



UNIVERSIDADE DE CAXIAS DO SUL

**PRÓ-REITORIA DE PESQUISA, INOVAÇÃO E
DESENVOLVIMENTO TECNOLÓGICO
COORDENADORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO
*STRICTO SENSU***

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA
DOS MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DA RESTRIÇÃO DO FLUXO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE COMPÓSITOS DE POLIAMIDA 6.6 REFORÇADOS POR
FIBRAS DE VIDRO LONGAS OBTIDOS POR INJEÇÃO**

Daniel Teixeira

Caxias do Sul

2012

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Universidade de Caxias do Sul
UCS - BICE - Processamento Técnico

T266i Teixeira, Daniel
Influência da restrição do fluxo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de compósitos de poliamida 6.6 reforçados por fibras de vidro longas obtidos por injeção / Daniel Teixeira. -- 2012.
xxii, 93 f. : il. ; 30 cm

Dissertação (Mestrado) – Universidade de Caxias do Sul, Programa de Pós-Graduação em Materiais, 2012.
“Orientação: Prof^a. Dr^a. Janaina da Silva Crespo”

1. Compósitos termoplásticos. 2. Fibra de vidro. 3. Ciência dos materiais. 4. Poliamida. I. Título.

CDU 2.ed. : 678.7-037.5

Índice para o catálogo sistemático:

1. Compósitos termoplásticos	678.7-037.5
2. Fibras de vidro	666.189.21
3. Ciência dos materiais	620.1
4. Poliamida	678.6-036.6

Catalogação na fonte elaborada pela bibliotecária
Márcia Servi Gonçalves – CRB 10/1500

Daniel Teixeira

Influência da restrição do fluxo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de compósitos de poliamida 6.6 reforçados por fibras de vidro longas obtidos por injeção

“Dissertação apresentada ao programa de Mestrado em Materiais da Universidade de Caxias do Sul, visando a obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais”, com a orientação da Prof^a Dr^a Janaina da Silva Crespo, e a co-orientação da Prof^a Dr^a Laura B. Gonella.

Caxias do Sul
2012


“Influência da restrição do fluxo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de compósitos de poliamida 6.6 reforçados por fibras de vidro longas obtidos por injeção”


Daniel Teixeira


Dissertação de Mestrado submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós Graduação em Materiais da Universidade de Caxias do Sul, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais, Área de Concentração: Processamento, Simulação e Caracterização de Materiais


Caxias do Sul, 18 de Setembro de 2012

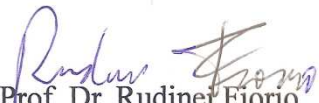
Banca Examinadora



Profa. Dra. Janaina da Silva Crespo (orientadora)
Universidade de Caxias do Sul

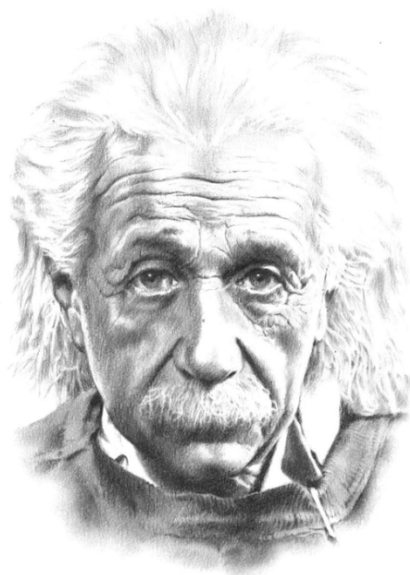

Dra. Laura Berasain Gonella (co-orientadora)
Universidade de Caxias do Sul


Prof. Dr. Estevão Freire
Universidade Federal do Rio de Janeiro


Prof. Dr. Robinson Carlos Dudley Cruz
Universidade de Caxias do Sul


Prof. Dr. Rudinei Fiorio
Instituto Federal do Rio Grande do Sul


Profa. Dra. Rosmary Nichele Brandalise
Universidade de Caxias do Sul



*“O único lugar em que o sucesso vem
antes do trabalho é no dicionário”*

Albert Einstein

AGRADECIMENTOS

Ao programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de Caxias do Sul pela possibilidade da execução desse trabalho.

À minha orientadora, Profa. Dra. Janaina da Silva Crespo, pelas valiosas sugestões, opiniões e a orientação na condução do trabalho.

À minha co-orientadora, Profa. Dra. Laura Berasain Gonella, pelo excelente trabalho na revisão do texto, as sugestões e principalmente pelo incentivo à conclusão do trabalho.

Aos demais professores e funcionários do Programa de Pós Graduação em Materiais, em especial à Técnica Damiani Paludo e à Secretária Margarida Hens Borges.

À empresa NTC moldes e plásticos pelo apoio à realização deste trabalho, em especial ao Diretor Bernardo Shen e ao Gerente Comercial / Produto Roberto Pilot.

Aos demais funcionários da empresa NTC que, em algum momento, auxiliaram na execução deste trabalho: Claudemir Farias de Souza, Jair Bastian, Julio Cesar Barbosa da Silva e, especialmente, Luiz Augusto Steffen.

Às empresas RTP, TICONA e PEPASA pelo fornecimento dos compósitos.

À Vanderlei Bissani pelo auxílio na usinagem dos corpos de prova.

Aos meus familiares que, direta ou indiretamente, incentivaram à conclusão deste trabalho.

À minha irmã Gisele Elise Teixeira, em memória, pelo incentivo que recebi através da sua vontade de viver.

E, em especial, para a minha esposa Janaina Piccoli, pelo incentivo, a paciência e por me fazer acreditar que era possível.

Artigo aceito para publicação

Periódico: Materials and Design, 2013

Título: Influence of flow restriction on the microstructure and mechanical properties of long glass fiber-reinforced polyamide 6.6 composites for automotive applications.

Autores: Daniel Teixeira, Marcelo Giovanela, Laura B. Gonella e Janaina S. Crespo.

Trabalhos apresentados em congressos

Congresso: 11º Congresso Brasileiro de Polímeros - CBPol, Campos do Jordão, Brasil

Título: Caracterização de compósitos termoplásticos reforçados com fibras de vidro longas, 2011.

Autores: Daniel Teixeira, Laura B. Gonella e Janaina S. Crespo.

Congresso: XIII Simposio Latinoamericano de Polímeros / XI Congresso Iberoamericano de Polímeros – SLAP 2012, Bogotá, Colômbia.

Título: Influência da Restrição de Fluxo na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas de Compósitos de Poliamida 6.6 Reforçados com Fibra de Vidro Longa, 2012.

Trabalho selecionado para apresentação oral

Autores: Daniel Teixeira, Marcelo Giovanela, Laura B. Gonella e Janaina S. Crespo.

Congresso: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Joinville, Brasil.

Título: Compósitos de poliamida 6.6 reforçados por fibras de vidro longas, 2012.

Autores: Daniel Teixeira, Laura B. Gonella e Janaina S. Crespo.

INDÍCE

Lista de Tabelas.....	XI
Lista de Figuras.....	XIII
Lista de Equações.....	XVI
Nomenclatura.....	XVIII
RESUMO.....	XXI
ABSTRACT.....	XXII
1 INTRODUÇÃO.....	23
1.1 Objetivo geral do trabalho.....	25
1.2 Objetivos específicos do trabalho.....	26
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
2.1 Compósitos.....	27
2.1.1 Compósitos reforçados por fibras.....	28
2.1.1.1 Fibras de vidro.....	30
2.1.1.2 Compósitos reforçados por fibras contínuas.....	31
2.1.1.3 Compósitos reforçados por fibras descontínuas.....	32
2.1.2 Compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro.....	33
2.2 Poliamida 6.6.....	35
2.3 Compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro longas (TRFL).....	38
2.4 Mecanismo de reforçamento em compósitos termoplásticos com fibras de vidro.....	41
2.4.1 Fibras contínuas unidirecionais.....	42
2.4.2 Fibras descontínuas e alinhadas.....	44
2.4.3 Fibras descontínuas orientadas aleatoriamente.....	48
2.5 Moldagem por injeção.....	49
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	52

3.1 Materiais utilizados.....	52
3.2 Molde para injeção dos corpos de prova.....	53
3.3 Preparação dos corpos de prova.....	56
3.3.1 Sequência de fabricação dos corpos de prova.....	57
3.3.2 Análise preliminar.....	58
3.3.3 Análise da influência da usinagem nos corpos de prova de flexão.....	59
3.3.3.1 Verificação do processo de secagem dos compósitos.....	60
3.3.4 Otimização do processo de injeção.....	61
3.3.5 Análise com injeção otimizada e comparativo dos compósitos TRFL versus TRFC.....	63
3.4 Análise da microestrutura.....	64
3.4.1 Comprimento das fibras de vidro.....	64
3.4.2 Orientação das fibras de vidro.....	65
3.5 Propriedades mecânicas.....	68
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69
4.1 Análise preliminar.....	69
4.1.1 Microestrutura do compósito TRFL com 40 % de FV em massa RTP.....	69
4.1.2 Propriedades mecânicas do compósito TRFL com 40% m de FV e sua correlação com a microestrutura.....	75
4.1.2.1 Tensão de ruptura nos ensaios de resistência à tração e flexão.....	75
4.1.2.2 Módulo de elasticidade nos ensaios de tração e flexão.....	81
4.1.2.3 Resistência ao impacto.....	85
4.2 Análise da influência da usinagem nos corpos de prova de flexão.....	86
4.3 Avaliação do processo de secagem dos <i>pellets</i> de compósitos TRFL.....	89
4.4 Otimização do processo de injeção.....	90

4.5	Comparativo entre compósitos TRFL e TRFC.....	95
4.5.1	Resistência à tração.....	95
4.5.2	Microestrutura dos compósitos TRFL com 50 %m FV moldados com fluxo livre.	97
4.5.3	Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas do compósito TRFL com 50 %m de FV moldado com fluxo livre.....	100
4.5.4	Resistência à flexão dos compósitos TRFL e TRFC com 50 %m de FV.....	102
4.5.5	Resistência ao impacto dos compósitos TRFL e TRFC com 50 %m de FV.....	103
5	CONCLUSÕES.....	105
6	LIMITAÇÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	108
6.1	Limitações e dificuldades encontradas na execução deste trabalho.....	108
6.2	Sugestões para trabalhos futuros.....	108
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Tipos de fibras e suas propriedades mecânicas.....	29
Tabela 2 – Composição típica das fibras de vidro.....	31
Tabela 3 – Propriedades mecânicas e térmicas da Poliamida 6.6 e do compósito TRFC com 30 % de fibra de vidro (em massa).....	36
Tabela 4 – Valores para o fator de orientação das fibras.....	49
Tabela 5 – Especificações dos compósitos utilizados neste trabalho.....	53
Tabela 6 – Parâmetros de processo utilizados para a análise preliminar.....	59
Tabela 7 – Parâmetros de processo utilizados para a análise comparativa usinado versus injetado.....	60
Tabela 8 – Parâmetros utilizados no projeto de experimento.....	63
Tabela 9 – Resultados da microscopia ótica para as fibras de vidro extraídas dos corpos de prova com fluxo livre e restrito.....	72
Tabela 10 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para resistência à tração / Parâmetros calculados utilizados para estimativa dos valores teóricos.....	79
Tabela 11 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para o módulo de elasticidade na tração.....	85
Tabela 12 – Resultados do projeto de experimento para a variável de resposta resistência à flexão.....	91
Tabela 13 – Anova dos resultados do projeto de experimentos para a variável de resposta resistência à flexão.....	91
Tabela 14 – Resultados do projeto de experimento para a variável de resposta qualidade visual.....	93
Tabela 15 – Anova dos resultados do projeto de experimentos para a variável de resposta qualidade visual I.....	93
Tabela 16 – Parâmetros de processos otimizados para melhor resistência à flexão e melhor qualidade visual.....	95

Tabela 17 - Resultados da microscopia ótica para os corpos de provas TRFL com 50% m fibras de vidro longas moldados com fluxo livre.....	97
Tabela 18 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para resistência à tração de compósito TRFL 50 % m	101

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Roda do carro conceito <i>SMART FORVISION</i> fabricada em compósito TRFL..	24
Figura 2 – Classificação dos compósitos quanto ao tipo da fase dispersa	28
Figura 3 – Tipos de distribuição de fibras em compósitos.....	30
Figura 4 – Fatores que afetam as propriedades de compósitos com fibras descontínuas.....	33
Figura 5 – Mecanismo de acoplamento promovido pelo silano.....	34
Figura 6 – Reação de obtenção da PA 6.6.....	37
Figura 7 – Exemplo de aplicações da PA 6.6.....	38
Figura 8 – Processo de fabricação de <i>pellets</i> para compósitos TRFL.....	40
Figura 9 – Curva tensão-deformação para materiais termoplásticos com fibras frágeis. Força aplicada sobre um compósito com fibras contínuas.....	43
Figura 10 – Equilíbrio de forças em um elemento infinitesimal de fibra de vidro. Distribuições de tensões de tração na fibra. e das tensões de cisalhamento na interface fibra-matriz	45
Figura 11 – Distribuição de tensões de tração na fibra para o caso de $l = l_c$, $l > l_c$ e $l < l_c$ para um compósito submetido a uma tensão de tração igual à tensão de ruptura.....	46
Figura 12 – Distribuição de tensões de tração e de cisalhamento na fibra e interface fibra/matriz segundo Cox. Distribuição de tensões quando o arrancamento foi iniciado....	47
Figura 13 – Máquina injetora e ciclo de injeção.....	50
Figura 14 – Molde de injeção dos corpos de prova.....	54
Figura 15 – Sistema de restrição de fluxo com postigos intercambiáveis.....	55
Figura 16 – Posição para usinagem dos corpos de prova de flexão e impacto. Previsão da orientação média das fibras, simulado pelo <i>software</i> Moldflow.....	57
Figura 17 – Sequência para fabricação dos corpos de provas	58

Figura 18 – Corpo de prova para ensaio de flexão usinado a partir da placa moldada. Corpo de prova para ensaio de flexão moldado a partir do corpo de provas de tração.....	60
Figura 19 – Planejamento do projeto de experimentos para otimização da resistência mecânica e do aspecto visual de compósitos TRFL.....	62
Figura 20 – Fibra de vidro dentro da matriz, com um ângulo φ em relação à direção do fluxo. Definição dos ângulos de orientação φ e θ da fibra de vidro e do vetor \mathbf{P} . Possíveis formas da seção da fibra de vidro em uma superfície polida.....	66
Figura 21 - Micrografia típica das fibras de vidro extraídas do compósito TRFL 40 % em massa fornecido pela RTP	70
Figura 22 – Distribuição de comprimento de fibra para as amostras com fluxo livre e restrito.....	70
Figura 23 - Micrografia ampliada da seção transversal dos corpos de prova de tração apresentando as dimensões W e L	72
Figura 24 – Micrografia da seção transversal dos corpos de prova de tração com fluxo livre e restrito.....	74
Figura 25 - Tensão de ruptura dos ensaios de tração e flexão para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 % fibra em massa RTP.....	76
Figura 26 – Resistência ao cisalhamento interfacial ($RCI-\tau_{ri}$) em função do conteúdo de fibra de vidro em massa (W_f) e do diâmetro médio das fibras (\bar{d}).....	78
Figura 27 – Módulo de elasticidade para os ensaios de tração e flexão para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 % FV (em massa) RTP.....	82
Figura 28 – Seção transversal de um compósito TRFL apresentando uma distribuição uniforme de fibras ao longo da matriz e mostrando a separação média entre as fibras	84
Figura 29 – Resistência ao impacto Izod para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 % fibra RTP (em massa).....	86
Figura 30 – Resistência à flexão dos corpos de provas usinados e injetados. Módulo de elasticidade na flexão dos corpos de prova usinados e injetados.....	87

Figura 31 – Seção transversal de corpos de prova de compósitos TRFL mostrando o efeito das bordas para o alinhamento das fibras no corpo de prova moldado por injeção.....	88
Figura 32 – Perda de umidade versus tempo de secagem para compósito TRFL 50 % (em massa) TICONA.....	89
Figura 33 – Efeito dos fatores sobre a variável de resposta resistência à flexão.....	92
Figura 34 – Efeito dos fatores sobre a variável de resposta qualidade visual.....	94
Figura 35 – resistência à tração para compósitos TRFC e TRFC reforçado com 50% em massa de fibra de vidro.....	96
Figura 36 – Distribuição de comprimento de fibras para o compósito TRFL com 50% em massa de fibras de vidro, moldado em fluxo livre.....	98
Figura 37 - Micrografia da seção transversal dos corpos de prova de tração com fluxo livre do compósito TRFL com 50 %m de fibras de vidro.....	99
Figura 38 – Fator de orientação de Hermans (η_0) ao longo da espessura do corpo de provas TRFL com 50% de fibras de vidro (em massa).....	100
Figura 39 – Comparativo entre a resistência à flexão de corpos de provas moldados em compósitos TRFC e TRFL com fluxo livre e restrito, nas condições paralela e perpendicular ao fluxo.....	102
Figura 40 – Comparativo entre a resistência ao impacto dos corpos de provas moldados a partir de compósitos TRFC e TRFL com fluxo livre, na condição paralela ao fluxo de injeção.....	104

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1.....	43
Equação 2.....	43
Equação 3.....	43
Equação 4.....	44
Equação 5.....	45
Equação 6.....	46
Equação 7.....	48
Equação 8.....	48
Equação 9.....	49
Equação 10.....	49
Equação 11.....	49
Equação 12.....	52
Equação 13.....	65
Equação 14.....	65
Equação 15.....	66
Equação 16.....	66
Equação 17.....	66
Equação 18.....	67
Equação 19.....	67
Equação 20.....	67
Equação 21.....	68
Equação 22.....	68
Equação 23.....	71
Equação 24.....	71

Equação 25.....	76
Equação 26.....	77
Equação 27.....	83
Equação 28.....	83
Equação 29.....	83
Equação 30.....	84
Equação 31.....	84
Equação 32.....	84

NOMENCLATURA

$\%v$ – Percentual de fibra de vidro em volume presente no compósito

$\%m$ – Percentual de fibra de vidro em massa presente no compósito

d – Diâmetro da fibra de vidro

\bar{d} – Diâmetro médio das fibras de vidro presente no compósito

E_c – Módulo de elasticidade do compósito

E_{cl} – Módulo de elasticidade do compósito na direção longitudinal, paralelo ao alinhamento das fibras

E_{ct} – Módulo de elasticidade do compósito na direção transversal, perpendicular ao alinhamento das fibras

E_f – Módulo de elasticidade da fibra

E_m – Módulo de elasticidade da matriz

$f(l)$ – função densidade de probabilidade lognormal para o comprimento das fibras

F_c – Força atuante sobre o compósito

$F_x(l)$ – Função distribuição de probabilidade lognormal para o comprimento das fibras

FV – Fibra de vidro

L – Maior eixo da elipse resultante da interseção entre a fibra a superfície polida do corpo de provas

l – Comprimento da fibra de vidro

l_c – Comprimento crítico da fibra de vidro

l_i – Comprimento de uma fibra genérica i presente no compósito, com comprimento menor que o crítico l_c

l_{ini} – Comprimento inicial da fibra de vidro presente nos *pellets* de matéria prima antes da injeção

l_j – Comprimento de uma fibra genérica j presente no compósito, com comprimento maior que o crítico l_c

l_{min} – Menor comprimento de fibra presente no compósito

l_{max} – Maior comprimento de fibra presente no compósito

l_n – Comprimento numérico médio das fibras de vidro

l_w – Comprimento numérico volumétrico das fibras de vidro

\mathbf{P} – Vetor alinhado com o comprimento da fibra

$P(l \leq x)$ – Probabilidade de encontrar fibras com comprimento menor ou igual a x

PA 6.6 – Poliamida 6.6

RCI – Resistência ao cisalhamento interfacial (τ_{ri})

SF – Separação média entre as fibras de vidro, supondo uma distribuição uniforme das mesmas na matriz

TRFC – Termoplástico reforçado por fibras curtas

TRFL – Termoplástico reforçado por fibras longas

V_f – Conteúdo de fibra de vidro em volume, ou fração volumétrica presente no compósito

V_i – Fração volumétrica de uma fibra de comprimento l_i presente no compósito

V_j – Fração volumétrica de uma fibra de comprimento l_j presente no compósito

V_m – Conteúdo da matriz presente no compósito, em volume

W_f – Conteúdo de fibra de vidro em massa presente no compósito

W – Menor eixo da elipse resultante da interseção entre a fibra a superfície polida do corpo de provas

x – Coordenada de posição ao longo do comprimento da fibra

β_j – Parâmetro da equação de Halpin-Tsai, onde $j = 1,2$

δ – Região da fibra que é arrancada da matriz

ε_{rc} – Deformação do compósito na ruptura

ε_{rf} – Deformação da fibra na ruptura

ε_{rm} – Deformação da matriz na ruptura

η_0 – Fator de orientação de Hermans

η_{0k} – Fator de orientação de Cox-Krenchel

η_1 – Fator adimensional para correção do cálculo do módulo de elasticidade, calculado em função do diâmetro e do comprimento das fibras.

θ – Ângulo entre a fibra de vidro e a direção 3 (espessura do corpo de provas)

μ_{ln} – Média do logaritmo natural dos comprimentos de fibra de vidro de uma amostra (distribuição lognormal)

ξ_j – Parâmetro da equação de Halpin-Tsai, onde $j = 1,2$

ρ_f – Densidade da fibra de vidro

ρ_m – Densidade da matriz (PA 6.6)

σ_f – Tensão atuante na fibra de vidro

σ_{rc} – Resistência à tração do compósito

σ_{ln} – Desvio padrão do logaritmo natural dos comprimentos de fibra de vidro de uma amostra. (distribuição lognormal)

σ'_m – Tensão na matriz no momento da ruptura do compósito (deformação igual a ε_{rc})

σ_{rf} – Resistência à tração da fibra

σ_{rm} – Resistência à tração da matriz

τ_i – Tensão de cisalhamento interfacial

τ_{ri} – Resistência ao cisalhamento interfacial (RCI)

φ – Ângulo entre a fibra de vidro e a direção 1 (sentido do fluxo)

RESUMO

Atualmente há um grande crescimento na utilização de compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro longas. Estes compósitos possuem propriedades mecânicas exigidas para aplicações estruturais e automotivas, pois possuem elevada resistência mecânica aliada a uma baixa massa específica. Entretanto o processamento afeta significativamente o desempenho mecânico destes compósitos. Neste estudo, compósitos de poliamida 6.6 com 40 % e 50 % em massa de fibras de vidro longas foram processados por injeção em um molde com capacidade para simular uma restrição controlada no fluxo. As propriedades mecânicas foram avaliadas para verificar a influência desta restrição de fluxo. O comprimento residual das fibras de vidro presente nos compósitos também foi avaliado, assim como a correlação entre as propriedades mecânicas e a microestrutura dos compósitos, por meio de modelos matemáticos. Um projeto de experimentos foi utilizado para verificar as condições de processamento que maximizam as propriedades mecânicas e o aspecto visual dos compósitos moldados. Também foi executado um estudo comparativo entre compósitos reforçados por fibras de vidro longas e curtas. Verificou-se que a presença da restrição afeta o comprimento das fibras, assim como o grau de orientação das mesmas, influenciando desta forma as propriedades mecânicas finais do compósito. Também foi observado um elevado grau de anisotropia nas propriedades mecânicas. Os modelos matemáticos utilizados demonstraram boa concordância com os dados experimentais. Já o comparativo entre compósitos reforçados por fibras longas e curtas revelou que os compósitos reforçados por fibras longas, embora mais suscetíveis à orientação destas, possuem melhor comportamento mecânico.

Palavras chave: Compósito termoplástico, fibra de vidro longa, moldagem por injeção, Poliamida 6.6.

ABSTRACT

Currently there is a large growth in the use of thermoplastic composites reinforced with long glass fiber. These composites have the mechanical properties required for structural and automotive applications, because they have a high mechanical strength combined with a low specific weight. However the process of production significantly affects the mechanical performance of these composites. In this study, composites of polyamide 6.6 with 40 wt% and 50 wt% of long glass fibers were processed in an injection mold that has the ability to simulate a controlled restriction in the flow. The mechanical properties were evaluated to check the influence of the flow restriction. The residual length of the glass fibers in this composite was also evaluated, as well the correlation between the mechanical properties and microstructure of the composite using mathematical models. An design of experiment was used to verify the processing conditions that maximize the mechanical properties and the visual appearance of the molded composites. It was also performed a comparative study between composites reinforced by long and short glass fiber. It was found that the presence of restriction affects fiber length, as well as the degree of orientation thereof, thus affecting the final mechanical properties of the composite. It was also observed a high degree of anisotropy in mechanical properties. The mathematical models used achieved good agreement with experimental data. The comparison between composites reinforced by long and short fibers showed that the composites reinforced by long fibers had better mechanical behavior, although they are more susceptible to the orientation of glass fibers.

Keywords: Thermoplastics composites, long glass fiber, injection molding, polyamide 6.6.

1 INTRODUÇÃO

A utilização de compósitos termoplásticos em aplicações de engenharia tem crescido muito nos últimos anos. Esses materiais combinam facilidade de processamento, com boa resistência à corrosão, baixa massa específica e elevada resistência mecânica. Essas características, aliadas à capacidade de serem reciclados, permitem que estes materiais sejam utilizados em aplicações automotivas, principalmente na substituição de componentes originalmente fabricados em ligas metálicas [1-5]. Nestas aplicações, a baixa massa específica desses materiais é de interesse ambiental, pois o consumo de combustível de um veículo automotivo e a emissão de CO₂ está diretamente relacionado com a sua massa. Uma redução de 100 kg na massa de um veículo de transporte coletivo (ônibus, por exemplo) permite a economia de até 2.500 litros de óleo diesel durante sua vida útil. Isso equivale a uma redução na emissão de CO₂ de 5.200 kg durante o mesmo período de tempo [6, 7].

Os compósitos termoplásticos reforçados com fibra de vidro curta (TRFC) são frequentemente utilizados na indústria automotiva em aplicações semiestruturais e no compartimento do motor. Um exemplo de aplicação bem sucedida nesta classe é compósito de poliamida 6.6 reforçada com fibra de vidro curta (PA 6.6 TRFC) [8]. Esses materiais podem ser industrializados pelo processo de injeção, o que permite uma produção econômica e em larga escala. Entretanto, aplicações estruturais destes materiais tendem a ser limitadas quando comparados aos compósitos reforçados com fibras contínuas, pois as suas propriedades mecânicas são influenciadas pelo comprimento e a orientação das fibras presentes no produto moldado. Nesses materiais, o comprimento inicial das fibras, antes do processamento por injeção, é da ordem de 1 mm [9]. Outra

desvantagem dos compósitos TRFC, é que durante o processamento por injeção, o cisalhamento inerente a este processamento promove uma redução significativa do comprimento das fibras de vidro, levando a um decréscimo das propriedades mecânicas do compósito [10].

Com o intuito de diminuir essas limitações, foram desenvolvidos os compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro longas (TRFL) [11]. O processo de obtenção destes materiais por pultrusão propicia a preparação de compósitos que apresentam fibras de vidro com comprimento de 25 mm ou mais antes do processamento. Maiores, portanto, quando comparados aos tradicionais compósitos TRFC. Desta forma os compósitos TRFL apresentam um excelente equilíbrio entre propriedades mecânicas e baixo custo de fabricação, de tal maneira que o mercado mundial projeta um crescimento anual de 5 a 6 % na utilização desses compósitos [12]. A Figura 1 ilustra uma aplicação atual deste tipo de compósito.

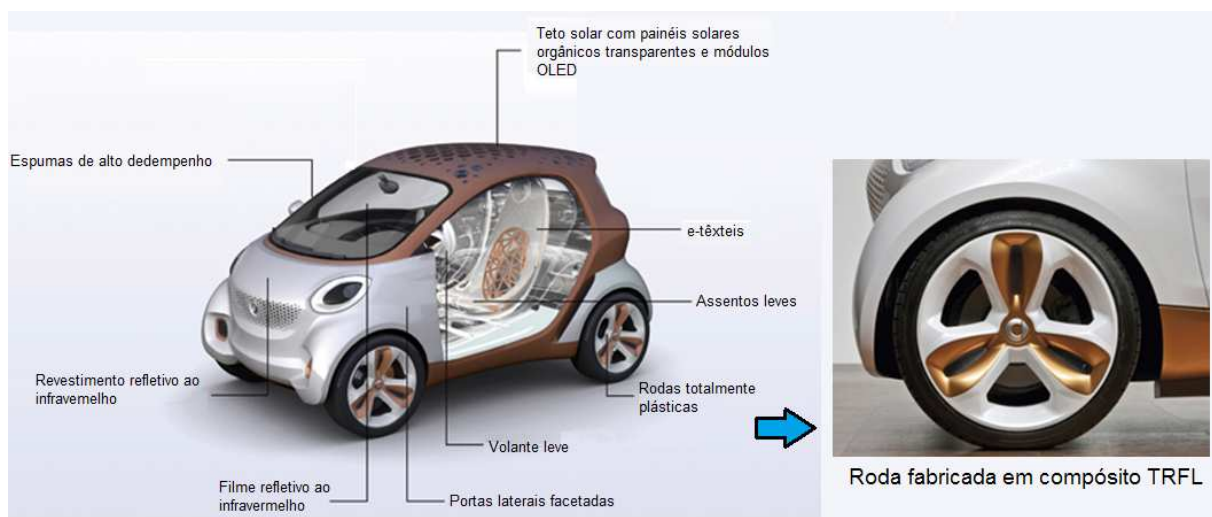


Figura 1 - Roda do carro conceito *SMART FORVISION* fabricada em compósito TRFL [1, 13].

Conforme mostra a literatura referente ao assunto, as propriedades mecânicas de compósitos termoplásticos com fibras de vidro dependem do comprimento residual e da orientação das fibras no produto moldado [3, 8, 12, 14-16]. Além disto, a orientação das

fibras de vidro pode ser responsável pela anisotropia nas propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibras e moldados por injeção. [17]

Durante o processamento por injeção dos compósitos TRFL, tanto os parâmetros de processamento quanto o equipamento utilizado, além do desenho do molde (canais de distribuição e entradas do material) influenciam diretamente a microestrutura do produto moldado. As elevadas tensões de cisalhamento criadas durante o processamento podem proporcionar a quebra das fibras de vidro e a orientação destas [10, 18]. O grande desafio para maximizar as propriedades mecânicas em compósitos TRFL é manter um elevado comprimento residual da fibra de vidro e um adequado controle sobre a orientação das mesmas.

Neste contexto, existem na literatura alguns trabalhos que ilustram o mecanismo de diminuição do comprimento das fibras e de orientação das mesmas durante o processamento por injeção para compósitos TRFL e TRFC. Porém, há poucos estudos que relacionem estes mecanismos com a geometria do molde utilizado no processamento destes compósitos [11, 18], ou mesmo que correlacionem a microestrutura do compósito moldado por injeção com suas propriedades mecânicas [19, 20]. Estas informações podem contribuir para o desenvolvimento de compósitos termoplásticos capazes de substituir adequadamente metais em aplicações automotivas e estão entre as principais contribuições deste estudo.

1.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da geometria do molde e das condições de processamento nas propriedades mecânicas e na microestrutura dos compósitos termoplásticos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas fabricado pelo

processo de moldagem por injeção, visando posteriormente a utilização desse tipo de compósito em substituição aos metais em aplicações automotivas.

1.2 Objetivos específicos do trabalho

- Projetar um molde com uma restrição controlada de fluxo, adequado para injeção de corpos de prova de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas.

- Avaliar a influência de uma restrição de fluxo nas propriedades mecânicas de compósitos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas por meio de ensaios mecânicos de resistência à tração, flexão e impacto.

- Avaliar o efeito de uma restrição de fluxo controlada na microestrutura de PA 6.6 reforçado com fibras de vidro longas por meio da medição do comprimento e da orientação das fibras dispersas no compósito.

- Analisar a correlação entre a microestrutura de compósitos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas e as suas propriedades mecânicas, utilizando modelos matemáticos baseados na distribuição do comprimento e orientação das fibras presentes no compósito.

