

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
EVERTON DE MORAES

**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO ENTRE
COMPÓSITOS DE POLIPROPILENO CONTENDO FIBRAS DE VIDRO LONGAS,
E DE POLIAMIDA 6 CONTENDO FIBRAS DE VIDRO CURTAS**

São Bernardo do Campo

2020

EVERTON DE MORAES

**CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO ENTRE
COMPÓSITOS DE POLIPROPILENO CONTENDO FIBRAS DE VIDRO LONGAS,
E DE POLIAMIDA 6 CONTENDO FIBRAS DE VIDRO CURTAS**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro
Universitário FEI, como parte dos requisitos
necessários para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica. Orientado pelo Prof.
Dr. Baltus Cornelius Bonse.

São Bernardo do Campo

2020

Moraes, Everton de.

Caracterização e comparação do desempenho mecânico entre compósitos de polipropileno contendo fibras de vidro longas, e de poliamida 6 contendo fibras de vidro curtas / Everton de Moraes. São Bernardo do Campo, 2020.

221 f. : il.

Dissertação - Centro Universitário FEI.

Orientador: Prof. Dr. Baltus Cornelius Bonse.

1. Compósitos. 2. PP com fibras longas. 3. PA6 com fibras curtas. 4. Fibra de vidro. I. Bonse, Baltus Cornelius, orient. II. Título.

Aluno: Everton de Moraes

Matrícula: 217308-6

Título do Trabalho: Caracterização e comparação do desempenho mecânico entre compósitos de polipropileno contendo fibras de vidro longas, e de poliamida 6 contendo fibras de vidro curtas.

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Baltus Cornelius Bonse

Data da realização da defesa: 25/09/2020

ORIGINAL ASSINADA

Avaliação da Banca Examinadora:

São Bernardo do Campo, / / .

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Baltus Cornelius Bonse	Ass.: _____
Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato	Ass.: _____
Profª Drª Sílvia Helena Prado Bettini	Ass.: _____

A Banca Julgadora acima-assinada atribuiu ao aluno o seguinte resultado:

APROVADO

REPROVADO

VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

**APROVO A VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO EM QUE
FORAM INCLUÍDAS AS RECOMENDAÇÕES DA BANCA
EXAMINADORA**

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Aos meus pais, Nelson e Inês, que sempre foram para mim exemplos de respeito, honestidade, superação, simples felicidade e afeto. Minha eterna admiração e gratidão.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gratidão eterna a Deus por ter me concedido o dom da vida e por chamar-me a ser coautor de sua criação.

À minha família que sempre me incentivou a realizar os meus sonhos, especialmente meu pai e a minha mãe, que sempre apoiaram as minhas decisões.

Ao Centro Universitário FEI, que desde a minha graduação em Engenharia Mecânica, contribuiu e ainda contribui para meu crescimento profissional. Aos professores, mestres e doutores deste Centro Universitário, que sempre ensinaram, instigaram e alimentaram os melhores ensinamentos, desde os temas mais básicos aos ensinamentos de “vida”, meu muito obrigado!

Gratidão ao meu orientador Professor Baltus, que me acompanhou durante a minha jornada pelo “mundo dos polímeros”, gratidão não apenas por ser o “grande mestre” mas também por seu um grande amigo que sabe ouvir, aconselhar, guiar e acalmar o coração do “discípulo” quando o mesmo encontrava-se angustiado por esta dissertação, obrigado pela insistência de me fazer um engenheiro melhor!

Obrigado ao Professor Gustavo Donato pela contribuição ao trabalho, especificamente no tópico sobre fadiga como também na orientação e desenvolvimento do novo corpo de prova.

Aos técnicos dos laboratórios e ao grupo de suporte do centro de laboratórios mecânicos, que sempre estiveram a minha disposição e me suportaram em meus experimentos, obrigado por cada minuto juntos.

A cada aluno do mestrado que compartilhou momentos, matérias, explicações... gratidão a cada um de vocês... certeza máxima que ainda nos encontraremos pela vida profissional.

À General Motors Mercosul, que incentivou e ajudou na minha formação como mestre por meio de uma bolsa de estudos, e ainda ao livre acesso aos laboratórios da empresa para a realização de alguns ensaios. Um obrigado especial a Marisa Kikuchi, engenheira de materiais da GM que sempre esteve a minha disposição, compartilhando os seus conhecimentos técnicos.

À escola Senai Mario Amato, que participou da minha formação desde a minha adolescência e que agora foi o responsável pela injeção das primeiras amostras utilizadas como estudo, muito obrigado a esta escola por fazer parte da minha vida.

Às empresas Celanese e Lanxess pela doação dos materiais utilizados nesse projeto.

Um muito obrigado aos amigos do DEMA da UFSCar que gentilmente injetaram os corpos de prova utilizados neste projeto.

Gratidão por toda vida a cada um de vocês!

“Persevere, sempre persevere! O Mestre nos ensinou que chega ao final quem persevera sempre; não quem só começa bem.”

São Padre Pio de Pietrelcina

RESUMO

Atualmente a poliamida reforçada com fibras de vidro curtas (PA SGF) tem sido usada amplamente na indústria automotiva em peças técnicas. Com baixo custo em comparação à poliamida 6 (PA6), o polipropileno reforçado com fibras longas (PP LGF) tornou-se um potencial candidato para substituir peças metálicas. Estes dois compósitos, na forma de grânulos, contendo 30%, 40% e 50% de fibras em massa, foram injetados em corpos de prova, sendo alguns envelhecidos a 140°C por 500 h e 1000 h. Os corpos de prova, envelhecidos e não, foram submetidos a ensaios mecânicos estáticos e dinâmicos, térmicos, químicos e morfológicos. Um comparativo entre propriedades destes compósitos mostrou que com o aumento nos teores de fibras, houve um aumento linear nos módulos elásticos e nas resistências à tração e à flexão de ambos. A tenacidade e a resistência ao impacto também apresentaram aumento, mas não linearmente, enquanto a deformação na ruptura e a resistência à fadiga flexural diminuíram. O PP com 40% de fibras longas (PP 40 LGF) apresentou resistência ao impacto superior, módulo elástico em tração e resistência à flexão similar à da PA6 com 30% de fibras curtas (PA6 30 LGF). O compósito PP 50 LGF apresentou módulo elástico em tração igual ao do PA6 40 SGF, resistência à flexão superior ao compósito PA6 40 SGF e muito próximo à do PA6 50 SGF, e resistência ao impacto superior à do PA6 30 SGF. A estabilidade térmica, grau de cristalinidade e temperatura de fusão se mantiveram praticamente constantes com o aumento no teor de fibras. Após o envelhecimento térmico a 140 °C por 500 e 1000 horas, ensaios de espectroscopia no infravermelho evidenciaram a degradação termo-oxidativa nas amostras de PP LGF e mesmo com o aumento no grau de cristalinidade apontado pelo DSC, teve redução de algumas propriedades. Para os compósitos PA6 SGF pode ter ocorrido uma transformação de fase γ , mais dúctil, para uma fase α , menos dúctil e mais resistente, elevando algumas propriedades. O envelhecimento também prejudicou a adesão fibra/matriz, facilitando o arrancamento e o descolamento das fibras, observado por microscopia eletrônica de varredura, diminuindo a resistência e fragilizando ambos os compósitos, especialmente quando foram submetidos à fadiga por flexão. A similaridade entre várias propriedades mostrou que há grande potencial da substituição da PA6 SGF pelo PP LGF, entretanto ensaios adicionais são necessários, preferencialmente em uma peça real.

Palavras-chave: Compósitos. PP com fibras longas. PA6 com fibras curtas. Fibras de vidro.

ABSTRACT

Currently, polyamide reinforced with short glass fibers (PA SGF) has been used extensively in the automotive industry in technical parts. Due to its lower cost compared to polyamide 6 (PA6), long fiber reinforced polypropylene (PP LGF) has become a potential candidate for replacing metal parts. Pellets of these two composites containing 30 wt%, 40 wt% and 50 wt% fibers, were injection molded into test specimens, some of which were aged at 140 °C for 500 h and 1000 h. The aged and non-aged specimens were subjected to mechanical testing, both static and dynamic, as well as thermal, chemical, and morphological testing. A comparison between properties of these composites showed that with increasing fiber content, elastic moduli and tensile and flexural strength increased linearly. Toughness and impact strength also increased, however not linearly, while strain at break and flexural fatigue strength decreased. PP containing 40 wt% long fibers (PP 40 LGF) showed superior impact strength, and both tensile modulus and flexural strength similar to that of PA6 containing 30 wt% short fibers (PA6 30 LGF). The PP 50 LGF composite showed a tensile modulus equal to that of PA6 40 SGF, flexural strength superior to the PA6 40 SGF composite and very close to that of the PA6 50 SGF, and higher impact strength than that of PA6 30 SGF. Thermal stability, degree of crystallinity and melting temperature remained practically constant with the increase in fiber content. After thermal aging at 140 °C for 500 and 1000 hours, infrared spectroscopy tests showed thermo-oxidative degradation in the samples of PP LGF and even with the increase in the degree of crystallinity indicated by DSC, some properties decreased. For PA6 SGF composites, a phase transition may have occurred of the more ductile γ phase to a stronger and less ductile α phase, increasing some properties. Aging also impaired fiber/matrix bonding, facilitating fiber pullout and debonding, as observed by scanning electron microscopy, hence decreasing strength of both composites, especially when subjected to flexural fatigue. The similarity between several properties have shown there is great potential for the replacement of PA6 SGF by PP LGF, however additional tests are necessary, preferably on a real part.

Keywords: Composites. Long-fiber reinforced PP. Short-fiber reinforced PA6. Glass fibers.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Compósitos reforçados por (a) partículas, (b) fibras cortadas ou fibras cerâmicas (whiskers), e (c) fibras contínuas	31
Figura 2 – Estrutura química do PP e do seu monômero de partida	33
Figura 3 – Principais resinas consumidas no Brasil (%) e exemplos de aplicações	33
Figura 4 – Configuração helicoidal do PP.....	34
Figura 5 – Estrutura química da Poliamida 6	36
Figura 6 – Mecanismos de falhas em fibras	40
Figura 7 – Fluxograma dos principais tipos de processamento para resinas termoplásticas reforçadas com fibras longas	42
Figura 8 – Máquina extrusora utilizada na produção de grânulos com fibra curta	43
Figura 9 – Esquema do processo de pultrusão para a fabricação de grânulos com fibras longas	45
Figura 10 – Exemplos do tamanho das fibras curtas e longas	45
Figura 11 – Ciclo de tensão e seus parâmetros	47
Figura 12 – Degradação da resistência do compósito durante a aplicação de carga cíclica	49
Figura 13 – Efeito <i>crazing</i>	51
Figura 14 – Injetora Arburg	63
Figura 15 – Fluxograma das etapas de caracterização	65
Figura 16 – Vista geral do ensaio de calcinação	67
Figura 17 – Rampa de aquecimento	68
Figura 18 – Microscópios ópticos	68
Figura 19 – Estufas utilizadas no ensaio de envelhecimento	69
Figura 20 – Equipamentos de ensaios térmicos	70
Figura 21 – Equipamento de HDT - Vicat	71
Figura 22 – Equipamento de FTIR	72
Figura 23 – Máquina universal Instron, detalhe no modo operação “tração”.....	73
Figura 24 – Vista geral do ensaio de impacto Charpy	74
Figura 25 – Vista geral do ensaio de flexão	75
Figura 26 – Vista geral da máquina de ensaio de fadiga	76
Figura 27 – Microscópio de varredura eletrônica	77
Figura 28 – Antes e depois do processo de calcinação	79

Figura 29 – Visualização microscópica das fibras de vidro curtas após o processamento da PA6	80
Figura 30 – Visualização microscópica das fibras de vidro longas após processamento do PP	82
Figura 31 – Corpo de prova protótipo	128
Figura 32 – Modelo de elementos finitos	128
Figura 33 – Resultado de tensões	129
Figura 34 – Distância encontrada entre o topo e os nós onde se localizam os pontos de maior tensão	129
Figura 35 – Corpo de prova de tração e o modelo proposto para o ensaio de fadiga em flexão	130
Figura 36 – Esboço do corpo de prova sob o efeito da flecha total imposta	131
Figura 37 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada no ensaio de impacto de compósitos não envelhecidos de PP com fibras longas (a, b ,c) e PA6 (d ,e ,f) com fibras curtas, ambos a 40% em massa	138
Figura 38 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 30% de fibras longas	139
Figura 39 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 40% de fibras longas	141
Figura 40 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 50% de fibras longas	142
Figura 41 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 30% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas	143
Figura 42 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 40% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas	144
Figura 43 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 50% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas	144
Figura 44 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 30% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas	146

Figura 45 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 40% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas	146
Figura 46 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 50% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas	147
Figura 47 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 30% de fibras curtas ...	148
Figura 48 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 40% de fibras curtas ...	149
Figura 49 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 50% de fibras curtas ...	150
Figura 50 – Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos envelhecidos a 140 °C por 500 horas de PA6 carregado com 30% de fibras curtas	151
Figura 51 – Datasheet da PA6 com 30% de fibras curtas	201
Figura 52 – Datasheet da PA6 com 40% de fibras curtas	204
Figura 53 – Datasheet da PA6 com 50% de fibras curtas	207
Figura 54 – Datasheet da resina base dos compósitos de PA6 com fibras curtas	210
Figura 55 – Datasheet do PP com 30% de fibras longas	212
Figura 56 – Datasheet do PP com 40% de fibras longas	214
Figura 57 – Datasheet do PP com 50% de fibras longas	217
Figura 58 – Datasheet da resina base dos compósitos de PP com fibras longas	220

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vantagens e desvantagens de compósitos reforçados com fibras - matrizes termoplásticas em detrimento de matrizes termofixas	32
Tabela 2 – Propriedades Gerais das resinas puras	38
Tabela 3 – Tipos de ciclos de tensão	48
Tabela 4 – Parâmetros de processo	64
Tabela 5 – % de cinzas após o processo de calcinação	79
Tabela 6 – Valores médios de temperatura de fusão em amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	83
Tabela 7 – Valores médios para entalpia ΔH (J/g) com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	88
Tabela 8 – Grau de cristalinidade das amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	90
Tabela 9 – Temperaturas $T_{m\acute{a}x}$ e T_0 para amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	92
Tabela 10 – Valores médios para o ensaio de HDT em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas (sem envelhecimento)	96
Tabela 11 – Áreas dos espectros de carbonila e CH_3 e IC calculado	100
Tabela 12 – Resistência à tração com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	101
Tabela 13 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência em tração em função do teor de fibras	103
Tabela 14 – Módulo elástico em 0,3% de deformação para amostras em tração, com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	105
Tabela 15 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para o módulo elástico em tração em função do teor de fibras	107
Tabela 16 – Deformação na ruptura para amostras em tração, com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	109
Tabela 17 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a deformação na ruptura em função do teor de fibras	110
Tabela 18 – Tenacidade para amostras com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	113

Tabela 19 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a tenacidade em função do teor de fibras	114
Tabela 20 – Resistência ao impacto em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	116
Tabela 21 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência ao impacto em função do teor de fibras	117
Tabela 22 – Resistência à flexão em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	120
Tabela 23 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência à flexão com 1% de deflexão em função do teor de fibras	122
Tabela 24 – Módulo elástico de flexão em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento	124
Tabela 25 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para módulo elástico em flexão em função do teor de fibras	126
Tabela 26 – Resultados do ensaio de fadiga cíclica	132
Tabela 27 – Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para fadiga em flexão em função do teor de fibras	134
Tabela 28 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PP LGF40 – ensaio de HDT	195
Tabela 29 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF50 x PA6 SGF40 – Módulo elástico em tração	195
Tabela 30 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF30 x PP LGF40 envelhecidos por 500 horas – Módulo elástico em tração	196
Tabela 31 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF40 x PP LGF50 envelhecidos por 500 horas – Módulo elástico em tração.....	196
Tabela 32– Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PP LGF40 x PP LGF50 – Tenacidade	197
Tabela 33 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF40 x PA6 SGF50	197
Tabela 34 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF40 x PP LGF50 – Resistência ao Impacto	198

Tabela 35 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PA6 SGF50 – Resistência ao Impacto	198
Tabela 36 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF40 x PA6 SGF30 – Flexão	199
Tabela 37 – Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF50 x PA6 SGF40 – Flexão	199

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Efeito do tempo de residência no campo cisalhante durante os processos de extrusão e injeção	44
Gráfico 2 – Efeitos do teor de fibras na resistência à tração, módulo elástico e resistência ao impacto em compósitos de matriz de polipropileno	56
Gráfico 3 – Histograma da distribuição do tamanho das fibras pós processamento fibras curtas	81
Gráfico 4 – Histograma da distribuição do tamanho das fibras pós processamento fibras longas	82
Gráfico 5 – Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas	84
Gráfico 6 – Termograma de DSC das amostras envelhecidas a 140 °C por 500 horas de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas	85
Gráfico 7 – Termograma de DSC das amostras envelhecidas a 140 °C durante 1000 horas de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas	87
Gráfico 8 – Entalpia das amostras ΔH (J/g) com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	89
Gráfico 9 – % de Cristalinidade das amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	90
Gráfico 10 – Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	94
Gráfico 11 – Detalhe do estágio 1 de perda de massa de compósitos sem envelhecimento ...	94
Gráfico 12 – Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	95
Gráfico 13 – Compilação de dados de HDT das amostras sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	97
Gráfico 14 – Espectros obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	99
Gráfico 15 – Resultados de resistência à tração das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	102

Gráfico 16 – Resultados do módulo de elasticidade em tração a 0,3% de deformação, das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	106
Gráfico 17 – Deformação na ruptura em tração em compósitos carregados com teores de 30%, 40% e 50% de fibras curtas e longas	110
Gráfico 18 – Tenacidade dos compósitos carregados com teores de 30%, 40% e 50% de fibras curtas e longas	114
Gráfico 19 – Resistência ao impacto das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	117
Gráfico 20 – Resistência à flexão com 1% de deformação das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	121
Gráfico 21 – Módulo elástico de flexão das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	125
Gráfico 22 – Número de ciclos por flexão alternada das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas	133
Gráfico 23 – Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas, respectivamente para compósitos envelhecidos a 140 °C por 500 horas	167
Gráfico 24 – Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas, respectivamente para compósitos envelhecidos a 140 °C por 1000 horas	167
Gráfico 25 – Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 500 horas a 140 °C	169
Gráfico 26 – Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 500 horas a 140 °C	169

Gráfico 27 – Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 1000 horas a 140 °C	170
Gráfico 28 – Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 1000 horas a 140 °C	170
Gráfico 29 – Espectros completos obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PP contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas	172
Gráfico 30 – Espectros completos obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas	172
Gráfico 31 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de à tração	174
Gráfico 32 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RT	174
Gráfico 33 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RT	175
Gráfico 34 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RT	175
Gráfico 35 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de módulo em tração	176
Gráfico 36 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Et	176
Gráfico 37 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Et	177
Gráfico 38 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Et	177
Gráfico 39 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de deformação na ruptura	178

Gráfico 40 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Dr	178
Gráfico 41 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Dr	179
Gráfico 42 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Dr	179
Gráfico 43 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de tenacidade em tração	180
Gráfico 44 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Tt	180
Gráfico 45 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Tt	181
Gráfico 46 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Tt	181
Gráfico 47 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de resistência à flexão	182
Gráfico 48 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RF	182
Gráfico 49 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF	183
Gráfico 50 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF	183
Gráfico 51 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de módulo em flexão	184
Gráfico 52 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Ef	184

Gráfico 53 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF	185
Gráfico 54 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF	185
Gráfico 55 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de resistência ao impacto	186
Gráfico 56 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RI	186
Gráfico 57 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RI	187
Gráfico 58 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RI	187
Gráfico 59 – Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão	188
Gráfico 60 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão	188
Gráfico 61 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão	189
Gráfico 62 – Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão	189
Gráfico 63 – Curva tensão x deformação de todas as amostras de PP com fibras longas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas de à tração	191
Gráfico 64 – Curva tensão x deformação de todas as amostras de PA6 com fibras curtas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas de à tração	191

Gráfico 65 – Curvas de flexão até o ponto de quebra de todas as amostras de PP com fibras longas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas	193
Gráfico 66 – Curvas de flexão até o ponto de quebra de todas as amostras de PA6 com fibras curtas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas	193

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABIPLAST	Associação Brasileira da Indústria do Plástico
ADN	Adiponitrila
ANOVA	Análise de Variância
ASTM	<i>American Society for testing and Materials</i>
ATR	refletância total atenuada
CAE	<i>Computer aided engineering</i>
DEMA	Departamento de Engenharia de materiais
df	Diâmetro da fibra
ΔH_m	Entalpia média de fusão
Dr	Deformação na Ruptura
DSC	<i>Differential Scanning Analysis</i>
DTG	Derivada da % perda de massa em função da temperatura
Ef	Módulo elástico em flexão
EPS	Polietileno Expansivo
Et	Módulo de elasticidade em tração
EVA	Etileno acetato de vinila
TFIR	Infravermelho com Transformadas de Fourier
GPa	Gigapascal
HDM	Hexametileno-diamina
HDT	<i>Heat Deflection Temperature</i>
Hz	<i>Hertz</i>
IC	Índice de carbonila
J/g	Joule por grama
kg	Quilograma
kV	Quilovolt
l	Comprimento
l_c	Tamanho crítico da fibra
l/d	Razão de aspecto (comprimento / diâmetro)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MPa	Megapascal
pA	Picoampère
PA	Poliamida

PA6	Poliamida 6
PA6 SGF	Poliamida 6 com fibra de vidro curta
PA66	Poliamida 66
PA6/66	Poliamida 6/66
PEAD	Poliétileno de alta densidade
PEBD	Poliétileno de baixa densidade
PEBDL	Poliétileno de baixa densidade linear
PEI	Poli(éter-imida)
PEEK	Poli(éter-éter-cetona)
PET	Poli(tereftalato de etileno)
POM	Poliacetal
PP	Polipropileno
PP LGF	Polipropileno com fibra de vidro longa
PPS	Polifenileno
PS	Poliestireno
PVC	Poli(cloreto de vinila)
R	Razão de carga
RF	Resistência à flexão
RI	Resistência ao Impacto
RT	Resistência à tração
RTRFL	Resinas termoplásticas reforçadas com fibras longas
SAN	Estireno Acrilonitrila
T ₀	Temperatura de início de decomposição
T _g	Temperatura de transição vítrea
TGA	<i>Thermogravimetric Analysis</i>
T _m	Temperatura de fusão
T _{máx}	Temperatura na qual a velocidade de decomposição é máxima
TPU	Poliuretano termoplástico
Tt	Tenacidade em tração
μm	Micrometro
UV	Ultravioleta
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos
Xc	Grau de cristalinidade

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	27
1.1	JUSTIFICATIVA	29
1.2	OBJETIVO	29
2	FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	30
2.1	COMPÓSITOS	30
2.2	MATRIZES	31
2.2.1	Polipropileno	32
2.2.2	Poliamida	35
2.2.3	Escassez da poliamida no mercado consumidor	37
2.2.4	Comparação das principais propriedades entre o polipropileno e a poliamida	38
2.3	FIBRA DE VIDRO	39
2.3.1	Mecanismos de falhas em fibras descontínuas aleatórias	39
2.3.2	Transcristalinidade	40
2.3.3	Processo de incorporação das fibras na matriz polimérica	41
2.3.3.1	<i>Sistema indireto de processamento</i>	42
2.4	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE COMPÓSITOS	46
2.4.1	Caracterização dinâmica à fadiga	46
2.4.2	Fadiga em compósitos poliméricos	48
2.4.3	Fatores que afetam o comportamento de fadiga de plásticos reforçados	50
3	ESTADO DA ARTE	54
4	MATERIAIS E MÉTODOS	62
4.1	MATERIAIS	62
4.2	INJEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	63
4.3	ENSAIOS	64
4.3.1	Determinação do teor e tamanho das fibras	66
4.3.2	Envelhecimento em estufa de circulação de ar quente	69
4.3.3	Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)	70
4.3.4	Termogravimetria (TGA)	70
4.3.5	Temperatura de Deflexão Térmica (HDT)	71

4.3.6	Espectroscopia no Infravermelho com Transformadas de Fourier	72
4.3.7	Ensaio de Tração	73
4.3.8	Ensaio de Impacto Charpy com Entalhe em V	73
4.3.9	Ensaio de flexão	74
4.3.10	Fadiga – ensaio cíclico de flexão alternada	75
4.3.11	Caracterização Morfológica	76
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
5.1	DETERMINAÇÃO DO TEOR E TAMANHO DE FIBRAS DOS COMPÓSITOS	78
5.1.1	Teor de fibra	79
5.1.2	Tamanho das fibras	80
5.2	CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	83
5.2.1	Grau de cristalinidade (%)	88
5.3	ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)	92
5.4	TEMPERATURA DE DEFLEXÃO TÉRMICA (HDT)	96
5.5	ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADAS DE FOURIER (FTIR)	98
5.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	100
5.6.1	Resistência à tração	101
5.6.2	Módulo de elasticidade em tração	105
5.6.3	Deformação na ruptura	109
5.6.4	Tenacidade	113
5.7	ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	116
5.8	ENSAIO DE FLEXÃO EM 3 PONTOS	119
5.8.1	Resistência à flexão	119
5.8.2	Módulo de flexão a 0,3%	124
5.9	ENSAIO DE FADIGA FLEXURAL	127
5.10	ANÁLISE MORFOLÓGICA POR MEV	137
5.10.1	Amostras ensaiadas por impacto	137
5.10.2	Amostras ensaiadas por fadiga	139
6	CONCLUSÕES	153

7	TRABALHOS FUTUROS	155
	REFERÊNCIAS	156
	APÊNDICE A – TERMOGRAMAS DE DSC PARA COMPÓSITOS	
	ENVELHECIDOS	166
	APÊNDICE B – TERMOGRAMAS DE TGA PARA COMPÓSITOS	
	ENVELHECIDOS	168
	APÊNDICE C – ESPECTROSCOPIA POR INFRAVERMELHO (FTIR) -	
	ESPECTROS COMPLETOS	171
	APÊNDICE D – LINHAS DE TENDÊNCIA PARA COMPÓSITOS NÃO	
	ENVELHECIDOS	173
	APÊNDICE E – CURVAS TENSÃO – DEFORMAÇÃO DE ENSAIO DE	
	TRAÇÃO	190
	APÊNDICE F – CURVAS DO ENSAIO DE FLEXÃO.....	192
	APÊNDICE G – RESULTADOS DA ANOVA.....	194
	ANEXO 1 – DATASHEET – RESINAS BASE	200

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de materiais leves e resistentes é uma ideia atraente para a indústria automobilística por dois motivos. Primeiro, considerando as tecnologias de transportes atuais, a redução de massa é uma das maneiras mais práticas de aumentar a economia de combustível dos veículos, que também auxilia na redução de emissões de gases. Segundo, para aproveitar fontes alternativas de energia, como células de combustível, que fornecem uma menor produção de energia por unidade de massa, é necessário reduzir a massa dos automóveis para compensar a redução na potência obtida dessas fontes alternativas (GARCIA, 2012).

