:

- Por meio do método de costura desenvolvido, foi possível a criação de preformas de tecidos de fibra de vidro. Contudo, o processo é lento, e deve ser otimizado por máquinas para ser empregado industrialmente.
- O arranjo ortogonal criado pela costura simples impediu a formação de grandes regiões ricas em resina, porém não evitou a quebra e o desalinhamento das fibras no plano, defeitos que foram responsáveis pela degradação das propriedades de flexão e cisalhamento interlaminar de compósitos 3D.
- A costura manual não foi eficiente em evitar os danos causados pelo processo de reforço tridimensional. Logo, a adoção de uma máquina de costura, seja adaptada ou projetada especialmente para reforçar compósitos, é a forma mais indicada para manufatura de preformas.
- A costura não influenciou a densidade dos materiais, uma vez que a diferença nos valores encontrados entre compósitos 2D e 3D equivalentes está coberta pelo desvio padrão.
- No que se refere a fração volumétrica das fases, as amostras de compósito 3D apresentaram uma V_m maior que os laminados. Isso ocorreu devido a formação de pequenas regiões ricas em resina causadas pelo processo de costura e pela criação de novas áreas de preenchimento de matriz (parte interior do feixe de reforço).
- Quanto ao ensaio de flexão, compósitos 3D apresentaram uma redução de 23% e 20% na resistência à flexão e módulo elástico, respectivamente. Apesar das pontes de costura inibirem o crescimento da delaminação, os danos causados pelo processo de costura, tais como quebra e desalinhamento das fibras no plano,

crimpagem e formação de regiões ricas em resina foram preponderantes e levaram a falha prematura de compósitos 3D.

- Não houve influência da costura na resistência ao impacto de baixa energia, uma vez que a diferença nos valores de tenacidade ao impacto entre compósitos 2D e 3D está coberta pelo desvio padrão. Apesar disso, os feixes de reforço mostraram-se eficientes em inibir uma propagação rápida da trinca por delaminação (mecanismo de falha principal), porém, conseqüentemente, pequenas delaminações surgem em áreas próximas a região impactada.
- Apesar de não ter sido possível calcular o valor da taxa de liberação de energia de deformação (G_{Ic}) de compósitos 3D, conclui-se que esses materiais apresentaram excelente tenacidade à fratura interlaminar. A alta eficiência dos feixes de reforço em inibir o crescimento da delaminação fez com que o material falhasse por outros mecanismos, como quebra de fibras no braço superior da amostra.
- Compósitos 3D apresentaram uma queda na resistência ao cisalhamento de 19%. Essa redução ocorreu, pois, a falha por cisalhamento se deu em cargas mais baixas devido aos danos causados pelo processo de costura.
- A partir dos dados dos ensaios de flexão em três pontos, DCB, impacto Charpy e SBS, é possível afirmar que compósitos 3D conseguem manter sua integridade estrutural mesmo após a falha, devido à presença dos feixes de reforço. Portanto, esses materiais possuem uma tolerância ao dano maior que laminados equivalentes.
- O modo de falha de compósitos 3D é uma “competição” entre os benefícios da costura, como inibição das trincas por delaminação e os malefícios, como quebra e desalinhamento de fibras, crimpagem e a criação de regiões ricas em resina. Logo, é possível afirmar, com base na literatura e nos resultados desta pesquisa, que existe parâmetros de costura ideais para cada tipo de configuração de compósito, onde os benefícios da costura são maiores que os malefícios, e, portanto, o material apresenta uma melhora de suas propriedades mecânicas.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base no que foi feito neste trabalho, sugere:

- Manufaturar compósitos 3D com outros parâmetros de costura e outros materiais de reforço, de modo a determinar a configuração ideal que proporciona um aumento de todas as propriedades mecânicas dos compósitos estudados.
- Manufaturar compósitos 3D com espessuras maiores para que seja possível determinar o valor da taxa de liberação de energia de deformação (G_{Ic}) e comparar com o valor obtido de compósitos laminados equivalentes.
- Realizar um estudo comparativo entre laminados e compósitos tridimensionais, quanto ao seu desempenho sob cargas de tração, compressão, impacto (através do ensaio balístico), tenacidade à fratura em modo II e fadiga.
- Utilizar um processo de costura que utiliza tubos capilares, de modo a amenizar os danos causados pelo processo de reforço tridimensional.
- Quantificar as áreas afetadas pelo processo de costura e avaliar sua criticidade, de acordo com diâmetro do feixe de reforço, densidade de costura, métodos e tipos de costura.
- Construir um modelo de elementos finitos para predição das propriedades mecânicas de compósitos 3D costurados e compará-lo aos resultados dos ensaios realizados.

REFERÊNCIAS

ABALI, F.; PORA, A.; SHIVAKUMAR, K. Modified short beam shear test for measurement of interlaminar shear strength of composites. **Journal of Composite Materials**, v. 37, n. 5, p. 453–464, 2003.
DOI: 10.1177/0021998303037005053.

ABBOOD, I. S.; ODAA, S. A.; HASAN, K. F.; JASIM, M. A. Properties evaluation of fiber reinforced polymers and their constituent materials used in structures - a review. **Materials Today: proceedings**, v. 43, p. 1003–1008, 2021.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.636>.

ABDELLAOUI, H.; BENSALAH, H.; ECHAABI, J.; BOUHFID, R.; QAISS, A. Fabrication, characterization and modelling of laminated composites based on woven jute fibres reinforced epoxy resin. **Materials and Design**, v. 68, p. 104–113, 2015.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.11.059>.

ADVANI, S. G.; SOZER, E. M. **Process Modeling of composite manufacturing**. New York: CRC Press, 2022.