- Determinar os parâmetros de processamento ideais para maximizar as propriedades mecânicas e o aspecto visual de compósitos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas através de uma metodologia de análise de experimentos.

- Comparar as propriedades mecânicas de compósitos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas e curtas moldados nas mesmas condições de processamento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Compósitos

Compósito pode ser definido como um mistura física de dois ou mais componentes denominados fases, gerando um material multifásico. As fases devem ser quimicamente diferentes entre si e separadas por uma interface distinta. Frequentemente os materiais compósitos são constituídos por apenas duas fases. A fase em maior percentagem é denominada matriz, a qual é contínua e envolve a outra fase, neste caso chamada de fase dispersa. As propriedades finais destes compósitos são decorrentes das propriedades das fases constituintes, de suas quantidades relativas, da geometria da fase dispersa e da interface entre a matriz e fase dispersa [21, 22].

Materiais compósitos são importantes para a humanidade desde o início da sua história, mesmo antes da definição do próprio termo “compósito”. Seu desenvolvimento surgiu da necessidade de melhorar propriedades de determinados materiais pela combinação de dois ou mais materiais distintos. Palha e crina de cavalos, por exemplo, foi utilizada para reforçar tijolos e melhorar sua tenacidade à fratura a mais de 5000 anos. Atualmente a indústria de compósitos vem crescendo impulsionada pela mesma necessidade: combinar duas ou mais classes de materiais para atender as novas demandas de propriedades especificadas, que são difíceis de serem obtidas com os materiais originais isoladamente, criando desta forma um novo tipo de material. Um exemplo desta necessidade é a indústria automotiva que anseia por materiais mais resistentes, mais leves e com grande resistência à corrosão [23, 24].

Os compósitos podem ser classificados em três grandes grupos: compósitos reforçados por partículas, compósitos reforçados por fibras e compósitos estruturais, como ilustra a Figura 2. Quando a fase dispersa é constituída por partículas com dimensões semelhantes em todas as direções (equiaxial) o compósito é denominado reforçado por partículas. Compósitos reforçados por fibras ocorrem quando a fase dispersa possui uma de suas dimensões (comprimento) muito maior que as demais (diâmetro, largura ou espessura), possuindo o formato de uma fibra. Já os compósitos estruturais são combinações de compósitos e materiais homogêneos [21, 25].

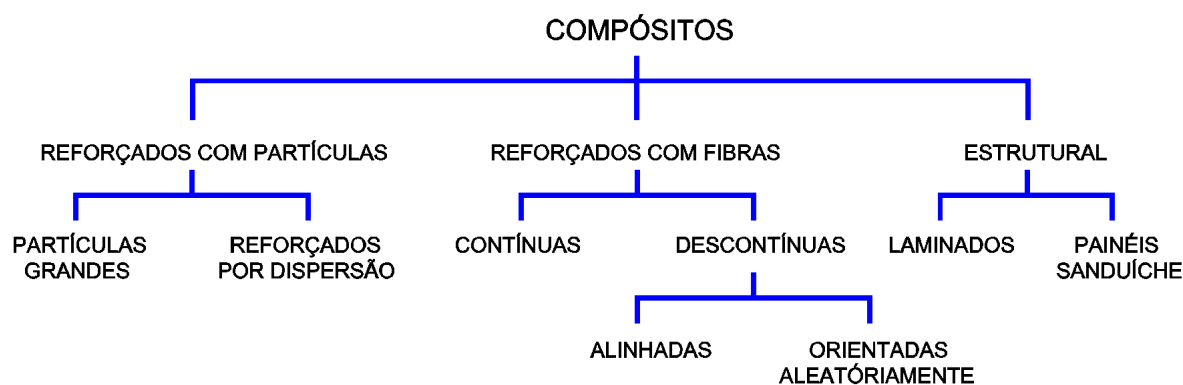


Figura 2 – Classificação dos compósitos quanto ao tipo da fase dispersa [21].

2.1.1 Compósitos reforçados por fibras

Os compósitos reforçados por fibras, também conhecidos por compósitos fibrosos, são os de maior importância tecnológica. Nesta classe de material, a fase dispersa é uma fibra, geralmente de seção transversal circular, em que o comprimento é muito maior que o seu diâmetro. Os compósitos fibrosos geralmente possuem baixa densidade, elevada rigidez e resistência mecânica, o que justifica sua grande utilização comercial, principalmente em aplicações onde se deseja redução de densidade [21].

Em um compósito fibroso, a fibra é responsável por absorver a maior parte do esforço mecânico recebido pelo componente. Geometricamente as fibras são caracterizadas pela sua razão de aspecto, a qual é definida pela razão entre o seu comprimento e diâmetro

(l/d). [26]. As fibras possuem elevada razão de aspecto, e devido a esta característica geométrica possuem uma pequena quantidade de defeitos por unidade de massa. Além disto, exibem uma grande orientação molecular no sentido do seu comprimento, o que contribuí para maximizar as suas propriedades mecânicas [27, 28].

Neste tipo de compósito as fibras podem ser cerâmicas, metálicas, poliméricas ou mesmo naturais (linho, sisal ou curauá). Além disto, as fibras podem estar dispersas dentro da matriz de forma contínua ou descontínua e de forma orientada ou aleatória, conforme ilustra a Figura 3. Já a matriz pode ser um polímero termorrígido ou termoplástico e, menos frequentemente, um metal. A Tabela 1 ilustra os diferentes tipos de fibras que podem estar presentes nestes compósitos.

Tabela 1 – Tipos de fibras e suas propriedades mecânicas [24, 29-32]

	Material	Densidade (g/cm^3)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)
Fibras cerâmicas	Carbono	1,78 – 2,15	1500 – 4800	228 - 724
	Boro	2,57	3600	400
	Carbeto de silício	3,00	3900	400
	Vidro-A	2,50	3000	69
	Vidro-C	2,49	3300	69
	Vidro-E	2,54	3500	72
	Vidro-S	2,48	4590	86
Fibras poliméricas	Aramida (Kevlar 49)	1,44	3600 – 4100	131
	Polietileno UHMW	0,97	2600	117
Fibras Metálicas	Aço carbono	7,8	450	205
	Tungstênio	19,3	2890	407
	Molibdênio	10,2	2200	324
Fibras Naturais	Linho	1,4 – 1,5	345 – 1500	27,6 - 80
	Sisal	1,33 – 1,45	468 – 700	9,4 - 38
	Curauá	1,4	500 – 1150	11,8
	Juta	1,3-1,45	400 – 800	10 - 30

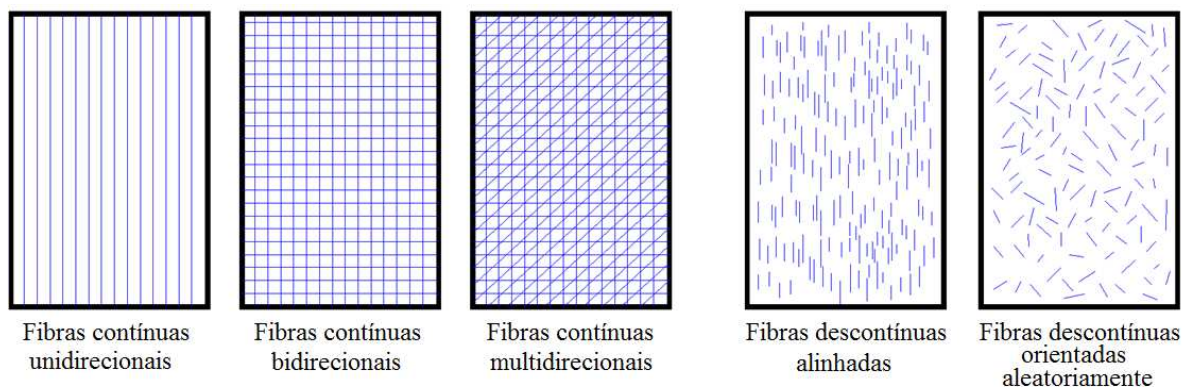


Figura 3 – Tipos de distribuição de fibras em compósitos [21, 22]

2.1.1.1 Fibras de vidro

A fibra de vidro é a carga de reforço mais utilizada em compósitos, principalmente para os compósitos de matriz polimérica. Esta ampla aplicação é justificada pelo seu baixo custo quando comparado a outras fibras. Também possui boa resistência à tração, a oxidação e excelente inércia química. Como desvantagem a fibra de vidro possui baixo módulo e baixa resistência à fadiga quando incorporada aos compósitos, é relativamente abrasiva e pode desgastar os equipamentos de processamento, principalmente quando os compósitos são processados por extrusão ou injeção [24, 25, 33].

Os tipos e as composições mais comuns de fibras de vidro utilizados estão descritos na Tabela 2, sendo que as propriedades mecânicas destas fibras foram apresentadas na Tabela 1. A fibra de vidro mais utilizada é a do tipo E (*E-glass, electrical glass*), a qual representa cerca de 80 a 90 % da produção comercial de fibras de vidro [32]. Sua grande aplicação é justificada pelo seu baixo custo quando comparado com outros tipos de fibras, aliada a uma boa resistência à tração. Sua designação “E” é proveniente da sua primeira utilização comercial, que foi em aplicações elétricas [24, 32].

As fibras do tipo S (*S-glass – strength glass*) possuem teores elevados de sílica, o que proporciona resistência à tração, módulo de elasticidade e resistência térmica

superiores às fibras do tipo E, porém com custo maior. Já as fibras do tipo C (*C-glass – chemical glass*) possuem custo e resistência química superior a fibra do tipo E, entretanto com uma resistência à tração inferior. São utilizadas em ambientes extremamente alcalinos ou ácidos no qual o desempenho químico da fibra de vidro tipo E não é adequado. As fibras do tipo A (*A-glass*) são utilizadas com a finalidade de melhorar o aspecto visual do compósito. Existem ainda as fibras do tipo AR (*alkalil resistance glass*) com maior resistência alcalina e as fibras do tipo E-CR (*chemical resistance*) [25, 31-33].

Tabela 2 – Composição típica das fibras de vidro [32].

Tipo de fibra	Constituintes						
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	B ₂ O ₃
Tipo A	72,0	1,0	8,0	4,0	14,0	-	-
Tipo C	64,6	4,1	13,4	3,3	8,5	1,1	4,7
Tipo E	55,2	14,5	18,7	4,6	0,3	0,2	6,5
Tipo S	64,4	25,0	-	10,3	0,3	-	-

Durante sua produção, as fibras podem receber determinados tratamentos superficiais destinados a melhorar a aderência na matriz do compósito. As fibras de vidro podem ser comercializadas diretamente em formas de filamentos contínuos em rolos (*rovings*), na forma de tecidos, de mantas, ou na forma de fibras picadas [32].

2.1.1.2 Compósitos reforçados por fibras contínuas

Neste tipo de compósito, as fibras estão dispostas de uma forma praticamente contínua dentro da matriz. Conseqüentemente, as fibras suportam quase a totalidade da tensão recebida pelo compósito, sendo que neste caso a matriz tem a função de manter as fibras unidas e protegê-las do meio ambiente. Conforme ilustra a Figura 3, as fibras podem estar alinhadas em uma única direção (unidirecionais), em duas (bidirecionais) ou em mais de duas direções (multidirecionais). As propriedades destes compósitos dependem fortemente das propriedades mecânicas da fibra e da forma como esta está dispersa no

compósito. Compósitos unidirecionais são anisotrópicos enquanto os bidirecionais e multidirecionais são isotrópicos [21, 22, 26].

Embora esse tipo de compósito possua alta resistência mecânica, não são adequados à produção em larga escala requerida pela indústria automotiva, pois os métodos de produção normalmente utilizados para esse tipo de compósito são manuais, e/ou com baixa capacidade produtiva.

2.1.1.3 Compósitos reforçados por fibras descontínuas

Esses compósitos são constituídos de fibras cortadas (picadas) que correspondem à fase dispersa na matriz. Possuem uma resistência mecânica inferior aos compósitos reforçados por fibras contínuas, no entanto são mais versáteis no que se refere ao processo de produção. Podem ser processados por injeção ou extrusão o que permite custos de fabricação menores e capacidades produtivas maiores quando comparado aos compósitos de fibras contínuas [22, 26].

Nos compósitos com fibras descontínuas, as propriedades mecânicas dependem do comprimento das fibras no compósito, assim como da adesão entre as fibras e a matriz e da concentração de fibras. Neste caso a matriz, além de suportar as fibras, também deve transmitir a estas a tensão recebida pelo compósito. A Figura 4 demonstra de forma esquemática este comportamento, onde a curva relaciona a resistência mecânica do compósito como função do comprimento das fibras. Aumentando-se a adesão entre a fibra e a matriz e a concentração das fibras, a curva é deslocada horizontalmente para a esquerda e verticalmente para cima, respectivamente. Uma maior orientação das fibras também desloca a curva verticalmente para cima.

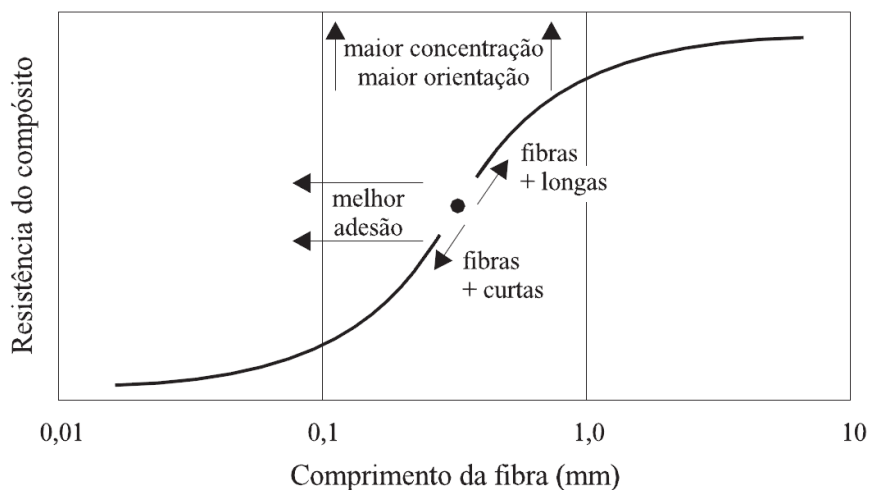


Figura 4 – Fatores que afetam as propriedades de compósitos com fibras descontínuas [34].

A orientação das fibras presente no compósito também afeta as propriedades mecânicas, pois compósitos com fibras alinhadas (Figura 3) exibem uma anisotropia em suas propriedades mecânicas. Além disso, o processamento influencia diretamente na orientação das fibras [8, 9, 30, 34].

2.1.2 Compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro

Nestes compósitos a matriz é um polímero termoplástico e a fase dispersa é constituída por fibras de vidro descontínuas. Os polímeros termoplásticos possuem, de forma geral, baixa rigidez e boa ductilidade, além de possibilitar moldagem na forma desejada e com facilidade. As fibras de vidro, por sua vez, possuem boa rigidez, excelente resistência à tração, porém são frágeis pois possuem baixa resistência ao impacto. Além disso, não podem ser moldadas devido a sua constituição, necessitando de um meio para sustentá-las. Desta forma, esses materiais combinam a facilidade de processamento dos polímeros termoplásticos com a resistência mecânica das fibras de vidro. Essas combinações de propriedades, associadas ainda à baixa densidade e facilidade de reciclagem dos polímeros, credenciam estes materiais para aplicações automotivas e

aeroespaciais [23, 26, 35]. Em média os polímeros e compósitos termoplásticos participam com cerca de 17 % da massa de um veículo automotivo [1].

As fibras de vidro utilizadas nos compósitos termoplásticos são descontínuas e possuem como principais funções o aumento da rigidez e da resistência mecânica do compósito, além de propiciar estabilidade dimensional, podendo também melhorar as propriedades de impacto. As fibras mais utilizadas são as do tipo E. Já a matriz tem a função de representar a superfície final do compósito, proteger a fase dispersa e de transferir as tensões externas para as fibras [26, 31, 36]. Com o intuito de melhorar a aderência da fibra com a matriz, melhorando assim a transferência das tensões, as fibras são tratadas com agentes de acoplamento. Esses agentes são na sua maioria silanos, que possuem em sua estrutura um grupo de afinidade orgânica (que tem interação química com o polímero) e um grupo com afinidade inorgânica (que tem interação química com a fibra de vidro). A Figura 5 ilustra o mecanismo de acoplamento promovido pelo agente silano e micrografias MEV de amostras criofraturadas com e sem agente e acoplamento. É possível perceber na Figura 5c que o agente de acoplamento promove uma melhor adesão interfacial entre a fibra e a matriz, de tal forma que após a ruptura da amostra, fragmentos do polímero ficam aderidos à fibra de vidro, isto não ocorre na amostra sem agente de acoplamento (Figura 5b), indicando que a fibra é arrancada da matriz [25, 33, 34].

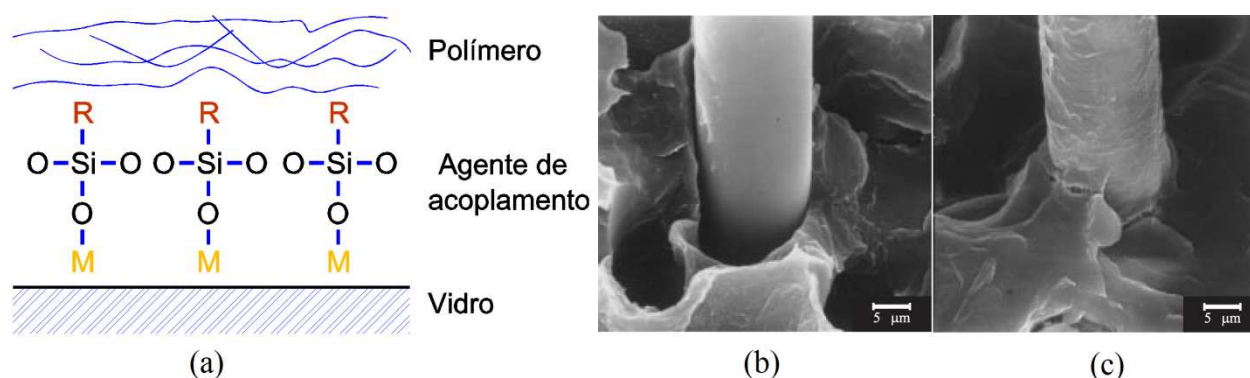


Figura 5 – (a) Mecanismo de acoplamento promovido pelo silano, R é um grupo com afinidade orgânica e M um grupo com afinidade inorgânica. Micrografia MEV de compósito de PP com fibra de vidro sem agente de acoplamento (b), e com agente de acoplamento (c) [33, 34].

Compósitos poliméricos geralmente são processados por injeção, o que envolve altas taxas de cisalhamento que podem contribuir para a diminuição do comprimento das fibras de vidro. Dessa forma a utilização de fibras descontínuas nesses compósitos torna o comprimento destas uma variável importante a ser controlada durante a fabricação. Nesse tipo de compósito as fibras podem estar alinhadas ou orientadas de forma aleatória (Figura 3), dependendo do tipo de processamento ou da geometria do produto moldado, o que pode conferir ao compósito um certo grau de anisotropia [17, 19].

As matrizes mais comuns utilizadas nos compósitos termoplásticos reforçados com fibra de vidro são a poliamida 6 (PA 6), a poliamida 6.6 (PA 6.6), o polipropileno (PP), o policarbonato (PC), o politereftalato de etileno (PET) e o politereftalato de butileno (PBT) [26]. As poliamidas e o polipropileno são os mais difundidos. A grande utilização do polipropileno é justificada pelo seu baixo custo e facilidade de processamento e o uso das poliamidas é justificado pelas propriedades mecânicas e térmicas superiores deste polímero em comparação aos demais [9, 15, 36].

2.2 Poliamida 6.6

O desenvolvimento da poliamida 6.6 (PA 6.6) teve sua origem no ano de 1935 na empresa norte americana DuPont, por meio de pesquisas coordenadas pelo Dr. Wallace Hume Carothers. O objetivo inicial era produzir uma fibra sintética para aplicações têxteis e que pudesse substituir a seda natural, objetivo que foi alcançado com sucesso. A produção inicial deste novo fio iniciou em 1940 na unidade da DuPont em Seaford, Delaware com a designação comercial *nylon*. Esta designação é utilizada até hoje para este tipo de poliamida [33, 37, 38].

Atualmente, além de aplicações em fios têxteis, a PA 6.6 é um dos plásticos de engenharia mais utilizados comercialmente em produtos moldados, tanto em sua versão

pura como em compósitos reforçados com fibra de vidro. Devido principalmente às suas ótimas propriedades mecânicas, baixo coeficiente de atrito, boa resistência a fadiga e ao impacto, elevada resistência química, boa resistência à intempéries, facilidade de processamento e pela capacidade de ser reciclada. Entretanto, apresentam custo elevado quando comparado aos outros polímeros comerciais além de facilidade de absorver umidade [37, 39]. A Tabela 3 ilustra as principais propriedades mecânicas e térmicas deste tipo de poliamida com e sem reforço.

A poliamida 6.6 é caracterizada pelo grupo funcional amida (CONH) e é obtida pela polimerização em etapas partindo do ácido hexanodioico e da hexan-1.6-diamina, (Figura 6). Conforme pode ser observado a poliamida 6.6 é formada por dois monômeros, cada um com 6 átomos de carbono, daí a sua denominação PA 6.6 [33, 37]. Como possuem grupos funcionais amida espaçados regularmente são polímeros polares e cristalizam com alta atração intermolecular, formando pontes de hidrogênio entre as cadeias. Este comportamento molecular justifica as propriedades mecânicas elevadas da PA 6.6 [37].

Tabela 3 – Propriedades mecânicas e térmicas da Poliamida 6.6 e do compósito TRFC com 30 %m de fibra de vidro [37, 40-43]

Propriedade ^a	PA 6.6	PA 6.6 reforçada com 30 %m de fibra de vidro curta
Densidade (g/cm ³)	1,14	1,37
Tensão de escoamento à tração (MPa)	82	190
Deformação no escoamento (%)	4,5	-
Deformação na ruptura (%)	25	3,5
Módulo de elasticidade na tração (GPa)	2,9	9.8
Resistência ao impacto <i>Charpy</i> com entalhe a 23°C (kJ/m ²)	5,5	13
Coeficiente de Poisson	0,35	-
Temperatura de deflexão térmica (HDT) a 0,45 MPa (°C)	200	253
Temperatura de transição vítrea – T _g (°C)	52	-
Temperatura de fusão – T _m (°C)	255	-
Temperatura de uso contínuo (°C)	90	-
Absorção de água em 24 horas de imersão (%)	1,5 a 2,0	-
Peso molecular (g/mol)		2 x 10 ⁴
Grau de cristalinidade (%)		35-45
Nomenclatura IUPAC	poli(hexametileno-adipamida)	

^a Corpos de prova secos conforme moldados (não hidratados)

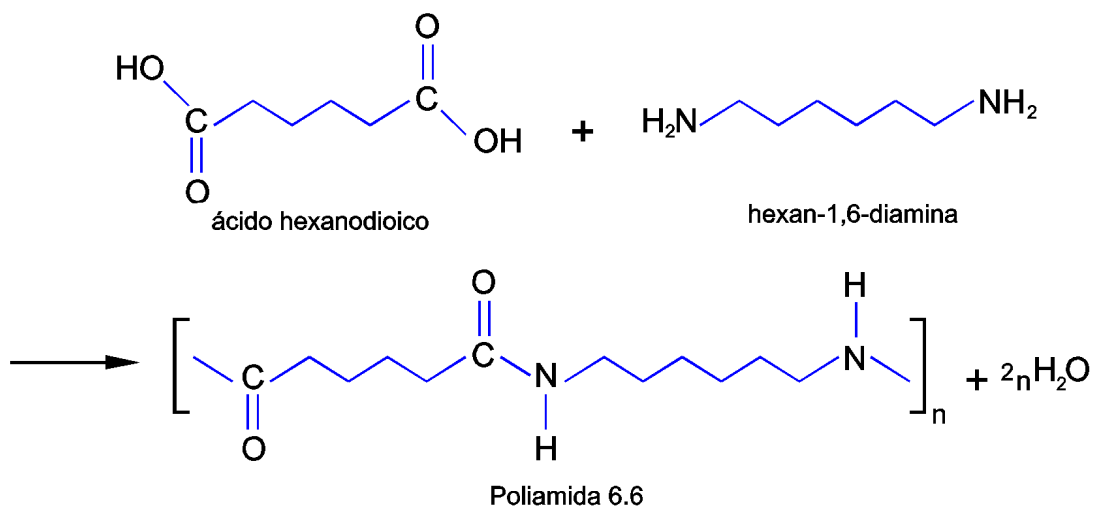


Figura 6 – Reação de obtenção da PA 6.6 [37].

Devido à natureza higroscópica das ligações de hidrogênio presentes nas poliamidas 6.6, estas possuem a característica de absorver água em sua estrutura molecular. A presença da água atua como um plastificante no polímero separando as cadeias moleculares, facilitando a sua mobilidade e, desta forma, diminuindo a temperatura de transição vítrea para temperaturas próximas a 0°C. Como resultado disso, a resistência mecânica também diminui, assim como o módulo de elasticidade, porém a resistência ao impacto e a tenacidade aumentam. Em aplicações industriais, a tenacidade ótima da poliamida 6.6 pura é alcançada com 1 a 2 % de umidade, obtida por um tratamento higroscópico adequado (imersão em água a 90°C) [37]. Compósitos de PA 6.6 com fibras de vidro geralmente não são hidratados.

Devido a suas características a PA 6.6 possui aplicações bastante amplas, não só na indústria automotiva, mas também na indústria elétrica, eletrônica, construção e móveis. A Figura 7 mostra alguns exemplos de aplicações da PA 6.6 pura e em forma de compósitos TRFC e TRFL.



Figura 7 – Exemplo de aplicações da PA 6.6. (a) engrenagens de PA 6.6 pura, (b) coletor de admissão de veículo automotivo em PA 6.6 TRFC e (c) roda de bicicleta fabricada em PA 6.6 TRFL [42, 44].

2.3 Compósitos termoplásticos reforçados por fibras de vidro longas (TRFL)

As propriedades mecânicas de compósitos termoplásticos reforçados com fibras de vidro são profundamente dependentes do comprimento das fibras presentes no produto moldado [8, 35]. Durante o processamento por injeção, as tensões de cisalhamento inerentes a este processo de fabricação promovem uma redução do comprimento das fibras de vidro. Esta redução pode chegar a 90 % do comprimento inicial da fibra antes do processamento [10]. As matérias primas para fabricação de compósitos termoplásticos reforçados com fibras são fornecidas em forma de *pellets* (grãos) que possuem as fibras dispersas no polímero de forma descontínua e aleatória. Desta forma, *pellets* que contenham fibras picadas com comprimentos da ordem de 1,0 mm geralmente produzem compósitos com fibras com comprimento médio final próximo a 0,3 mm. Estes materiais são denominados comercialmente de compósitos termoplásticos reforçados com fibras curtas (TRFC). Esta limitação do comprimento de fibra residual restringe as propriedades mecânicas destes compósitos, e por consequência sua gama de aplicações. Os *pellets* dos

compósitos TRFC são normalmente fabricados por meio de extrusora de dupla rosca utilizando fibras de vidro picadas [35, 45].

Os compósitos reforçados com fibras longas (TRFL) foram desenvolvidos para compensar as limitações impostas pelo processamento por injeção de compósitos reforçados por fibras de vidro curtas. Nesse material as fibras de vidro presentes nos *pellets* possuem comprimentos da ordem de 10 mm ou mais antes do processamento além de estarem alinhadas no sentido do comprimento dos grãos. Desta forma é possível produzir compósitos moldados por injeção possuindo fibras com comprimento médio próximo a 1 mm. As propriedades mecânicas dos compósitos TRFL são superiores às propriedades dos compósitos TRFC. Essas propriedades, aliadas à baixa densidade, tornam os compósitos TRFL candidatos a substituírem metais em aplicações automotivas. Os *pellets* destes materiais são fabricados pelo processo de recobrimentos de cabos (*wire coating technique*) ou pultrusão, onde as fibras de vidro contínuas (fornecidas em *rovings*) são recobertas pelo polímero fundido formando os *pellets* que podem ser cortados no comprimento desejado (de 10 a 25 mm). No processo de recobrimento de cabos as fibras ficam aglomeradas na parte interna dos grãos em forma de feixes e são recobertas pelo polímero. A fabricação por pultrusão é uma evolução do processo de *wire coating*, de forma que as fibras não se apresentam em feixes, mas sim totalmente recobertas pelo polímero e uniformemente distribuídas ao longo do *pellet*, o que minimiza a quebra de fibras durante o processo de injeção. A Figura 8 ilustra o processo de fabricação de *pellets* TRFL por pultrusão [11, 35, 45-47].

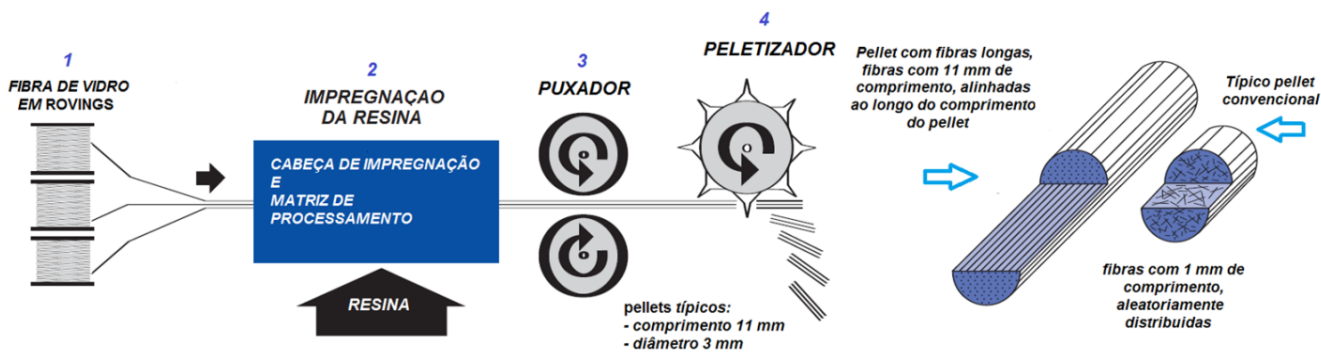


Figura 8 – Processo de fabricação de *pellets* para compósitos TRFL [45].

Não existe consenso na classificação de compósitos TRFL e TRFC em relação ao comprimento de fibra. Alguns autores classificam estes compósitos com base no comprimento final das fibras de vidro presentes no produto final [9, 48]. Nesta classificação os compósitos com fibras de comprimento abaixo de 1 mm são classificados como TRFC, enquanto que os produtos com fibras com comprimento acima de 1 mm são classificados como compósitos TRFL.

Outra forma de classificação encontrada na literatura utiliza como referência o método de fabricação do compósito [35, 49]. Compósitos cujos *pellets* são fabricados pelo processo de extrusão com fibras picadas de comprimento de 1 a 4 mm são classificados como TRFC. Já os *pellets* fabricados pelo processo de pultrusão, a partir de *rovings* e que contenham fibras com comprimento de 10 a 30 mm, alinhadas ao longo do comprimento dos *pellets* são classificados como compósitos TRFL. Esta última forma de classificação será adotada neste trabalho [35].

As propriedades dos compósitos TRFL são superiores aos demais compósitos termoplásticos reforçados com fibras curtas. Especificamente a resistência à tração e ao impacto. Em alguns casos as propriedades mecânicas dos compósitos TRFL são próximas as de alguns metais com a vantagem da redução de densidade. Adicionalmente, devido ao processo de fabricação por pultrusão, é possível fabricar *pellets* com até 60 % de fibra de vidro (em massa), algo que não é possível alcançar nos compósitos TRFC [6, 50].

Diversos estudos comprovam o bom desempenho dos compósitos TRFL quando comparados aos compósitos TRFC. Subramanian [14], por exemplo, verificou o desempenho superior de molas moldadas por injeção em compósito de PP reforçado com fibras de vidro longas, frente ao PP com fibras curtas. Seus estudos demonstram que estes componentes, sendo moldados em compósitos TRFL de PP com 20 %m de fibra de vidro, possuem uma resistência mecânica 25 % superior e uma resistência à fadiga 40 % superior quando comparados a componentes fabricados em TRFC com a mesma fração de fibras.