Por esses motivos, a indústria automotiva será a principal consumidora de compósitos poliméricos. Segundo matéria publicada no site Composite Manufacturing (2019), devido às novas leis de emissões de gases e aos novos padrões de economia de combustível, haverá um impulso na demanda de materiais leves, especialmente materiais reforçados com fibras de vidro e de carbono. Com uma rigorosa regulamentação de emissões e consumo já estabelecidas durante os anos de 2020 a 2022, a Europa se tornará o centro de compósitos automotivos mundial devido aos incentivos do governo e à demanda dos consumidores por veículos pequenos, leves e eficientes. No Brasil, o aumento do consumo de materiais compósitos pode ser incentivado pelo novo programa federal Rota 2030 (lei 13.775), que segue o modelo europeu em questões ambientais, enquanto incentiva o desenvolvimento tecnológico, inovação, segurança veicular, proteção ao meio ambiente, eficiência energética e a qualidade dos automóveis.

Nesse contexto, a baixa densidade de um material compósito torna-se de grande interesse ambiental, pois está diretamente relacionada à quantidade de combustível que um veículo consome e à quantidade de CO₂ que emite. Por exemplo, a redução de apenas 4 kg na massa de um automóvel de médio porte permite uma economia de até 36 L de combustível durante a vida útil de um veículo, o que equivale a uma redução de 75 kg nas emissões de CO₂ durante o mesmo período (TEIXERA *et al.*, 2015). Uma redução de massa de 100 kg para um veículo de transporte público (ônibus, por exemplo) permite uma economia de até 2500 L de óleo diesel durante sua vida útil. Isso é equivalente a uma redução nas emissões de 5200 kg de CO₂ no mesmo período (TEIXERA *et al.*, 2013).

Atentas às mudanças de leis ambientais e comportamentais do seu público consumidor, as indústrias automobilísticas passaram a adequar seus produtos e processos para atender requisitos de qualidade que as novas gerações demandavam, transformando o mercado de materiais compósitos em um mercado promissor.

Por meio de diferentes combinações de polímeros e fibras, combinações úteis de materiais podem ser desenvolvidas para uma ampla gama de aplicações automotivas (ROHAN *et al.*, 2014). Termoplásticos com fibras de vidro curtas são frequentemente utilizados em aplicações semiestruturais, e podem ser industrializados pelo processo de injeção, o que permite uma produção econômica e em larga escala. Entretanto, as aplicações estruturais desses materiais tendem a ser limitadas quando comparadas aos compósitos reforçados com fibras longas (TEIXEIRA, 2012).

As propriedades finais de um compósito carregado com fibras de vidro longas têm sido motivo de estudos em grandes centros de pesquisas e universidades ao redor do mundo. Segundo Youssef *et al.* (2015), nas últimas décadas, as altas demandas de polipropileno nas indústrias automotivas geraram um novo campo importante na ciência de polímeros que cresceu rapidamente e progrediu para compósitos particulados para diferentes aplicações. De maior interesse é a modificação dos polímeros comerciais para melhorar suas propriedades mecânicas e aumentar sua vida útil. Simultaneamente, tem havido grande atenção ao comportamento dos parâmetros micromecânicos e suas medidas, a fim de ter uma melhor compreensão das relações estrutura-propriedade em tais compósitos. O fator de orientação, teor de fibras, comprimento das fibras, a resistência, a razão de aspecto e a resistência interfacial são algumas das principais variáveis significativas que influenciam as propriedades do compósito termoplástico produzido por moldagem por injeção (YOUSSEF *et al.*, 2015).

O baixo comprimento médio das fibras após o processamento e a distribuição com orientação aleatória reduzem a eficiência do reforço, portanto é necessário usar cargas que possam conferir altas resistências mecânicas e módulo (KIM *et al.*, 2014). Thomason (2002) sugere que fibras que possuam o tamanho menor que 1 mm, após passarem pelo processamento de injeção, sejam consideradas fibras curtas e que as fibras com o tamanho maior que 1 mm sejam fibras longas.

Segundo Simon (2016) as vantagens dos termoplásticos com fibras longas em relação aos termoplásticos com fibras curtas incluem o seu alto desempenho em termos de propriedades mecânicas (rigidez e resistência ao impacto), baixo custo e baixa densidade. Ainda segundo os estudos de Das *et al.* (2007), compósitos termoplásticos com fibras longas possuem a tendência reduzida à fluência, tenacidade aprimorada (tanto em baixa quanto em altas temperaturas) e aumento no módulo de flexão. Comparado aos metais, são mais leves, mais resistentes à corrosão, a produtos químicos, e são mais capazes de preencher geometrias complexas. Em relação aos termofixos, possuem maior tenacidade, menor preço de resina, melhor resistência

ao amortecimento, reciclabilidade, processabilidade de altos volumes, tempos de ciclos mais curtos e vida útil longa (DAS *et al.*, 2007).

1.1 JUSTIFICATIVA

Nos últimos anos a procura por materiais produzidos por poliamida aumentou em grande escala, entretanto a sua produção (especialmente a PA6 e a PA66) não consegue crescer no mesmo ritmo da demanda, elevando o preço final da matéria prima (lei da oferta e procura). Outro fator determinante do preço alto da poliamida no Brasil é que grande parte desta matéria-prima é importada da Europa, Ásia ou dos Estados Unidos. Sabendo que o polipropileno é um material com boas propriedades mecânicas e químicas e pensando no barateamento nos custos de matéria prima e produção (o polipropileno tem produção local), o PP carregado com fibras longas pode ser uma segunda opção de escolha de material aos engenheiros de produto. Este trabalho visa possibilitar a troca de material de uma peça automotiva feita em poliamida 6 reforçada com fibra de vidro curta por uma peça feita em polipropileno com fibras longas.

1.2 OBJETIVO

Dentro do contexto apresentado, a presente pesquisa tem como objetivo caracterizar as propriedades térmicas, químicas, mecânicas e morfológicas de um composto de matriz termoplástica de polipropileno reforçado com fibras de vidro longas, quando este compósito estiver sob a ação de cargas estáticas e dinâmicas, fazendo um comparativo com compostos de poliamida 6 reforçados com fibra de vidro curtas.

2 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A utilização de fibras como material de reforço em compósitos tem despertado grandes interesses nas indústrias e no meio científico. Por ser um material de fácil manejo, custo e principalmente por aumentar algumas propriedades dos compósitos, as fibras de vidro longas vêm ganhando novos mercados em detrimento às fibras de vidro curtas. Estudos descrevem que o tamanho da fibra longa fornece maior resistência mecânica e rigidez em relação às fibras de tamanho considerado curta.

Para melhor entendimento de como a incorporação da fibra de vidro longa afeta as propriedades de um material compósito, serão apresentados estudos nos quais foram discutidos os benefícios da troca da fibra curta pela longa, e quais as modificações sofridas na estrutura, condições de processo, perdas e ganhos de propriedades em matrizes poliméricas, não somente em polipropileno, mas também considerando outros polímeros.

2.1 COMPÓSITOS

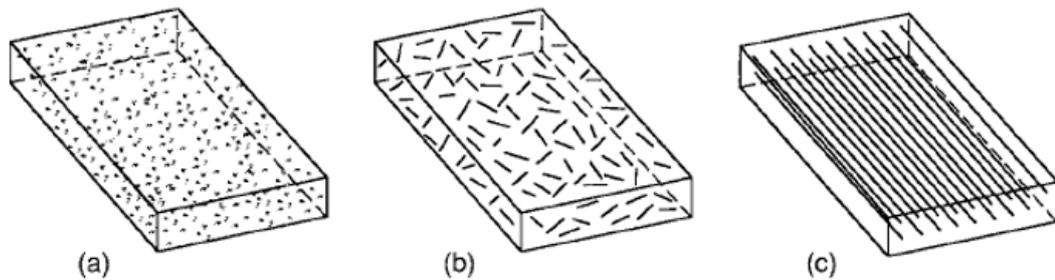
Dowling (2013) define um material compósito como sendo a combinação de dois ou mais materiais que são mutuamente insolúveis, misturando-os ou ligando-os de tal maneira que cada um mantenha a sua integridade. Esses materiais geralmente são leves, possuem alta resistência à corrosão, resistência ao impacto, resistência à fadiga, entre outras propriedades. Devido a essas características, materiais compósitos estão sendo usados como substituto de materiais tradicionalmente usados nas indústrias aeroespacial, automotiva e outras (SHARMA; KAR; SOWNTHARYA, 2017).

Ainda segundo Levy Neto e Pardini (2006) uma característica básica dos compósitos é a busca de efeitos sinérgicos ao se combinar diferentes materiais buscando a criação de um novo material compósito, o qual apresenta propriedades especiais que nenhum de seus constituintes possui isoladamente.

O material compósito é separado em fases, geralmente a fase descontínua refere-se ao reforço ou à carga utilizada que é incorporada em uma fase contínua, chamada de matriz. Brigante (2014) ainda complementa que em alguns casos pode ocorrer a formação de uma fase adicional resultante das interações químicas ou outros efeitos, chamada de “interfase”, que ocorre entre a fase de reforço e a fase matriz do compósito. Os reforços podem estar na forma de fibras ou partículas, que ainda podem ser constituídos de vários materiais como borracha,

fibras de vidros, carbonetos cementados (concreto) etc., como mostrado na figura 1 (DOWLING, 2013).

Figura 1 - Compósitos reforçados por (a) partículas, (b) fibras cortadas ou fibras cerâmicas (whiskers), e (c) fibras contínuas



Fonte: Dowling, 2013

2.2 MATRIZES

A escolha do tipo de matriz a ser utilizada na manufatura do compósito se prende primeiramente à aplicação a que ele se destina e ao processo de obtenção. Callister (2017), descreve três funções que a fase matriz desempenha no uso de compósitos reforçados com fibras:

- a) liga as fibras e atua como o meio pelo qual uma tensão externa aplicada é transmitida e distribuída às fibras;
- b) protege as fibras individuais de danos na superfície como resultado de abrasão mecânica ou reações químicas com o ambiente, evitando assim falhas em baixos níveis de tensão de tração;
- c) separa as fibras e, em virtude de sua relativa ductilidade e plasticidade, impede a propagação de trincas frágeis de fibra para fibra, o que poderia resultar em falha catastrófica; em outras palavras, a fase da matriz serve como uma barreira à propagação de trinca.

Matrizes de compósitos poliméricos podem ser constituídas tanto de resinas termoplásticas como resinas termofixas, mas devido às novas leis ambientais, especialmente as políticas europeias conhecidas de VLE (veículo em fim de vida), que determinam o correto descarte e a reciclagem de materiais, as resinas termofixas tem sido preteridas em relação às resinas termoplásticas (HENNING *et al*, 2005).

As vantagens e desvantagens das matrizes termoplásticas são listadas por Schemme (2008) e Henning *et al.* (2005) e são apresentadas na tabela 1.

Tabela 1 - Vantagens e desvantagens de compósitos reforçados com fibras - matrizes termoplásticas em detrimento de matrizes termofixas

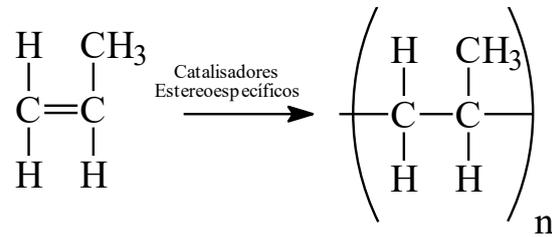
Vantagens e desvantagens de compósitos reforçados com fibras - matrizes termoplásticas em detrimento de matrizes termofixas	
Vantagens	Desvantagens
Alta durabilidade (deformação, resistência ao impacto - forte tolerância a danos)	Estrutura cristalina induzida pelo processamento (para termoplástico parcialmente cristalino) - contração e deformação
Baixa emissões (embaçamento)	Resistência e rigidez à compressão reduzidas
Baixa sensibilidade à umidade (exceto poliamidas e poliésteres)	Difícil impregnação devido à alta viscosidade do fundido
Curtos tempos de ciclo (sem reações de endurecimento)	Problemas interfásicos (adesão da matriz da fibra, especialmente para termoplásticos não polares)
Prazo de validade para estocagem ilimitado, sem a necessidade de refrigeração	Capacidade de pintura e "solubilidade / colagem / união"
Possível pós-processamento térmico (soldagem, remoldagem etc.). Fácil processar - sem química	Altas pressões e temperaturas de processamento
Reciclagem simples	Fluência - especialmente a altas temperaturas

Fonte: Autor "adaptado de" Schemme, 2008 e Henning *et al.*, 2005

2.2.1 Polipropileno

O polipropileno (PP) é um polímero termoplástico de cadeia linear e apolar, obtido do propeno por uma reação de polimerização com o uso de catalisadores estereoespecíficos. A presença do grupo metil (CH₃) é o que confere as características deste polímero (figura 2).

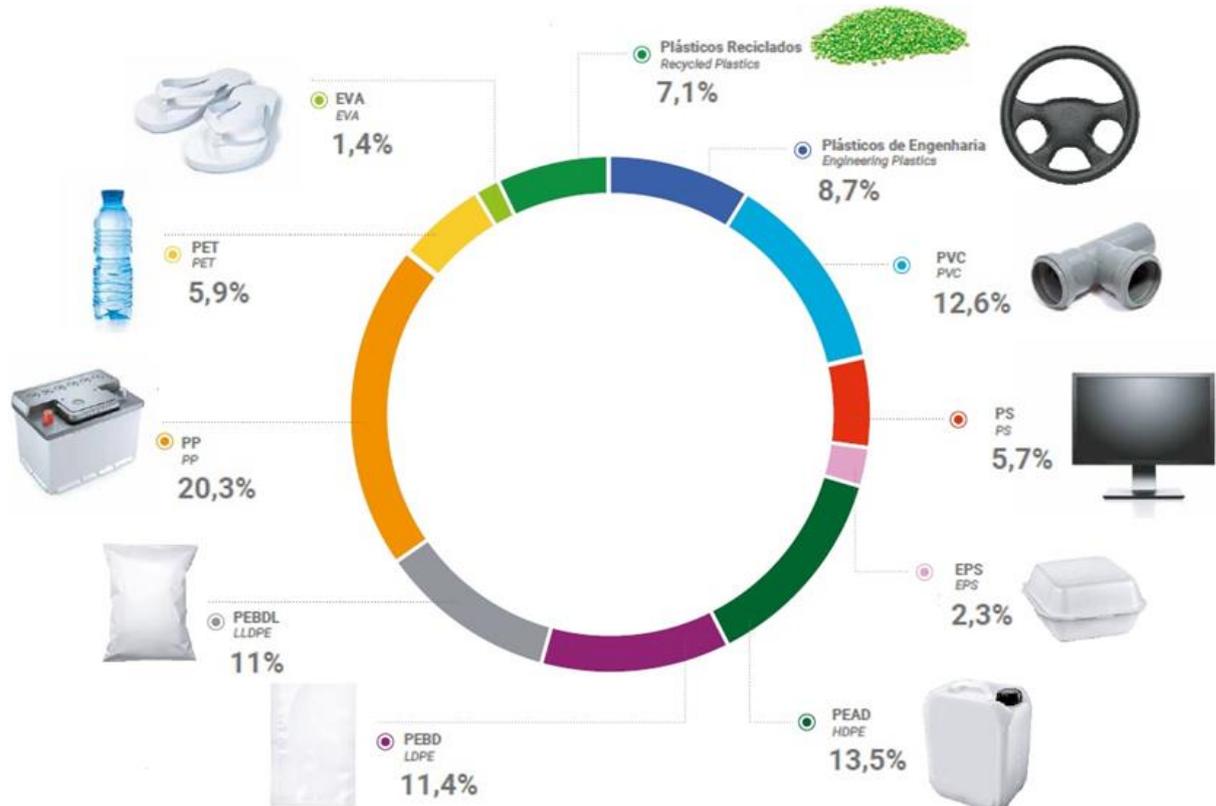
Figura 2 - Estrutura química do PP e do seu monômero de partida



Fonte: Autor “adaptado de” Canevarolo, 2020

Dados da ABIPLAST de 2018 demonstram que o PP foi a poliolefina mais produzida no Brasil em 2018, com cerca de 20,3% da produção de plásticos voltada à produção deste polímero (figura 3). Produzido e consumido em escalas industriais pelo mundo, é também considerado um material commodity.

Figura 3 - Principais resinas consumidas no Brasil (%) e exemplos de aplicações



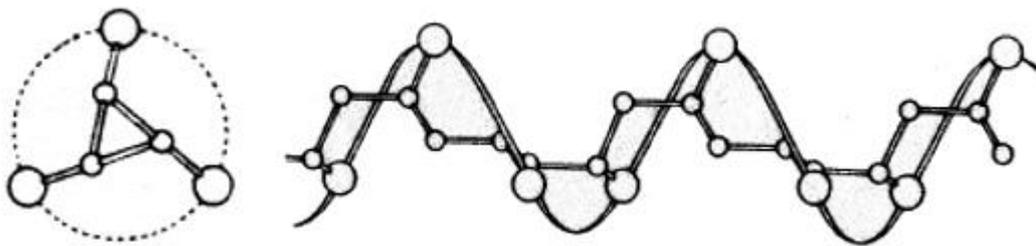
Fonte: Anuário ABIPLAST, 2018

Algumas das características responsáveis pelo alto consumo do PP são: alta temperatura de fusão (160 - 170 °C) dentre os termoplásticos *commodities*, alta resistência química, baixa densidade, com um bom balanço entre propriedades físicas e mecânicas, fácil processamento, baixo custo e maior resistência ao calor que outros termoplásticos de baixo custo. Devido à sua elevada relação de resistência por densidade o PP acaba tendo uma rigidez específica maior que outras poliolefinas. É também um material altamente versátil, pois pode ser combinado com altos teores de carga, reforços e outros materiais poliméricos. Com isso, houve um crescimento de produtos à base de polipropileno, hoje representando um importante papel na indústria do plástico (MAIER; CALAFUT,1998; PIGATTO, 2009).

Outras propriedades do PP destacados pelo Brydson (2017) são:

- a) a presença de grupos metilas limita um pouco o movimento das moléculas do polímero. O grau de cristalinidade médio do PP é de 50% e dificilmente excede 60%, mesmo quando o material apresenta uma isotaticidade de 95% a 97%;
- b) na região cristalina o PP tem formato helicoidal (figura 4), por causa da disposição de suas cadeias, e possui $T_g = -10\text{ °C}$ e $T_m = 160\text{ a }165\text{ °C}$;

Figura 4 - Configuração helicoidal do PP



Fonte: Canevarolo, 2020

- c) possui baixa resistência ao impacto (principalmente à baixa temperatura). Essa limitação é geralmente contornada pela introdução de uma fase elastomérica, por copolimerização ou pela produção de blendas;
- d) excelente resistência à fadiga por flexão (altamente empregado na fabricação de dobradiças);
- e) é um polímero apolar, possui grande resistência aos agentes químicos;
- f) é atacado por soluções de agentes fortemente oxidantes, como o ácido nítrico concentrado, halogênios, ácido sulfúrico fumegante e ácido sulfônico;
- g) resiste bem a soluções de ácidos e a álcalis minerais, a soluções aquosas de sais inorgânicos e à maioria dos solventes orgânicos;

- h) os hidrocarbonetos assim como alguns óleos e gasolina, produzem particularmente a altas temperaturas, certo inchamento, prejudicando as propriedades do material;
- i) possui excelente resistência ao *stress cracking*;
- j) baixíssima permeabilidade a vapores d'água;
- k) apresenta pontos que possuem pequena resistência à oxidação, devido à presença, ao longo da cadeia polimérica, de hidrogênios ligados em carbonos terciários. Essa oxidação aumenta de intensidade com a elevação da temperatura;
- l) a degradação do PP é caracterizada pela redução da massa molar devido à cisão da cadeias, gerando redução da viscosidade (ou aumento do índice de fluidez);
- m) o contato com metais tais como o cobre, manganês, cobalto e suas ligas, diminui sensivelmente a resistência à oxidação desse polímero. Portanto, deve-se evitar, sempre que possível, o uso desses metais como insertos e, em casos específicos, utilizar aditivos desativadores de metais, além de antioxidantes primários e secundários;
- n) outra forma de oxidação ocorre à temperatura ambiente, como resultado da ação conjunta do oxigênio do ar e da radiação ultravioleta. Essa degradação, conhecida por foto-oxidação, pode ser diminuída com a adição de negro de fumo e dióxido de titânio (bloqueadores ou filtros de UV), bem como aditivos absorvedores de raios ultravioletas e/ou HALS (antioxidantes primários de fotodegradação).

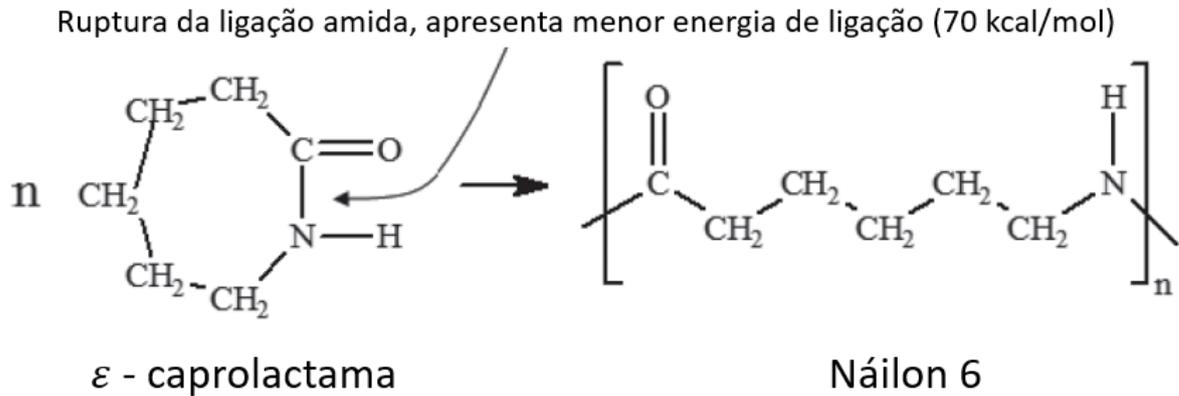
2.2.2 Poliamida

Dentre os plásticos de engenharia, as poliamidas (PA) se destacam por suas ótimas propriedades, como: baixo coeficiente de atrito, boa resistência ao impacto e alta resistência à fadiga. Em relação ao PP possuem maior valor de temperatura de fusão (T_m). Elas também possuem ótima resistência aos solventes orgânicos, exceto a alguns como o ácido fórmico e o m-cresol, por exemplo (WIEBECK; HARADA, 2005).

A estrutura molecular das poliamidas caracteriza-se pela repetição de grupos funcionais amida (-CONH-) ao longo da cadeia polimérica, intercalados por sequências de grupos metilenos (-CH₂-). Tais polímeros são denominados de poliamidas alifáticas, enquanto as poliamidas que apresentam anéis benzênicos em suas unidades de repetição são poliamidas aromáticas (ARAÚJO, 2002). A presença do grupo funcional amida, como parte da cadeia polimérica, é a responsável pela atração intermolecular entre cadeias (BRYDSON, 2017). A figura 5 mostra a estrutura química de uma poliamida 6, um dos termoplásticos de engenharia

mais utilizados na indústria automobilística, obtida pela polimerização por meio da abertura de anel de caprolactama.

Figura 5 - Estrutura química da poliamida 6



Fonte: Autor “adaptado de” Canevarolo, 2020

As sequências metilênicas (-CH₂-) presentes nas moléculas das poliamidas conferem flexibilidade molecular nas regiões amorfas do polímero, em temperaturas acima da T_g. A combinação destas duas características resulta em um material de alta tenacidade e ótimo desempenho mecânico (FERREIRA, 2017).

Por outro lado, as poliamidas são sensíveis à umidade o que afeta a sua estabilidade dimensional quando em excesso, porém tornam-se frágeis quando desidratadas. A quantidade de água absorvida pelas poliamidas é significativa e depende das condições do ambiente, tais como, temperatura e umidade relativa, pois são condições que influenciam fortemente as propriedades físicas, térmicas e mecânicas dos compósitos. A umidade também pode provocar hidrólise da poliamida a altas temperaturas, tornando necessário que o material seja previamente seco antes de ser processado (FERREIRA, 2017).

A umidade na poliamida age como um plastificante que reduz o emaranhamento e a ligação entre as moléculas, aumentando assim seu volume livre e mobilidade entre cadeias. O material hidratado apresenta menor T_g, o que facilita a cristalização. O aumento da umidade pode causar mudanças profundas no comportamento de um material sob carga; reduzindo a resistência e a rigidez, aumentando a absorção de energia e a ductilidade no material.

2.2.3 Escassez da poliamida no mercado consumidor

O mercado mundial da PA6 está passando por um momento de escassez. A falta de matéria prima, especificamente a produção do precursor adiponitrila (ADN), está fazendo com que muitas empresas troquem a PA66 de seus produtos pela PA6, pois estes dois materiais possuem propriedades mecânicas, químicas e térmicas próximas. Com isto, a demanda da PA6 subiu, afetando toda uma cadeia produtiva, fazendo com que o preço do kg da PA6 aumentasse juntamente com a procura.

