

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

RUBENS AUGUSTO CARVALHO RAFANHIM

ANÁLISE DE PROCESSOS PARA PRODUÇÃO DE
SEMIPREG COM ABS RECICLADO ORIUNDO DE
IMPRESSÃO 3D E FIBRA DE VIDRO

Itajubá

2025

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

RUBENS AUGUSTO CARVALHO RAFANHIM

ANÁLISE DE PROCESSOS PARA PRODUÇÃO DE
SEMIPREG COM ABS RECICLADO ORIUNDO DE
IMPRESSÃO 3D E FIBRA DE VIDRO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, do Instituto de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Itajubá, como requisito para obtenção do título de Mestre em Ciências em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Projeto, Materiais e Processos.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Junior

Coorientador: Prof. Dr. Ricardo Mello di Benedetto

Itajubá

2025

DEDICATÓRIA

Dedico a Deus e a Jesus Cristo pelo dom da vida.

Dedico este trabalho à minha mãe, Maria de Lourdes Pereira de Carvalho, que sacrificou sua vida por mim.

Dedico ao meu orientador Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Júnior e ao meu coorientador Phd. Ricardo Mello di Benedetto que me auxiliaram e acompanharam em toda a minha graduação e pós-graduação.

AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) – Código de financiamento 001

Agradeço aos técnicos do Instituto de Engenharia Mecânica da UNIFEI e aos colegas de trabalho do Núcleo de Tecnologia em Compósitos-NTC.

Agradeço, em especial, ao Prof. Dr. Antônio Carlos Ancelotti Junior pela confiança e dedicação.

RESUMO

Este estudo investiga a viabilidade da reutilização de acrilonitrila butadieno estireno (ABS) reciclado de processos de impressão 3D como matriz para a produção de compósitos semipreg reforçados com fibra de vidro. O objetivo principal foi analisar e comparar três metodologias de fabricação distintas: (1) prensagem a quente do compósito com matriz aquecida; (2) submersão do reforço em uma matriz de ABS diluída em acetona; e (3) prensagem a frio do compósito após a diluição do ABS em acetona. Os resultados indicaram que o método de prensagem a quente foi ineficaz devido à alta viscosidade do polímero, que impediu a impregnação adequada da fibra. O método de submersão também se mostrou inviável, pois a diferença de densidade entre os materiais levou à segregação durante a evaporação do solvente. A terceira metodologia, combinando a diluição em acetona (na proporção de 1:1,5 de ABS para acetona) e subsequente prensagem a frio, foi a mais eficaz na produção de um compósito coeso e homogêneo. Contudo, apesar de sua aparência uniforme, o material final exibiu muita porosidade, o que comprometeu a adesão interfacial e reduziu sua resistência à tração. Os ensaios mecânicos revelaram uma resistência à tração média de $97,8 \pm 7,7$ MPa e um módulo de elasticidade médio de $19,6 \pm 11,6$ GPa. Além disso, o compósito apresentou uma tensão de cisalhamento interlaminar de 340 N, representando um aumento de 61,2% em relação a outro estudo que produziu material semelhante via modelação por deposição de material fundido (FDM). Conclui-se que, embora essa abordagem combinada seja promissora, trabalhos futuros devem focar na redução da porosidade para aprimorar as propriedades mecânicas e viabilizar a aplicação estrutural do compósito resultante.

Palavras-chave: Compósitos. ABS Reciclado. Fibra de Vidro. Semipreg. Impressão 3D.

ABSTRACT

This study investigates the feasibility of reusing recycled acrylonitrile butadiene styrene (ABS) from 3D printing processes as a matrix for the production of glass fiber-reinforced semipreg composites. The main objective was to analyze and compare three distinct manufacturing methodologies: (1) hot pressing of the composite with a heated matrix; (2) submersion of the reinforcement in an ABS matrix diluted in acetone; and (3) cold pressing of the composite after diluting the ABS in acetone. The results indicated that the hot pressing method was ineffective due to the high viscosity of the polymer, which prevented adequate fiber impregnation. The submersion method also proved infeasible, as the difference in density between the materials led to segregation during solvent evaporation. The third methodology, combining acetone dilution (at a 1:1.5 ratio of ABS to acetone) and subsequent cold pressing, was the most effective in producing a cohesive and homogeneous composite. However, despite its uniform appearance, the final material exhibited significant porosity, which compromised interfacial adhesion and reduced its tensile strength. Mechanical tests revealed an average tensile strength of 97.8 ± 7.7 MPa and an average elastic modulus of 19.6 ± 11.6 GPa. Furthermore, the composite exhibited an interlaminar shear stress of 340 N, representing a 61.2% increase compared to another study that produced a similar material via fused deposition modeling (FDM). It is concluded that, although this combined approach is promising, future work should focus on reducing porosity to improve the mechanical properties and enable the structural application of the resulting composite.

Keywords: Composites. Recycled ABS. Glass Fiber. Semipreg. 3D Printing.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	18
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	18
1.2	OBJETIVOS.....	21
1.3	JUSTIFICATIVA	22
2.	REVISÃO DA LITERATURA.....	23
2.1	MATERIAIS COMPÓSITOS	23
2.2	MATRIZES POLIMÉRICAS.....	23
2.2.1	MATRIZES TERMOPLÁSTICA E TERMORRÍGIDAS	23
2.2.1.1	MATRIZ TERMORRÍGIDA	24
2.2.1.2	MATRIZ TERMOPLÁSTICA	24
2.3	REFORÇO.....	25
2.4	PERMEABILIDADE DO REFORÇO.....	26
2.5	SOLUBILIZAÇÃO DE POLÍMEROS EM SOLVENTE.....	26
2.6	PRÓS E CONTRAS DE MATERIAL COMPÓSITO TERMOPLÁSTICO	27
2.7	TÉCNICAS DE IMPLEMENTAÇÃO DE FIBRA CONTINUA COM TERMOPLÁSTICO	27
2.7.1	IMPRESSÃO 3D EM MATERIAL TERMOPLÁSTICO COM PRÉ UTILIZAÇÃO DE ULTRASSOM	27
2.7.2	UTILIZAÇÃO DE MANTAS PRÉ-IMPREGNADAS EM MATERIAL TERMOPLÁSTICO, CORTADAS E PÓS CONSOLIDADAS	28
2.7.3	IMPRESSORA 3D DE FIBRA CONTÍNUA TERMOPLÁSTICA E COMPACTADA	29
2.7.4	FIXAÇÃO ENTRE CAMADAS AQUECIDAS POR PLASMA-LASER	30
2.8	PROBLEMAS COM UTILIZAÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS	32
2.9	SEMPIREG	32
2.9.1	DEFINIÇÃO DE SEMIPREG	33
2.9.2	DIFERENÇA ENTRE SEMIPREG E PREPREG	33
2.9.3	APLICAÇÕES INDUSTRIAIS DOS SEMIPREGS	34
2.9.4	PRINCIPAIS MÉTODOS DE FABRICAÇÃO	36
2.10	MÉTODOS DE PRODUÇÃO DE SEMIPREGS	38
2.10.1	IMPREGNAÇÃO A PARTIR DE MATRIZ POLIMÉRICA FUNDIDA	39
2.11	TÉCNICAS DE PRODUÇÃO DOS SEMIPREGS COMERCIAIS	41
2.11.1	IMPREGNAÇÃO POR PÓ.....	41
2.11.2	MÉTODO DE CO-ENROLAMENTO	43

2.11.3	IMPREGNAÇÃO POR MISTURA	44
2.11.4	IMPREGNAÇÃO POR SOLVENTE	46
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1	FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES	48
3.2	FIBRA DE VIDRO	49
3.3	MATRIZ POLIMÉRICA ABS	50
3.4	ACETONA HPLC	50
3.5	ANÁLISE FÍSICO-QUÍMICA DA MATRIZ POLIMÉRICA.....	50
3.5.1	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA	51
3.5.2	ANÁLISE VISCOSIMÉTRICA POR REOMETRIA DE TORQUE.....	51
3.5.3	MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE CONTATO DO ABS DILUÍDO EM ACETONA..	52
3.5.4	ESTUDO CINÉTICO DA DEGRADAÇÃO POR ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA	53
3.6	PROCESSAMENTO DO ABS	53
3.7	PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR PRESSÃO E AQUECIMENTO	54
3.8	PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR SUBMERSÃO EM SOLUÇÃO.....	56
3.9	PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR MATRIZ DILUÍDA E PRESSÃO...	57
3.10	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	58
3.11	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	59
3.12	CISALHAMENTO NO PLANO	59
3.13	VOLUME DE FIBRA.....	60
3.14	VOLUME DE VAZIOS	61
3.15	MICROSCOPIA ÓPTICA	62
4.	RESULTADOS	63
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO TECIDO DE FIBRA DE VIDRO	63
4.2	ANÁLISE TGA.....	63
4.3	ANÁLISE DSC	65
4.4	VISCOSIDADE DO ABS DILUÍDO POR REOMETRIA DE TORQUE	66
4.5	VISCOSIDADE DO ABS A PARTIR DO AQUECIMENTO	68
4.6	MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE CONTATO DO ABS DILUÍDO EM ACETONA ...	70
4.7	PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO.....	72
4.7.1	MÉTODO DE PRESSÃO E AQUECIMENTO	72
4.7.2	MÉTODO POR SUBMERSÃO.....	73
4.7.3	MÉTODO DE PRESSÃO EM MATRIZ DILUÍDA	75
4.8	RESULTADO DO CISALHAMENTO INTERLAMINAR	76

4.9	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.....	78
4.10	VOLUME DE VAZIOS	81
4.11	MICROSCOPIA ÓPTICA	82
5.	CONCLUSÃO	85
6.	SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	86
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Vazios gerados durante a impressão 3D. Fonte: Adaptado de (LIAO, YANG, <i>et al.</i> , 2023).....	19
Figura 2 - Suportes gerados durante impressão 3D em FDM. Fonte: (Autor, 2024)	20
Figura 3 - Peças que apresentaram falhas durante a impressão e serão descartadas. Fonte: (Autor, 2025)	20
Figura 4 - Diagrama esquemático do dispositivo de manufatura aditiva assistida por ultrassom. Fonte: Adaptado de (QIAO, LI, <i>et al.</i> , 2019).....	28
Figura 5 - Processo de corte de manta pré-impregnada e pós consolidada. a) Corte a laser da manta. b) Adição da camada. c) Pós-consolidação das camadas d) Partes finalizadas. Fonte: adaptado de (PARANDOUSH, ZHOU, <i>et al.</i> , 2019).....	29
Figura 6 - Impressora 3D com rolo compactador. a) Exemplo de impressora montada b) Esquemático de funcionamento da impressora compactadora. Fonte: Adaptado de: (UEDA, KISHIMOTO, <i>et al.</i> , 2020).	30
Figura 7 - a) Rolo de fibra de carbono. b) Direcionador tensionador da fibra. c) Plasma e rolo de compressão da fibra. d) Bico injetor de matriz termoplástica. e) Filamento pré-impregnado. f) Equipamento de pré-impregnação Fonte: Adaptado de (LUO, TIAN, <i>et al.</i> , 2020a)	31
Figura 8 - Efeito de tratamento plasma. a) Antes da aplicação do plasma b) Depois da aplicação do plasma. Fonte: Adaptado de (LUO, TIAN, <i>et al.</i> , 2020a).	31
Figura 9 – Mecanismo de falha de termoplástico laminado de PVC em função da sua temperatura de processamento: a) 160 °C, b) 200 °C, c) 240 °C. Adaptado de (ZAL, NAEINI, <i>et al.</i> , 2017)	40
Figura 10 - Projeto do equipamento de semipreg termoplástico em pó umedecido. Fonte: (MORADI, SUN, <i>et al.</i> , 2024)	42
Figura 11 – Esquemático do método de co-enrolamento. Adaptado de: (ZHAI, WANG, <i>et al.</i> , 2020).....	43
Figura 12 Representação da seção transversal do compósito misturado (<i>commingled</i>). Fonte: (BERNET, MICHAUD, <i>et al.</i> , 2001)	44
Figura 13 - Processo produção de fios misturados (<i>commingled</i>). Fonte: (ÖZKAN, TELLI, 2019).....	45

Figura 14 – Esquemático do processo de produção de compósito misturado (<i>commingled</i>). Fonte: (WIEGAND, MÄDER, 2017b).....	46
Figura 15 - Fluxograma de atividades executadas Fonte: Autor (2025)	48
Figura 16 - Demonstração do entrelaçamento das fibras, mostrando a dieração urdidura e trama. Fonte: Adaptado de (WANG, YANG, <i>et al.</i> , 2021)	49
Figura 17 - Orientação do tecido montando para os experimentos. Fonte: Autor (2025)	49
Figura 18 - Representação do equipamento de ensaio. Fonte: <i>Okinawa Institue of Science and Technology</i>	52
Figura 19 - a) Moinho tipo Willye utilizado para particular as peças. b) resultado do plástico particulado. Fonte:(Autor)	53
Figura 20 - Sistema de aquecimento do molde metálico. a) Vista explodida do molde e resistores elétricos b) Montagem do molde com sistema de aquecimento. Fonte: Autor (2024)	54
Figura 21 - Sistemas de controle e monitoramento da temperatura de consolidação de compósito termoplástico. Fonte: Autor (2024).....	55
Figura 22 - Molde metálico montado na prensa hidráulica. Fonte: Autor (2025)	55
Figura 23 - Matriz montada com camadas de fibra e ABS particulado entre cada camada, já com termopar no interior e resistência elétrica em torno. Fonte: Autor (2025)	56
Figura 24 - Deposição de manta de fibra em ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025)..	57
Figura 25 - Etapas do processamento do compósito. a) Laminação com ABS dissolvido em acetona e fibra de vidro. b) Prensagem do compósito sem aquecimento. Fonte: Autor (2025)	58
Figura 26 - Corte dos corpos de prova por usinagem. Fonte: Autor (2025).....	58
Figura 27 - EMIC DL3000 ensaiando corpo de prova Fonte: Autor (2025)	59
Figura 28 - Modos de falha de cisalhamento interlaminar. Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 2016).....	60
Figura 29 - Ensaio de densidade por princípio de Arquimedes. a) massa seca. b) massa molhada. Fonte: Autor (2025)	62
Figura 30 - Curva da TGA do ABS. Fonte: Autor (2025)	64
Figura 31 - Curva de DSC da amostra do ABS. Fonte: Autor (2025)	65
Figura 32 - Análise reológica do ABS diluído em solvente. Fonte: Autor (2025)	66
Figura 33 - Curva de tendência da viscosidade do ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025)	67

Figura 34: Viscosidade do ABS com temperatura variando de 190°C até 220°C. Fonte:(HWANG, REYES, <i>et al.</i> , 2015).....	69
Figura 35 - Medição do ângulo de contato de amostras de ABS diluídos em acetona em diferentes proporções volumétricas. a) 1 ABS/5 Acetona b)1 ABS / 4 Acetona c) 1 ABS/3 Acetona d) 1 ABS/2 Acetona e) 1ABS/ 1 Acetona. Fonte: Autor (2025) ..	70
Figura 36 – Linha de tendência do ângulo de contato do ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025).....	71
Figura 37 - Resultado da consolidação por pressão e tempratura Fonte: Autor (2025)	73
Figura 38 - Resultado do método de submersão de fibra em acetona diluída Fonte: Autor (2025)	75
Figura 39 - Ensaio de cisalhamento no plano. a) Antes do ensaio b) Ensaio interrompido por tocar no suporte. Fonte: Autor (2025).....	77
Figura 40 - Curva de Deformação por tensão do ensaio de cisalhamento no plano. Fonte: Autor (2025).....	77
Figura 41 - Curva de tensão-deformação dos corpos de provas ensaiados Fonte: Autor (2025)	79
Figura 42 - Ensaio de tração e descolamento das malhas Fonte: Autor (2024).....	80
Figura 43 - Seção do corpo de prova de compósito consolidado. Fonte: Autor (2025)	82
Figura 44 - Ampliação do corpo de prova mostrando pequenas porosidades e as fibras em detalhe. Fonte: Autor (2025).....	83
Figura 45 - Corpo de prova após ensaio de cisalhamento no plano. Fonte: Autor (2025)	83
Figura 46 - Descolamento das fibras superficiais após ensaio de cisalhamento no plano. Fonte: Autor (2025)	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades dos materiais termoplásticos.....	25
Tabela 2 - Propriedades dos reforços mais comumente utilizados	26
Tabela 3- Diferenças entre semipreg e prepeg	34
Tabela 4 - Razão de volume de ABS diluído em acetona com o propósito de garantir diferentes viscosidades	51
Tabela 5 – Propriedades do tecido de fibra de vidro utilizada no experimento. Fonte: Autor (2024).....	63
Tabela 6 - Resultados obtidos do ensaio estático de tração Fonte: Autor (2024)	78
Tabela 7 - Resultados médio de resistência à tração e módulo de elasticidade.....	79
Tabela 8 - Massas dos compósitos e volume de vazios calculados	81

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Fabricantes Globais de Semipreg. Fonte: Autor (2024)	38
---	----

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 – Volume de Fibras	60
Equação 2 – Massa Específica do Compósito	61
Equação 3 – Somatória de Vazios, Fibra e Reforço	61
Equação 4 – Volume de Vazios.....	61
Equação 5 – Perda de Massa do ABS com Aquecimento.....	64
Equação 6 – Viscosidade da Solução ABS/Acetona	67
Equação 7 – Ângulo de contato com base no volume de Acetona	71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

M_a	Massa do compósito ao ar (g)
$Massa_{inicial}$	Massa inicial do ABS (mg)
$Massa_{temperatura}$	Massa do ABS à uma dada temperatura (mg)
M_b	Massa do compósito submerso em água (g)
$M_{compósito}$	Massa total do Compósito (g)
M_{fibra}	Massa total da Fibra (g)
$Perda_{massa}$	Perda de massa (%)
V_{ABS}	Volume de ABS (cm ³)
$V_{Acetona}$	Volume de Acetona (cm ³)
V_f	Volume de Fibras
V_{fibra}	Volume da fibra (cm ³)
V_{matriz}	Volume da matriz (cm ³)
V_{vazios}	Volume de Vazios (cm ³)
$\rho_{compósito}$	Massa específica do compósito (g/cm ³)
ρ_{fibra}	Massa específica da fibra (g/cm ³)
ρ_{matriz}	Massa específica da matriz (g/cm ³)
ABS	Acrinolitrla Butadieno Estireno
ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
CAD	Desenho Auxiliado por Computador (<i>Computer Aided Design</i>)
CFRPC	Copósito Polimérico Reforçado com Fibra Contínua (<i>Continuous Fiber Reinforced Polymer Composite</i>)
CFRTP	Polímero reforçado com fibra de carbono (<i>Carbon fiber reinforced thermoplastic</i>)
CNC	Comando Numérico Computadorizado
cP	Centipoise (mPA· s)
CWY	Fio Co-enrolado (<i>Co-Wrapping Yarn</i>)
DLP	Processamento por Luz Digital (<i>Digital Light Processing</i>)
DOE	Planejamento de Experimentos (<i>Desing of Experiments</i>)
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial (<i>Differential Scanning Calorimetry</i>)
EWR	Tecido de Fibra de Vidro E-gass (<i>E-glass Woven Roving</i>)
FDM	Modelação por Deposição de Material Fundido (<i>Fused Deposition Modeling</i>)
FDM	Modelagem por Deposição Fundida
FFF	Fabricação de Filamento Fundido

<i>FFR-PP</i>	Fibra de Linho - Polipropileno
<i>GF-PP</i>	Fibra de Vidro - Polipropileno (<i>Glass Fiber - Polypropylene</i>)
<i>HPLC</i>	Cromatografia Líquida de Alta Eficiência (<i>High-Performance Liquid Chromatography</i>)
<i>OOA</i>	Fora de Autoclave (<i>Out of Autoclave</i>)
<i>PA</i>	Poliamida
<i>PEEK</i>	Poliéter-éter-cetona
<i>PEI</i>	Polieterimida
<i>PLA</i>	Ácido Polilático
<i>PPS</i>	Polissufeto de Fenileno
<i>PVC</i>	Policloreto de Vinila
<i>SCF</i>	Fibra de Carbono Curta (<i>Short Carbon Fiber</i>)
<i>SLA</i>	Estereolitografia
<i>SLS</i>	Sinterização Seletiva a Laser
<i>TGA</i>	Análise Termogravimétrica (<i>Thermogravimetric Analysis</i>)
<i>Warp</i>	Urdidura
<i>Weft</i>	Trama
η	Viscosidade (cP)

1. INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Estima-se que mais de 460 milhões de toneladas de plásticos sejam produzidas anualmente, com apenas cerca de 9% sendo recicladas (GEYER, JAMBECK, *et al.*, 2017). Essa discrepância evidencia um desafio ambiental de escala global. Dentre os termoplásticos, o ABS, que significa Acrilonitrila-Butadieno-Estireno, é amplamente utilizado em impressão 3D, e seu descarte representa uma oportunidade para reaproveitamento. A produção de ABS foi de cerca de 9,2 milhões de toneladas, representando aproximadamente 2% do total (CHEMANALYST, 2023). Essa participação, embora modesta, destaca a relevância do ABS, especialmente considerando seu amplo uso em setores como automotivo, eletroeletrônico e impressão 3D (BHASKAR, BUTT, *et al.*, 2022). Diante desse cenário, o presente trabalho investiga alternativas para a produção de materiais compósitos utilizando ABS reciclado, com foco em estruturas tipo semipreg.

Criada há mais de 50 anos, a impressão 3D tem se desenvolvido rapidamente, impactando no mundo comercial e industrial. Diversas metodologias de impressão vêm sendo utilizadas como a modelagem por Fusão e Deposição (FDM/FFF), a Sinterização Seletiva a Laser (SLS), a Estereolitografia (SLA), a *Digital Light Processing* (DLP) (RAZAVYKIA, BRUSA, *et al.*, 2020). Em seu início, sua utilização foi destinada apenas à prototipagem rápida, no entanto, atualmente, sua aplicabilidade se destaca nos mais diversos ramos da engenharia, produção de peças complexas, uso pessoal e até mesmo produção em larga escala das mais variadas peças, como caixas de componentes eletrônicos. A impressão 3D continua evoluindo e se tornando mais sofisticada, sendo provável ser utilizada mais comumente em breve nos mais diversos ramos (SU, AL'AREF, 2018). Sendo uma tecnologia capaz de ser aplicada nos mais diversos ramos como engenharia, médica, etc., surge então a necessidade de atender as altas especificações requeridas pelas mais diversas engenharias, demandando a criação de novos materiais e estruturas, onde possam corresponder às expectativas excepcionais de desempenho (GOMES, DE OLIVEIRA, *et al.*, 2023).

Compósitos poliméricos reforçados com fibra contínua (CFRPC, do inglês *continuous fiber reinforced polymer composites*), vêm sendo amplamente empregados dada sua alta resistência quando em comparação com ligas metálicas. A massa de uma estrutura pode ser

reduzida em até 60% se empregados compósitos ao invés de aço convencional (BECKER, MICHEL, *et al.*, 2022). Compósitos termoplásticos possuem facilidade de processamento e reciclagem. A moldagem por injeção, um dos processos convencionais da manufatura de peças plásticas, dificulta o processo de fabricação. A impressão 3D vem se mostrando um mecanismo de formação de camadas fundidas depositadas (FDM), facilitando sua implementação (TIAN, TODOROKI, *et al.*, 2022).

O processo FDM funde o filamento de polímero para construir o modelo por meio de um sistema de camadas baseado no projeto de desenho auxiliado por computador (CAD, do inglês *Computer Aided Design*) juntamente com o software de fatiamento. A desvantagem do processo FDM é o número limitado de materiais de filamentos que podem ser utilizados, os quais podem não atender à algumas aplicações exigidas (ALMESHARI, JUNAEDI, *et al.*, 2023).

Apesar de todos os avanços e estudos em CFRPC, esse ainda principia quando se trata de sua aplicação dentro do processo de impressão 3D. A aplicabilidade de impressões de fibras contínuas demanda exigências, exigem modificações em sua cabeça de impressão. No entanto, uma vantagem está na maior vida útil apresentada por suas matérias primas, devido suas propriedades mecânicas, menos susceptíveis a degradação (GOH, DIKSHIT, *et al.*, 2018).

Uma desvantagem da impressão 3D é que durante o processo de fabricação, vazios são gerados na estrutura, fragilizando as peças fabricadas. Metodologias de consolidação têm sido estudadas e aplicadas, visando minimizar este tipo de problema (STRUZZIERO, BARBEZAT, *et al.*, 2021) e serão discutidas ao longo deste trabalho. A Figura 1 ilustra bem os problemas de vazios gerados pela impressão 3D.

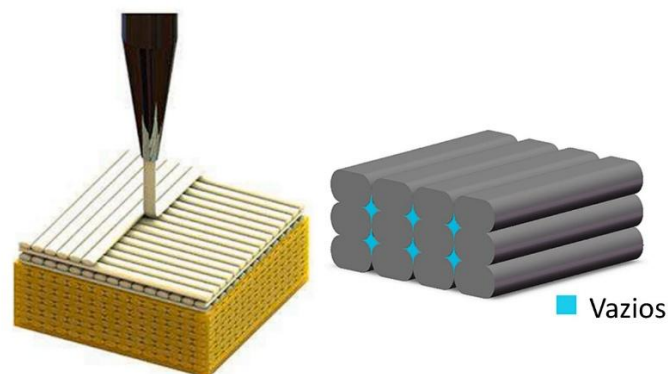


Figura 1 - Vazios gerados durante a impressão 3D. Fonte: Adaptado de (LIAO, YANG, *et al.*, 2023)

Apesar de seus avanços, a impressão 3D em FDM apresenta uma série de problemas, tais como a geração de suportes durante a impressão, acarretando desperdícios. Esses suportes são comumente jogados fora, não sendo reutilizados e sua massa pode, em alguns casos, superar a própria massa do projeto. A Figura 2 nos dá um exemplo de suporte a ser descartado.

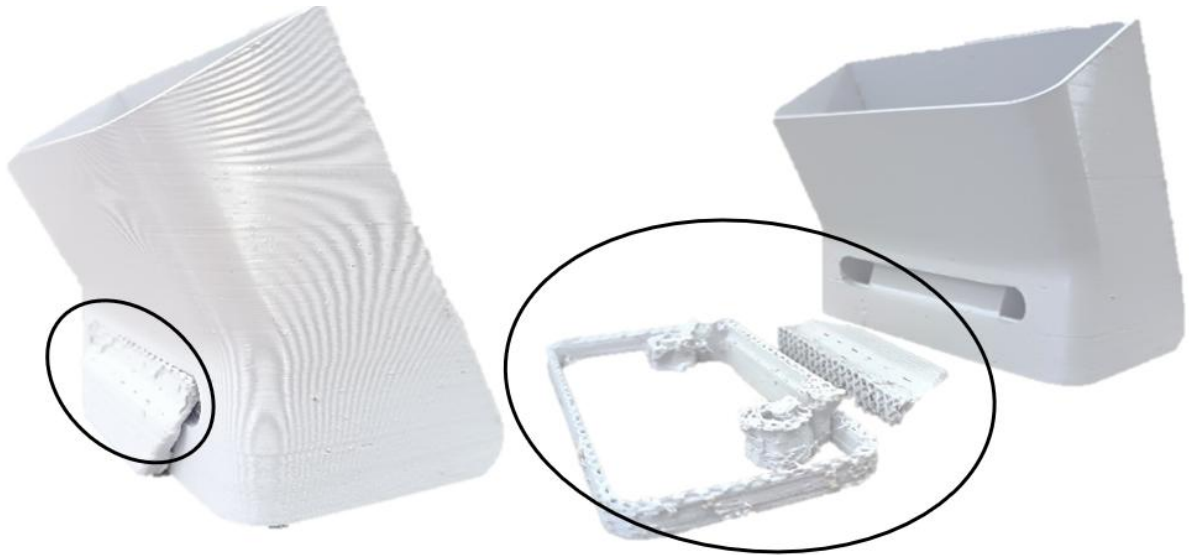


Figura 2 - Suportes gerados durante impressão 3D em FDM. Fonte: (Autor, 2024)

Um outro problema comum é a falha durante as impressões. Muito comuns, assim como os suportes, geram resíduos e prejuízo de materiais não utilizados. Além das falhas, muitas peças são impressas e utilizadas apenas como teste, gerando ainda mais desperdício. A Figura 3 apresenta peças que tiveram problemas durante sua impressão e que seriam descartadas.

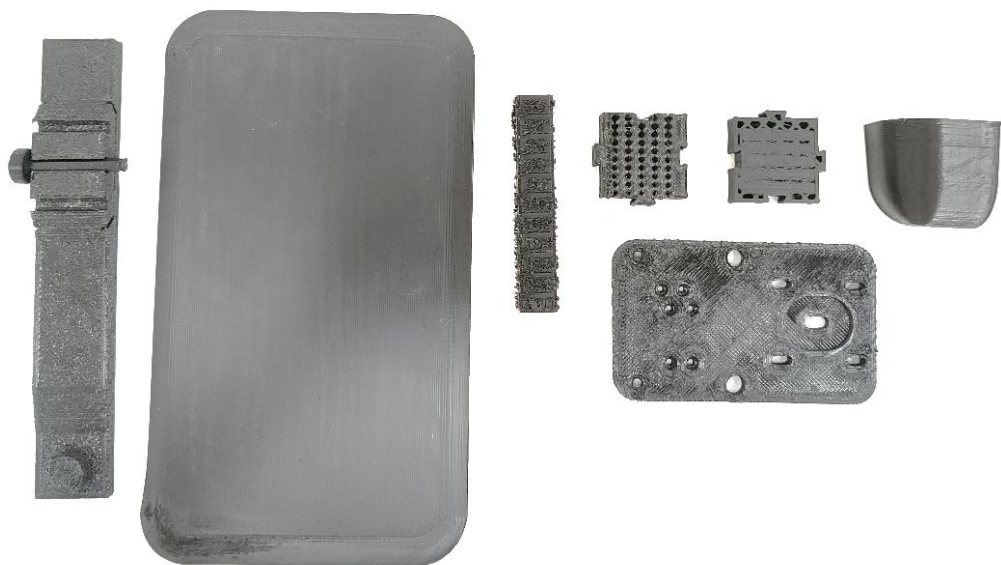


Figura 3 - Peças que apresentaram falhas durante a impressão e serão descartadas. Fonte: (Autor, 2025)

1.2 OBJETIVOS

O objetivo geral é reutilizar material ABS utilizado em impressão FDM destinado ao descarte, servindo como matriz a uma malha contínua de fibra de vidro e formando, assim um material compósito, tendo com variável três processos distintos.