AGARWAL, B. D.; BROUTMAN, L. J.; CHANDRASHEKHARA, K. **Analysis and performance of fiber composites**. 3.ed. Nova Deli: Wiley, 2006.

AMER, A.; ABDULLAH, M. M. A. B.; MING, L.; TAHIR, M. F. M. Performance and properties of glass fiber and its utilization in concrete - a review. **AIP Conference Proceedings**, v. 2030, n. 1, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5066937>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D5528 - 01**: Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. Washington, DC: ASTM, 2001.
DOI: 10.1520/D5528-13.2.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM - D2344/D2344M - 03: Standard test method for short-beam strength of polymer matrix composite materials and their laminates. **Annual book of ASTM standards**, v. 3, n. 2, p. 136–140, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D7264/D7264M - 07**. Standard test method for flexural properties of polymer matrix composite materials. Washington, DC: ASTM, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1520/D7264>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D729 - 08**: Standard test methods for density and specific gravity (relative density) of plastics by displacement. Washington, DC: ASTM, 2008. DOI: <https://doi.org/10.1520/D0792-13.2>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D6110 - 10**: Standard test method for determining the charpy impact resistance of notched specimens of plastics. Washington, DC: ASTM, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1520/D6110-18.1>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D578 - 00**: Standard specification for glass fiber strands. Washington, DC: ASTM, 2014.
DOI: <https://doi.org/10.1520/D0578-18.2>.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM - D3171 - 15**: Standard test methods for constituent content of composite prepreg. Washington, DC: ASTM, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1520/D3171-15.2>.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics**: fundamentals and applications. 4thed. New York: CRC Press, 2017.

AYMERICH, F.; PRIOLO, P. Characterization of fracture modes in stitched and unstitched cross-ply laminates subjected to low-velocity impact and compression after impact loading. **International Journal of Impact Engineering**, v. 35, n. 7, p. 591–608, 2008.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2007.02.009>.

BALASUBRAMANIAN, K.; SULTAN, M. T. H.; RAJESWARI, N. Manufacturing techniques of composites for aerospace applications. *In*: JAWAID, M.; THARIQ, M. (Ed.). **Sustainable composites for aerospace applications**. Amsterdam: Elsevier, 2018. p. 55–67.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-102131-6.00004-9>.

BENDER, D.; SCHUSTER, J.; HEIDER, D. Flow rate control during vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM) processing. **Composites Science and Technology**, v. 66, n. 13, p. 2265–2271, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.12.008>.

BENSON DEXTER, H.; FUNK, J. G. Impact resistance and interlaminar fracture toughness of through-the-thickness reinforced graphite/epoxy. *In*: STRUCTURES, STRUCTURAL DYNAMICS AND MATERIALS CONFERENCE, 27., 1986, San Antonio. **Collection of Technical Papers - AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC**. Reston: AIAA, 1986. v. 1, p. 700–709. DOI: <https://doi.org/10.2514/6.1986-1020>.

BERNARDI, S. T. **Avaliação do comportamento de materiais compósitos de matrizes cimentícias reforçadas com fibra de aramida kevlar**. 2003. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2003.

BILISIK, K.; KARADUMAN, N. S.; SAPANCI, E. Flexural characterization of 3D prepreg/stitched carbon/epoxy/multiwalled carbon nanotube preforms and composites. **Journal of Composite Materials**, v. 53, n. 5, p. 563–577, 2019.
DOI: <https://doi.org/10.1177/0021998318787861>.

BIRON, M. **Thermosets and composites, technical information for plastic users**. Amsterdam: Elsevier, 2003.

BORTOLUZZI, D. B. **Desenvolvimento de reforços tridimensionais por meio de costura em compósitos de fibra de carbono/epóxi**. 2013. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2013.

BORTOLUZZI, D. B.; GOMES, G. F.; HIRAYAMA, D.; ANCELOTTI, A. C. Development of a 3D reinforcement by tufting in carbon fiber/epoxy composites. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 100, n. 5–8, p. 1593–1605, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2764-5>.

BRYAN, E. **Chemistry and technology of epoxy resins**. Dordrecht: Springer, 1993.

CACHO-NEGRETE, C. **Integral composite skin and spar (ICSS) study program**. Fort Belvoir: Defence Technical Information Center, 1982.

CALLISTER JR., W. D.; WILEY, J. **Ciência e engenharia de materiais**. 9.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CAMINERO, M. A.; RODRÍGUEZ, G. P.; MUÑOZ, V. Effect of stacking sequence on charpy impact and flexural damage behavior of composite laminates. **Composite Structures**, v. 136, p. 345–357, 2016. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.10.019>.

CANTWELL, W. J.; MORTON, J. The Impact resistance of composite materials — a review. **Composites**, v. 22, n. 5, p. 347–362, 1991. DOI: 10.1016/0010-4361(91)90549-V.

CAPRINO, G.; LOPRESTO, V.; SANTORO, D. Ballistic impact behaviour of stitched graphite/epoxy laminates. **Composites Science and Technology**, v. 67, n. 4, p. 325–335, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.04.015>.

CHAWLA, K. K. **Composite materials: science and engineering**. Berlin: Springer Nature, 2001. v. 2. DOI: <https://doi.org/10.9773/sosei.48.213>.

DHARAN, C. K. H. Fracture mechanics of composite materials. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 100, n. 3, p. 223–247, July 1978.

DRANSFIELD, K.; BAILLIE, C.; MAI, Y. W. Improving the delamination resistance of CFRP by stitching—a review. **Composites Science and Technology**, v. 50, n. 3, p. 305–317, 1994. DOI: [https://doi.org/10.1016/0266-3538\(94\)90019-1](https://doi.org/10.1016/0266-3538(94)90019-1).