Thomason [8, 15, 36] executou um extenso estudo sobre compósitos de PA 6.6 reforçadas com fibras de vidro longas, comprovando a correlação entre suas propriedades mecânicas, o comprimento e a orientação das fibras de vidro presentes no compósito. Thomason também demonstrou que o compósito TRFL de PA 6.6 com 40 %m de fibra de vidro possui uma resistência à tração 15 % superior, e uma resistência ao impacto 44 % superior quando comparado ao compósito de TRFC de PA 6.6 equivalente. Da mesma forma, Chevali [12] demonstrou que o comprimento das fibras presentes em compósitos TRFL influenciam diretamente sua resposta à fluência. Já Balaji [6] comprovou a aplicabilidade de componentes moldados em compósitos TRFL para aplicações automotivas.

2.4 Mecanismo de reforçamento em compósitos termoplásticos com fibras de vidro

A previsão de propriedades mecânicas de um material compósito não é simples. Existem grandes diferenças entre as propriedades das fibras e da matriz, assim como distribuições complexas de tensões e deformações em nível microscópico, tanto nas fibras como na matriz. Além disto, as fibras assumem diferentes orientações dentro do compósito, o que afeta significativamente as propriedades mecânicas do compósito. Considerando-se estas dificuldades, previsões razoáveis das propriedades mecânicas de

compósitos reforçados com fibras podem ser feitas quando são assumidas determinadas simplificações nas distribuições de tensões e deformações [21, 51].

2.4.1 Fibras contínuas unidirecionais

O caso das fibras contínuas unidirecionais é o mais simples, nesta situação a resistência à tração e o módulo de elasticidade podem ser previstas pelas Equações denominadas regra das misturas [20, 21]. A situação aqui abordada é o caso em que fibras são frágeis e a matriz dúctil, ou seja, a deformação na ruptura da fibra é menor do que a deformação na ruptura da matriz ($\epsilon_{rf} < \epsilon_{rm}$). Esta é a situação que ocorre em compósitos termoplásticos com fibra de vidro [32].

A Figura 9 ilustra essa situação representando de forma esquemática a curva tensão-deformação da fibra, da matriz e do compósito. Conforme a força que atua no compósito (F_c) aumenta (Figura 9b), a deformação medida na matriz e na fibra é a mesma (assumindo-se perfeita adesão superficial entre as fibras e a matriz). Como neste caso o módulo de elasticidade da fibra é maior que o da matriz ($E_f > E_m$), as fibras suportam a maior parte da tensão, a qual sobe até atingir o limite de resistência das fibras (σ_{rf}), as quais rompem. Neste ponto o compósito começa a falhar, pois toda a tensão é transferida para a matriz que possui uma resistência à tração inferior a tensão submetida ao compósito. A falha geralmente não é imediata, pois nem todas as fibras rompem no mesmo momento, e a matriz continua a se deformar plasticamente até o rompimento final do compósito. Porém o limite de resistência à tração do compósito (σ_{rc}) ocorre no rompimento das fibras, quando a sua deformação (ϵ_{rc}) é igual à deformação de ruptura das fibras (ϵ_{rf}). Neste momento a matriz está sujeita a uma tensão σ'_m menor que sua tensão máxima de ruptura [21, 51].

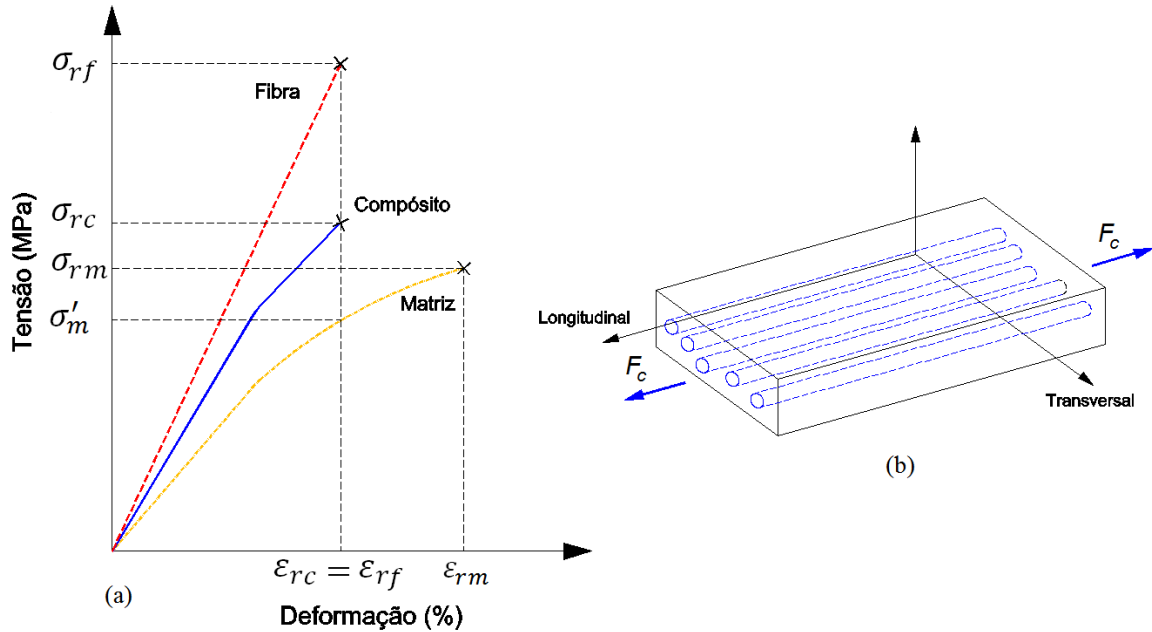


Figura 9 – (a) Curva tensão-deformação para materiais termoplásticos com fibras frágeis, (b) força aplicada sobre um compósito com fibras contínuas [21, 51].

A resistência à tração do compósito σ_{rc} e o módulo de elasticidade longitudinal E_{cl} e transversal E_{ct} podem ser calculados pelas Equações 1 a 3.

$$\sigma_{rc} = V_f \sigma_{rf} + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (1)$$

$$E_{cl} = V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (2)$$

$$E_{ct} = \frac{E_f E_m}{(1 - V_f) E_f + V_f E_m} \quad (3)$$

A direção longitudinal corresponde à direção paralela ao alinhamento das fibras e a direção transversal é a direção perpendicular ao alinhamento das fibras. A resistência à tração calculada pela Equação 1 é a resistência na direção do alinhamento das fibras (Figura 9b). Conforme pode ser verificado nas Equações 2 e 3, claramente há uma anisotropia para o módulo e elasticidade, pois os valores calculados para a direção 1 (longitudinal) e 2 (transversal) são diferentes [21, 51].

Nas Equações acima V_f é a fração volumétrica das fibras presente no compósito (%), σ_{rf} é a resistência à tração das fibras (MPa) e σ'_m é a tensão (MPa) que ocorre na matriz no momento da falha das fibras na deformação de ruptura do compósito,

conforme Figura 9a. Este modelo assume que as fibras estão perfeitamente aderidas na matriz [51].

2.4.2 Fibras descontínuas e alinhadas

No caso de compósitos com fibras descontínuas, suas propriedades dependem significativamente do comprimento das fibras e da sua adesão com a matriz [8, 26, 30]. A eficiência do reforço das fibras descontínuas é menor que o seu análogo com fibras contínuas. Porém com adequado controle do comprimento das fibras, estes compósitos podem apresentar propriedades relativamente próximas aos materiais com fibras contínuas [21].

Nos compósitos com fibras descontínuas a matriz é responsável por transmitir as tensões para as fibras através do contato entre ambas, por este motivo o comprimento destas e a adesão entre a fibra e a matriz são importantes [32, 52].

A Figura 10 apresenta, de forma esquemática, a análise da distribuição de tensões em uma fibra de comprimento l embebida em uma matriz. O caso aqui considerado é aquele em que a fibra é frágil e a matriz é dúctil, conforme abordado no item 2.4.1.

Calculando o equilíbrio de forças no elemento de fibra infinitesimal da Figura 10a, e assumindo uma união perfeita entre as fibras e a matriz chega-se ao resultado apresentado na Equação 4 [32, 51].

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{4\tau_i}{d} \quad (4)$$

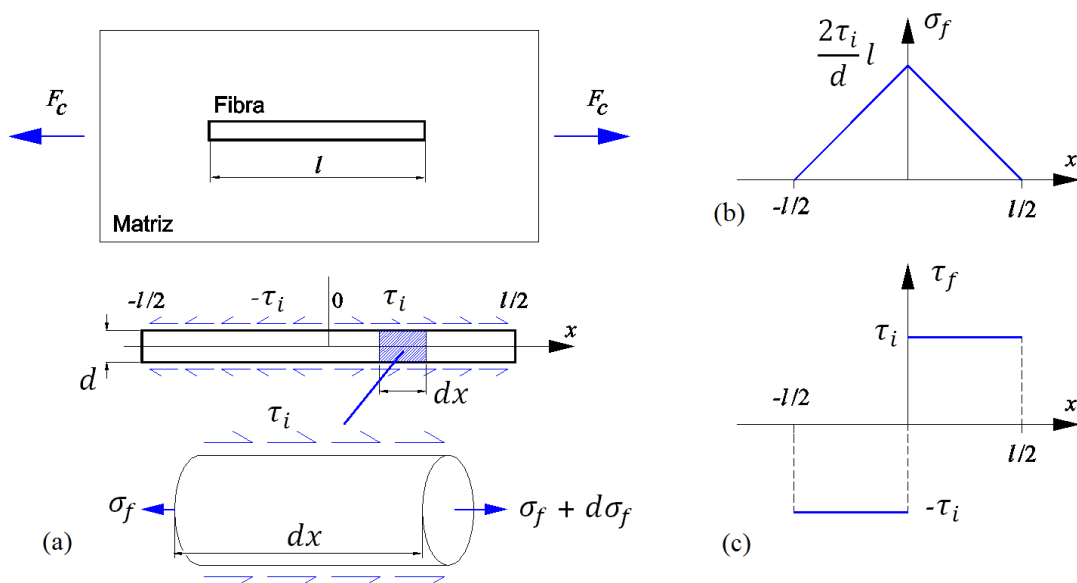


Figura 10 – (a) Equilíbrio de forças em um elemento infinitesimal de fibra de vidro, (b) distribuições de tensões de tração na fibra, (c) distribuição das tensões de cisalhamento na interface fibra-matriz [32, 51].

Onde σ_f é tensão a que a fibra está submetida no ponto x (MPa), τ_i é a tensão de cisalhamento interfacial (MPa) e d é o diâmetro da fibra (μm). Esta Equação diferencial pode ser resolvida de forma simplificada se for assumido que τ_i é constante, convencionalmente com sendo negativa para $x < 0$ e positiva para $x > 0$, conforme a Figura 10c. Desta forma a tensão na fibra resulta em uma função de x , τ_i e d assumindo a forma de uma reta conforme mostrado na Figura 10b e descrito nas Equações 5.

$$\sigma_f = \frac{4\tau_i}{d} \left(\frac{l}{2} + x \right) \text{ para } -l/2 \leq x \leq 0; \quad \sigma_f = \frac{4\tau_i}{d} \left(\frac{l}{2} - x \right) \text{ para } 0 \leq x \leq \frac{l}{2} \quad (5)$$

A tensão de cisalhamento τ_i entre a fibra e matriz pode assumir um valor máximo igual a resistência ao cisalhamento interfacial (RCI), representada por τ_{ri} . Este parâmetro é de fundamental importância no estudo dos compósitos com fibras descontínuas e depende de diversos fatores que envolvem as propriedades da matriz e as interações entre esta e a fibra [8, 31, 51]. Além disto, a tensão que pode ser transmitida à fibra é também função do comprimento da fibra (l). A tensão máxima que a fibra pode suportar é a tensão de ruptura

σ_{rf} que ocorre em seu centro ($x = 0$), e somente será alcançada se l for maior que um comprimento específico denominado comprimento de fibra crítico (l_c).

Partindo da Equação 5, atribuindo $\sigma_f = \sigma_{rf}$, $x = 0$, $l = l_c$, $\tau_i = \tau_{ri} = \text{RCI}$ e rearranjando os termos o comprimento de fibra crítico l_c pode ser calculado pela Equação 6.[35, 51, 53]

$$l_c = \frac{\sigma_{rf} d}{2\tau_{ri}} \quad (6)$$

O comprimento de fibra crítico é outro parâmetro fundamental para a resistência dos compósitos com fibras descontínuas. Se as fibras presentes no compósito apresentem um comprimento menor que l_c estas não quebram quando o compósito sofrer um esforço excessivo. O que ocorre neste caso, é que a interface entre a fibra e a matriz falhará de forma que a fibra será arrancada intacta da matriz, resultando numa baixa transferência de tensões entre a fibra e a matriz e uma baixa resistência do compósito. Do contrário, se o comprimento das fibras for maior que l_c , a tensão transferida às fibras pela matriz alcançará a tensão de ruptura da fibra e esta quebra antes que seja arrancada da matriz, resultando em uma melhor resistência do compósito. A Figura 11 ilustra estas possibilidades [26, 51].

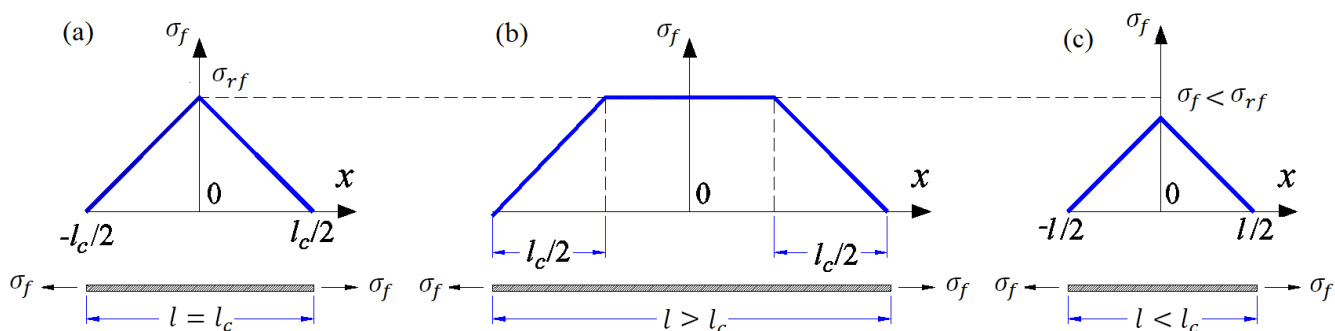


Figura 11 – (a) Distribuição esquemática de tensões de tração na fibra para o caso de $l = l_c$, (b) $l > l_c$ e (c) $l < l_c$ para um compósito submetido a uma tensão de tração igual à tensão de ruptura [21].

Uma solução mais exata para a Equação 4 supõe que τ_i não é constante, mas também varia com x ao longo da fibra. Esta solução foi proposta por Cox [54] e apresenta distribuições de tensões conforme a Figura 12 [51, 54].

Com base na Figura 12a, percebe-se que a tensão de cisalhamento interfacial é máxima na extremidade das fibras e próximo a zero na parte central desta. Já a tensão de tração na fibra (σ_f) é zero nas extremidades e máxima no centro da fibra. É justamente nas extremidades da fibra que inicia o arrancamento destas do compósito quando $l < l_c$. Neste caso a tensão de cisalhamento máxima alcançada na interface fibra-matriz é igual a RCI (τ_{ri}). Este comportamento é apresentado na Figura 12b. quando a tensão na interface atinge o valor de RCI e a fibra é removida da matriz nesta região, marcada por δ [51].

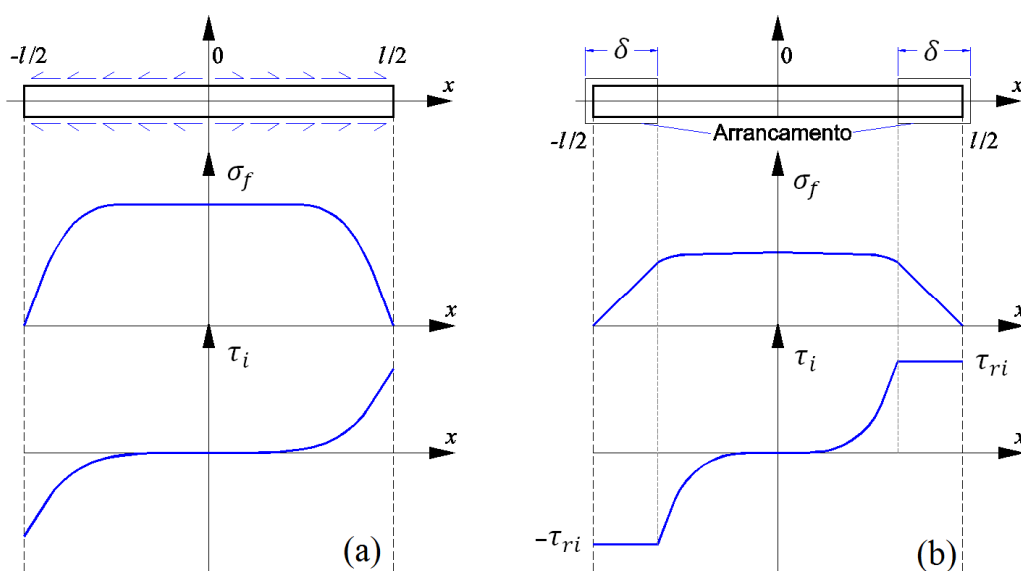


Figura 12 – (a) Distribuição de tensões de tração na fibra e de cisalhamento na interface fibra/matriz segundo Cox, (b) distribuição de tensões de cisalhamento quando o arrancamento da fibra foi iniciado [51].

A resistência à tração para este tipo de compósito pode ser estimada pela Equação de Kelly e Tyson [53], considerando duas situações. Para o caso das fibras maiores que o comprimento crítico deve ser utilizada a Equação 7. Já para fibras menores que o comprimento crítico a Equação 8 é que deverá ser utilizada. Neste caso o parâmetro de escolha deverá ser o comprimento crítico calculado pela Equação 6 [21, 53].

$$\sigma_{rc} = \sigma_{rf} V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma'_m (1 - V_f) \quad \text{para } l \geq l_c \quad (7)$$

$$\sigma_{rc} = \frac{l\tau_{ri}}{d} V_f + \sigma'_m (1 - V_f) \quad \text{para } l < l_c \quad (8)$$

Nas Equações acima σ'_m deve ser calculado da mesma forma que foi definido para os compósitos com fibras contínuas (Figura 9b), ou seja, corresponde a tensão na matriz no momento da ruptura do compósito [21]. É importante ressaltar que as Equações 6 a 8 pressupõem que as fibras apresentem uma distribuição uniforme (l constante) e que as mesmas estejam uniformemente distribuídas e orientadas ao longo do compósito. Estas situações dificilmente ocorrem na prática, de forma que os resultados previstos por estas Equações servem apenas como aproximações para a resistência à tração do compósito [21, 51].

2.4.3 Fibras descontínuas orientadas aleatoriamente

A maioria dos compósitos termoplásticos reforçados por fibra de vidro e moldados por injeção não apresentam fibras perfeitamente alinhadas no compósito. Pelo contrário, devido às elevadas tensões de cisalhamento envolvidas durante o processamento as fibras possuem uma distribuição de orientação dentro do compósito, nem perfeitamente alinhada, nem perfeitamente aleatória.

Este efeito dificulta ainda mais a previsão das propriedades mecânicas tendo como base a microestrutura do compósito, visto que fibras com distribuição aleatória tendem a diminuir a resistência do componente. A solução adotada por alguns autores é a utilização de um fator empírico que leva em conta o perfil de orientação das fibras, denominado fator de orientação (η_0) [8], também conhecido como fator de orientação de Hermans. De forma geral esse fator assume um valor igual a 1 quando todas as fibras estão perfeitamente alinhadas com a direção do fluxo de injeção, e valores menores que 1 quando há uma

distribuição próxima a aleatória. Conforme Lafranche [18], o valor do fator de orientação pode assumir os valores listados na Tabela 4 conforme as fibras estão orientadas em relação à direção de fluxo.

Tabela 4 – Valores para o fator de orientação das fibras [18]

Fator de orientação	Situação das fibras em relação à direção de fluxo
$\eta_0 < 0,35$	Orientação perpendicular
$0,5 < \eta_0 < 0,6$	Orientação aleatória
$\eta_0 > 0,7$	Orientação paralela

Considerando o fator de orientação das fibras, as Equações para o cálculo do módulo de elasticidade e da resistência à tração assumem os formatos apresentados nas Equações 9, 10 e 11. As propriedades mecânicas são calculadas para esforços no sentido do fluxo de injeção.

$$E_{cl} = \eta_0 \eta_1 V_f E_f + (1 - V_f) E_m \quad (9)$$

$$\sigma_{rc} = \eta_0 \sigma_{rf} V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma'_m (1 - V_f) \quad \text{para } l \geq l_c \quad (10)$$

$$\sigma_{rc} = \eta_0 \frac{l \tau_{ri}}{d} V_f + \sigma'_m (1 - V_f) \quad \text{para } l < l_c \quad (11)$$

Na Equação 9, o termo η_1 é um fator adimensional que leva em conta o comprimento das fibras de vidro [51], e η_0 é o fator de orientação das fibras de vidro.

2.5 Moldagem por injeção

A moldagem por injeção é um dos processos de transformação de termoplásticos mais versáteis. É adequado à produção em massa, visto que os ciclos de produção são curtos quando comparados a outros processos de moldagem de termoplásticos, além de permitir a fabricação de artefatos de geometria complexa a custos reduzidos. É um dos processos de fabricação mais utilizados para a fabricação de compósitos termoplásticos reforçados com fibras de vidro [55].

De forma simplificada, o processo consiste em fundir a matéria prima (fornecida em *pellets*) e pressioná-la para dentro de um molde que possui o formato desejado para o produto final. Dentro do molde o material fundido é resfriado e assume a forma do mesmo [32, 56].

A Figura 13 ilustra os componentes básicos de uma máquina injetora, bem como seu ciclo de funcionamento.

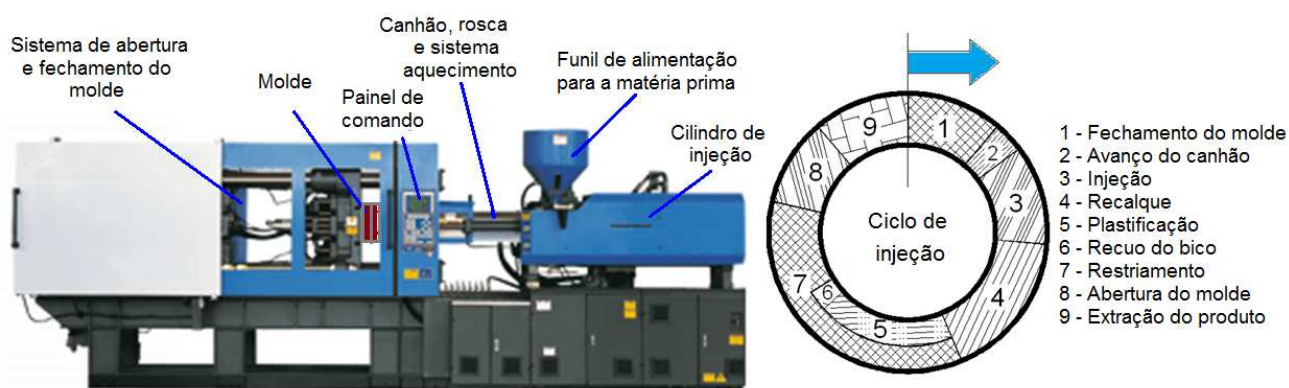


Figura 13 – Máquina injetora e ciclo de injeção [imagem do autor]

O processo de injeção ocorre em ciclos, iniciando com o fechamento do molde, seguido pelo avanço do canhão e rosca (conjunto injetor). Com o conjunto injetor na posição final, o material fundido contido no canhão é forçado para dentro do molde através da pressão fornecida pela rosca injetora (fase de injeção). Após a injeção, o molde é mantido pressurizado na fase do recalque para compensar o encolhimento do polímero durante o resfriamento do material fundido, e assim evitar rechupes ou vazios dentro do produto moldado. Em seguida inicia a fase do resfriamento, quando o material fundido esfria o suficiente para ser extraído do molde. Simultaneamente à fase de resfriamento ocorre a plastificação, quando o material contido no funil de alimentação é conduzido para o interior do canhão onde é cisalhado, homogeneizado e fundido através da rosca injetora. Nesta fase a rosca dosa a quantidade de material suficiente para a próxima injeção. Para

finalizar o processo, o canhão é recuado, o molde abre e o produto é extraído de dentro do molde [32, 55].

Durante o processamento por injeção, diversos parâmetros devem ser monitorados para o adequado controle do processo. Em especial a pressão e velocidade de injeção, tempo e pressão de recalque, temperatura do canhão, temperatura do molde, rotação da rosca durante a plastificação (ou dosagem) e contrapressão da dosagem. Este último parâmetro é a pressão aplicada na parte traseira da rosca, durante a fase de plastificação, para melhorar a homogeneização do material fundido. Quanto maior a contrapressão, maior a homogeneização e maior a tensão de cisalhamento do polímero durante a plastificação [32, 55]. Todos estes parâmetros influem diretamente na diminuição do comprimento das fibras do compósito moldado, desta forma devem ser adequadamente monitorados durante o processo de injeção. De forma geral, os parâmetros que diminuem a viscosidade da massa fundida, tais como elevada temperatura de canhão e do molde, tendem a minimizar a quebra das fibras durante o processo de injeção. Da mesma forma, pressões baixas no recalque e na contrapressão contribuem para evitar a degradação do comprimento das fibras, assim como baixas rotações de rosca e baixas velocidades de injeção. [10, 11, 45].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais utilizados

Para o processamento por injeção, foram utilizados dois tipos de compósitos de poliamida 6.6 reforçados por fibras de vidro longas, um fornecido pela empresa RTP e outro pela empresa TICONA. Os compósitos apresentam um percentual em massa de fibra de vidro de 40 % (RTP) e 50 % (TICONA). A escolha dos materiais e fornecedores foi baseada em critérios de disponibilidade de material no mercado brasileiro. A definição do conteúdo de fibra de vidro em massa foi fundamentada em requisitos mecânicos, pois de acordo com Thomasom [50], os percentuais de fibra de vidro escolhidos permitem maximizar as propriedades mecânicas.

Com o intuito de realizar uma comparação entre os compósitos TRFL e TRFC, também foi processado um compósito de PA 6.6 reforçado com 50 %m de fibra de vidro curta fabricado no Brasil pela empresa PEPASA.

A Tabela 5 apresenta as especificações dos compósitos utilizados. Os valores de percentagem de fibra de vidro e comprimento inicial de fibra de vidro (dentro dos *pellets*) são valores nominais informados pelo fabricante. Para todos os compósitos, o tipo de fibra utilizado é o tipo E, conforme informação dos fabricantes. O percentual em volume de fibra de vidro (V_f) é calculado pela da Equação 12, utilizando as propriedades da fibra de vidro e do PA 6.6 listados nas Tabelas 1 e 3 da seção 2.1.1. e 2.2, respectivamente [15, 50].

$$V_f = \left(1 + \frac{\rho_f}{\rho_m} \frac{1 - W_f}{W_f} \right)^{-1} \quad (12)$$

Onde ρ_f é a densidade da fibra (g/cm^3), ρ_m é a densidade da matriz (g/cm^3) e W_f é o percentual da fibra de vidro em massa (%). Nesta equação, V_f é calculado em %.

Tabela 5 – Especificações dos compósitos utilizados neste trabalho

Descrição comercial	Fabricante	Tipo de fibra	Conteúdo de fibra (%m)	Conteúdo de fibra (%v)	Comprimento inicial da fibra (mm)
VLf 80207 EM HS	RTP	Longa	40	23	11
GF50-02 BLK	TICONA	Longa	50	31	11
RF-100/10-NAT	PEPASA	Curta	50	31	0,5 -1

Informações fornecidas pelo fabricante do compósito

3.2 Molde para injeção dos corpos de prova

Para avaliação das propriedades mecânicas dos compósitos foi fabricado um molde para injeção de corpos de prova de tração, conforme a norma ASTM D 638-10. No mesmo molde foi incluída uma cavidade para injeção de uma placa quadrada com dimensões de 128 x 128 mm (Figura 14).

As entradas de material foram projetadas de acordo com as recomendações para processamento de compósitos TRFL disponibilizado pelos fabricantes, e conforme a literatura [45, 56, 57]. A entrada de material na cavidade do corpo de prova de tração é do tipo leque (*fan*) com espessura de 3,2 mm e largura de 13 mm. Para a placa quadrada foi projetada uma entrada do tipo lâmina (*edge*) combinada com um leque (*fan*), proporcionando que o fluxo seja o mais uniforme possível ao longo da largura da placa. A lâmina de entrada da placa tem uma espessura de 3,2 mm e uma largura de 126 mm. Todos os canais de distribuição possuem diâmetro de 7 mm.

O projeto do sistema de alimentação foi otimizado para a produção de compósitos TRFL a fim de minimizar a quebra das fibras de vidro durante a injeção. Desta forma, tanto os canais de alimentação, quanto as entradas de materiais não possuem cantos vivos [45]. Para que a moldagem da placa retangular possa ser feita de forma independente do corpo de prova de tração, foi incluído um direcionador de fluxo no molde. A Figura 14

apresenta o molde de injeção e o dimensionamento dos canais de alimentação e entradas de material.

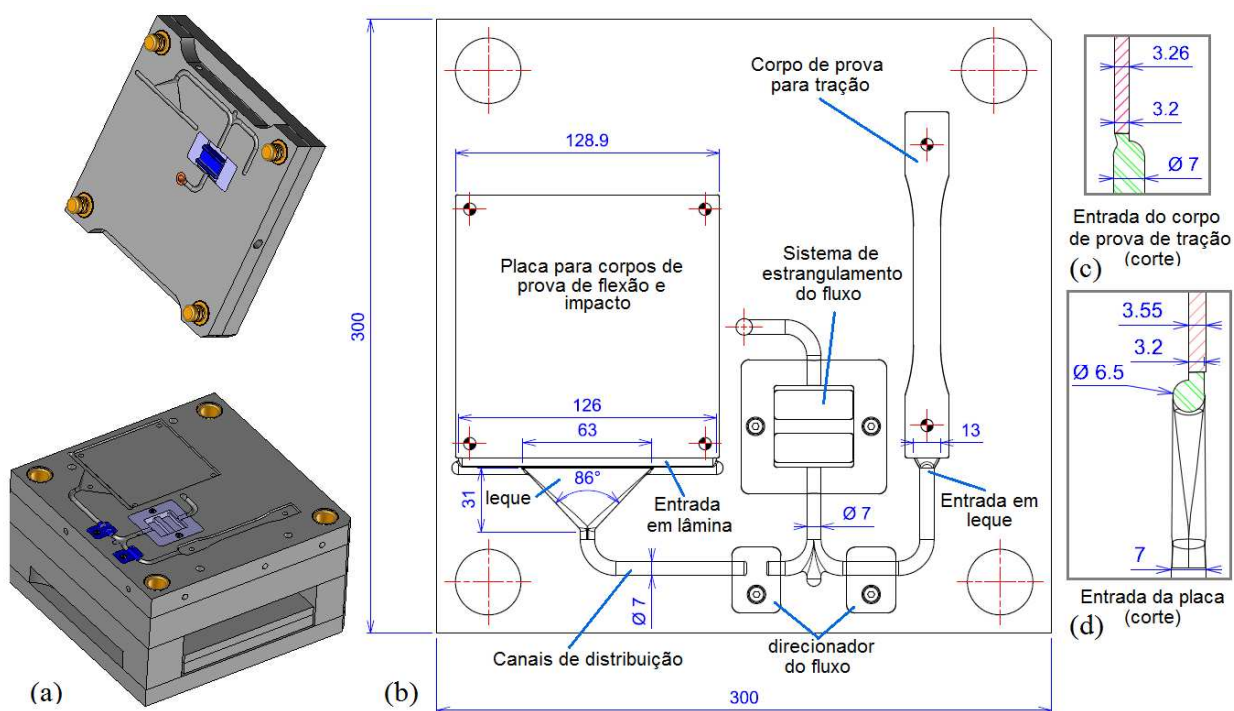


Figura 14 – (a) Molde de injeção dos corpos de prova. (b) Detalhe das cavidades, canais de distribuição e entradas, (c) entrada de material para a cavidade do corpo de provas de tração em corte, (d) entrada de material para cavidade da placa em corte.