Segundo o site CRAFTECH INDUSTRIES, INC., há três razões para a falta da PA66:

- a) danos às plantas de processamento de ADN. Em 2015 houve uma grande explosão em uma fábrica de ADN em Tianjin – China, deixando um saldo de 170 pessoas mortas. Esta fábrica era propriedade da Shandong Runxing. Dez dias depois, houve uma explosão em uma nova fábrica na cidade chinesa de Huanrai, deixando mais 1 vítima fatal. Duas empresas, a Invista no Texas e Butachemie na Alemanha, tiveram sua produção parada durante 6 semanas no primeiro trimestre de 2019 para a realização de uma reforma programada de suas fábricas, para assim receber novas tecnologias de produção de ADN. Incêndios comprometeram a fábrica da Seals Sands na Inglaterra, fazendo com que a produção da PA66 fosse interrompida. De maior intensidade, o fogo também consumiu uma fábrica em Pensacola, Flórida, e a produção de ADN nunca mais foi retomada;
- b) clima global. O clima global também não colaborou com a produção de PA66. A temporada de furacões de 2017 e 2018, principalmente a tempestade tropical Harvey nos EUA, interrompeu a produção do ADN e da PA66 nas instalações da Invista e da Ascend. Devido às altas temperaturas a Solvay interrompeu a captação de água do Rio Reno, fazendo com que a demanda de água para o funcionamento de sua planta fosse comprometida. As temperaturas congelantes em Decatur, Alabama, pararam a produção de ADN como também do hexametileno-diamina (HDM), que é outro precursor da produção do PA66;
- c) aumento no mercado global da PA66. Este aumento é visto principalmente na indústria automotiva. PA66 é resistente ao calor, bem como óleo e graxa. Também é leve, ajudando a reduzir o consumo de combustível nos veículos. O aumento na fabricação de airbags sozinho deve aumentar a necessidade de PA66 por 6-8% ao ano. Mas a maioria da PA66 é usada para fazer coletores de admissão de ar, componentes elétricos e cárter de óleo do motor.

2.2.4 Comparação das principais propriedades entre o polipropileno e a poliamida

Particularidades do PP em relação à PA6 são: custo de produção (matéria prima da PA6 é mais cara) e de processamento menores, menor densidade, boas propriedades mecânicas e químicas sendo um material mais flexível, não é um material higroscópico e também não está escasso no mercado. A tabela 2 possui os principais valores de propriedades para as resinas de PP e PA6.

Tabela 2 - Propriedades gerais das resinas puras

Material	Densidade específica	Resistência à tração (MPa)	Resistência à flexão (MPa)	Módulo de flexão (GPa)	Resistência ao Impacto Izod (J/m)	Temperatura de deflexão térmica (HDT) °C
PP	0,89	34,50	34,50	1,38	53,4 - 1068	60,00
PA6	1,12	81,40	108,25	2,69	32,00	85,00

Fonte: Murph, 1994

2.3 FIBRA DE VIDRO

Aplicações de polímeros reforçados com fibras de vidro têm crescido constantemente nos últimos anos, tornando-se extremamente populares em diferentes áreas das indústrias aeroespacial, automotiva, naval, construção civil, petróleo e gás (LANDESMANN; SERUTI; BATISTA, 2015).

As fibras de vidro podem ser divididas em dois grupos principais de acordo com sua geometria:

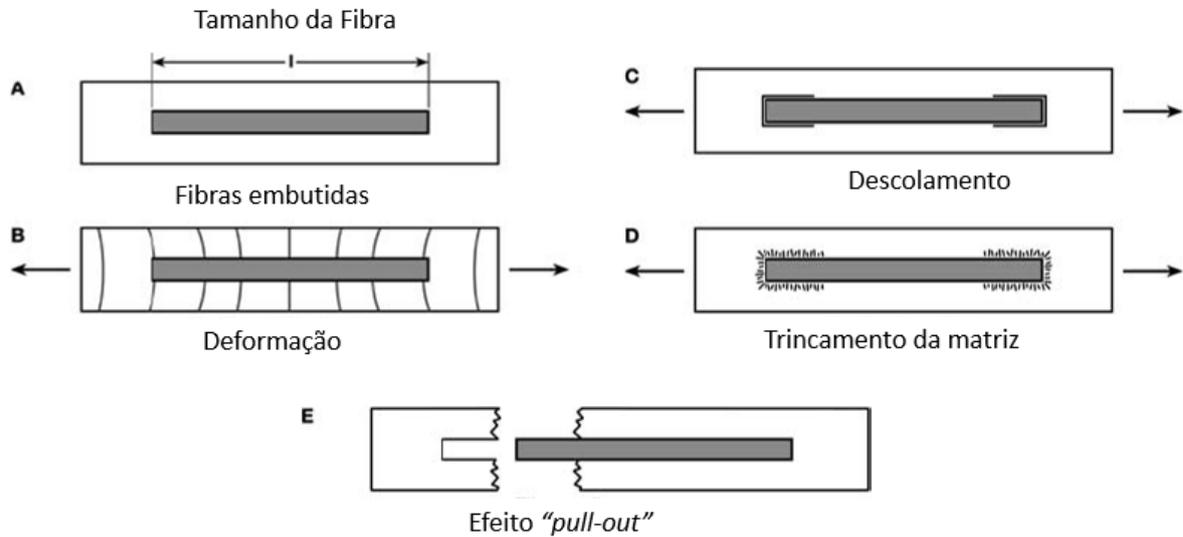
- a) fibras contínuas utilizadas em fios e têxteis, e;
- b) fibras descontínuas (curtas) usadas como reforços, mantas, cobertores ou placas para isolamento e filtração.

2.3.1 Mecanismos de falhas em fibras descontínuas aleatórias

Van der Woude e Lawton (2010) descrevem alguns mecanismos de falha que ocorrem nas fibras, quando um compósito fibroso sofre tração na direção do eixo da fibra, sendo criado um padrão complexo de deformações em torno da fibra (figura 6). Como a carga de tração é gradualmente aumentada até que a amostra se rompa, a resposta à tensão passa por vários estágios, alguns dos quais são visíveis e outros não. Desde que a matriz da resina mostre um comportamento dúctil, característico da maioria das resinas termoplásticas, os estágios de fratura que podem ser identificados são os seguintes:

- a) trincas entre a matriz polimérica e a fibra;
- b) descolamento das fibras, começando nas extremidades da fibra e progredindo gradualmente ao longo e em direção do centro da fibra;
- c) fratura na matriz, principalmente quando induzida por trincas;
- d) quebra da fibra, que ocorre em fibras que são suficientemente longas para serem submetidas à falha;
- e) efeito “*pullout*”, caracterizado pelo arrancamento da fibra;
- f) deformação da fibra;
- g) deformação da matriz, provocada pela fissura, cisalhamento e escoamento ocasionados na matriz polimérica.

Figura 6 - Mecanismos de falhas em fibras



Fonte: Autor "adaptado de" Van der Woude and Lawton, 2010

2.3.2 Transcristalinidade

O uso de cargas orgânicas e inorgânicas para alterar as propriedades de materiais poliméricos induzem ou alteram a cristalização dos polímeros (BATISTA *et al.*, 2016).

As fibras de vidro utilizadas como material de reforço, alteram a morfologia dos compósitos durante o processo de cristalização, atuando como agentes nucleantes, dificultando a formação total de cristais no formato de esferulitos, forçando o crescimento em camadas colunares ao longo da direção normal da fibra (DALPIAZ, 2006; BATISTA *et al.*, 2016; LOPES, 2017).

Essa nova e distinta morfologia origina-se quando uma densa nucleação de cristais de polímero ocorre na superfície das fibras de reforço, produzindo o efeito conhecido como transcristalinidade (DEAN *et al.*, 1998). A camada transcristalina ocorre somente em polímeros semicristalinos e é formada entre a fibra e a matriz, desempenhando o papel de interface (ZHANG *et al.*, 1996).

A transcristalização ocorre quando a taxa de nucleação nas fibras é maior do que a taxa que ocorre na matriz, assim o crescimento lateral sobre a fibra é menos favorecido e o crescimento colunar é assegurado. O fenômeno pode ser relacionado com a capacidade aprimorada de transferência de tensão ao longo da interface fibra-matriz e uma das razões para que o efeito de transcristalização ocorra é a nucleação heterogênea sobre a superfície da fibra (SANTOS, 2011).

Autores como Quan *et al.* (2005), Santos (2011), Wang *et al.* (2011) e Batista *et al.* (2016) enumeraram diversos fatores que afetam a formação da transcristalinidade, sendo elas:

- a) condições de processamento dos compósitos;
- b) morfologia da matriz;
- c) temperatura de cristalização e taxa de resfriamento;
- d) epitaxia entre a fibra e a matriz e topografia da fibra;
- e) discordâncias entre os coeficientes térmicos da fibra e da matriz;
- f) condutividade térmica da fibra;
- g) composição química (presença de funcionalidades reativas) da superfície da fibra e energia de superfície da fibra.

Observando as propriedades térmicas, Elias (1993) menciona as diferenças de polímeros amorfos e semicristalinos reforçados com fibra de vidro. Enquanto o efeito do HDT é mínimo para os amorfos, para os semicristalinos ele se torna bastante pronunciado, devido à presença das camadas transcristalinas formadas entre a fibra e a matriz, que podem medir até 150 nm para dentro do polímero. As camadas superficiais das fibras se sobrepõem e formam um reticulado físico de fibras interligadas por intercamadas. A formação do reticulado reduz o escoamento, aumentando a resistência à distorção por calor.

2.3.3 Processo de incorporação das fibras na matriz polimérica

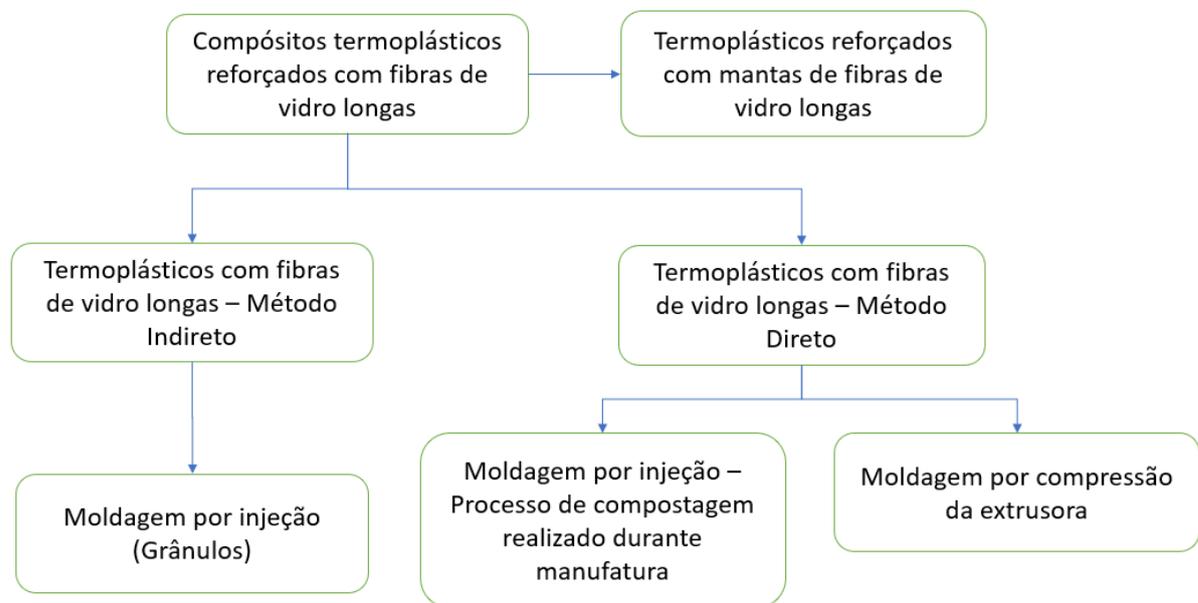
Resinas termoplásticas reforçadas com fibras longas (RTRFL) ganharam o status de materiais de engenharia na indústria automobilística devido ao seu alto desempenho para aplicações estruturais. Outra vantagem no uso desse material, além dos benefícios econômicos e baixo peso, é o alto nível de produtividade no processamento, resultando em ciclos curtos de tempo de produção (SCHEMME, 2008). Outros aspectos positivos incluem alta disponibilidade de plantas de produção, alta qualidade de produtos, ampla gama de possibilidades de integração de diferentes funções em um único componente e o fato de que os custos do sistema também podem ser reduzidos. Esses benefícios resultaram em um crescimento constante das RTRFL, a uma taxa muito mais alta do que materiais convencionais (SCHEMME, 2008).

No passado, o uso das RTRFL era destinado a aplicações simples como capas e suportes, ou ainda em peças que ficavam em áreas não expostas, mas a chegada desta classe de material para aplicações estruturais e o desenvolvimento contínuo do processamento e da engenharia de processos possibilitaram produzir em massa peças estruturais e sistemas de peças em módulos com alto nível de integração funcional (SCHEMME, 2008).

As tecnologias de processamento para a fabricação de peças utilizando compósitos termoplásticos com fibras longas influenciam diretamente as propriedades finais da peça. A principal diferença entre métodos de processamento é o material inicial utilizado.

A figura 7 mostra um fluxograma baseado nos principais processos conhecidos, que autores como Moritami *et al.* (2010), Rohan *et al.* (2015) e Ning *et al.* (2019) citaram em seus trabalhos, detalhando as diferenças entre eles. Neste trabalho será apenas detalhado o processamento com método indireto por moldagem por injeção (grânulos), por ser o método utilizado para a obtenção dos grânulos doados para a realização deste trabalho.

Figura 7 - Fluxograma dos principais tipos de processamento para resinas termoplásticas reforçadas com fibras longas



Fonte: Autor “adaptado de” Rohan *et al.*, 2015

2.3.3.1 Sistema indireto de processamento

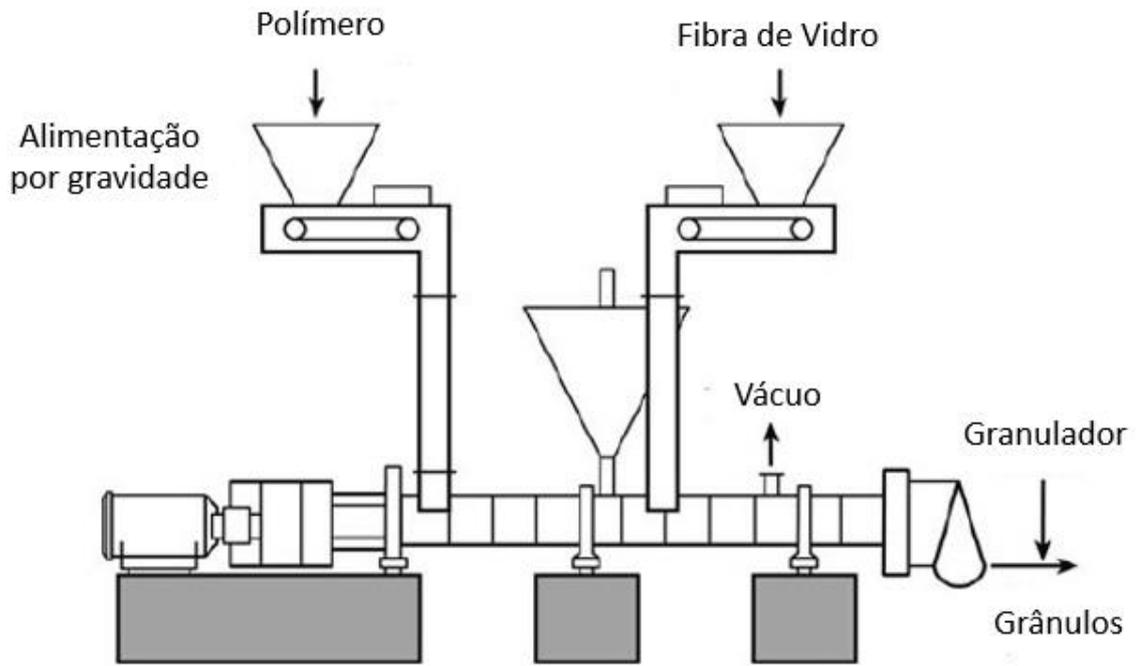
O sistema indireto de processamento utiliza materiais semiacabados em forma de grânulos (resina + fibra de vidro), que posteriormente são utilizados para a obtenção final do produto.

Há dois métodos de obtenção dos grânulos:

No primeiro, os grânulos reforçados com fibra de vidro são produzidos em uma extrusora dupla rosca, com degasagem e geralmente com roscas corrotantes (figura 8). No entanto, para impedir a quebra da fibra de vidro, utiliza-se o método de alimentação lateral,

quando a fibra é adicionada após a fusão do material, logo após a região de compressão (MORITAMI *et al.*, 2010).

Figura 8 - Máquina extrusora utilizada na produção de grânulos com fibra curta

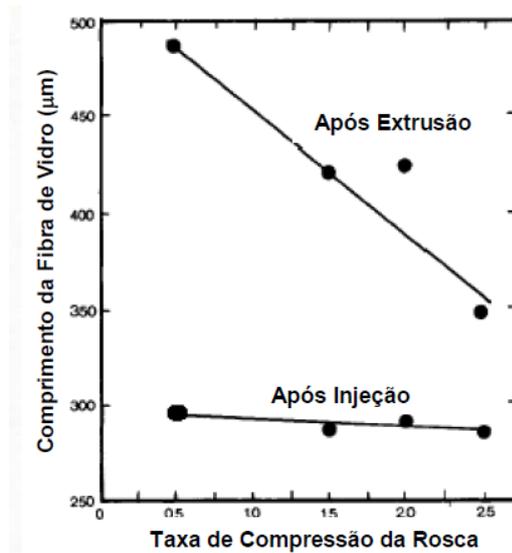


Fonte: Autor “adaptado de” Van der Woude e Lawton, 2010

Ao final da extrusora encontra-se o granulador. Quanto mais próximo do granulador o fluxo da massa fundida reforçada com fibras estiver, menor será a quebra da fibra por cisalhamento sofrida dentro do cilindro. A quebra da fibra de vidro diminui a razão de aspecto l/d , reduzindo o potencial de reforço.

O tempo em que a fibra está em contato com a resina fundida, rosca e parede do cilindro (campo cisalhante) durante o processo de extrusão também é um fator que pode resultar na diminuição linear do comprimento da fibra. A redução do comprimento da fibra é muito menos influenciada pela velocidade da rosca da injetora, do que pelo tempo de mistura (Peters, 1998). A fibra ainda terá seu tamanho diminuído mais uma vez durante o processo de injeção de um produto moldado (gráfico 1).

Gráfico 1 - Efeito do tempo de residência no campo cisalhante durante os processos de extrusão e injeção



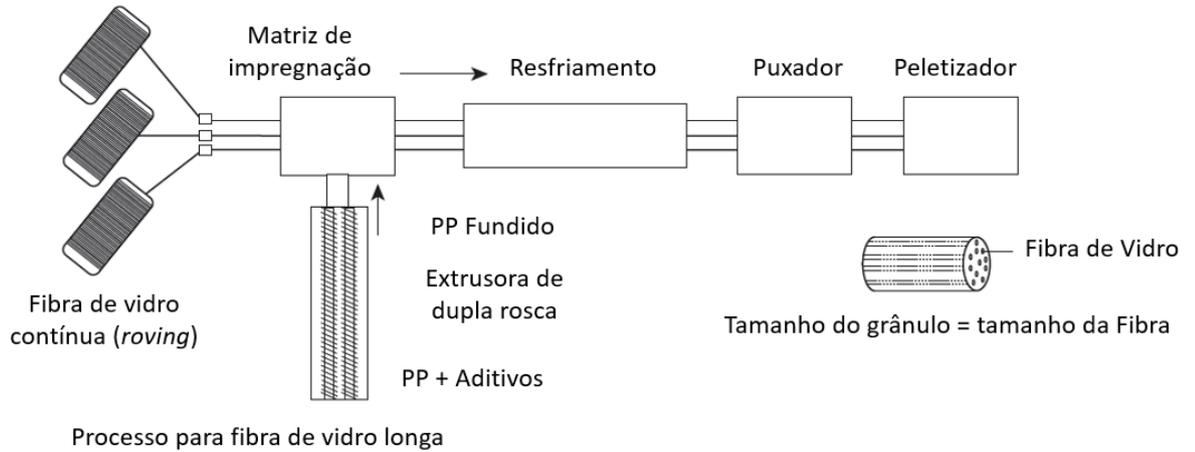
Fonte: Autor “adaptado” de Peters, 1998

No segundo método, grânulos com fibra de vidro longa são produzidos pelo processo de pultrusão (figura 9), que consiste em puxar mechas de fibra de vidro que são impregnadas em uma resina polimérica.

Tao *et al.* (2015) descrevem um esquema de pultrusão termoplástica para compósitos reforçados com fibra longa:

- a) no formato de fios contínuos e acondicionadas em carretéis, as fibras de vidro encontram-se ao lado do equipamento de pultrusão;
- b) a fibra de vidro é puxada e pré-aquecida dentro de um aquecedor;
- c) neste ponto acontece o início do processo de impregnação, e dentro de uma câmara de fusão a fibra é estirada passando por vários rolos, enquanto perpendicularmente, uma extrusora aplica a resina termoplástica fundida;
- d) após sair da câmara de resfriamento, as fibras são resfriadas em um túnel de refrigeração;
- e) após resfriadas, as fibras são enviadas para um peletizador e cortadas no tamanho final. Segundo Moritami *et al.* (2010), o comprimento do grânulo e o comprimento da fibra de vidro são iguais e podem variar de 5 a 40 mm de comprimento.

Figura 9 - Esquema do processo de pultrusão para a fabricação de grânulos com fibras longas

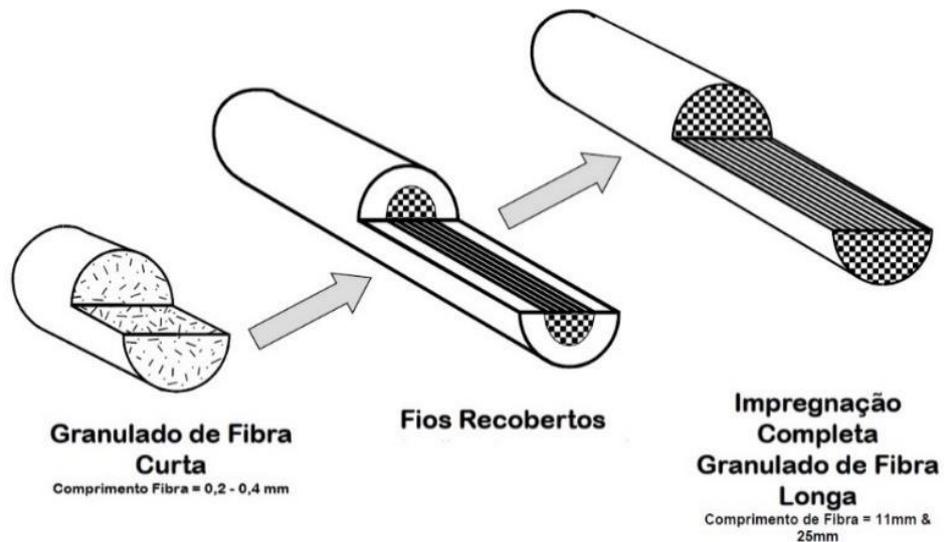


Fonte: Autor "Adaptado de" Moritame *et al.*, 2010

No mercado dos grânulos reforçados com fibras de vidro, são encontradas três variáveis de formatos (figura 10):

- grânulos reforçados com fibras de vidro curtas, dispostas aleatoriamente;
- grânulos nos quais feixes de fibras de vidro longas são recobertos pelo processo de pultrusão;
- grânulos nos quais as fibras de vidro longas são impregnadas por inteiro.

Figura 10 - Exemplos do tamanho das fibras curtas e longas



Fonte: Autor "adaptado de" Santos, 2015

2.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE COMPÓSITOS

As propriedades mecânicas dos materiais compósitos são caracterizadas pelo modo como estes materiais respondem às solicitações aplicadas, sendo que a natureza das cargas pode ser:

- a) cargas quase estáticas, que são relativamente lentas (ensaio de tração, compressão, dureza, flexão, torção);
- b) cargas constantes; cargas aplicadas durante um longo período (fluência);
- c) cargas dinâmicas, cargas aplicadas rapidamente (ensaio de impacto) ou cíclicas (fadiga).

Além do tipo de carga, há outros fatores que interferem na natureza da resposta como a estrutura química do compósito, temperatura, tempo e as condições de processamento deste compósito. Esta seção do trabalho será focada na caracterização dinâmica à fadiga.

2.4.1 Caracterização dinâmica à fadiga

Fadiga pode ser definida como a redução que ocorre nas propriedades do material quando este está sofrendo uma carga cíclica, havendo a geração de danos provocando desde trincas até a fratura total (MORAES, 2013).

Um material sujeito a carregamento cíclico pode falhar em um nível de tensão consideravelmente menor que o limite de escoamento do material ou ao limite de resistência à tração (obtidos com uma carga estática em ensaio de tração), pois as tensões cíclicas provocam danos físicos microscópicos irreversíveis, que vão se acumulando, podendo levar à nucleação e propagação de trincas que levarão o componente à falha (MORAES, 2013).

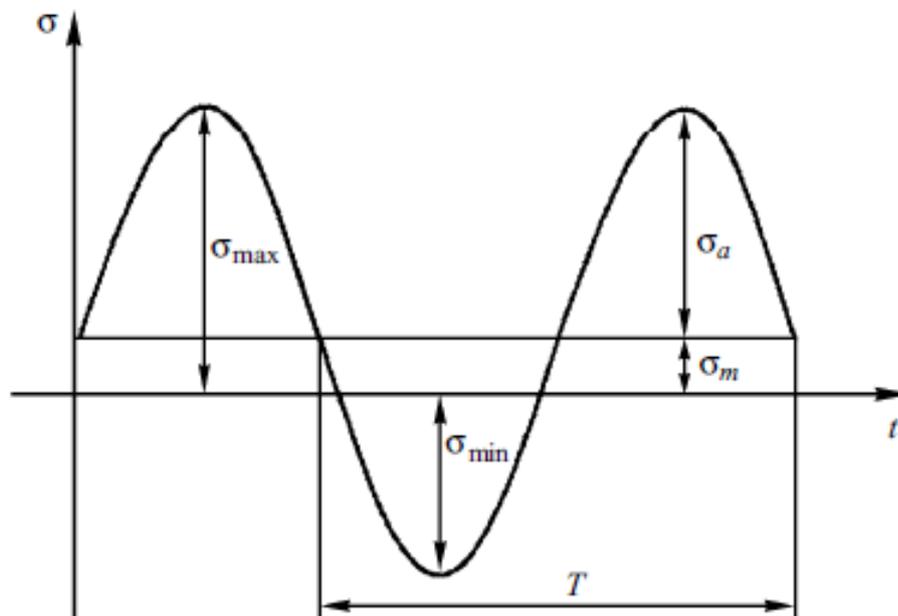
A repetição contínua de cargas idênticas ou similares reduz fortemente as tensões que o material pode suportar. Além disso, a falha pode não ser precedida por uma grande deformação plástica, mesmo em materiais dúcteis, tornando mais difícil a detecção de danos aos componentes do que sob cargas estáticas – o perigo de falha catastrófica é, portanto, bastante grande (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Segundo Revuelta e Miravete (2002), a vida em fadiga de um material ou componente é definida como o número total de ciclos de tensão que são necessários para causar a falha crítica, sendo a falha entendida como um estado no qual a estrutura não funciona mais para o propósito para o qual foi projetado.