DRANSFIELD, K. A.; JAIN, L. K.; MAI, Y. W. On The Effects of stitching in CFRPs - I. Mode I delamination toughness. **Composites Science and Technology**, v. 58, n. 6, p. 815–827, 1998. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00229-7](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00229-7).

FRIEDRICH, K. **Application of fracture mechanics to composite materials**. North Holland: Elsevier, 1989.

GNABA, I.; LEGRAND, X.; WANG, P.; SOULAT, D. Through-the-thickness reinforcement for composite structures: a review. **Journal of Industrial Textiles**, v. 49, n. 1, p. 71–96, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1177/1528083718772299>.

HOLT, H. Future composite aircraft structures may be sewn together. **Automotive Engineering**, v. 90, p. 46–49, 1992.

HSIAO, K.-T.; HEIDER, D. Vacuum assisted resin transfer molding (VARTM) in polymer matrix composites. *In*: ADVANI, S.G.; HSIAO, K.T. (Ed.). **Manufacturing techniques for polymer matrix composites (PMCs)**: a volume in woodhead publishing series in composites science and engineering. North Holland: Elsevier, 2012. Cp. 10, p. 310–347. DOI: <http://dx.doi.org/10.1533/9780857096258.3.310>.

JAIN, L. K.; MAI, Y.W. Recent work on stitching of laminated composites – theoretical analysis and experiments. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS, 11., 1997, Gold Coast. **Proceedings [...]**. [S.l.:s.n.], 1997. v. 1, p.25-51.

JASSAL, M.; GHOSH, S. Aramid fibres - an overview. **Indian Journal of Fibre and Textile Research**, v. 27, n. 3, p. 290–306, 2002.

JIN, F. L.; LI, X.; PARK, S. J. Synthesis and application of epoxy resins: a review. **Journal of Industrial and Engineering Chemistry**, v. 29, p. 1–11, 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jiec.2015.03.026>.

KAW, A. K. **Mechanics of composite materials**. Boca Raton: CRC Press, 2005. (Mechanical and Aerospace Engineering Series). Disponível em: <https://books.google.com.br/books?id=MwHLBQAAQBAJ>. Acesso em: dia mês ano.

KAYA, G.; SOUTIS, C.; POTLURI, P. Flexural behaviour of unreinforced and Z-Fibre reinforced 3D carbon/epoxy composites. **Applied Composite Materials**, v. 29, p. 387-404, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10443-021-09949-0>.

LARSSON, F. Damage tolerance of a stitched carbon / epoxy laminate. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 28, n. 11, p. 923–934, 1997. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(97\)00063-8](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(97)00063-8).

LEONG, K. H.; RAMAKRISHNA, S.; HUANG, Z. M.; BIBO, G. A. Potential of knitting for engineering composites - a review. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 31, n. 3, p. 197–220, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(99\)00067-6](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(99)00067-6).

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais - ciência e tecnologia**. 2.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

LI, H.; RICHARDS, C.; WATSON, J. High-performance glass fiber development for composite applications. **International Journal of Applied Glass Science**, v. 5, n. 1, p. 65–81, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1111/ijag.12053>.

LIU, W.; WANG, M.; XU, L.; ZHANG, W.; XING, Z.; HU, J.; YU, M.; LI, J.; WU, G. Radiation technology application in high-performance fibers and functional textiles. *In*: WU, G.; ZHAI, M.; WANG, M. (Ed.). **Radiation technology for advanced materials**. New York: Academic Press, 2019. Cap. 2, p. 13–73. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-814017-8.00002-0>.

LOMBETTI, D. M. **Tufting of complex composite structures**. Thesis (PhD) - School of Aerospace, Transport and Manufacturing, Cranfield University, Bedford, 2015.

LOPRESTO, V.; MELITO, V.; LEONE, C.; CAPRINO, G. Effect of stitches on the impact behaviour of graphite/epoxy composites. **Composites Science and Technology**, v. 66, n. 2, p. 206–214, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.04.029>.

MALLICK, P. K. (Ed.). **Composites engineering handbook**. Boca Raton: CRC Press, 1997.

MARTINS, F. R. **Caracterização do fresamento de chapas de compósito polímero reforçado com fibras de carbono (PRFC)**. 2014. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

MASUELLI, M. Introduction of fibre-reinforced polymers - Polymers and composites: concepts, properties and processes. *In*: MASUELLI, M. (Ed.). **Fiber reinforced polymers - the technology applied for concrete repair**. San Luís: IntechOpen, 2013. p. 3–40. DOI: <https://doi.org/10.5772/54629>.

MATTHEWS, F. L.; RAWLINGS, R. D. **Composite materials: engineering and science**. Boca Raton: CRC Press, 2008.

MAY, M.; HALLETT, S, R. Analysis of damage evolution in unidirectional carbon/epoxy samples under shear fatigue loading. *In*: INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITE MATERIALS, 17., 2009, London. **Proceedings [...]**. [S.l.:s.n.], 1997. v. 1, p.38-46.

MAZUMDAR, S. State of the industry - what will drive composites growth in 2015?. **Composites manufacturing**, v. 31, n. 1, p. 18–23, Mar. 2015.

MIDDLETON, B. Composites : manufacture and application. *In*: GOODSHIP, V.;MIDDLETON, B.; CHERRINGTON, R. **Design and manufacture of plastic components for multifunctionality**. Amstrdam: Elsevier, 2016. p. 53–101. DOI: [10.1016/B978-0-323-34061-8/00003-X](https://doi.org/10.1016/B978-0-323-34061-8/00003-X).