Os objetivos específicos da pesquisa compreendem:

- i. Investigar a viabilidade do reaproveitamento de sobras de material termoplástico provenientes da impressão 3D.
- ii. Avaliar a capacidade do ABS em permear a fibra.
- iii. Caracterizar o material ABS quanto a sua fluidez.
- iv. Determinar do melhor ciclo de processamento.
- v. Avaliar a viabilidade da utilização do ABS como matriz para um material compósito.

1.3 JUSTIFICATIVA

Quanto às justificativas e inovação, destacam-se:

- i. A grande versatilidade do ABS utilizada nas mais diversas áreas, com grande capacidade reaproveitamento, permitindo uma possível aplicação na engenharia após sua reciclagem.
- ii. Novos métodos de reciclagem do material, comparando diferentes processos de reaproveitamento.
- iii. Estudo da dissolução do ABS em solvente, correlacionando suas porcentagens em volume.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 MATERIAIS COMPÓSITOS

Materiais compósitos são materiais de duas ou mais fases que apresentam propriedades significativamente superiores àquelas que apresentariam suas fases independentes (DANIEL, ISHAI, 2005). As propriedades dos materiais compósitos são dependentes de seus elementos constituintes, que podem variar com sua geometria, como por exemplo a orientação das fibras de reforço e distribuição das fases (HANCOX, 1996).

De acordo com Pardini, muitos autores classificam os materiais compósitos conforme o tipo de reforço e sua distribuição, orientação, e tipo de matriz; enquanto outros valem-se das propriedades mecânicas e método de processamento para modo de classificação (NETO, PARDINI, 2006).

As matrizes de materiais compósitos podem ser compreendidas entre termorrígidas e termoplásticas. Embora as termorrígidas sejam mais difundidas, a matriz termoplástica avança, ganhando espaço dado a sua superioridade em quesitos sustentáveis (D'ANTINO, BERTOLLI, *et al.*, 2023). Essa diferença fundamental influencia diretamente nos processos de fabricação, reciclagem e nas propriedades finais dos compósitos produzidos.

As matrizes termoplásticas são polímeros capazes de amolecer e fluir quando submetidos ao calor e aumento da pressão, enquanto as matrizes termorrígidas se solidificam permanentemente durante sua formação (GE, LUO, *et al.*, 2023).

Embora haja impressoras capazes de imprimir em resina termorrígida, o presente trabalho aborda as impressoras capazes de imprimir em material termoplástico, dado a sua maior popularidade e flexibilidade de impressão.

2.2 MATRIZES POLIMÉRICAS

2.2.1 MATRIZES TERMOPLÁSTICA E TERMORRÍGIDAS

As matrizes de materiais compósitos podem ser classificadas como matrizes termoplásticas e termorrígidas.

2.2.1.1 MATRIZ TERMORRÍGIDA

Polímeros termorrígidos solidificam permanentemente devido ao processo de cura irretornável, onde se formam ligações cruzadas em estrutura química reticulada. A mobilidade das cadeias poliméricas não é afetada pelo aumento da temperatura, onde suas ligações se tornam rijas a movimentações e rotação, não amolecendo (D. CALLISTER JR., G. RETHWISCH, 2012). As exigências estruturais e do ambiente de operação do material compósito é que definirá o tipo de resina a ser utilizada (BENEDETTO, 2019).

A despeito de algumas de suas desvantagens, a matriz termorrígida é mais comumente utilizada para aplicações estruturais devido a suas propriedades mecânicas superiores e resistência térmica mais elevada (ZAK, SELA, *et al.*, 1999), porém, são de mais difícil reciclagem, dada permanência de forma quando curadas (HE, Xu, DING, *et al.*, 2021).

2.2.1.2 MATRIZ TERMOPLÁSTICA

Os materiais termoplásticos mais comuns utilizados em impressão 3D são o ácido polilático (PLA) e o acrilonitrila butadieno estireno (ABS). O ABS possui menor ponto de fusão e menor fluxo, o que causa uma pior impregnação da matriz nas fibras (TIAN, LIU, *et al.*, 2016b). O ABS é um termoplástico de engenharia amplamente utilizado devido sua resistência mecânica, tenacidade e relativa estabilidade térmica. Também possui boa resistência ao impacto, o que o diferencia de outros polímeros mais comumente utilizados em impressão 3D. Atualmente, impressão 3D com reforço em fibra contínua tem se utilizado de poliamida (PA) como matriz (LUO, TIAN, *et al.*, 2019).

Poliéterétercetona (PEEK) é um termoplástico semicristalino de características excepcionais, resistindo ao calor, corrosão e biocompatibilidade elevada, se destacando nos mais diversos setores, desde aplicabilidade na medicina quanto na engenharia aeroespacial (LUO, TIAN, *et al.*, 2020b).

A utilização do PEEK apresenta muitas vantagens quando em comparação ao PLA, ABS e PA, no entanto, sua utilização em impressão 3D apresenta diversas complicações e empecilhos, como a exigência de alta temperatura no bico de impressão e uma necessidade de ambiente aquecido a mais de 90°C (TIMOUMI, BARHOUMI, *et al.*, 2022).

A Tabela 1 tabela elenca os materiais mais comumente utilizados e suas respectivas propriedades.

Tabela 1 - Propriedades dos materiais termoplásticos

Acrônimo	Nomenclatura	Resistência a Tração (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Temperatura de Impressão (°C)	Referência
PLA	Ácido Polilático	43	2,25	180-240	(MATSUZAKI, UEDA, <i>et al.</i> , 2016), (TIAN, LIU, <i>et al.</i> , 2016b)
ABS	Acrilonitrila butadieno estireno	50	2,10	210 - 250	(ARUNPRASATH, VIJAYAKUMAR, <i>et al.</i> , 2021, PETERSON, 2019)
PA	Poliamida	60	2,20	225-265	(LIU, Tengfei, TIAN, <i>et al.</i> , 2018)
PEEK	Poliéterétercetona	90	3,60	365-340	(VAN DE WERKEN, KOIRALA, <i>et al.</i> , 2021)

2.3 REFORÇO

As fibras de carbono, vidro e aramida são os reforços mais comuns utilizados em materiais compósitos (HEITKAMP, GIRNTH, *et al.*, 2022). Dentre elas, a fibra de carbono contínua é o material mais utilizado devido à excelente relação rigidez/peso em comparação com kevlar ou fibra de vidro que apresentam menor resistência e rigidez, mas que por sua vez, são mais econômicos (GARCÍA-COLLADO, BLANCO, *et al.*, 2022).

Há disponível no mercado, filamentos de materiais termoplásticos com fibra de carbono curta (SCF – do inglês *short carbon fiber*), e embora apresente algumas melhorias em suas propriedades mecânicas, as fibras contínuas é que fornecem um melhor resultado quanto a sua resistência (HE, Qinghao, YE, *et al.*, 2022).

A Tabela 2 mostra as fibras mais comumente utilizadas como reforço, bem como suas propriedades mecânicas. Observa-se que a fibra de carbono apresenta a maior resistência à tração e o maior módulo de Young, sendo ideal para aplicações que exigem alta rigidez e resistência. Já a fibra de vidro oferece um bom equilíbrio entre desempenho e custo, sendo amplamente utilizada em aplicações estruturais.

Tabela 2 - Propriedades dos reforços mais comumente utilizados

Fibra Contínua	Massa específica (g/cm ³)	Resistência a Tração (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Referência
Fibra de Carbono	1,93	4,127	125-400	(GULGUNJE, NEWCOMB, <i>et al.</i> , 2015)
Fibra de Vidro	2,56	3,450	70-112	(GOH, DIKSHIT, <i>et al.</i> , 2018)
Fibra de Aramida	1,47	2,757	30-40	(HOU, TIAN, <i>et al.</i> , 2018)

2.4 PERMEABILIDADE DO REFORÇO

A capacidade de um material permitir a passagem de um fluido viscoso é chamada de permeabilidade. Chen (CHEN, Zuo-Rong, LIN YE, *et al.*, 2010) define como a resistência do fluxo de resina através da pré-forma das fibras. A permeabilidade dependerá das propriedades do tecido de reforço, sendo afetadas pela disposição e arranjo das fibras (RODRIGUEZ, GIACOMELLI, *et al.*, 2004), sendo também dependente do tempo de impregnação e do fluxo viscoso, já que as pré-formas são anisotrópicas, apresentando diferentes valores de permeabilidade em diferentes direções (HAN, 2000).

O fator de proporcionalidade, conhecido como coeficiente de permeabilidade K, descreve a facilidade com que o fluido permeia através do reforço, indicando que quão maior a permeabilidade, mais fácil a impregnação do reforço (SCHMIDT, GOSS, *et al.*, 2009).

2.5 SOLUBILIZAÇÃO DE POLÍMEROS EM SOLVENTE

Ao contrário do ataque químico, a solubilização de um polímero é um processo físico reversível, não alterando sua estrutura química na cadeia polimérica, que apesar de lento é um processo completamente reversível. O polímero sólido quando em contato com solvente, incha, formando um gel, desde que às estruturas químicas do polímero e do solvente não sejam muito diferentes (CANEVAROLO, 2006). Além disso, a temperatura exerce papel fundamental, pois o aumento da energia térmica favorece a mobilidade das cadeias poliméricas e das moléculas de solvente, acelerando tanto o inchaço quanto a difusão até a completa solubilização. Outro fator importante é a proporção solvente/polímero, já que quantidades insuficientes de solvente podem limitar o grau de intumescimento, enquanto proporções adequadas permitem maior interação entre as cadeias e o meio líquido, promovendo melhor dispersão e homogeneização (CHEN, Siqi, YANG, *et al.*, 2021, TEIXEIRA, CARDOSO, *et al.*, 2021).

2.6 PRÓS E CONTRAS DE MATERIAL COMPÓSITO TERMOPLÁSTICO

Para os materiais termoplásticos, a capacidade de reprocessamento e reciclagem são significativas, quando comparadas àqueles materiais compósitos que utilizam uma matriz termorrígida (MCLAUCHLIN, GHITA, *et al.*, 2014). Adicionalmente, destaca-se a ausência de emissão de estireno para o meio ambiente e para o ambiente ocupacional, o que, aliado a condições de manufatura mais seguras e salubres quando comparadas às dos materiais termorrígidos, configura uma vantagem significativa. Ultimamente novos polímeros termoplásticos têm apresentado propriedades mecânicas superiores, tendo enorme potencial de aplicação em mercados mais exigentes (LYU, JIANG, *et al.*, 2021).

Matrizes termoplásticas demandam altas temperaturas e pressões de trabalho para seu processamento. Ainda que fundidos, os termoplásticos apresentam viscosidade mais elevada quando em comparação com os termorrígidos, tornando mais complexa a impregnação das fibras, assim como sua consolidação.

Materiais termoplásticos tendem a possuir elevado peso molecular, fazendo com que o material possua uma maior temperatura de transição vítrea e de fusão, exigindo maior gasto de energia em seu processamento (BENEDETTO, 2019). A elevação da temperatura de material termoplástico reduz a viscosidade do fundido, entretanto, pode gerar uma degradação da matriz polimérica (GAY, HOA, *et al.*, 2002).

2.7 TÉCNICAS DE IMPLEMENTAÇÃO DE FIBRA CONTINUA COM TERMOPLÁSTICO

Algumas técnicas para se conseguir resultados com polímeros termoplásticos e fibra continua vem sendo estudadas.

2.7.1 IMPRESSÃO 3D EM MATERIAL TERMOPLÁSTICO COM PRÉ UTILIZAÇÃO DE ULTRASSOM

As propriedades mecânicas dos compósitos em polímeros termoplásticos reforçados com fibra são afetadas pelas propriedades dos materiais originais bem como suas características interfaciais (QIAO, LI, *et al.*, 2019).

É bem conhecido que fibras não modificadas, especialmente fibras de carbono, têm superfície de fibra lisa que não possui grupos ativos para interagir com a matriz do polímero. Portanto, a modificação na interface deve ser realizada para melhorar a molhabilidade entre a fibra e o polímero (TANG, KARDOS, 1997).

A fim de assegurar uma melhor molhabilidade da fibra, ultrassom pode ser utilizado para agitar as moléculas do termoplástico, embebendo a fibra, como ilustrado na Figura 4.

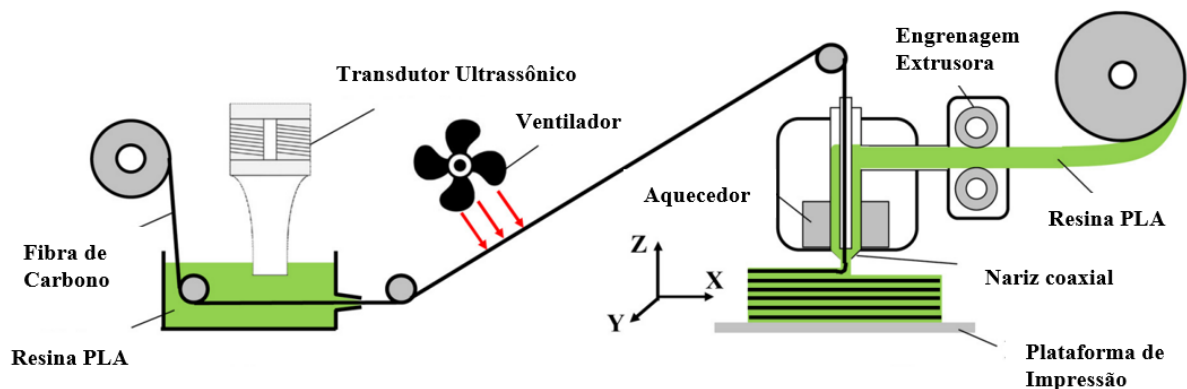


Figura 4 - Diagrama esquemático do dispositivo de manufatura aditiva assistida por ultrassom. Fonte: Adaptado de (QIAO, LI, *et al.*, 2019)

2.7.2 UTILIZAÇÃO DE MANTAS PRÉ-IMPREGNADAS EM MATERIAL TERMOPLÁSTICO, CORTADAS E PÓS CONSOLIDADAS

Mantas pré-impregnadas e pós-consolidadas são utilizadas no mecanismo mais dispendioso entre todas as metodologias, pois, não se trata de uma manufatura exclusivamente aditiva. Nesse processo, uma manta pré-impregnada é cortada por raio laser na geometria desejada, gerando uma camada fina que é depositada sobre a camada anterior. Esse processo é realizado diversas vezes e cada camada é sobreposta seguindo uma ordem previamente estabelecida, e consolidada à camada anterior. Esse mecanismo é ilustrado na Figura 5.

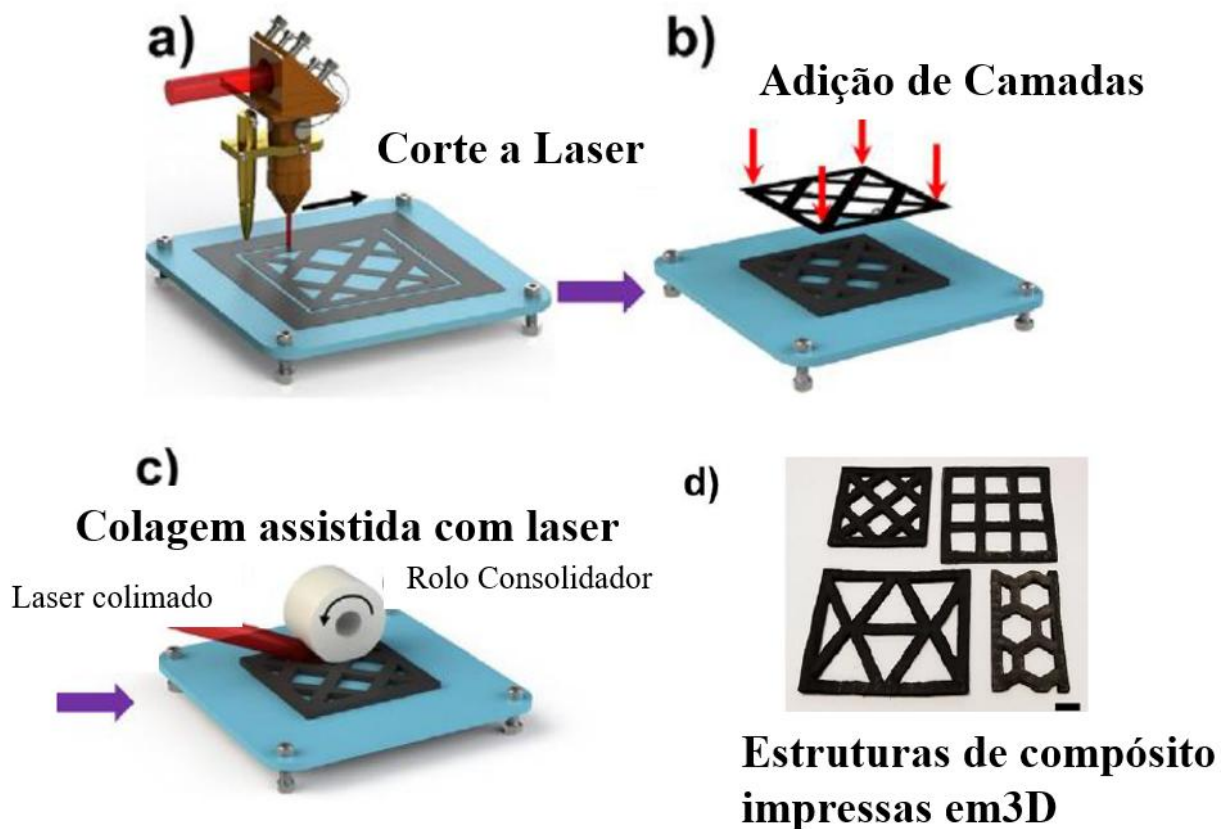


Figura 5 - Processo de corte de manta pré-impregnada e pós consolidada. a) Corte a laser da manta. b) Adição da camada. c) Pós-consolidação das camadas d) Partes finalizadas. Fonte: adaptado de (PARANDOUSH, ZHOU, *et al.*, 2019).

2.7.3 IMPRESSORA 3D DE FIBRA CONTÍNUA TERMOPLÁSTICA E COMPACTADA

A direção da fibra em uma peça impressa em 3D coincide com o caminho de impressão. A orientação da fibra pode ser determinada arbitrariamente pela escala do filamento, permitindo uma otimização adicional da orientação da fibra de uma forma não alcançada quando moldada convencionalmente (LI, LINK, *et al.*, 2020, SUGIYAMA, MATSUZAKI, *et al.*, 2020).

Geralmente, uma peça impressa em 3D tem uma desvantagem mecânica, por suas propriedades serem inferiores às fabricadas por moldagem convencionais, uma vez que as peças impressas em 3D apresentam grande número de vazios (CAMINERO, CHACÓN, *et al.*, 2018, HUANG, SINGAMNENI, 2015, TIAN, LIU, *et al.*, 2016a, TODOROKI, OASADA, *et al.*, 2020).

Com o intuito de mitigar os problemas em impressão 3D, a impressão termoplástica compactada oferece um rolo aquecido que, durante a impressão, compacta as camadas, evitando

assim os vazios. Este tipo de processo demanda uma maior complexidade em sua cabeça de impressão que deve se movimentar, mantendo o rolo compactador perpendicular à orientação de impressão. A Figura 6 apresenta uma impressora montada e seu esquemático do rolo compactador.

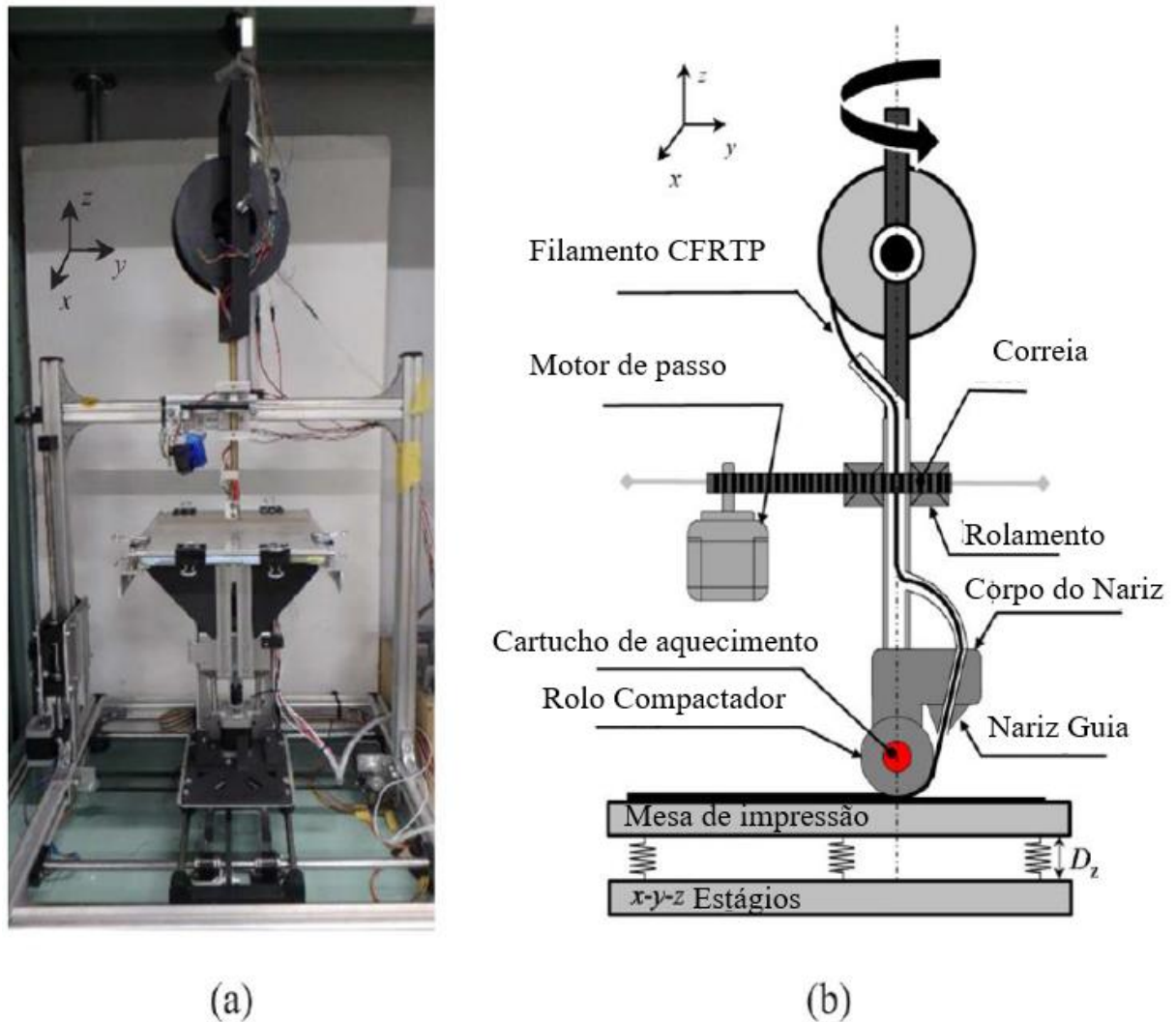


Figura 6 - Impressora 3D com rolo compactador. a) Exemplo de impressora montada b) Esquemático de funcionamento da impressora compactadora. Fonte: Adaptado de: (UEDA, KISHIMOTO, *et al.*, 2020).

2.7.4 FIXAÇÃO ENTRE CAMADAS AQUECIDAS POR PLASMA-LASER

A aplicação de plasma-laser não tem outro objetivo, se não, garantir uma melhor aderência entre a matriz termoplástica e o reforço utilizado. A Figura 7 mostra em detalhe o esquema deste tipo de preparação superficial do reforço.

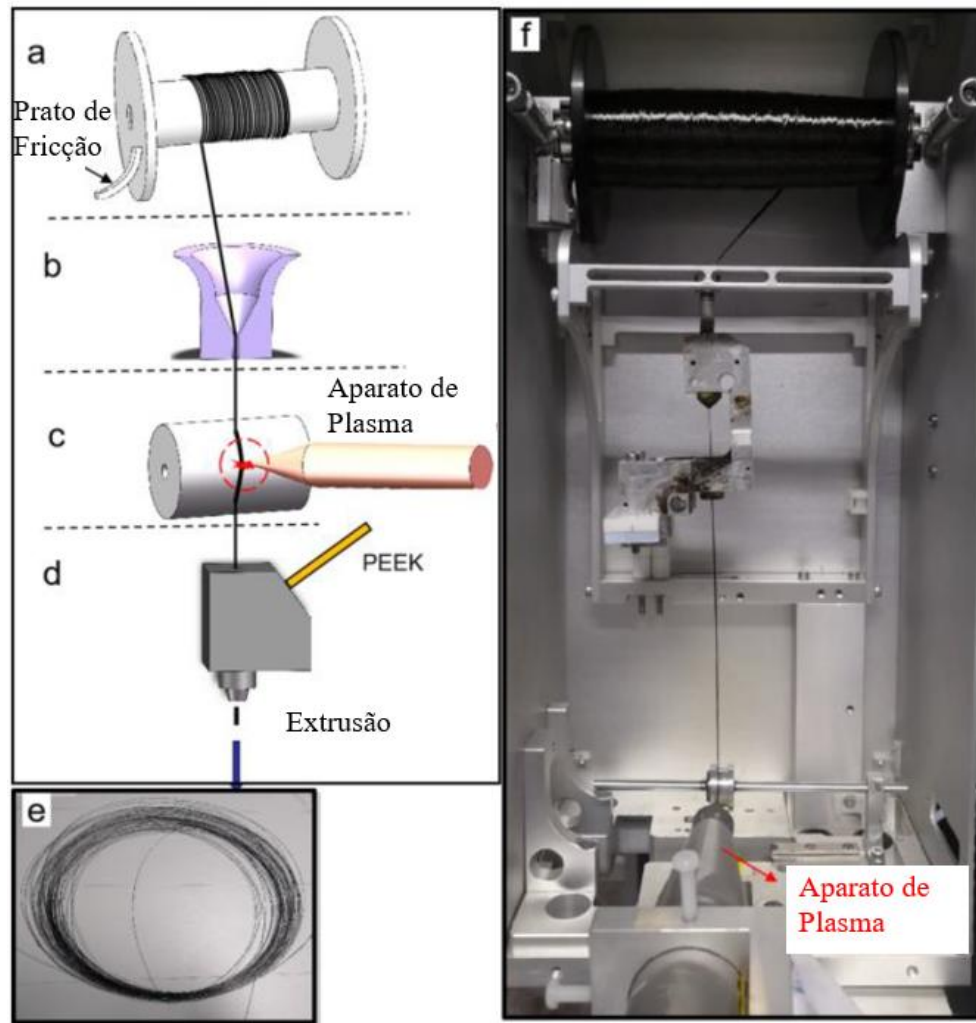


Figura 7 - a) Rolo de fibra de carbono. b) Direcionador tensionador da fibra. c) Plasma e rolo de compressão da fibra. d) Bico injetor de matriz termoplástica. e) Filamento pré-impregnado. f) Equipamento de pré-impregnação Fonte: Adaptado de (LUO, TIAN, *et al.*, 2020a)

A diferença de aderência adquirida entre matriz e fibra neste tipo de processo é evidenciada na Figura 8.

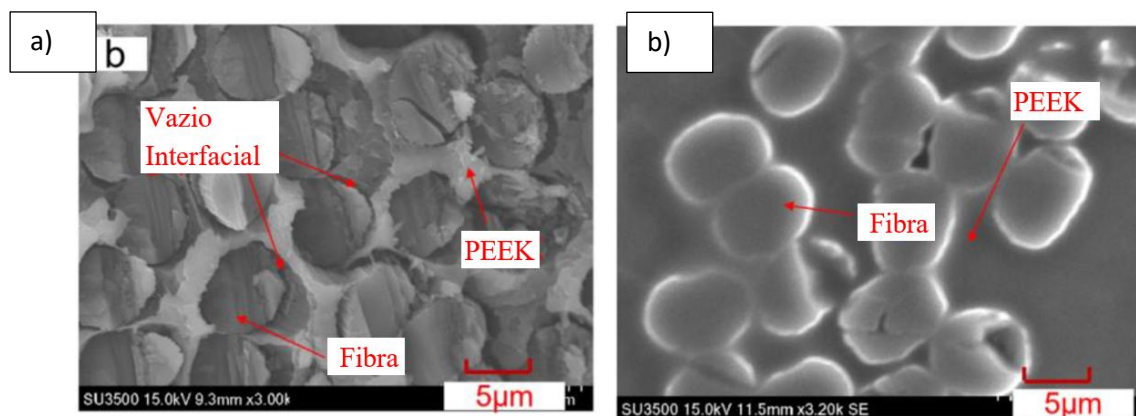


Figura 8 - Efeito de tratamento plasma. a) Antes da aplicação do plasma b) Depois da aplicação do plasma. Fonte: Adaptado de (LUO, TIAN, *et al.*, 2020a).

2.8 PROBLEMAS COM UTILIZAÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS

Nos estudos citados foram utilizados diferentes termoplásticos e seus efeitos de tratamentos fornecerem diferentes resultados, mas vale ressaltar que em todos os casos, a partir da extensa revisão realizada, pode-se notar que os problemas comumente encontrados são a falta de compactação do compósito, baixa viscosidade do termoplástico para garantir a molhabilidade das fibras e a baixa aderência entre reforço e matriz.

A baixa viscosidade pode ser mitigada diluindo-se o termoplástico em solvente compatível em proporções pré-estabelecidas, de modo que, independentemente da molhabilidade da fibra, reduz-se a quantidade de vazios, exigindo pouca ou nenhuma compactação do compósito. Já a falta de compactação está frequentemente associada à presença de vazios e descontinuidades internas, que comprometem a transferência de esforços e reduzem o desempenho mecânico do material final. Esse problema pode ser amenizado por técnicas de prensagem em temperatura controlada, aplicação de pressão externa adequada durante a conformação ou ainda pela escolha de condições de processamento que favoreçam a fluidez da matriz. Por sua vez, a baixa aderência entre reforço e matriz está relacionada às diferenças de natureza química entre as fases, que dificultam a interação interfacial. Isso resulta em delaminação sob carregamentos e menor eficiência na transferência de tensões das fibras para a matriz. Estratégias comuns para minimizar essa limitação incluem a modificação superficial das fibras, como por exemplo a aplicação tratamentos químicos, o uso de agentes de acoplamento compatibilizantes e a incorporação de aditivos que promovam ligações físicas ou químicas entre as fases.

2.9 SEMIPREG

Os materiais semipreg representam significativa e uma grande revolução na engenharia moderna, preenchendo uma brecha entre os tradicionais prepregs e os compósitos moldados por injeção. Com uma impregnação parcial de fibras, girando em torno de 50% à 80%, esses materiais oferecem vantagens em termos de processabilidade e custo, mantendo propriedades aprimoradas. Este parágrafo enfatiza a importância de refinar as estratégias de processamento de grandes quantidades de fibra contínua no processo de manufatura, com o objetivo de atingir propriedades mecânicas ideais (WANG, Yuanrui, DING, *et al.*, 2025).