O método mais usado para investigar a vida em fadiga consiste em submeter o material a cargas cíclicas com amplitude constante e registrar o número de ciclos até a falha e/ou a perda total da capacidade de suportar carga (REVUELTA; MIRAVETE, 2002). Há diferentes tipos de controle da amplitude constante, sendo o controle por carga e controle por deslocamento as mais conhecidas. A amplitude controlada por deslocamento é usada quando o deslocamento não varia com o tempo e a amplitude controlada por carga é quando a carga aplicada não varia com o tempo.

Segundo Moraes (2013), o ciclo de tensões é caracterizado por alguns parâmetros, como na figura 11. O período (T) é o tempo de duração de um ciclo completo, a tensão média (σ_m) é a média das tensões máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}) representado pela equação 1. A amplitude de tensão (σ_a) é a metade da diferença entre a tensão máxima e a mínima (equação 2). A razão de carga (R) é a razão entre as tensões mínima e máxima, e é muito usada para caracterizar a natureza dos carregamentos cíclicos (equação 3).

Figura 11 - Ciclo de tensão e seus parâmetros.



Fonte: Revuelta e Miravete (2002)

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (1)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (3)$$

Se o ciclo de carregamento não for controlado por tensão e sim por deslocamento, o cálculo dos parâmetros muda, resultando por exemplo em: deformação média, amplitude de deformação e razão de deformação (R_ϵ) (MORAES, 2013).

Quando o ciclo de tensão apresenta valores trativos e compressivos, ele é chamado reverso; quando o ciclo apresenta valores de tensão somente trativos ou somente compressivos é denominado pulsativo. Os casos de carregamento mais comuns são o ciclo totalmente reverso ($\sigma_m = 0$ e $R = -1$) e o ciclo de tensão mínima igual a zero ($\sigma_{min} = 0$ e $R = 0$) (MORAES, 2013).

A tabela 3 mostra os tipos de ciclos de tensão mais conhecidos.

Tabela 3 - Tipos de ciclos de tensão

pulsando em compressão	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_{max} < 0$	$R > 1$
zero até compressão	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_{max} = 0$	$R = -\infty$
reverso	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_m < 0$	$-\infty < R < -1$
completamente reverso	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_m = 0$	$R = -1$
reverso	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_m > 0$	$-1 < R < 0$
zero até tensão	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_{min} = 0$	$R = 0$
pulsando em tração	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_{min} > 0$	$0 < R < 1$
estático	$\sigma > 0$ $\sigma < 0$		$\sigma_{min} = \sigma_{max}$	$R = 1$

Fonte: Autor “adaptado de” Roesler, Harders, Baeker, 2007

2.4.2 Fadiga em compósitos poliméricos

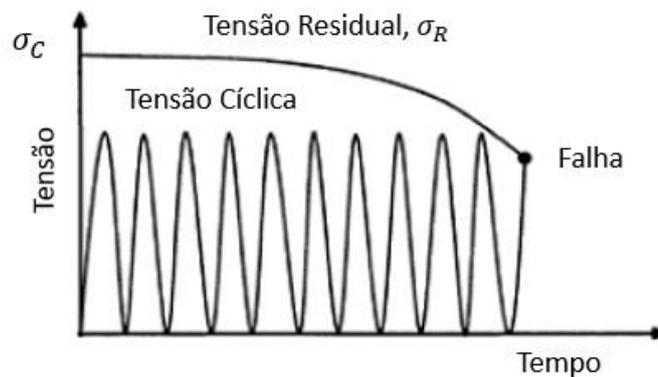
Materiais compósitos são anisotrópicos e não homogêneos e por isso acumulam danos de uma maneira geral e não localizada, sendo que a falha nem sempre ocorre pela propagação de uma única trinca macroscópica. Os mecanismos microestruturais de acumulação de danos, incluindo quebra de fibras, trincas matriciais, descolamento entre fibra/matriz, trincas transversais e a delaminação, ocorrem algumas vezes de forma independente e interativa, e a

predominância de um ou outro pode ser fortemente afetada pelas variáveis materiais e condições de teste (HARRIS, 2003).

Em baixos níveis de tensões com cargas monotônicas ou carga cíclicas, a maioria dos compósitos podem sofrer com algum tipo de dano, e com o acúmulo de danos podem ocorrer a redução da rigidez do material compósito. Tais reduções de rigidez que podem ocorrer, às vezes são compensadas nos estágios iniciais da vida por ligeiros aumentos na resistência à tração. Estes pequenos aumentos podem ser o resultado do alinhamento de fibras que acabam melhorando ligeiramente a resistência do compósito por meio de pequenas deformações que são induzidas por tensões viscoelásticas ou de deformações na matriz (HARRIS, 2003).

A quantidade de dano acumulado em alguma região do compósito pode ser tão grande que a capacidade residual de resistência do compósito naquela região cai ao nível da tensão máxima no ciclo de fadiga e a falha ocorre, conforme mostrado esquematicamente na figura 12. Esse processo pode ocorrer gradualmente, reduzindo a resistência do compósito, ou catastróficamente, quando é denominado "morte súbita".

Figura 12 – Efeito da redução da resistência do compósito durante aplicação de carga cíclica



Fonte: Autor "adaptado de" Harris, 2003

Legenda: Redução da tensão residual do compósito ocorrida durante o tempo de uso até que a resistência diminua ao nível da tensão de fadiga, ponto em que ocorre falha

Quando existe uma trinca pré-existente em um compósito, ela pode ou não se propagar sob a ação de uma carga cíclica. Em compósitos altamente anisotrópicos com um volume alto de fibras, a trinca frequentemente não se propagará na direção normal das fibras, mudando a sua direção (HARRIS, 2003).

2.4.3 Fatores que afetam o comportamento de fadiga de plásticos reforçados

Polímeros podem se deformar plasticamente, sendo possível falhar sob carga cíclica. No entanto, os mecanismos microscópicos não são os mesmos dos metais. Quando carregados ciclicamente com uma tensão diferente de zero, a deformação viscoelástica e a viscoplástica provocam aumento na tensão, o que pode levar à falha. Entretanto, isso não é fadiga real, pois não é o número de ciclos mas o tempo total de carregamento que determina a falha (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

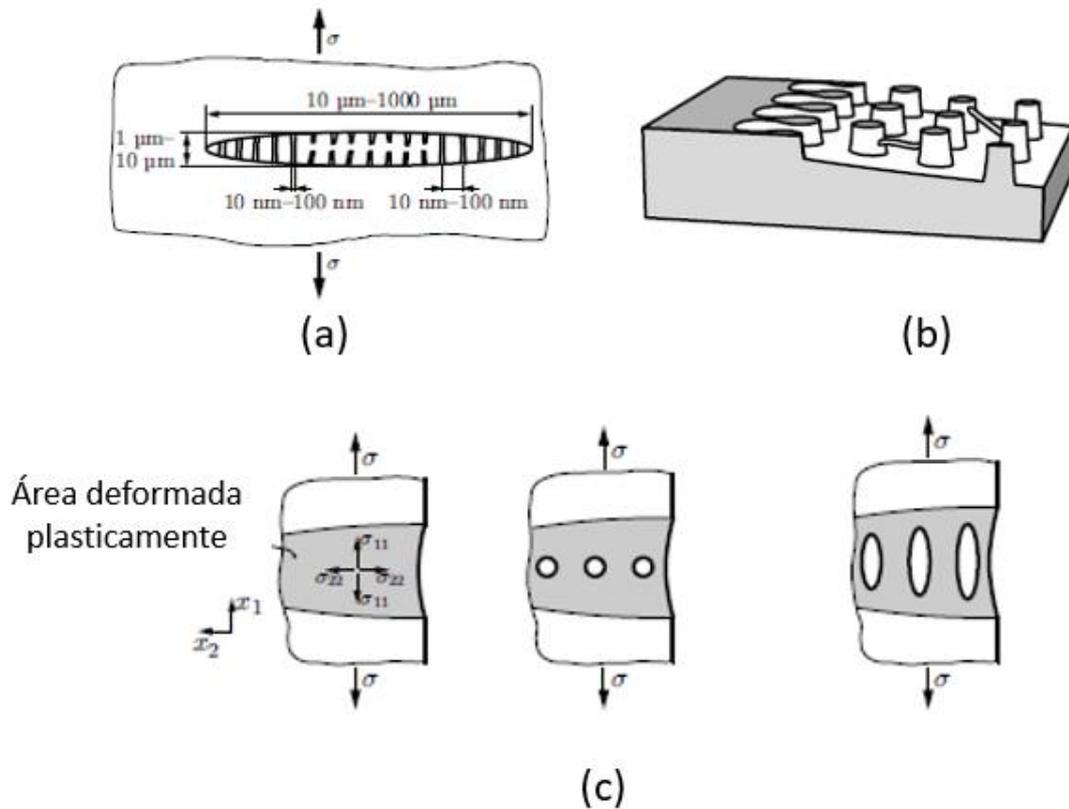
O calor gerado sob cargas cíclicas não pode ser facilmente dissipado porque a condutividade térmica dos polímeros é pequena. Se a geração de calor exceder a dissipação, a temperatura aumentará em cada ciclo até que a resistência dependente da temperatura do material seja excedida e o material falhe. Se a tensão for reduzida, a geração de calor também diminui o que aumenta o número de ciclos até a falha (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Se o aumento de temperatura durante o carregamento cíclico é suficientemente pequeno, o polímero falha simplesmente por fadiga mecânica. Assim como nos metais, pode-se distinguir os estágios de iniciação e propagação da trinca. As trincas podem se formar em um polímero de maneiras diferentes: cisão das cadeias poliméricas ou com o deslizamento entre cadeias que podem enfraquecer localmente o material, podendo ser o local inicial para a iniciação das trincas (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Quando a trinca se propaga, a concentração de tensão na ponta da trinca pode iniciar o efeito de microfibrilamento (*crazing*) que é mostrado na figura 13.

A ponta da trinca é o local de concentração de tensão (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007). Rabelo e De Paoli (2013) descrevem que esta falha ocorre em polímeros vítreos, e suas constituições são aproximadamente 50% de polímero altamente orientado e 50% de vazios, e este mecanismo envolve as fases:

- a) deformação plástica por cisalhamento à vizinhança do defeito concentrador de tensão, ocasionando elevação nas tensões laterais;
- b) nucleação de vazios;
- c) crescimento de vazios e estiramento das ligações poliméricas nas regiões adjacentes ao vazio.

Figura 13 - Efeito *crazing*

Fonte: Autor “adaptado de” Roesler; Harders; Baeker, 2007

Legenda: a) vista em corte transversal de um efeito “*crazing*”, mostrando cavidade e fibras; b) vista parcial da borda de um efeito “*crazing*”; c) desenvolvimento da formação do efeito *crazing*: empescoçamento local, formação das cavidades e extensão das cavidades

Como a fissura depende do estado de tensões hidrostáticas, a tensão média é especialmente importante nesse caso. Alternativamente, as bandas de cisalhamento podem se formar, sendo os pontos de partida para microfissuras. Semelhante aos metais, estrias de fadiga podem ser geradas em polímeros devido à deformação plástica na ponta da trinca. Se houver limites de fase dentro do polímero, por exemplo, entre as regiões amorfas e cristalinas de um polímero semicristalino ou entre fases quimicamente diferentes em um copolímero, essas fronteiras podem iniciar trincas devido à concentração de tensão que causam. No entanto, a resistência à fadiga dos polímeros semicristalinos é, na maioria dos casos, superior à dos polímeros amorfos (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

A fadiga térmica é importante em materiais com grande histerese no diagrama de tensão-deformação, por exemplo, polietileno, polipropileno e poliamida. Finalmente, ambos os efeitos podem interagir porque o aumento da temperatura altera não apenas as propriedades estáticas,

mas também as propriedades dinâmicas do material. Nesse caso, o material aquece inicialmente e a propagação de trinca se instala posteriormente (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

A fibra utilizada como reforço em compósitos pode alterar a resistência à fadiga da matriz de várias maneiras. Por um lado, efeitos devido à transferência de carga e a mudança nos campos de tensão e de deformação podem desempenhar um papel, por outro lado, efeitos locais podem ocorrer, especialmente na interface fibra-matriz. Se o módulo de elasticidade da fibra for maior, diminuirá parcialmente a tensão na matriz, e se a carga for controlada por tensão, a tensão será reduzida na fase matriz aumentando a vida em fadiga. Este não é o caso se a carga for controlada por deformação, pois a elevada rigidez do compósito pode aumentar a tensão, reduzindo a vida em fadiga. Se uma carga uniaxial é aplicada perpendicularmente à direção da fibra, a vida em fadiga do composto pode ser reduzida em comparação com a fase matriz pura, pois as tensões na fase matriz aumentariam devido ao estado de tensão triaxial (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

A tensão de cisalhamento na interface entre a fibra e a matriz aumentará localmente a deformação na matriz, e este aumento de tensão pode causar danos locais na matriz e assim, iniciar as trincas. Isto é especialmente importante para as fibras curtas pois as tensões de cisalhamento ocorrem apenas perto das extremidades da fibra (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Em uma matriz polimérica, a alta rigidez da fibra serve para reduzir a geração de calor e, assim, prolonga ainda mais a vida de fadiga.

Danos em compósitos com matriz polimérica geralmente começam com descolamento local entre fibra e matriz em pontos fracos, por exemplo, por fratura de fibras muito finas. Isso pode acontecer depois de apenas alguns ciclos. Subsequentemente, formam-se microtrincas, a partir destas regiões danificadas, por fadiga do material da matriz. Assim, o material é cada vez mais danificado, fato que pode ser observado por uma redução na rigidez. O componente finalmente fratura quando o número de microfissuras se torna tão grande que elas se aglutinam. Se houver componentes de tração e compressão na carga cíclica (isto é, se $R < 0$), a vida de fadiga pode ser significativamente reduzida em comparação com a carga de tração pulsante. A razão é que as fibras cuja interface de matriz falhou são sensíveis à falha por flambagem (ROESLER; HARDERS; BAEKER, 2007).

Harris (2003) ainda enfatiza outros fatores que interferem na fadiga de compósitos:

- a) tipo de fibra: fibras rígidas como vidro, boro ou carbono possuem comportamento diferente umas das outras quando submetidas a cargas, e por isso, possuem respostas diferentes a cada solicitação. No entanto, à medida que o ciclo continua, pequenos

movimentos viscoelásticos na resina podem permitir redistribuições locais de tensões que possam permitir a ocorrência de algum dano aleatório à fibra. Em função do tempo, os níveis de dano se acumularão em algum nível crítico quando a resistência do compósito não estiver mais acima do pico do nível de tensão cíclica, e ocorrerá falha;

- b) tipo de matriz e ambiente: interface fibra - matriz é o elo mais fraco no que se refere à resistência à fadiga. Qualquer tratamento ou processamento de materiais que possa melhorar a resistência da matriz barrando ou reduzindo a propagação das trincas, ou aumentando a adesão interfacial contribuí para o aumento das propriedades de fadiga. Por outro lado, a exposição de polímeros reforçados à água pode resultar em algum grau de plastificação da matriz e enfraquecimento da ligação interfacial, podendo afetar o desempenho das próprias fibras, como nas poliamidas e poliésteres;
- c) compósitos híbridos: mistura de dois ou mais diferentes tipos de fibra afetam o comportamento a fadiga. Materiais híbridos apresentam melhores propriedades mecânicas como resistência a tração. Compósitos híbridos termoplásticos reforçados com fibras de vidro unidirecionais, também podem ser misturados a metais como o alumínio, para obter o ganho de força (NING *et al.*, 2019);
- d) tamanho da fibra: compósitos com fibras curtas de todos os tipos, são menos resistentes a danos por fadiga. A região de interface é particularmente suscetível a danos por fadiga, uma vez que as tensões de cisalhamento na interface podem estar revertendo sua direção em cada ciclo e sempre há uma alta concentração de tensão de cisalhamento nas extremidades da fibra;
- e) condições de carregamentos: quando a tensão não é simplesmente elástica, uniaxial e alinhada com as fibras, cargas mais severas diminuem a resistência do material;
- f) introdução na matriz polimérica de uma nova fase tenaz: com a intenção de fornecer barreiras ao crescimento das trincas, aumentando a tenacidade do material. Os mecanismos pelos quais essa tenacidade extra é obtida variam com o tipo composto e a direção do crescimento das trincas.

3 ESTADO DA ARTE

Fibras de vidro curtas são uma fonte de carga de reforço já estudados em compósitos, entretanto o uso de fibras longas resulta em um estabelecimento de uma classe de materiais de engenharia de alto desempenho de aplicações estruturais, e isto é atribuído, segundo Tao *et al.* (2015), ao fato da razão de aspecto (relação do comprimento da fibra (l) e do diâmetro (d)) das fibras nos compósitos reforçados com fibra longa, pertencerem a ordem de magnitude maior que a de uma fibra curta, muitas vezes excedendo a relação “ l/d ” de 2000 e, assim, aproveitando ao máximo a resistência da fibra de reforço. Além disso, com a processabilidade da moldagem por injeção e compressão, os termoplásticos reforçados com fibra de vidro longa também mostram uma grande superioridade tanto na resistência mecânica quanto na flexibilidade do projeto em relação aos compósitos termofixos (TAO *et al.*, 2015).

O interesse dos pesquisadores no uso da fibra de vidro longa como carga de reforço em materiais termoplásticos apenas aumenta com o passar dos anos, com o objetivo de encontrar a melhor sinergia entre materiais, tentando encontrar novos benefícios que uma única e específica propriedade possa adicionar, fazendo com que esses materiais sejam futuros candidatos a compor uma das fases presentes em uma estrutura de material compósito.

Thomason (2002) estudou os efeitos da incorporação de fibras de vidro curtas (10% a 40% em massa e com diâmetros médios de 13,6 μm e 19,4 μm) e fibras longas (10% a 50% em massa e com o diâmetro de 19 μm) em matriz de PP, na qual o tamanho final do grânulo com fibra longa foi de 12,5 mm.

Comparando o desempenho mecânico entre compósitos, houve aumento da resistência à tração, flexão e impacto (com corpos com e sem entalhe) em temperatura ambiente quando foram utilizadas as fibras longas como material de reforço, entretanto as propriedades dos compósitos tendem a atingir um valor máximo quando o teor de fibras for entre 40% e 50% do total em massa. Outro ponto observado por Thomason (2002) foi que o tamanho médio das fibras tende a ser menor com o aumento do teor em massa de fibras, promovendo também o aumento do efeito de cisalhamento entre as fibras, entretanto este efeito tende a ser menor nas fibras longas quando comparado as fibras curtas, pois as fibras longas apresentam maior alinhamento entre as fibras e menor quantidade de pontas livres que contribuem com a redução do efeito do cisalhamento nas fibras.

O módulo de elasticidade aumentou devido ao aumento da rigidez, provocando a diminuição da deformação. O valor do módulo de tração do compósito é influenciado pelo

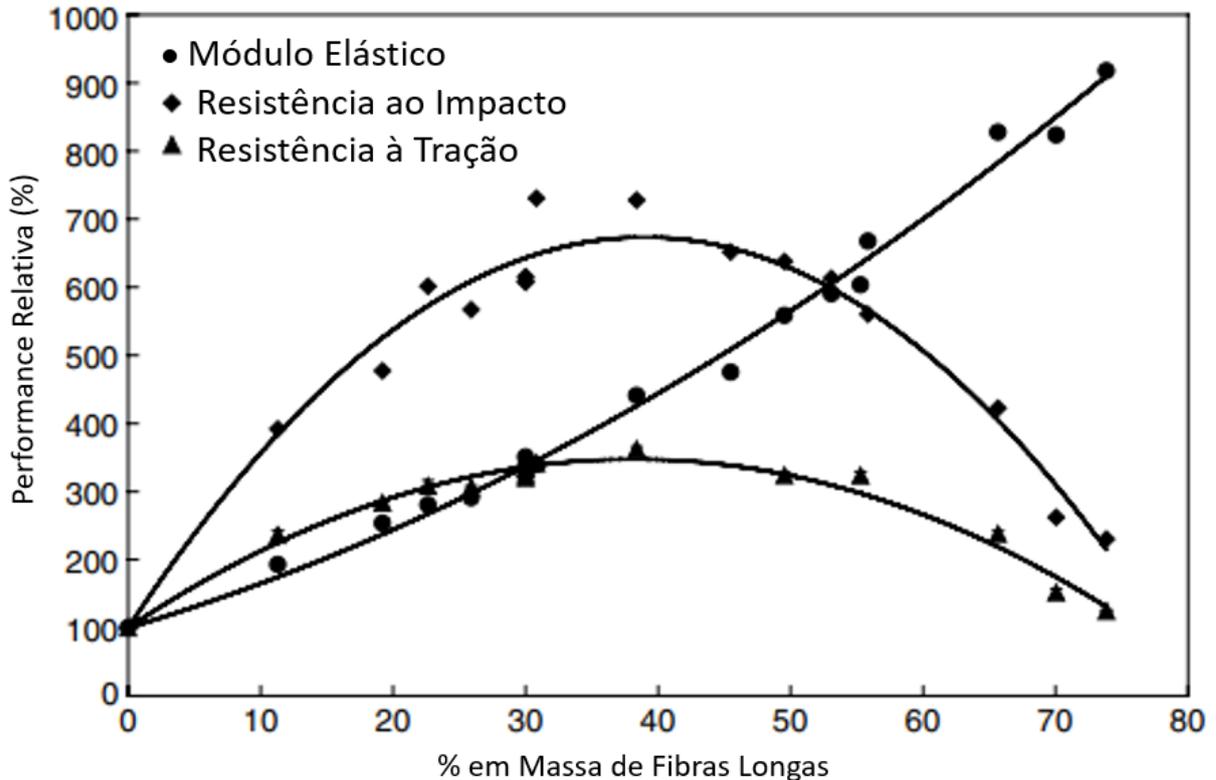
módulo da fibra, módulo da resina, pelo teor e orientação das fibras e, apenas em um grau menor, pelo comprimento da fibra.

Em outro estudo, Thomason (2005) estudou a influência da concentração e do tamanho da fibra nas propriedades de uma matriz de PP homopolímero reforçado com teores de 0% até 73% em massa de fibras longas. Enquanto o módulo de flexão apresentou aumento com comportamento linear devido ao aumento do volume de teor de fibras, a resistência ao impacto não apresentou o mesmo comportamento linear. Tanto a resistência à tração quanto a resistência ao impacto indicaram que o desempenho máximo foi na faixa de 40% em massa de fibras, confirmando o resultado de estudos realizados anteriormente, que teores maiores que 40% fazem com que as propriedades diminuíssem significativamente, aproximando-se ao desempenho do PP não reforçado (quando o mesmo se encontrava no seu máximo teor de fibra, 73%). O alongamento em tração mostrou uma queda linear com o aumento da percentagem de fibras utilizadas. A temperatura de deflexão térmica (HDT) aumentou para 157 °C, próximo à temperatura de fusão do material (T_m), cerca de 165 °C. Este valor é constante até o teor de 50% de fibras, acima dele, o valor de HDT começa a diminuir, mas diferente das propriedades mecânicas, a queda não retorna ao valor das resinas puras.

Thomason (2007) estudou o efeito do cisalhamento nas fibras longas, observando que o comprimento médio diminui linearmente com o aumento do teor das fibras, assim como a deformação das fibras na falha do compósito. Outro ponto observado foi que há a tendência da diminuição da orientação das fibras com o aumento do seu teor.

Um recente artigo de Ning *et al.* (2019) reafirma todos os pontos abordados pelas pesquisas realizadas por Thomason anteriormente, endossando os benefícios do uso da fibra longa em materiais compósitos poliméricos. O gráfico 2 é resultante do trabalho de Thomason (2007) e ilustra as curvas dos ensaios de tração e impacto de uma matriz polimérica de polipropileno reforçada com fibras de vidro longas.

Gráfico 2 - Efeitos do teor de fibras na resistência à tração, módulo elástico e resistência ao impacto em compósitos de matriz de polipropileno



Fonte: Autor “adaptado de” Thomason, 2007

Quanto ao comportamento em fadiga, Grove e Kim (1995) estudaram o comportamento de compósitos reforçados com fibra de vidro longa e curta, quando submetidos à fadiga em flexão e tração. Matrizes de PP (com agentes de compatibilização) e PA foram reforçadas com teores de 50% em massa de fibras curtas e longas, enquanto a matriz de poliftalamida (PPA) foi reforçada apenas com teor de 50% em massa de fibra de vidro longa.

Os resultados revelaram que o tamanho médio das fibras longas era 6 vezes maior que o tamanho médio das fibras curtas, e que os corpos de prova reforçados com fibras de vidro longas submetidos à fadiga por tração pura, tiveram benefícios superiores em relação aos reforçados com de fibra curta.

Os compósitos reforçados com fibras de vidro curtas e longas exibiram um comportamento similar à fadiga por tração sob condições de baixa tensão em alto ciclo até a falha, sendo o principal mecanismo de fadiga o início da trinca na resina e propagação da trinca na matriz com o descolamento da fibra. O compósito de poliftalamida reforçada com teor de 50% fibra de vidro longa apresentou o melhor desempenho à fadiga sob condições de alto ciclo

até a falha (apesar de sua menor ductilidade comparando-se com a poliamida), seguida de perto pela poliamida reforçada com 50% de vidro.