Para construir um sistema de restrição que possa ser controlado, o molde possui um conjunto de posições intercambiáveis que permite incluir uma restrição no fluxo do material fundido ou permitir que o fluxo seja livre sem nenhuma restrição. Este sistema está localizado antes da entrada do material fundido nas cavidades do molde, conforme demonstrado na Figura 14. O sistema de estrangulamento é apresentado em detalhes na Figura 15.

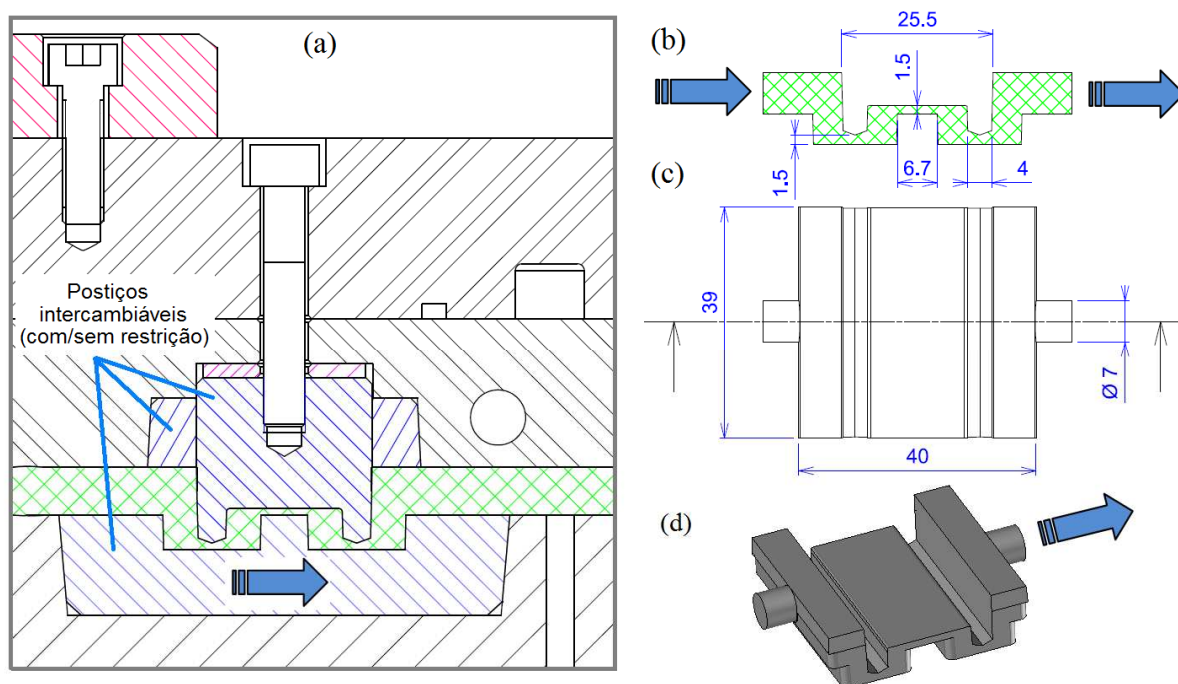


Figura 15 – (a) Sistema de restrição de fluxo com posições intercambiáveis vista em corte, (b) dimensões do sistema de estrangulamento em corte, (c) estrangulamento em planta, (d) perspectiva do estrangulamento de fluxo.

O projeto do sistema de fluxo foi concebido para que o cisalhamento nesta região seja elevado e que ocorram mudanças bruscas na direção do fluxo, promovendo orientação e quebra das fibras de vidro nesta região [10, 11, 18]. Os dois parâmetros que serviram de guia para o dimensionamento do sistema de restrição foram a tensão e a taxa de cisalhamento sobre o polímero na região da restrição durante o preenchimento das cavidades. Esta avaliação foi executada com o auxílio do *software* de simulação *Moldflow* (versão MPI 6.1) [58, 59]. A simulação foi executada com as informações da matéria prima da RTP (compósito VLF 80207 EM HS) disponível no banco de dados do software. Os parâmetros para a simulação foram: temperatura da massa fundida em 300°C, velocidade de injeção de 50 cm³/s e temperatura da água para aquecimento do molde de 90°C. A taxa e a tensão de cisalhamento admissíveis para este tipo de compósito são: 60.000 s⁻¹ e 0,5 MPa, respectivamente [60]. Como resultado da simulação, a taxa e tensão

de cisalhamento máximas encontradas foram de 5.000 s^{-1} e $0,3 \text{ MPa}$, respectivamente. Ficando abaixo do limite admissível para a matriz PA 6.6.

3.3 Preparação dos corpos de prova

Para moldagem dos corpos de prova utilizou-se uma máquina injetora HAIHANG - HHF128X com força de fechamento de 1255 kN . A rosca é do tipo universal com diâmetro de 42 mm , relação L/D (comprimento/diâmetro) igual a 22 e capacidade de injeção de 263 cm^3 . Entre outros fatores, a escolha da máquina injetora foi baseada nas dimensões da rosca da injetora. Conforme Lafranche [18] é possível processar compósitos TRFL utilizando roscas universais, e segundo os fornecedores dos compósitos a geometria escolhida (relação L/D) também é compatível [10, 45, 57]. O tamanho da injetora também foi significativo na escolha da mesma (força de fechamento e capacidade de injeção). A força de fechamento é adequada ao tamanho do molde a ser utilizado e a capacidade de injeção reduzida facilita a limpeza da rosca entre a moldagem de um tipo de compósito e outro. Todos os corpos de prova foram produzidos na empresa NTC moldes e plásticos, onde está localizada a injetora.

Os corpos de prova para o ensaio de flexão foram usinados a partir da placa moldada, utilizando as dimensões conforme norma ASTM D 790-10. Também foram usinados a partir dessa placa os corpos de prova para ensaios de impacto, conforme a norma ASTM D 256-10. Com intuito de avaliar a influência da orientação do fluxo nas propriedades mecânicas do compósito, os corpos de prova de flexão e de impacto foram cortados nas direções paralelas e perpendiculares ao fluxo de injeção na placa, conforme a literatura [12, 17, 18, 49]. O posicionamento para usinagem dos corpos de prova está descrito na Figura 16. Foram retirados três corpos de prova por placa, em posições previamente determinadas pela simulação de injeção (*software* Moldflow), para evitar a

influência da entrada do material e das bordas do corpo de prova sobre a orientação das fibras. Os corpos de prova foram usinados em um equipamento CNC (marca ROMI, modelo D600) por meio de um dispositivo de fixação para evitar vibrações durante a usinagem. A usinagem foi executada na NTC, utilizando uma fresa topo com diâmetro de 5 mm com os seguintes parâmetros de usinagem: 4.000 rpm de rotação e avanço de 8,3 mm/s. As superfícies usinadas foram polidas com auxílio de lixa grana 400 e 600 para diminuir a rugosidade proveniente deste processo.

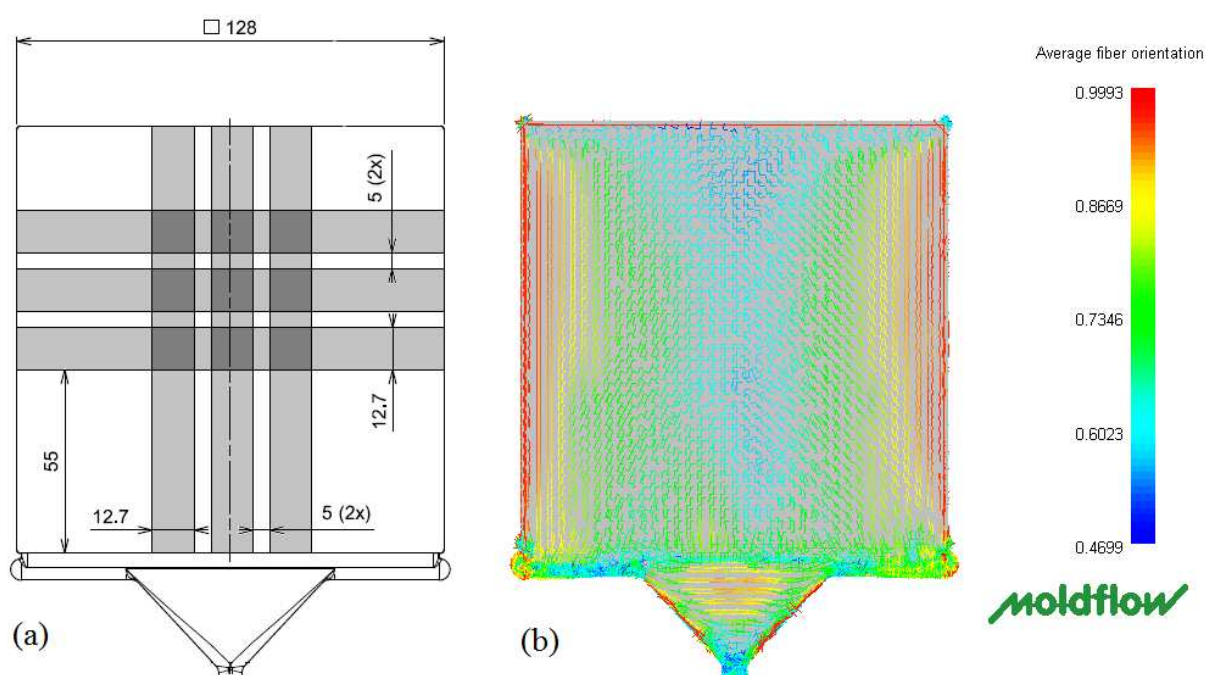


Figura 16 – (a) Posição para usinagem dos corpos de prova de flexão e impacto, (b) previsão da orientação média das fibras após a injeção, simulado pelo software Moldflow.

Os corpos de prova para o ensaio de resistência à tração foram obtidos somente na direção paralela ao fluxo de injeção, sendo moldados conforme a norma ASTM D 638-10 (tipo I).

3.3.1 Sequência de fabricação dos corpos de prova

Em virtude da dificuldade de compra dos compósitos de PA 6.6 TRFL no mercado nacional, a quantidade de material disponível para os ensaios foi limitada às restrições de

importação de amostras. Os materiais adquiridos foram: 20 kg do PA 6.6 com 40 %m de fibra de vidro longa fornecido pela RTP, e 40 kg do PA 6.6 com 50 %m de fibra de vidro longa fornecido pela empresa TICONA. Desta forma foi elaborada a sequência de preparação de corpos de provas descrita na Figura 17.

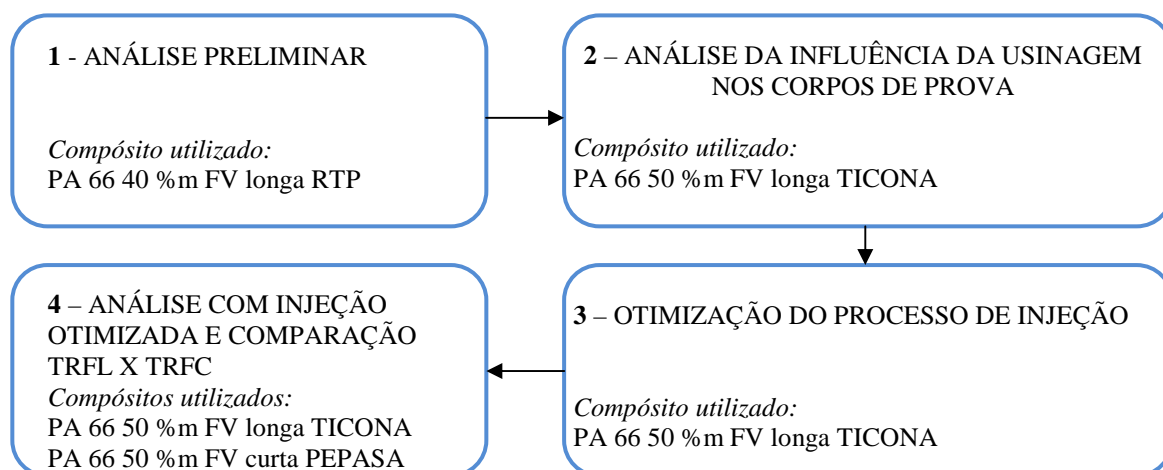


Figura 17 – Sequência para fabricação dos corpos de provas (em todos os casos percentual de fibra descrito é dado em massa)

3.3.2 Análise preliminar

Foram preparados os corpos de prova de resistência à tração, impacto e flexão para avaliar o processamento de compósitos TRFL e estabelecer uma correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas. As condições de processamento foram as recomendadas pela literatura e estão resumidas na Tabela 6 [8, 18, 57]. O material utilizado foi o compósito TRFL comercialmente conhecido por VLF 80207 EM HS, e fornecido pela RTP com 40 % em massa de fibra de vidro longa. Antes do processamento o mesmo foi seco em uma estufa (modelo Fox Flux) durante 12 horas a $80 \pm 5^\circ\text{C}$ para remoção da umidade contida na poliamida [45, 57].

Tabela 6 – Parâmetros de processo utilizados para a análise preliminar

Parâmetro	Valor utilizado
Temperatura da água para aquecimento do molde (°C)	90
Perfil de aquecimento do canhão (°C)	275~ 310
Pressão hidráulica de injeção (MPa)	9 (livre) ~ 10 (restrito)
Velocidade de injeção (cm ³ /s)	40
Pressão de recalque (MPa)	6
Rotação da rosca (rpm)	50
Contra pressão (MPa)	0,1

3.3.3 Análise da influência da usinagem nos corpos de prova de flexão

A utilização de corpos de provas usinados a partir de placas é usual devido a sua praticidade, conforme descreve a literatura [11, 12, 17, 18]. Porém, para o caso de corpos de provas moldados por injeção a partir de compósitos termoplásticos reforçados por fibras, o comportamento mecânico pode ser influenciado pelo método de preparação. Estudos demonstram que as bordas dos corpos de prova moldados podem orientar as fibras no sentido do fluxo de injeção, e desta forma alterar suas propriedades mecânicas. Ou seja, os corpos de provas usinados não sofreriam a influência das bordas, desta forma poderiam apresentar propriedades mecânicas inferiores [49].

Portanto, corpos de prova usinados e moldados por injeção foram avaliados quanto à resistência à flexão. Para esta avaliação corpos de prova para o ensaio de resistência à tração foram preparados para o ensaio de resistência à flexão, conforme mostra a Figura 18. A largura destes corpos de prova é de 13,4 mm. Desta forma, Os corpos de prova com largura de 13,4 mm foram usinados a partir da placa moldada por injeção (região central). Os parâmetros de usinagem são os mesmos utilizados para confecção dos corpos de prova de flexão (seção 2.3). O comprimento dos corpos de prova utilizado foi de 105 mm, para os dois casos e a distância entre os apoios para o ensaio de flexão foi de 50 mm. É importante ressaltar que o as dimensões utilizadas para estes corpos de prova não seguem a norma ASTM D 790-10, pois o ensaio realizado é apenas comparativo. Nesta análise, o material utilizado foi o compósito com 50 % de fibra de vidro (em massa) fornecido pela

empresa TICONA. Os parâmetros de processamento para moldagem das placas e corpos de prova de flexão estão listados na Tabela 7 [45], e o material foi seco em estufa, seguindo a metodologia descrita na etapa 1 (seção 2.3.2).

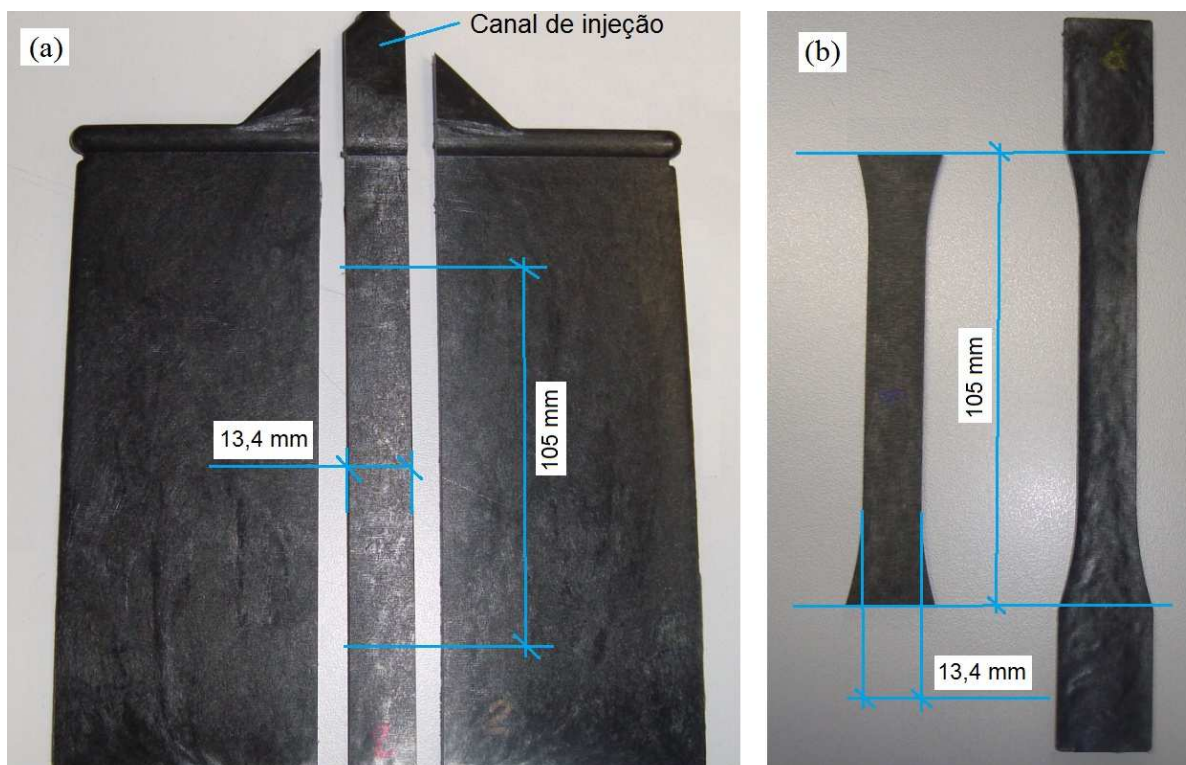


Figura 18 – (a) Corpo de prova para ensaio de flexão usinado a partir da placa moldada,(b) corpo de prova para ensaio de flexão moldado por injeção a partir do corpo de provas de tração .

Tabela 7 – Parâmetros de processo utilizados para a análise comparativa usinado versus injetado

Parâmetro	Valor utilizado
Temperatura da água para aquecimento do molde (°C)	90
Perfil de aquecimento do canhão (°C)	280~310
Pressão hidráulica de injeção (MPa)	12
Velocidade de injeção (cm ³ /s)	40
Pressão de recalque (MPa)	6
Rotação da rosca (rpm)	50
Contra pressão (MPa)	0,1

3.3.3.1 Verificação do processo de secagem dos compósitos

Nesta etapa do processo, a secagem do compósito TRFL foi avaliada. Os *pellets* de compósito foram colocados em uma estufa de gavetas (marca Fox Flux) a 80 ± 5 °C

[45, 57]. As gavetas possuem uma dimensão de 400 x 600 x 50 mm, e foram preenchidas com uma camada de 20 mm de matéria prima. A massa dos *pellets* foi monitorada periodicamente por meio de uma balança de precisão (Gehaka BG200) até a estabilização, ou seja, o tempo necessário para remoção da umidade dos *pellets*.

3.3.4 Otimização do processo de injeção

A etapa seguinte foi a definição das condições ótimas de processo para os compósitos TRFL. O objetivo deste estudo é avaliar o efeito de determinadas variáveis de processamento nas propriedades mecânicas e no aspecto visual de compósitos TRFL [11]. Sabe-se que os artefatos moldados em compósitos reforçados com fibras de vidro podem apresentar um efeito visual não desejado, que é o afloramento das fibras de vidro para a superfície do produto. Desta forma, a superfície tende a apresentar manchas brancas devido as fibras que ficam expostas, o que pode limitar a aplicação do compósito onde o aspecto visual é um requisito. Este efeito pode ser controlado através da utilização de parâmetros de processo adequados [45, 61].

Para esta análise foi realizado um projeto de experimentos para verificar a influência das condições de processo nas propriedades mecânicas e na aparência visual do compósito TRFL com 50 %m de fibra de vidro. O tipo de experimento utilizado foi o projeto fatorial com três fatores, utilizando o material fornecido pela empresa TICONA [62, 63]. Neste projeto três parâmetros de processo foram variados em dois níveis (alto e baixo), sendo os demais parâmetros mantidos constantes. As variáveis de resposta avaliadas foram a resistência à flexão e o nível de qualidade da superfície moldada. As placas quadradas com 128 x 128 mm foram moldadas em variadas condições de processo e após avaliadas quanto ao aspecto visual por três funcionários do setor de qualidade da empresa NTC, os quais atribuíram uma nota de zero a dez para cada placa. Onde uma nota dez refere-se a ausência

de falhas na superfície da placa (afioramento de fibras) e zero superfície totalmente comprometida visualmente. Após esta análise visual as placas foram usinadas para obtenção dos corpos de prova para ensaio de resistência à flexão conforme a Figura 16. Os parâmetros de usinagem foram os mesmos descritos no item 3.3.3 e somente corpos de prova alinhados na direção paralela ao fluxo de injeção foram analisados. A Figura 19 apresenta o planejamento experimental utilizado, descrevendo quais parâmetros de processo foram mantidos constantes e quais foram controlados, assim como as variáveis de resposta analisadas.

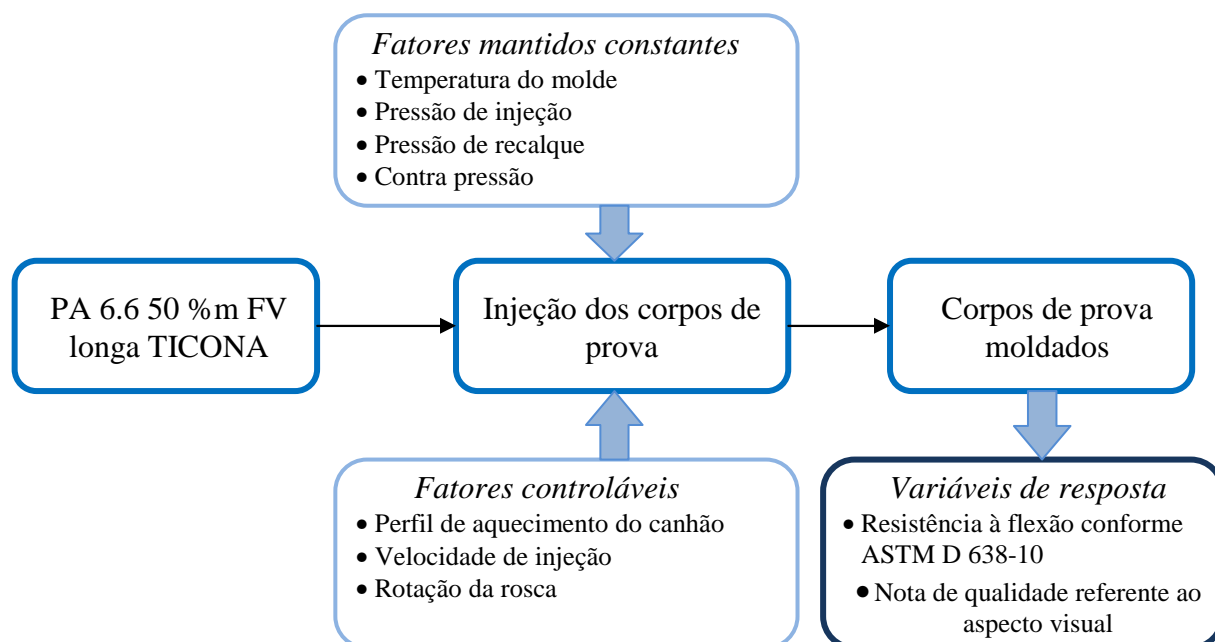


Figura 19 – Planejamento do projeto de experimentos para otimização da resistência mecânica e do aspecto visual de compósitos TRFL.

Foram selecionados apenas três fatores controláveis em função da limitação da quantidade do compósito. Neste caso específico de três fatores a dois níveis, o projeto de experimentos resulta em um total de oito tratamentos (2^3) [62]. Sendo que para cada tratamento duas placas foram moldadas, resultando em seis corpos de prova por tratamento. Os parâmetros de processo escolhidos são os que possuem maior influência sobre a quebra das fibras de vidro e sobre o afioramento destas [11, 45, 64]. A Tabela 8

mostra os parâmetros utilizados na otimização do processo, bem como a ordem aleatorizada dos ensaios. É importante ressaltar que a velocidade de injeção utilizada no nível superior é o limite que pode ser alcançado pela máquina injetora utilizada e está abaixo do valor utilizado em outros trabalhos da literatura (83 a 142 cm³/s) [11, 18]

Tabela 8 – Parâmetros utilizados no projeto de experimento

Fator	Nível baixo	Nível Alto	Parâmetros constantes	
Perfil de aquecimento do canhão (°C)	275~285	295~310	Pressão de injeção (MPa)	11
Rotação da rosca (rpm)	40	120	Temperatura da água de aquecimento do molde (°C)	90
Velocidade de injeção (cm ³ /s)	32	65	Pressão de recalque (MPa)	6
Ordem aleatorizada dos tratamentos para moldagem dos corpos de provas				
Tratamento	Perfil de aquecimento do canhão (A)	Rotação da rosca (B)	Velocidade de injeção (C)	
1	(1) Baixo	Baixo	Baixo	
7	bc Baixo	Alto	Alto	
3	b Baixo	Alto	Baixo	
4	ab Alto	Alto	Baixo	
6	ac Alto	Baixo	Alto	
5	c Baixo	Baixo	Alto	
2	a Alto	Baixo	Baixo	
8	abc Alto	Alto	Alto	

3.3.5 Análise com injeção otimizada e comparativo dos compósitos TRFL versus TRFC

Nesta etapa o compósito TRFL 50 %m de fibra de vidro TICONA foi processado para avaliação da resistência à tração, flexão e impacto, conforme normas ASTM D 638-10, ASTM D 790-10 e ASTM D 256-10, respectivamente. Os parâmetros de processamento utilizados foram as condições otimizadas obtidas na etapa 3.3.4 visando as melhores propriedades mecânicas e visuais. Também foram avaliadas as propriedades mecânicas do compósito TRFC 50 %m de fibra de vidro curta PEPASA com o intuito de compará-lo com o compósito TRFL, processado nas mesmas condições otimizadas. A microestrutura (orientação e comprimento de fibras) também foi avaliada.

3.4 Análise da microestrutura

A microestrutura dos compósitos foi analisada em dois aspectos: quanto à orientação e quanto ao comprimento residual das fibras de vidro presentes nos corpos de prova moldados, conforme metodologia apresentada por Thomason e Lafranche [8, 15, 18].

3.4.1 Comprimento das fibra de vidro

A análise do comprimento das fibras de vidro presente nos corpos de prova moldados foi executada conforme informações disponíveis na literatura e conforme orientação da norma ISO 22314-06. Amostras de 20 x 20 mm foram cortadas da parte central da placa moldada por injeção e as fibras foram extraídas do compósito por calcinação utilizando uma mufla (EV 018) por 4 h a 650°C [11, 12, 50, 65] e depois colocadas em um béquer com 50 mL de água destilada. Após a calcinação, as fibras presentes no compósito permaneceram aglomeradas em uma estrutura do tipo novelo (esqueleto estrutural) [32, 64]. Para dispersar as fibras sem danificá-las, adicionou-se uma pequena quantidade de surfactante no béquer e esse foi colocado em um dispositivo ultrassônico Maxiclean 800 durante 30 min a 60 °C. Após a dispersão, as fibras juntamente com a água destilada, foram transferidas para uma placa de petri com uma lâmina de vidro previamente colocada no fundo desta. A placa de petri foi então colocada em uma estufa a 80 °C para evaporação da água a fim de depositar as fibras na superfície da lâmina de vidro sem danificá-las [65]. As lâminas de vidro foram analisadas em um microscópio óptico (ZeissScope A1) acoplado a uma câmara fotográfica, utilizando-se luz transmitida. As imagens coletadas foram tratadas com o *software* de análise de imagens Image Pro Plus V.6.0.0 [10, 17], para determinar a distribuição do comprimento das fibras. Foram medidas cerca de 800 fibras por amostra para compósitos com 40 %m FV e 1000 fibras por amostra para compósitos com 50 %m de FV. Com esses dados foram calculados o comprimento

numérico médio (l_n) e o comprimento numérico volumétrico (l_w), utilizando-se as Equações 13 e 14 [11, 34, 65].

$$l_n = \frac{\sum_{i=1}^n l_i}{n} \quad (13)$$

$$l_w = \frac{\sum_{i=1}^n n_i l_i^2}{\sum_{i=1}^n n_i l_i} \quad (14)$$

Sendo l_i é o comprimento de uma fibra i (mm), n é o número total de fibras e n_i é o número de fibras de comprimento l_i . (mm). A medida do diâmetro médio das fibras de vidro \bar{d} (μm) também foi realizada por meio de microscopia óptica, analisando-se as mesmas amostras utilizadas para a medida da distribuição do comprimento das fibras. Foram analisadas cerca de 200 fibras para a determinação de \bar{d} .

3.4.2 Orientação das fibras de vidro

A orientação das fibras presentes no compósito foi determinada a partir dos corpos de prova de resistência à tração, os quais foram cortados perpendicularmente ao fluxo de injeção a fim de verificar a orientação das fibras neste plano [30, 52]. A seção foi realizada na parte central do corpo de provas utilizando-se um disco de corte abrasivo. Posteriormente, as amostras foram embutidas em resina epóxi e polidas com lixas de granulação 400 a 2000 até obter-se uma superfície adequada [18]. Em seguida, o plano de interesse (perpendicular ao fluxo de injeção) foi analisado por microscopia óptica com luz refletida (microscópio ZeissScope A1) e as imagens obtidas foram tratadas com o software Image Pro Plus. A varredura através espessura do corpo de prova foi realizada com sete imagens por seção, resultando um total de aproximadamente 800 fibras avaliadas por amostra [66].

O objetivo desta análise é determinar um fator de orientação que represente a média da orientação das fibras de vidro ao longo da seção estudada. Não existe consenso na literatura sobre qual metodologia é a mais adequada para a determinação deste fator de

orientação [15, 18, 30, 50]. De forma geral, a orientação de uma fibra em uma matriz pode ser caracterizada pelos ângulos φ e θ com relação às direções 1, 2 e 3, onde 1 representa a direção do fluxo, 2 a largura e 3 a espessura e do produto moldado, conforme a Figura 20.

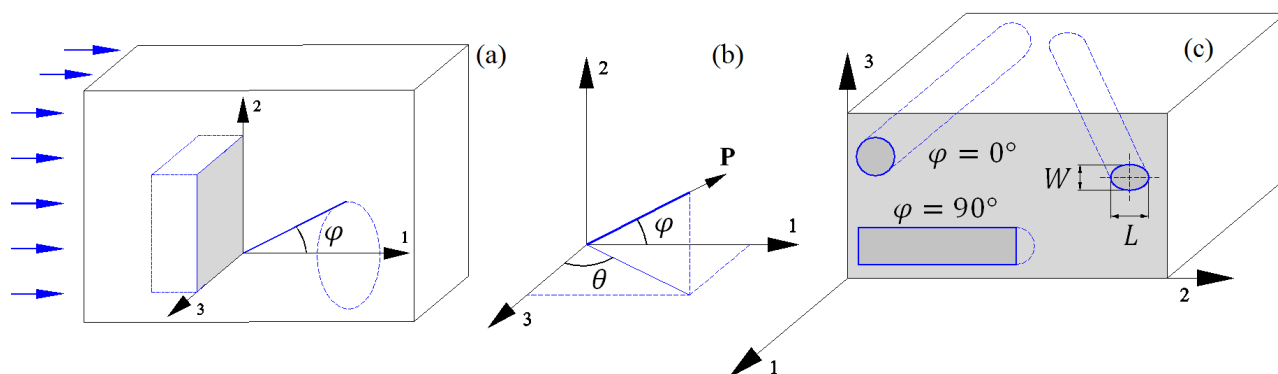


Figura 20 – (a) Fibra de vidro dentro da matriz, com um ângulo φ em relação à direção do fluxo, (b) definição dos ângulos de orientação φ e θ da fibra de vidro e do vetor \mathbf{P} , (c) possíveis formas da seção da fibra de vidro em uma superfície polida, onde φ é o ângulo de orientação em relação ao fluxo [30, 66].