2.9.1 DEFINIÇÃO DE SEMIPREG

Semipregs são materiais compósitos nos quais fibras contínuas são parcialmente impregnadas por uma matriz polimérica, podendo ser termoplástica ou termorrígida. Essa impregnação parcial entre 50% e 80% conferem propriedades distintas como a presença de vazios entre as fibras, permitindo maior mobilidade durante o processamento final (SCHECHTER, GRUNENFELDER, *et al.*, 2020a). A patente europeia define o termo “semipreg” como um compósito de resina e fibra de reforço no qual a resina parcialmente impregnada nas fibras de reforço (estando em um estado de semi-impregnação), de modo que a resina é integrada às fibras de reforço. O “semipreg” inclui, devido ao seu estado de semi-impregnação, uma matriz de fibras na qual nenhuma resina é impregnada. Isso evita que o semipreg perca sua conformabilidade, permitindo que o semipreg seja altamente moldável em relação a formas complexas (OGAWA, 2020).

2.9.2 DIFERENÇA ENTRE SEMIPREG E PREPREG

Os prepregs são materiais compósitos pré-impregnados com resina em toda a extensão das fibras de reforço, resultando em uma distribuição uniforme da matriz polimérica. Em contraste, os semipregs apresentam uma impregnação parcial, onde a resina é aplicada de forma descontínua ou em apenas uma face do tecido. Essa característica permite maior mobilidade das fibras secas durante o processo de conformação, facilitando o molde de geometrias complexas e reduzindo a formação de defeitos como rugas e dobras. Além disso, a impregnação parcial melhora a evacuação de gases durante a cura, diminuindo a porosidade final do compósito (SCHECHTER, GRUNENFELDER, *et al.*, 2020b).

Em termos de desempenho mecânico, estudos comparativos indicam que os semipregs podem apresentar melhor resistência ao creep (fluência) em determinadas condições térmicas, especialmente em regiões próximas à transição vítrea. Isso se deve à estrutura mais rígida proporcionada pela impregnação parcial, que limita a mobilidade molecular da matriz polimérica. Por outro lado, os prepregs totalmente impregnados tendem a exibir maior deformação sob carga constante em temperaturas elevadas, devido à maior quantidade de resina disponível para fluência (REIS, MONTICELLI, *et al.*, 2020).

Os semipregs oferecem vantagens significativas no processamento, especialmente em técnicas de fabricação fora do autoclave. A presença de áreas secas nas fibras permite uma

melhor evacuação de ar e voláteis durante a cura, resultando em compósitos com menor porosidade e melhor qualidade superficial. Além disso, a menor quantidade de resina nos semipregs reduz o tempo de cura e o consumo de energia, tornando o processo mais eficiente e econômico. Essas características são discutidas no artigo "Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs" por Centea e Nutt, publicado em 2020. O estudo destaca como a impregnação parcial de resina em semipregs facilita a evacuação de gases e melhora a qualidade do compósito final(DEWANGAN, CHAKLADAR, 2024).

Em testes de flexão, compósitos fabricados com semipregs demonstraram propriedades mecânicas superiores em comparação aos feitos com preregs tradicionais. A impregnação parcial permite uma melhor distribuição de tensões entre as camadas do laminado, resultando em maior módulo de flexão e resistência à delaminação. Essas características tornam os semipregs particularmente adequados para aplicações que exigem alta rigidez e integridade estrutural. O artigo "*Flexural properties and failure mechanisms of infusible thermoplastic composites*" explora essas vantagens, destacando o desempenho superior dos semipregs em testes de flexão (GOBIKANNAN, PORTELA, *et al.*, 2021).

A Tabela 3 apresenta as principais diferenças entre semipreg e prepeg.

Tabela 3- Diferenças entre semipreg e prepeg			
Propriedade	Semipreg	Prepeg	Referências
Grau de Impregnação	50-80%	>95%	(SCHECHTER, GRUNENFELDER, <i>et al.</i> , 2020c)
Temperatura de Cura	120-180°C	180-250°C	(EDWARDS, MARTINEZ, <i>et al.</i> , 2020)
Armazenamento	Temp. Ambiente	Congelado (-18°C)	(HELLER, COLIN, <i>et al.</i> , 2022)
Vida Útil	6-12 meses	12-24 meses	(YU, SU, <i>et al.</i> , 2009)

2.9.3 APLICAÇÕES INDUSTRIAIS DOS SEMIPREGS

Os semipregs são amplamente utilizados na indústria aeroespacial devido à sua leveza, alta resistência mecânica e facilidade de moldagem em geometrias complexas. Por apresentarem menor teor de resina que os preregs tradicionais, proporcionam estruturas mais leves, mantendo elevada performance estrutural, fator crítico para aeronaves e satélites. Além

disso, a possibilidade de processamento fora de autoclave reduz custos de produção e amplia sua viabilidade em programas espaciais e de aviação regional (BARMOUZ, HOSSEIN BEHRAVESH, 2017).

Na fabricação de veículos, os semipregs têm se destacado na produção de componentes estruturais leves e resistentes, como painéis de portas, tetos e reforços internos. A redução de peso contribui diretamente para a eficiência energética e redução das emissões de carbono, alinhando-se às normas ambientais cada vez mais rígidas. O uso de semipregs também permite ciclos de produção mais curtos, viabilizando sua aplicação em séries maiores, como as de carros elétricos (WECHSLER, MOLINA, *et al.*, 2019a).

O setor de embarcações de alto desempenho tem adotado os semipregs para estruturas de casco, mastros e decks, graças à sua excelente relação rigidez/peso e resistência à delaminação. A impregnação parcial da fibra possibilita uma melhor conformação em moldes complexos, o que é essencial na hidrodinâmica de barcos e iates de competição. Além disso, o controle preciso do teor de resina minimiza defeitos como porosidade e bolhas, garantindo longevidade e segurança (YE, ZHANG, *et al.*, 2014).

Na fabricação de pás de turbinas eólicas, os semipregs oferecem desempenho superior em relação a laminados convencionais, por apresentarem melhor distribuição de tensões e resistência à fadiga. Isso se traduz em maior durabilidade dos componentes submetidos a carregamentos cíclicos. Além disso, sua compatibilidade com métodos de cura fora da autoclave reduz significativamente os custos de fabricação de grandes componentes estruturais (HARDIS, JESSOP, *et al.*, 2013).

Na produção de equipamentos esportivos como pranchas de surfe, bicicletas, bastões de esqui e raquetes, os semipregs permitem alcançar estruturas com alta rigidez, leveza e excelente acabamento superficial. Esses materiais são especialmente valorizados por atletas de alto rendimento, onde cada grama de redução de peso pode significar vantagem competitiva. O controle sobre a orientação das fibras e o teor de resina oferece excelente repetibilidade no desempenho final (WANG, Yinhui, LIANG, *et al.*, 2020).

Semipregs são aplicados em equipamentos de defesa, como escudos balísticos, estruturas de drones e robôs militares, devido à sua combinação de resistência, leveza e fácil adaptabilidade a diferentes geometrias (TSIROGIANNIS, DASKALAKIS, *et al.*, 2024). Na indústria, são usados para construir braços robóticos, invólucros protetores e suportes

estruturais leves. A possibilidade de integração com matrizes termoplásticas recicláveis também alinha seu uso às novas diretrizes de sustentabilidade no setor industrial (WECHSLER, MOLINA, *et al.*, 2019b).

A construção civil tem incorporado semipregs em elementos arquitetônicos inovadores, como painéis de fachada, coberturas leves e componentes estruturais de alta resistência. Esses materiais oferecem liberdade de design, alta durabilidade e resistência a intempéries, com peso significativamente reduzido em comparação a estruturas metálicas ou de concreto. O uso de compósitos avançados, como os semipregs, também melhora o desempenho térmico e acústico das edificações (WANASINGHE, ASLANI, *et al.*, 2022).

Em dispositivos eletrônicos de alto desempenho, os semipregs são usados como substratos para circuitos impressos ou estruturas de suporte com isolamento térmico e elétrico. A combinação entre estabilidade dimensional, leveza e resistência mecânica os torna ideais para aplicações que exigem precisão e durabilidade, como em sistemas ópticos, sensores e módulos de comunicação embarcada (SCHECHTER, GRUNENFELDER, *et al.*, 2020d).

2.9.4 PRINCIPAIS MÉTODOS DE FABRICAÇÃO

A 5M (5M S.R.O., 2025), uma empresa da República Tcheca, desenvolve o Semipreg LETOXIT LFX, que apresenta tecido impregnado em apenas um dos lados com uma resina em folha, combinando muitos dos benefícios do prepreg com maior flexibilidade de fabricação. O Semipreg oferece variabilidade na composição, com tipos de tecidos e formulações de resina diferentes, podendo incluir versões com alta resistência térmica, que vão até cerca de 250 °C, boa tenacidade ao impacto, e conformidade com normas aeronáuticas como FAR 23 e FAR 25. Entre suas vantagens destacam-se: tecnologia livre de solventes, produção mais rápida que com resinas líquidas, personalização, e versões não inflamáveis. As aplicações vão desde aviação, transporte ferroviário e de ônibus, construção naval, painéis sanduíche, até equipamentos esportivos e de saúde. O material permite diferentes tempos de cura, que vão de 30 à 60 min a aproximadamente 120 °C, dependendo da formulação, variando em gramatura e razão fibra/resina de acordo com o uso desejado.

A linha TECATEC CP da Ensinger (ENSINGER PLASTICS, 2025) oferece semipregs termoplásticos de fibra contínua que combinam tecidos reforçadores com matrizes

termoplásticas — como polímeros de engenharia como poliamidas e policarbonatos ou de desempenho elevado como PEEK, PEI, PPS — aplicadas como pó sobre o tecido e posteriormente fundidas. Esses semipregs fornecem uma série de vantagens críticas para aplicações estruturais: alta tenacidade ao impacto, resistência a danos mecânicos, excelente resistência química, estabilidade térmica elevada e capacidade de conformação e soldagem, o que os torna especialmente adequados em ambientes exigentes. Adicionalmente, os materiais têm coeficientes de dilatação térmica muito baixos, boa absorção de vibração, armazenamento seguro em temperatura ambiente e possibilidade de reciclagem. Por terem produção interna, a Ensinger consegue oferecer variações customizadas de fibras, arquiteturas de tecido e formulações de matriz para se adequarem especificamente às exigências de cada aplicação.

A linha 90 Range da Gurit (GURIT, 2025) inclui materiais como *ST 90 SPRINT™*, *SE 90*, *SF 75-90*, *SA 75-90* e *MP 75-90*, todos integrados em um sistema de cura rápida desenhado para peças industriais compósitas de grande porte, disponível além da versão semipreg também em prepreg. Estes semipregs são otimizados para reforços pesados, onde os tecidos de vidro ou carbono tem gramaturas entre 300 a 1.800 gramas por metro quadrado, permitindo uso em grandes estruturas onde tanto resistência quanto produtividade são essenciais. O sistema oferece um envelope de cura que permite uma vida útil em temperatura ambiente de até 12 horas a 70 °C, e um ciclo de cura rápido de cerca de 45 minutos a 120 °C. As aplicações típicas incluem embarcações comerciais e de produção, turbinas eólicas e superestruturas de iates, entre outras estruturas de grande porte onde os requisitos de desempenho mecânico, qualidade da superfície e rapidez de produção são elevados.

O Toray Cetex® TC1320 (TORAY ADVANCED COMPOSITES, 2025) é um compósito termoplástico de alto desempenho utilizando a matriz semicristalina PEKK, projetado para aplicações estruturais exigentes em aeronáutica. Ele está disponível sob a forma de semipreg com tecido impregnado, assim como em fitas unidirecionais e em laminados termoplásticos reforçados pré-consolidados. Essa versatilidade permite que o material seja utilizado em processos de conformação, soldagem térmica ou consolidação em alta temperatura, aproveitando as propriedades superiores da matriz PEKK — como elevada resistência mecânica a temperaturas elevadas, baixa absorção de umidade, boa resistência a solventes e estabilidade. Além disso, por ser um termoplástico, o TC1320 possui vida de prateleira indefinida à temperatura ambiente, eliminando a necessidade de armazenamento refrigerado.

O Quadro 1 apresenta alguns dos principais fabricantes globais de semipregs, destacando os produtos oferecidos, suas aplicações-chave e os materiais utilizados. Esse panorama evidencia a diversidade de matrizes e reforços disponíveis no mercado, permitindo que os semipregs sejam adaptados para diferentes demandas industriais, desde aeronáutica e marítima até estruturas de alto desempenho.

Quadro 1 – Fabricantes Globais de Semipreg. Fonte: Autor (2024)

Fabricante	Produto	Aplicação Chave	Material
5M	LETOFIX LFX	Aeronáutica	Epóxi + Vidro ou Carbono
Ensinger	TECATEC CP	Estruturas de alto desempenho	PEEK, PEI e PPS+Carbono
Gurit	90 Range	Embarcações	Epóxi + Vidro ou Carbono
Toray	Toray Cetex® TC1320	Aeronáutica	PEEK+Carbono

2.10 MÉTODOS DE PRODUÇÃO DE SEMIPREGS

Até o momento, compósitos de fibras reforçadas com matriz termoplástica têm tido campos de uso limitados no escopo estrutural devido à sua alta viscosidade no estado fundido, o que resulta em baixa impregnabilidade do reforço, levando a propriedades mecânicas do produto acabado que não são comparáveis às dos termofixos. Embora estes últimos ainda dominem os vários setores automotivo, aeroespacial, transporte e construção, novas aplicações envolvendo a produção de compósitos termoplásticos estão crescendo rapidamente, oferecendo novas abordagens para a solução deste problema. O objetivo deste capítulo é estudar e avaliar o estado da arte sobre os processos de fabricação de compósitos de matriz termoplástica, analisando os parâmetros que entram em jogo e que mais influenciam o processo e o desempenho do material. As vantagens das técnicas de empilhamento de filmes e impregnação em pó são contrastadas pela versatilidade dos tecidos híbridos e, ao mesmo tempo, parâmetros como pressão e temperatura devem ser cuidadosamente considerados. A seguir, descrevemos diferentes processos de compósitos termoplásticos, como impregnação em pó, moldagem por empilhamento de filmes, tecidos híbridos, fios híbridos e produtos similares, que representam as possibilidades atuais de transição de um compósito de matriz termofixa para um termoplástico, no qual se baseia o conceito de sustentabilidade. Este parágrafo pretende apresentar uma visão geral da pesquisa realizada na fabricação de compósitos termoplásticos reforçados e servirá como base e subsídio para esta pesquisas e esforços de desenvolvimento.

2.10.1 IMPREGNAÇÃO A PARTIR DE MATRIZ POLIMÉRICA FUNDIDA

Há dois métodos de impregnação, distintos por aqueles que o precedem, chamado de pré-impregnado e aqueles que são feitos posteriormente, chamados de pós-impregnação. A pré-impregnação das fibras ocorre em uma única etapa, utilizando-se um polímero no estado fundido e as diversas camadas são obtidas por empilhamento e posteriormente consolidadas sob aquecimento e pressão. No segundo caso, espera-se que a impregnação ocorra durante o processamento da peça a partir de um polímero na forma de filme, pó ou filamento (VAIDYA, CHAWLA, 2008).

A temperatura de processamento afeta consideravelmente as propriedades mecânicas e microestruturais do compósito produzido. Sabe-se que o uso de resina termoplástica introduz a questão da impregnação adequada do leito de fibras devido à maior viscosidade dos fundidos termoplásticos em comparação aos termofixos. A temperatura otimizada de processamento é crucial. O esquema de prensagem em alta temperatura promove uma menor viscosidade da resina, e portanto, maior mobilidade e fluidez para penetrar entre as fibras, por outro lado, o uso de altas temperaturas confronta a estabilidade térmica dos materiais, existindo então, uma condição ótima onde o fluxo de polímero atinja propriedades ideais (MUKHOPADHYAY, SRIKANTA, 2008).

Em seu trabalho, (KIM, PARK, 2017a) investigaram o efeito da temperatura do processo (205, 215 e 225 °C) na qualidade de impregnação de compósitos de polipropileno reforçado com fibra de linho (FFR-PP). Os autores descobriram que, na temperatura mais baixa, o tecido de linho não foi completamente impregnado. Embora as temperaturas mais altas sejam vantajosas em relação ao fluxo de resina, o teor de vazios no laminado fabricado a 225 °C (5,1%) foi maior do que a temperatura do processo de 215 °C (3,2%). Neste caso, a degradação térmica da fibra de linho induzida pela temperatura de processamento mais alta foi reconhecida como a principal razão para o aumento da concentração de vazios na interface matriz-fibra. Então, efeitos prejudiciais foram detectados em termos de propriedades de flexão.

A Figura 9 compara a falha de material compósito termoplástico laminado de PVC devido à diferentes variações de temperaturas em seu processamento.

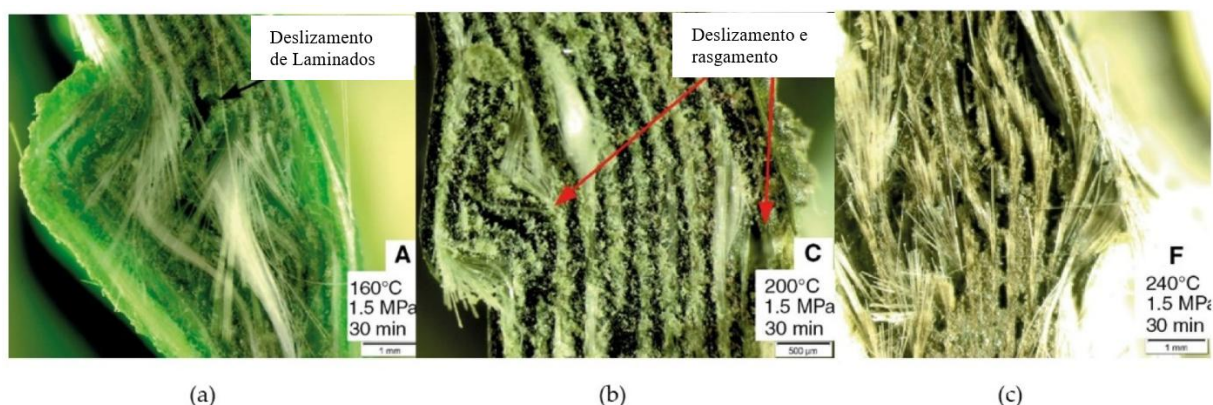


Figura 9 – Mecanismo de falha de termoplástico laminado de PVC em função da sua temperatura de processamento: a) 160 °C, b) 200 °C, c) 240 °C. Adaptado de (ZAL, NAEINI, *et al.*, 2017)

A pressão faz com que a resina termoplástica se infiltre no tecido complacente, deformando-o simultaneamente, alterando a cinética de infiltração (GROUVE, AKKERMAN, 2009). Este parâmetro desempenha um papel neutralizante na determinação da impregnação da resina no meio fibroso. Uma pressão de compressão muito baixa pode aumentar o tempo de impregnação, formando pontos secos no interior do compósito. Por outro lado, se uma pressão muito alta for aplicada sobre o leito fibroso, a fração do volume da fibra aumenta, diminuindo a permeabilidade do tecido devido à redução do volume dos poros entre os feixes e entre as fibras (KIM, PARK, 2017b). Além disso, a pressão deve ser cuidadosamente selecionada para evitar cargas de compressão excessivas exercidas sobre as fibras, que levam a danos ou falhas no reforço antes da fabricação do compósito (KHONDKER, ISHIAKU, *et al.*, 2005).

Em seu trabalho, (SURESH, KUMAR, 2014) investigaram a influência da pressão de conformação (4 MPa, 7 MPa e 9 MPa) sobre as propriedades mecânicas de laminados de polipropileno reforçado com fibra de vidro (GF-PP), mantendo constante a temperatura de processamento em 190 °C. Os resultados mostraram que o aumento da pressão de conformação de 4 MPa para 7 MPa promoveu um ganho significativo nas propriedades mecânicas do compósito, com incremento de aproximadamente 17% na resistência à tração e 63% na resistência à flexão. No entanto, ao elevar a pressão para 9 MPa, observou-se uma redução nos valores de resistência, da ordem de 12% para tração e 30% para flexão, indicando um comportamento não linear na resposta do material à variação de pressão. A pressão de 7 MPa foi identificada como a condição ótima, resultado corroborado por análises baseadas em Planejamento de Experimentos (DOE), sendo atribuída à melhor molhabilidade das fibras de vidro pela matriz polimérica, o que favoreceu a adesão interfacial no compósito.

2.11 TÉCNICAS DE PRODUÇÃO DOS SEMIPREGS COMERCIAIS

A produção de materiais compósitos avançados requer o desenvolvimento de técnicas específicas para a obtenção de semipregs com propriedades controladas reproduzíveis. Alguns métodos têm sido desenvolvidos, mas neste capítulo, discutiremos os principais métodos.

2.11.1 IMPREGNAÇÃO POR PÓ

O processo de impregnação a pó seco constitui uma das principais metodologias utilizadas na produção de semipregs termoplásticos. Este método baseia-se na deposição direta de partículas de polímeros termoplásticos sobre as fibras de reforço, seguida de calor e pressão (RATH, KREUZBERGER, *et al.*, 1998).

Processos de impregnação com pó seco podem alcançar um controle preciso sobre a composição fibra-matriz e sobre o umedecimento íntimo entre as fibras individuais e a matriz termoplástica, podendo ser consolidadas em espécies sem espaços vazios com ciclos de consolidação para uma combinação de fibra-matriz (IYER, DRZAL, 1990).

Para fabricar semipregs termoplásticos de forma eficaz, a resina deve envolver os filamentos individuais das fibras em um feixe durante o processo de impregnação. O objetivo é garantir um fluxo homogêneo de resina para obter uma impregnação equilibrada e completa. O calor é aplicado para garantir a adesão da resina às fibras. Diferentes métodos de impregnação foram desenvolvidos, incluindo impregnação por fusão, empilhamento de filmes, mistura de fibras, impregnação em solução e impregnação em pó (ZHANG, ZHANG, *et al.*, 2011). No entanto, a alta viscosidade de fusão dos termoplásticos, que pode exceder 550 Pa.s, dificulta a impregnação completa e pode levar à molhabilidade inadequada da resina, limitando o uso de compósitos reforçados com fibras contínuas, usadas em produtos aeroespaciais. A impregnação inadequada da resina pode resultar em uma redução significativa nas propriedades mecânicas (ZHANG, ZHANG, *et al.*, 2011).

O tempo de permanência sob temperatura e pressão representa um parâmetro crítico do processo, tipicamente variando entre 2 e 120 minutos. Esse período deve ser suficiente para permitir a fusão completa do polímero e sua permeação adequada na estrutura fibrosa, mas não excessiva a ponto de causar degradação térmica do material. A otimização desse parâmetro

requer consideração cuidadosas das propriedades específicas do polímero utilizado e da geometria do arranjo de fibras (KORKMAZ, CAKAL SARAC, *et al.*, 2017).

Em seu trabalho, (MORADI, SUN, *et al.*, 2024), propuseram um método de fabricação de semipreg termoplástico em pó umedecido com água. O equipamento utiliza uma única bobina de fibra em um tambor de enrolamento. O tamanho do semipreg é limitado pelo tamanho do tambor e a produção não é contínua. Esse método é ideal para desenvolvimento em pequena escala. O projeto consiste em vários componentes. A fibra úmida é enrolada em tambor de enrolamento com velocidade controlada. Após o enrolamento, um aquecedor evapora a água e derrete o polímero para adesão permanente. Rolos empurram as partículas de polímero para dentro do feixe de fibras e fazem com que os filamentos deslizem e reduzam sua espessura. As partículas de polímero também atuam como espaçadores entre os filamentos para espalhar ainda mais o polímero. A velocidade do enrolamento é escolhida para evitar o excesso de resina. Após a conclusão do enrolamento, o tambor com o semipreg úmido é movido para o final da linha e aquecido por pelo menos 1 h para remover os resíduos de água e obter um semipreg seco. Em seguida, o tambor é colocado em um forno para a fusão final e a adesão do polímero às fibras. Após o resfriamento, a folha de semipreg é cortada do tambor. A Figura 10 apresenta a montagem do equipamento.

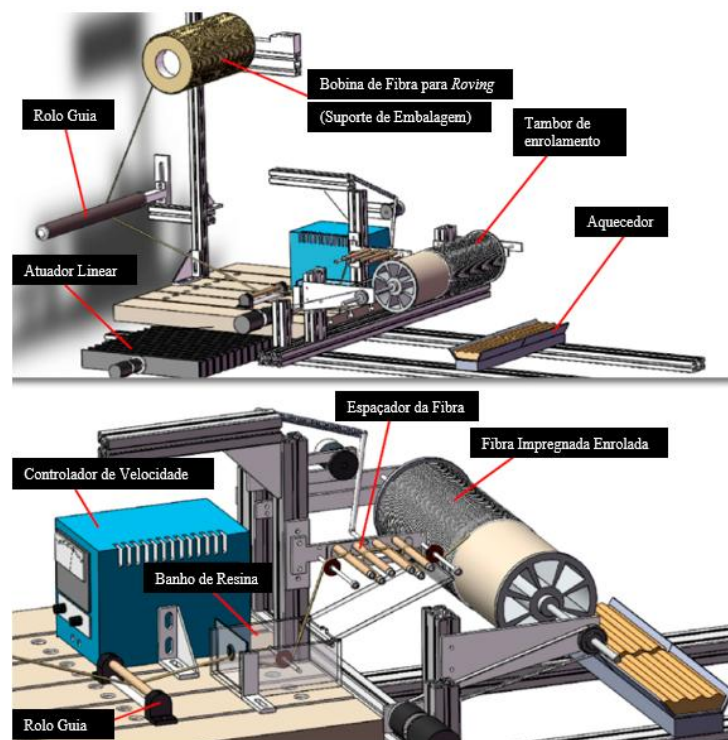


Figura 10 - Projeto do equipamento de semipreg termoplástico em pó umedecido. Fonte: (MORADI, SUN, *et al.*, 2024)

2.11.2 MÉTODO DE CO-ENROLAMENTO

Fios produzidos pelo método de co-enrolamento apresentam uma característica na qual as fibras de reforço são intimamente combinadas com as fibras da matriz termoplástica utilizando um aparelho de enrolamento automático (XU, WANG, *et al.*, 2018). A Figura 11 apresenta um esquemático do processo de co-enrolamento onde um tear com fuso oco, em que uma mecha do polímero passa pelo centro do fuso junto com o reforço e em seguida são enrolados simultaneamente, mas neste caso, a mecha do reforço não se torce, apenas o polímero de reforço.

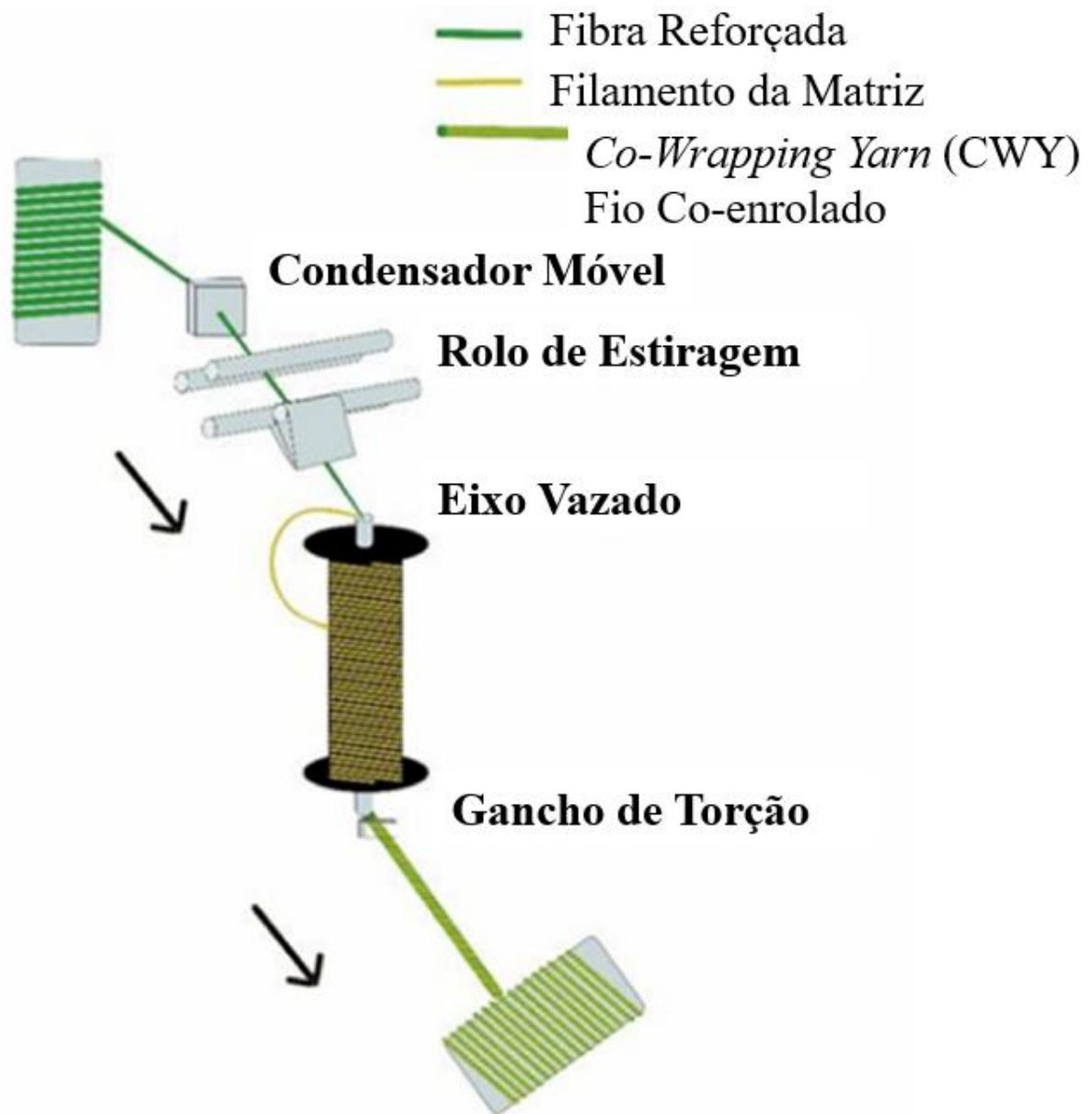


Figura 11 – Esquemático do método de co-enrolamento. Adaptado de: (ZHAI, WANG, *et al.*, 2020)

Quando comparado com outros métodos, o co-enrolamento assegura uma melhor proteção as fibras de reforço durante a fabricação. No entanto, a distribuição das fibras de reforço e das fibras da matriz ainda se mostra desafiadora, demandando maiores pressões e temperaturas (XU, ZHANG, *et al.*, 2019). O co-enrolamento ocorre principalmente com fluxo perpendicular às fibras impregnando melhor quando em comparação ao processo à base de pó. Uma das principais vantagens do co-enrolamento é a liberdade de design, já que os fios são adaptáveis a uma variedade de peças complexas e formas (GIBSON, MÅNSEN, 1992a).