Sob condições de fadiga por flexão, as forças de tração e compressão máximas levaram à quebra das fibras nos compósitos de poliamida ou a descolagem forte de fibra-matriz nos compósitos de polipropileno, o que facilitou a formação de vários pontos de iniciação das trincas, reduzindo seu desempenho de fadiga. O nível do descolamento das fibras foi muito maior nos compósitos de polipropileno, que exibem uma interface naturalmente mais fraca do que nos compósitos de poliamida. Trincas iniciais nas amostras de fadiga por flexão de poliamida foram formadas devido a fibras de vidro defeituosas ou quebradas. As trincas iniciadas então se propagaram em direção ao centro da amostra até o material restante fraturar. Como a taxa de propagação da trinca é dependente do comprimento da fibra, devido à extração, ruptura da fibra, trajetória mais tortuosa etc., uma maior resistência à fadiga à flexão foi observada nos compósitos reforçados com fibra de vidro longa (GROVE e KIM, 1995).

Subramanian e Senthilvelan (2009) pesquisaram os efeitos do comprimento da fibra na presença do aquecimento provocado pela histerese durante o ensaio de fadiga em flexão, em compósito de PP puro e reforçados com teores de 20% de fibras curtas e longas de vidro.

O comprimento médio encontrado no compósito de PP reforçado com fibra longa foi de 1,35 mm e do compósito de PP com fibra curta foi de 0,28 mm, diferença de 5 vezes no comprimento, próximo ao resultado encontrado por Grove e Kim (1995). Foi verificado que durante o carregamento cíclico, parte do trabalho mecânico foi gasto nas deformações microscópicas, como: bandas de cisalhamento, vazios, microtrincas e a outra parte do trabalho mecânico evolui como calor, tanto para a peça quanto para o ambiente.

Durante a deformação do material no ensaio de fadiga, o atrito interno entre fibras e matriz pode ter contribuído com uma maior geração de calor, quando comparado com o material não reforçado. Segundo os autores do artigo, a maior densidade volumétrica de fibras e um número inferior de ligações de fibra-matriz existentes no compósito reforçado com fibras curtas também podem ser um indicativo de uma maior geração de calor ao que foi encontrando nos compósitos reforçados com fibras longas, isso possivelmente à maior colisão interna e ao maior número de pontas livres de fibras, pois quanto maior a presença de extremidades livres (pontas das fibras), maior será o atrito, resultando em geração de calor.

O aumento da temperatura alterou o comportamento viscoelástico do material, sendo que a carga necessária para uma quantidade de deflexão diminuiu à medida que o número de ciclos aumentou. Observou-se que esta queda de carga é maior no material reforçado do que no material não reforçado, confirmando o papel das fibras de reforço na fricção interna.

Entre os materiais reforçados, o que contém fibra curta exibiu a maior queda de carga comparando-se com o que continha a fibra longa. Tal comportamento foi devido à maior temperatura do material e o comprimento reduzido das fibras, que fizeram com que os números de ligações entre fibra e matriz fossem menores, tendo como consequência a queda de resistência, facilitando a mobilidade entre fibras e matriz.

A superfície fraturada após o teste de tração foi observada para quantificar a força de ligação da matriz de fibra. As falhas de arrancamento das fibras foram observadas nas amostras do PP com fibras curtas, enquanto nenhuma falha foi encontrada no PP reforçado com fibras longas.

A fadiga por tração foi estudada por Goel *et al.* (2009) em barras retangulares (165 x 20 x 4 mm) feitas de PP reforçadas com 20% em massa de fibras de vidro longas, distribuídas em 2 grupos. O grupo 1 continha barras reforçadas de PP com fibras na direção longitudinal e no grupo 2 as fibras foram dispostas na direção transversal. As frequências utilizadas foram de 10, 15, 20 Hz e o limite de fadiga foi fixado em 10^6 ciclos, enquanto a razão de carga foi de 0,2. O estudo também contemplou barras feitas apenas de resina pura, fazendo um comparativo final entre as amostras.

Como resultado, o estudo constatou aumento da temperatura e a redução do módulo elástico do compósito em função do número de ciclos, devido ao amolecimento da matriz que foi dependente do ciclo de fadiga, da amplitude de tensão e da frequência do teste, evidenciando os resultados encontrados nos estudos de Subramanian e Senthilvelan (2009).

As amostras testadas em menor frequência apresentaram vida útil superior à fadiga em comparação com as amostras testadas em maior frequência. Isso ocorre devido ao aumento da temperatura provocada pelas altas frequências e também devido à menor condutividade térmica da matriz polimérica. Com maior frequência, menos tempo foi dedicado à dissipação de calor nos arredores, o que levou ao aumento da temperatura e à falha da amostra. O arrancamento da fibra, a fratura da fibra e a fratura da matriz foram os mecanismos de absorção de energia durante os testes de fadiga. A condutividade térmica relativamente mais alta dos compósitos com fibras longas, em comparação com a do PP não reforçado, foi responsável por uma dissipação mais rápida do calor no ambiente.

Dando continuidade na mesma linha de estudo, Vaidya, Goel e Chawla (2009) utilizaram uma matriz de PP com 40% de fibras longas e repetiram as mesmas condições de ensaio de fadiga, entretanto a frequência natural e a taxa de amortecimento foram investigadas em função das condições de processamento e orientação da fibra. Barras retangulares (20,32 x 2,54 x 0,35 cm) foram excitadas por meio da vibração vinda de amplificadores. Quatro modos

de frequência natural foram encontrados em todas as amostras e os valores médios para cada frequência apareceram em aproximadamente 200, 1084, 2744 e 5000 Hz, respectivamente.

Os resultados mostraram que as frequências para os modos mais altos (modos 2-4) foram mais baixas no caso da série com fibras longas na transversal do que as amostras da série com fibras na longitudinal sugerindo que este grupo de amostras apresentaram um menor valor de rigidez, pois continham fibras menores. A variação da rigidez pode ser atribuída a comprimentos mais curtos de fibras esperados nas amostras de seção transversal, nas quais a orientação preferencial percorre a largura. Os estudos para a taxa de amortecimento não encontraram diferença significativa entre as amostras com fibras na longitudinal e transversal.

Estudando os efeitos de fluência em corpos de prova de resina pura (PP, PEAD e PA66) em compósitos com fibras longas e curtas (carregados com 10% e 40 % em massa de fibras), Chevali e Janowski (2010) mostraram que o reforço obtido com fibras longas aumentou a resistência à fluência em relação à resina pura e também aos compósitos com fibras curtas, pois o comprimento da fibra longa é superior ao comprimento crítico da fibra. Outro fator que influenciou no efeito da fluência em flexão foi o fator orientação, pois quanto mais alinhada as fibras se encontram, maior resposta a resistência ao efeito da fluência terá, pois existe uma forte dependência do alinhamento das fibras ao comportamento da fluência.

As amostras foram testadas sob os efeitos de 4 temperaturas: 23, 50, 70 e 90 °C e foi comprovado que quanto maior o tamanho da fibra, menor fluência apresentará os compósitos, especialmente sob altas temperaturas.

O maior interesse dos estudos que envolvem resinas reforçadas com fibras envolvem PP e PA, entretanto vem aumentando o interesse e o estudo por outros polímeros semicristalinos que também podem ser utilizados como compósitos como nos mostra o estudo realizado por Tao *et al.* (2015) que compararam compósitos termoplásticos cuja matriz polimérica era feita em poliacetal contendo 10%, 20%, 30% e 40% em massa de fibras de vidro curtas e fibras de vidro longas. Os compósitos de matriz de poliacetal reforçados com a fibra de vidro longa alcançaram uma resistência maior à tração e à flexão quando comparado ao compósito reforçado apenas com a fibras de vidro curta, também ganharam melhoria significativa na tenacidade do impacto pela dissipação de energia por fratura de fibra como resultado do efeito da fibra longa. A estabilidade térmica dos compósitos de POM com fibras de vidro longas também melhorou quando comparada aos compósitos com fibra curta. Houve boa adesão entre a matriz e as fibras longas, levando a uma melhoria no desempenho mecânico.

Derstine, Howarth e Zellock (1996) estudaram os efeitos do envelhecimento em compósitos termoplásticos reforçados com fibra de vidro longa e curta, visando os componentes

automotivos que sofrem os efeitos do envelhecimento provocados em altas temperaturas, especialmente componentes que estão próximos ao motor. Para o estudo, foram escolhidas as resinas termoplásticas mais usadas na indústria automotiva:

- a) Poliftalamida com 50% de fibra de vidro longa;
- b) Poliamida 66 com 50% de fibra de vidro longa;
- c) Poliamida 6/66 com 50% de fibra de vidro longa;
- d) Poliamida 66 com 50% de fibra de vidro longa;
- e) Polieterimida (PEI, semelhante ao PEEK) com 30% de fibra de vidro curta;
- f) Polissulfeto de fenileno (PPS) com 40% de fibra de vidro curta;
- g) Poliftalamida com 30% de fibra de vidro;
- h) Poliamida 66 com 30% de fibra de vidro curta;
- i) Polipropileno com 40% de fibra de vidro longa;
- j) Poliacetal com 25% de fibra de vidro curta;

As resinas de poliftalamida, PA66, PA6/66, PA66 foram aditivadas com estabilizantes térmicos, enquanto o POM continha agentes de compatibilização para melhorar a aderência entre fibra / matriz. O PP foi aditivado com estabilizante térmico mais o agente de compatibilização.

O estudo avaliou os compósitos quando submetidos às temperaturas de aproximadamente 94 °C, 135 °C e 150 °C, durante o tempo de 300, 750, 1000, 2000 e 4000 horas. Alguns resultados encontrados foram:

Todas as poliamidas reforçadas com fibras longas demonstraram aumentos na resistência à tração por um período de tempo após o início do envelhecimento, entretanto com o passar do tempo, houve queda nos valores da propriedade.

As poliamidas com fibras longas demonstraram maior resistência mecânica quando comparados com outros compósitos com fibras curtas após o envelhecimento a 135 °C.

A resistência à tração do PP reforçado com 40% de fibra de vidro longa é superior quando comparado ao poliacetal reforçado com 25% de fibra de vidro curta, em qualquer tempo e em qualquer temperatura. Com fibras longas, PP com teor de 40% apresentou melhorias significativas na retenção de alongamento à tração sob 94 °C em relação ao poliacetal carregado com 25% de fibra de vidro curta. Polipropileno demonstrou excelente retenção de propriedades de tração após 4000 horas de exposição ao calor 135 °C.

Blendas também fazem uso do reforço de fibras longas. Kim *et al.* (2014) estudaram os efeitos da incorporação de diferentes frações de fibras longas e curtas em uma blenda de baixa compatibilidade, PA66/PP, e a adição das fibras demonstrou que as propriedades térmicas e

mecânicas foram aumentadas, especialmente quando utilizado a fibra de vidro longa. Foi constatado em uma superfície fraturada, que na blenda com fibras longas, havia maior uniformidade na distribuição das fibras em meio a matriz de PA66/PP, e que as fibras mantinham boa afinidade entre o PP e a PA66. A matriz carregada com fibras longas também apresentou maiores valores de resistência mecânica, módulo de elasticidade e HDT.

Zhang *et al.* (2014) estudaram os efeitos da fibra de vidro longa em um compósito de matriz termoplástica de poliestireno – acrilonitrilo (SAN) e poliuretano termoplástico (TPU). O SAN é um termoplástico com excelentes propriedades mecânicas, boa resistência química e fácil processamento, entretanto possui baixa resistência ao impacto devido à sua alta rigidez. Já o TPU é um elastômero termoplástico que foi incorporado para melhorar a resistência ao impacto do SAN. Amostras desse compósito foram reforçadas com 10%, 20% e 30% de fibra de vidro longa e submetidas a ensaio, sendo constatado que as propriedades mecânicas de resistência à tração, resistência à flexão e resistência ao impacto aumentavam gradualmente com o teor da fibra de vidro longa. A resistência à tração e flexão com compósitos de SAN/TPU reforçados com 30% de fibras de vidro longas foram superiores ao dobro dos resultados encontrados nos compósitos reforçados com 10% de fibras longas. Entretanto, os resultados obtidos de resistência ao impacto e do módulo de flexão, demonstraram que para os mesmos compósitos, a diferença entre eles foi menos do que a metade.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nessa seção são apresentados os materiais utilizados para a manufatura, métodos de obtenção dos corpos de prova e procedimentos utilizados para a realização deste trabalho.

4.1 MATERIAIS

Os compósitos de polipropileno reforçados com fibras longas foram produzidos e cedidos pela empresa CELANESE. Comercialmente, essa linha de PP é conhecida como CELSTRAN®, e foram fornecidos nos teores estudados de 30, 40 e 50% carregados com fibras longas. O material estava na forma de grânulos com média de comprimento de 11 mm e na condição “virgem”, ou seja, nunca havia passado por nenhum tipo de processamento. Todas as frações já foram fornecidas com estabilizador térmico.

Como características especiais, a linha de material da família CELSTRAN é descrita com tendo alta resistência e rigidez combinadas com a alta deflexão térmica, pois o reforço da fibra longa reduz significativamente a fluência. O foco do campo de aplicação são peças funcionais e estruturais para o setor automotivo. Os códigos de cada material estudado foram:

- a) CELSTRAN® PP-GF30-0405 P10/10 – PP → PP com 30% de fibra longa;
- b) CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 – PP → PP com 40% de fibra longa;
- c) CELSTRAN® PP-GF50-0405 P10/10 – PP → PP com 50% de fibra longa.

Os compósitos de poliamida 6 reforçados com fibras curtas foram produzidos e cedidos pela empresa LANXESS. Comercialmente, essa linha de PA6 é conhecida como DURETHAN®, e foram fornecidos no teores estudados de 30,40 e 50% carregados com fibras curtas. O material estava na forma de grânulos e na condição “virgem”, ou seja, nunca havia passado por nenhum tipo de processamento. Todas as frações já foram fornecidas com estabilizador térmico. Os códigos de cada material estudado foram:

- a) Durethan® BKV 30 H2.0 901510 → PA6 com 30% de fibra curta;
- b) Durethan® BKV 40 H2.0 901510 → PA6 com 40% de fibra curta;
- c) Durethan® BKV 50 H2.0 901510 → PA6 com 50% de fibra curta;

Os datasheet dos materiais encontram-se no anexo 1.

4.2 INJEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Os materiais no formato de grânulos de polipropileno e a poliamida 6 carregados com fibras foram enviados ao departamento de engenharia de materiais (DEMA) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) para que fossem feitas as injeções dos corpos de prova.

A injetora utilizada foi uma máquina ARBURG modelo 270V com força de fechamento de 35 toneladas, conforme a figura 14. O molde continha duas cavidades, que permite a moldagem simultânea de corpos de prova para tração, flexão e impacto.

Figura 14 - Injetora Arburg, modelo 270V (35 ton. de força de fechamento)



Fonte: Autor, 2020

Os parâmetros para início dos processamentos foram baseados na ficha técnica do fornecedor de matéria prima. Todavia, foram necessários ajustes nos parâmetros de processamento conforme tabela 4.

Tabela 4 — Parâmetros de processo

Parâmetros de processos de injeção		
Parâmetros de Processo	PP fibra longa	PA6 fibra curta
Temperatura do Bico (°C)	250	260
Temperatura Zona 1 (°C)	260	250
Temperatura Zona 2 (°C)	255	240
Temperatura Zona 3 (°C)	240	240
Temperatura Zona 4 (°C)	230	220
Temperatura do Molde (°C)	50	50
Contra pressão (bar)	30	40
Velocidade de injeção (rpm)	25	25
Pressão de injeção		
Fração	PP Fibra longa	PA6 Fibra curta
30% FV	600 bar	1000 bar
40% FV	700 bar	1100 bar
50% FV	800 bar	1200 bar

Fonte: Autor, 2020

Ambos os materiais foram desumidificados a uma temperatura de 70 °C antes de serem injetados. O polipropileno com fibras longas ficou na estufa por um período de 2 horas, já a poliamida 6 ficou na estufa por um período de 4 horas.

Após a injeção, os corpos de prova foram acondicionados e enviados ao Centro Universitário FEI, onde foram separados, numerados por mistura e mantidos em sala climatizada a 23 °C e com umidade relativa de 50%, aguardando a realização dos testes.

4.3 ENSAIOS

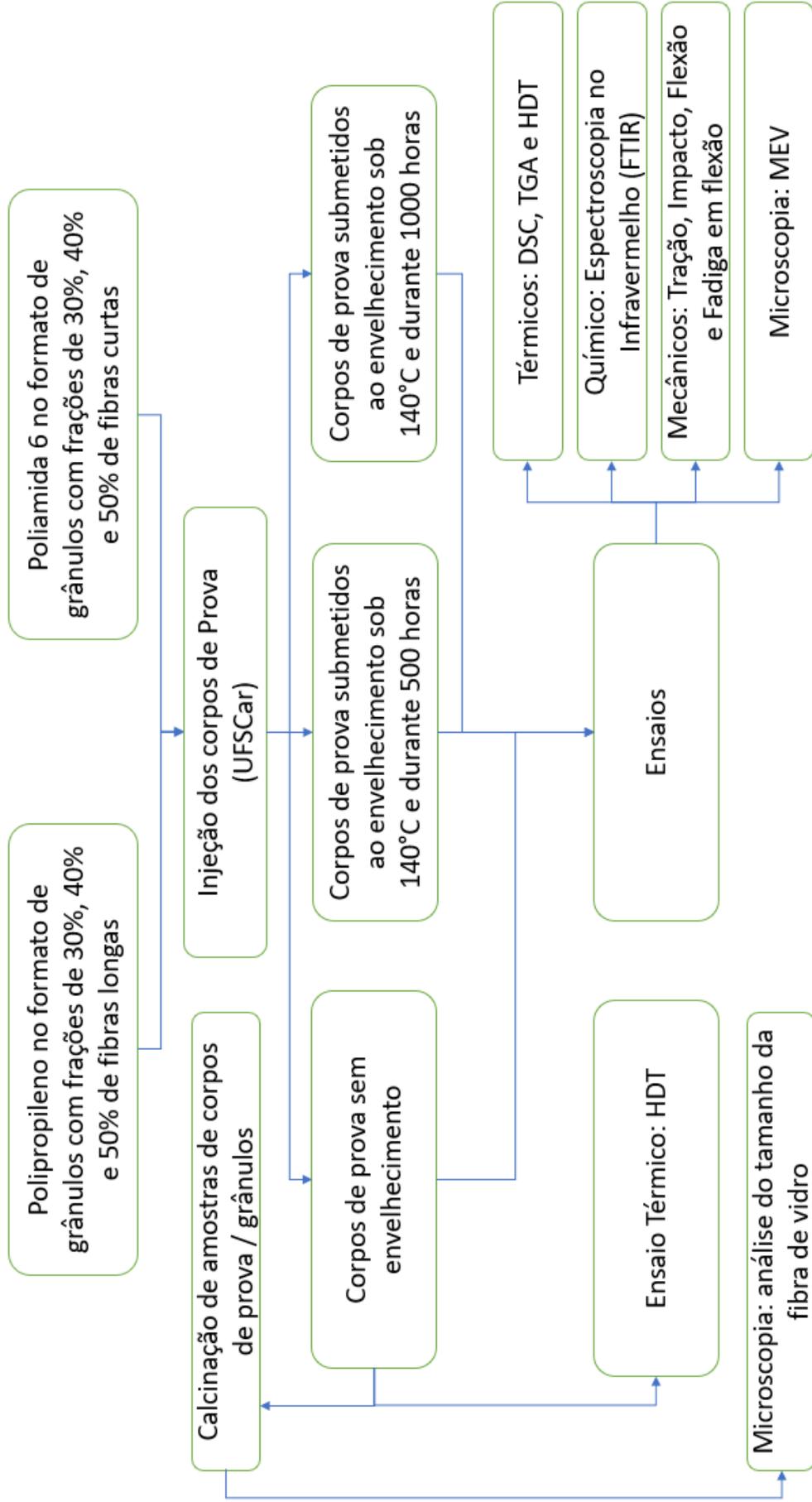
Corpos de prova de PP com fibras longas e PA6 com fibras curtas, ambos com os teores de 30, 40 e 50% de fibras, foram submetidos a ensaios para a caracterização das propriedades mecânicas, térmicas, química e morfológica. Primeiramente, as amostras foram divididas em 3 grupos;

Primeiro grupo: somente corpos de prova sem envelhecimento térmico;

Segundo e terceiro grupos: corpos de prova com envelhecimento térmico.

A figura 15 mostra o fluxograma de cada etapa de caracterização.

Figura 15: Fluxograma das etapas de caracterização



Os três grupos, contendo o mesmo número de corpos de prova, foram avaliados pelas mesmas técnicas de caracterização.

O número de amostras para cada ensaio foi:

- 6 unidades para os ensaios mecânicos de tração, flexão e fadiga por flexão;
- 10 unidades para o ensaio mecânico de impacto;
- 3 amostras para os ensaios térmicos de TGA e DSC;
- 5 amostras para o ensaio térmico de HDT (realizado somente para as amostras sem envelhecimento);
- 2 amostras para os ensaios químicos de espectroscopia por infravermelho;
- 20 amostras para o ensaio de MEV;
- 2 unidades no formato de corpo de prova, mais 2 amostras com massa 5 gramas no formato de grânulos para o ensaio de calcinação.

4.3.1 Determinação do teor e tamanho das fibras

O ensaio foi realizado com base na norma D5630-13 (2013). Após a calcinação completa das amostras, o teor inorgânico restante, no caso as fibras de vidro, foram quantificadas e tiveram o seu comprimento medido.

O equipamento utilizado foi um forno mufla da marca *Quimis*, modelo *Q318524*, que está localizada no departamento da química do Centro Universitário FEI (figura 16). Para a quantificação da porcentagem de fibras em cada composição, foram calcinadas duas amostras que continham cerca de 5 gramas para cada um dos teores de fibras estudados (30%, 40% e 50% de fibras), tanto longas quanto curtas.

Para avaliar os efeitos do cisalhamento sobre o comprimento final da fibra após o processamento de extrusão e injeção, foram utilizadas como amostras para o ensaio, a parte descartada do corpo de prova de tração que serviu para o ensaio de fadiga. Amostras de grânulos de PP fibra longa e PA6 fibra curta também foram calcinadas, com a intenção de obter o tamanho inicial das fibras antes dos processos de extrusão e injeção.

Para a determinação da % das cinzas, a norma D5630-1 descreve a equação 4:

$$\% \text{ cinzas} = \frac{(W_3 - W_1)}{(W_2 - W_1)} \times 100 \quad (4)$$

Onde:

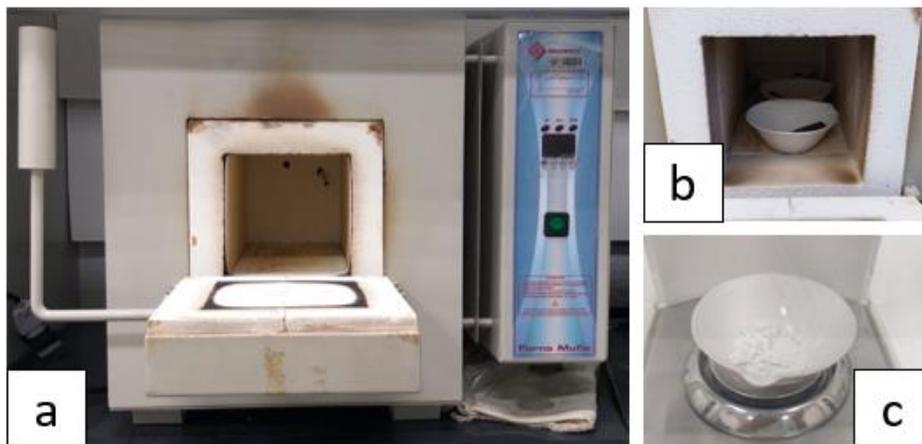
W1 = massa do cadinho vazia (g);

W2 = massa do cadinho somada a amostra da amostra (g);

W3 = massa do cadinho somada as cinzas (pós calcinação - g).

Antes do processo de calcinação, as amostras de poliamida 6 foram desumidificadas na estufa por 12 horas a uma temperatura de 80 °C, em seguida foram acondicionadas em um dessecador contendo sílica-gel, limitando assim o processo de higroscopia.

Figura 16 - Vista geral do ensaio de calcinação

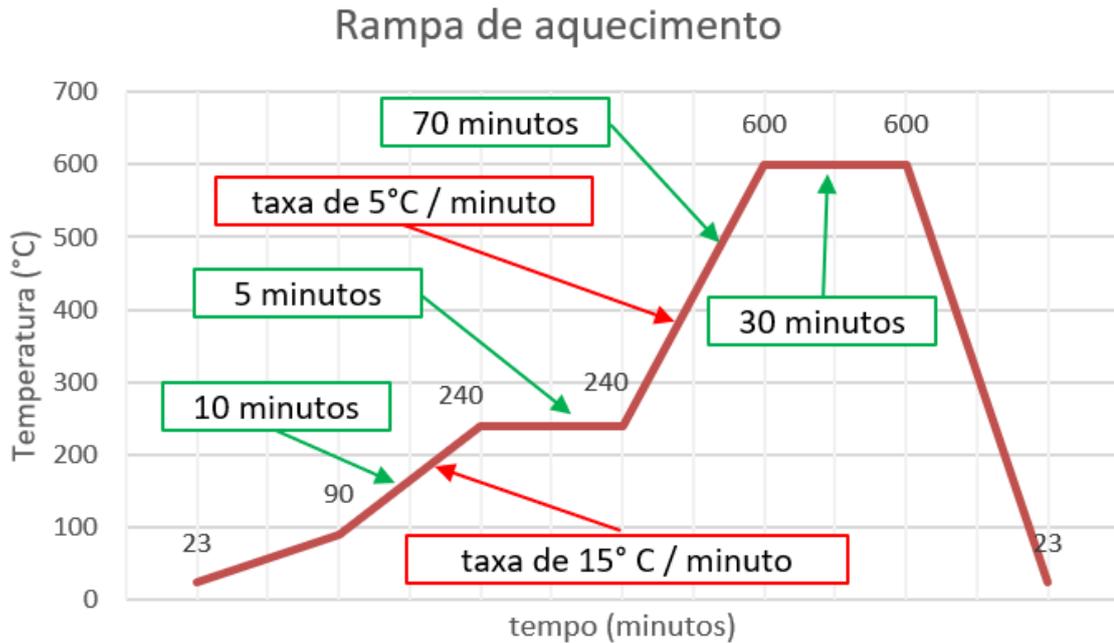


Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Forno mufla, b) amostras dentro da mufla, c) pesagem do material inorgânico (fibras).