MITSCHANG, P.; OGALE, A. Effect of sewing threads on interlaminar shear strength and flexural bending strength of stitched non-crimp carbon fabric laminates. **Advanced Composites Letters**, v. 15, n. 6, p. 199–206, 2006. DOI: <https://doi.org/10.1177/096369350601500602>.

MOHAMMED, L.; ANSARI, M. N. M.; PUA, G.; JAWAID, M.; ISLAM, M. S. A Review on natural fiber reinforced polymer composite and its applications. **International Journal of Polymer Science**, v. 2015, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1155/2015/243947>.

MOHAN, P. A Critical review: the modification, properties, and applications of epoxy resins. **Polymer - Plastics Technology and Engineering**, v. 52, n. 2, p. 107–125, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1080/03602559.2012.727057>.

MORTAZAVIAN, S.; FATEMI, A. Effects of fiber orientation and anisotropy on tensile strength and elastic modulus of short fiber reinforced polymer composites. **Composites Part B: engineering**, v. 72, p. 116–129, 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2014.11.041>.

MOURITZ, A.P. Ballistic impact and explosive blast resistance of stitched composites. **Composites Part B: engineering**, v. 32, n. 5, p. 431–439, 2001.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-8368\(01\)00015-4](https://doi.org/10.1016/S1359-8368(01)00015-4).

MOURITZ, A.P. Flexural properties of stitched GRP laminates. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 27, n. 7, p. 525–530, Jan. 1996.
DOI: [10.1016/1359-835X\(96\)00010-3](https://doi.org/10.1016/1359-835X(96)00010-3).

MOURITZ, A. Introduction to aerospace materials. *In*: MOURITZ, A. (Ed.). **Introduction to aerospace materials**. Sawston: Woodhead, 2012. Cap. 1, p. 1–14.
DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857095152.1>.

MOURITZ, A. P.; COX, B. N. A Mechanistic approach to the properties of stitched laminates. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 31, n. 1, p. 1–27, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(99\)00056-1](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(99)00056-1).

MOURITZ, A. P.; COX, B. N. A Mechanistic interpretation of the comparative in-plane mechanical properties of 3D woven, stitched and pinned composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 41, n. 6, p. 709–728, 2010.
DOI: [10.1016/j.compositesa.2010.02.001](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.02.001).

MOURITZ, A. P.; GALLAGHER, J.; GOODWIN, A. A. Flexural strength and interlaminar shear strength of stitched GRP laminates following repeated impacts. **Composites Science and Technology**, v. 57, n. 5, p. 509–522, 1997.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00164-9](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00164-9).

MOURITZ, A. P.; LEONG, K. H.; HERSZBERG, I. A Review of the effect of stitching on the in-plane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 28, n. 12, p. 979–991, 1997.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(97\)00057-2](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(97)00057-2).

MOURITZ, A. P.; BANNISTER, M. K.; FALZON, P. J.; LEONG, K. H. Review of applications for advanced three-dimensional fibre textile composites. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 30, n. 12, p. 1445–1461, 1999.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(99\)00034-2](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(99)00034-2).

NIE, J.; XU, Y.; ZHANG, L.; YIN, X.; CHENG, L.; MA, J. Effect of stitch spacing on mechanical properties of carbon/silicon carbide composites. **Composites Science and Technology**, v. 68, n. 12, p. 2425–2432, 2008.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.04.012>.

NIKBAKT, S.; KAMARIAN, S.; SHAKERI, M. A Review on optimization of composite structures part I: laminated composites. **Composite Structures**, v. 195, p. 158–185, Mar. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.03.063>.

OGALE, A.; MITSCHANG, P. Tailoring of textile preforms for fibre-reinforced polymer composites. **Journal of Industrial Textiles**, v. 34, n. 2, p. 77–96, 2004.
DOI: <https://doi.org/10.1177/1528083704046949>.

PARDINI, L. C. Preformas para compósitos estruturais. **Polímeros**, v. 10, n. 2, p. 100–109, 2000. DOI [10.1590/s0104-14282000000200012](https://doi.org/10.1590/s0104-14282000000200012).

PAUL, R.; DAI, L. Interfacial aspects of carbon composites. **Composite interfaces**, v. 25, n. 5–7, p. 539–605, 2018. DOI: <http://doi.org/10.1080/09276440.2018.1439632>.

PICKETT, A. **Introduction to process and mechanical modelling of engineering composites**. Stuttgart: Institute of Aircraft Design; University of Stuttgart, 2018.

PINGKARAWAT, K.; MOURITZ, A. P. Stitched mendable composites: balancing healing performance against mechanical performance. **Composite Structures**, v. 123, p. 54–64, 2015.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.12.034>.

PLAIN, K. P.; TONG, L. An Experimental study on mode I and II fracture toughness of laminates stitched with a one-sided stitching technique. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 42, n. 2, p. 203–210, 2011.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.11.006>.

RALPH, B.; YUEN, H. C.; LEE, W. B. The Processing of metal matrix composites - an overview. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 63, n. 1–3, p. 339–353, 1997.

DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02645-3](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02645-3).

RAVANDI, M.; TEO, W. S.; TRAN, L. Q. N.; YONG, M. S.; TAY, T. E. Low velocity impact performance of stitched flax/epoxy composite laminates. **Composites Part B: engineering**, v. 117, p. 89–100, 2017.

DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.02.003>.

SAS, H. S.; ŠIMÁČEK, P.; ADVANI, S. G. A Methodology to reduce variability during vacuum infusion with optimized design of distribution media. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 78, p. 223–233, 2015.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.08.011>.