2.11.3 IMPREGNAÇÃO POR MISTURA

A impregnação por mistura, internacionalmente conhecida como *commingled* tem sido a técnica mais promissora difundida, fundamentada no princípio da distribuição uniforme de filamentos contínuos de matriz e reforço durante a fiação por fusão (MÄDER, RAUSCH, *et al.*, 2008). A distribuição homogênea de fibras/matriz dos fios misturados, leva a impregnação curta e com baixos teores de vazios, refletindo em um alto desempenho mecânico dos compósitos termoplásticos (WIEGAND, MÄDER, 2017a). Este método permite atingir níveis aceitáveis de impregnação, mas não necessariamente ciclos relativamente longos. A Figura 12 mostra a seção transversal do fio. Outra vantagem importante é que os fios misturados podem ser processados e produzidos inteiramente com quase todas as tecnologias existentes conhecidas para a fabricação de tecidos. Combinado com os desenvolvimentos em estruturas têxteis, o uso de fios misturados melhora consideravelmente as propriedades mecânicas das peças compostas resultantes (LAUKE, BUNZEL, *et al.*, 1998).

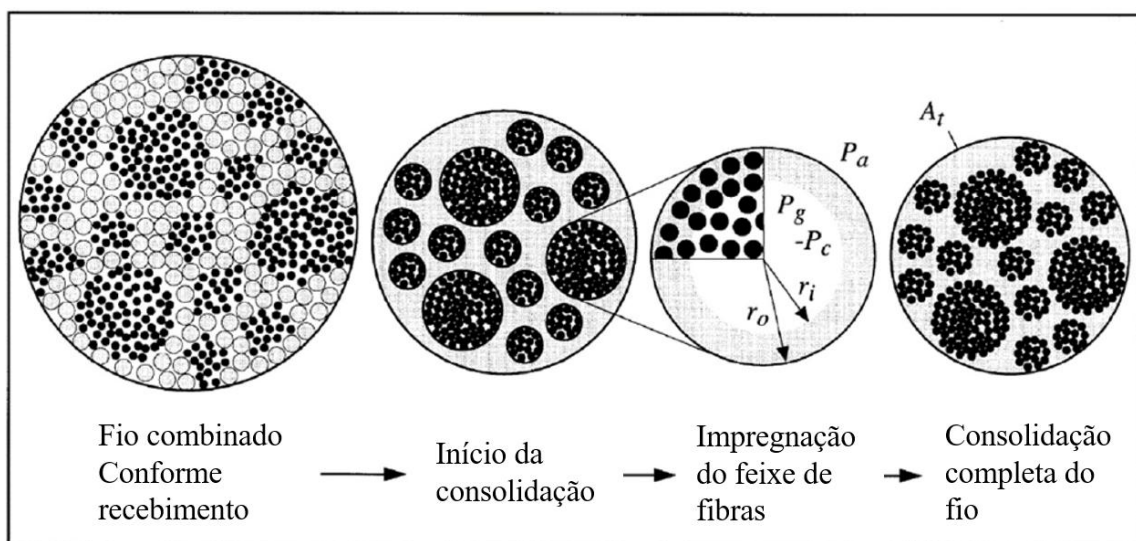


Figura 12 Representação da seção transversal do compósito misturado (*commingled*). Fonte: (BERNET, MICHAUD, *et al.*, 2001)

A Figura 13 ilustra o processo de mistura que pode ser esquematizado da seguinte forma: os fios multifilamentares atravessam uma seção sobre a qual atua um jato de ar comprimido, criando emaranhados em seu interior. O resultado na seção é o fio misturado, obtido pelo processamento de vários fios, dos quais se obtém o fio único.

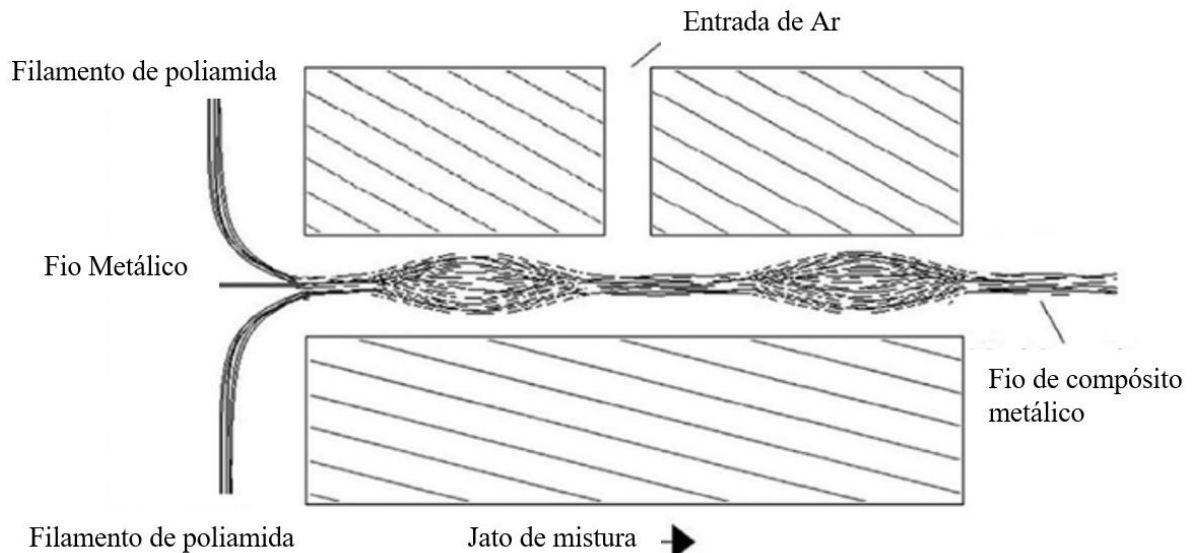


Figura 13 - Processo produção de fios misturados (*commingled*). Fonte: (ÖZKAN, TELLİ, 2019)

A proporção desejada de fibra para matriz pode ser alcançada variando o número de fios constituintes durante a produção do próprio fio híbrido. No entanto, o processo envolve desafios tecnológicos relacionados à impregnação, bem como à molhabilidade das fibras, resultando em uma diminuição na qualidade da consolidação (V, KANDASUBRAMANIAN, 2020). A pressão atmosférica, velocidade de produção, configuração da máquina, projeto do bico injetor, rigidez do filamento, área da seção transversal da fibra com relação ao diâmetro do bico, densidade da matriz formada, o número e o diâmetro dos filamentos influenciam no grau de mistura e de atributos estruturais. Numerosos estudos concentram-se em materiais misturados, fabricação e pré-conformação de fios e propriedades mecânicas dos compósitos (NYGARD, GUSTAFSON, 2004).

No início da impregnação, presume-se que o fio misturado é como uma resina fundida envolvendo as fibras de reforço, conforme mostrado na Figura 14

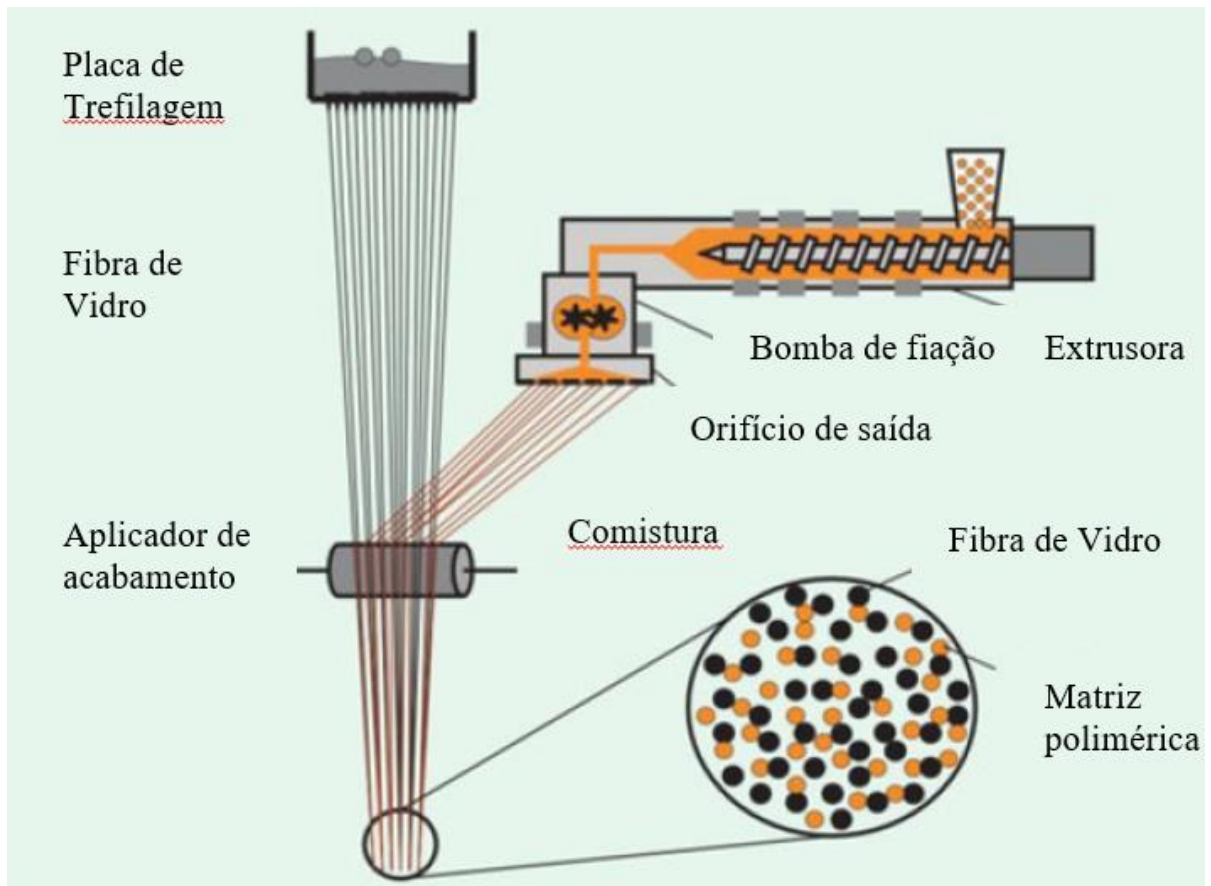


Figura 14 – Esquemático do processo de produção de compósito misturado (*commingled*).
Fonte: (WIEGAND, MÄDER, 2017b)

2.11.4 IMPREGNAÇÃO POR SOLVENTE

Uma maneira de evitar as dificuldades associadas à alta viscosidade é processar o termoplástico em uma condição em que a viscosidade seja baixa. Uma variante mais produtiva dessa abordagem tem sido usar um polímero termoplástico de baixo peso molecular e então aumentar o peso molecular por extensão da cadeia após a impregnação. Alguns termoplásticos, notavelmente o PPS, aumentam seu peso molecular em altas temperaturas e esse efeito pode ser usado com vantagem no processamento, embora outras reações de reticulação indesejáveis também possam ocorrer. PEEK tem sido impregnado à fibra de carbono com uma resina de baixa viscosidade (GIBSON, MÅNSON, 1992b).

Um dos métodos mais simples de redução da viscosidade de resinas termoplásticas é a adição de solventes. A existência de tecnologia e equipamentos de impregnação à base de solvente desenvolvidos para o manuseio de pré-impregnados termofixos proporcionou um incentivo considerável para o trabalho nessa área (TURTON, MCADAM, 1974). As principais dificuldades associadas à rota do solvente são: o problema de remoção de todo o solvente do

pré-impregnado após a impregnação, o fato de que os polímeros passíveis de processamento com solvente (geralmente amorfos) tendem a ser suscetíveis aos solventes em uso e o fato de que os materiais produzidos por essa rota podem ter uma interface fibra/matriz abaixo do ideal (GOODMAN, LOOS, 1989).

Apesar dessas desvantagens, alguns fabricantes conseguiram obter sucesso considerável com processos à base de solvente. A Ten Cate comercializa uma linha de pré-impregnado termoplástico à base de PEI fabricado com uso de solvente. No entanto, uma técnica significativa, aplicável a PEEK e PPS, foi relatada na literatura de patentes (COGSWELL, STANILAND, 1985). Este método é especialmente benéfico para a impregnação de tecidos de fibra de carbono e que o método de remoção do plastificante reduz o trabalho necessário para o processo e, portanto, possíveis danos ao tecido.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo detalha a abordagem metodológica empregada para atingir os objetivos deste estudo, detalhando os materiais, equipamentos e metodologias utilizadas.

3.1 FLUXOGRAMA DE ATIVIDADES

Para garantir clareza, reprodutibilidade e uma visão holística do processo de investigação, o planejamento e a execução do estudo foram organizados em um fluxograma sequencial. Este instrumento delinea de forma lógica e cronológica as etapas realizadas, desde a preparação inicial até a análise final dos dados. A Figura 15 apresenta o fluxograma de atividades realizadas no estudo neste estudo.

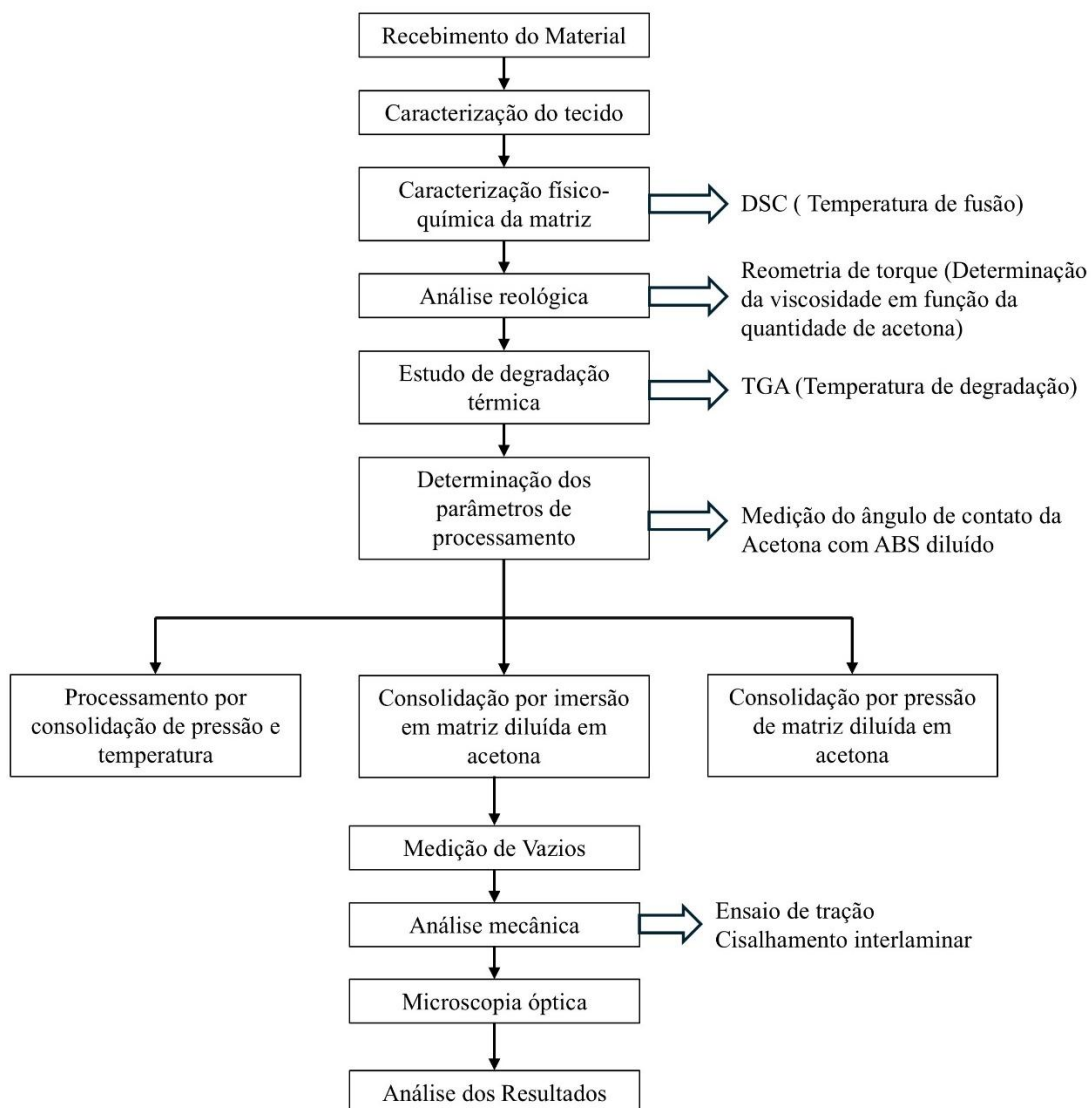


Figura 15 - Fluxograma de atividades executadas Fonte: Autor (2025)

3.2 FIBRA DE VIDRO

A fibra de vidro utilizada foi fornecida pela empresa Lintex™ e possui especificação técnica de *warp* 200 Tex e *weft* 300 Tex. As orientações *warp* (Urdidura) e *weft* (Trama) são ilustradas na Figura 16.

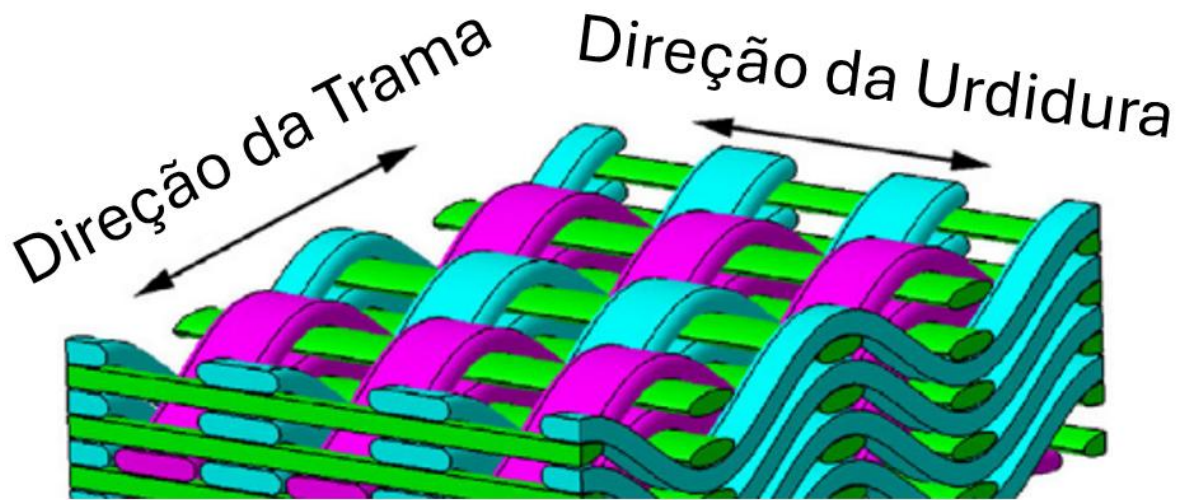


Figura 16 - Demonstração do entrelaçamento das fibras, mostrando a direção urdidura e trama. Fonte: Adaptado de (WANG, YANG, *et al.*, 2021)

Todos os corpos de provas foram processados seguindo a ilustração da Figura 17 a seguir.

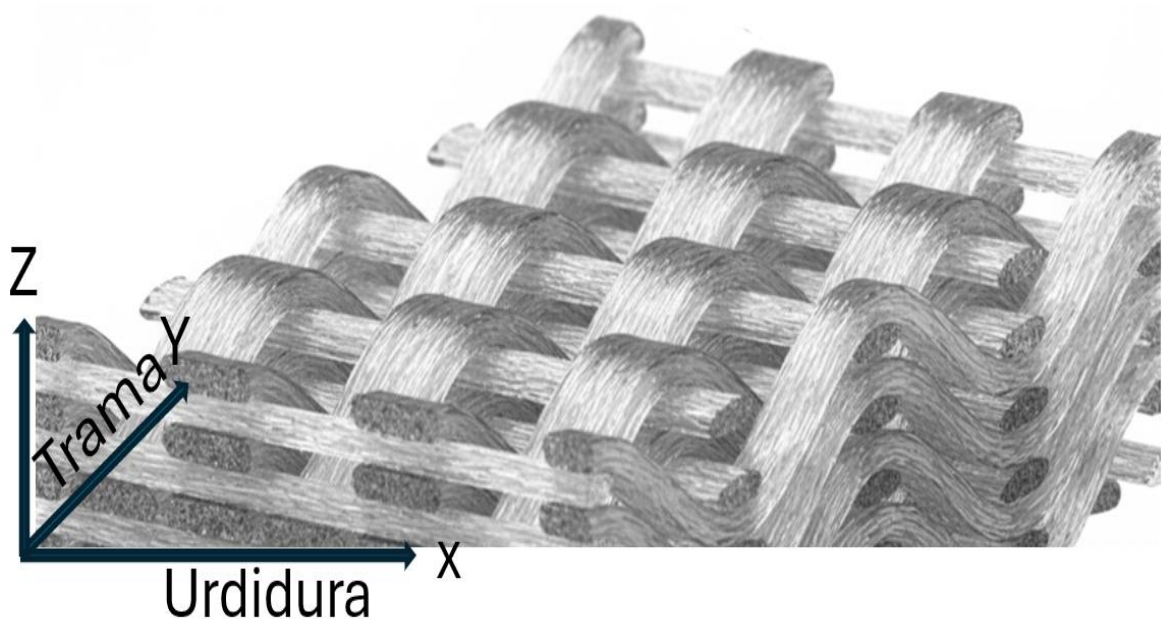


Figura 17 - Orientação do tecido montado para os experimentos. Fonte: Autor (2025)

3.3 MATRIZ POLIMÉRICA ABS

O polímero ABS utilizado é oriundo da fabricante 3DLAB, tendo sido reaproveitado de impressões falhas e suportes gerados a serem descartados, cuja causa da seleção se deu devido sua grande oferta de mercado e propriedades mecânicas. Conforme o fornecedor, a temperatura de processamento deste material pode variar de 220-240°C, apresentando boa relação custo/desempenho, boa resistência química e elevada resistência mecânica ([HTTPS://3DLAB.COM.BR/CATEGORIA-PRODUTO/FILAMENTO-PARA-IMPRESSORA-3D/FILAMENTO-ABS-PREMIUM/](https://3dlab.com.br/categoria-produto/filamento-para-impressora-3d/filamento-abs-premium/), 2024).

3.4 ACETONA HPLC

A acetona pode ser dividida em diferentes graus, mas a utilizada neste trabalho é do grau HPLC, do inglês *High-Performance Liquid Chromatography* que quer dizer Cromatografia Líquida de Alta Eficiência. Sua escolha se deu por sua elevada pureza (superior à 99,9%), possuindo resíduos em sua evaporação abaixo de 0,001% evitando contaminações em amostras. Sua densidade é de cerca de 0,791 g/mL à 25°C e ponto de ebulição de 56°C a 760mmHg. A acetona é miscível com água, o que a torna útil como solvente em uma ampla gama de análises (RUDAZ, HUBERT, 2009).

Por ser um solvente do ABS e por suas propriedades excepcionais apresentadas acima, a acetona HPLC se torna o solvente ideal para a realização deste trabalho.

3.5 ANÁLISE FÍSICO-QUÍMICA DA MATRIZ POLIMÉRICA

Embora conhecido o polímero, o ABS pode apresentar diferentes características em razão de aditivos e corantes, podendo fornecer diferentes formas de agrupamento.

Em seu trabalho, (ÇETİN, TÜRKAN, 2024) investigaram a reciclagem de ABS por meio de combinação de processos mecânicos e métodos baseados em solventes, com o objetivo de avaliar a preservação das propriedades do material após sucessivos ciclos de reaproveitamento. Os resultados do estudo indicaram uma ligeira redução tanto na resistência a tração quanto ao impacto em comparação ao ABS virgem. Apesar das pequenas reduções, observou-se que o desempenho mecânico global foi mantido, demonstrando que o ABS reciclado possui potencial para reciclagem.

3.5.1 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA

A técnica de calorimetria diferencial de varredura (DSC) foi utilizada para observação das propriedades térmicas do polímero, revelando sua propriedade exotérmica ou endotérmica, as temperaturas de fusão e cristalização, além das entalpias. O ensaio utilizado para determinação dessas propriedades térmicas é baseado na norma ASTM-E1952 (ASTM-E1952, 2011).

A análise de DSC foi conduzida pelo equipamento TA Instruments DSC Q-20 e unidade de refrigeração RCS40, atmosfera de N₂ com taxa de fluxo de 30 ml/min. O ensaio submeteu 3 mg de amostra do ABS a ser descartado em uma panela de alumínio hermeticamente fechada em um ciclo térmico de aquecimento a 10 °C/min em uma faixa de temperatura de 25 °C a 250 °C.

3.5.2 ANÁLISE VISCOSIMÉTRICA POR REOMETRIA DE TORQUE

A análise viscosimétrica foi realizada pelo reômetro de torque TA Instruments AR 2000. O ensaio foi realizado em uma amostra de ABS dissolvido em Acetona HPLC sendo prensada em forma de pastilha com 20mm de diâmetro e 2 mm de espessura. A frequência de 6,284rad/s foi mantida constante durante o aquecimento de 25°C a 90°C sob taxa de aquecimento de 10°C/min. A tabela lista as condições de solução utilizadas para aplicação da análise reológica, cujo objetivo é obter diversas viscosidades para diferentes proporções, a fim de garantir o melhor processamento do material compósito.

Tabela 4 - Razão de volume de ABS diluído em acetona com o propósito de garantir diferentes viscosidades

Volume de ABS (ml)	Volume de Acetona HPLC (ml)	Referência
5	5	Autor
5	10	
5	15	
5	20	
5	25	

O volume do ABS foi calculado com base em sua massa específica de 1,04 g/cm³.

3.5.3 MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE CONTATO DO ABS DILUÍDO EM ACETONA

A medição do ângulo de contato serve para investigar a molhabilidade do ABS diluído, sendo capaz de determinar a eficiência da impregnação da matriz, capaz de correlacionar o ângulo de contato com possíveis tratamentos de superfície.

O equipamento utilizado foi um goniômetro da Kruss Easy Drop, com câmera de alta resolução acomodada e fonte de luz controlada. O programa de computador para a análise utilizado foi o *Drop shape analysis system* que acompanha o equipamento.

O procedimento experimental foi por meio de gotejamento de volume padrão de 20 μ l do fluido sobre uma amostra de placa de vidro limpa, sem tempo de estabilização, uma vez que a acetona começa a evaporar imediatamente em tão pouca quantidade. A medição se deu por captura da imagem da gota em perfil lateral.

O ensaio foi realizado em sala climatizada a temperatura de 22 °C durante o ensaio de cinco amostras conforme Tabela 4 do capítulo 3.5.2.

A Figura 18 ilustra o equipamento utilizado para o ensaio da medição do ângulo de contato.

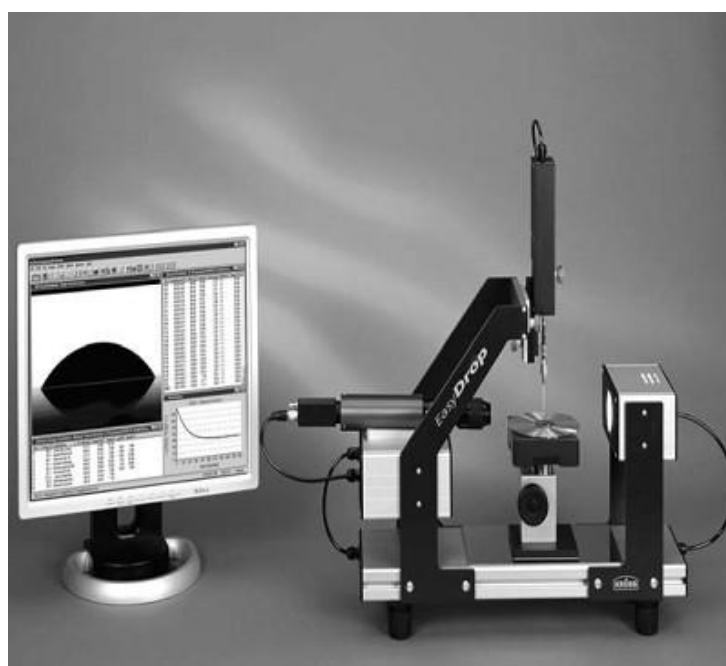


Figura 18 - Representação do equipamento de ensaio. Fonte: *Okinawa Institute of Science and Technology*

3.5.4 ESTUDO CINÉTICO DA DEGRADAÇÃO POR ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA

O comportamento de degradação da matriz de ABS foi estudado e caracterizado por análise termogravimétrica (TGA), realizada em um equipamento Thermal Analyzer TA-60 WS. Para tanto, amostras de aproximadamente 14 mg de ABS foram submetidas a ciclos de aquecimento de 20 °C a 800 °C com aquecimento de 10 °C/min em atmosfera inerte de nitrogênio com uma taxa de 25 ml/min.

3.6 PROCESSAMENTO DO ABS

Peças falhas, suportes e testes de ABS a serem descartados foram coletados e particulados em moinho de facas tipo willye, da Tecnal TE-650. A Figura 19 mostra o moinho utilizado e o resultado obtido pela moagem do plástico.