A orientação de uma fibra pode ser descrita como uma função densidade de probabilidade $\psi(\varphi, \theta)$ definida pela Equação 15 [6, 48, 66].

$$P(\varphi_1 \leq \varphi \leq \varphi_1 + \delta\varphi, \theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + \delta\theta) = \psi_{(\varphi, \theta)} \sin(\varphi) d\varphi d\theta \quad (15)$$

Onde $P(\varphi, \theta)$ é a probabilidade de uma determinada fibra possuir uma orientação compreendida entre os ângulos φ_1 e $\varphi_1 + \delta\varphi$, θ_1 e $\theta_1 + \delta\theta$. Esta notação é pouco prática, de forma que Advani e Tucker [17, 18, 67] desenvolveram uma metodologia baseada em tensores o que reduz significativamente os requerimentos computacionais. Nesta formatação a orientação da fibra de vidro não é mais definida em função de seus ângulos φ e θ , mas sim em função das componentes do vetor \mathbf{P} ao longo de sua direção (Figura 20). As componentes do vetor \mathbf{P} podem ser calculadas em função de φ e θ conforme equações 16, 17 e 18 [66].

$$p_1 = \cos(\varphi) \quad (16)$$

$$p_2 = \sin(\varphi) \sin(\theta) \quad (17)$$

$$p_3 = \text{sen}(\varphi) \cos(\theta) \quad (18)$$

Sendo p_1, p_2 e p_3 são os componentes do vetor \mathbf{P} nos três eixos da Figura 20 Experimentalmente, o tensor de segunda ordem da orientação das fibras pode ser calculado através das componentes do vetor \mathbf{P} conforme a Equação 19 [66].

$$\langle a_{ij} \rangle = \frac{\sum_{n=1}^k (p_i)_n (p_j)_n F_n}{\sum_{n=1}^k F_n} \quad (19)$$

Onde a_{ij} são os componentes do tensor de segunda ordem da orientação das fibras, p_i e p_j ($i, j = 1, 2, 3$) são as componentes cartesianas do vetor \mathbf{P} definido acima. Aqui a simbologia $\langle \ \rangle$ representa uma média global sobre as k fibras de vidro analisadas e $F_n = 1/\cos(\varphi_n)$ é um fator de correção empírico, utilizado para considerar a baixa probabilidade de encontrar fibras com elevado valor de φ [8, 66]. O componente a_{11} representa o fator de orientação em relação à direção de fluxo (direção 1) e é o mais importante para aplicações envolvendo compósitos TRFC e TRFL [17, 66]. Esta propriedade é também definida por Thomanson como fator de orientação de Hermans (η_0) [15], o qual pode ser calculado pela Equação 20 para um total de k fibras de presentes na amostra.

$$\eta_0 = \langle a_{11} \rangle = \frac{\sum_{n=1}^k \cos^2(\varphi) F_n}{\sum_{n=1}^k F_n} \quad (20)$$

Onde φ é o ângulo da fibra com a direção do fluxo, e deve ser calculado através da interseção que a fibra faz com um plano perpendicular ao fluxo (superfície polida indicada na Figura 20c). Quando uma fibra intercepta o plano de corte, essa pode apresentar uma geometria circular (se estiver perfeitamente alinhada com o fluxo de injeção) ou elíptica (se apresentar um determinado ângulo com o fluxo de injeção). A orientação das fibras com a direção do fluxo de injeção pode ser determinado através da análise do maior e do menor eixo da elipse, conforme a Equação 21 [15, 66]. Onde W é o menor eixo da elipse

(μm) e L é o maior eixo da elipse (μm), ambos determinados através da técnica de microscopia já descrita.

$$\cos(\varphi) = \frac{W}{L} \quad (21)$$

Conforme observado na prática, os compósitos com fibra de vidro moldados por injeção possuem as fibras geralmente orientadas de uma forma aproximadamente planar, paralelas ao plano 1-2, formando camadas (Figura 20a) [6, 66]. De forma que apenas o ângulo φ é suficiente para determinar a orientação das fibras de vidro ($\theta \cong 90^\circ$), ou seja, somente um único parâmetro de orientação pode representar numericamente o alinhamento das fibras. Disto se verifica que $a_{11} + a_{22} \cong 1$ e $a_{33} \cong 0$ [66].

Outro fator de orientação utilizado na literatura é o fator de orientação de Cox-Krenchel (η_{0K}). Similarmente ao fator de Hermans, pode ser calculado pela Equação 22 [15].

$$\eta_{0K} = \frac{\sum_{n=1}^k \cos^4(\varphi) F_n}{\sum_{n=1}^k F_n} \quad (22)$$

3.5 Propriedades mecânicas

Os ensaios de resistência à tração, flexão e impacto foram realizados conforme as normas ASTM D 638-10 (velocidade de 5 mm/min), ASTM D 790-10 (velocidade de 1.5 mm/min) e ASTM D 256-10 (martelo de 1 J, velocidade de impacto de 3,46 m/s, corpos de prova com entalhe), respectivamente. Todos os corpos de prova foram ensaiados a seco, conforme moldados, em uma temperatura ambiente de 23 ± 2 °C e 50 ± 5 % de umidade relativa. Antes dos ensaios, os corpos de prova foram acondicionados nessa temperatura e umidade por 40 h [8, 15, 30]. Para os ensaios de resistência à flexão e tração foi utilizado o instrumento EMIC DL 3000 de 30 kN. Para os testes de impacto o equipamento CEAST Resil 25 foi utilizado.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados dos ensaios mecânicos e análise da microestrutura dos compósitos TRFL e TRFC são apresentados a seguir. Inicialmente é apresentada uma análise do compósito TRFL com 40 %m de fibra de vidro fornecidos pela empresa RTP, correlacionando suas propriedades mecânicas com respectiva microestrutura. A seguir os resultados do processamento do compósito TRFL com 50 %m de fibra de vidro fabricado pela empresa TICONA são apresentados. Por fim, foi apresentado um comparativo entre as propriedades mecânicas dos compósitos TRFL (TICONA) e TRFC (PEPASA) com 50 %m de fibra de vidro moldados com os mesmos parâmetros de processamento

4.1 Análise preliminar

4.1.1 Microestrutura do compósito TRFL com 40 % de FV em massa - RTP

A Figura 21 apresenta uma micrografia típica das fibras de vidros extraídas por calcinação do compósito. A morfologia das fibras visualizada é similar aos resultados apresentados na literatura [10, 68, 69]. As linhas azuis mostradas na Figura 21 são os elementos geométricos utilizados pelo *software* Image Pro Plus para o cálculo do comprimento das fibras.

A Figura 22 apresenta o histograma de frequência do comprimento das fibras presentes nas amostras obtidas em fluxo livre e restrito. Como é característico nesse tipo de distribuição, o histograma apresenta uma assimetria para direita (sentido dos maiores comprimentos de fibra). Dessa forma, a distribuição de comprimento de fibra é melhor

descrita pela distribuição lognormal que também está representada na Figura 22 pelas linhas contínuas [12, 70, 71].



Figura 21 - Micrografia típica das fibras de vidro extraídas do compósito TRFL 40 %m fornecido pela RTP (aumento de 50 x).

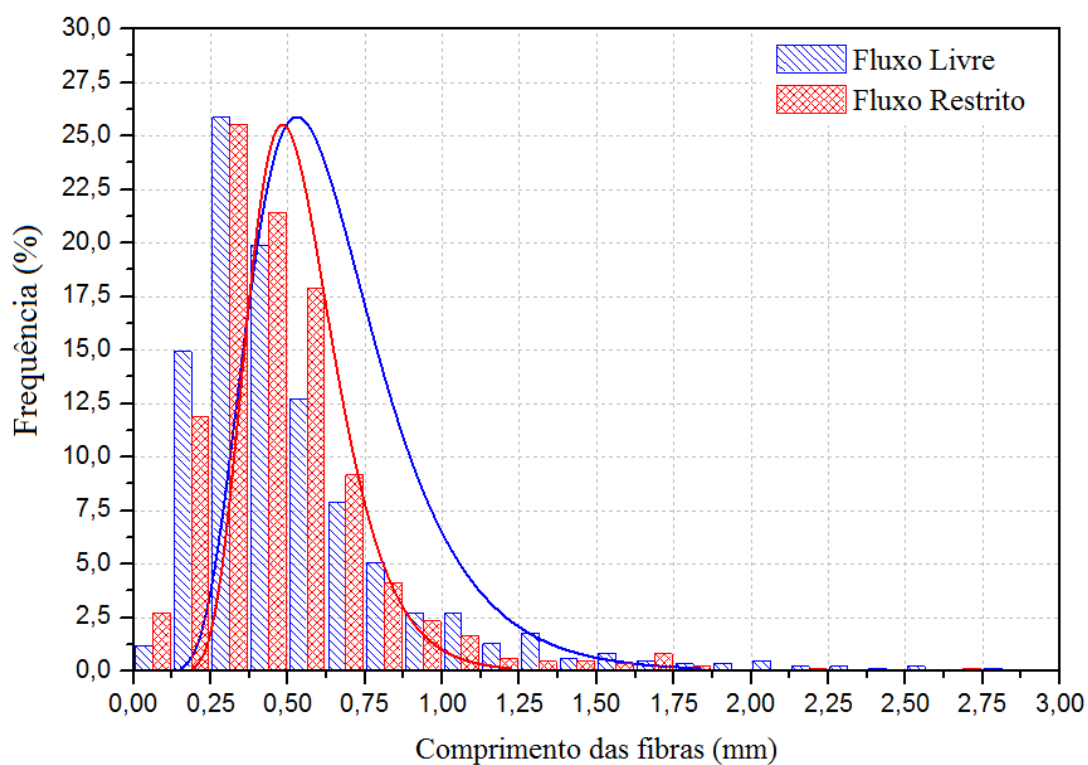


Figura 22 – Distribuição de comprimento de fibra para as amostras com fluxo livre e restrito.

A função densidade de probabilidade lognormal $f(l)$ apresentada na Figura 22 é descrita pela Equação 23 e a função distribuição de probabilidade $F_x(l)$ pela Equação 24. Esta última função representa a probabilidade de que um determinado comprimento de fibra l seja menor ou igual a um dado valor x ($l \leq x$) [71, 72]. Também foi possível perceber que as amostras moldadas com o fluxo livre possuem a curva $f(l)$ deslocada no sentido dos maiores comprimentos de fibra de vidro quando comparadas às amostras processadas com o fluxo restrito. Isto demonstra que estas amostras possuem uma quantidade maior de fibras com elevado comprimento em relação aos corpos de prova moldados com o fluxo restrito.

$$\begin{cases} f(l) = \frac{1}{l\sigma_{ln}\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{[\ln(l)-\mu_{ln}]^2}{2\sigma_{ln}^2}} & \text{para } l > 0 \\ f(l) = 0 & \text{para } l = 0 \end{cases} \quad (23)$$

$$F_x(l) = P(l \leq x) = \frac{1}{l\sigma_{ln}\sqrt{2\pi}} \int_0^x \frac{1}{l} e^{-\frac{[\ln(l)-\mu_{ln}]^2}{2\sigma_{ln}^2}} dl \quad (24)$$

Nas equações acima l é o comprimento da fibra (mm), μ_{ln} é a média de $\ln(l)$ e σ_{ln} é o desvio padrão de $\ln(l)$.

A Tabela 9 apresenta os dados do diâmetro médio das fibras (\bar{d}) e da fração volumétrica (V_f), calculada por meio da Equação 12 (seção 3.1), onde ρ_f (densidade da fibra de vidro tipo E) e ρ_m (densidade da matriz de PA 6.6) estão descritos nas Tabelas 1 e 3 (secções 2.1.1 e 2.2, respectivamente). A fração em massa de fibra de vidro presente nas amostras (W_f) foi determinada após a calcinação, com resultado igual a $42,3 \pm 0,83$ %.

Os valores do comprimento numérico médio (l_n) e do comprimento numérico volumétrico (l_w) obtidos para as fibras extraídas dos corpos de prova com e sem restrição no fluxo (equações 13 e 14, seção 3.4.1), bem como os valores dos fatores de orientação

(Equação 20 – η_0 , e Equação 22 – η_{0k} , seção 3.4.2) obtidos por microscopia óptica dos corpos de prova polidos (Figura 20, seção 3.4.2), estão descritos na Tabela 9.

Observa-se que os valores de comprimento das fibras e os fatores de orientação obtidos são compatíveis com os dados disponíveis na literatura [8, 11, 15, 30]. A Figura 23 apresenta uma imagem ampliada da seção transversal do corpo de prova e ilustra a metodologia para determinação dos parâmetros W e L utilizados para o cálculo do ângulo φ com a utilização da Equação 21 (seção 3.4.2).

Tabela 9 – Resultados da microscopia óptica para as fibras de vidro extraídas dos corpos de prova com fluxo livre e restrito

Parâmetro	Fluxo livre	Fluxo restrito
l_{ini} (mm) ^a		11
\bar{d} (μm)		$15,6 \pm 1,5$
V_f (%)		$24,8 \pm 0,4$
l_n (mm)	$0,53 \pm 0,03$	$0,48 \pm 0,03$
l_w (mm)	$0,80 \pm 0,03$	$0,65 \pm 0,03$
η_0	$0,54 \pm 0,06$	$0,70 \pm 0,04$
η_{0k}	$0,41 \pm 0,06$	$0,57 \pm 0,04$

^a l_{ini} comprimento inicial das fibras de vidro informado pelo fornecedor do compósito

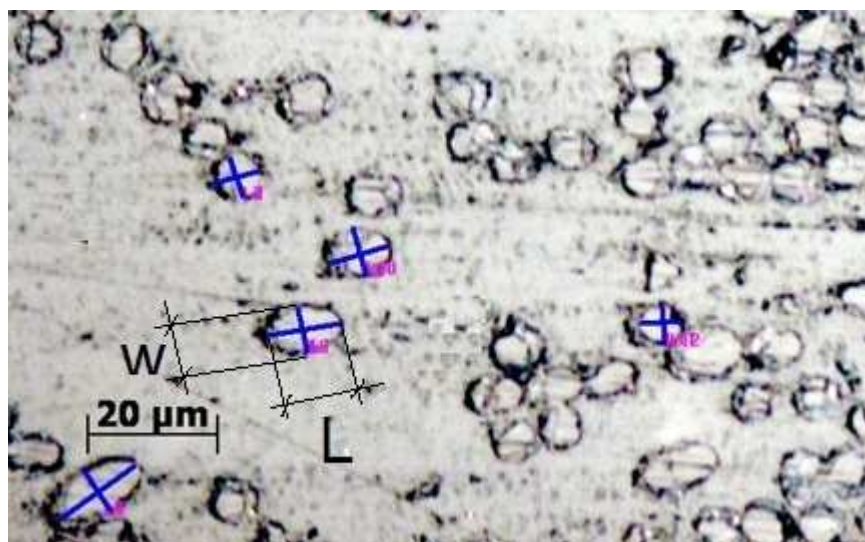


Figura 23 - Micrografia ampliada da seção transversal dos corpos de prova de tração apresentando as dimensões W e L utilizadas para o cálculo do ângulo φ da fibra com o sentido do fluxo (aumento 200x).

Nota-se que a restrição de fluxo provoca uma redução maior no comprimento das fibras (l_w) na ordem de 18 %, quando comparado ao fluxo livre. Esse fato ocorre devido a uma maior tensão de cisalhamento promovida pela restrição de fluxo, além da maior interação das fibras com as paredes da região da restrição [10].

A Figura 24 apresenta as micrografias das seções transversais polidas dos corpos de prova de tração obtidos em fluxo livre e em fluxo restrito, respectivamente. Nestas micrografias verificou-se que a restrição de fluxo também altera o perfil de orientação das fibras presentes no compósito. De forma geral, nota-se que há uma maior quantidade de fibras de vidro orientadas no sentido do fluxo de injeção nas amostras de fluxo restrito (Figura 24b – seções transversais das fibras com geometria circular) do que nas amostras de fluxo livre (Figura 24a). Essa constatação é corroborada pelos valores dos parâmetros de orientação (η_0 e η_{0K}), listados na Tabela 9, sendo que maiores valores indicam que as fibras estão mais orientadas no sentido do fluxo. Sabe-se que a distribuição de orientação de fibras de vidro em um compósito TRFL é resultado de um mecanismo complexo que depende das condições de processamento, assim como da geometria das entradas do material fundido, restrições de fluxo e da cavidade do molde. O processo de preenchimento da cavidade ocorre através de um fluxo em forma de “fonte”, promovendo uma complexa microestrutura multicamada do tipo “casca–miolo”. Eventualmente, até sete camadas distintas são visíveis [11], e as fibras tendem a permanecer orientadas paralelamente ao fluxo quando próximas às paredes do molde – casca (devido ao elevado cisalhamento), e orientadas perpendicularmente ao fluxo na região central – miolo [17, 18, 30]. Esse efeito é mais visível na microestrutura dos compósitos obtidos com fluxo livre (Figura 24a), onde é possível distinguir claramente o miolo (orientação perpendicular ao fluxo) e a casca (orientação paralela ao fluxo).

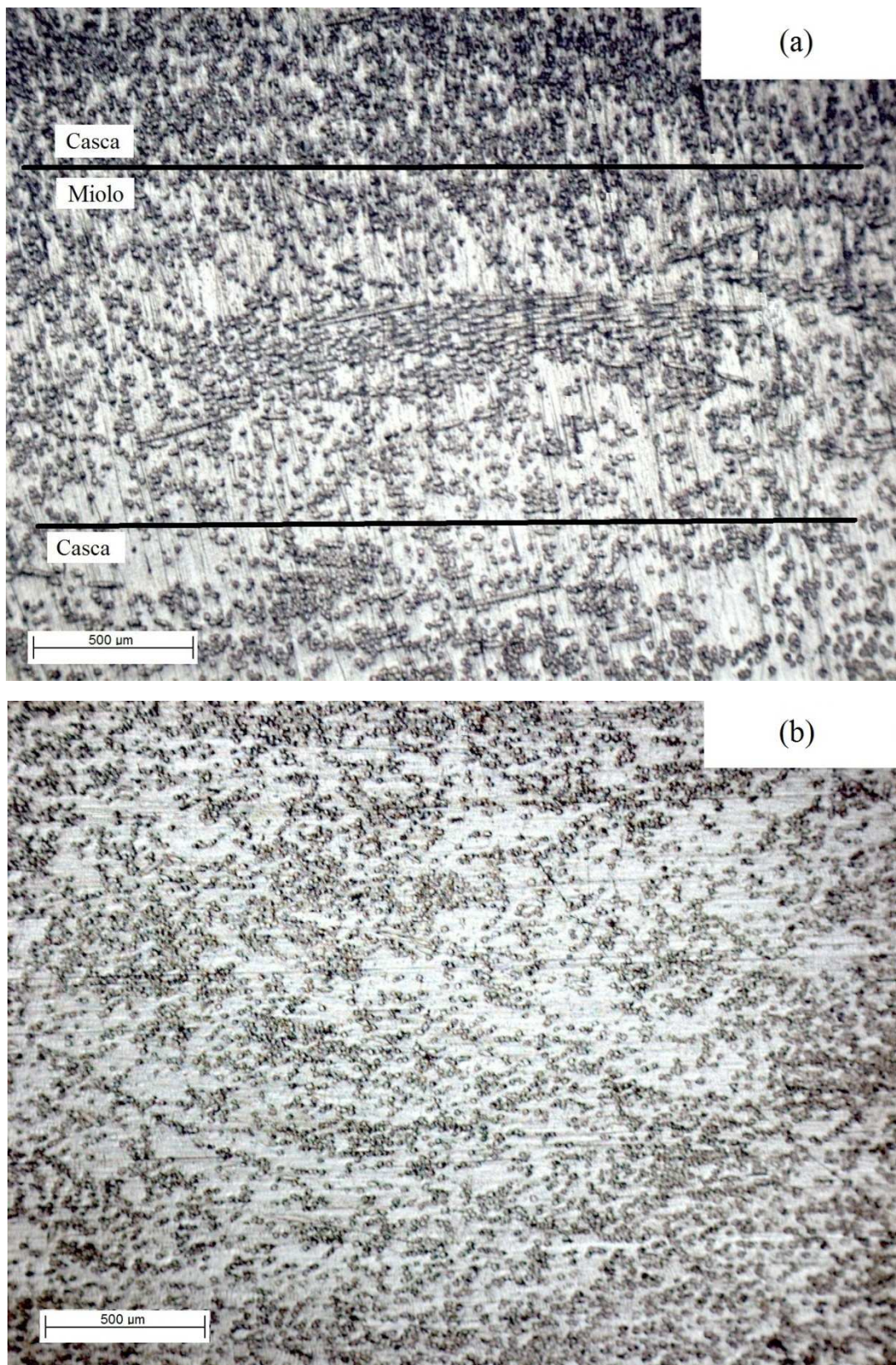


Figura 24 – (a) Micrografia da seção transversal dos corpos de prova de tração com fluxo livre, mostrando as regiões da casca e do miolo, (b) micrografia dos corpos de prova com fluxo restrito. (Sentido do fluxo de injeção perpendicular à página e aumento 50x).

Na microestrutura do compósito obtido com fluxo restrito, as fibras da região do miolo apresentam uma menor tendência de orientação perpendicular ao fluxo de injeção. Isso contribuiu significativamente para que o fator de orientação médio (η_0 e η_{0K}) desse compósito apresentasse maiores valores do que o compósito obtido com a condição de fluxo livre. Esse tipo de comportamento foi observado por Lafranche [11], principalmente quando há descontinuidade no fluxo do material fundido, o que provoca uma elevação da tensão de cisalhamento. Essas características da microestrutura dos compósitos possuem relação direta com as propriedades mecânicas que serão discutidas a seguir, conforme mostra as Equações 9, 10 e 11 (seção 2.4.3).

4.1.2 Propriedades mecânicas do compósito TRFL com 40 %m FV e sua correlação com a microestrutura

4.1.2.1 Tensão de ruptura nos ensaios de resistência à tração e flexão

A Figura 25 apresenta os resultados referentes aos ensaios de resistência à tração e flexão para os corpos de prova moldados nas condições de fluxo livre e restrito.

É possível perceber que a resistência à tração das amostras com fluxo restrito (maior orientação no sentido do fluxo, e menor l_w) é maior do que para as amostras com fluxo livre (menor orientação no sentido do fluxo, e maior l_w). Desta forma verifica-se que a orientação das fibras de vidro influenciou mais a resistência à tração do que o comprimento final destas no compósito.

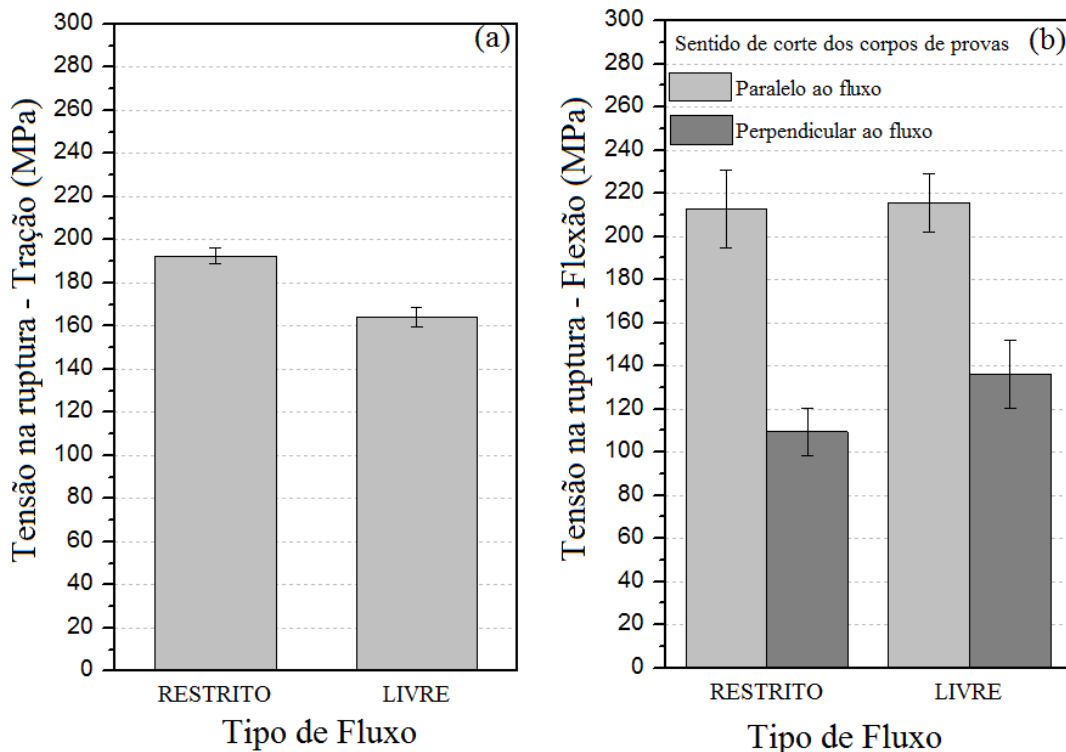


Figura 25 - (a) Tensão de ruptura dos ensaios de tração (b) e flexão para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 %m fibra RTP.

Essa observação pode ser confirmada utilizando-se um modelo matemático para o cálculo da resistência à tração de compósitos com fibras descontínuas (σ_{cr}), baseado na avaliação de sua microestrutura. Esse modelo foi apresentado por Kelly-Tyson [53, 73], conforme equações 7 e 8 (seção 2.4.2), e têm aplicação restrita aos compósitos com fibras alinhadas na direção do esforço e com distribuição uniforme para o comprimento de fibra.

De acordo com Thomason [8], esse modelo pode ser aplicado a compósitos com fibras descontínuas e com um determinado perfil de orientação, utilizando-se o fator de orientação (η_0) obtido de forma empírica [50, 52].

A Equação 25 descreve este modelo matemático [8, 19, 73]. Esta equação é válida para distribuições de comprimento de fibra não uniformes, visto que a contribuição das fibras com diversos comprimentos é feita por um somatório.

$$\sigma_{rc} = \eta_0 \left(\sum_{l=l_{min}}^{l=l_c} \left[\frac{\tau_{ri} l_i V_i}{d} \right] + \sum_{l=l_c}^{l=l_{max}} \left[\sigma_{rf} V_j \left(1 - \frac{l_c}{2l_j} \right) \right] \right) + (1 - V_f) \sigma'_m \quad (25)$$

A Equação 25 pode ser interpretada em um modelo simplificado na forma $\sigma_{cr} = \eta_0(X + Y) + Z$, onde X é a contribuição das fibras subcríticas, Y é a contribuição das fibras supercríticas e Z é a contribuição da matriz. A definição de fibras sub e supercríticas é feita com relação ao comprimento crítico definido na Equação 6 (seção 2.4.2) [8]. Na Equação 25, σ_{rc} é a resistência à tração do compósito (na direção de aplicação da carga, em MPa), σ_{rf} é a resistência à tração das fibras (MPa), \bar{d} é o diâmetro médio das fibras (mm), τ_{ri} é a resistência ao cisalhamento interfacial (RCI, em MPa), σ'_m é tensão na matriz no momento da ruptura do compósito (MPa), e l_c é o comprimento de fibra crítico (mm) obtido pela Equação 6. Para compósitos PA 6.6/fibra de vidro, os resultados obtidos para l_c descritos na literatura estão na faixa de 0,32 a 1,24 mm [12]. Os parâmetros l_i e V_i são, o comprimento da i -fibra e a fração volumétrica das fibras de comprimento l_i válido para fibras abaixo do comprimento crítico l_c . Analogamente, l_j e V_j são o comprimento da j -fibra e a fração volumétrica das fibras de comprimento l_j , agora válido para fibras acima do comprimento crítico l_c . A Equação 25 utiliza a contribuição das fibras acima (V_j) e abaixo (V_i) do comprimento crítico, conforme mencionado anteriormente, sendo que $\sum V_i + \sum V_j + (1 - V_f) = 1$ [73]. O último termo da Equação 25 é a contribuição da matriz e utiliza a tensão máxima da mesma na ruptura do compósito (σ'_m). É importante ressaltar que o fator de orientação das fibras (η_0) utilizado na Equação 25 é um fator empírico, porém alguns estudos sugerem que os valores de η_0 obtidos a partir das análises de microscopia óptica podem ser utilizados com razoável precisão [30]. A tensão na matriz em função da deformação na ruptura do compósito pode ser obtida pela Equação 26, válida quando a matriz for a PA 6.6 não hidratada [30].

$$\sigma'_m = -0,56 \varepsilon_{rc}^3 - 0,55 \varepsilon_{rc}^2 + 28,58 \varepsilon_{rc} \quad (26)$$

Onde σ'_m é a tensão na matriz na ruptura do compósito (MPa) e ε_{rc} é a deformação específica de ruptura do compósito (%). Os valores de ε_{rc} , obtidos a partir do ensaio de

tração para este trabalho, são os seguintes: $1,6 \pm 0,15$ % para o fluxo livre e $2,1 \pm 0,15$ % para o fluxo restrito.

Para o compósitos TRFL com 40 %m de fibra de vidro fabricado pela RTP, foi possível calcular o comprimento crítico utilizando $\sigma_{rf} = 3500$ MPa como valor da resistência à tração da fibra de vidro tipo E (Tabela 1, seção 2.1.1), e o diâmetro médio das fibras \bar{d} , listado na Tabela 9 obtido das análises de micrografia óptica. O valor da RCI (τ_{ri}) é um parâmetro de difícil obtenção e varia conforme a fração de fibras presente no compósito, o diâmetro das fibras de vidro, umidade presente no compósito e outros fatores. O valor de RCI pode ser estimado através da metodologia apresentada por Thomason [8], resumida no gráfico da Figura 26. Este gráfico apresenta valores da RCI em função da quantidade de fibra presente em massa no compósito e do diâmetro médio da fibra de vidro, sendo válido apenas para compósitos não hidratados e fibras do tipo E.

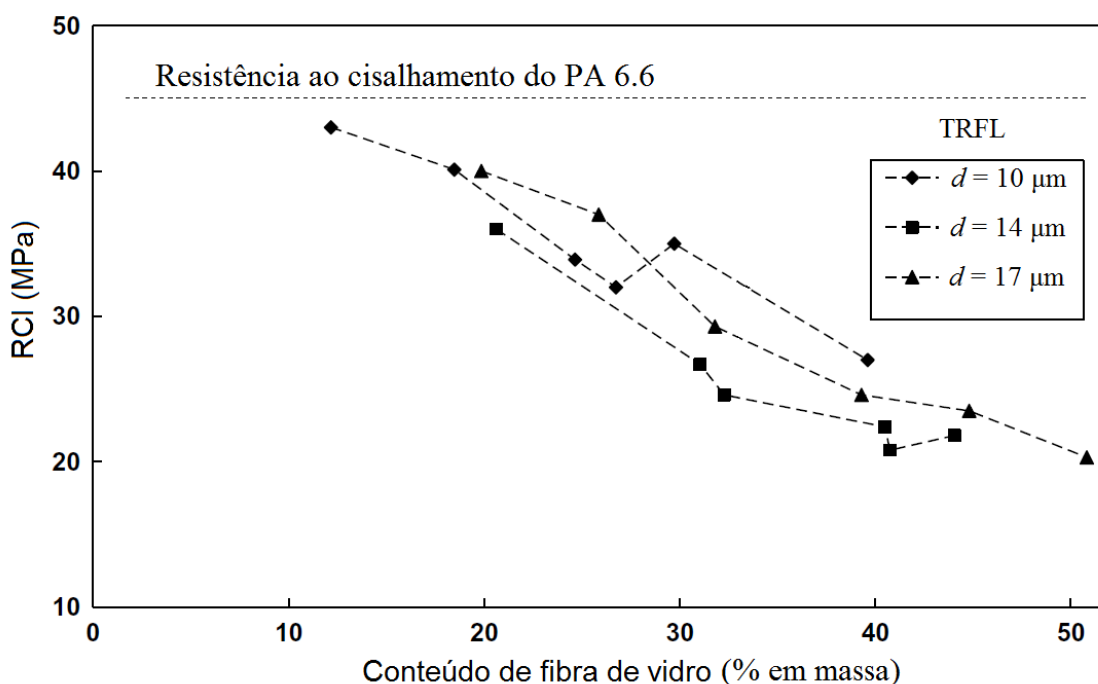


Figura 26 – Resistência ao cisalhamento interfacial ($\text{RCI}-\tau_{ri}$) em função do conteúdo de fibra de vidro em massa (W_f) e do diâmetro médio das fibras (\bar{d}), válido para compósitos TRFL de PA 6.6 com fibra de vidro tipo E. A linha tracejada representa a resistência ao cisalhamento da matriz. Adaptado da referência [8].