SEVKAT, E.; BRAHIMI, M. The bearing strength of pin loaded woven composites manufactured by vacuum assisted resin transfer moulding and hand lay-up techniques.

Procedia Engineering, v. 10, p. 153–158, Jan. 2011.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.028>.

SEYEDNOURANI, M.; YILDIZ, M.; SAS, H. S. A Two-stage optimization methodology for gate and vent locations and distribution media layout for liquid composite molding process.

Composites Part A: applied science and manufacturing, v. 149, June 2021.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106522>.

SHARMA, P.; MALI, H. S.; DIXIT, A. Mechanical behavior and fracture toughness characterization of high strength fiber reinforced polymer textile composites. **Iranian Polymer Journal**, v. 30, p. 193–233, 2021.

DOI: <https://doi.org/10.1007/s13726-020-00884-8>.

SINGH, T. J.; SAMANTA, S. Characterization of kevlar fiber and its composites: a review. **Materials Today: proceedings**, v. 2, n. 4–5, p. 1381–1387, 2015.

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.057>.

SONG, C.; FAN, W.; LIU, T.; WANG, S.; SONG, W.; GAO, X. A Review on three-dimensional stitched composites and their research perspectives. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 153, Feb. 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106730>.

SOUZA, G. P. **Avaliação de critérios de falhas de compósitos poliméricos reforçados aplicados a vigas sob carregamento de flexão**. 2003. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

STAAB, G. H. **Laminar composites**. Amsterdam: Elsevier, 2015.

STRONG, A. B. **Fundamentals of composites manufacturing, materials, methods and applications**. 2nded. Dearborn: Society Manufacturing Engineers, 2007.

TAMAKUWALA, V. R. Manufacturing of fiber reinforced polymer by using VARTM process: a review. **Materials Today: proceedings**, v. 44, p. 987–993, 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.102>.

TAN, K. T.; YOSHIMURA, A.; WATANABE, N.; IWAHORI, Y.; ISHIKAWA, T. Effect of stitch density and stitch thread thickness on damage progression and failure characteristics of stitched composites under out-of-plane loading. **Composites Science and Technology**, v. 74, p. 194–204, 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.11.001>.

TAN, P.; TONG, L.; STEVEN, G. P.; ISHIKAWA, T. Behavior of 3D orthogonal woven CFRP composites. part I. Experimental investigation. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 31, n. 3, p. 259–271, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(99\)00070-6](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(99)00070-6).

TANZAWA, Y.; WATANABE, N.; ISHIKAWA, T. FEM simulation of a modified DCB test for 3-D orthogonal interlocked fabric composites. **Composites Science and Technology**, v. 61, n. 8, p. 1097–1107, 2001. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(01\)00003-3](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(01)00003-3).

TE, K. N. **Estudo das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados por fibra de carbono e manufaturados pelos processos de laminação manual, infusão de resina e pré-impregnado**. 2016. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

TITA, V. **Contribuição ao estudo de danos e falhas progressivas em estruturas de material compósito polimérico**. 2003. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

TONG, L.; MOURITZ, A. P.; BANNISTER, M. K. **3D fibre reinforced polymer composites**. Amsterdam: Elsevier, 2002.

TREIBER, J. W. G. **Performance of tufted carbon fibre/epoxy composites**. 2011. Thesis (PhD) - Cranfield University, Bedford, 2011.

- VEIDT, M. Stiffness properties of three dimensionally (3-D) reinforced glass fabrics produced by needle-felting. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITES MATERIALS*, 11., 1997, Gold Coast. **Proceedings [...]**. Melbourne: Woodhead, 1997. v. 5, p. 742–748.
- VELMURUGAN, R.; SOLAIMURUGAN, S. Improvements in mode I interlaminar fracture toughness and in-plane mechanical properties of stitched glass/polyester composites. **Composites Science and Technology**, v. 67, n. 1, p. 61–69, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.03.032>.
- WALLENBERGER, F. T.; WATSON, J. C.; LI, H. Glass fibers. *In: MIRACLE, D. B.; DONALSON, S. L. (Ed.). ASM Handbook. Material Park: ASM International, 2001.* DOI: <https://doi.org/10.1016/31399/asm.hb.v21.a0003353>.
- WANG, R.-M.; ZHENG, S.-R.; ZHENG, Y.-P. Introduction to polymer matrix composites. *In: WANG, R.-M.; ZHENG, S.-R.; ZHENG, Y.-P. Polymer matrix composites and technology.* Amsterdam: Elsevier, 2011. p. 1–548. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857092229.1>.
- WISNOM, M. R. The Role of delamination in failure of fibre-reinforced composites. **Philosophical Transactions of the Royal Society A: mathematical, physical and engineering sciences**, v. 370, n. 1965, p. 1850–1870, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1098/rsta.2011.0441>.
- WITTIG, J. Recent development in the robotic stitching technology for textile structural composites. **Journal of Textile and Apparel, Technology and Management**, v. 2, n. 1, p. 1–8, 2001.
- WOOD, M. D. K.; SUN, X.; TONG, L.; KATZOS, A.; RISPLER, A. R.; MAI, Y. W. The Effect of stitch distribution on Mode I delamination toughness of stitched laminated composites - experimental results and FEA simulation. **Composites Science and Technology**, v. 67, n. 6, p. 1058–1072, 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.06.002>.
- XUAN, J. Q.; LI, D. S.; JIANG, L. Fabrication, properties and failure of 3D stitched carbon/epoxy composites with no stitching fibers damage. **Composite Structures**, v. 220, p. 602–607, July 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.03.080>.
- YAAKOB, M. Y.; HUSIN, M. A.; ABDULLAH, A.; MOHAMED, K. A.; KHIM, A. S.; FANG, M. L. C.; SIHOMBING, H. Effect of stitching patterns on tensile strength of kenaf woven fabric composites. **International Journal of Integrated Engineering**, v. 11, n. 6, p. 70–79, 2019. DOI: <https://doi.org/10.30880/ijie.2019.11.06.008>.
- YANG, T.; WANG, C. H.; ZHANG, J.; HE, S.; MOURITZ, A. P. Toughening and self-healing of epoxy matrix laminates using mendable polymer stitching. **Composites Science and Technology**, v. 72, n. 12, p. 1396–1401, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.05.012>.
- YUDHANTO, A.; LUBINEAU, G.; VENTURA, I. A.; WATANABE, N.; IWAHORI, Y.; HOSHI, H. Damage characteristics in 3D stitched composites with various stitch parameters