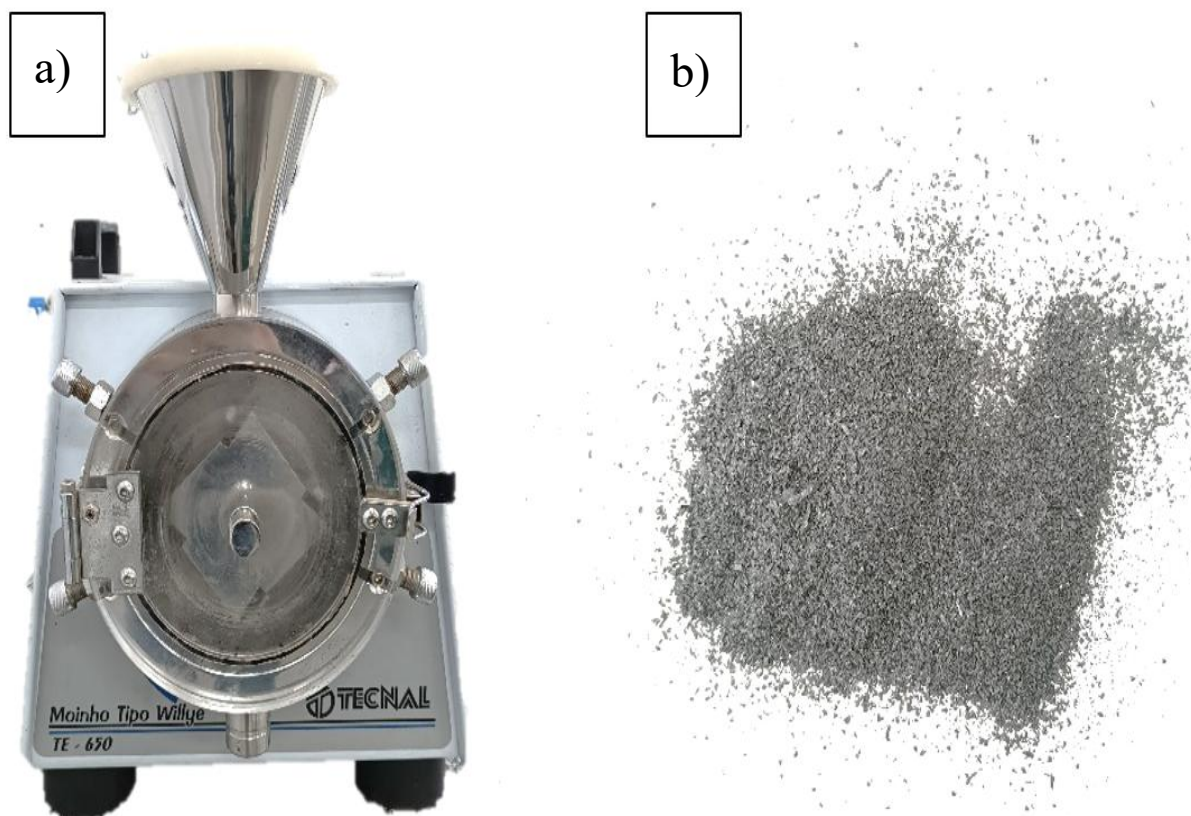


Figura 19 - a) Moinho tipo Willye utilizado para particular as peças. b) resultado do plástico particulado. Fonte:(Autor)

3.7 PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR PRESSÃO E AQUECIMENTO

A consolidação sob pressão para fabricação das amostras dos ensaios de tração se deu por prensa hidráulica Solab SL-12/150, nas instalações do Núcleo de Tecnologia em Compósitos (NTC), na Universidade Federal de Itajubá - UNIFEI.

O processo de consolidação sob pressão foi executado em molde de aço carbono, plano com sistema de aquecimento elétrico envolvente. A Figura 20 é uma representação da montagem do sistema de aquecimento do molde metálico utilizado no processamento térmico sob pressão do compósito tecido de fibra de vidro/ABS. A matriz feita de aço possui em duas dimensões externas 290 mm de comprimento, 160 mm de largura e 70 mm de altura quando fechada, sendo 50 mm de altura apenas da parte inferior que contém a cavidade. A cavidade para a confecção da do compósito possui 173 mm de comprimento, 123 mm de largura e 5 mm de espessura.

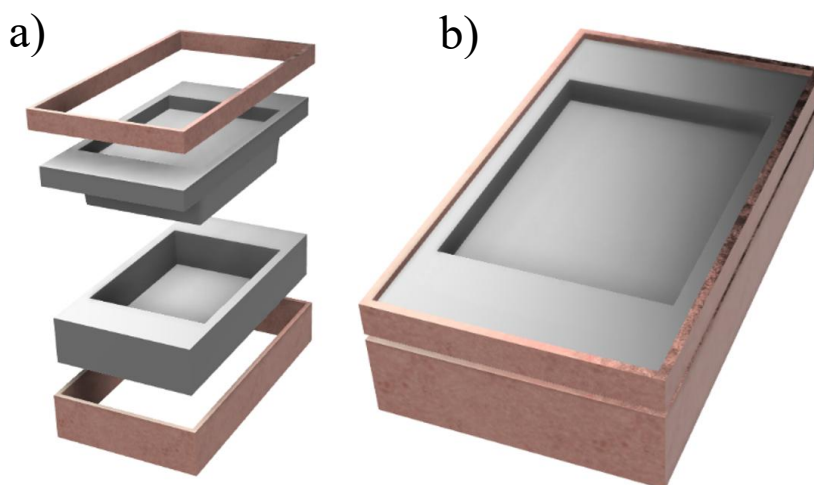


Figura 20 - Sistema de aquecimento do molde metálico. a) Vista explodida do molde e resistores elétricos b) Montagem do molde com sistema de aquecimento. Fonte: Autor (2024)

O controle da temperatura do molde foi realizado através do Tholz Mvh411n P327 e seu monitoramento externo da temperatura, a fim de averiguar o gradiente de temperatura, feito com uma câmera térmica FLIR E30. Devido a grande massa da matriz, se faz necessário o uso do multímetro Victor VC9808VOM Volt-Ohm-Miliammeter conectado a um termopar, medindo a temperatura diretamente do material. A Figura 21 ilustra o sistema de aquecimento e controle de temperaturas.

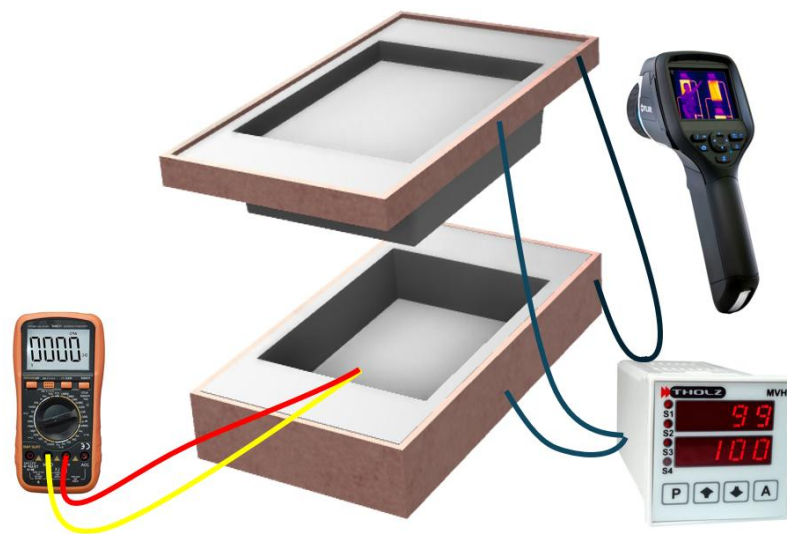


Figura 21 - Sistemas de controle e monitoramento da temperatura de consolidação de compósito termoplástico. Fonte: Autor (2024)

O objetivo era o de produzir um semipreg com 80% de volume de reforço e 20% de volume de matriz. Esses valores foram calculados baseando-se no volume da matriz e através das massas e massa específica de cada componente. Assim, foram utilizadas 14 camadas de reforço.

A Figura 22 apresenta o sistema de prensagem hidráulica e a montagem do sistema utilizado para a fabricação do compósito. A partir desse sistema os compósitos de 3 mm de espessura foram consolidados e posteriormente extraídas amostras para o ensaio de tração.



Figura 22 - Molde metálico montado na prensa hidráulica. Fonte: Autor (2025)

A Figura 23 demonstra como o laminado foi preparado, colocando uma manta de fibra e parte do particulado sobre, intercalando ambos, seguindo orientação apresentadas na Figura 17.



Figura 23 - Matriz montada com camadas de fibra e ABS particulado entre cada camada, já com termopar no interior e resistência elétrica em torno. Fonte: Autor (2025)

3.8 PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR SUBMERSÃO EM SOLUÇÃO

A diluição do ABS por acetona produziu um fluido, cuja viscosidade pode ser determinada pela quantidade de solvente adicionado. Esse fluido foi então depositado em um recipiente previamente preparado com uma camada de tecido desmoldante. Posteriormente, as camadas de fibra de vidro foram adicionadas uma-a-uma, a fim de garantir completa permeação da fibra pelo polímero. Foi mantido uma proporção de uma unidade de volume de ABS para cinco unidades de volume da acetona, garantindo uma viscosidade baixa, capaz de permear a fibra. A Figura 24 demonstra o processo descrito, em que o eixo y segue a maior dimensão, análogo a orientação descrita no processo anterior.



Figura 24 - Deposição de manta de fibra em ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025)

3.9 PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO POR MATRIZ DILUÍDA E PRESSÃO

Seguindo o mesmo padrão de orientação anteriores como do subcapítulo 3.7, este experimento foi realizado diluindo o ABS em solvente, mas em uma viscosidade mais alta do que em relação ao subcapítulo anterior. A proporção selecionada foi de 1 unidade de volume do ABS para 1,5 unidade de volume da acetona, pois, a essa diluição o ABS conservava uma viscosidade de aproximadamente 20000 cP, viscosidade essa indicada para utilização em métodos que requeiram prensagens. O processo é uma combinação dos dois processos anteriores, assimilando as vantagens de não usar aquecimento para consolidação com elevada compactação.

Assim como no capítulo 3.7, o objetivo era o de produzir um semipreg com 80% de volume de reforço e 20% de volume de matriz onde os valores foram calculados baseando-se no volume da matriz e através das massas e massa específica de cada componente. Foram então depositadas 14 camadas de reforço, intercalando-se com o ABS diluído.

A Figura 25 ilustra o processo de laminação com ABS diluído. A solução foi aplicada intercalando-se as camadas de fibras. Desta vez não foi, a matriz não foi aquecida.

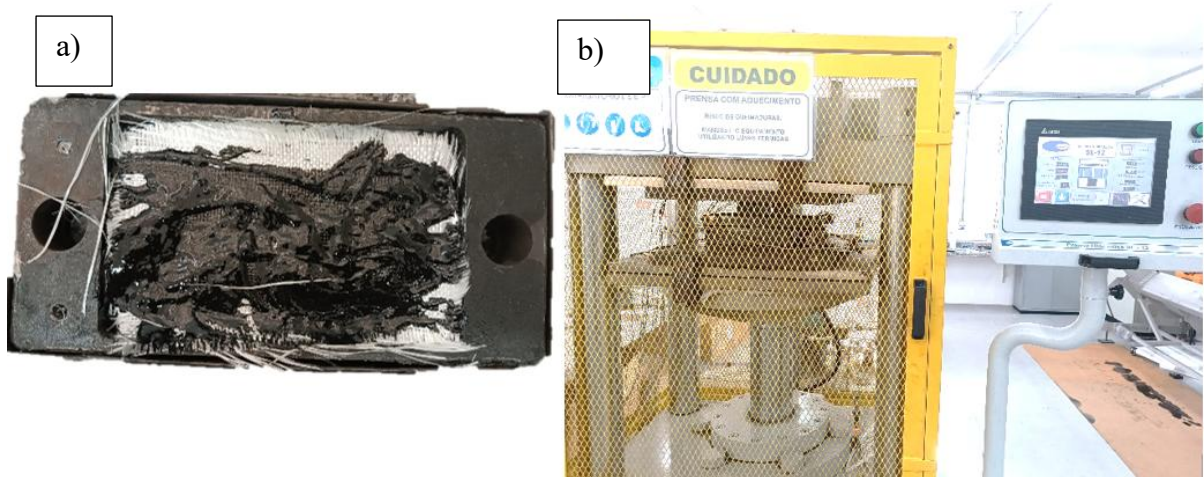


Figura 25 - Etapas do processamento do compósito. a) Laminação com ABS dissolvido em acetona e fibra de vidro. b) Prensagem do compósito sem aquecimento. Fonte: Autor (2025)

3.10 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova para os ensaios mecânicos foram usinados em fresadora router SHG1212 CNC de três eixos com fresa de topo de 3 mm indicada para corte de materiais plásticos e fibras. O equipamento foi programado para realizar o corte de modo a obter menor dano ao material. A dimensão de 165 mm de comprimento e 19 mm de largura das amostras submetidas a ensaios mecânicos de tração estão de acordo com os valores estabelecidos pelas normas ASTM D3039 (ASTM INTERNATIONAL, 2008).

A Figura 26 apresenta detalhes da confecção dos corpos de prova para os ensaios mecânicos de tração.



Figura 26 - Corte dos corpos de prova por usinagem. Fonte: Autor (2025)

3.11 ENSAIO DE TRAÇÃO

Conduzido conforme norma ASTM D3039 (ASTM INTERNATIONAL, 2008), o ensaio de tração utilizou equipamento EMIC do modelo DL3000. A taxa de deformação foi de 2mm/min e a célula de carga de 30 kN. A variação da medida foi realizada através do extensômetro Trd6. O corpo de prova utilizado possui dimensões padronizadas segundo a norma, com comprimento de 250 mm, largura de 25 mm e espessura de 5mm. A Figura 27 mostra o corpo sendo ensaiado no equipamento descrito.



Figura 27 - EMIC DL3000 ensaiando corpo de prova Fonte: Autor (2025)

3.12 CISALHAMENTO NO PLANO

O ensaio de cisalhamento interlaminar foi realizado nas amostras no Núcleo de Tecnologia em Compósitos pela máquina de ensaio universal Instron 8801, com parâmetros definidos pela ASTM D2344 (ASTM INTERNATIONAL, 2016), que determina a taxa de compressão de 1 mm/min, flexão em 3 pontos por cilindros.

A norma classifica o tipo de dano do compósito. A Figura 28 ilustra os modos de fratura do compósito em ensaio de cisalhamento interlaminar.

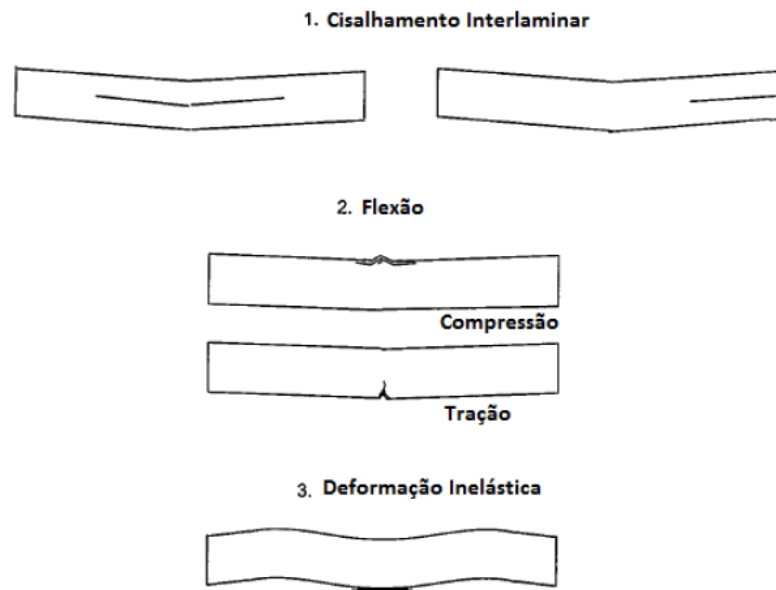


Figura 28 - Modos de falha de cisalhamento interlaminar. Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 2016)

3.13 VOLUME DE FIBRA

Dos corpos de provas ensaiados por tração, foram cortadas amostras para a determinação do volume de fibras em porcentagem realizando o ensaio pela queima de matriz, seguindo a norma da ASTM D2584 (ASTM INTERNATIONAL, 2020b). O compósito tem sua massa determinada ao ar e após a queima da matriz a fibra é pesada. O conteúdo de fibra pode ser dado através da equação (1).

$$V_f = \frac{M_{fibra}/\rho_{fibra}}{M_{compósito}/\rho_{compósito}} \quad (1)$$

Sendo:

M_{fibra} é a massa total da fibra em gramas após a queima da matriz;

$M_{compósito}$ é a massa total do compósito após;

ρ_{fibra} é massa específica da fibra determinado pelo fabricante;

$\rho_{compósito}$ é a massa específica do compósito obtida do ensaio (ASTM D792);

3.14 VOLUME DE VAZIOS

Ainda dos corpos de provas ensaiados no item 3.11, foram retirados corpos de provas menores para de determinar o volume de vazios. A massa específica do compósito é semelhante a metodologia utilizada em materiais sólidos da ASTM D792 (ASTM INTERNATIONAL, 2020a). Nesse procedimento a amostra é pesada ao ar e posteriormente submersa em água destilada, suspensa por equipamento próprio para determinação de densidade por princípio de Arquimedes. A massa específica pode ser determinada conforme equação (2).

$$\rho_{compósito} = \frac{M_a}{M_a - M_b} \times 0,9975 \quad (2)$$

Sendo:

$\rho_{compósito}$ é a massa específica do compósito

M_a é a massa da amostra ao ar em g;

M_b é a massa aparente da amostra completamente imersa em água destilada

0,9975 é a massa específica da água destilada a 23°C em g/cm³

Sabendo-se que a soma dos volumes de matriz, vazio e fibra é igual à unidade, de acordo com a equação (3), é possível determinar o volume de fibra, matriz e vazios.

$$V_{fibra} + V_{matriz} + V_{vazios} = 1 \quad (3)$$

O volume de vazios é determinado em função dos dados obtidos nos ensaios de densidade e volume de fibras, calculados de acordo com a equação (4).

$$V_{vazios} = 1 - \frac{\left(\frac{M_{fibra}}{\rho_{fibra}}\right) + \frac{(M_{compósito} - M_{fibra})}{\rho_{matriz}}}{M_{compósito}/\rho_{compósito}} \quad (4)$$

Sendo:

ρ_{matriz} é massa específica da matriz determinado pelo fabricante;

A Figura 29 mostra o processo de aferição de massas seca e massa molhada do compósito.



Figura 29 - Ensaio de densidade por princípio de Arquimedes. a) massa seca. b) massa molhada. Fonte: Autor (2025)

3.15 MICROSCOPIA ÓPTICA

A microscopia óptica foi realizada por estereoscópio Feldmann Wild F2L-SM7 7.5 com câmera acoplada do modelo Olympus SZ6 e software Micrometrics SE Premium em corpos de provas após a consolidação e posterior ao ensaio de cisalhamento no plano.

A microscopia óptica permitiu observar a qualidade da impregnação da matriz polimérica na fibra de vidro, bem como a homogeneidade da distribuição da resina após o processo de consolidação. Foram avaliadas regiões críticas dos corpos de prova, como bordas e zonas próximas à superfície de fratura, buscando identificar eventuais descontinuidades, porosidades ou regiões com falhas de adesão fibra-matriz. Essas análises são essenciais para

correlacionar o desempenho mecânico obtido nos ensaios de cisalhamento com as características microestruturais observadas.

Além disso, a técnica possibilitou a identificação de mecanismos de falha predominantes. As imagens capturadas foram analisadas qualitativamente e servirão como subsídio para discutir a influência do processo de impregnação e consolidação na resistência interlaminar do compósito. Dessa forma, a microscopia óptica complementa os ensaios mecânicos, fornecendo uma visão mais abrangente sobre a eficiência do processo de produção do semipreg e a integridade estrutural do material.

4. RESULTADOS

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO TECIDO DE FIBRA DE VIDRO

A fibra de vidro utilizada é uma urdura EWR200, que consiste em uma malha bidimensional de orientação 0°/90°. A fornece informações sobre o material. A Tabela 5 apresenta detalhes do tecido de fibra de vidro.

Tabela 5 – Propriedades do tecido de fibra de vidro utilizada no experimento. Fonte: Autor (2024)

Fibra de Vidro	Gramatura (g/m²)	Resistência a Tração (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Tolerância (%)	Referência
EWR200	200	3,450	90	±8	(NMG COMPOSITES, 2010)

4.2 ANÁLISE TGA

A TGA do ABS demonstra a degradação à medida que a temperatura aumenta, em que a massa do termoplástico reduz quanto mais energia a esse é aplicada. A partir de 350 °C, uma quantidade significativa de matéria se perde, apontando sua degradação, bem exemplificado na Figura 30. A curva em vermelho é a análise termogravimétrica diferencial, em que o pico mínimo se relaciona com a temperatura máxima de volatilidade, que é onde o material perde massa com maior velocidade.

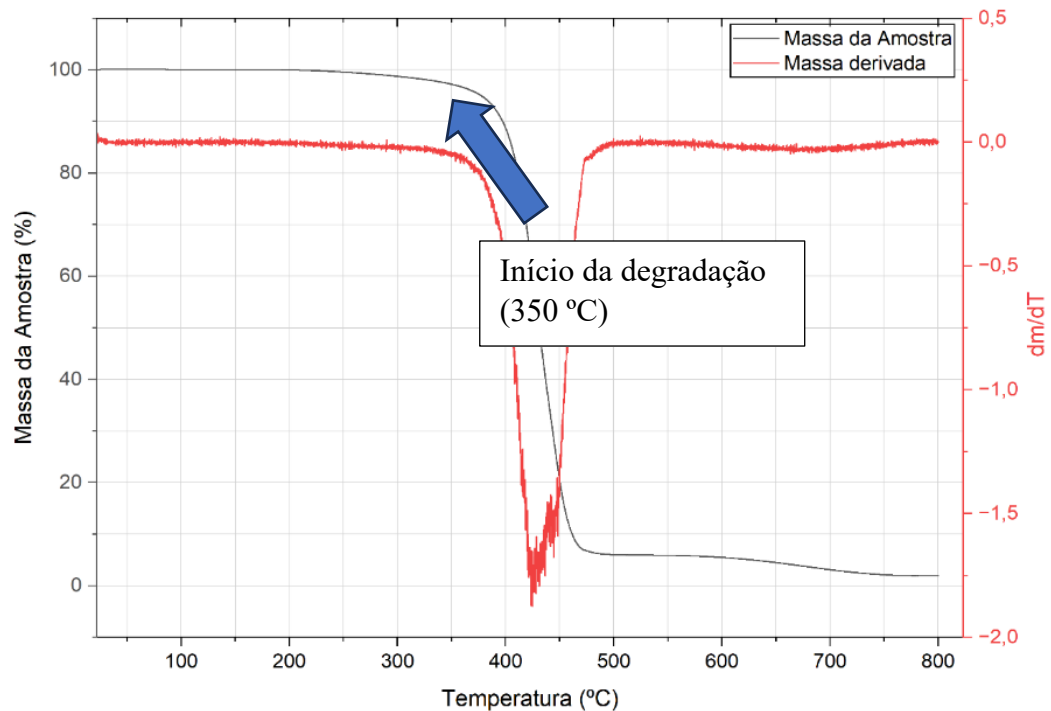


Figura 30 - Curva da TGA do ABS. Fonte: Autor (2025)

Os resultados apresentados mostram que o material utilizado na fabricação das amostras apresenta características físicas coerentes com as especificações de outros trabalhos (ALONSO, LÁZARO, *et al.*, 2023, YANG, 2000), uma vez que a perda de massa se deu mais proeminentemente à 375 °C. A degradação do ABS envolve principalmente a quebra de cadeias do butadieno por ser mais sensível ao calor, seguido da degradação da acrilonitrila e de estireno. A temperatura em que ocorre a perda 5% da massa é usada como critério para avaliar o início da degradação (POLLI, PONTES, *et al.*, 2009). A equação (5) apresenta o cálculo para a perda de massa.

$$Perda_{massa} = 100\% \times \frac{Massa_{temperatura}}{Massa_{inicial}} \quad (5)$$

Sendo:

$Massa_{temperatura}$ é a massa do ABS à uma dada temperatura;

$Massa_{inicial}$ é a massa da amostra de ABS à temperatura ambiente;

4.3 ANÁLISE DSC

O resultado da análise de DSC da amostra do ABS foi capaz de identificar os principais fenômenos físicos decorrente do ciclo térmico, como a faixa de fusão e a faixa de temperatura de transição vítrea. Essa região é caracterizada por uma mudança de capacidade calorífica do material, associada ao aumento da mobilidade das cadeias poliméricas. A partir da Figura 31, pode-se identificar os dados relativos às temperaturas e entalpias de fusão e transição vítrea, os quais são determinantes para a definição dos parâmetros de processamento. Por ser um copolímero amorfo, este não apresenta uma de temperatura de fusão específica, mas uma faixa de temperatura de transição vítrea entre 100°C e 110°C. As faixas de temperaturas encontradas são inteligíveis com outros trabalhos da literatura (PEYDRO, JUAREZ, *et al.*, 2013, POUR, HASSAN, *et al.*, 2016)

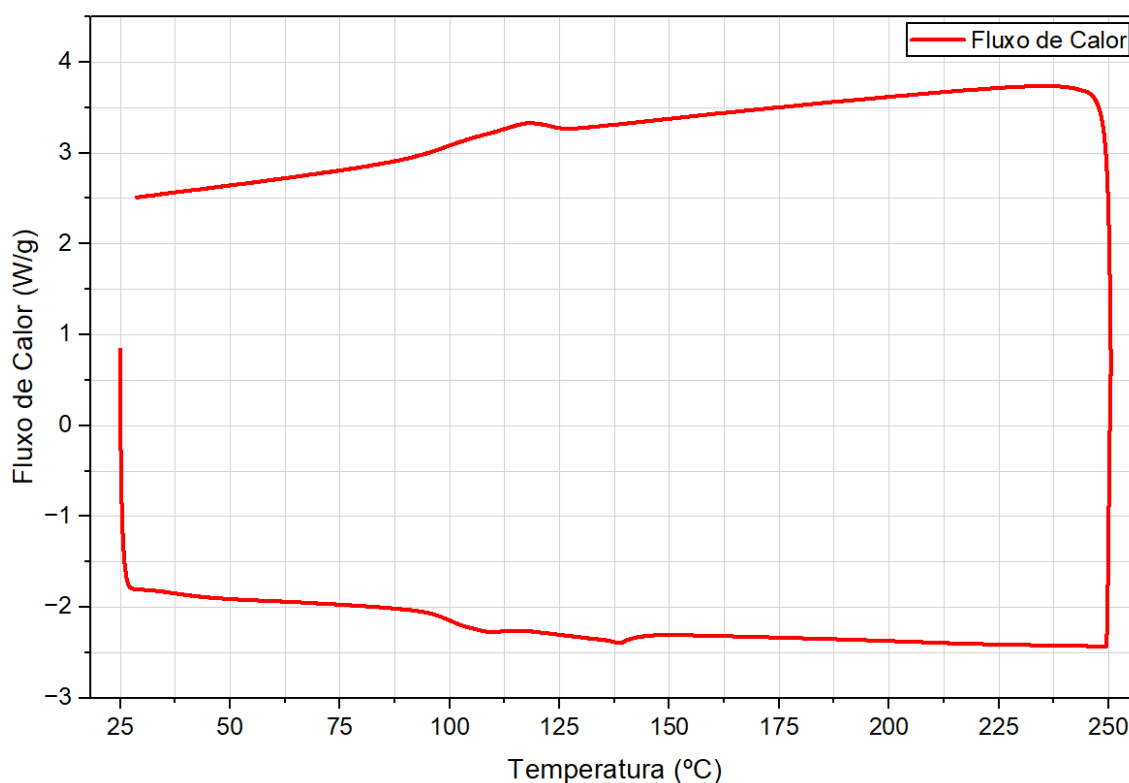


Figura 31 - Curva de DSC da amostra do ABS. Fonte: Autor (2025)

A análise térmica realizada por Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) sobre a amostra de ABS permitiu identificar os principais eventos térmicos relacionados ao comportamento físico do material frente ao aquecimento. O ABS, por ser um copolímero amorfo com regiões parcialmente cristalinas, apresenta características híbridas que são refletidas nos resultados da curva de DSC.

Durante o ensaio, foi possível identificar duas regiões críticas: a faixa de temperatura de transição vítrea (T_g), observada entre 100 °C e 110 °C, e a faixa atribuída à relaxação térmica, situada entre 100 °C e 140 °C, embora com natureza mais complexa devido à ausência de cristalinidade total no material. A transição vítrea é marcada por um deslocamento na linha base da curva de DSC, evidenciado por uma mudança na capacidade calorífica (C_p), refletindo o aumento da mobilidade das cadeias poliméricas amorfas.

A análise da curva revela ainda um platô seguido por uma queda abrupta do fluxo de calor próximo aos 220 °C, o que pode estar associado ao início da decomposição de um de seus monômeros constituintes, como o butadieno, menos termicamente estável.

4.4 VISCOSIDADE DO ABS DILUÍDO POR REOMETRIA DE TORQUE

A partir da Tabela 4, a análise de viscosidade do ABS diluído em Acetona HPLC é apresentada no Figura 32.

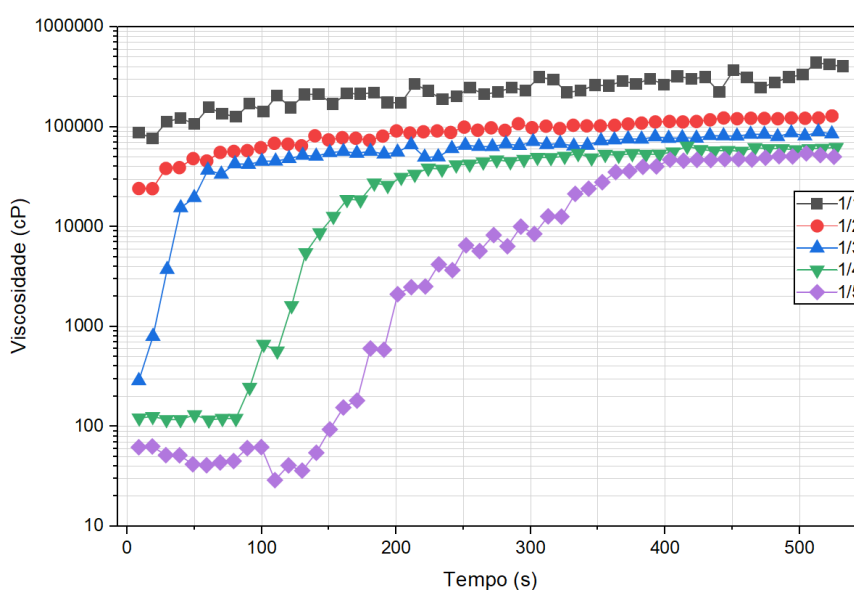


Figura 32 - Análise reológica do ABS diluído em solvente. Fonte: Autor (2025)

A partir de determinado ponto, observa-se que a viscosidade se mantém constante em todos os ensaios. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato de que, para que o polímero retorne ao seu estado original, é necessária a evaporação completa do solvente. No entanto, parte da acetona fica retida no interior do material devido à solidificação prematura das bordas,

que selam a superfície e impedem a saída do solvente restante. Como resultado, uma fração do solvente permanece aprisionada no interior da amostra, levando à estabilização da viscosidade.

Dos resultados da reometria, a partir da viscosidade inicial antes da evaporação da acetona, pode-se formar o Figura 33, que apresenta uma curva de tendência de viscosidade do ABS diluído em diversas proporções de acetona.