Para o compósito estudado ($W_f = 40$ %m e $\bar{d} = 15,6$ μm), RCI pode ser estimado como sendo 25 MPa, resultando em um valor para l_c de 1,09 mm. Este valor é compatível com os valores do comprimento crítico das fibras de vidro descritos na literatura para compósitos TRFL com matriz de PA 6.6 [12].

A Tabela 10 mostra uma comparação entre os valores teóricos e os valores experimentais obtidos nos ensaios de resistência à tração. Nesses cálculos são utilizados os dados da microestrutura (Tabela 9) e os dados da Figura 22, utilizando as Equações 25 e 26. A Tabela 10 também apresenta uma estimativa do percentual de fibras acima do comprimento crítico para o fluxo livre e restrito, calculada através da Equação 24 (seção 4.1.1).

Tabela 10 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para resistência à tração / Parâmetros calculados utilizados para estimativa dos valores teóricos

Propriedades do ensaio de tração	Fluxo Livre	Fluxo restrito
Resistência à tração - $\sigma_{rc(exp.)}$ (MPa) ^a	164.0 \pm 4.6	192.5 \pm 3.5
Resistência à tração - $\sigma_{rc(teór.)}$ (MPa) ^b	191,8	214,9
Diferença entre $\sigma_{rc(teór. exp.)}$ (%)	14,5	10,4
Resistência à tração - $\sigma_{rc(teór. ajus.)}$ (MPa) ^c	164,0	195,8
----- Parâmetros calculados para estimativa dos valores teóricos -----		
Comprimento de fibra crítico l_c (mm)	1,09	
Percentual de fibras acima do comprimento crítico (%)	6,7	4,1
Contribuição das fibras subcríticas – X (MPa)	166,1	189,9
Contribuição das fibras supercríticas – Y (MPa)	129,9	60,2
Contribuição da matriz – Z (MPa)	31,9	39,9

^a Experimental; ^b $\sigma_{rf} = 3500$ MPa – Equação 25; ^c $\sigma_{rf} = 1860$ MPa – Equação 25.

Como pode ser observado na Tabela 10, os resultados teóricos de resistência à tração ($\sigma_{rc(teór.)}$) se aproximam aos resultados experimentais ($\sigma_{rc(exp.)}$) e apresentam as mesmas tendências, ou seja, o fluxo restrito apresenta resultado de resistência à tração maior quando comparado ao fluxo livre. Esse comportamento está coerente, uma vez que a orientação é o fator mais importante do que o comprimento das fibras nos compósitos estudados. A Tabela 10 também apresenta o percentual de fibras acima do comprimento crítico, bem como a contribuição das fibras subcríticas e supercríticas na resistência à

tração do compósito (σ_{rc}). Nota-se que para o fluxo restrito há menor quantidade de fibras acima do comprimento crítico, bem como a contribuição das fibras supercríticas é significativamente menor quando comparado ao fluxo livre (Equação 25). Estes resultados estão de acordo com as distribuições de comprimento de fibras apresentadas na Figura 22.

De outra forma foi possível ajustar o valor σ_{rf} (resistência à tração da fibra de vidro) presente na Equação de Kelly-Tyson (Equação 25) para que os valores teóricos de σ_{rc} se ajustem aos valores experimentais (σ_{rc} (teórico ajustado)). Foi utilizando-se um valor de 1860 MPa para σ_{rf} , sendo possível obter um ótimo ajuste entre os dados experimentais e teóricos. Esse ajuste é considerado válido e foi realizado nesse estudo, considerando-se que, durante o processo de preparação do compósito no processo de injeção, a resistência à tração da fibra é reduzida, possivelmente devido a danos superficiais causados nas fibras devido às interações entre fibra/fibra, fibra/paredes do molde, e fibra/rosca da injetora [30, 31].

Os resultados de resistência à tração apresentados na tabela 10 são inferiores aos resultados obtidos por Thomason em condições semelhantes [8]. A diferença pode ser explicada pelo fator de orientação. Thomason [8] obteve resultados próximos a 220 MPa para a resistência à tração, com um comprimento de fibras l_w igual a 0,67 mm. Porém, com um fator de orientação (fator de Hermans) η_0 igual a 0,8. O comprimento de fibras obtido por Thomason é próximo ao valor encontrado neste trabalho para o fluxo restrito ($l_w = 0,65$), porém o fator de orientação é maior (Tabela 9 seção 4.1.1), o que justifica a diferença entre os resultados de resistência à tração obtidos no trabalho de Thomason e os obtidos no presente estudo.

No caso da resistência à flexão ocorre uma situação semelhante. Os resultados encontrados neste trabalho são menores que os valores encontrados por Thomason [8]. O fator de orientação das fibras também pode ser utilizado como justificativa neste caso.

Além da orientação das fibras outro fator que influencia nos resultados é a forma de obtenção dos corpos de prova, os quais foram usinados após a injeção. Dai [49] relata que corpos de prova usinados possuem propriedades de flexão inferiores aos corpos de prova obtidos diretamente do processo de injeção. Desta forma, os resultados apresentados neste trabalho são mais próximos aos apresentados por Lafranche [11], que utiliza a mesma técnica de usinagem para obtenção dos corpos de prova.

A Figura 25 apresenta uma grande diferença entre os resultados dos corpos de prova paralelos e perpendiculares ao fluxo de injeção, independente do tipo de fluxo. Essa anisotropia é conhecida para compósitos TRFL [11] e TRFC [17], sendo decorrente da orientação preferencial das fibras no sentido do fluxo de injeção e também foi verificada por Lafranche [11]. Nota-se que, ao contrário da resistência à tração, não há efeito da restrição de fluxo sobre a resistência à flexão, principalmente para os corpos de prova paralelos ao fluxo de injeção. Esse efeito pode ser explicado pelo fato de que no ensaio de flexão apenas as camadas mais externas do corpo de prova são submetidas à tensão, ao contrário do ensaio de tração [8]. Observando-se novamente a microestrutura dos compósitos (Figuras 24a e 24b, seção 4.1.1), verifica-se que as FV das camadas externas (casca) são orientadas no sentido do fluxo independente do tipo de fluxo utilizado. É apenas a região do miolo (parte central da seção transversal da do corpo de prova) que apresenta diferenças significativas entre as amostras obtidas em fluxo livre e fluxo restrito, e essa a região menos solicitada em um ensaio de flexão.

4.1.2.2 Módulo de Elasticidade nos ensaios de tração e flexão

A Figura 27 apresenta os resultados referentes aos resultados de módulo de elasticidade para os ensaios de tração e flexão dos corpos de prova moldados com fluxo livre e restrito.

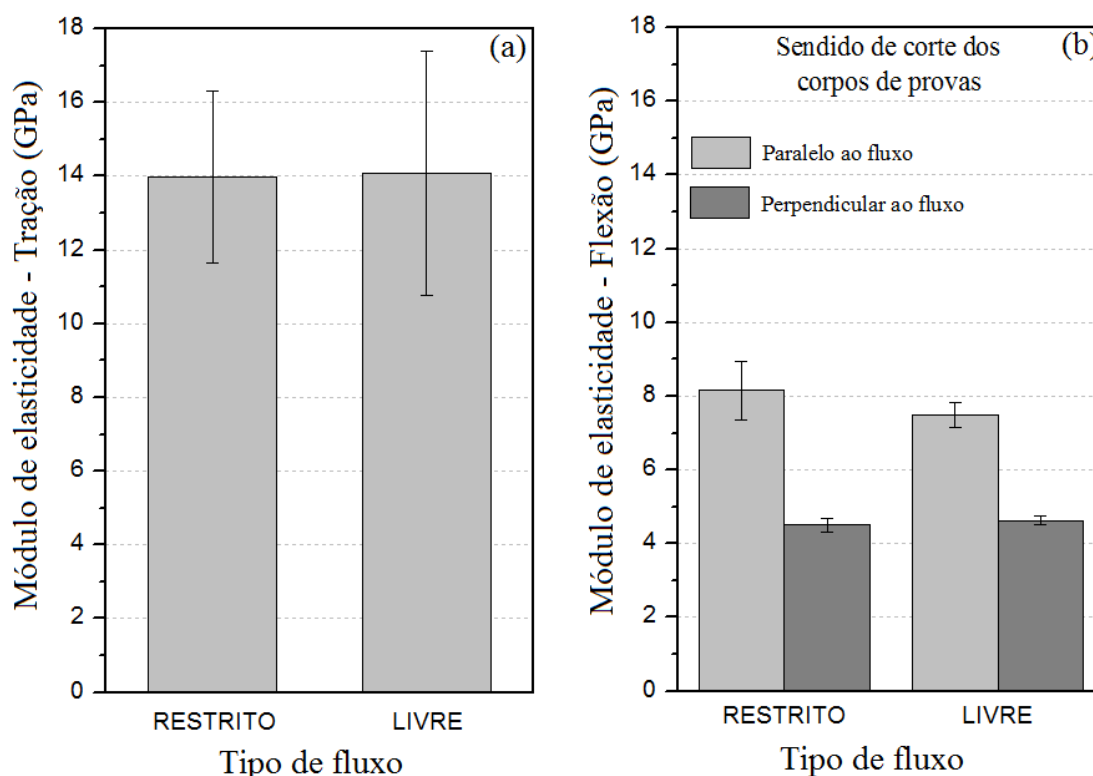


Figura 27 – Módulo de elasticidade para os ensaios de tração (a) e flexão (b) para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 %m FV RTP.

Analisando os gráficos da Figura 27 verifica-se que não há uma diferença significativa nos resultados de módulo de elasticidade na tração entre os compósitos obtidos com fluxo livre e restrito. Isto sugere que o efeito da orientação equilibra o efeito do comprimento das fibras [15]. Para o resultado de módulo de elasticidade na flexão observa-se que os resultados das amostras perpendiculares ao fluxo são significativamente menores que as amostras paralelas ao fluxo. Isto é decorrente da orientação das fibras na direção do fluxo de injeção. Este mesmo comportamento foi observado por Lafranche [11].

Uma análise matemática semelhante a que foi realizada para a resistência à tração pode ser feita para o módulo de elasticidade na tração. Para essa propriedade foi possível realizar duas modelagens matemáticas. Uma utilizando a regra das misturas modificada proposta por Cox e Krenchel [15, 54], e outra proposta por Halpin [74]. A abordagem de Cox e Krenchel é uma modificação da regra das misturas e utiliza a Equação 9 (seção

2.4.3) já apresentada, porém utiliza o fator de orientação das fibras descrito na Equação 22 (seção 3.4.2), assumindo o formato descrito na Equação 27.

$$E_c = \eta_{ok}\eta_1 V_f E_f + (1 - V_f)E_m \quad (27)$$

Onde η_{ok} é o fator de orientação das fibras obtido pela Equação 22 (adimensional), η_1 é o fator de eficiência relativo ao comprimento das fibras (adimensional), E_f é o módulo de elasticidade das fibras (tipo E, listados na Tabela 1 da seção 2.2.1, em GPa) e E_m é o módulo de elasticidade da matriz (Tabela 3 da seção 2.2, em GPa). O fator η_1 pode ser calculado através do método proposto por Cox, de acordo com as Equações 28 e 29. Para o cálculo de η_1 é utilizado o comprimento médio volumétrico das fibras de vidro l_w , pois este representa melhor o comportamento mecânico dos compósitos reforçados por fibra de vidro do que o comprimento l_n [69, 75].

$$\eta_1 = 1 - \left[\frac{\tanh\left(n \frac{l_w}{\bar{d}}\right)}{n \frac{l_w}{\bar{d}}} \right] \quad (28)$$

Sendo n é dado pela Equação 29, \bar{d} é o diâmetro médio das fibras (mm) e l_w é comprimento médio volumétrico (mm).

$$n = \sqrt{\left[\frac{2G_m}{E_f \ln(SF/\bar{d})} \right]} \quad (29)$$

Na Equação 29 G_m é o módulo de cisalhamento da matriz (GPa), obtido pela relação entre E_m e o coeficiente de Poisson da matriz ν_m (Tabela 3, seção 2.2), conforme a relação $G_m = E_m/[2(1 + \nu_m)]$ e E_f é o módulo de elasticidade da fibra (GPa). O valor SF é descrito na literatura como sendo a separação média das fibras (μm), e pode ser calculado em função da fração volumétrica das fibras V_f , supondo que existe uma distribuição uniforme das mesmas conforme a Figura 28. Com base nestas definições, a separação média das fibras pode ser calculada pela Equação 30 com \bar{d} em μm [51].

$$SF = \bar{d} \sqrt{\frac{\pi}{4V_f}} \quad (30)$$

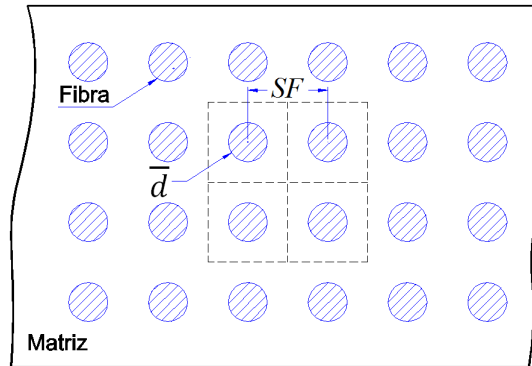


Figura 28 – Seção transversal de um compósito TRFL apresentando uma distribuição uniforme de fibras ao longo da matriz, mostrando a separação média entre as fibras SF [51].

Outra aproximação para o módulo de elasticidade na tração pode ser obtida pela Equação de Halpin-Tsai (Equação 31), que utiliza os módulos na direção longitudinal (E_1) e transversal (E_2) à aplicação do esforço, conforme previsto na teoria de compósitos laminados unidirecionalmente [15, 74, 76].

$$E_c = \eta_0 E_1 + (1 - \eta_0) E_2 \quad (31)$$

Onde η_0 é o fator de orientação de Hermans (adimensional) que pode ser obtido da Equação 20 (seção 3.4.2), e E_1 e E_2 (GPa) obtidos por meio da Equação 32, assumindo os valores 1 e 2 para o índice j . Sendo E_f o módulo de elasticidade da fibra (Tabela 1 - GPa), E_m o módulo elástico da matriz (Tabela 3 - GPa), l_w o comprimento numérico volumétrico (Tabela 9 - mm), e \bar{d} é o diâmetro médio das fibras (Tabela 9 - mm)

$$E_j = E_m \left[\frac{1 + \xi_j \beta_j V_f}{1 - \beta_j V_f} \right], \quad \beta_j = \frac{(E_f/E_m - 1)}{(E_f/E_m + \xi_j)} \quad (j = 1,2), \quad \xi_1 = \frac{2l_w}{\bar{d}} \text{ e } \xi_2 = 2 \quad (32)$$

A Tabela 11 apresenta os dados experimentais, e os valores teóricos, para o módulo de tração dos corpos de prova injetados em fluxo livre e restrito.

Tabela 11 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para o módulo de elasticidade na tração.

Propriedades do ensaio de tração	Fluxo livre	Fluxo restrito
Módulo de tração - $E_{c(\text{exp})}$ (GPa) ^a	14,1 ± 3,1	14,0 ± 2,4
Módulo de tração - $E_{c(\eta_{ok})}$ (GPa) ^b	8,9	11,3
Módulo de tração - $E_{c(\eta_o)}$ (GPa) ^c	13,3	14,5
Diferença $E_{c(\text{exp})}$ e $E_{c(\eta_{ok})}$ (%)	36,4	19,3
Diferença $E_{c(\text{exp})}$ e $E_{c(\eta_o)}$ (%)	5,0	3,5

^a Experimental; ^b Equações 25, 26, 27 e 28; ^c Equações 29 e 30.

Observa-se que os valores calculados através da relação de Halpin-Tsai ($E_{c(\eta_o)}$), Equações 31 e 32, são os que mais se aproximam dos valores experimentais. As equações de Cox e Krenchel (Equações 27, 28, 29 e 30) apresentam uma tendência de subestimar os valores do módulo, principalmente quando se utiliza como fator de orientação o valor de η_{ok} . Esse comportamento também foi observado na literatura [76], o que indica que o fator de orientação η_o , obtido através de $\cos^2(\varphi)$, é o que melhor descreve a orientação das fibras em compósitos TRFL, principalmente quando o objetivo é a utilização de modelos matemáticos para a previsão do módulo de elasticidade na tração, utilizando-se dados obtidos da microestrutura [15, 30].

4.1.2.3 – Resistência ao impacto

O comportamento da resistência ao impacto dos compósitos TRFL com 40 %m fornecidos pela empresa RTP é apresentado na Figura 29.

Da mesma forma que na resistência à flexão, o tipo de fluxo (livre ou restrito) não influenciou essa propriedade. Nota-se também, que tanto as amostras paralelas ao fluxo de injeção quanto às amostras perpendiculares ao fluxo de injeção apresentam resultados similares de resistência ao impacto. A literatura descreve que há uma relação entre o comprimento das fibras de vidro presentes no compósito e a resistência ao impacto Izod [36]. Porém, pode-se supor que na escala dos ensaios realizados nesse trabalho, a variação

do comprimento das fibras de vidro e a orientação destas não influenciou a resistência ao impacto. Os resultados de resistência ao impacto encontrados neste trabalho são similares aos resultados descritos na literatura para amostras ensaiadas secas, conforme moldadas [36]. Nos resultados abaixo é possível perceber que o erro experimental é relativamente elevado. Este fato pode ter relação com a forma de preparo dos corpos de prova, os quais foram obtidos pelo processo de usinagem. Este processo de preparação pode provocar alguma rugosidade na superfície lateral dos corpos de prova, o que pode justificar a elevada dispersão dos resultados de resistência ao impacto obtidos [49].

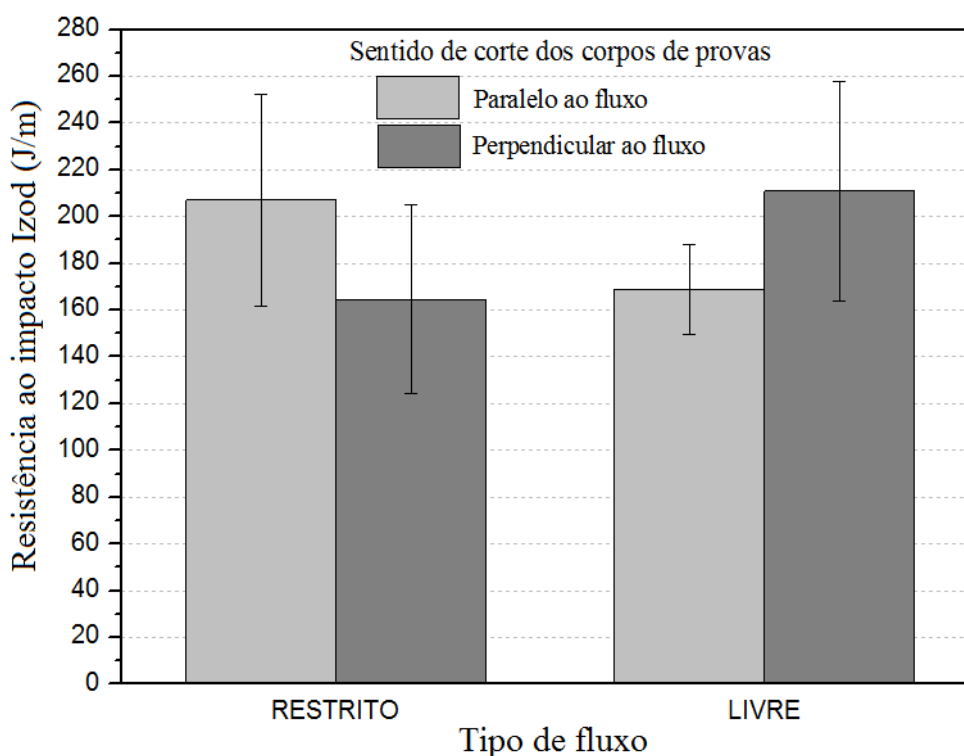


Figura 29 – Resistência ao impacto Izod para os corpos de prova fabricados com o compósito TRFL 40 %m fibra RTP

4.2 Análise da influência da usinagem nos corpos de prova de flexão.

A Figura 30 apresenta um comparativo dos resultados do ensaio de flexão de corpos de prova injetados e usinados. Ambos moldados com o compósito TRFL PA 6.6 com 50 %m de fibra de vidro fornecido pela empresa TICONA.

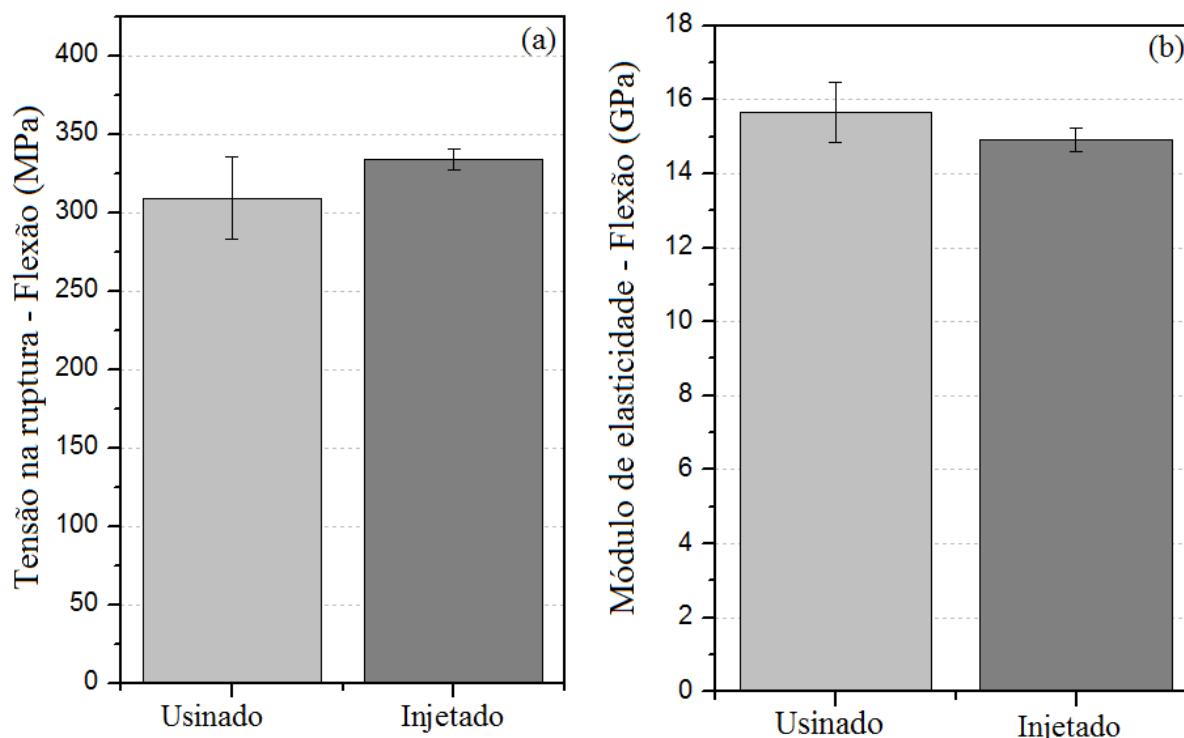


Figura 30 – (a) Resistência à flexão dos corpos de provas usinados e injetados. (b) Módulo de elasticidade na flexão dos corpos de prova usinados e injetados.

Comparando os dados dos ensaios de flexão, observa-se que os resultados da resistência à flexão dos corpos de prova usinados e injetados são semelhantes. Embora a média da resistência à flexão dos corpos de prova usinados seja inferior a dos corpos de prova injetados, a variação dos resultados das amostras usinadas é significativamente maior que das amostras injetadas. Desta forma, para um intervalo de confiança de 95 %, não há diferença estatística entre os dois resultados. O mesmo comportamento é observado para o módulo de flexão.

Dai [49] verificou que resultados para corpos de provas usinados apresentam uma maior dispersão dos dados quando comparados a corpos de prova do mesmo material obtidos diretamente por injeção. Porém foi verificado que os resultados mecânicos dos corpos de prova usinados são inferiores aos injetados. Seus resultados apresentaram uma redução de 40 % na resistência à flexão das amostras usinadas comparadas a outras diretamente moldadas por injeção.

Uma possível explicação para elevada dispersão e eventual redução das propriedades mecânicas de corpos de prova obtidos por usinagem é a orientação das fibras. Devido à elevada tensão de cisalhamentos do fluxo de injeção próximo as paredes do molde, as fibras próximas a estas assumem uma orientação preferencial alinhada com o fluxo de injeção (casca), já a parte central do corpo de provas (miolo) tende a apresentar as fibras em um alinhamento perpendicular ao fluxo de injeção. De outra forma, nos corpos de prova usinados este efeito das paredes é removido pela usinagem. Logo as fibras tendem a assumir uma orientação perpendicular ao fluxo (desfavorável à aplicação do esforço) em toda a seção interna do corpo de prova [19, 48]. Este efeito é mais significativo quanto da largura da seção transversal do corpo de provas for menor [42]. A Figura 31 ilustra este fato.

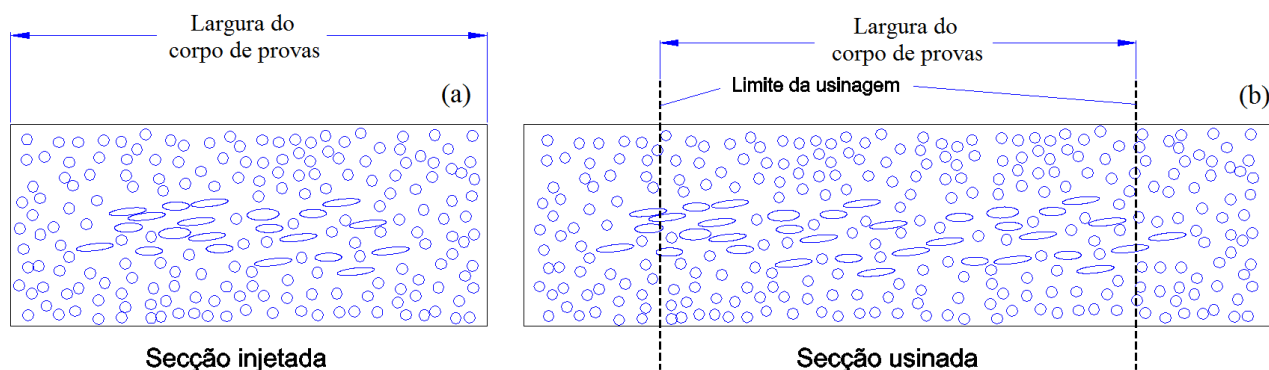


Figura 31 – (a) Seção transversal de corpos de prova de compósitos TRFL mostrando o efeito das bordas para o alinhamento das fibras no corpo de prova moldado por injeção. (b) Remoção do efeito das bordas nos corpos de provas obtidos por usinagem.

Neste experimento não foi observado uma redução significativa nas propriedades de flexão corpos de prova usinados, embora estas diferenças sejam observadas na prática e já descritas na literatura [11, 49]. Uma possível explicação pode estar relacionada com a largura dos corpos de provas. Os corpos de prova utilizados para a comparação descrita neste trabalho possuem a largura especificada para os corpos de prova para ensaio de resistência à tração conforma a norma ASTM D 638-10 (13,4 mm). Superiores, portanto, aos corpos de prova normalmente utilizados para ensaios de resistência à flexão conforme

norma ASTM D 790-10 (12,7 mm). Um aumento na largura do corpo de provas pode diminuir o efeito favorável da orientação nas bordas. Quanto maior a largura, maior será a área da região interna com orientação perpendicular das fibras (miolo), em relação à região mais orientada no sentido do fluxo que está presente nas bordas laterais (casca) do corpo de prova (ver Figura 24).

4.3 Avaliação do processo de secagem dos *pellets* de compósito TRFL

A Figura 32 apresenta a perda de umidade (%) presente nos grão do compósito em relação ao tempo de secagem. O gráfico foi obtido por meio de oito pesagens da amostra durante um tempo de 24 horas na estufa a 80 ± 5 °C.

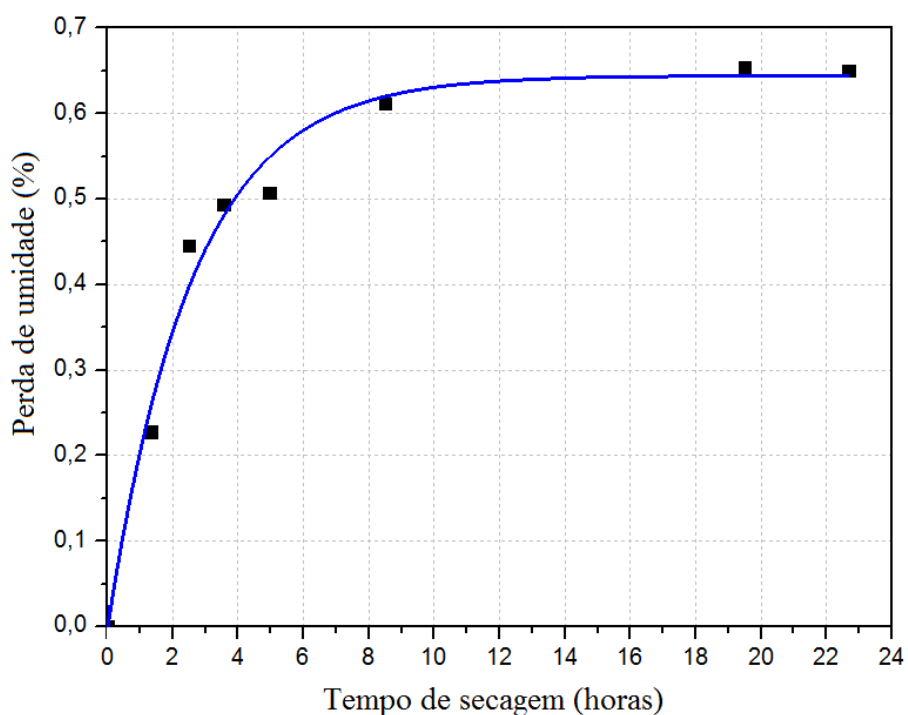


Figura 32 – Perda de umidade versus tempo de secagem para compósito TRFL 50 %m TICONA.

Percebe-se que a massa fica estável a partir de 12 horas na estufa de gavetas, que é o tempo de secagem adotado para os compósitos TRFL utilizado neste trabalho. A recomendação dos fabricantes é secar os *pellets* a 80 °C durante 2 a 4 horas [45, 57]

utilizando um equipamento de desumidificação. Este tipo de equipamento não estava disponível para a realização deste trabalho.

4.4 Otimização do processo de injeção

A determinação das condições ótimas de processamento foi realizada com o compósito TRFL PA 6.6 50 %m de FV fornecido pela TICONA. O objetivo foi determinar o conjunto de parâmetros que permitem alcançar uma melhor condição de resistência mecânica e, ao mesmo tempo, uma melhor qualidade visual do compósito moldado. Desta forma foi desenhado um projeto de experimento com 3 fatores a dois níveis (alto e baixo) conforme apresentado na Tabela 8 (seção 3.3.4).