Para o ensaio, uma rampa de temperatura foi elaborada para evitar que problemas como explosão do material ou calcinação incompleta ocorrem (figura 17), sendo assim, o tempo total para a calcinação completa para cada amostra foi de 115 minutos.

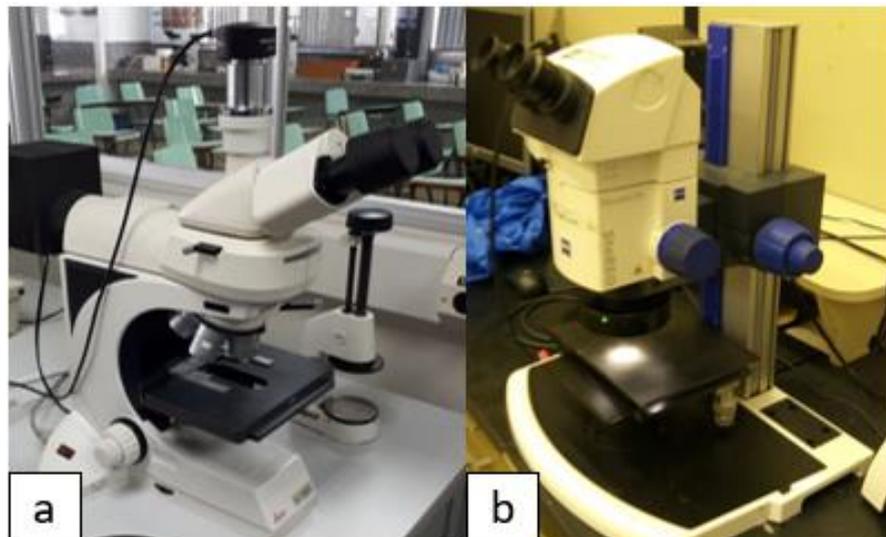
Figura 17 - Rampa de aquecimento



Fonte: Autor, 2020

Após o processo de calcinação, as fibras que estavam em meio ao teor de cinzas, tiveram seus comprimentos medidos. As fibras curtas foram medidas no laboratório de materiais do Centro Universitário FEI com o auxílio de um microscópio óptico *LEICA* modelo *DM LM* (figura 18a). As fibras longas tiveram o comprimento medido com o microscópio óptico *ZEISS* modelo *Stereo Discovery V8*, que está localizado nas dependências do laboratório de engenharia de materiais da General Motors Mercosul, localizada em São Caetano do Sul (figura 18b).

Figura 18 - Microscópios ópticos



Fonte: Autor, 2020

4.3.2 Envelhecimento em estufa de circulação de ar quente

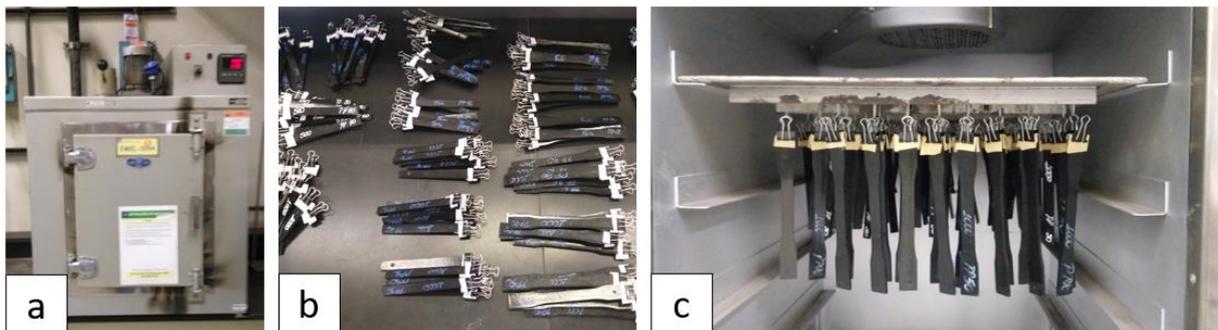
Os corpos de prova foram submetidos a dois ciclos de envelhecimento. O primeiro ciclo, corpos de prova foram envelhecidos durante 500 horas a uma temperatura de 140 °C. O segundo ciclo de envelhecimento foi mais agressivo, manteve-se a temperatura de 140 °C, entretanto o tempo de exposição a alta temperatura foi de 1000 horas.

A estufa utilizada encontra-se no laboratório de engenharia de materiais da General Motors Mercosul, localizada em São Caetano do Sul (figura 19). Foram utilizadas duas estufas, uma para o envelhecimento do polipropileno e a outra para o envelhecimento da poliamida; isso foi feito para que se evitasse a degradação devido à mistura de diferentes voláteis.

Os corpos de prova foram identificados conforme polímero, tipo e fração de fibra e após a identificação foram pendurados na grelha do forno, tendo como distância 10 mm entre cada espaço, dessa maneira o fluxo de ar quente, que vinha de baixo para cima, tinha total liberdade para fluir entre os corpos de prova. Após o término de cada ciclo térmico, os corpos de prova foram submetidos a ensaios mecânicos de tração, impacto, flexão e fadiga.

As amostras para as análises térmicas foram retiradas dos corpos utilizados nos ensaios de fadiga, enquanto a análise de MEV foi realizada nos corpos de prova de fadiga e de impacto após o ensaio.

Figura 19 - Estufas utilizadas no ensaio de envelhecimento



Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Estufa de envelhecimento, b) separação dos corpos de prova em grupo PP e grupo PA6, c) detalhe do posicionamento dos corpos de prova

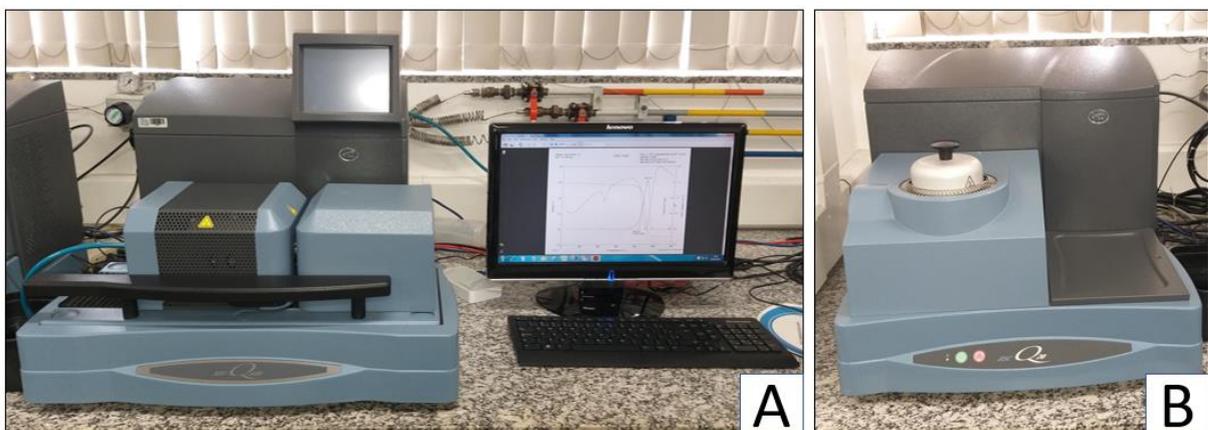
4.3.3 Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC)

Análises térmicas de DSC (*Differential Scanning Analysis*) seguiram a norma ASTM D3418-15 (2015) e foram realizadas no equipamento *Q20* da *TA Instruments*, figura 20b, que está localizado no laboratório de materiais cerâmicos do Centro Universitário FEI. As amostras possuíam massas que variavam de 5 a 10 mg, recortadas com o auxílio de um alicate do interior dos corpos de prova injetados e que foram utilizados para o ensaio de tração. O ensaio foi realizado em um intervalo de temperatura de 30 °C a 200 °C para as amostras de PP com fibras longas, enquanto a faixa de temperatura para as amostras de PA6 com fibras curtas foi de 30 °C a 250 °C. A taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C / min em atmosfera de nitrogênio. Para todas as amostras o ensaio foi realizado em apenas 1 corrida de aquecimento.

4.3.4 Termogravimetria (TGA)

As análises termogravimétricas (*Thermogravimetric Analysis* – TGA) seguiram a norma ASTM E1131-08 (2014) e foram realizadas no equipamento *SDT 600* também da *TA Instruments*, figura 20a, que está localizado no laboratório de materiais cerâmicos do Centro Universitário FEI. Amostras foram retiradas com o uso de um alicate dos corpos de prova que previamente foram utilizados nos ensaios de tração, e com o auxílio de uma pinça, foram levadas até uma balança analítica para a pesagem de suas massas, sendo que a variação entre elas foi de 10 a 20 mg. O ensaio foi realizado em um intervalo de temperatura de 20 °C a 600 °C, a uma taxa de 20 °C / min em uma atmosfera de nitrogênio.

Figura 20 - Equipamentos de ensaios térmicos



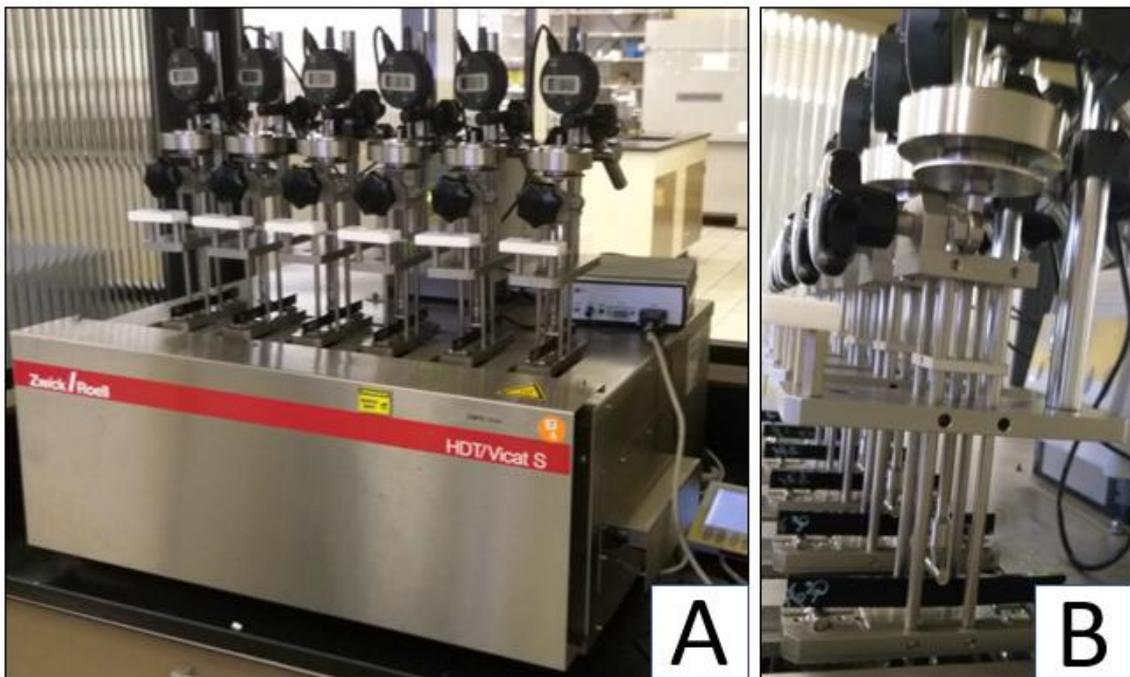
Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Equipamento de TGA, b) Equipamento de DSC

4.3.5 Temperatura de Deflexão Térmica (HDT)

Os ensaios de deflexão por temperatura (*Heat Deflection Temperature – HDT*) foram realizados no equipamento HDT – *VICAT S Zwick / Roell*, que está localizado nas dependências do laboratório de engenharia de materiais da General Motors Mercosul, localizada em São Caetano do Sul (figura 21). O ensaio seguiu a norma ASTM D648-18 (2018) método B, usando-se os seguintes parâmetros: tensão de 1,82 MPa, taxa de aquecimento de 2 °C / min e distância de flexão entre pontos igual a 100 mm (+/- 0,5 mm). As medidas eram iniciadas quando a temperatura do banho atingia 40 °C, assumindo para aquela temperatura uma deflexão igual a zero. O ensaio era encerrado quando a deflexão atingia 0,25 mm, momento no qual a temperatura era registrada. Foram utilizados 5 corpos de prova para cada composição.

Figura 21 - Equipamento de HDT - Vicat



Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Equipamento de HDT, b) Vista detalhada do posicionamento dos corpos de prova

4.3.6 Espectroscopia no Infravermelho com Transformadas de Fourier

O ensaio de Espectroscopia por infravermelho foi realizado em um espectrômetro *Varian FT – IR 660* que está localizado nas dependências do laboratório de engenharia de materiais da General Motors Mercosul, localizada em São Caetano do Sul (figura 22). Este ensaio permite a aquisição de espectros infravermelho por transmitância ou reflectância atenuada (ATR).

Para este trabalho o método de espectroscopia por infravermelho foi o de refletância total atenuada (ATR). Com o uso de um estilete, foram retiradas lascas de material, tanto externas como internas do corpo de prova, sendo depositadas, com uma pinça, sobre o cristal do acessório de ATR por onde o feixe de infravermelho incidia na amostra. Essa técnica tem como objetivo identificar grupos funcionais presentes em uma amostra, pela análise das frequências de vibração dos átomos ou moléculas. O uso do infravermelho neste trabalho deu-se pela necessidade de averiguar se houve ou não o surgimento de grupos carbonilas nas amostras envelhecidas em relação às não envelhecidas, indicação do efeito da degradação das amostras durante a realização do ensaio de envelhecimento térmico, ou outra modificação da estrutura química das amostras, especialmente para os compósitos com matriz de PP, pois a temperatura de 140 °C por 500 e 1000 horas foi considerada agressiva. Os resultados dos espectros obtidos e os arquivos de saída foram gerados pelo *Resolutions Pro FTIR Software*.

Os ensaios foram realizados em uma sala com umidade e temperatura controladas.

Figura 22 - Equipamento de FTIR

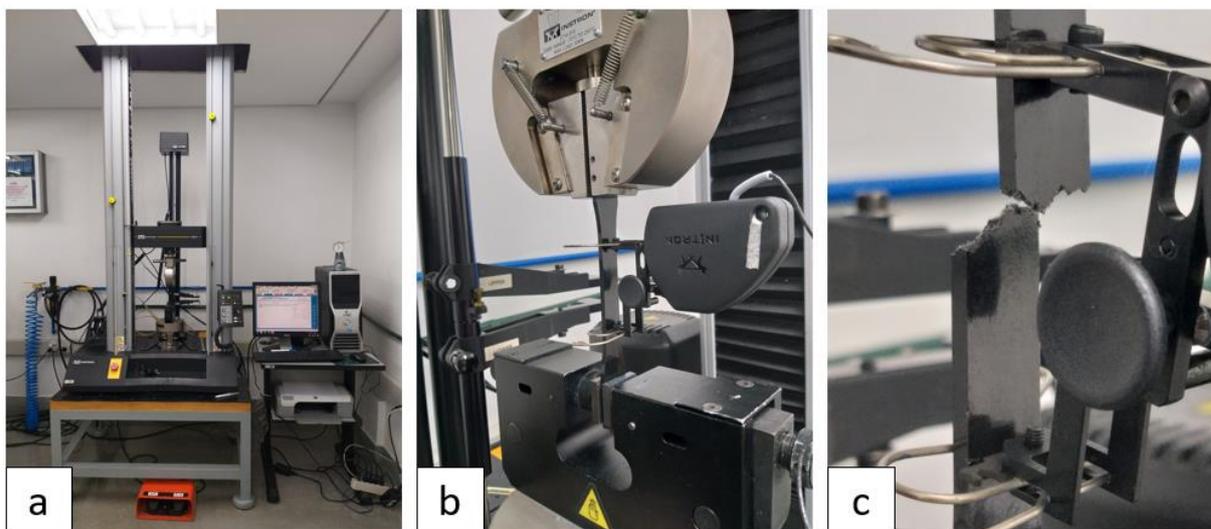


Fonte: Autor, 2020

4.3.7 Ensaio de Tração

As dimensões do corpo de prova são estabelecidas na norma ASTM D638-14 (2014), figura 35. Os testes foram realizados na Máquina Universal de Ensaios *Instron 5567*, que está localizada no laboratório de engenharia de materiais do Centro Universitário FEI, a qual pode ser vista na figura 23. A sala onde se encontra a máquina tem temperatura controlada em 23 °C evitando influências de variações térmicas e de umidade no corpo de prova. A velocidade de ensaio imposta ao material foi de 5 mm/min e utilizou-se extensômetro de 50 mm com abertura de + 5 mm (deformação até 10%). O valor da célula da máquina de tração utilizada foi de 30 kN.

Figura 23 - Máquina universal Instron, detalhe no modo operação “tração”



Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Máquina universal de ensaios *Instron 5567*, b) Início de ensaio de tração, c) fratura do corpo de prova

4.3.8 Ensaio de Impacto Charpy com Entalhe em V

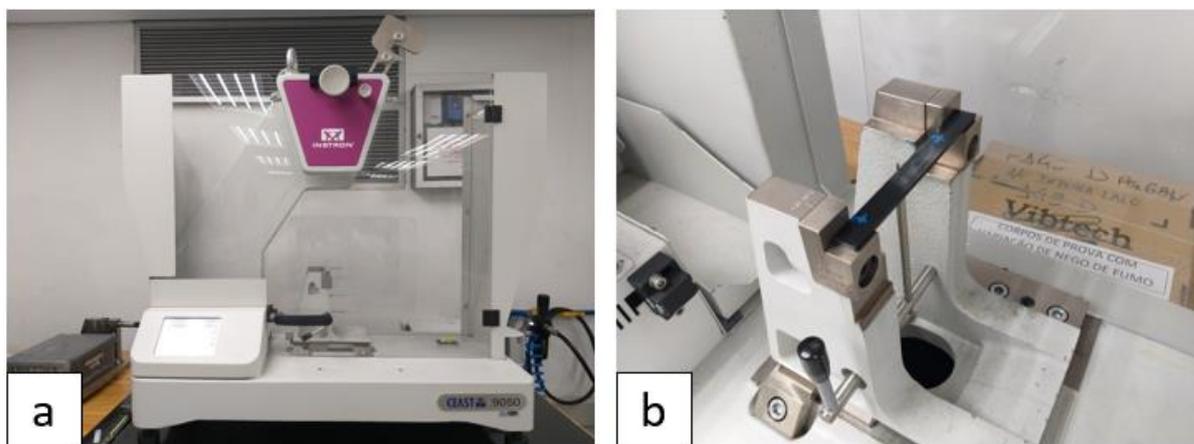
A realização de ensaios de impacto fornece informações da resistência do material quando submetido a uma fratura súbita. Para a realização do ensaio, o corpo de prova é entalhado em “V” com 45° na região central seguindo dimensões normalizadas e posteriormente é ensaiado no equipamento de impacto no qual um pêndulo oscilante levará a ruptura do material. O pêndulo possui na extremidade do braço uma massa ajustada a uma determinada altura, e que ao ser solta entrará em queda livre e golpeará o corpo de prova apoiado na posição

inferior, sendo o entalhe voltado para a frente da região oposta à superfície de impacto e devidamente centralizada.

A resistência ao impacto é uma maneira de mensurar a tenacidade do material. Baixa ductilidade e tenacidade são observados em corpos de prova que durante ensaio apresentam baixa resistência ao impacto e se comportaram de forma frágil e rígida (Dowling, 2013).

Os ensaios foram realizados no laboratório da engenharia de materiais do Centro Universitário FEI, seguindo as dimensões da ASTM D 6110-18 (2018). A figura 24 mostra o equipamento da marca *Instron* e o modelo *Ceast 9050 Italy*, que foi utilizado na realização dos ensaios.

Figura 24 — Vista geral do ensaio de impacto Charpy



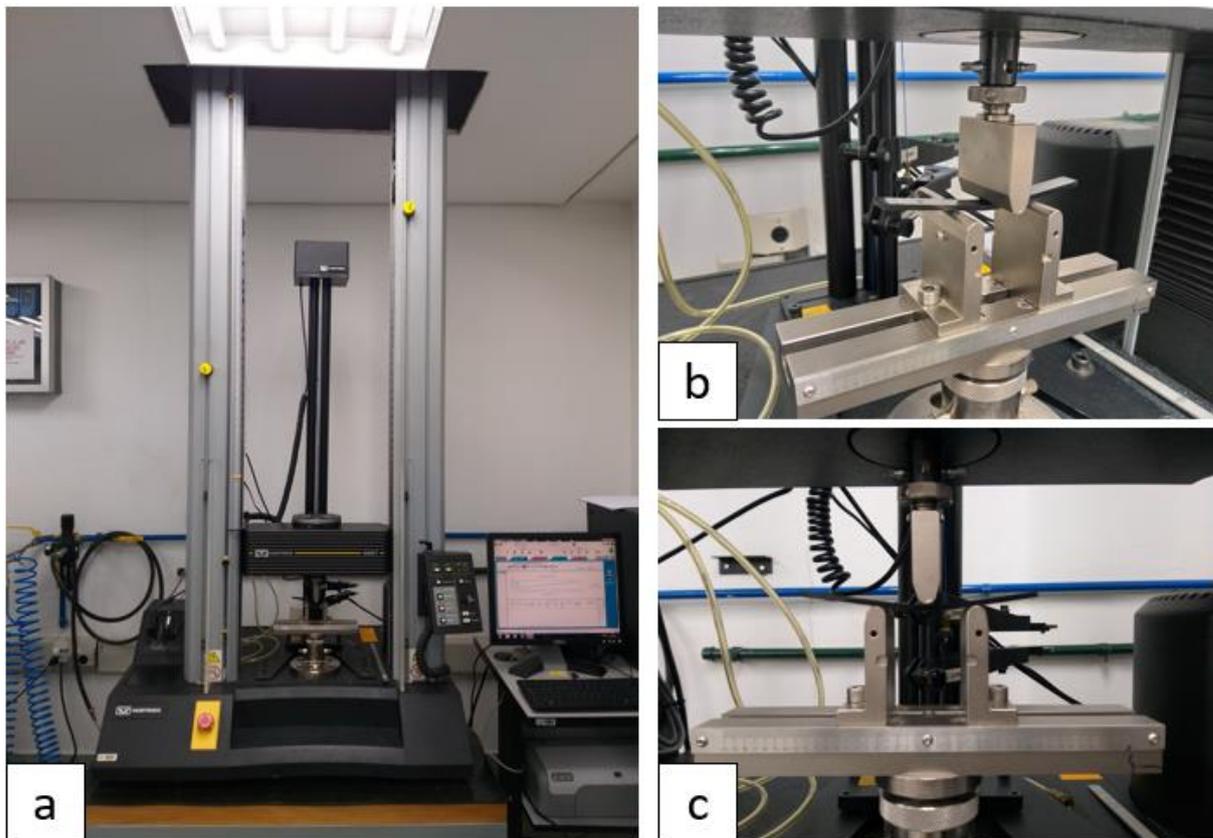
Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) vista frontal da máquina de entalhe, b) vista do dispositivo da máquina de impacto

4.3.9 Ensaio de flexão

O ensaio de flexão utilizado foi o de 3 pontos. O corpo de prova foi apoiado em sua direção longitudinal, entre dois apoios com uma distância de 50 mm e foi utilizada uma carga de 500 kg, com uma velocidade calculada em 1,3 mm/min conforme a norma ASTM D790-17 (2017). Na figura 25 é possível observar alguns detalhes do equipamento e execução do teste. A resistência à flexão foi considerada a 5% de deformação. Os testes foram realizados na Máquina Universal de Ensaio *Instron 5567*, o mesmo equipamento utilizado para os ensaios de tração, que está localizada no laboratório de engenharia de materiais do Centro Universitário FEI.

Figura 25 - Vista geral do ensaio de flexão



Fonte: Autor, 2020

Legenda: a) Vista geral máquina universal de ensaios *Instron 5567*, b) vista em perfil no momento em que o corpo de prova sofre a flexão, c) vista frontal

4.3.10 Fadiga – ensaio cíclico de flexão alternada

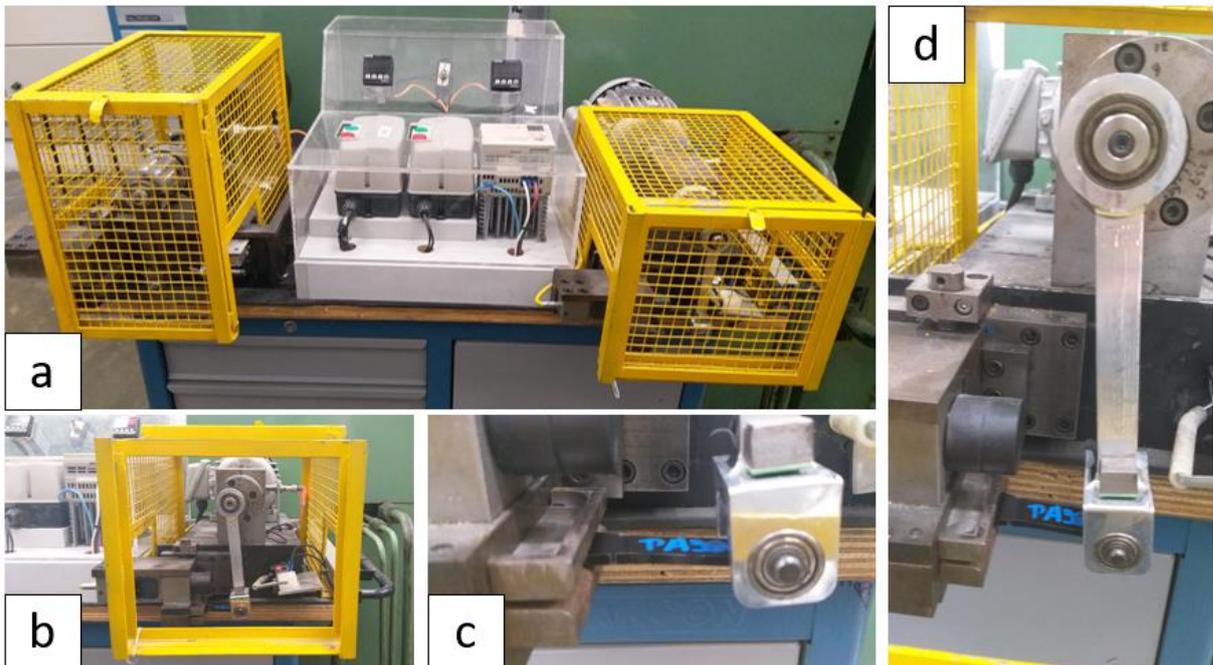
O ensaio de fadiga consiste em movimentos cíclicos de flexão alternada que foram realizadas na máquina de ensaio desenvolvida por Moraes (2013), durante a pesquisa de fadiga de compósitos de PP reforçados com fibras de coco (figura 26). O equipamento está localizado no laboratório de ensaios mecânicos do Centro Universitário FEI. O ensaio é feito sob controle por deslocamento, de modo que a deformação máxima fosse numericamente igual à deformação mínima, porém com sinal oposto (ciclo totalmente reverso), apresentando uma amplitude de deformação simétrica em relação ao nível de deformação zero, isto é, com uma razão de deformação de $R = -1$. O uso de ciclos totalmente reversos minimiza os efeitos de uma possível fluência ao material (MORAES, 2013).