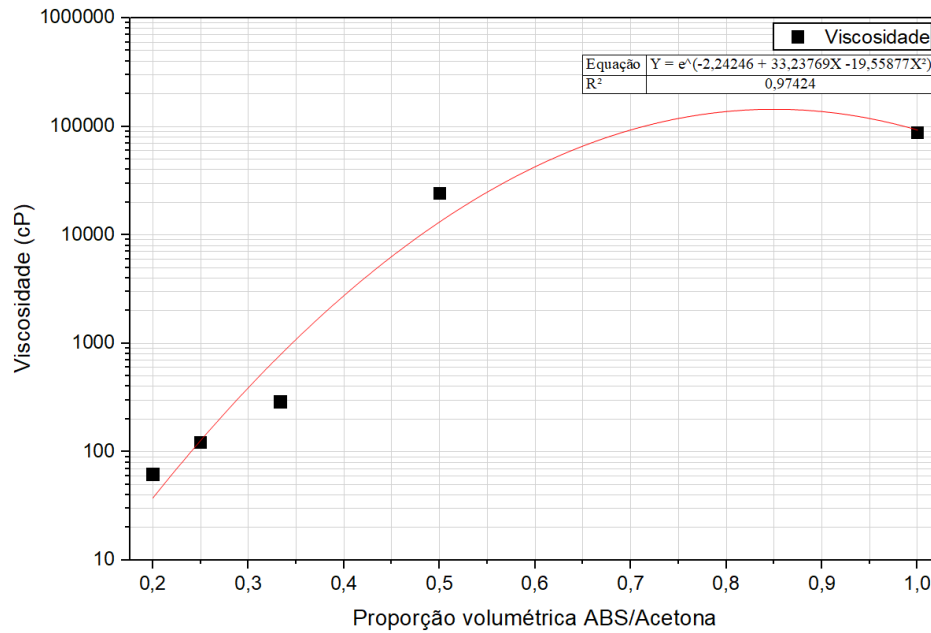


Figura 33 - Curva de tendência da viscosidade do ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025)

Da curva de tendência, podemos escrever a equação (6) e definir a viscosidade da solução com base no volume do ABS e da Acetona.

$$\eta = e^{-2,24246 + 33,23769\left(\frac{V_{ABS}}{V_{Acetona}}\right) - 19,55877\left(\frac{V_{ABS}}{V_{Acetona}}\right)^2} \quad (6)$$

Sendo:

η é a viscosidade da solução (cP);

V_{ABS} é o volume do ABS;

$V_{Acetona}$ o volume da acetona;

4.5 VISCOSIDADE DO ABS A PARTIR DO AQUECIMENTO

A viscosidade do ABS em diferentes temperaturas pode ser determinada usando um reômetro de torque de câmara fechada. Este equipamento permite que se verifique como o polímero age em condições de processamento simuladas. Neste caso, não possuímos este equipamento, mas pode-se recorrer a dados publicados para obter as informações específicas. Muitos estudos no campo mostram curvas de viscosidade para ABS com base na temperatura.

Pesquisas anteriores apontam que a viscosidade do ABS tende a diminuir conforme a temperatura aumenta. Isso acontece porque as cadeias do polímero amolecem, fazendo com que o material flua mais. Essa relação é importante em processos como moldagem por injeção. Aqui, a viscosidade tem um impacto direto em quão bem o material preenche o molde. Também afeta a qualidade da superfície e a resistência estrutural da peça final.

Usar dados de estudos sobre a viscosidade do ABS sob várias condições de teste ajuda a fazer uma estimativa confiável para configurações de processamento comuns. Em alguns casos, estudos de fluxo aprofundados também analisam como as mudanças no ABS, e como adicionar amaciantes ou enchimentos, o afetam. Isso é essencial para acertar as coisas para usos específicos.

A Figura 34 apresenta a variação da viscosidade do ABS em função da temperatura. Observa-se que, a 190 °C, o polímero apresenta viscosidade em torno de 4 milhões de cP, enquanto a 220 °C esse valor se reduz para pouco mais de 2 milhões de cP e a 240 °C a viscosidade é de aproximadamente 1,9 milhões de cP. Essa queda expressiva demonstra o comportamento típico de termoplásticos, cuja viscosidade diminui de forma acentuada com o aumento da temperatura, favorecendo o escoamento e a impregnação da fibra durante o processamento. Tal característica é de grande relevância na fabricação de semipregs, uma vez que a redução da viscosidade facilita a permeação da resina pela trama da fibra de vidro, melhorando a qualidade final do compósito.

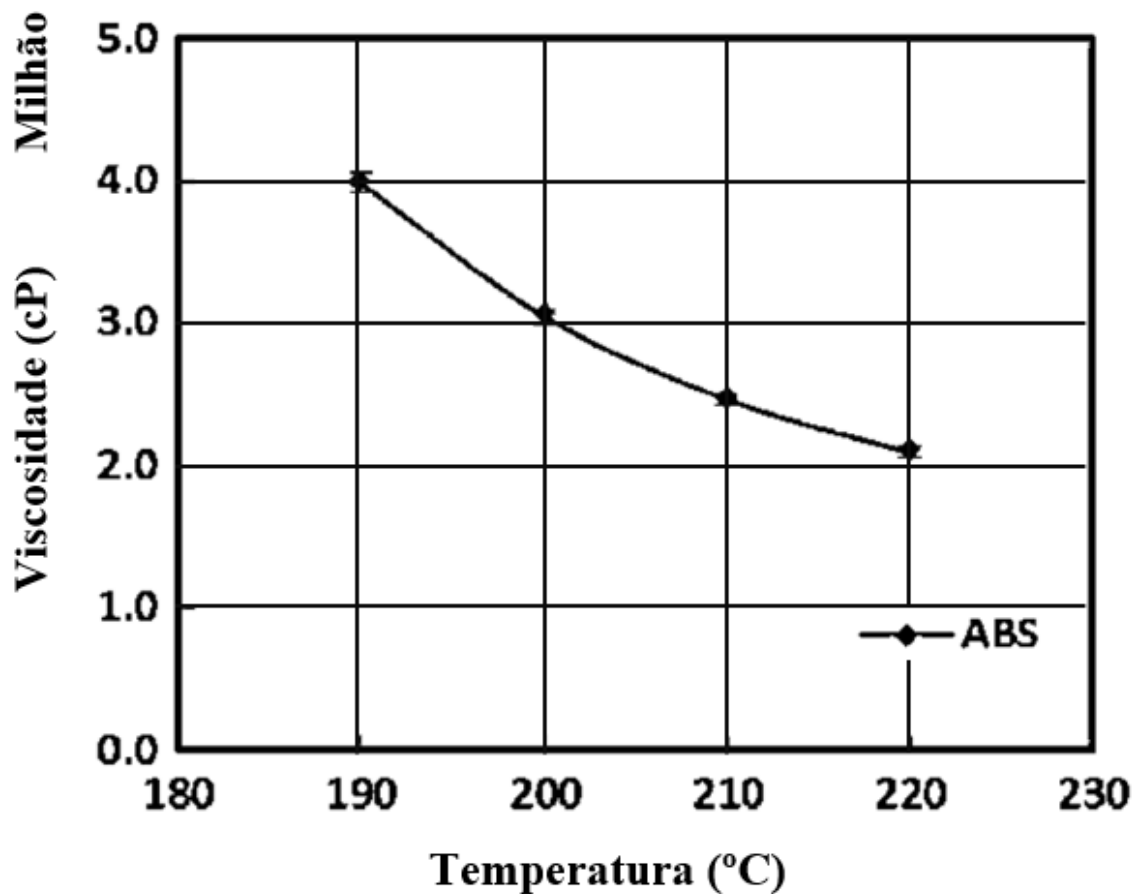


Figura 34: Viscosidade do ABS com temperatura variando de 190°C até 220°C.
 Fonte:(HWANG, REYES, *et al.*, 2015)

Em estudos utilizou um arranjo experimental de fluxo radial para medir as permeabilidades insaturada e saturada de cinco tipos diferentes de tecidos de fibra de vidro, observando como a saturação da fibra afeta o fluxo da resina. Os resultados mostraram que a relação entre as permeabilidades insaturada e saturada variou entre 0,9 e 1,42, dependendo do tipo de tecido e da fração de volume de fibras (BOUBAKER, WIJAYA, *et al.*, 2024). Fibra de vidro apresenta tempos de infusão mais longos em comparação a fibra natural, indicando uma resistência maior à permeação da resina, evidenciando que a fibra de vidro pode oferecer obstáculos à permeação da resina termoplástico, com a viscosidade da resina desempenhando um papel crucial (PERALTA-ZURITA, JIMENEZ-PEREIRA, *et al.*, 2021).

A viscosidade do ABS diluído em acetona pode ser muito inferior ao ABS aquecido, podendo atingir patamar próximo ao da acetona, enquanto o aquecimento é limitado por sua degradação, atingindo valores de viscosidade extremamente altos para se trabalhar com compósitos (MORITZ, PRÉVOST, *et al.*, 2023).

4.6 MEDIÇÃO DO ÂNGULO DE CONTATO DO ABS DILUÍDO EM ACETONA

A acetona, por ser altamente volátil, evapora rapidamente, dificultando imagens de qualidade, mas com tempo suficiente para gerar a medição do ângulo de contato. A Figura 35 mostra o experimento da medição de ângulo de contato em proporções diferentes de ABS/Acetona.

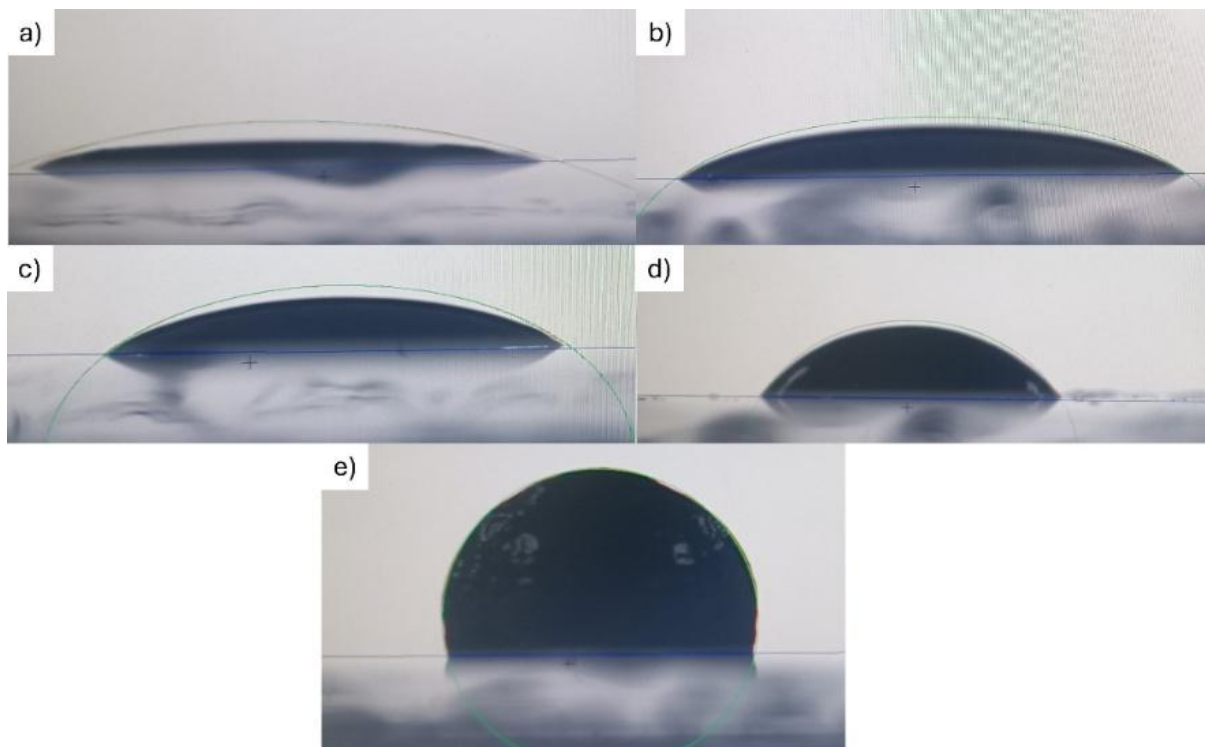


Figura 35 - Medição do ângulo de contato de amostras de ABS diluídos em acetona em diferentes proporções volumétricas. a) 1 ABS/5 Acetona b) 1 ABS / 4 Acetona c) 1 ABS/3 Acetona d) 1 ABS/2 Acetona e) 1ABS/ 1 Acetona. Fonte: Autor (2025)

A medição do ângulo de contato é uma técnica amplamente utilizada para caracterizar a molhabilidade e a energia superficial de materiais sólidos frente a líquidos. No contexto de materiais compósitos, especialmente aqueles à base de termoplásticos, esse tipo de análise fornece informações valiosas sobre a interação entre fases, adesão interfacial e comportamento de espalhamento de solventes e resinas na matriz polimérica.

As medições dos ângulos de contato antes do início da evaporação da acetona são apresentadas no Figura 36, com sua linha de tendência.

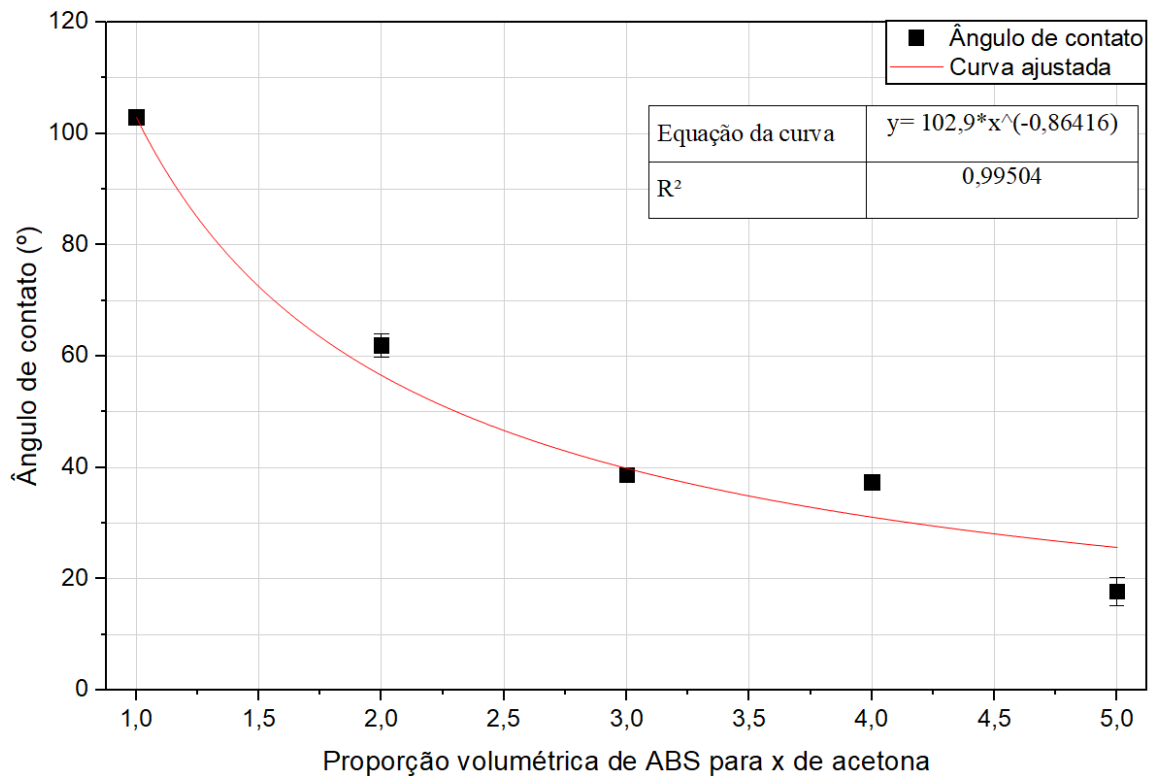


Figura 36 – Linha de tendência do ângulo de contato do ABS diluído em acetona. Fonte: Autor (2025)

Da linha de tendência, podemos escrever a equação (7) e definir a viscosidade da solução com base no volume do ABS e da Acetona.

$$\text{Ângulo } [^\circ] = 102,9(V_{\text{Acetona}})^{-0,86416} \quad (7)$$

Sendo:

V_{Acetona} é o volume de acetona vezes um volume fixo de ABS.

A análise do ângulo de contato é crucial no desenvolvimento de compósitos estruturais, pois está diretamente relacionada à molhabilidade da matriz sobre a fibra. Um bom espalhamento da resina (baixa tensão superficial e baixo ângulo de contato) favorece a adesão interfacial, o que se traduz em melhores propriedades mecânicas, térmicas e de resistência ao impacto do compósito final (ATMAKURI, KOLLI, *et al.*, 2022, LIU, Fuyao, SHI, *et al.*, 2018). Além disso, a modulação da proporção ABS/acetona pode ser estrategicamente utilizada para

ajustar a viscosidade da solução durante a impregnação das fibras, impactando diretamente na qualidade do semipreg gerado.

Os dados obtidos confirmam que o aumento da fração de acetona na solução promove uma redução sistemática do ângulo de contato, o que é indicativo de maior molhabilidade. Esse comportamento pode ser aproveitado na fabricação de semi-impregnados com controle de espessura de filme e qualidade de adesão fibra/matriz. Portanto, a medição do ângulo de contato emerge como dado essencial para o ajuste fino de formulações poliméricas na engenharia de compósitos.

4.7 PROCESSAMENTO DO COMPÓSITO

4.7.1 MÉTODO DE PRESSÃO E AQUECIMENTO

As aplicações que envolvem materiais compósitos reforçados por malhas de fibra de vidro e matriz termoplástica dependem da inabilidade da matriz de permear a malha, ainda que sob alta pressão e elevada temperatura, e isso se deve a uma série de fatores. Isso está ligado a alta viscosidade do polímero aquecido, que como visto no capítulo 4.5, se demonstra alto para aplicações onde a malha oferece obstáculos para uma permeação eficiente (VALENTE, ROSSITTI, *et al.*, 2023).

Ainda que aplicado à temperatura limítrofe da degradação de 240 °C e a uma pressão de 100 toneladas/m², o material apresentou uma excessiva viscosidade, sendo incapaz de permear e penetrar a manta de fibra, a deixando seca (DEI SOMMI, LIONETTO, *et al.*, 2023).

A fibra de vidro possui uma estrutura complexa de filamentos que formam uma rede rígida e porosa. A orientação e o diâmetro dessa fibra fornecem resistências mecânicas e dificultam a penetração do termoplástico, pois o polímero precisa se ajustar ao redor das fibras para se infiltrar de alguma forma. Em mantas com fibras mais alinhadas ou compactas, o polímero passa com ainda mais dificuldade, porque as fibras criam uma barreira física que impede a penetração efetiva (WANG, Ye, HANSEN, *et al.*, 2021).

A compatibilidade química entre a superfície da fibra de vidro e o termoplástico desempenham papel fundamental. A tensão superficial entre o polímero e a fibra pode impedir a formação de uma boa interface de molhabilidade, que é essencial para termoplástico molhar a superfície da fibra e se espalhar. Em muitos casos, os polímeros necessitam de agentes

acoplantes, como silanos, para aumentar essa interface, mas a molhabilidade ainda pode não ser suficiente para garantir a impregnação total (TURON, COSTA, *et al.*, 2007).

Alta temperatura e pressão visam reduzir a espessura e aumentar o fluxo do termoplástico, mas existem limites práticos. Muita pressão pode danificar o equipamento e a própria estrutura composta, enquanto muito calor pode levar à quebra térmica do polímero. Mesmo sob condições típicas de processamento, o termoplástico não flui o suficiente para preencher completamente a manta de fibra de vidro (UNGERMANN, KUHNLE, *et al.*, 2019).

O processo proposto não foi eficiente pois o reforço em ABS foi incapaz de permear a fibra de vidro, deixando áreas secas e uma estrutura frágil, incapaz de ser ensaiada. O resultado desse processo é demonstrado na Figura 37.



Figura 37 - Resultado da consolidação por pressão e temperatura Fonte: Autor (2025)

4.7.2 MÉTODO POR SUBMERSÃO

A solução escolhida, com uma razão volumétrica de uma parte de ABS para cinco partes de acetona, foi elaborada para formar uma viscosidade de 90Cp, de acordo com a curva de tendência do **Erro! Fonte de referência não encontrada.** para permitir preencher totalmente os vazios da fibra de vidro. A acetona também atua como um solvente eficiente do ABS, reduzindo sua viscosidade inicial e garantindo que o polímero pudesse permear em todos os espaços do tecido. Em teoria, isso aumentaria a matriz para que fosse mais uniforme em torno

da interface fibra-matriz. No entanto, ao reconstituir a matriz, a diferença na densidade entre os constituintes se torna um problema que prejudica a uniformidade do composto.

O ABS, com uma massa específica de 1.04 g/cm^3 , tem uma densidade muito menor comparada à da fibra de vidro, com uma massa específica de aproximadamente 2.55 g/cm^3 . Isso resultou em uma segregação natural da fibra do ABS, que era especialmente evidente durante a evaporação do solvente de acetona. Mesmo após a acetona ter evaporado e o ABS tenha retornado ao seu estado sólido, a fibra ainda não está cercada pela matriz polimérica, o que se traduziu em um composto não homogêneo, inútil para fins estruturais.

Além disso, o fenômeno de segregação foi grandemente exacerbado pela natureza peculiar da dinâmica de evaporação do solvente. A acetona é uma substância volátil e, portanto, evapora rapidamente, o que pode levar à re-solidificação acelerada do ABS antes que o polímero tenha tempo de se espalhar adequadamente pelas fibras. Essa dinâmica cria um gradiente de concentração entre o ABS e a fibra, que, combinado com a diferença de densidade, impede o estabelecimento de uma interface sólida e robusta entre a matriz e o reforço. A rápida transição do estado líquido para o sólido no ABS durante o processo de evaporação compromete a interação interfacial do material com a fibra, o que promove uma estrutura frágil insuficiente em termos de adesão.

Outro fator limitante observado no curso da experimentação foi a incapacidade do ABS diluído de manter a fibra de vidro suspensa. Em situações em que a diferença de massa específica é substancial, as forças gravitacionais têm um efeito muito mais pronunciado no componente mais denso - neste caso, o ABS - promovendo a sedimentação deste último. Por outro lado, o ABS menos denso, tendo flutuado acima da fibra, criou uma camada menos firme, o que foi altamente prejudicial na fabricação de compósitos, pois a distribuição uniforme da matriz dentro do reforço é fundamental para garantir que o material resultante tenha estabilidade mecânica suficiente.

A Figura 38 mostra a segregação ocorrida entre a solução de ABS diluída e as fibras de vidro. Nota-se que todo o ABS, após a evaporação da acetona, emergiu separando as fibras da matriz.



Figura 38 - Resultado do método de submersão de fibra em acetona diluída Fonte: Autor (2025)

4.7.3 MÉTODO DE PRESSÃO EM MATRIZ DILUÍDA

A combinação dos procedimentos dos capítulos 4.7.1, sem o aquecimento da matriz termoplástica e 4.7.2, do ABS diluído foi claramente eficaz em criar uma matriz de ABS homogênea. A diluição 1/1,5 de ABS em acetona conservou a viscosidade ideal de aproximadamente 20000 cP para suspender o reforço de fibra de vidro, a fim de evitar sua dispersão ou sedimentação no material consolidado. Em outras palavras, a concentração de absoluto para acetona foi ajustada de forma crítica para manter um equilíbrio entre alto e baixo teor de viscosidade e permeabilidade. Assim, o ABS foi capaz de impregnar a fibra efetivamente, mantendo-a uniformemente dispersa no molde. Esse ajuste também auxiliou na prevenção do deslocamento da fibra do composto durante o processamento.

Por fim, o método desta pesquisa atribuiu ao compósito uma pressão de 30 toneladas/m², por 30 minutos. Esse parâmetro empírico não apenas permite que a matriz flua, mas também compacta na íntegra perfeitamente os interstícios da fibra. Como resultado, a integração entre a fibra e a matriz foi melhorada após a evaporação do ABS, o que melhorou a adesão interfacial. Após o pressionamento, o sistema reforço/matriz permaneceu no molde por 24 horas, permitindo que o ABS retornasse ao estado sólido.

A solidificação do ABS é possibilitado por meio da evaporação do solvente, levando o material ao estado sólido, onde ele cria uma matriz rígida em torno da fibra. A completa remoção do solvente residual é essencial para garantir a integridade e a estabilidade dimensional do material, conforme qualquer quantidade residual de acetona enfraqueceria as propriedades mecânicas do compósito e causaria distorções devido à expansão do solvente preso. O método de fabricação parece especialmente eficaz para alcançar resultados estéticos e de uniformidade estrutural. Sob inspeção visual, o compósito parece uniforme, denotando uma distribuição uniforme de matriz e uma superfície externa lisa e consolidada. A ausência de vazios ou segregações visíveis aparentam que os parâmetros de processo assistiram a uma boa interação da fibra de vidro com a matriz ABS, denotando uma aderência interfacial promissora e, com efeito, possíveis propriedades mecânicas superiores.

Em resumo, esta abordagem permitiu alcançar um compósito aparentemente bem consolidado, com excelentes propriedades estéticas e estrutura coesa, tornando-o possivelmente em um método viável e potencialmente vantajoso para aplicações que exigem um compósito uniforme e resistente. A escolha criteriosa dos parâmetros de viscosidade, pressão e tempo de consolidação evidenciou-se como um ponto crítico para a produção de compósitos de qualidade, revelando a importância de um controle preciso de cada etapa do processo para assegurar a integridade e o desempenho do material final.

4.8 RESULTADO DO CISALHAMENTO INTERLAMINAR

No cisalhamento interlaminar, o corpo de prova é apoiado em dois pontos e sofre uma carga em seu centro. O objetivo é medir a resistência ao cisalhamento entre as camadas do compósito. Os corpos de provas que possuíam 10 mm de largura e 5 mm de espessura e foram apoiados com 20 mm de distância, uma vez que a norma (ASTM INTERNATIONAL, 2016) exige que a distância entre os apoios seja quatro vezes maior que a espessura do corpo a ser ensaiado.

Os ensaios foram interrompidos antes que o corpo de prova tocasse nos suportes inferior, como ilustrado na Figura 39. Quando o corpo de prova toca o apoio, há uma anomalia na medição, resultando em resultados espúrios.

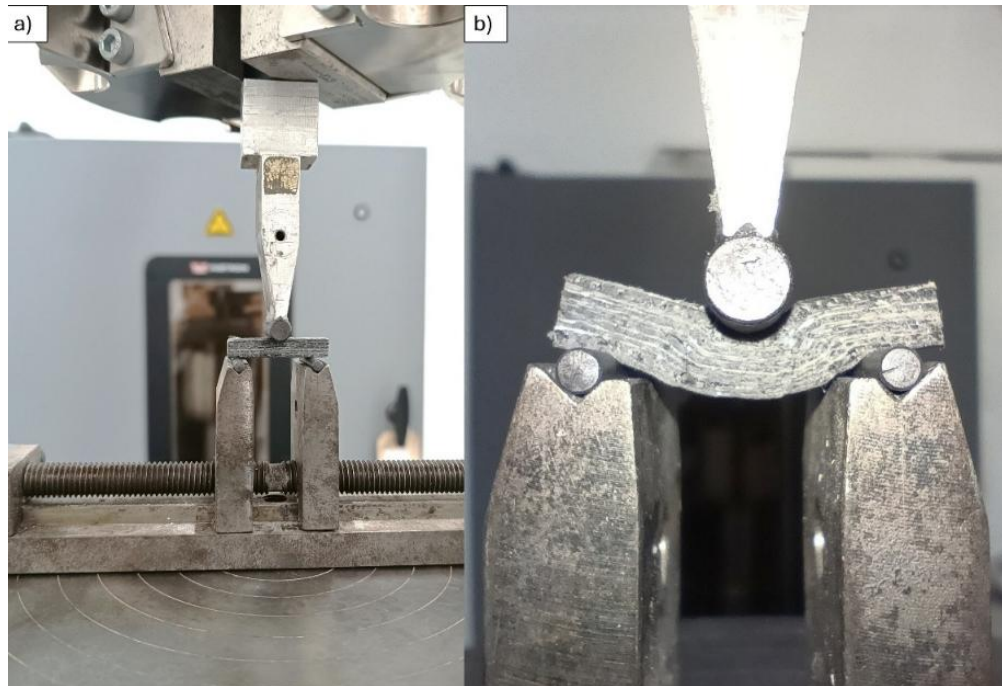


Figura 39 - Ensaio de cisalhamento no plano. a) Antes do ensaio b) Ensaio interrompido por tocar no suporte. Fonte: Autor (2025)

O corpo de prova 3 tocou o suporte, causando uma anomalia na leitura. No entanto, o comportamento de todos se mostrou homogêneo, como ilustrado na Figura 40.

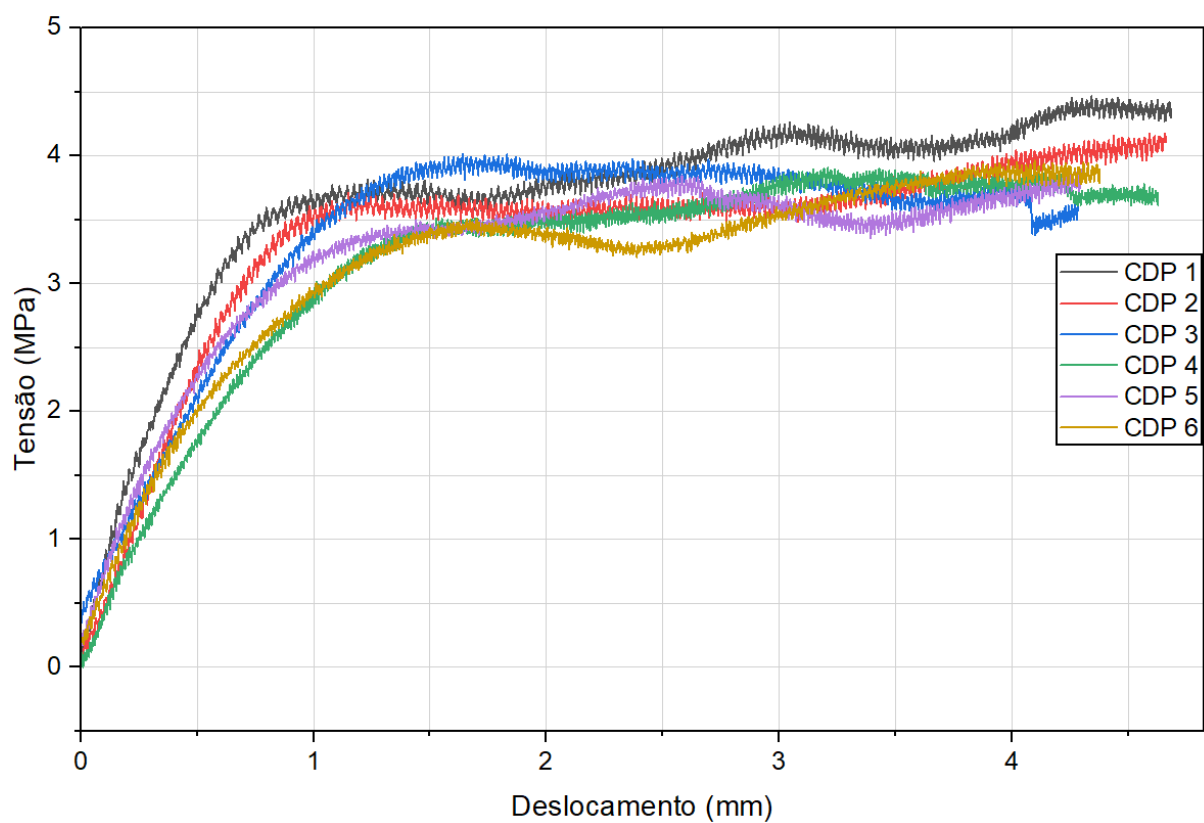


Figura 40 - Curva de Deformação por tensão do ensaio de cisalhamento no plano. Fonte: Autor (2025)

A deformação do corpo de prova foi inelástica, representando um fenômeno de significativa relevância para a compreensão do comportamento mecânico sob solicitações além do regime elástico. Este tipo de deformação está associado à dissipação de energia por mecanismos irreversíveis, como deslocamento interfacial entre matriz e reforço (DHANDAPANI, KRISHNASAMY, *et al.*, 2023, ZAHID, NASIR, *et al.*, 2019).