under in-plane tension. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 71, p. 17–31, 2015. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.12.012>.

ZHAO, N.; RÖDEL, H.; HERZBERG, C.; GAO, S. L.; KRZYWINSKI, S. Stitched glass/PP composite. Part I: tensile and impact properties. **Composites Part A: applied science and manufacturing**, v. 40, n. 5, p. 635–643, 2009. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2009.02.019>.

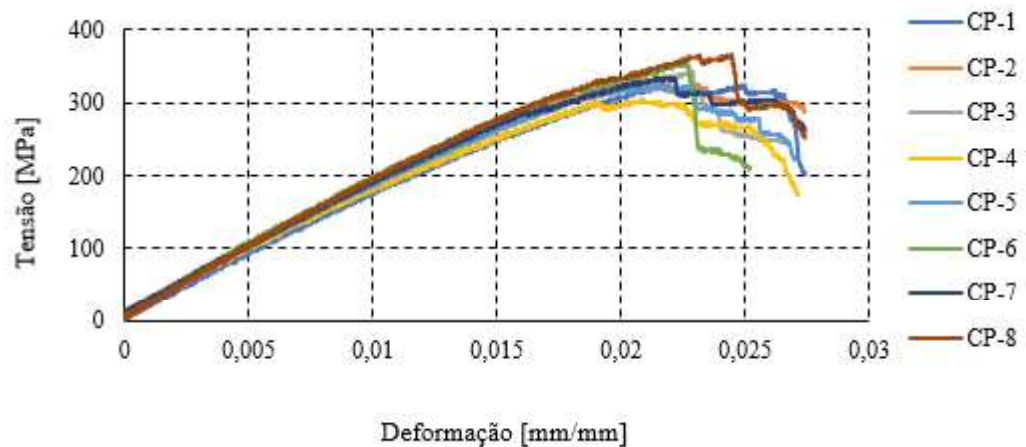
ZIN, M. H.; RAZZI, M. F.; OTHMAN, S.; LIEW, K.; ABDAN, K.; MAZLAN, N. A Review on the fabrication method of bio-sourced hybrid composites for aerospace and automotive applications. **IOP Conference Series: materials science and engineering**, v. 152, n. 1, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/152/1/012041>.

ZWEBEN., C. H.; BEAUMONT, P. **Comprehensive Composite Materials II**. 2.ed. Amsterdam: Elsevier, 2017.

APÊNDICE A – Ensaio de flexão em três pontos

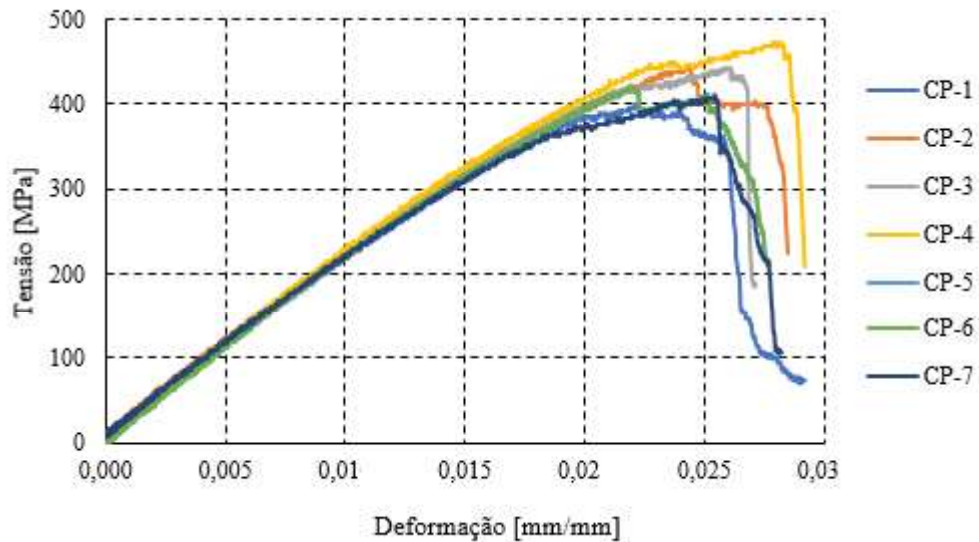
A Figura A.1 exibe o gráfico contendo o comportamento de cada amostra de compósito 3D submetidas ao ensaio de flexão. Em adição, a Figura A.2 mostra o mesmo gráfico, porém, referente as amostras de compósito laminado.

Figura A.1 - Gráfico de tensão de flexão *versus* deformação de compósitos 3D.



Fonte: Autoria própria.

Figura A.2 - Gráfico de tensão de flexão *versus* deformação de compósitos 2D.