O equipamento utiliza um contador microprocessador para a contagem dos ciclos e um sensor de proximidade juntamente com uma chave de segurança que desarma o motor no

momento que o corpo de prova se rompe, sendo possível contar o exato número de ciclos de falha. O deslocamento imposto é medido no ponto de fixação com a biela, isto é, no ponto onde o deslocamento é imposto ao corpo de prova, que está localizado no centro dos dois parafusos, na extremidade do corpo de prova.

A geometria do corpo de prova de fadiga e suas medidas finais são apresentados no capítulo 4.3.10. O corpo de prova de fadiga adaptado de um corpo de prova de tração já existente.

Figura 26 - Vista geral da máquina de ensaio de fadiga



Fonte: Autor, 2020

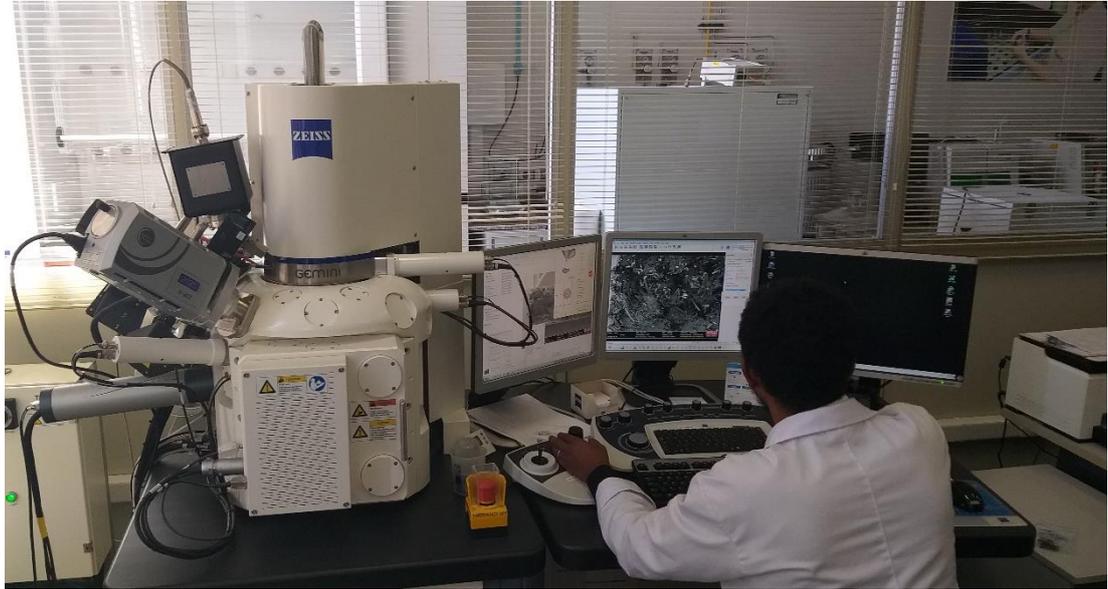
Legenda: a) máquina de ensaio de fadiga, b) detalhe do equipamento com a porta de segurança aberta, c) detalhe do corpo de prova em posição de ensaio, d) detalhe do corpo de prova preso a biela de movimentação

4.3.11 Caracterização Morfológica

Para analisar a morfologia da superfície de fratura dos corpos de prova resultantes dos testes de impacto e fadiga, foi utilizado o microscópio de varredura eletrônica (MEV). O MEV utilizado é da fabricante *ZEISS*, modelo *GEMINI AURIGA*, do tipo canhão de emissão de feixes por campo e encontra-se no laboratório da escola Senai Mario Amato, como mostrado na figura 27. As imagens foram obtidas por meio de elétrons secundários e as superfícies das amostras foram recobertas por uma fina camada de ouro o que permitiu a interação entre o feixe de

elétrons e as amostras. Os aumentos foram de 40 até 2500 vezes, sob tensão de 30 kV e corrente de 50 pA para o feixe de íons localizado.

Figura 27 - Microscópio de varredura eletrônica



Fonte: Autor, 2020

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos para os ensaios realizados nos corpos de prova feitos em PP reforçado com fibras longas e PA6 reforçado com fibras curtas, em teores de 30, 40 e 50% em massa de fibras (para ambos os polímeros).

Para cada grupo de amostras estudadas, a apresentação dos resultados é feita em duas fases, a primeira contemplando apenas o efeito da incorporação das fibras de vidro nas matrizes, sem levar em conta o efeito do envelhecimento térmico. A segunda fase levando em consideração os efeitos do envelhecimento sob as amostras dos compósitos com fibras durante o tempo de 500 horas e 1000 horas a uma temperatura de 140 °C.

Para entender os efeitos da incorporação das fibras nas propriedades dos compósitos e compreender os fenômenos do envelhecimento sob as amostras, os resultados dos ensaios são apresentados e agrupados na seguinte sequência:

- a) ensaios térmicos de DSC, TGA e HDT;
- b) ensaio químico do FTIR;
- c) ensaios mecânicos de tração, impacto, flexão e fadiga;
- d) ensaio de morfologia realizado pelo MEV e a medição do tamanho médio das fibras por meio da microscopia óptica.

Como há um numeroso grupo de amostras, alguns grupos apresentam resultados de médias populacionais iguais. Para verificar a igualdade ou não destas médias aplicou-se o teste de análise de variâncias (ANOVA), realizado no programa Excel. O nível de significância adotado foi de 0,05. Caso o valor-p seja maior ou igual a 0,05, significa que não há médias diferentes, logo a propriedade estudada entre algumas populações pode ser considerada igual.

5.1 DETERMINAÇÃO DO TEOR E TAMANHO DE FIBRAS DOS COMPÓSITOS

A quantificação do teor e do tamanho das fibras de vidro antes e após o processo de injeção, foram realizadas em 1 amostra de cada compósito estudado utilizando, respectivamente, amostras dos grânulos e dos corpos de prova destinados ao ensaio cíclico de fadiga. A figura 28 mostra as amostras utilizadas no ensaio antes e depois do processo de calcinação.

Figura 28 – Antes e depois do processo de calcinação



Fonte: Autor, 2020

5.1.1 Teor de fibra

A tabela 5 mostra o teor de fibras encontrado em cada amostra calcinada, sendo possível observar que os valores obtidos para cada teor em massa de fibras estão de acordo com os valores nominais informados pelos fornecedores de cada material compósito.

Tabela 5 - % de cinzas após o processo de calcinação

Amostras	30% em massa	40% em massa	50% em massa
PP com fibras longas - corpo de prova	28.8	38.8	48.4
PP com fibras longas - grânulos	28.7	39.3	49.2
PA6 com fibras curtas - corpo de prova	30.3	39.8	49.9
PA6 com fibras curtas - grânulos	30.0	42.1	50.3

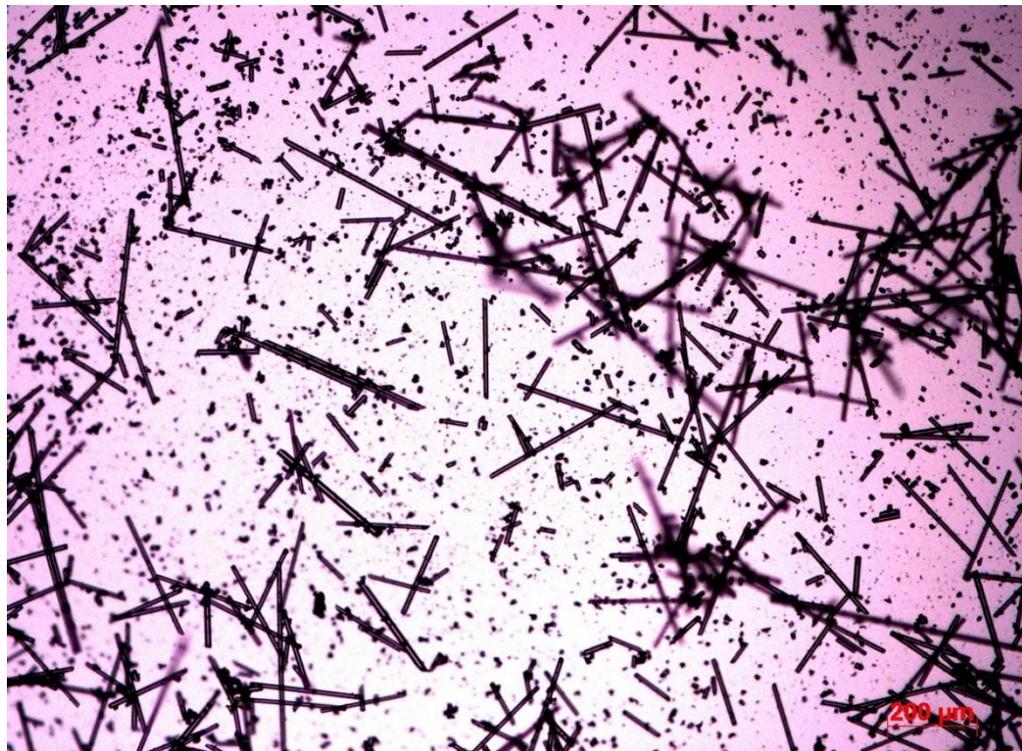
Fonte: Autor, 2020

5.1.2 Tamanho das fibras

Somente as fibras que passaram pelo processo de injeção tiveram o seu tamanho medido após o processo de calcinação, pois as fibras contidas nos grânulos, ficaram emaranhadas formando pequenas circunferências que dificultaram a medição do tamanho das fibras curtas.

A figura 29 é uma imagem de uma amostra de PA6 com fibras curtas cuja escala da imagem é 200 μm .

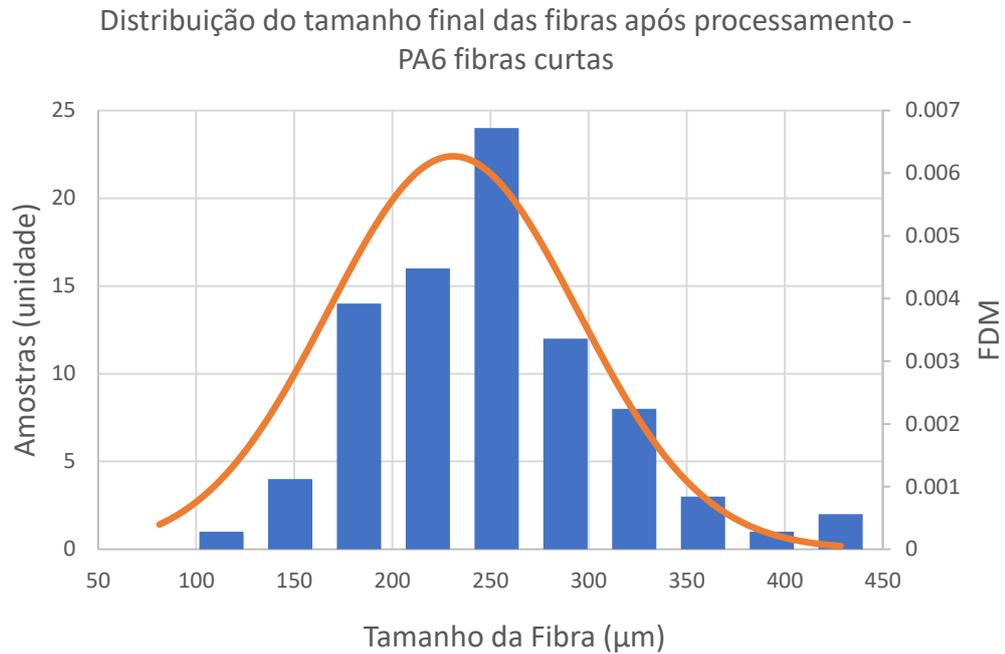
Figura 29 - Visualização microscópica das fibras de vidro curtas após o processamento da PA6



Fonte: Autor, 2020

Entretanto, dentro de uma amostragem existem vários tamanhos de fibras. O gráfico 3 apresenta um histograma de uma amostra com a distribuição total do tamanho das fibras curtas após o processamento que reforçam uma PA6. A coleta de dados foi realizada de maneira manual sem a utilização de softwares de imagens e independentemente do valor do teor de fibras, o tamanho médio final é muito próximo.

Gráfico 3 - Histograma da distribuição do tamanho das fibras pós processamento fibras curtas



Fonte: Autor, 2020

A menor fração em massa de fibras curtas (PA6 30%) apresenta tamanho médio de fibra de 205 μm enquanto a fração máxima (PA6 50%) apresenta tamanho médio de 240 μm .

Dentro do histograma é possível observar que os maiores tamanhos de fibras se encontram entre a barra próxima ao ponto de 250 μm , numericamente a média do tamanho das fibras é de 230 μm . A linha laranja é uma distribuição em função da densidade da distribuição mássica.

O mesmo processo foi feito com o PP com fibras longas. A figura 30 é a imagem microscópica das fibras longas cuja escala da imagem é 1 mm.

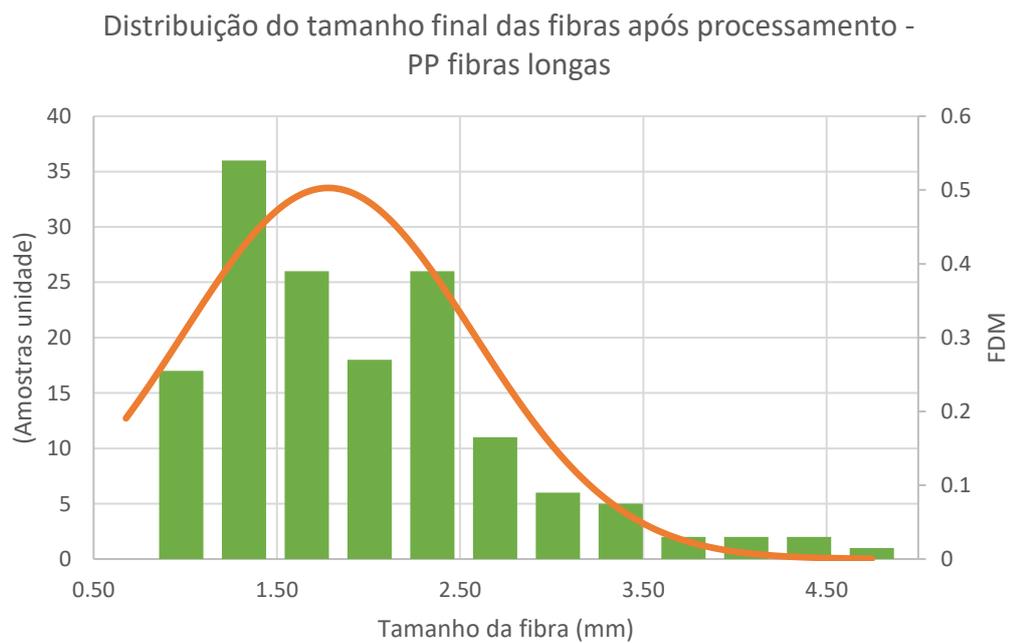
O gráfico 4 contém o histograma da distribuição total do tamanho das fibras longas após o processamento dos compósitos de PP.

Figura 30 - Visualização microscópica das fibras de vidro longas após processamento do PP



Fonte: Autor, 2020

Gráfico 4 - Histograma da distribuição do tamanho das fibras pós processamento fibras longas



Fonte: Autor, 2020

Dentro do histograma é possível observar que as maiores de fibras encontram-se entre a barra próxima ao ponto de 1,4 mm, entretanto numericamente a média do tamanho das fibras é de 1,8 mm. Mas também foi observado que algumas fibras, mesmo passando por todo o processo cisalhante que acontece durante o processo de injeção, uma pequena parcela conseguiu manter tamanhos de fibras dentre 4 e 5 mm.

A menor fração em massa de fibras curtas (PP 30%) apresenta tamanho médio de fibra de 1,6 mm enquanto a fração máxima (PA6 50%) apresenta tamanho médio de 1,8 mm.

Fazendo um comparativo entre as médias de fibras, o tamanho médio das fibras longas é 7 vezes maior do que o tamanho das fibras curtas.

5.2 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

Os resultados dos ensaios de DSC foram feitos em uma corrida e em triplicata nas amostras sem e com envelhecimento a 140 °C durante 500 e 1000 horas, e o valor médio para cada grupo de amostras encontra-se na tabela 6. Foram analisados a temperatura de fusão, T_m (°C), a entalpia de fusão, ΔH_m (J/g) e o grau de cristalinidade, X_c (%).

Tabela 6 - Valores médios de temperatura de fusão em amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 h/140 °C		Envelhecido 1000 h/140 °C	
	T_m (°C)	Desv. Pad (+/-)	T_m (°C)	Desv. Pad (+/-)	T_m (°C)	Desv. Pad (+/-)
PP 30% FV longa	167,22	0,08	167,00	0,32	168,11	1,32
PP 40% FV longa	166,65	0,99	167,12	1,10	166,24	0,44
PP 50% FV longa	166,25	0,22	167,99	1,48	167,68	0,15
PA6 30% FV curta	222,30	0,81	222,51	1,87	222,49	0,34
PA6 40% FV curta	223,30	0,38	221,90	0,16	222,19	0,35
PA6 50% FV curta	223,14	0,25	221,87	0,56	221,81	0,80

Fonte: Autor, 2020

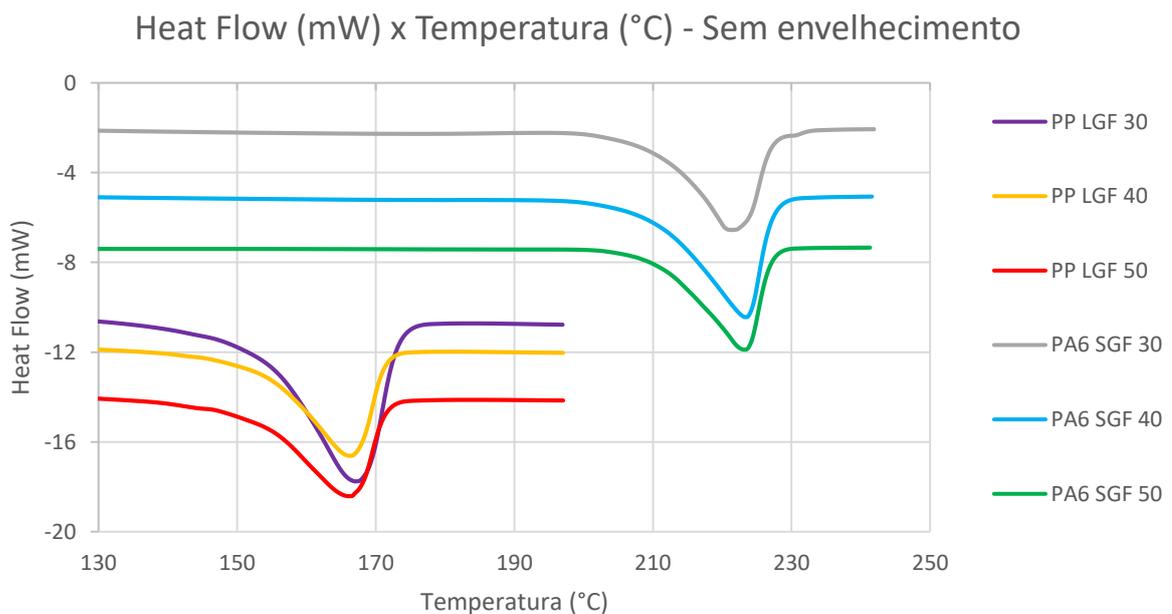
A curva do fluxo de calor obtida durante o ensaio de DSC foi utilizada para a determinação dos valores da entalpia de fusão após o único aquecimento ocorrido durante o ensaio, que foi utilizado para o cálculo da % de cristalinidade das amostras. Como as linhas base obtidas nos ensaios não foram completamente retas, ou seja, apresentavam alguma

inclinação, para fins de padronização na determinação da ΔH_m , para o mesmo polímero escolheu-se sempre os mesmos dois pontos na linha base, antes da descida do pico e depois da sua subida. Para as amostras de PP os pontos escolhidos foram nas temperaturas de 130 e 185 °C, já para as amostras de PA6 os pontos escolhidos foram nas temperaturas de 170 e 240 °C. A temperatura de fusão de cada amostra foi determinada no pico endotérmico da curva do fluxo de calor.

Para a melhor visualização dos efeitos são apresentadas as curvas médias dos termogramas de DCS obtidos para cada grupo de amostras.

O gráfico 5 apresenta as curvas médias do termograma de DSC para amostras sem envelhecimento de PP e PA6 carregados com fibras longas e curtas.

Gráfico 5 - Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas, respectivamente



Fonte: Autor, 2020

Para os dois compósitos foi observado o mesmo comportamento quando se trata da temperatura de fusão.

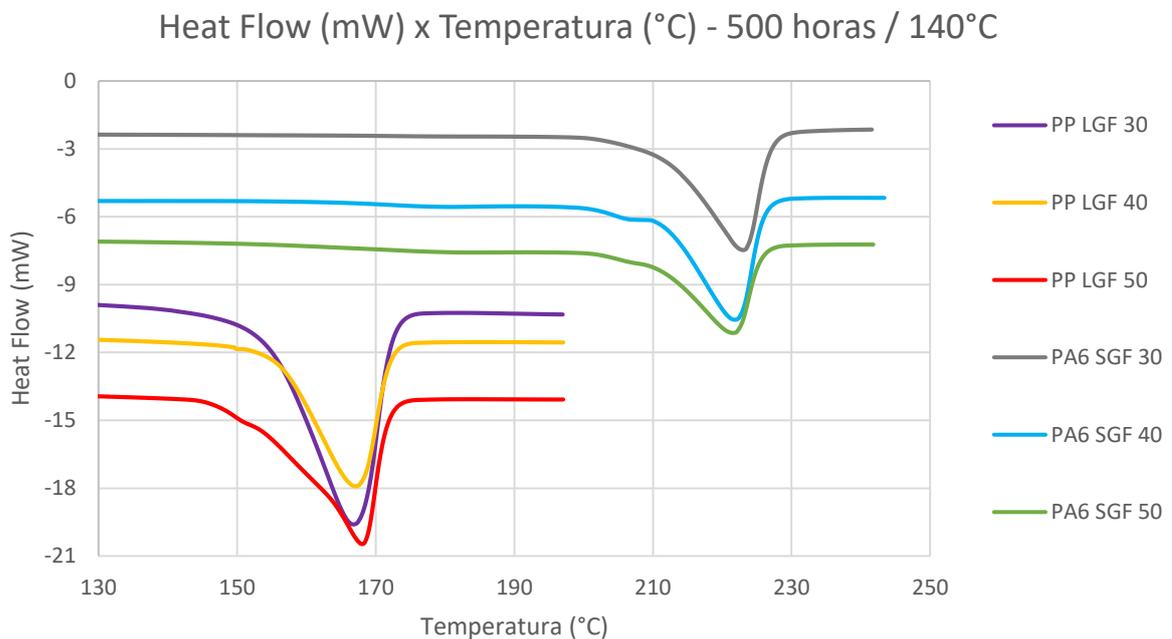
A média das temperaturas é constante entre todos os grupos analisados, mesmo entre as amostras envelhecidas. Dentre o PP com fibras longas, a média de temperatura de fusão da fase cristalina é de $166\text{ °C} \pm 1\text{ °C}$, o mesmo valor informado pelo fornecedor da resina virgem, que

informa a T_m no valor médio de 166 °C, assim como dentro do intervalo de T_m informados na literatura por Brydson (2017) que variam entre 160 – 167 °C.

Já entre o grupo das PA6 com fibras curtas, a média para a temperatura de fusão é de 223 °C \pm 1 °C, ou seja, de acordo com o valor da T_m da resina virgem informada pelo fornecedor da matéria prima de 222 °C. Para Brydson (2017) o valor médio da T_m para uma resina virgem de PA6 é de 221 °C, já nos estudos de Molina (2015) e Soares (2019) os valores de T_m encontrados para a resina virgem de PA6 foram de 224 °C. Foi observado que a adição de fibras sendo longas ou curtas, praticamente não teve efeito sobre os valores de T_m dos compósitos, já que as temperaturas resultantes nos ensaios não têm diferença significativa com as temperaturas das resinas virgens informadas pelos fornecedores.

Após o envelhecimento de 500 horas sob a temperatura de 140 °C, algumas mudanças podem ser notadas nas curvas (gráfico 6).

Gráfico 6 - Termograma de DSC das amostras envelhecidas a 140 °C por 500 horas de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas



Fonte: Autor, 2020

Em todas as amostras de PA6 reforçadas com fibras curtas e somente no PP reforçado com o teor de 50% de fibras longas, observa-se o surgimento de um ombro antes do pico endotérmico, possivelmente relacionado ao polimorfismo característico das resinas semicristalinas (DE ROSA *et al.*, 2018).