A Tabela 12 apresenta os experimentos (Algoritmo de Yates) e a Tabela 13 a análise de variância (Tabela Anova), ambas para a variável de resposta resistência à flexão [62, 63]. Foi utilizada a nomenclatura proposta por Ribeiro [62], onde as letras maiúsculas representam os fatores controláveis (A, B e C), neste caso A é o fator temperatura do canhão, B o fator rotação da rosca e C o fator velocidade de injeção. As interações entre os fatores são representadas pelos conjuntos de letras, como por exemplo: a interação entre o fator A e C é representado pela sigla “AC”. As letras minúsculas (a, b e c) representam os níveis de cada fator. Se, em determinado tratamento, o fator estiver a um nível alto, este é representado pela letra minúscula correspondente ao seu fator, caso o fator esteja no nível baixo, ele não será representado. Por exemplo: No tratamento “ac”, o fator A foi utilizado no nível alto, o B no nível baixo e o C no nível alto. O tratamento representado por (1) significa que todos os fatores estão a níveis baixos.

Tabela 12 – Resultados do projeto de experimento para a variável de resposta resistência à flexão

Tratamento	Tensão de ruptura à flexão (MPa)	Efeito (MPa)	Soma dos quadrados (SQ)
T1 (1)	228,2 ±6,6	-	-
T2 a	256,6 ±3,5	10,87	1180,92
T3 b	266,9 ±14,7	10,91	1189,84
T4 ab	250,5 ±8,6	-14,43	2083,40
T5 c	237,3 ±5,1	0,67	4,48
T6 ac	259,5 ±5,7	4,85	234,93
T7 bc	249,4 ±5,2	-5,39	290,52
T8 abc	258,6 ±10,2	7,93	629,48

Tabela 13 – Anova dos resultados do projeto de experimentos para a variável de resposta resistência à flexão

Fator	Soma dos quadrados (SQ)	Graus de liberdade (GL)	Média dos quadrados (MQ)	Teste F	F Tabelado	Resultado
A	1180,92	1	1180,92	19,34	4,15	Significativo
B	1189,84	1	1189,84	19,48	4,15	Significativo
AB	2083,40	1	2083,40	34,11	4,15	Significativo
C	4,48	1	4,48	0,07	4,15	-
AC	234,93	1	234,93	3,85	4,15	-
BC	290,52	1	290,52	4,76	4,15	Significativo
ABC	629,48	1	629,48	10,31	4,15	Significativo
Erro	1954,33	32	61,07	1,00	-	-
Total	7567,91	39	194,05	-	-	-

Os resultados apresentados na Tabela 13 demonstram que os fatores temperatura do canhão (fator A), rotação da rosca (Fator B) são significativos para o controle da resistência à flexão. A interação entre estes fatores é significativa (AB) ainda que em menor grau, assim como as interações BC e ABC. Todos estes resultados são válidos para um intervalo de confiança de 95 %.

A Figura 33 apresenta os efeitos de cada um dos fatores.

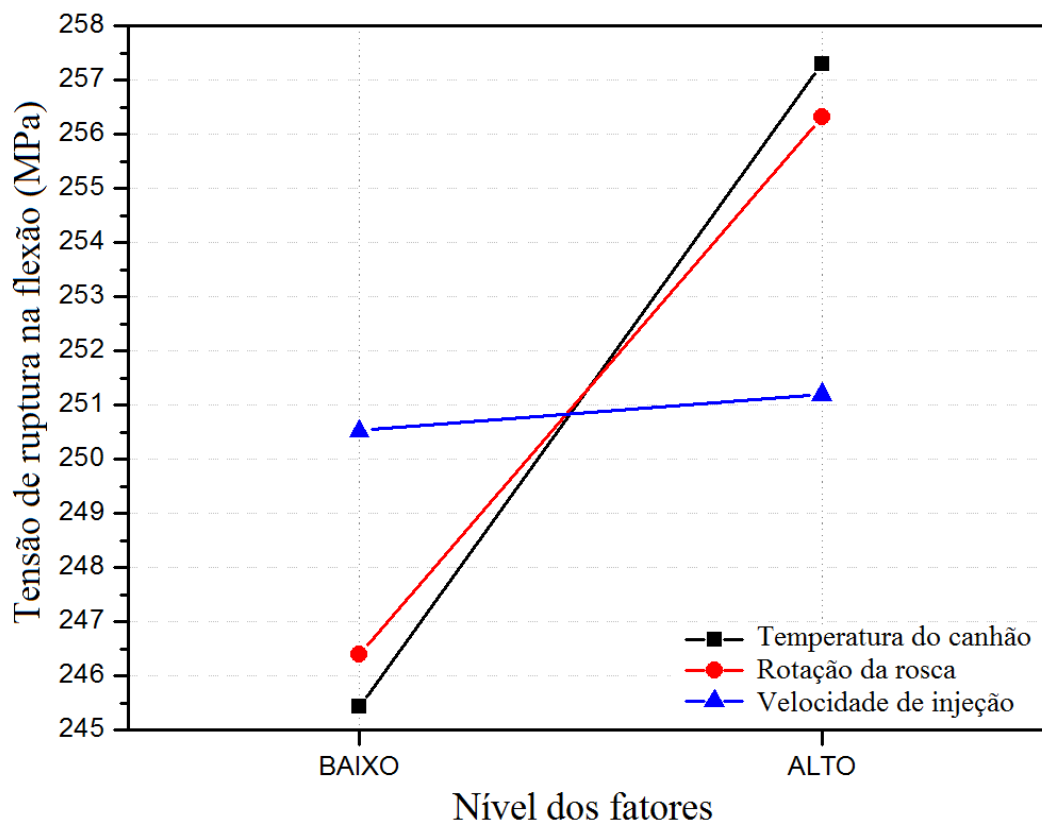


Figura 33 – Efeito dos fatores sobre a variável de resposta resistência à flexão

Estes resultados são compatíveis com os estudos apresentados por Lafranche [11]. É esperado que os parâmetros de processo que reduzem a viscosidade da massa fundida sejam favoráveis a um aumento da resistência mecânica, pois diminuem a quebra das fibras durante o processamento. Este é o caso da temperatura do canhão e a rotação da rosca. Em seu trabalho, Lafranche [11] descreve que a temperatura do canhão teve uma correlação positiva de 35% sobre a resistência à flexão, a rotação da rosca uma correlação 10% positiva e a velocidade de injeção correlação 11% negativa. Também seria esperado que a velocidade de injeção apresentasse uma influência negativa nos resultados de resistência mecânica, porém, isso não foi observada neste projeto de experimentos. Uma possível justificativa para este fato seja o pequeno intervalo de velocidades de injeção estudado (diferença entre o nível alto e baixo do fator C) o qual foi limitado pela capacidade da

injetora utilizada. Importante ressaltar que, mesmo no nível alto, a velocidade de injeção utilizada ainda está abaixo do limite máximo de $105 \text{ cm}^3/\text{s}$ recomendado pelo fabricante do compósito [45].

O mesmo procedimento foi realizado para a variável de resposta qualidade superficial (nota de qualidade). Neste caso as Tabelas 14 e 15 apresentam os resultados desse projeto de experimento.

Tabela 14 – Resultados do projeto de experimento para a variável de resposta qualidade visual

Tratamento	Nota de qualidade visual (adimensional)	Efeito (adimensional)	Soma dos quadrados (SQ)
T1 (1)	3,3 ±0,6	-	-
T2 a	4,3 ±0,6	2,67	42,7
T3 b	4,3 ±0,6	0,00	0,0
T4 ab	6,3 ±0,6	1,67	16,7
T5 c	6,3 ±0,6	1,50	13,5
T6 ac	7,3 ±0,6	1,17	8,2
T7 bc	2,0 ±1,1	-1,50	13,5
T8 abc	8,7 ±0,6	1,17	8,2

Tabela 15 – Anova dos resultados do projeto de experimentos para a variável de resposta qualidade visual

Fator	Soma dos quadrados (SQ)	Graus de liberdade (GL)	Média dos quadrados (MQ)	Teste F	F Tabelado	Resultado
A	42,7	1	42,67	102,4	4,49	Significativo
B	0,0	1	0,00	0,0	4,49	-
AB	16,7	1	16,67	40,0	4,49	Significativo
C	13,5	1	13,50	13,4	4,49	Significativo
AC	8,2	1	8,17	19,6	4,49	Significativo
BC	13,5	1	13,50	32,4	4,49	Significativo
ABC	8,2	1	8,17	19,6	4,49	Significativo
Erro	6,7	16	0,42	1,00	-	-
Total	109,3	23	194,05	-	-	-

Para qualidade visual a temperatura do canhão e a velocidade de injeção são os fatores mais significativos. Em menor grau todas as interações entre os fatores também são significativas. A rotação da rosca isoladamente não tem influência sobre a qualidade

visual. Estes resultados são coerentes com as recomendações dos fabricantes das resinas [45, 57], pois maior temperatura da massa fundida e maior velocidade de injeção permitem que uma fina camada de PA 6.6 se forme junto às paredes do molde, diminuindo o afloramento das fibras. A Figura 34 resume o efeito dos fatores sobre a variável de resposta qualidade visual.

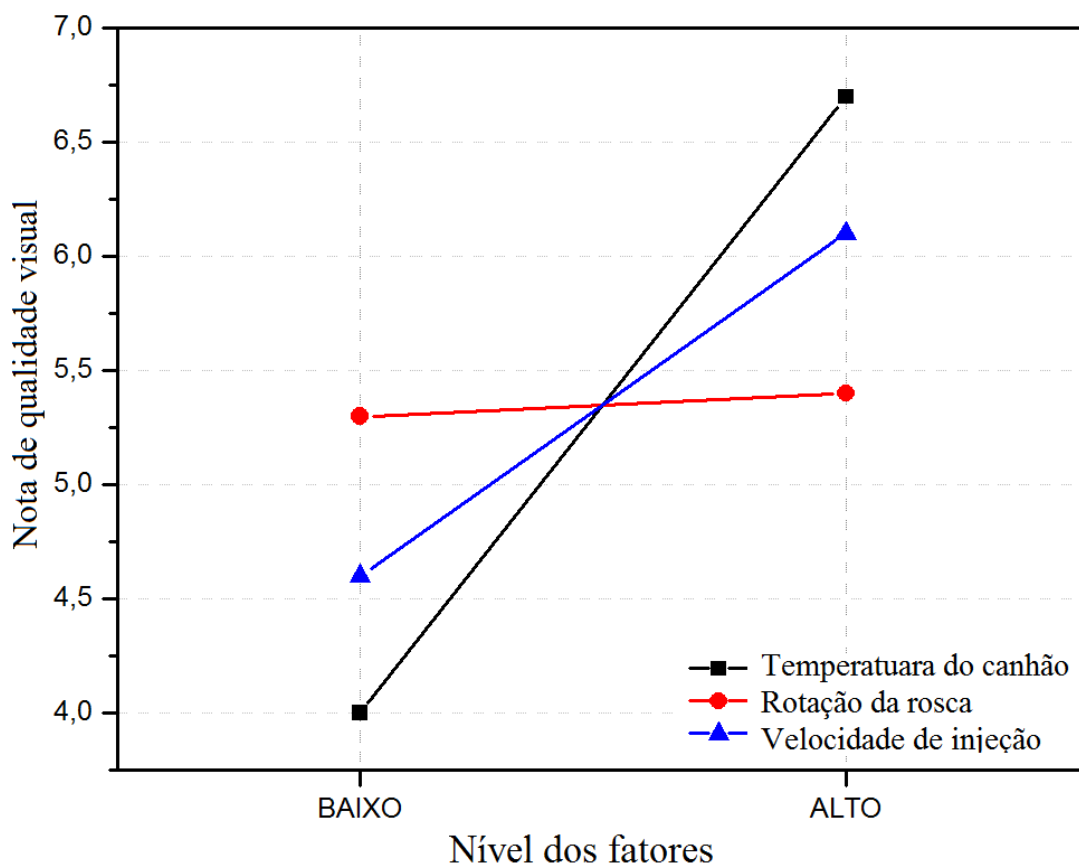


Figura 34 – Efeito dos fatores sobre a variável de resposta qualidade visual

Ao analisar as duas variáveis de resposta em conjunto, nota-se que os fatores que influenciam a resistência mecânica são a temperatura do canhão e a rotação da rosca, os quais se utilizados no nível alto produzem resultados favoráveis. Para a qualidade visual, os fatores de maior influência são a temperatura do canhão e a velocidade da injeção. Desta forma para maximizar o resultado das variáveis resistência mecânica e qualidade visual

simultaneamente é recomendável manter todos os três fatores nos níveis altos (tratamento 8), conforme resumido na Tabela 16.

Tabela 16 – Parâmetros de processos otimizados para melhor resistência à flexão e melhor qualidade visual

	Parâmetro	Valor
Otimizados	Perfil de aquecimento do canhão (°C)	295~310
	Rotação da rosca (rpm)	120
	Velocidade de injeção (cm ³ /s)	65
Mantidos constantes	Pressão de injeção (MPa)	11
	Temperatura da água de aquecimento do molde (°C)	90
	Pressão de recalque (MPa)	6

4.5 Comparativo entre os compósitos TRFL e TRFC

As análises comparativas entre os resultados dos ensaios mecânicos dos compósitos de PA 6.6 com 50 % fibras de vidro longas e curtas (TRFL e TRFC) são apresentadas a seguir. Todos os corpos de prova foram preparados utilizando as condições de processo otimizadas descritas na Tabela 16 da seção 4.4.

4.5.1 Resistência à tração

A Figura 35 apresenta os resultados dos ensaios de resistência à tração conforme norma ASTM D 638-10 para os corpos de prova preparados a partir de compósitos reforçados com fibra de vidro longa (TRFL) e curta (TRFC).

Com base nos resultados apresentados, foi possível perceber que a restrição de fluxo proporciona um aumento da resistência à tração, tanto para os compósitos TRFC quanto TRFL quando comparado ao fluxo livre. Novamente este efeito é devido, possivelmente, à orientação das fibras causada pela restrição.

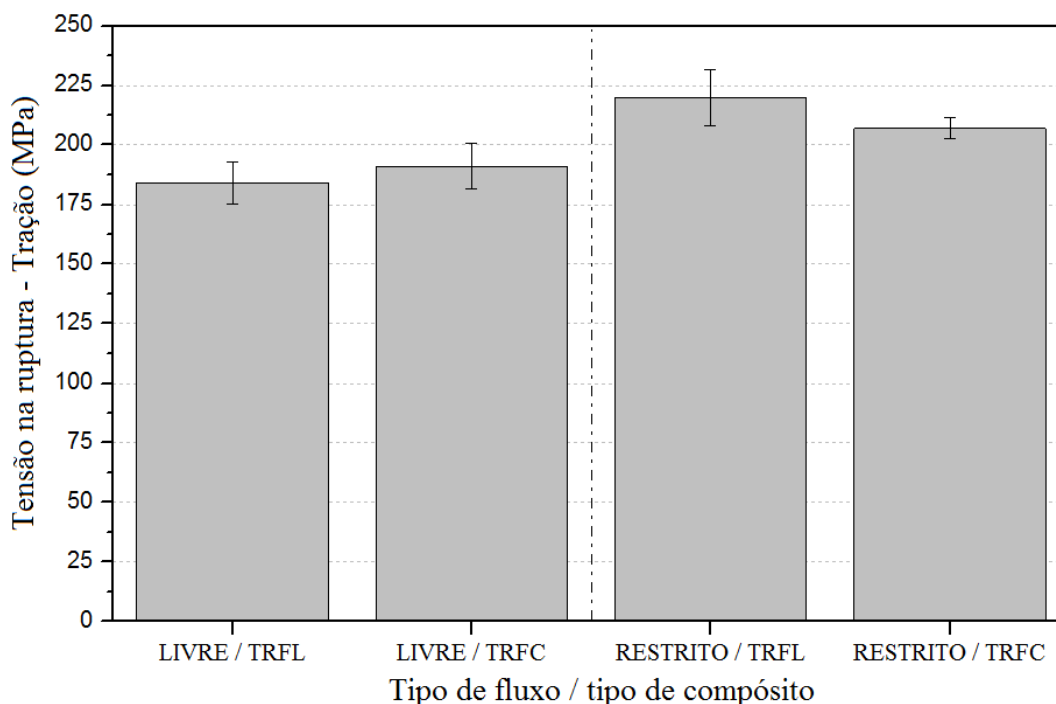


Figura 35 – Resistência à tração para compósitos TRFL e TRFC reforçados com 50 %m de fibra de vidro, moldados com os mesmos parâmetros de processamento.

Outro resultado a ser destacado é que a resistência à tração da amostra moldada com fibra longa e fluxo restrito (RESTRITO/TRFL) é superior à moldada com fibra curta no mesmo tipo de fluxo (RESTRITO /TRFC). Thomason relata valores semelhantes de resistência à tração. Em seus estudos, o compósito TRFL apresenta resistência à tração de 245 MPa [8], e o compósito TRFC 225 MPa [30], ambos com 50 %m de fibras de vidro. Da mesma forma, ambos os resultados são superiores a resistência à tração alcançada pelos corpos de prova preparados a partir de compósitos reforçados com 40 % de fibra de vidro em massa (Figura 25, seção 4.1.2.1).

Porém os corpos de prova moldados com fluxo livre mostram resultados divergentes. Os corpos de prova moldados a partir de compósitos TRFL apresentaram valores semelhantes aos corpos moldados em compósitos TRFC. Este efeito possivelmente está relacionado com a orientação das fibras, visto que é esperado que o comprimento das

fibras de vidro presentes nos corpos de prova TRFL seja superior as fibras das amostras TRFC o que proporcionaria maior resistência à tração [8].

4.5.2 Microestrutura dos compósitos TRFL com 50 % FV moldados com fluxo livre

A Tabela 17 apresenta os resultados da análise micrográfica dos corpos de prova moldados com o compósito TRFL com 50 % em massa de fibra de vidro, na condição de fluxo livre, a técnica utilizada é a que foi descrita na seção 3.4. Já a Figura 36 apresenta a distribuição de comprimento de fibras para este compósito

Tabela 17 - Resultados da microscopia óptica para os corpos de provas TRFL com 50 %m fibras de vidro longas moldados em fluxo livre

Parâmetro	Resultado
l_{ini} (mm) ^a	11
\bar{d} (μm)	15,0 ± 0,3
V_f (%)	30 ± 0,4
l_n (mm)	0,44 ± 0,02
l_w (mm)	0,67 ± 0,02
η_0	0,62 ± 0,05
η_{ok}	0,50 ± 0,05

^a l_{ini} comprimento inicial das fibras de vidro informado pelo fornecedor do compósito

Os resultados apresentados na Tabela 17 demonstram que o comprimento final das fibras presentes no compósito com 50 %m de fibra de vidro foi inferior ao comprimento encontrado no compósito com 40 %m TRFL moldado com fluxo livre (Tabela 9, seção 4.1.1). Mesmo que as condições de processamento sejam diferentes, é esperado que os compósitos TRFL com teores mais elevados de fibra tenham menores comprimentos de fibra de vidro [8]. Maiores quantidades de fibra de vidro presentes no compósito proporcionam uma maior probabilidade de ocorrer interações fibra/fibra e fibra/molde, o que acarreta em quebra das mesmas durante o processamento e redução do seu comprimento final no compósito.

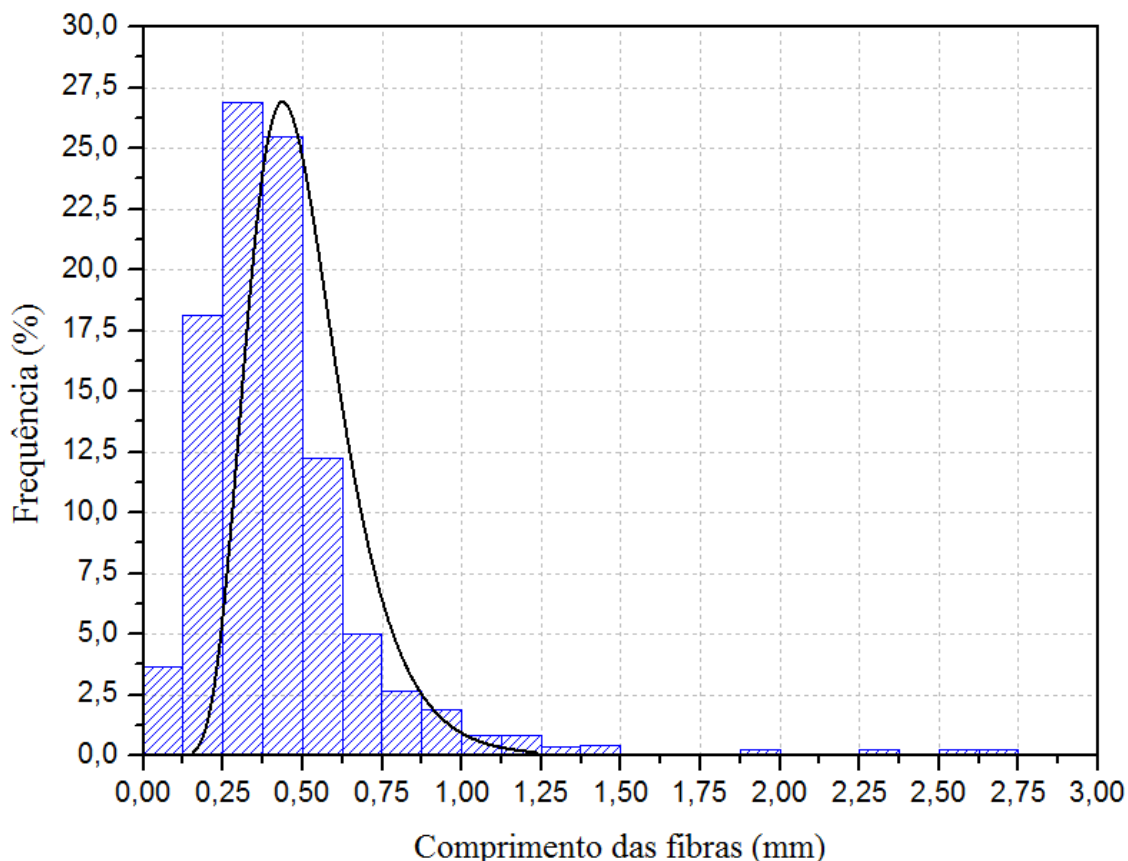


Figura 36 – Distribuição de comprimento de fibras para o compósito TRFL com 50 %m de fibras de vidro, moldado em fluxo livre

O comprimento crítico da fibra de vidro para este compósito (l_c) pode ser calculado através da Equação 6 (seção 2.4.1). Utilizando os dados de \bar{d} descritos na Tabela 17, resistência à tração das fibras (σ_{rf}) da Tabela 1 (seção 2.11) e a resistência ao cisalhamento interfacial (RCI, ou τ_{ri}), o qual pode ser estimado da Figura 26 (seção 4.1.2.1) como sendo 22 MPa. Com estes dados é possível calcular $l_c = 1,2$ mm, este valor é um pouco superior ao valor anteriormente calculado para compósitos TRFL com 40 %m. Além disto, com as informações descritas na Figura 36 e a Equação 24 (seção 4.1.1) é possível estimar que apenas 1,6 % das fibras presentes no compósito possuem comprimentos maiores que l_c .

O fator de orientação η_0 , por sua vez, é semelhante ao encontrado para o compósito TRFL com 40 %m de fibra com o fluxo livre. Este resultado concorda com o que foi observado na micrografia da seção transversal do corpo de prova de tração apresentada na Figura 37. Foi possível perceber a mesma morfologia tipo casca/miolo apresentada pelo

compósito TRFL com 40%*m* de fibra. Ou seja, o fluxo livre proporciona fibras orientadas perpendicularmente ao fluxo de injeção na região do miolo, tanto em compósitos com 40%*m* FV quanto em 50 %*m* de FV. O gráfico da Figura 38 apresenta a variação do fator de orientação η_0 ao longo da espessura do corpo de provas. Foi possível perceber claramente a região com fibras orientadas perpendicularmente ao fluxo na parte central ($\eta_0 < 0,35$), ao contrário das regiões externas que apresentam as fibras alinhadas com o fluxo de injeção ($\eta_0 > 0.7$). Thomason e Lafranche observaram microestruturas similares para compósitos TRFL [11, 15].

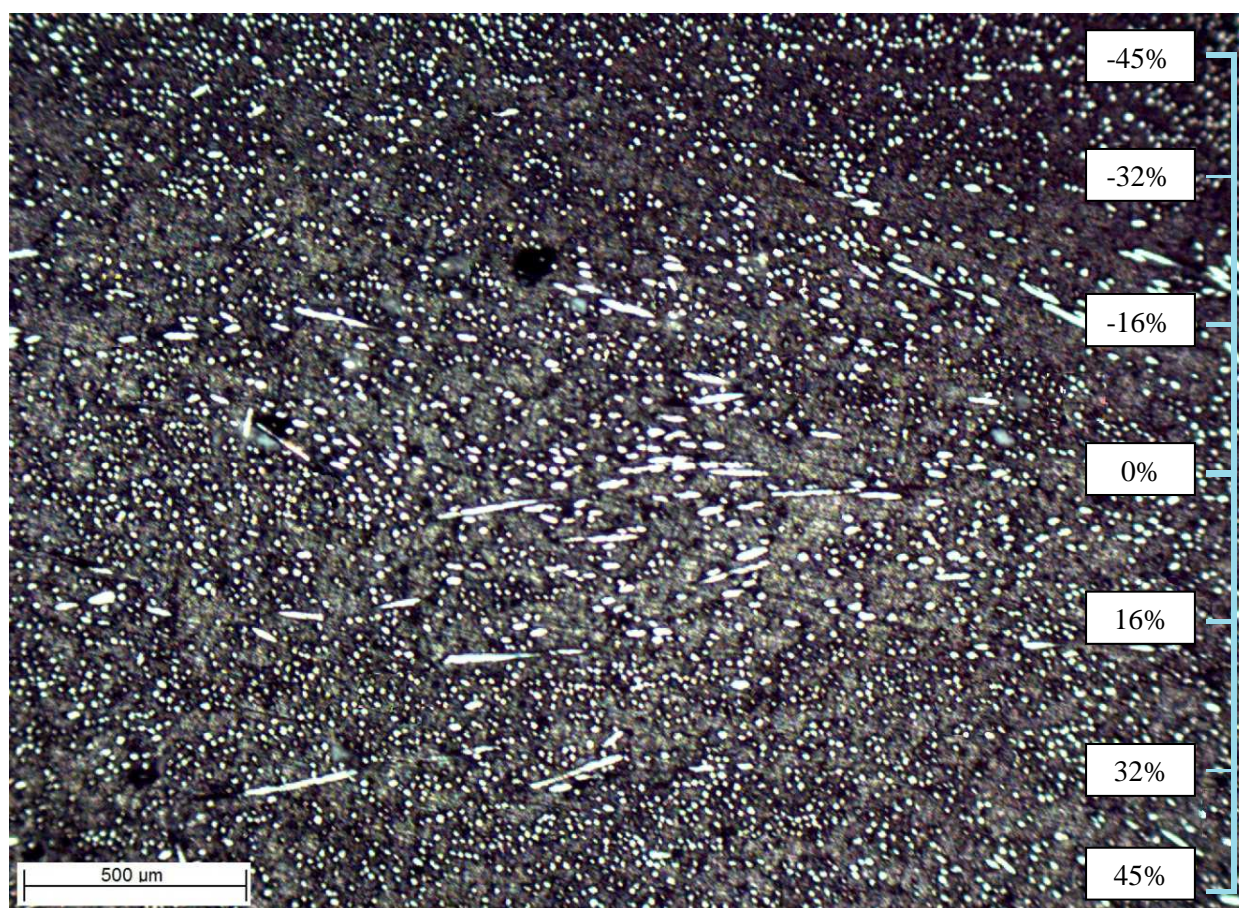


Figura 37 - Micrografia da seção transversal dos corpos de prova de tração em fluxo livre para o compósito TRFL com 50 %*m* de fibras de vidro. O Sentido do fluxo de injeção é perpendicular à página. A escala lateral demonstra a região onde foi feita a medição da orientação das fibras (aumento 50x).

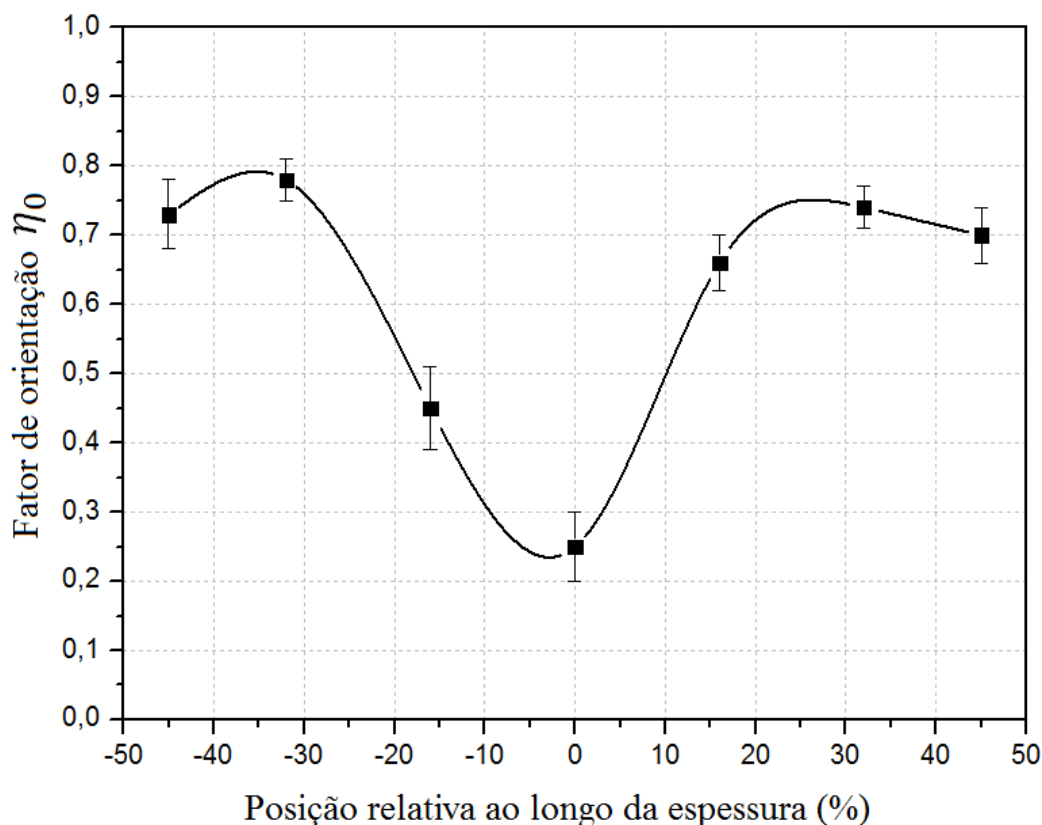


Figura 38 – Fator de orientação de Hermans (η_0) ao longo da espessura do corpo de provas TRFL com 50 %m de fibras de vidro. 0 % é o centro da amostra

4.5.3 Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas do compósito TRFL com 50 %m de FV moldado em fluxo livre

Através dos dados extraídos da microestrutura (Tabela 17 e Figura 45) foi possível fazer uma previsão das propriedades mecânicas dos corpos de provas moldados com fluxo livre a partir do compósito TRFL com 50 %m. Os cálculos são realizados as Equações 25 e 26 (seção 4.1.2.1) e os resultados estão descritos na Tabela 18. Na Equação 26 foi utilizado o valor de $1,55 \pm 0,16$ % para a deformação específica de ruptura do compósito (ϵ_{cr}), obtida dos ensaios de resistência à tração.

Tabela 18 – Comparação entre valores experimentais e teóricos para resistência à tração de compósito TRFL 50 %m .