Fonte: Autoria própria.

A Tabela A.1 sintetiza os resultados individuais de cada corpo de prova tridimensional submetido ao ensaio de flexão de três pontos, enquanto que a Tabela A.2 mostra os mesmos resultados, contudo, referentes aos corpos de prova de compósito laminado.

Tabela A.1 – Dados fornecidos pelo ensaio de flexão de três pontos referente as amostras de compósito 3D.

Amostras	Resistência a flexão [MPa]	Módulo elástico de flexão [GPa]	Deformação máxima [%]
1	322,84	15,36	0,027
2	331,10	16,71	0,028
3	341,94	15,53	0,027
4	303,52	14,88	0,027
5	322,23	15,84	0,027
6	353,24	17,33	0,024
7	333,05	16,17	0,029
8	364,76	17,23	0,027

Fonte: Autoria própria.

Tabela A.2 – Dados fornecidos pelo ensaio de flexão de três pontos referente as amostras de compósito 2D.

Amostras	Resistência a flexão [MPa]	Módulo elástico de flexão [GPa]	Deformação máxima [%]
1	398,97	19,57	0,029
2	444,87	19,83	0,028
3	442,52	20,31	0,027
4	472,03	21,23	0,028
5	442,07	20,40	0,027
6	418,75	20,27	0,027
7	410,58	19,08	0,028

Fonte: Autoria própria.

APÊNDICE B – Ensaio de impacto Charpy

A Tabela B.1 e B.2 mostram os resultados do ensaio charpy realizado em cada amostra de compósito tridimensional e laminado, respectivamente.

Tabela B.1 – Dados fornecidos pelo ensaio de impacto Charpy referente as amostras de compósito 3D.

Amostras	U_{impacto} (kJ)	U_{impacto} (kJ/m²)
1	0,0128	257,02
2	0,0117	228,27
3	0,0100	197,04
4	0,0130	248,24
5	0,0106	206,43
6	0,0104	199,75
7	0,0112	222,45

Fonte: Autoria própria.

Tabela B.2 – Dados fornecidos pelo ensaio de impacto Charpy referente as amostras de compósito 2D.

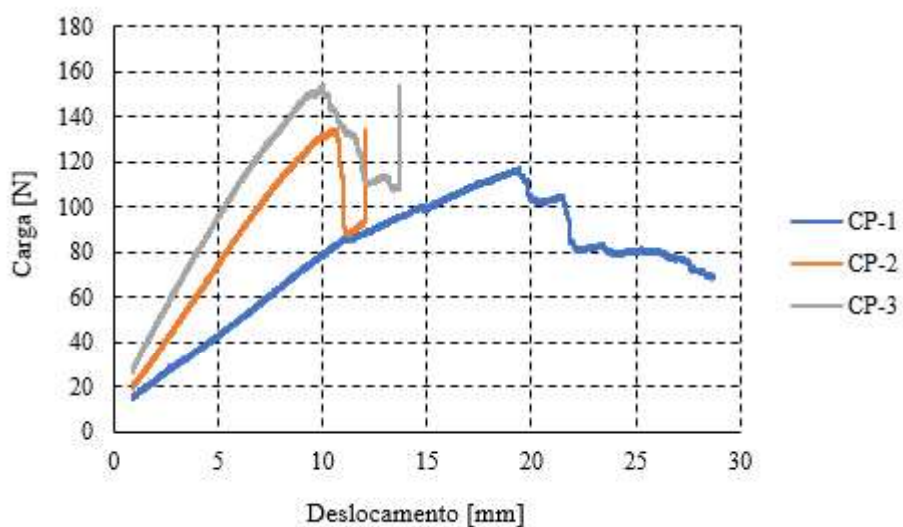
Amostras	U_{impacto} (kJ)	U_{impacto} (kJ/m²)
1	0,0090	238,56
2	0,0085	218,56
3	0,0114	287,93
4	0,0088	221,08
5	0,0087	217,47
6	0,0092	233,62
7	0,0092	242,97

Fonte: Autoria própria.

APÊNDICE C – Ensaio *double cantilever beam* (DCB)

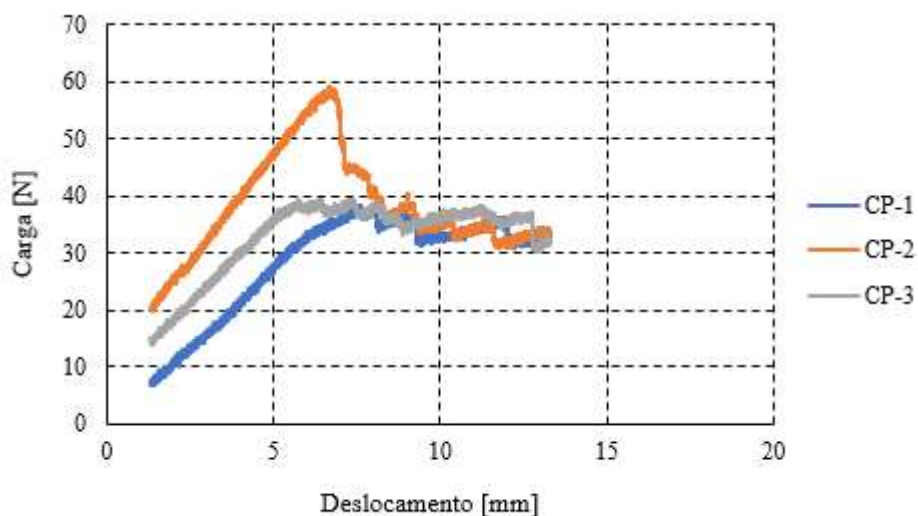
A Figura C.1 e C.2 exibem o comportamento das amostras de compósito tridimensional e laminado submetidas ao ensaio de DCB, respectivamente. Em adição, a Tabela C.1 e C.2 sinterizam os resultados do ensaio de tenacidade à fratura interlaminar de compósito tridimensional e laminado, respectivamente.