No trabalho de Dhandapani (DHANDAPANI, KRISHNASAMY, *et al.*, 2023), em um compósito de fibra de vidro e matriz de ABS produzido através do processo de FDM, em que a matriz é aquecida, encontrou-se um valor médio de 210 N para um deslocamento de 4mm, que em comparação com este trabalho, encontrou-se uma força média de 340N para o mesmo deslocamento, um aumento de resistência de 61,2%.

Observou-se que a incorporação de fibra de vidro do ABS proporciona um aumento da rigidez inicial e da resistência a tração do material. Contudo, à medida que o carregamento mecânico excede o limite elástico do sistema, a resposta inelástica se manifesta de forma diferenciada em relação ao polímero puro. A presença de fibras, que atua como uma barreira à propagação de deformações homogêneas, a matriz ABS sofre redistribuições locais de tensão que culminam em deformação plástica em regiões específicas, enquanto as fibras resistem predominantemente por tensões axiais.

4.9 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

Os ensaios de resistência à tração foram realizados para avaliar o comportamento do compósito submetido a esforço de tração. O resultado do ensaio de resistência à tração é apresentado na Tabela 6. Para compósitos bidirecionais, a aderência entre fibra e matriz afeta diretamente a resistência mecânica e o módulo elástico apresentado.

Tabela 6 - Resultados obtidos do ensaio estático de tração Fonte: Autor (2024)

Corpo de Prova	Deformação Máxima (mm)	Força Máxima (N)	Tensão Máxima (MPa)	Módulo de elasticidade [GPa]
CDP 1	0,2	6548	83,95	21,0
CDP 2	0,4	7582	97,20	12,2
CDP 3	0,3	7907	101,37	16,9
CDP 4	0,4	6397	92,01	11,5
CDP 5	0,4	7712	102,28	13,0
CDP6	0,1	6692	85,80	42,9

A Tabela 7 apresenta valores médios da resistência a tração e do módulo de elasticidade.

Tabela 7 - Resultados médio de resistência à tração e módulo de elasticidade

Resistência a tração [MPa]	Módulo de elasticidade [GPa]
$97,8 \pm 7,7$	$19,6 \pm 11,6$

A Figura 41 ilustra a curva tensão-deformação obtida para os diferentes corpos de provas ensaiados.

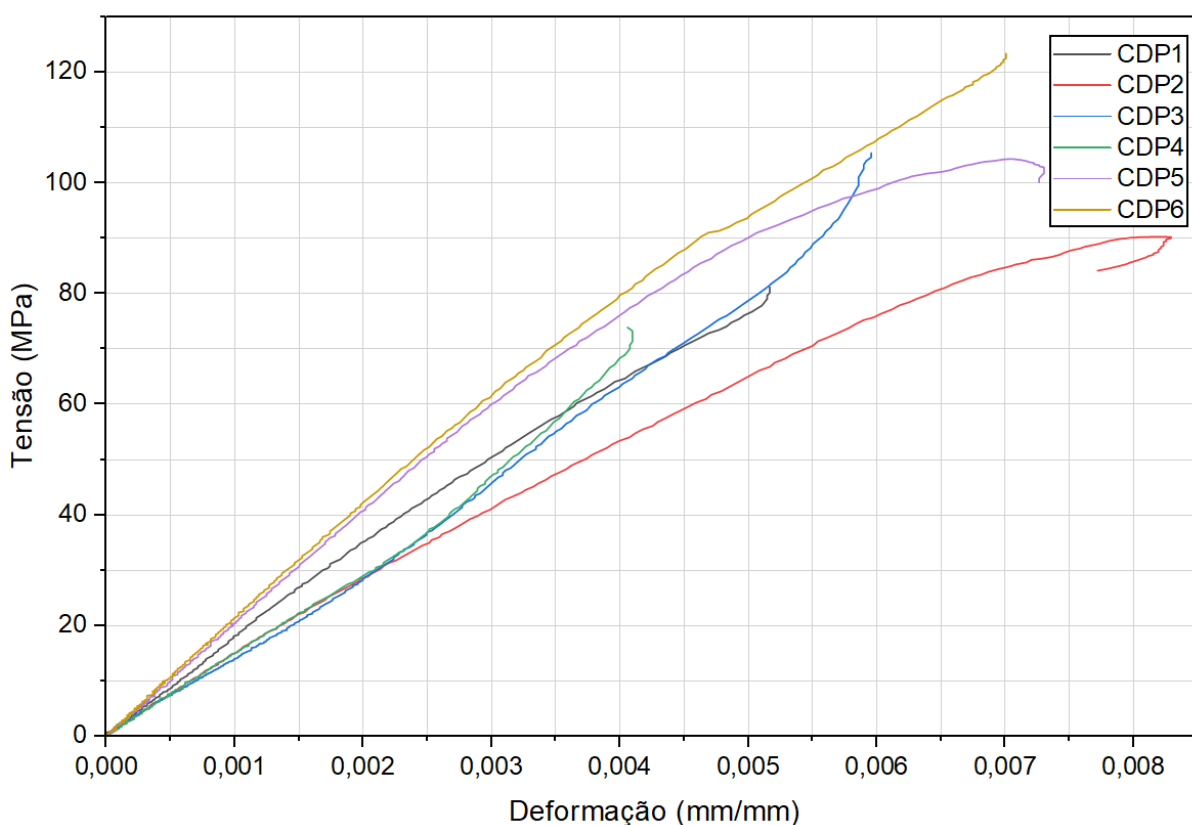


Figura 41 - Curva de tensão-deformação dos corpos de provas ensaiados Fonte: Autor (2025)

Após a ruptura de algumas fibras, são apresentadas reduções instantâneas de tensão até a ruptura final (LINGA, BALLONE, *et al.*, 2015). Nota-se que o comportamento do compósito segue um regime quase-linear até a região de escoamento, apresentando um platô e subsequente queda abrupta de tensão, que coincide com a delaminação interlaminar e ruptura parcial dos feixes de fibras. Esta transição evidencia a perda de aderência entre matriz e reforço, fator crítico que afeta a tenacidade e a resistência final do compósito.

Durante os ensaios, as camadas de fibras se descolaram e feixes se romperam, tanto na superfície quanto no interior, impedindo que o ensaio se realizasse até a ruptura total. A situação

descrita é apresentada na Figura 42. A falha não ocorre de maneira homogênea, sendo iniciada por microfraturas e delaminações que se propagam de forma instável, impedindo a ruptura completa e contínua da amostra. Tal comportamento é típico de compósitos com tecidos bidirecionais, em que as fibras orientadas transversalmente à tração não contribuem significativamente para a resistência. Estudos específicos com o sistema vidro/ABS confirmam que a natureza da matriz termoplástica e a adesão na interface são determinantes para este modo de falha complexo (DIVAKAR H, R NAGARAJA, *et al.*, 2015).

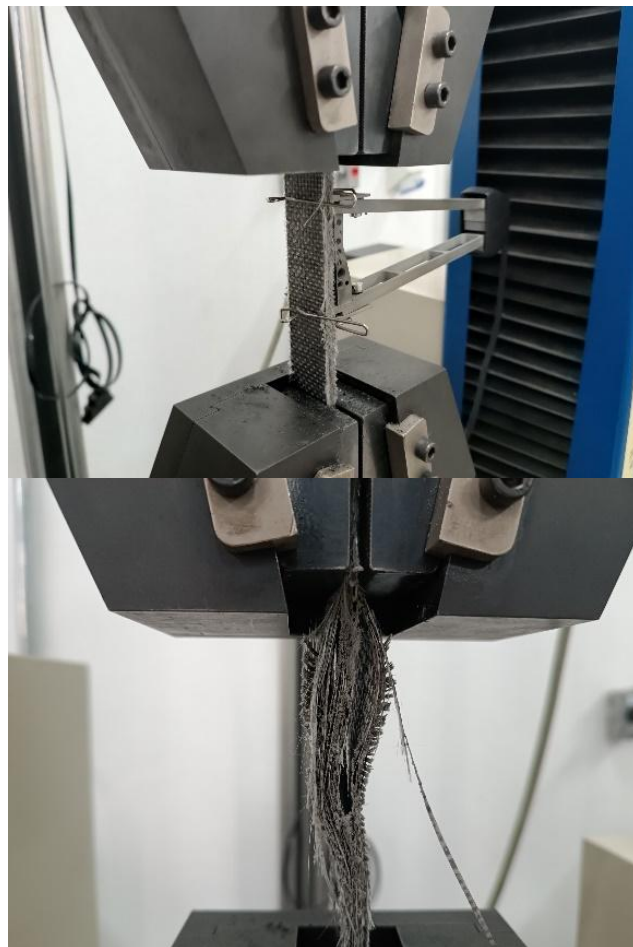


Figura 42 - Ensaio de tração e descolamento das malhas Fonte: Autor (2024)

A análise comparativa de outros trabalhos que utilizam compósitos poliméricos reforçados, revela variações significativas nas propriedades mecânicas em função do tipo de reforço e matriz empregados. No estudo de Maqsood (MAQSOOD, RIMAŠAUSKAS, 2021), compósitos de PLA reforçados com fibra de carbono contínua (PLA-CCF) produzido por FDM demonstraram uma resistência à tração de 245.40 ± 0.14 MPa e um módulo de elasticidade de 25.94 ± 0.47 GPa, superando as formulações com fibra de carbono curta (PLA-SCF) e a matriz pura de PLA. Em contraste, o trabalho de Saeed (SAEED, MCILHAGGER, *et al.*, 2022) com

poliamida reforçada com fibra de carbono contínua (15% em volume), também produzida por FDM, reportou uma resistência à tração notavelmente superior de 655.94 ± 77.91 MPa e um módulo de elasticidade de 77.91 GPa. Em comparação, o compósito desenvolvido neste trabalho utilizando tecido de fibra de vidro e matriz de ABS, apresentou uma resistência à tração de $97,8 \pm 7,7$ MPa e um módulo de elasticidade de $19,6 \pm 11,6$ GPa. Este resultado se posiciona entre os valores mais baixos dos compósitos de fibra de carbono-PLA e significativamente abaixo dos compósitos de fibra de carbono-poliamida, o que pode ser atribuído às diferenças inerentes nas propriedades mecânicas das fibras de vidro versus fibras de carbono, bem como às características da matriz de ABS em comparação com PLA e poliamida.

4.10 VOLUME DE VAZIOS

Separados três corpos de provas para o ensaio de volume de vazios, tendo a medida sua massa em seco e após a queima da matriz, pode-se determinar a massa de ABS. Do processo descrito no capítulo 3.14, determinou-se o volume de vazios dos corpos de provas, apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 - Massas dos compósitos e volume de vazios calculados

Corpo de Prova	Massa Fibra [g]	Massa ABS [g]	Massa Compósito [g]	Volume de Vazios [%]
CP1	2,344	0,233	2,578	43,58%
CP2	2,726	0,278	3,004	42,57%
CP3	2,651	0,254	2,905	44,86%

O volume de vazios aceitável em materiais compósitos de fibra de vidro varia conforme a aplicação e os requisitos de desempenho. Em muitos casos, o limite para materiais aeroespaciais, por exemplo, é estabelecido em torno de 2,5%, já que volumes de vazios mais altos podem comprometer as propriedades mecânicas, como resistência e rigidez. Esse limite tem sido identificado como uma prática comum em materiais compósitos destinados a aeronaves, onde é fundamental garantir integridade estrutural e desempenho (HASSAN, OTHMAN, *et al.*, 2013). Foram separados 3 corpos de provas para a determinação dos vazios. Apesar de seu aspecto superficial consolidado, o volume de vazios foi excessivo.

Vazios são indesejáveis porque enfraquecem a matriz do compósito, reduzem a rigidez, aumentam a permeabilidade e atuam como pontos de início de fratura sob tensão. Além disso, vazios maiores que 5% frequentemente indicam problemas no processo de fabricação, como

insuficiência de resina ou bolhas de ar, e podem exigir ajustes para manter a qualidade do material final (HAO, DIN, *et al.*, 2019).

Apesar de um aspecto superficial interessante, as camadas superficiais do compósito, principalmente a parcela superior, demonstrou grande quantidade de vazios. Já no interior do compósito, o material apresentou pequena porosidade. Isso ocorre devido ao fato da evaporação da acetona que sobe para a superfície, aprisionando bolhas. A quantidade de vazio presente no compósito torna incoerente com aplicações estruturais.

4.11 MICROSCOPIA ÓPTICA

Em todos os corpos de prova, houve uma maior quantidade de porosidade na parte mais externa do compósito, enquanto a região interna, ainda que com pequenas bolhas, se demonstrou mais bem consolidada. A Figura 43 mostra a seção transversal de um corpo de prova. A acetona ao tentar evaporar tende a fugir para as bordas deixando os vazios, que principalmente se mostram na parte superior, uma vez que a gravidade puxa o ABS para baixo.

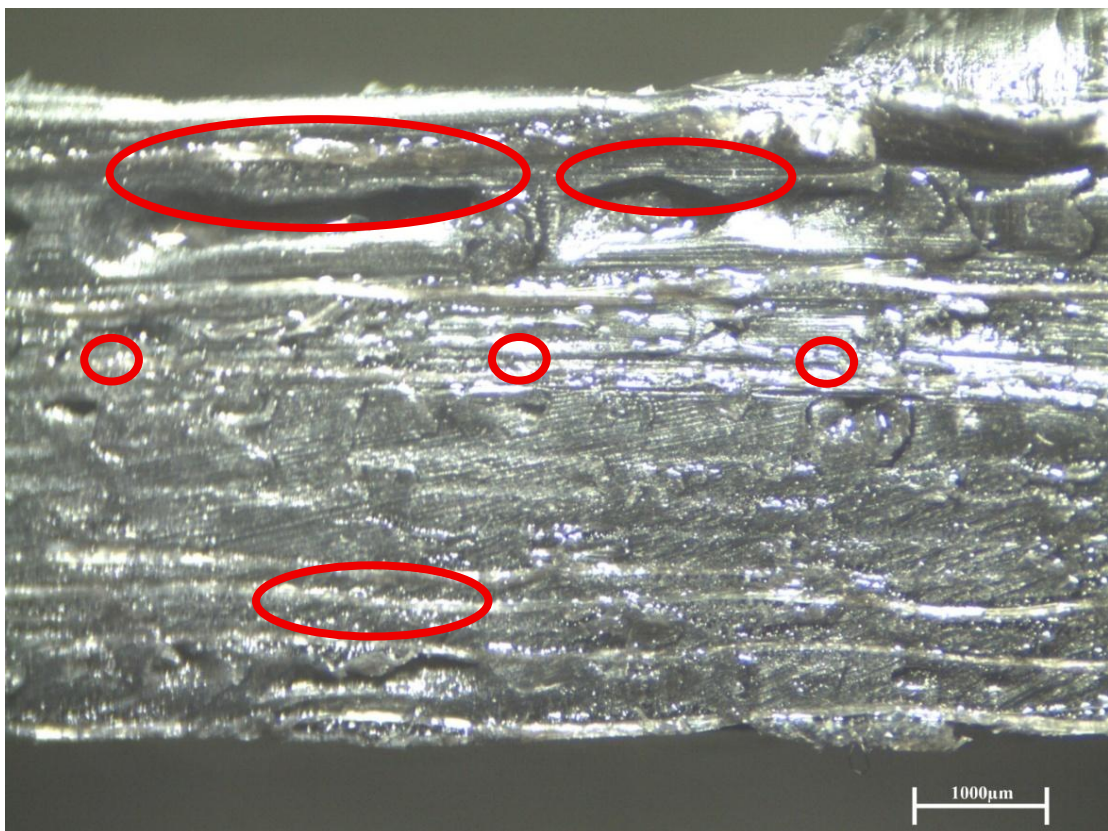


Figura 43 - Seção do corpo de prova de compósito consolidado. Fonte: Autor (2025)

A ampliação apresentada na Figura 44 mostra pequenas porosidades internas, mas ressalta a consolidação. Nota-se as fibras de vidro em branco acompanhando a direção do corte, enquanto pontos brilhantes são as fibras transversais.



Figura 44 - Ampliação do corpo de prova mostrando pequenas porosidades e as fibras em detalhe. Fonte: Autor (2025)

Após o ensaio de cisalhamento no plano, houve um descolamento das fibras superficiais, demonstrada na Figura 45.

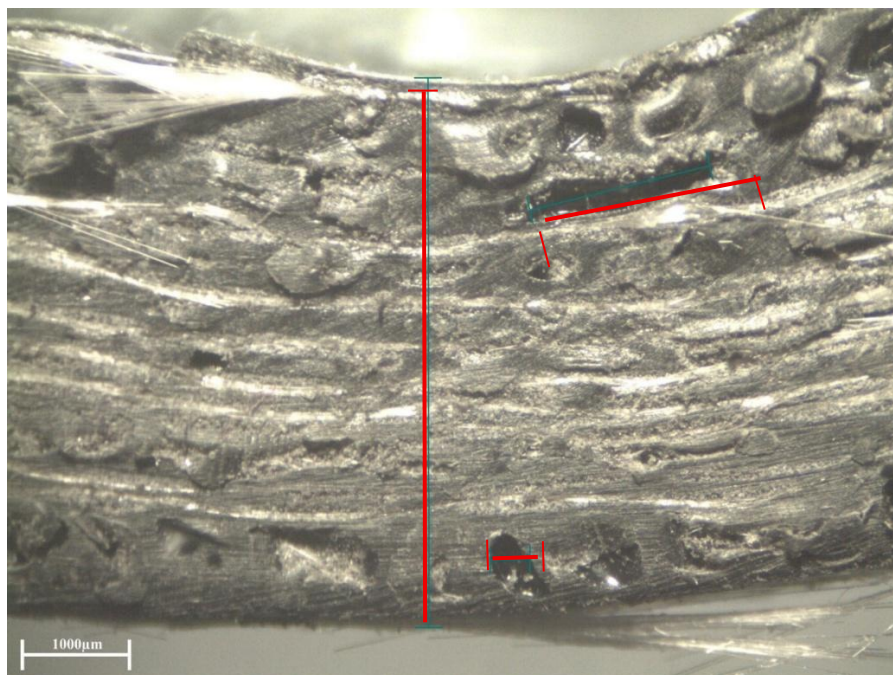


Figura 45 - Corpo de prova após ensaio de cisalhamento no plano. Fonte: Autor (2025)

Assim como a acetona evapora pelas extremidades abandonando pequenos vazios, ela impede que o ABS se consolide nessas regiões mais externas, deixando apenas a fibra sem o reforço. A Figura 46 mostra as regiões superficiais onde houve o descolamento da fibra de vidro.

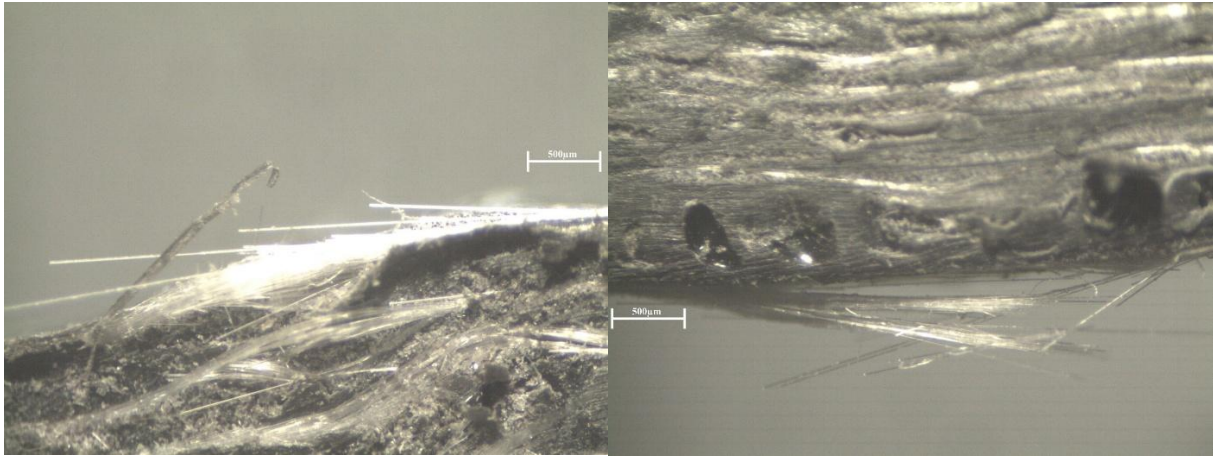


Figura 46 - Descolamento das fibras superficiais após ensaio de cisalhamento no plano.
Fonte: Autor (2025)

5. CONCLUSÃO

No presente trabalho é avaliado a viabilidade de reutilização de termoplástico ABS oriundo de impressões 3D como reforço de material compósito de fibra de vidro.

Da caracterização do ABS diluído, pode-se criar uma função que permite prever a viscosidade do ABS diluído em acetona HPLC para determinadas proporções.

Com relação as três metodologias propostas.

- A utilização do aquecimento do ABS e prensagem do compósito foi ineficiente, uma vez que a viscosidade da matriz gira em torno dos 2 milhões de cP à 240°C, temperatura limítrofe de trabalho do termoplástico, impedindo que este permeie e molhe toda a fibra, deixando grandes vazios visíveis macroscopicamente.
- O método de submersão do reforço em matriz diluída não foi eficiente, uma vez que a diferença entre as densidades do reforço e matriz são exacerbadas, fazendo com que ambas se segregassem, quase que voltando ao seu estado natural antes da realização do processo.
- A diluição do ABS em acetona e posterior prensagem se demonstrou o método mais eficiente, no entanto, ainda conserva grande grau de porosidade superficial devido a evaporação da acetona que é aprisionada, causando bolhas de ar em seu interior, impedindo que se tenha uma aplicação efetiva em qualquer área da engenharia. Os vazios presentes comprometeram a adesão entre as fibras de reforço e matriz. Além disso, a presença de porosidade reduziu a resistência do compósito à tração.

Dos processos avaliados, o último destacou-se como uma abordagem promissora, oferecendo avanços concretos, mas ainda apresentando um vasto horizonte para estudos futuros. Esse método precisa ser estudado para reduzir a porosidade e garantir aumento da coesão entre as camadas do compósito, o que sugere um potencial substancial para melhorar as propriedades mecânicas e a durabilidade de estruturas complexas.

6. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Com sugestão de trabalhos futuros, listam-se as seguintes propostas:

- Estudo de outros solventes para o ABS de modo que esses realizem a diluição do termoplástico e reduzam o grau de porosidade;
- Utilização do ácido maleico atuando como um agente de compatibilização, melhorando a interação interfacial entre a fibra de vidro e a matriz;
- Ataque químico por ácido sulfúrico, ácido clorídrico, ácido nítrico ou fluorídrico à fibra de vidro a fim de garantir uma superfície mais rugosa capaz de melhorar a adesão entre o reforço e a matriz.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

5M S.R.O. Semipreg – Advanced Composite Material by 5M s.r.o. 7 out. 2025.

<https://www.5m.cz/en/products/semipreg>. Disponível em:

<https://www.5m.cz/en/products/semipreg>. Acesso em: 6 out. 2025.

ALMESHARI, B., JUNAEDI, H., BAIG, M., *et al.* "Development of 3D printing short carbon fiber reinforced polypropylene composite filaments", *Journal of Materials Research and Technology*, v. 24, p. 16–26, maio 2023. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.02.198. .

ALONSO, A., LÁZARO, M., LÁZARO, D., *et al.* "Thermal characterization of acrylonitrile butadiene styrene-ABS obtained with different manufacturing processes", *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, v. 148, n. 20, p. 10557–10572, 24 out. 2023. DOI: 10.1007/s10973-023-12258-2. .

ARUNPRASATH, K., VIJAYAKUMAR, M., RAMARAO, M., *et al.* "Dynamic mechanical analysis performance of pure 3D printed polylactic acid (PLA) and acrylonitrile butadiene styrene (ABS)". 50, 2021. *Anais [...]* [S.l.], Elsevier Ltd, 2021. p. 1559–1562. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.09.113.

ASTM INTERNATIONAL. "ASTM D792 - Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement", 2020a. .

ASTM INTERNATIONAL. ASTM D2344/D2344M-16: Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. . [S.l: s.n.], 2016.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM D2584 - Standard Test Method for Ignition Loss of Cured Reinforced Resins. . [S.l: s.n.], 2020b.

ASTM INTERNATIONAL. ASTM D3039/D3039M-08 Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. . [S.l: s.n.], 2008.

ASTM-E1952. Standard Method for Thermal Conductivity and Thermal Diffusivity by Modulated Temperature Differential Scanning Calorimetry. . [S.l: s.n.], 2011.

ATMAKURI, A., KOLLI, L., PALEVICIUS, A., *et al.* "Influence of Filler Materials on Wettability and Mechanical Properties of Basalt/E-Glass Woven Fabric–Reinforced Composites for Microfluidics", *Micromachines*, v. 13, n. 11, p. 1875, 31 out. 2022. DOI: 10.3390/mi13111875. .

BARMOUZ, M., HOSSEIN BEHRAVESH, A. "Shape memory behaviors in cylindrical shell PLA/TPU-cellulose nanofiber bio-nanocomposites: Analytical and experimental assessment", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 101, p. 160–172, out. 2017. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.06.014. .

BECKER, S., MICHEL, M., MITSCHANG, P., *et al.* "Influence of polymer matrix on the induction heating behavior of CFRPC laminates", *Composites Part B: Engineering*, v. 231, p. 109561, fev. 2022. DOI: 10.1016/j.compositesb.2021.109561. .

BENEDETTO, R. M. DI. ESTUDO DA ABSORÇÃO DE ENERGIA NO IMPACTO E PÓS-COMPRESSÃO DO COMPÓSITO COMMINGLED FIBRA DE CARBONO/POLIAMIDA 6 POR UM MODELO DE REGRESSÃO MÚLTIPLA. 2019. UNIFEI, Itajubá, 2019.

BERNET, N., MICHAUD, V., BOURBAN, P.-E., *et al.* "Commingled yarn composites for rapid processing of complex shapes", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 32, n. 11, p. 1613–1626, nov. 2001. DOI: 10.1016/S1359-835X(00)00180-9. .

BHASKAR, R., BUTT, J., SHIRVANI, H. "Investigating the Properties of ABS-Based Plastic Composites Manufactured by Composite Plastic Manufacturing", *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, v. 6, n. 6, p. 163, 17 dez. 2022. DOI: 10.3390/jmmp6060163. .

BOUBAKER, M., WIJAYA, W., CANTAREL, A., *et al.* "Permeability Measurement of Glass-Fiber Textiles Used in Composites Industry Using Radial Flow Experimental Setup and Comparison with Image-Based Numerical Methods", *Sci*, v. 6, n. 3, p. 49, 26 ago. 2024. DOI: 10.3390/sci6030049. .

CAMINERO, M. A., CHACÓN, J. M., GARCÍA-MORENO, I., *et al.* "Interlaminar bonding performance of 3D printed continuous fibre reinforced thermoplastic composites using fused deposition modelling", *Polymer Testing*, v. 68, p. 415–423, jul. 2018. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2018.04.038. .

CANEVAROLO, S. V. J. Ciência dos polímeros: um texto básico para tecnólogos e engenheiros. [S.l.: s.n.], 2006.

ÇETİN, E., TÜRKAN, O. T. "Material recycling of acrylonitrile butadiene styrene (ABS) from wiring devices using mechanical recycling", *Sustainable Chemistry for the Environment*, v. 6, p. 100095, jun. 2024. DOI: 10.1016/j.scenv.2024.100095. .

CHEMANALYST. Acrylonitrile Butadiene Styrene (ABS) Market Size Share & Trends. 5 maio 2023.

CHEN, S., YANG, H., HUANG, K., *et al.* "Quantitative Study on Solubility Parameters and Related Thermodynamic Parameters of PVA with Different Alcoholysis Degrees", *Polymers*, v. 13, n. 21, p. 3778, 31 out. 2021. DOI: 10.3390/polym13213778. .

CHEN, Z.-R., LIN YE, MENG LU. "Permeability Predictions for Woven Fabric Preforms", *Journal of Composite Materials*, v. 44, n. 13, p. 1569–1586, 16 jun. 2010. DOI: 10.1177/0021998309355888. .

COGSWELL, F. N., STANILAND, P. A. *Method of producing fibre reinforced composition*. . [S.l: s.n.]. , 1985

D. CALLISTER JR., W., G. RETHWISCH, D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach*. [S.l.], John Wiley & Sons, 2012.

DANIEL, ISAAC. M., ISHAI, O. *Engineering Mechanics of Composite Materials*. 2nd. ed. [S.l: s.n.], 2005.

D'ANTINO, T., BERTOLLI, V., PISANI, M. A., *et al.* "Tensile and interlaminar shear behavior of thermoset and thermoplastic GFRP bars exposed to alkaline environment", *Journal of Building Engineering*, v. 72, p. 106581, ago. 2023. DOI: 10.1016/j.job.2023.106581. .

DEI SOMMI, A., LIONETTO, F., MAFFEZZOLI, A. "An Overview of the Measurement of Permeability of Composite Reinforcements", *Polymers*, v. 15, n. 3, p. 728, 31 jan. 2023. DOI: 10.3390/polym15030728. .

DEWANGAN, B., CHAKLADAR, N. D. "Influence of out-of-autoclave and autoclave manufacturing processes on mechanical properties of glass fiber-reinforced epoxy composite", *Polymer Composites*, v. 45, n. 17, p. 15998–16020, 10 dez. 2024. DOI: 10.1002/pc.28885. .

DHANDAPANI, A., KRISHNASAMY, S., NAGARAJAN, R., *et al.* "Study on the Inter-Laminar Shear Strength and Contact Angle of Glass Fiber/ABS and Glass Fiber/Carbon Fiber/ABS Hybrid Composites", *Applied Science and Engineering Progress*, 3 fev. 2023. DOI: 10.14416/j.asep.2023.02.004. .