Propriedades do ensaio de tração	Resultado
Resistência à tração - $\sigma_{rc(exp.)}$ (MPa) ^a	184,2 ± 8,8
Resistência à tração - $\sigma_{rc(teór.)}$ (MPa) ^b	198,7
Diferença entre $\sigma_{rc(teór. e ajus.)}$ (%)	7,4
Resistência à tração - $\sigma_{rc(teór. ajus.)}$ (MPa) ^c	177,6
----- Parâmetros calculados para estimativa dos valores teóricos -----	
Comprimento de fibra crítico l_c (mm)	1,20
Percentual de fibras acima do comprimento crítico (%)	1,6
Contribuição das fibras subcríticas – X (MPa)	194,3
Contribuição das fibras supercríticas – Y (MPa)	79,6
Contribuição da matriz – Z (MPa)	28,9

^a Experimental; ^b $\sigma_{rf} = 3500$ MPa – Equação 24; ^c $\sigma_{rf} = 1860$ MPa – Equação 24

Com base nos resultados apresentados foi possível perceber que os valores teóricos ajustam-se aos dados experimentais com um erro menor que 10 %. Observa-se também que o ajuste é melhorado quando é utiliza-se o valor ajustado de 1860 MPa para a resistência à tração das fibras (σ_{rf}), o qual é o mesmo valor ajustado anteriormente para o caso dos compósitos TRFL reforçados com 40 %m de fibras de vidro. Novamente, a utilização de um valor menor da resistência à tração das fibras de vidro para estes cálculos se justifica, pois é esperado que o processamento por injeção cause danos nas fibras de vidro e, desta forma reduzam a sua resistência mecânica. Thomason [30] relata valores entre 1.500 e 2.000 MPa para o parâmetro σ_{rf} , obtidas em análises teóricas e experimentais para fibras de vidro removidas de compósitos processados por injeção.

Embora menores que o esperado, os valores da resistência à tração dos compósitos TRFL moldados em fluxo livre e 50 %m de fibras de vidro são compatíveis com microestrutura encontrada. Conforme já mencionado, Thomason [8] descreve resultados de 245 MPa para compósitos TRFL com o mesmo conteúdo de fibra, porém com o fator de orientação (η_0) de 0,78. O valor do fator de orientação determinado para o compósito estudado acima é de 0,62. Menor, portanto, que os valores encontrados por Thomason.

4.5.4 Resistência à flexão dos compósitos TRFL e TRFC com 50 %m de FV

A Figura 39 apresenta o comparativo entre a resistência à flexão de corpos de provas moldados em compósitos TRFL e TRFC em fluxo livre e restrito, nas condições paralelas e perpendiculares ao fluxo de injeção.

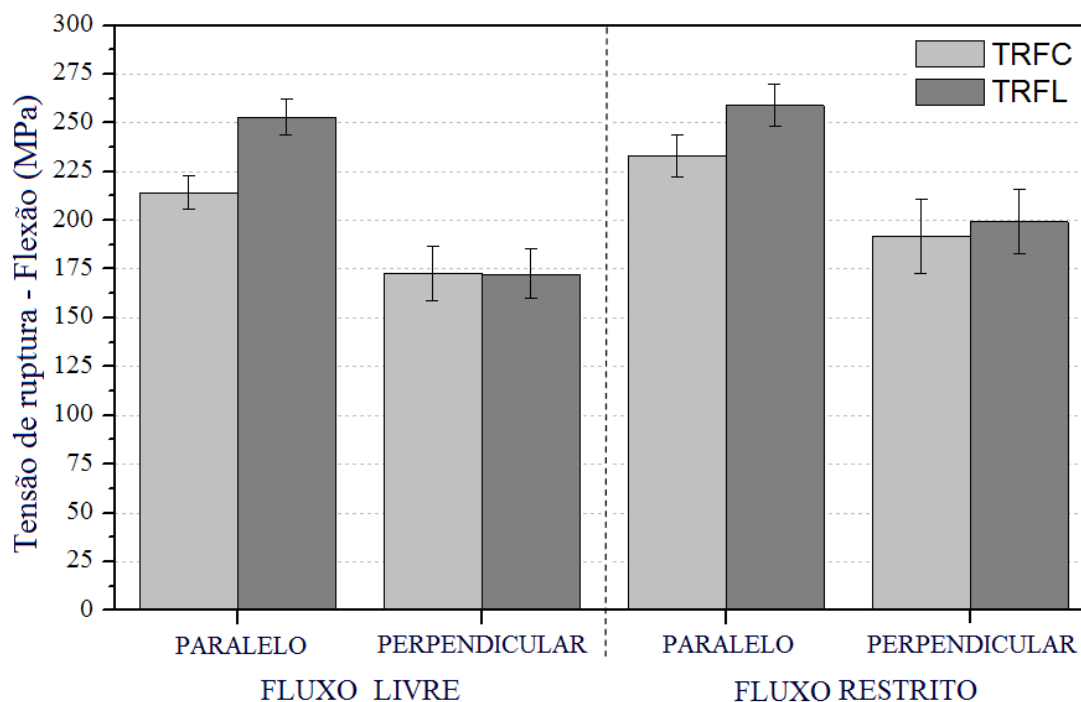


Figura 39 – Comparativo entre a resistência à flexão de corpos de provas moldados de compósitos TRFC e TRFL com fluxo livre e restrito, nas condições paralela e perpendicular ao fluxo

Com base nos gráficos apresentados na Figura 39, percebeu-se que o tipo de fluxo (livre ou restrito), não afetou a resistência à flexão tanto para as amostras preparadas com compósitos TRFL quanto TRFC. Este mesmo comportamento foi observado nos ensaios de flexão do compósito TRFL com 40 %m de fibra de vidro da RTP (ver Figura 25, seção 4.1.2.1)

Também foi possível perceber que a resistência à flexão dos corpos de prova moldados com compósitos TRFL é cerca de 18 % superior aos corpos de provas preparados em TRFC na condição paralela ao fluxo para o caso de fluxo livre (11 % para o

caso de fluxo restrito). A resistência superior dos corpos de prova moldados em TRFL pode ser justificada pelo maior comprimento de fibras presente nestes compósitos [8]. No caso do ensaio de resistência à flexão, apenas as camadas mais externas dos corpos de prova (próximas as paredes do molde) são submetidas a tensões, desta forma é possível supor que nestas camadas o efeito da orientação das fibras é menor que o efeito do comprimento das mesmas, justificando a maior resistência do compósito TRFL na condição paralela a injeção. Já na condição perpendicular ao fluxo não há diferença significativa entre a resistência à flexão dos compósitos TRFL e TRFC. Da mesma forma, verifica-se que não há efeito significativo da restrição de fluxo, tanto para amostras em TRFL como TRFC. Este mesmo efeito também foi observado nos compósitos TRFL com 40 %m de fibra de vidro da RTP, conforme descrito na Figura 25 (seção 4.1.2.1)

Outra informação relevante é a anisotropia observada tanto para os compósitos TRFL e TRFC. Há uma redução da resistência à flexão de 28 % quando se passou da condição paralela para a condição perpendicular para os compósitos TRFL e 23 % para os compósitos TRFC. Observa-se que esta anisotropia, embora já prevista [11, 17], é maior nos compósitos TRFL.

4.5.5 Resistência ao impacto dos compósitos TRFL e TRFC com 50 %m de FV

A resistência ao impacto dos corpos de prova fabricados com fibras de vidro curtas (TRFC) e longas (TRFL) esta descrita na figura 40. Estas amostras foram produzidas somente na condição de fluxo livre e paralela ao fluxo de injeção. Conforme discutido na seção 4.1.2.3 (página 82) o tipo de fluxo (livre ou restrito), assim como a orientação em dos corpos de prova relação ao fluxo de injeção não afeta de forma significativa resultado de resistência ao impacto. Conforme descrito na literatura [36] a orientação das fibras presente nos corpos de prova não influencia a resistência ao impacto.

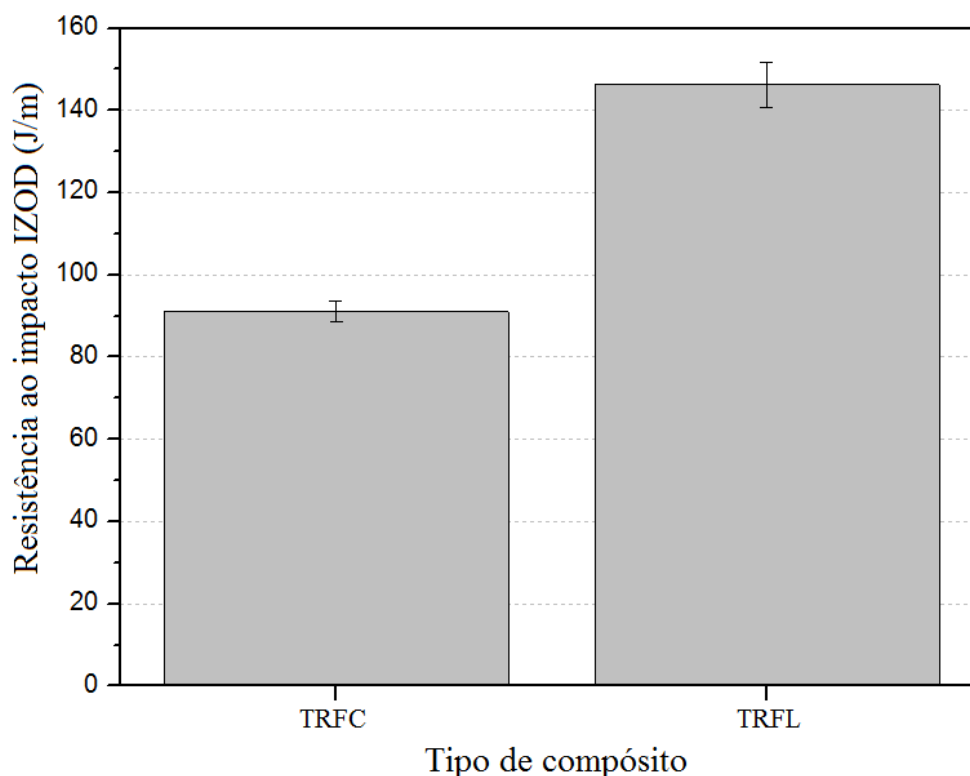


Figura 40 – Comparativo entre a resistência ao impacto dos corpos de provas moldados a partir de compósitos TRFC e TRFL com fluxo livre, na condição paralela ao fluxo de injeção.

Conforme pode ser visualizado no gráfico da figura 40, os compósitos TRFL possuem a resistência ao impacto significativamente superior (67 %) quando comparado aos compósitos com fibra curta. A justificativa para este comportamento é o efeito do comprimento das fibras. As extremidades de cada uma das fibras de vidro (pontas) presente no compósito atuam como concentradores de tensões, diminuindo desta forma a energia absorvida pelo mesmo no ensaio de impacto. Um compósito reforçado por fibras longas possui uma quantidade menor de fibras que um compósito reforçado com fibras de vidro curta com o mesmo conteúdo em massa de fibra. Uma menor quantidade de fibras significa uma menor quantidade de extremidades concentradoras de tensões [77].

Os resultados apresentados por Thomason [36] para compósitos TRFL e TRFC são similares aos encontrados neste trabalho e corroboram com as conclusões apresentadas.

5 CONCLUSÕES

O estudo da injeção de compósitos TRFL de PA 6.6 em um molde com restrição controlada revelou que esse tipo de restrição causa uma orientação nas fibras no sentido do fluxo e a redução do comprimento das fibras no compósito moldado por injeção. Entretanto, o efeito da orientação é mais significativo e promove uma melhora na propriedade de resistência à tração, mesmo ocorrendo uma redução do comprimento residual das fibras. Esse comportamento foi confirmado através do uso de modelos matemáticos para o cálculo da resistência à tração e do módulo de elasticidade à tração. Especificamente, o modelo proposto por Kelly-Tyson para a resistência à tração apresenta resultados com uma boa correlação com os valores experimentais.

Os resultados da resistência à tração previstos pelo modelo são melhores quando for utilizado um valor menor que o teórico para a resistência à tração da fibra de vidro, assumindo que esta sofre danos superficiais durante o processamento por injeção. Já para o módulo de elasticidade, o modelo de Halpin-Tsai é o que apresenta resultados mais próximos dos dados experimentais. A resistência à flexão não foi afetada significativamente pela restrição de fluxo, porém essa propriedade apresentou uma grande anisotropia quando medida na direção paralela e perpendicular ao fluxo. Essa anisotropia é causada pela orientação preferencial das fibras de vidro na direção do fluxo. A resistência ao impacto não relevou influência da restrição de fluxo considerando as amostras paralela e perpendicular ao fluxo.

A utilização de modelos matemáticos para correlacionar a microestrutura dos corpos de provas moldados com suas propriedades mecânicas mostrou-se adequada tanto para compósitos TRFL com 40 %m de fibra de vidro, quanto 50 %m. Estes modelos também

podem ser utilizados para prever propriedades mecânicas localizadas de produtos acabados fabricados em compósitos TRFL, e desta forma prever as respostas destes as solicitações externas em condições reais de uso.

Com base nestas informações é possível constatar que eventuais restrições no fluxo do material fundido (entrada de material ou uma descontinuidade no produto moldado) devem ser avaliadas cuidadosamente nos projetos de moldes para injeção de TRFL, a fim de que a orientação das fibras seja favorável à tensão aplicada no produto moldado. Dependendo da geometria ou localização da restrição de fluxo, essa pode tornar a microestrutura mais favorável e maximizar a resistência à tração do compósito.

A análise comparativa entre corpos de prova usinados e injetados para ensaio de flexão não apresentou diferenças significativas, tanto para a resistência à flexão quanto para o módulo de elasticidade. Apenas foi observado que as amostras usinadas apresentaram maior dispersão nos resultados.

Os estudos para otimização dos parâmetros de processo do compósito TRFL com 50 %m de FV demonstram que, dentro dos limites estudados, os parâmetros que afetam simultaneamente a resistência à tração e a qualidade visual são a temperatura do canhão da injetora, a rotação da rosca e a velocidade de injeção. Mesmo com a utilização de parâmetros otimizados, não foi possível alcançar os valores de resistência à tração descritos na literatura. Principalmente devido aos baixos fatores de orientação das fibras alcançados neste trabalho.

Finalmente, a comparação entre compósitos TRFL e TRFC com o mesmo percentual de fibra de vidro e processados com os mesmos parâmetros indica que a resistência à tração dos compósitos TRFL é superior apenas sob condições específicas de orientação das fibras (fluxo restrito). A resistência à flexão dos compósitos TRFL é pouco superior e possui menor dependência da orientação das fibras. Já a resistência ao impacto é

significativamente superior para os compósitos TRFL. Isto indica que esta propriedade mecânica é a mais afetada pelo comprimento das fibras de vidro. Mesmo que esta seja pouco dependente da orientação das fibras de vidro presentes no compósito.

6 LIMITAÇÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 Limitações e dificuldades encontradas na execução deste trabalho

- Não há, até o momento, fabricação no Brasil de compósitos de PA 6.6 reforçados com fibras de vidro longas, desta forma, a quantidade de compósito disponível foi limitada pelas restrições de importações de amostras. Estavam disponível 40 kg do compósito TRFL fabricado pela TICONA e 20 kg para o fabricado pela RTP.

- A máquina injetora disponível para a fabricação dos corpos de provas é uma injetora de termoplásticos, modelo padrão disponível na NTC moldes e plásticos. Desta forma a rosca do conjunto injetor é do tipo universal. Não sendo específica para utilização em compósitos reforçados por fibras de vidro longas;

- A velocidade de injeção máxima disponível na máquina injetora utilizada ($65 \text{ cm}^3/\text{s}$) é menor que o limite sugerido pelo fabricante do compósito ($105 \text{ cm}^3/\text{s}$). Desta forma a diferença entre os níveis baixo e alto deste parâmetro durante o projeto de experimentos ficou limitada;

- Durante a realização dos experimentos, não estava disponível um equipamento de desumidificação específico para *pellets* de compósitos TRFL (conforme recomendação dos fabricantes dos compósitos). Desta forma, foi utilizada uma estufa convencional de gavetas, trabalhando com um tempo de secagem determinado na seção 4.3 deste trabalho

6.2 Sugestões para trabalhos futuros

Para continuidade deste trabalho, podem ser enumeradas as seguintes sugestões:

- Avaliar a influência da umidade no comportamento mecânico dos compósitos TRFL de PA 6.6. E, desta forma, avaliar como os dados experimentais se ajustam as

previsões teóricas previstas pelas Equações 25 (seção 4.1.2.1), 27 e 31 (seção 4.1.2.2) nesta situação;

- Avaliar a influência de uma mistura com um percentual do compósito TRFL reprocessado após injeção (moído) com o compósito virgem. Verificando a influência desta mistura nas propriedades mecânicas e na microestrutura do compósito;

- Realizar o mesmo estudo escrito neste trabalho, porém utilizando o compósito TRFL de Polipropileno (PP). Outro compósito que possui grande aplicação industrial.

- Correlacionar a microestrutura existente em um componente estrutural na sua forma final, moldado com o compósito TRFL de PA 66, com as suas propriedades mecânicas reais, utilizando a metodologia sugerida neste trabalho. Prevendo, desta forma, o desempenho do componente em uso.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] VALÊNCIO, N. Materiais de alto desempenho e plásticos de engenharia ganham espaços nos veículos leves e caminhões. *Plástico Moderno*, v. 444, p. 9-20, 2011.
- [2] CASTRO, F. C. D. Alívio de peso e designs diferenciados impulsionam os polímeros nos veículos. *Plástico Moderno*, v. 444, p. 22-24, 2011.
- [3] GOEL, A., CHAWLA, K. K., VAIDYA, U. K., CHAWALA, N., KOOPMAN, M. Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites. *Materials Characterization* v. 60, p. 537-544, 2008.
- [4] REDIVO, M. A. P. *Estudo da viabilidade de painéis externos automotivos em termoplásticos* (Mestrado em Engenharia Automotiva) - Escola Politécnica do Estado de São Paulo, São Paulo. 2005.
- [5] RETO, M. A. D. S. Veículo é premiado ao trocar aço por PP com fibra de vidro. *Plástico Moderno*, v. 437, p. 52-53, 2011.
- [6] THATTAPARTHASARTHY, K. B., PILLAY, S., NING, H., VAIDYA, U. K. Process simulation, design and manufacturing of a long fiber thermoplastic composite for mass tranist application. *Composites part A*, v. 39, p. 1512-1521, 2008.
- [7] Norma americana fomenta novas tecnologias na linha de produção <http://www.abal.org.br/aluauto/ed15/pdfs/materia_meio.pdf>. acesso em: 12 de maio 2011.
- [8] THOMASON, J. L. The influence of fibre length, diameter and concentration on the strength and strain to failure of glass fibre-reinforced polyamide 6,6. *Composites part A*, v. 39, p. 1618-1624, 2008.
- [9] THOMASON, J. L. The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 5 Injection moulded long an short fibre PP. *Composites part A*, v. 33, p. 1641-1652, 2002.
- [10] PATCHARAPHUM, S., OPASKORNKUL, G. Characterization of fiber length distribution in short and long glass fiber reinforced polypropylene during injection moulding process. *Kasetasrt J (Nat Sci)*, v. 42, p. 392-397, 2008.
- [11] LAFRANCHE, E., KRAWCZAK, P., CIOLCZYK, J.-P., MAUGEY, J. Injection moulding of long glass fiber reinforced polyamide 6,6: Processing conditions/Microstructure/Flexural Properties Relationship. *Advances in Polymer Technology*, v. 24, p. 114-131, 2005.

- [12] CHEVALI, V. S., JANOWSKI, G. M. Flexural creep of long fiber-reinforced thermoplastics composites: Effect of processing-dependent fiber variables on creep response. *Composites part A*, v. 41, p. 1253-1262, 2010.
- [13] In Focus: BASF Technology in the smart forvision Concept Car <<http://www.daimler-technicity.de/en/basf-technology/>>. acesso em: 16 de Junho de 2011.
- [14] SUBRAMANIAN, C., SENTHILVELAN, S. Effect of reinforced fiber length on the joint performance of thermoplastic leaf spring. *Material and Design*, v. 31, p. 3733-3741, 2010.
- [15] THOMASON, J. L. The influence of fibre length, diameter and concentration on the modulus of glass fibre reinforced polyamide 6,6. *Composites Part A*, v. 39, p. 1732-1738, 2008.
- [16] GRIZZO, L. H., HAGE, E. *Desenvolvimento de compósitos de PVC reforçado com fibras de vidro longas para fabricação de produtos moldados e sua rigidez frente a termoplásticos de engenharia*. 11º Congresso brasileiro de polímeros, Campos do Jordão 2011.
- [17] SOUZA, J. A. D. *Compósitos de polipropileno com reforços híbridos fibroparticulados: Anisotropia e linhas de solda*. 11º Congresso brasileiro de polímeros, Campos do Jordão 2011.
- [18] LAFRANCHE, E., KRAWCZAK, P., CIOLCZYK, J.-P., MAUGEY, J. Injection moulding of long glass fibre reinforced polyamide 6,6: Guidelines to improve flexural properties. *Express Polymer Letters*, v. 1, p. 456-466, 2007.
- [19] PATCHARAPHUM, S., MENNIG, G. Prediction of tensile strength for sandwich injection molded short-glass-fiber reinforced thermoplastic. *Journal of metals, materials and minerals* v. 17, p. 9-16, 2007.
- [20] FREIRE, E., MONTEIRO, E. H. C., CYRINO, J. C. R. Propriedades Mecânicas de compósitos de polipropileno com fibra de vidro. *Polimeros: Ciência e Tecnologia*, v., p. 25-32, 1994.
- [21] CALLISTER, W. D. *Ciência e engenharia dos materiais - Uma introdução*, 7º ed. Rio de Janeiro: LTC; 2008.
- [22] FINKLER, M. *Desenvolvimento de compósitos com base em rejeito de tecidos de algodão e acrílico em matriz de polietileno de alta densidade* (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul. 2005.
- [23] ASHBY, M. F., JONES, D. R. H. *Engenharia de materiais - Volume II*, 1º ed. Rio de Janeiro: Elsevier; 2007.
- [24] JUNIOR, H. L. O. *Caracterização mecânica e dinâmico-mecânica de compósitos híbridos vidro/sisal moldados por RTM* (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2009.

- [25] NETO, F. L., PARDINI, L. C. *Compósitos estruturais - Ciência e tecnologia*, 1º ed. Edgard Blücher LTDA; 2006.
- [26] RABELLO, M. *Aditivação de polímeros*, 1º ed. São Paulo: Artliber; 2000.
- [27] ZURSTRASSEN, E. *Compósitos I - Materiais, processos, aplicações, desempenho e tendências (Capítulo 3)*. São Paulo: Abmaco; 2000.
- [28] VIEIRA, C. A. B. *Avaliação de métodos de fabricação de mantas híbridas de fibras curtas de vidro e sisal em compósitos poliméricos* (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -, Caxias do Sul. 2008.
- [29] OKSMANN, K., MATHEW, A. P., LÅNGSTRÖN, R., NYSTRÖM, B., JOSEPH, K. The influence of fibre microstructure on fibre breakage and mechanical properties of natural fibre reinforced polypropylene. *Composites part A*, v. 69, p. 1847-1853, 2009.
- [30] THOMASON, J. L. Micromechanical parameters from macromechanical measurements on glass reinforced polyamide 6,6. *Composites Science and technology* v. 61, p. 2007-2016, 2001.
- [31] THOMASON, J. L. Interfacial strength in thermoplastic composites - at last an industry friendly measurement method? *Composites part A*, v. 33, p. 1283-1288, 2002.
- [32] GRIZZO, L. H. *Desenvolvimento de PVC reforçado com fibras de vidro longas para fabricação de produtos moldados* (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2009.
- [33] FACTORI, I. M. *Processamento e propriedades de compósitos de poliamida 6.6 reforçada com partículas de vidro reciclado* (Mestrado em Engenharia) - Escola Politécnica de São Pauo, São Paulo. 2009.
- [34] LOPES, P. E., SOUZA, J. A. D. Influência das condições de processamento nas propriedades mecânicas de compósitos de polipropileno com fibras de vidro. *Polimeros: Ciência e Tecnologia*, v. jan/mar, p. 85-99, 1999.
- [35] GRIZZO, L. H., HAGE, E. Desenvolvimento de PVC reforçado com fibras de vidro longas para fabricação de produtos moldados. *Polimeros: Ciência e Tecnologia*, v. 21, p. 369-375, 2011.
- [36] THOMASON, J. L. The influence of fibre length, diameter and concentration on the impact performance of long glass-fibre reinforced polyamide 6,6. *Composites part A*, v. 40, p. 114-124, 2009.
- [37] WIEBECK, H., HARADA, J. *Plásticos de engenharia - Tecnologia e aplicações*, 1º ed. São Paulo: Artliber; 2005.
- [38] FANTONI, R. F. Como a Poliamida substituiu a seda: Uma história da descoberta da poliamida 6.6. *Polimeros: Ciência e Tecnologia*, v. 22, p. 1-6, 2012.

[39] MANO, E. B., MENDES, L. C. *Introdução a polímeros*, 2º ed. São Paulo: Blücher; 2007.

[40] Zytel 101 NC010 - Product information <<http://plastics.dupont.com/plastics/dsheets/zytel/ZYTEL101NC010.pdf>>. acesso em: 19 de Junho de 2012.

[41] Zytel 70G30L NC010 Product information <<http://plastics.dupont.com/plastics/dsheets/zytel/ZYTEL70G30LNC010.pdf>>. acesso em: 16 de Junho de 2012.

[42] ERTHARD, G. *Designing with plastics*, 1º ed. Munique: Hanser; 2006.

[43] ANDRADE, C. T., COUTINHO, F. M. B., DIAS, M. L., LUCAS, E. F., OLIVEIRA, C. M. F., TABAK, D. *Compêndio de nomenclatura macromolecular*, 1º ed. Rio de Janeiro: E-Papers; 2002.

[44] Long Fiber Reinforced Thermoplastics Application highlight <http://tools.ticona.com/tools/documents/literature/APH99_06_revi-10.pdf>. acesso em: julho de 2012.

[45] Celstran - Injection molding guide <http://tools.ticona.com/tools/documents/literature/Celstran_00_315_revi-10.pdf>. acesso em: 21 de Junho de 2012.

[46] SHARMA, S. K., LEE, E. V., REGAN, T. A., COMPTON, J. N., EASTEP, D. W., ROLAND, D. K., et al. Coated, long fiber reinforcing composite structure and processo of preparation thereof. *United State Patent*, 6,090,319. 2000.

[47] ATKINSON, P. M. Compósitos termoplásticos de fibras longas, método de manufatura destes e artigos derivados destes *patente registrada no INPI*, PI0606835-9 A2. 2009.

[48] OSSWALD, T. A., MENGES, G. *Materials Science of polymers for engineers*, 2º ed. Munique: Hanser; 2003.

[49] DAI, X. Y., BATES, P. J. Mechanical properties of vibration welded short - and long glass fiber reinforced polypropylene *Composites part A*, v. 38, p. 1159-1166, 2008.

[50] THOMASON, J. L. The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene. 6. The properties of injection moulded long fibre PP at high fibre content. *Composites part A*, v. 36, p. 995-1003, 2005.

[51] MCCRUM, N. G., BUCKLEY, C. P., BUCKANLL, C. B. *Principles of polymer engineering*, 2º ed. Oxford: 1997.

[52] THOMASON, J. L. Macromechanical parameters from macromechanical measurements on glass-reinforced polybutyleneterphalate. *Composites part A*, v. 33, p. 331-339, 2002.

- [53] KELLY, A., TYSON, W. R. Tensile properties of fibre-reinforced metals: Cooper/tungsten and copper/Molybdenum. *J Mech Phys Solids*, v. 13, p. 329-350, 1965.
- [54] COX, H. L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *J Appl Phys*, v. 72, p. 72-79, 1952.
- [55] MANRICH, S. *Processamento de termoplásticos*, 1° ed. São Paulo: Artliber; 2005.
- [56] MENGES, G., MICHAELI, W., MOHREN, P. *How to make injection molds*, 3° ed. Munich: Hanser; 2001.
- [57] Long fiber compounds - Mold design and processing conditions <<http://www.rtpcompany.com/info/molding/rtp-longfiber-molding-guide.pdf>>. acesso em: 21 de maio de 2011.
- [58] THATTAIPARTHASARTHY, K. B., PILLAY, S., VAIDYA, U. K. Rheological characterization of long fiber thermoplastics Effect of temperature, fiber length and weight fraction. *Composites part A*, v. 40, p. 1515-1523, 2009.
- [59] BRETAS, R. E. S., D'ÁVILA, M. A. *Reologia de polímeros fundidos*, 2° ed. São Carlos: EdUFSCar; 2010.
- [60] Recommended processing of VLF 80207 EM HS: RTP <Banco de dados "Thermoplastics material", Software Moldflow MPI 6.1>. acesso em: 01 de Julho de 2012.
- [61] Polímeros de alto desempenho para substituição de metal <<http://www.tecnologiademateriais.com.br/painelauto/apresentacoes/Ticona.pdf>>. acesso em: 8 de julho de 2011.
- [62] RIBEIRO, J. L. D., CATEN, C. T. *Série monográfica qualidade - Projeto de experimentos*. Porto Alegre: FEEng - Fundação Empresa Escola de Engenharia UFRGS; 2001.
- [63] HICKS, C. R., JR., K. V. T. *Fundamental Concepts in the design of experiments*, 5° ed. New York: Oxford University Press; 1999.
- [64] Long-fibre reinforced thermoplastics (LFT) <http://tools.ticona.com/tools/documents/literature/Celstran_CN7A_revi-10.pdf>. acesso em: 25 de maio de 2011.
- [65] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). *ISO 22314: Plastics - Glass fibre reinforced products - Determination of fibre length*, Suíça, 2006.
- [66] NEVES, N. M., ISDELL, G., POUZADA, A. S. On the effect of the fiber orientation on the flexural stiffness of injection molded short fiber reinforced polycarbonate plates. *Polymer Composites*, v. 19, p. 640-651, 1998.
- [67] ADVANI, S. G., TUCKER, C. L. The use of tensors to describe and predict fibre orientation in short fibre composites. *Journal of Rheology*, v. 31, p. 751-784, 1987.

- [68] FU, S. Y., MAI, Y. W., CHING, E. C. Y., LI, R. K. Y. Correction of the measurement of fiber length of short fiber reinforced thermoplastics. *Composites part A*, v. 33, p. 1549-1555, 2002.
- [69] SUBRAMANIAN, C., SENTHILVELAN, S. Development and preliminary performance evaluation of discontinuous fibre reinforced thermoplastic leaf spring. *Journal of Materials Design and Applications*, v. 233, p. 131-142, 2009.
- [70] FU, S. Y., LAUKE, B. Effects of fiber length and fiber orientation distributions on the tensile strength of short-fiber-reinforced polymers. *composites Science and Technology*, v. 56, p. 1179-1190, 1995.
- [71] PAREJA, L. A. G. *Fluxo de potência em redes de distribuição de energia elétrica considerando incertezas* (Doutorado em Engenharia Elétrica) - Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira. 2009.
- [72] LAW, M. A., KELTON, W. D. *Simulation modeling & analysis*, 1° ed. New York: McGraw-Hill; 2000.
- [73] SALEHI-MOBARAKEH, H., BRISSON, J., AIT-KADI, A. Ionic Interphase of glass fiber/polyamide 6,6 composites. *Polymer Composites*, v. 19, p. 264-274, 1998.
- [74] HALPIN, J. C., KARDOS, J. L. The Halpin-Tsai equations: A review. *Polymer Engeneering & Science*, v. 16, p. 344-352, 1976.
- [75] THOMASON, J. L. The influence of fibre properties on the properties of glass-fibre-reinforced polyamide 6.6. *Journal of Composite Materials*, v. 34, p. 158-172, 2000.
- [76] THOMASON, J. L. Structure-property relationships in glass reinforced polyamide, part 2 :The effects of avarege fiber diameter and diameter distribution *Polymer Composites*, v. 28, p. 331-243, 2007.
- [77] AKAY, M., O'REGAN, D. F., BAILEY, R. S. Fracture Toughness and Impact Behaviour of Glass-Fibre-Reinforced Polyamide 6.6 Injection Mouldings. *Composites Science and Technology*, v. 55, p. 109-118, 1995.