Figura C.1 - Gráfico carga *versus* deslocamento de abertura referente as amostras de compósito 3D.



Fonte: Autoria própria.

Figura C.2 - Gráfico carga *versus* deslocamento de abertura referente as amostras de compósito 2D.



Fonte: Autoria própria.

Tabela C.1 - Dados fornecidos pelo ensaio DCB referente as amostras de compósito 3D.

Amostras	Tensão [MPa]	Deslocamento de abertura máximo [mm]	Comprimento final da trinca [mm]	Rigidez na carga máxima [N/mm]	G_{1c} [N/mm]
1	117,05	28,69	-	369,65	-
2	134,26	18,01	-	155,28	-
3	154,24	20,52	-	132,86	-

Fonte: Autoria própria.

Tabela C.2 - Dados fornecidos pelo ensaio DCB referente as amostras de compósito 2D.

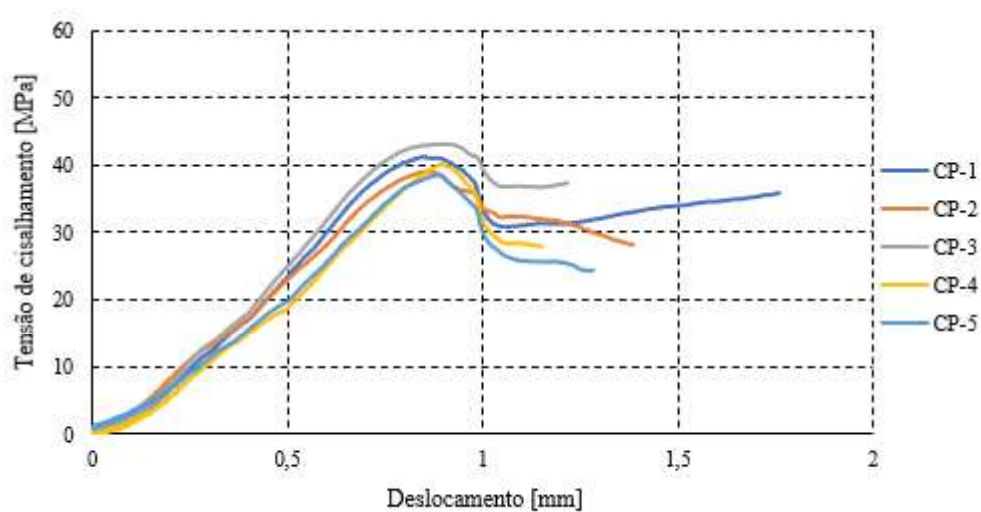
Amostras	Tensão [MPa]	Deslocamento de abertura máximo [mm]	Comprimento final da trinca [mm]	Rigidez na carga máxima [N/mm]	G_{1c} [N/mm]
1	38,36	13,28	107,86	45,65	0,27
2	59,24	14,64	109,95	65,70	0,36
3	39,53	14,46	112,25	190,99	0,32

Fonte: Autoria própria.

APÊNDICE D – Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar *short-beam* (SBS)

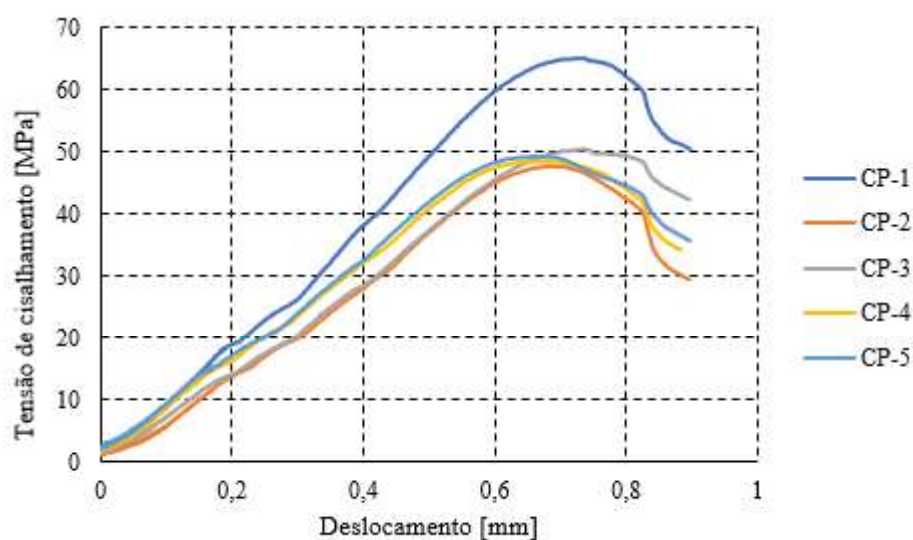
A Figura D.1 e D.2 exibem os gráficos tensão de cisalhamento *versus* deslocamento do cutelo de amostras de compósito tridimensional e laminado, respectivamente. Ambas as figuras foram obtidas através do ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar do tipo *Short-Beam*.

Figura D.1 - Gráfico de tensão de cisalhamento *versus* deslocamento referente as amostras de compósito 3D.



Fonte: Autoria própria.

Figura D.2 - Gráfico de Tensão de cisalhamento *versus* Deslocamento referente as amostras de compósito 2D.



Fonte: Autoria própria.