DIVAKAR H, R NAGARAJA, PUTTASWAMAIAH S, *et al.* "Mechanical Characterization of Thermoplastic ABS /Glass Fibre Reinforced Polymer Matrix Composites", *International Journal of Engineering Research and*, v. V4, n. 05, 26 maio 2015. DOI: 10.17577/IJERTV4IS051122. .

EDWARDS, W. T., MARTINEZ, P., NUTT, S. R. "Process robustness and defect formation mechanisms in unidirectional semipreg", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v. 6, n. 4, p. 198–211, 1 out. 2020. DOI: 10.1080/20550340.2020.1834789. .

ENSINGER PLASTICS. Thermoplastic Prepregs & Semipregs. 7 out. 2025. Ensinger Plastics Official Website. Disponível em: <https://www.ensingerplastics.com/en/thermoplastic-composites-solutions/semipregs-prepregs>. Acesso em: 6 out. 2025.

GARCÍA-COLLADO, A., BLANCO, J. M., GUPTA, M. K., *et al.* Advances in polymers based Multi-Material Additive-Manufacturing Techniques: State-of-art review on properties and applications. *Additive Manufacturing*. [S.l.], Elsevier B.V. , 1 fev. 2022

GAY, D., HOA, S. V., TSAI, S. W. *Composite Materials*. [S.l.], CRC Press, 2002.

GE, J., LUO, M., ZHANG, D., *et al.* "Temperature field evolution and thermal-mechanical interaction induced damage in drilling of thermoplastic CF/PEKK – A comparative study with thermoset CF/epoxy", *Journal of Manufacturing Processes*, v. 88, p. 167–183, fev. 2023. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.042. .

GEYER, R., JAMBECK, J. R., LAW, K. L. "Production, use, and fate of all plastics ever made", *Science Advances*, v. 3, n. 7, 7 jul. 2017. DOI: 10.1126/sciadv.1700782. .

GIBSON, A. G., MÅNSEN, J.-A. "Impregnation technology for thermoplastic matrix composites", *Composites Manufacturing*, v. 3, n. 4, p. 223–233, jan. 1992a. DOI: 10.1016/0956-7143(92)90110-G. .

GIBSON, A. G., MÅNSEN, J.-A. "Impregnation technology for thermoplastic matrix composites", *Composites Manufacturing*, v. 3, n. 4, p. 223–233, jan. 1992b. DOI: 10.1016/0956-7143(92)90110-G. .

GOBIKANNAN, T., PORTELA, A., HALDAR, A. K., *et al.* "Flexural properties and failure mechanisms of infusible thermoplastic- and thermosetting based composite materials for marine applications", *Composite Structures*, v. 273, p. 114276, out. 2021. DOI: 10.1016/j.compstruct.2021.114276. .

GOH, G. D., DIKSHIT, V., NAGALINGAM, A. P., *et al.* "Characterization of mechanical properties and fracture mode of additively manufactured carbon fiber and glass fiber reinforced thermoplastics", *Materials and Design*, v. 137, p. 79–89, 5 jan. 2018. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.10.021. .

GOMES, R. A., DE OLIVEIRA, L. A., FRANCISCO, M. B., *et al.* "Tubular auxetic structures: A review", *Thin-Walled Structures*, v. 188, p. 110850, jul. 2023. DOI: 10.1016/j.tws.2023.110850. Disponível em: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263823123003282>.

GOODMAN, J. K., LOOS, A. R. "Thermoplastic prepreg manufacture", Technomic, 1989. .

GROUVE, W. J. B., AKKERMAN, R. "Multi-scale effects in the consolidation of thermoplastic laminates", *International Journal of Material Forming*, v. 2, n. S1, p. 157–160, 15 ago. 2009. DOI: 10.1007/s12289-009-0611-9. .

GULGUNJE, P. V., NEWCOMB, B. A., GUPTA, K., *et al.* "Low-density and high-modulus carbon fibers from polyacrylonitrile with honeycomb structure", *Carbon*, v. 95, p. 710–714, 11 out. 2015. DOI: 10.1016/j.carbon.2015.08.097. .

GURIT. Prepregs (Gurit). 7 out. 2025. Gurit Official Website. Disponível em: <https://www.gurit.com/prepregs/>. Acesso em: 6 out. 2025.

HAN, K. "Measurements of the permeability of fiber preforms and applications", *Composites Science and Technology*, v. 60, n. 12–13, p. 2435–2441, set. 2000. DOI: 10.1016/S0266-3538(00)00037-3. .

HANCOX, N. L. "Engineering mechanics of composite materials", *Materials & Design*, v. 17, n. 2, p. 114, jan. 1996. DOI: 10.1016/S0261-3069(97)87195-6. .

HAO, P., DIN, I. U., PANIER, S. "Development of Modified Arcan Fixture for biaxial loading response of fiber-reinforced composites", *Polymer Testing*, v. 80, p. 106148, dez. 2019. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2019.106148. .

HARDIS, R., JESSOP, J. L. P., PETERS, F. E., *et al.* "Cure kinetics characterization and monitoring of an epoxy resin using DSC, Raman spectroscopy, and DEA", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 49, p. 100–108, jun. 2013. DOI: 10.1016/j.compositesa.2013.01.021. .

HASSAN, M. H., OTHMAN, A. R., KAMARUDDIN, S. "Void Content Determination of Fiber Reinforced Polymers by Acid Digestion Method", *Advanced Materials Research*, v. 795, p. 64–68, set. 2013. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.795.64. .

HE, Q., YE, L., KINLOCH, A. J. "The essential work of fracture method for the characterisation of fusion bonding in 3D printed short carbon-fibre reinforced polyamide 6 thin films", *Composites Science and Technology*, v. 230, p. 109361, nov. 2022. DOI: 10.1016/j.compscitech.2022.109361. .

HE, X., DING, Y., LEI, Z., *et al.* "3D printing of continuous fiber-reinforced thermoset composites", *Additive Manufacturing*, v. 40, 1 abr. 2021. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101921. .

HEITKAMP, T., GIRNTH, S., KUSCHMITZ, S., *et al.* "Continuous Fiber-Reinforced Material Extrusion with Hybrid Composites of Carbon and Aramid Fibers", *Applied Sciences*, v. 12, n. 17, p. 8830, 2 set. 2022. DOI: 10.3390/app12178830. .

HELLER, K., COLIN, D., DRECHSLER, K. "Quantifying the Influence of Out-Time on Prepreg Material Properties and Out-Of-Plane Steering Defects During Automated Fiber Placement", *Frontiers in Materials*, v. 9, 16 maio 2022. DOI: 10.3389/fmats.2022.825809. .

HOU, Z., TIAN, X., ZHANG, J., *et al.* "3D printed continuous fibre reinforced composite corrugated structure", *Composite Structures*, v. 184, p. 1005–1010, 15 jan. 2018. DOI: 10.1016/j.compstruct.2017.10.080. .

[HTTPS://3DLAB.COM.BR/CATEGORIA-PRODUTO/FILAMENTO-PARA-IMPRESSORA-3D/FILAMENTO-ABS-PREMIUM/](https://3dlab.com.br/categoria-produto/filamento-para-impressora-3d/filamento-abs-premium/). Filamento ABS Premium 3D Lab para Impressoras 3D. 7 maio 2024.

HUANG, B., SINGAMNENI, S. "Raster angle mechanics in fused deposition modelling", *Journal of Composite Materials*, v. 49, n. 3, p. 363–383, 10 fev. 2015. DOI: 10.1177/0021998313519153. .

HWANG, S., REYES, E. I., MOON, K., *et al.* "Thermo-mechanical Characterization of Metal/Polymer Composite Filaments and Printing Parameter Study for Fused Deposition Modeling in the 3D Printing Process", *Journal of Electronic Materials*, v. 44, n. 3, p. 771–777, 29 mar. 2015. DOI: 10.1007/s11664-014-3425-6. .

IYER, S. R., DRZAL, L. T. "Manufacture of Powder-Impregnated Thermoplastic Composites", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, v. 3, n. 4, p. 325–355, 1 out. 1990. DOI: 10.1177/089270579000300404. .

KHONDKER, O. A., ISHIAKU, U. S., NAKAI, A., *et al.* "Fabrication Mechanical Properties of Unidirectional Jute/PP Composites Using Jute Yarns by Film Stacking Method", *Journal of Polymers and the Environment*, v. 13, n. 2, p. 115–126, abr. 2005. DOI: 10.1007/s10924-005-2943-y. .

KIM, S. H., PARK, C. H. "Direct impregnation of thermoplastic melt into flax textile reinforcement for semi-structural composite parts", *Industrial Crops and Products*, v. 95, p. 651–663, jan. 2017a. DOI: 10.1016/j.indcrop.2016.11.034. .

KIM, S. H., PARK, C. H. "Direct impregnation of thermoplastic melt into flax textile reinforcement for semi-structural composite parts", *Industrial Crops and Products*, v. 95, p. 651–663, jan. 2017b. DOI: 10.1016/j.indcrop.2016.11.034. .

KORKMAZ, D., CAKAL SARAC, E., BILGE, E. Thermoplastic prepreg production method. . International, World Intellectual Property Organization. , 2017

LAUKE, B., BUNZEL, U., SCHNEIDER, K. "Effect of hybrid yarn structure on the delamination behaviour of thermoplastic composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 29, n. 11, p. 1397–1409, nov. 1998. DOI: 10.1016/S1359-835X(98)00059-1. .

LI, N., LINK, G., WANG, T., *et al.* "Path-designed 3D printing for topological optimized continuous carbon fibre reinforced composite structures", *Composites Part B: Engineering*, v. 182, p. 107612, fev. 2020. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.107612. .

LIAO, B., YANG, H., YE, B., *et al.* "Microscopic void distribution of 3D printed polymer composites with different printing direction", *Materials Letters*, v. 341, p. 134236, jun. 2023. DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134236. .

LINGA, G., BALLONE, P., HANSEN, A. "Creep rupture of fiber bundles: A molecular dynamics investigation", *Physical Review E*, v. 92, n. 2, p. 022405, 10 ago. 2015. DOI: 10.1103/PhysRevE.92.022405. .

LIU, F., SHI, Z., DONG, Y. "Improved wettability and interfacial adhesion in carbon fibre/epoxy composites via an aqueous epoxy sizing agent", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 112, p. 337–345, set. 2018. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.06.026. .

LIU, T., TIAN, X., ZHANG, M., *et al.* "Interfacial performance and fracture patterns of 3D printed continuous carbon fiber with sizing reinforced PA6 composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 114, p. 368–376, 1 nov. 2018. DOI: 10.1016/j.compositesa.2018.09.001. .

LUO, M., TIAN, X., SHANG, J., *et al.* "Bi-scale interfacial bond behaviors of CCF/PEEK composites by plasma-laser cooperatively assisted 3D printing process", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 131, p. 105812, abr. 2020a. DOI: 10.1016/j.compositesa.2020.105812. .

LUO, M., TIAN, X., SHANG, J., *et al.* "Bi-scale interfacial bond behaviors of CCF/PEEK composites by plasma-laser cooperatively assisted 3D printing process", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 131, 1 abr. 2020b. DOI: 10.1016/j.compositesa.2020.105812. .

LUO, M., TIAN, X., SHANG, J., *et al.* "Impregnation and interlayer bonding behaviours of 3D-printed continuous carbon-fiber-reinforced poly-ether-ether-ketone composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 121, p. 130–138, 1 jun. 2019. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.03.020. .

LYU, H., JIANG, N., LI, Y., *et al.* "Enhanced interfacial and mechanical properties of carbon fiber/PEEK composites by hydroxylated PEEK and carbon nanotubes", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 145, p. 106364, jun. 2021. DOI: 10.1016/j.compositesa.2021.106364. .

MÄDER, E., RAUSCH, J., SCHMIDT, N. "Commingled yarns – Processing aspects and tailored surfaces of polypropylene/glass composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 39, n. 4, p. 612–623, abr. 2008. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.011. .

MAQSOOD, N., RIMAŠAUSKAS, M. "Characterization of carbon fiber reinforced PLA composites manufactured by fused deposition modeling", *Composites Part C: Open Access*, v. 4, p. 100112, mar. 2021. DOI: 10.1016/j.jcomc.2021.100112. .

MATSUZAKI, R., UEDA, M., NAMIKI, M., *et al.* "Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation", *Scientific Reports*, v. 6, 11 mar. 2016. DOI: 10.1038/srep23058. .

MCLAUCHLIN, A. R., GHITA, O. R., SAVAGE, L. "Studies on the reprocessability of poly(ether ether ketone) (PEEK)", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 214, n. 1, p. 75–80, jan. 2014. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.07.010. .

MORADI, A., SUN, C., GUAN, Z. "Facilitating aqueous powder impregnation for manufacturing thermoplastic composites: A prepreg rig design and process optimisation", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 29 mar. 2024. DOI: 10.1177/07316844241243127. .

MORITZ, V. F., PRÉVOST, H., CRESPO, J. S., *et al.* "Rheological Behaviour of ABS/Metal Composites with Improved Thermal Conductivity for Additive Manufacturing", *Designs*, v. 7, n. 6, p. 133, 17 nov. 2023. DOI: 10.3390/designs7060133. .

MUKHOPADHYAY, S., SRIKANTA, R. "Effect of ageing of sisal fibres on properties of sisal – Polypropylene composites", *Polymer Degradation and Stability*, v. 93, n. 11, p. 2048–2051, nov. 2008. DOI: 10.1016/j.polymdegradstab.2008.02.018. .

NETO, L. F., PARDINI, L. C. *Compósitos Estruturais*. 2a edição ed. São Paulo, Blucher, 2006.

NMG COMPOSITES. E glass Woven Fabrics-Woven Roving EWR200 Identification. . [S.l: s.n.], 2010.

NYGARD, P., GUSTAFSON, C.-G. "Continuous Glass Fiber–Polypropylene Composites Made by Melt Impregnation: Influence of Processing Method", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, v. 17, n. 2, p. 167–184, 1 mar. 2004. DOI: 10.1177/0892705704035406. .

OGAWA, T. *Semipreg, Prepreg, Resin Composite Material, and Method for Producing the Same*. . Europe, European Patent Office. , 2020

ÖZKAN, I., TELLI, A. "The effects of metal type, number of layers, and hybrid yarn placement on the absorption and reflection properties in electromagnetic shielding of woven fabrics", *Journal of Engineered Fibers and Fabrics*, v. 14, 12 jan. 2019. DOI: 10.1177/1558925019860961. .

PARANDOUSH, P., ZHOU, C., LIN, D. "3D Printing of Ultrahigh Strength Continuous Carbon Fiber Composites", *Advanced Engineering Materials*, v. 21, n. 2, p. 1800622, fev. 2019. DOI: 10.1002/adem.201800622. .

PERALTA-ZURITA, D. B., JIMENEZ-PEREIRA, D., MOLINA-OSEJOS, J. V., *et al.*, "Permeability Characterization of a Composite Reinforced Material with Fiberglass and Cabuya by VARTM Process. Case Hybrid Material". [S.l: s.n.], 2021. p. 16–30. DOI: 10.1007/978-3-030-72212-8_2.

PETERSON, A. M. Review of acrylonitrile butadiene styrene in fused filament fabrication: A plastics engineering-focused perspective. *Additive Manufacturing*. [S.l.], Elsevier B.V. , 1 maio 2019

PEYDRO, M. A., JUAREZ, D., SANCHEZ-CABALLERO, S., *et al.* "STUDY OF THE THERMAL PROPERTIES OF ACRYLONITRILE BUTADIENE STYRENE – HIGH IMPACT POLYSTYRENE BLENDS WITH STYRENE

ETHYLENE BUTYLENE STYRENE", ANNALS OF THE ORADEA UNIVERSITY. Fascicle of Management and Technological Engineering., v. XXII (XII), 2013/1, n. 1, 2013. DOI: 10.15660/AUOFMTE.2013-1.2827. .

POLLI, H., PONTES, L. A. M., ARAUJO, A. S., *et al.* "Degradation behavior and kinetic study of ABS polymer", Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, v. 95, n. 1, p. 131–134, 18 jan. 2009. DOI: 10.1007/s10973-006-7781-1. .

POUR, R. H., HASSAN, A., SOHEILMOGHADDAM, M., *et al.* "Mechanical, thermal, and morphological properties of graphene reinforced polycarbonate/acrylonitrile butadiene styrene nanocomposites", Polymer Composites, v. 37, n. 6, p. 1633–1640, 28 jun. 2016. DOI: 10.1002/pc.23335. .

QIAO, J., LI, Y., LI, L. "Ultrasound-assisted 3D printing of continuous fiber-reinforced thermoplastic (FRTTP) composites", Additive Manufacturing, v. 30, p. 100926, dez. 2019. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100926. .

RATH, M., KREUZBERGER, S., HINRICHSSEN, G. "Manufacture of aramid fibre reinforced nylon-12 by dry powder impregnation process", Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, v. 29, n. 8, p. 933–938, ago. 1998. DOI: 10.1016/S1359-835X(98)00021-9. .

RAZAVYKIA, A., BRUSA, E., DELPRETE, C., *et al.* "An Overview of Additive Manufacturing Technologies—A Review to Technical Synthesis in Numerical Study of Selective Laser Melting", Materials, v. 13, n. 17, p. 3895, 3 set. 2020. DOI: 10.3390/ma13173895. .

REIS, A. K. dos, MONTICELLI, F. M., NEVES, R. M., *et al.* "Creep behavior of polyetherimide semipreg and epoxy prepreg composites: Structure vs. property relationship", Journal of Composite Materials, v. 54, n. 27, p. 4121–4131, 22 nov. 2020. DOI: 10.1177/0021998320927774. .

RODRIGUEZ, E., GIACOMELLI, F., VAZQUEZ, A. "Permeability-Porosity Relationship in RTM for Different Fiberglass and Natural Reinforcements", Journal of Composite Materials, v. 38, n. 3, p. 259–268, 27 fev. 2004. DOI: 10.1177/0021998304039269. .

RUDAZ, S., HUBERT, P. "Method validation, comparison and transfer", Journal of Chromatography B, v. 877, n. 23, p. 2179, ago. 2009. DOI: 10.1016/j.jchromb.2009.06.018. .

SAEED, K., MCILHAGGER, A., HARKIN-JONES, E., *et al.* "Characterization of continuous carbon fibre reinforced 3D printed polymer composites with varying fibre volume fractions", Composite Structures, v. 282, p. 115033, fev. 2022. DOI: 10.1016/j.compstruct.2021.115033. .

SCHECHTER, S. G. K., GRUNENFELDER, L. K., NUTT, S. R. "Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs: effects of feature dimensions", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v. 6, n. 2, p. 101–114, 2 abr. 2020a. DOI: 10.1080/20550340.2020.1768348. .

SCHECHTER, S. G. K., GRUNENFELDER, L. K., NUTT, S. R. "Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs: effects of feature dimensions", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v. 6, n. 2, p. 101–114, 2 abr. 2020b. DOI: 10.1080/20550340.2020.1768348. .

SCHECHTER, S. G. K., GRUNENFELDER, L. K., NUTT, S. R. "Air evacuation and resin impregnation in semi-pregs: effects of feature dimensions", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v. 6, n. 2, p. 101–114, 2 abr. 2020c. DOI: 10.1080/20550340.2020.1768348. .

SCHECHTER, S. G. K., GRUNENFELDER, L. K., NUTT, S. R. "Design and application of discontinuous resin distribution patterns for semi-pregs", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, v. 6, n. 2, p. 72–85, 2 abr. 2020d. DOI: 10.1080/20550340.2020.1736864. .

SCHMIDT, T. M., GOSS, T. M., AMICO, S. C., *et al.* "Permeability of Hybrid Reinforcements and Mechanical Properties of their Composites Molded by Resin Transfer Molding", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 28, n. 23, p. 2839–2850, 30 dez. 2009. DOI: 10.1177/0731684408093974. .

STRUZZIERO, G., BARBEZAT, M., SKORDOS, A. A. Consolidation of continuous fibre reinforced composites in additive processes: A review. *Additive Manufacturing*. [S.l.], Elsevier B.V. , 1 dez. 2021

SU, A., AL'AREF, S. J., "History of 3D Printing". *3D Printing Applications in Cardiovascular Medicine*, [S.l.], Elsevier, 2018. p. 1–10. DOI: 10.1016/B978-0-12-803917-5.00001-8.

SUGIYAMA, K., MATSUZAKI, R., MALAKHOV, A. V., *et al.* "3D printing of optimized composites with variable fiber volume fraction and stiffness using continuous fiber", *Composites Science and Technology*, v. 186, p. 107905, jan. 2020. DOI: 10.1016/j.compscitech.2019.107905. .

SURESH, S., KUMAR, V. S. S. "Experimental Determination of the Mechanical Behavior of Glass Fiber Reinforced Polypropylene Composites", *Procedia Engineering*, v. 97, p. 632–641, 2014. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.292. .

TANG, L., KARDOS, J. L. "A review of methods for improving the interfacial adhesion between carbon fiber and polymer matrix", *Polymer Composites*, v. 18, n. 1, p. 100–113, 15 fev. 1997. DOI: 10.1002/pc.10265. .

TEIXEIRA, J., CARDOSO, V. F., BOTELHO, G., *et al.* "Effect of Polymer Dissolution Temperature and Conditioning Time on the Morphological and Physicochemical Characteristics of Poly(Vinylidene Fluoride) Membranes Prepared by Non-Solvent Induced Phase Separation", *Polymers*, v. 13, n. 23, p. 4062, 23 nov. 2021. DOI: 10.3390/polym13234062. .

TIAN, X., LIU, T., YANG, C., *et al.* "Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 88, p. 198–205, set. 2016a. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.05.032. .

TIAN, X., LIU, T., YANG, C., *et al.* "Interface and performance of 3D printed continuous carbon fiber reinforced PLA composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 88, p. 198–205, 1 set. 2016b. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.05.032. .

TIAN, X., TODOROKI, A., LIU, T., *et al.* "3D Printing of Continuous Fiber Reinforced Polymer Composites: Development, Application, and Prospective", *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, v. 1, n. 1, p. 100016, mar. 2022. DOI: 10.1016/j.cjmeam.2022.100016. .

TIMOUMI, M., BARHOUMI, N., ZNAIDI, A., *et al.* "Mechanical behavior of 3D-printed PEEK and its application for personalized orbital implants with various infill patterns and densities", *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 136, p. 105534, dez. 2022. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2022.105534. .

TODOROKI, A., OASADA, T., MIZUTANI, Y., *et al.* "Tensile property evaluations of 3D printed continuous carbon fiber reinforced thermoplastic composites", *Advanced Composite Materials*, v. 29, n. 2, p. 147–162, 3 mar. 2020. DOI: 10.1080/09243046.2019.1650323. .

TORAY ADVANCED COMPOSITES. Toray Cetex® TC1320 Thermoplastic Prepreg. 7 out. 2025. Toray Advanced Composites Official Website. Disponível em: <https://www.toraytac.com/product-explorer/products/yljT/Toray-Cetex-TC1320>. Acesso em: 6 out. 2025.

TSIROGIANNIS, E. Ch., DASKALAKIS, E., VOGIATZIS, C., *et al.* "Advanced composite armor protection systems for military vehicles: Design methodology, ballistic testing, and comparison", *Composites Science and Technology*, v. 251, p. 110486, maio 2024. DOI: 10.1016/j.compscitech.2024.110486. .

TURON, A., COSTA, J., CAMANHO, P. P., *et al.* "Simulation of delamination in composites under high-cycle fatigue", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 38, n. 11, p. 2270–2282, nov. 2007. DOI: 10.1016/j.compositesa.2006.11.009. .

TURTON, N., MCADAM, J. Thermoplastic compositions. . United States , [s.n.] , 1974

UEDA, M., KISHIMOTO, S., YAMAWAKI, M., *et al.* "3D compaction printing of a continuous carbon fiber reinforced thermoplastic", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 137, p. 105985, out. 2020. DOI: 10.1016/j.compositesa.2020.105985. .

UNGERMANN, F., KUHNLE, A., STRICKER, N., *et al.* "Data Analytics for Manufacturing Systems – A Data-Driven Approach for Process Optimization", *Procedia CIRP*, v. 81, p. 369–374, 2019. DOI: 10.1016/j.procir.2019.03.064. .

V, N., KANDASUBRAMANIAN, B. "Advanced polymeric composites via commingling for critical engineering applications", *Polymer Testing*, v. 91, p. 106774, nov. 2020. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2020.106774. .

VAIDYA, U. K., CHAWLA, K. K. "Processing of fibre reinforced thermoplastic composites", *International Materials Reviews*, v. 53, n. 4, p. 185–218, 18 jul. 2008. DOI: 10.1179/174328008X325223. .

VALENTE, M., ROSSITTI, I., SAMBUCCI, M. "Different Production Processes for Thermoplastic Composite Materials: Sustainability versus Mechanical Properties and Processes Parameter", *Polymers*, v. 15, n. 1, p. 242, 3 jan. 2023. DOI: 10.3390/polym15010242. .

VAN DE WERKEN, N., KOIRALA, P., GHORBANI, J., *et al.* "Investigating the hot isostatic pressing of an additively manufactured continuous carbon fiber reinforced PEEK composite", *Additive Manufacturing*, v. 37, 1 jan. 2021. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101634. .

WANASINGHE, D., ASLANI, F., MA, G. "Development of 3D printable cementitious composite for electromagnetic interference shielding", *Construction and Building Materials*, v. 317, p. 125960, jan. 2022. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2021.125960. .

WANG, Ye, HANSEN, C. J., WU, C.-C., *et al.* "Effect of surface wettability on the interfacial adhesion of a thermosetting elastomer on glass", *RSC Advances*, v. 11, n. 49, p. 31142–31151, 2021. DOI: 10.1039/D1RA05916E. .

WANG, Yinhui, LIANG, Z., ZHAO, W., *et al.* "Effect of ultrasonic elliptical vibration assistance on the surface layer defect of M-plane sapphire in microcutting", *Materials & Design*, v. 192, p. 108755, jul. 2020. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108755. .

WANG, Yuanrui, DING, Y., YU, K., *et al.* "Advancing High-Performance Composites in Additive Manufacturing (AM) Through Pre-Impregnation and Direct Ink Writing for Scalable 3D Printing", *Journal of Composites Science*, v. 9, n. 5, p. 218, 29 abr. 2025. DOI: 10.3390/jcs9050218. .

WANG, Z., YANG, S., SUN, S., *et al.* "Multiscale modeling of mechanical behavior and failure mechanism of 3D angle-interlock woven aluminum composites subjected to warp/weft directional tension loading", *Chinese Journal of Aeronautics*, v. 34, n. 8, p. 202–217, ago. 2021. DOI: 10.1016/j.cja.2020.09.016. .

WECHSLER, A., MOLINA, J., CAYUMIL, R., *et al.* "Some properties of composite panels manufactured from peach (*Prunus persica*) pits and polypropylene", *Composites Part B: Engineering*, v. 175, p. 107152, out. 2019a. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.107152. .

WECHSLER, A., MOLINA, J., CAYUMIL, R., *et al.* "Some properties of composite panels manufactured from peach (*Prunus persica*) pits and polypropylene", *Composites Part B: Engineering*, v. 175, p. 107152, out. 2019b. DOI: 10.1016/j.compositesb.2019.107152. .

WIEGAND, N., MÄDER, E. "Commingled Yarn Spinning for Thermoplastic/Glass Fiber Composites", *Fibers*, v. 5, n. 3, p. 26, 20 jul. 2017a. DOI: 10.3390/fib5030026. .

WIEGAND, N., MÄDER, E. "Commingled Yarn Spinning for Thermoplastic/Glass Fiber Composites", *Fibers*, v. 5, n. 3, p. 26, 20 jul. 2017b. DOI: 10.3390/fib5030026. .

XU, Z., WANG, G., HU, J., *et al.* "Influence of processing conditions on tensile property of continuous glass fiber–reinforced PEEK composites fabricated by the co-wrapped yarn method", *High Performance Polymers*, v. 30, n. 4, p. 489–499, 24 maio 2018. DOI: 10.1177/0954008317705433. .

XU, Z., ZHANG, M., GAO, S., *et al.* "Study on mechanical properties of unidirectional continuous carbon fiber-reinforced PEEK composites fabricated by the wrapped yarn method", *Polymer Composites*, v. 40, n. 1, p. 56–69, 31 jan. 2019. DOI: 10.1002/pc.24600. .

YANG, M.-H. "The thermal degradation of acrylonitrile-butadiene-styrene terpolymer under various gas conditions", *Polymer Testing*, v. 19, n. 1, p. 105–110, fev. 2000. DOI: 10.1016/S0142-9418(98)00067-1. .

YE, J., ZHANG, Y., WANG, R., *et al.* "Nonlinear interaction between wave, breakwater and its loose seabed foundation: A small-scale case", *Ocean Engineering*, v. 91, p. 300–315, nov. 2014. DOI: 10.1016/j.oceaneng.2014.09.003. .

YU, Y., SU, H., GAN, W. "Effects of Storage Aging on the Properties of Epoxy Prepregs", *Industrial & Engineering Chemistry Research*, v. 48, n. 9, p. 4340–4345, 6 maio 2009. DOI: 10.1021/ie8018005. .

ZAHID, S., NASIR, M. A., NAUMAN, S., *et al.* "Experimental analysis of ILSS of glass fibre reinforced thermoplastic and thermoset textile composites enhanced with multiwalled carbon nanotubes", *Journal of Mechanical Science and Technology*, v. 33, n. 1, p. 197–204, 14 jan. 2019. DOI: 10.1007/s12206-018-1219-0. .

ZAK, G., SELA, M. N., YEVKO, V., *et al.* "Layered-Manufacturing of Fiber-Reinforced Composites", *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, v. 121, n. 3, p. 448–456, 1 ago. 1999. DOI: 10.1115/1.2832702. .

ZAL, V., NAEINI, H. M., BAHRAMIAN, A. R., *et al.* "Investigation of the effect of temperature and layup on the press forming of polyvinyl chloride-based composite laminates and fiber metal laminates", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 89, n. 1–4, p. 207–217, 28 mar. 2017. DOI: 10.1007/s00170-016-9075-5. .

ZHAI, W., WANG, P., LEGRAND, X., *et al.* "Effects of Micro-Braiding and Co-Wrapping Techniques on Characteristics of Flax/Polypropylene-Based Hybrid Yarn: A Comparative Study", *Polymers*, v. 12, n. 11, p. 2559, 31 out. 2020. DOI: 10.3390/polym12112559. .

ZHANG, Y.-N., ZHANG, S.-L., YANG, Y.-H., *et al.* "Synthesis and properties of random polysulfone/polyethersulfone copolymers as high-performance polymers", *Journal of Polymer Engineering*, v. 31, n. 4, 1 ago. 2011. DOI: 10.1515/polyeng.2011.076. .