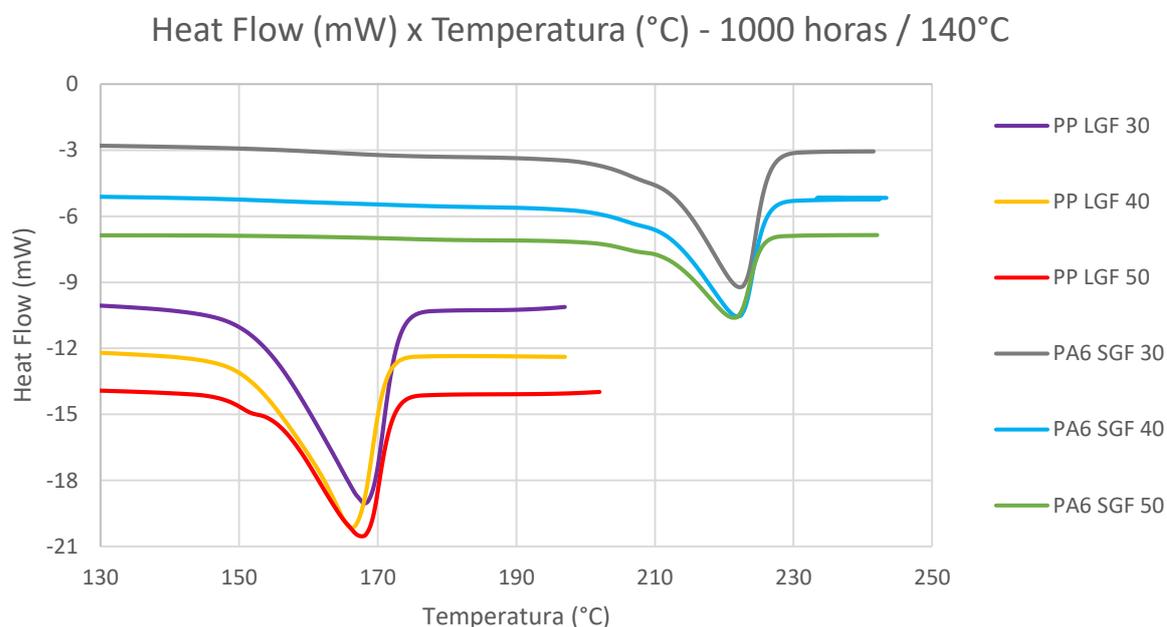
O aparecimento do polimorfismo da PA6 foi citado nos estudos de Cartledge e Baillie (1999), Avella *et al.* (2006) e Molina (2015) explicando que cada forma cristalina apresenta diferenças de conformação geral nas estruturas de cadeias, resultando em faixas diferentes de temperaturas de fusão, nas quais o pico de fusão pode ser atribuído à fase γ , menos estável termicamente que a fase α (CARTLEDGE; BAILLIE, 1999 e AGRAWAL *et al.*, 2011).

O polimorfismo do PP também foi citado em alguns estudos, segundo Dean *et al.* (1998), Li *et al.* (2011), Alaburdaite e Krylova (2014) e Wang *et al.* (2019) e é caracterizado por formar várias configurações e fases de cristais como a α -monoclínica, β -hexagonal e γ -ortorrômbica. Estruturas com cristais no formato α possuem maior resistência e módulo elástico, enquanto estruturas com cristais na forma β também produzem resistência, mas com menor rigidez. Segundo Wang *et al.* (2019) a introdução do cristal β é um dos métodos mais eficazes para melhorar a resistência do PP, pois melhoram significativamente o alongamento na ruptura e a resistência ao impacto (LI *et al.*, 2011). No resfriamento rápido do fundido (que é típico do processo de moldagem por injeção) os principais cristais formados são no formato α , enquanto os polimorfos β e γ são observados como componentes minoritários. O tamanho característico de esferulitos α em amostras moldadas por injeção é estimado em 100 a 200 μm (DEAN *et al.*, 1998).

O envelhecimento durante 500 horas não obteve alterações significantes em relação à temperatura de fusão das resinas semicristalinas reforçadas com fibras longas ou curtas. A média encontrada para a T_m do PP foi de $167\text{ }^\circ\text{C} \pm 1\text{ }^\circ\text{C}$, ou seja, igual à do PP sem o efeito do envelhecimento. O mesmo efeito ocorreu para a PA6 que obteve a média de T_m em $222\text{ }^\circ\text{C} \pm 1\text{ }^\circ\text{C}$, igual à da PA6 sem o efeito do envelhecimento.

Maior efeito do polimorfismo fica evidenciado após 1000 horas de ensaio sob a temperatura de $140\text{ }^\circ\text{C}$, cujos termogramas são apresentados no gráfico 7.

Gráfico 7 - Termograma de DSC das amostras envelhecidas a 140 °C durante 1000 horas de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas



Fonte: Autor, 2020

Após 1000 horas de envelhecimento, os ombros ficam mais evidentes nos termogramas de todas as composições de PA6 com fibras curtas e somente na fração de 50% com fibras longas do PP, exatamente igual comparando-se as curvas dos termogramas realizados nas amostras envelhecidas durante 500 horas.

A média de temperatura de fusão das amostras após 1000 horas de envelhecimento, tanto para as amostras de PP com fibras longas quanto para as amostras de PA6 com fibras curtas, mantiveram os valores médios de T_m em relação às amostras envelhecidas durante apenas 500 horas. A média de temperatura do PP permaneceu em $167\text{ °C} \pm 1\text{ °C}$, enquanto a PA6 permaneceu em $222\text{ °C} \pm 1\text{ °C}$.

Observando os três cenários de amostras: sem envelhecimento, envelhecido a 500 e 1000 horas durante 140 °C e analisando os impactados do uso de fibras longas ou curtas, pode-se concluir que o tamanho da fibra não interfere na temperatura de fusão das resinas semicristalinas.

Os gráficos com as curvas médias completas de todas as amostras envelhecidas encontram-se no apêndice A.

5.2.1 Grau de cristalinidade (%)

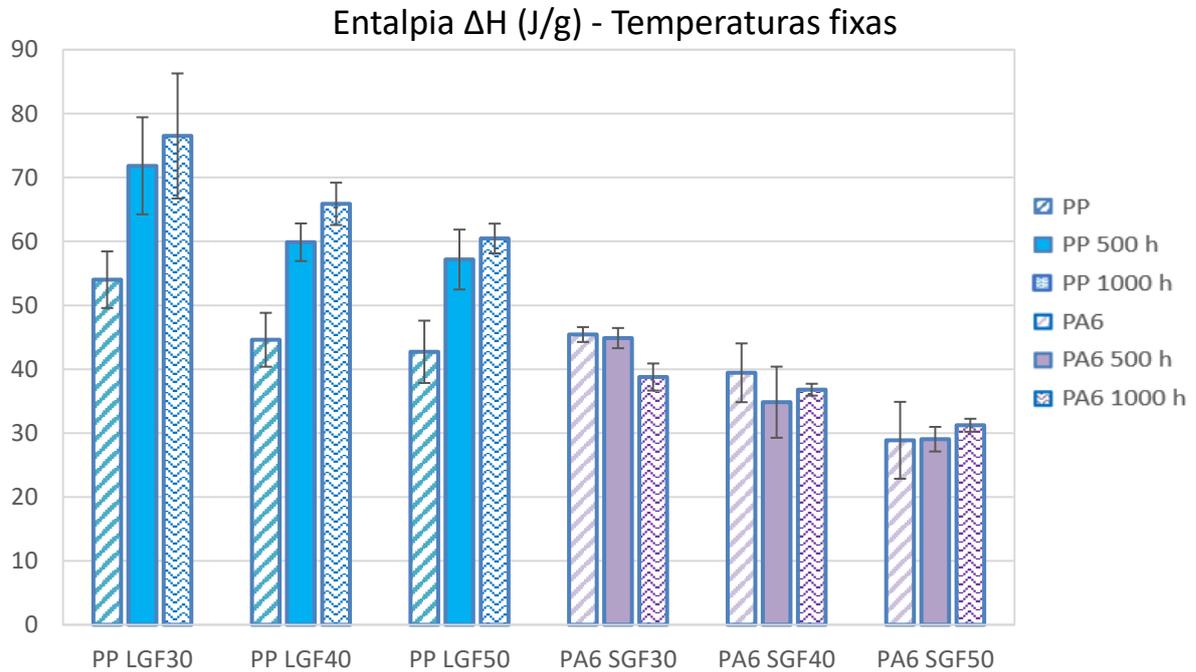
Foi possível encontrar o valor da entalpia de fusão cristalina, que é a energia necessária para que se desfaça a rede cristalina do polímero, pelas áreas de picos de fusão obtidas durante o ensaio de DSC. Quanto maior a área do pico de fusão, maior será a entalpia do sistema, indicando um grau de cristalinidade maior. A tabela 7 e o gráfico 8 nos mostra os valores de entalpia obtidos de todas as amostras.

Tabela 7 - Valores médios para entalpia ΔH (J/g) com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas 140 °C		Envelhecido 1000 horas 140 °C	
	Entalpia ΔH (J/g)	Desvio Padrão (+/-)	Entalpia ΔH (J/g)	Desvio Padrão (+/-)	Entalpia ΔH (J/g)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	56,01	4,73	72,91	7,56	77,75	9,90
PP 40% FV longa	46,08	4,34	61,20	2,74	67,12	3,39
PP 50% FV longa	44,63	5,22	57,79	5,17	61,25	2,37
PA6 30% FV curta	46,62	1,42	47,84	1,20	41,86	2,29
PA6 40% FV curta	40,35	4,42	37,71	6,46	40,82	1,24
PA6 50% FV curta	29,14	6,15	32,48	2,07	34,57	1,24

Fonte: Autor, 2020

Gráfico 8 - Entalpia das amostras ΔH (J/g) com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Para o cálculo do grau de cristalinidade (X_c %) foi utilizada a equação 5 (Inácio, 2014), onde ω é a fração mássica da resina termoplástica nos compósitos, ΔH_m é a entalpia de fusão obtida nos ensaios de DSC e ΔH_m° é a entalpia de fusão para PP e PA6 100% cristalinos. Os valores das entalpias de fusão utilizadas para o PP 100% e a PA6 100% cristalinos foram respectivamente de 207 J/g e 230 J/g, conforme Blaine (2020), da empresa *TA Instruments*. A tabela 8 nos mostra os valores de cristalinidade calculado para cada fração, assim como o gráfico 9, que nos mostra a variação de cristalinidade durante o tratamento térmico de envelhecimento.

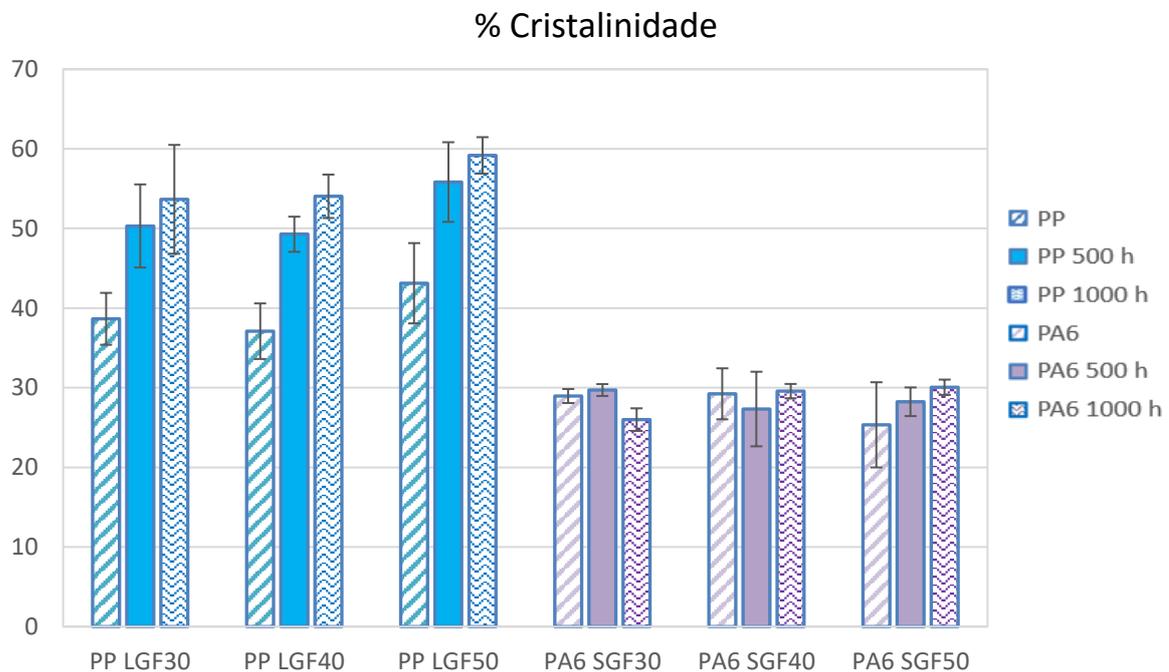
$$X_c \% = \frac{\Delta H_m}{\omega \cdot \Delta H_m^\circ} \quad (5)$$

Tabela 8 - Grau de cristalinidade das amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas 140 °C		Envelhecido 1000 horas 140 °C	
	Cristalinidade (%)	Desvio Padrão (+/-)	Cristalinidade (%)	Desvio Padrão (+/-)	Cristalinidade (%)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	38,65	3,26	50,32	5,22	53,66	6,83
PP 40% FV longa	37,10	3,49	49,28	2,21	54,04	2,73
PP 50% FV longa	43,12	5,04	55,83	5,00	59,18	2,29
PA6 30% FV curta	28,96	0,88	29,71	0,74	26,00	1,42
PA6 40% FV curta	29,24	3,20	27,33	4,68	29,58	0,90
PA6 50% FV curta	25,34	5,35	28,24	1,80	30,06	0,96

Fonte: Autor, 2020

Gráfico 9 - % de Cristalinidade das amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Novamente, dois comportamentos distintos. Enquanto houve aumento com comportamento linear no grau de cristalinidade de todas as amostras de PP com fibras longas, nas amostras de PA6 com fibras curtas não foi observada uma tendência definida.

O aumento no grau de cristalinidade para o PP com fibras longas, ocorrido entre o grupo de amostras sem envelhecimento com o grupo de amostras que foram submetidas ao envelhecimento com temperatura constante de 140°C durante 500 horas foi cerca de 30%, 33% e 30% para os teores em massa de 30%, 40% e 50% de fibras longas. Após 1000 horas de exposição ao calor, o grau de cristalinidade encontrado foi de 39%, 45% e 37% respectivamente para os teores em massa de 30%, 40% e 50% de fibras longas. O processo de recristalização é contínuo, mas com menor intensidade após as primeiras 500 horas.

O grau de cristalinidade da PA6 com fibras longas também foi alterado, apresentando um comportamento irregular. Após 500 horas sob temperatura constante, houve aumento no grau de cristalinidade de cerca de 3% e 11% para os teores de 30% e 50% em massa de fibras curtas, enquanto o teor de 40% de fibras curtas apresentou queda da % de cristalinidade de cerca 7%. Ao término de 1000 horas, o teor de 30% de fibras curtas apresentou queda de 10% no grau de cristalinidade em relação às amostras sem envelhecimento, enquanto as amostras com os teores de 40% e 50% apresentaram um ganho de 1% e 18% no grau de cristalinidade em relação às amostras sem envelhecimento.

A alteração do grau de cristalinidade ocorreu após o tratamento térmico de envelhecimento, que por sua vez atuou como um processo de *annealing*, comumente descrito como processo de recozimento. Lima (1998) descreve que o recozimento é um tratamento térmico em que um material é exposto a uma elevada temperatura durante certo período e então é lentamente resfriado.

Durante o processo de recozimento, a mobilidade das cadeias é aumentada e pode ocorrer uma fusão parcial dos cristalinos que é seguida por recristalização. Porções cristalinas parcialmente fundidas podem cristalizar novamente ou “recristalizar”, utilizando-se das partes cristalinas remanescentes como substrato (LIMA, 1998).

Em polímeros semicristalinos mudanças também podem ocorrer na fase cristalina (LIMA, 2018). As cadeias dos polímeros, ao serem aquecidas acima das temperaturas de transição vítrea (T_g), recebem energia em forma de calor o suficiente para adquirirem mobilidade, conseguindo melhor organização, facilitando e formando novas ou maiores regiões cristalinas (INÁCIO, 2014).

Para o PP com fibras longas, a temperatura de 140 °C durante todo o tempo de envelhecimento, é considerada agressiva pois estava muito acima da T_g (-10 °C) e bem próxima da T_m da matriz (165 °C), deu condições necessárias para um maior realinhamento e aproximação das cadeias, o que facilitou a formação de cristais e o aumento no grau de cristalinidade das amostras, principalmente nas primeiras 500 horas. Entretanto, essa mesma

temperatura de 140 °C não é considerada agressiva para as amostras de PA6 com fibras curtas, devido à grande distância entre a temperatura de ensaio com a T_m da matriz (220 °C). Assim sendo, o envelhecimento teve um efeito maior no grau de cristalinidade da PP do que da PA6.

5.3 ANÁLISE TERMOGRAVIMÉTRICA (TGA)

Os resultados dos ensaios de TGA foram feitos em triplicata para as amostras sem e com envelhecimento a 140 °C durante 500 e 1000 horas, e o valor médio para cada grupo de amostras encontra-se na tabela 9.

Para a determinação das temperaturas de início de decomposição (T_0) e a temperatura na qual a velocidade de decomposição é máxima, ($T_{m\acute{a}x}$), foi utilizada a curva da primeira derivada da % perda de massa em função da temperatura (DTG). Para padronizar a determinação da T_0 pela curva de DTG, para o mesmo polímero escolheu-se sempre os mesmos dois pontos na linha base, antes da subida do pico e depois da descida do pico. Para as amostras de PP os pontos foram 325 e 515 °C, já para as amostras de PA6 estes foram 325 e 525 °C. A $T_{m\acute{a}x}$ é determinada pelo pico da curva da derivada.

Tabela 9 - Temperaturas $T_{m\acute{a}x}$ e T_0 para amostras com e sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas

Composição	Sem envelhecimento				Envelhecido 500 h/140 °C				Envelhecido 1000 h/140 °C			
	$T_{m\acute{a}x}$. (°C)	Desv. Pad (+/-)	T_0 (°C)	Desv. Pad (+/-)	$T_{m\acute{a}x}$. (°C)	Desv. Pad (+/-)	T_0 (°C)	Desv. Pad (+/-)	$T_{m\acute{a}x}$. (°C)	Desv. Pad (+/-)	T_0 (°C)	Desv. Pad (+/-)
PP 30% FV longa	471,43	0,36	439,72	1,61	473,60	0,60	439,03	3,45	473,19	0,98	441,41	0,18
PP 40% FV longa	472,76	2,73	440,76	3,12	471,56	2,92	440,77	3,86	473,76	0,66	443,42	0,88
PP 50% FV longa	470,56	2,09	437,23	3,92	473,43	1,39	441,96	0,85	472,45	1,78	438,93	1,06
PA6 30% FV curta	453,42	1,34	419,09	2,56	459,44	5,75	420,03	3,44	456,89	2,70	424,27	4,70
PA6 40% FV curta	460,47	4,30	422,26	2,39	457,56	5,07	421,03	2,54	451,73	2,31	412,72	8,78
PA6 50% FV curta	455,04	3,34	417,70	1,51	458,46	3,27	418,34	0,76	460,84	3,38	420,53	2,40

Fonte: Autor, 2020

Analisando-se os compósitos não envelhecidos, observa-se pelas médias e desvios padrão da $T_{m\acute{a}x}$ e T_0 , que a variação no teor de fibras não afetou essas temperaturas, ou seja, o aumento do teor de fibras de vidro de 30% para 50% praticamente não teve efeito na estabilidade térmica relativa nem dos compósitos de PP, nem dos compósitos de PA6. Porém, comparando-se os compósitos de PP e de PA6 não envelhecidos, observa-se que essas temperaturas são mais elevadas para os compósitos de PP, ou seja, os compósitos de PP contendo fibras longas apresentam uma estabilidade térmica maior que os compósitos de PA6 contendo fibras curtas.

A comparação dos compósitos envelhecidos com os não envelhecidos também mostra que não houve diferença estatística entre as médias das temperaturas T_0 e $T_{m\acute{a}x}$ dos respectivos compósitos, ou seja, o envelhecimento a 140 °C por 500 e 1000 horas, praticamente não afetou a estabilidade térmica relativa nem dos compósitos de PP com fibras longas, nem dos compósitos de PA6 com fibras curtas.

Para a melhor visualização dos efeitos, são apresentadas as curvas médias de % de perda de massa para cada grupo de amostras estudadas.

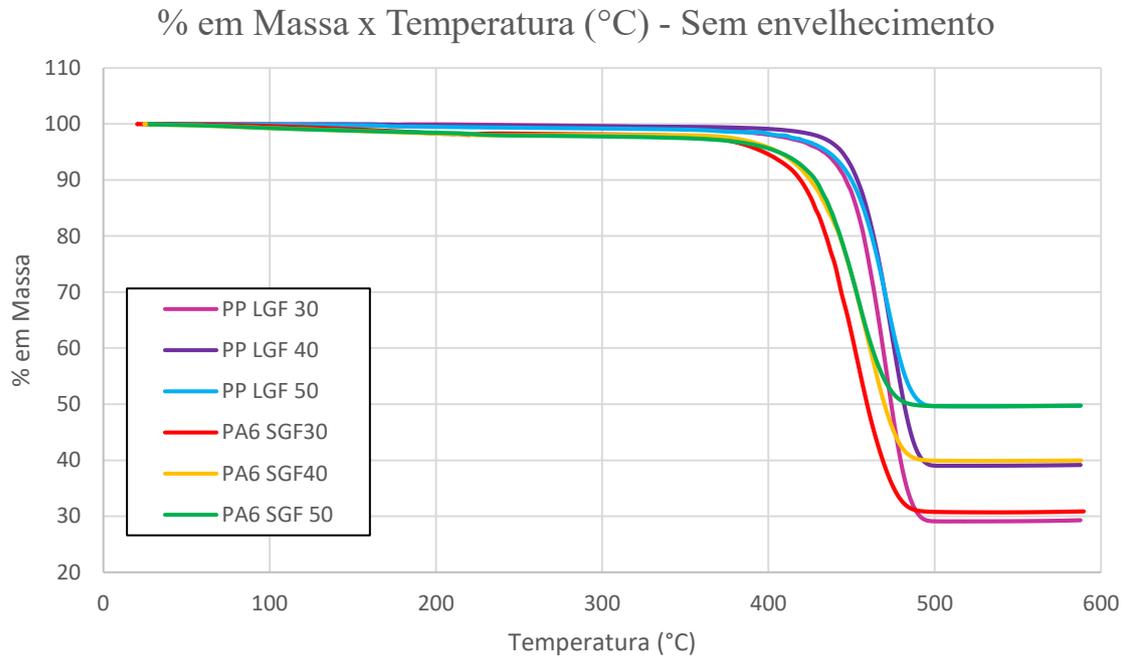
Como não foram observadas diferenças significativas entre as curvas dos compósitos não envelhecidos e dos envelhecidos, será apresentada a análise das amostras sem envelhecimento. As outras curvas envelhecidas podem ser encontradas no apêndice B.

Os gráficos 10 e 11 apresentam os resultados das curvas de TGA, sendo que o gráfico 11 detalha o primeiro estágio de perda de massa dos compósitos.

Os dois gráficos (10 e 11) evidenciam a presença de dois estágios de perda de massa. O primeiro estágio é atribuído à evaporação de voláteis, incluindo a umidade presente nas matrizes poliméricas, sendo mais proeminente nas curvas dos compósitos de PA6 com fibras curtas, pelo fato de a PA6 ser higroscópica. Por meio do gráfico 11 é possível determinar que nos compósitos de PA6 o teor de voláteis, incluindo a umidade, era em torno de 2%. Para PP observa-se uma queda em torno de 0,5% que pode ser atribuída à evaporação de umidade superficial, já que PP é hidrofóbico, ou seja, não absorve umidade.

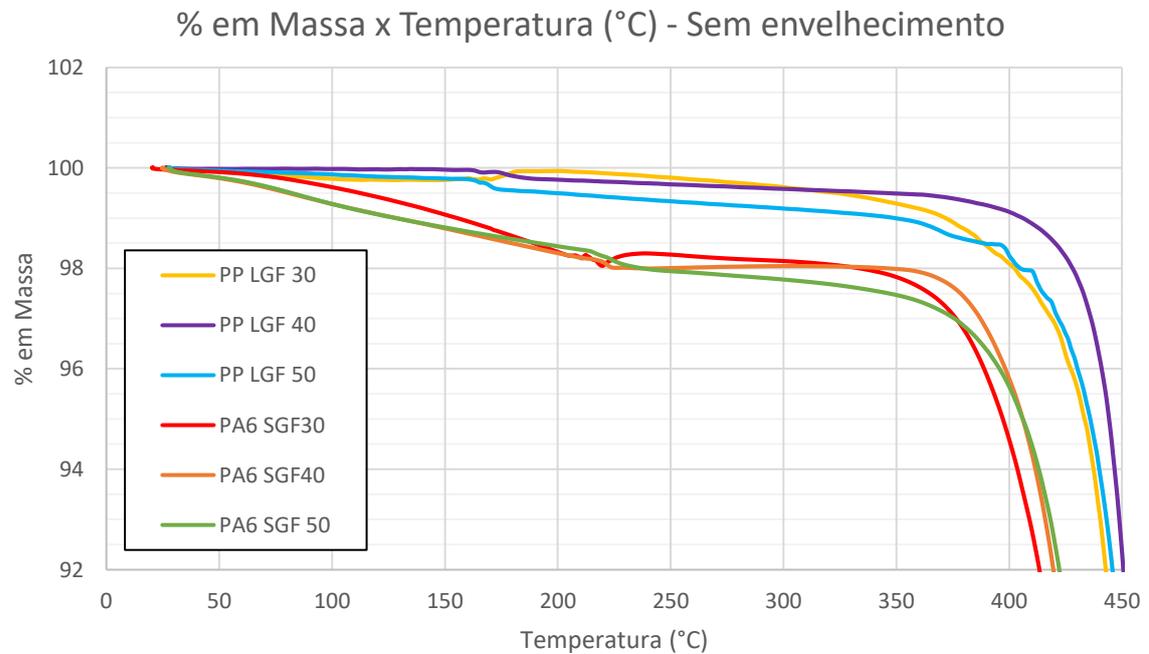
No segundo estágio de perda de massa ocorre a decomposição das matrizes poliméricas tendo como resíduo final as cargas inorgânicas. Após o início da decomposição, as curvas possuem o mesmo comportamento de queda de massa restando ao final do processo apenas as fibras de vidro.

Gráfico 10 - Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Gráfico 11 - Detalhe do estágio 1 de perda de massa de compósitos sem envelhecimento

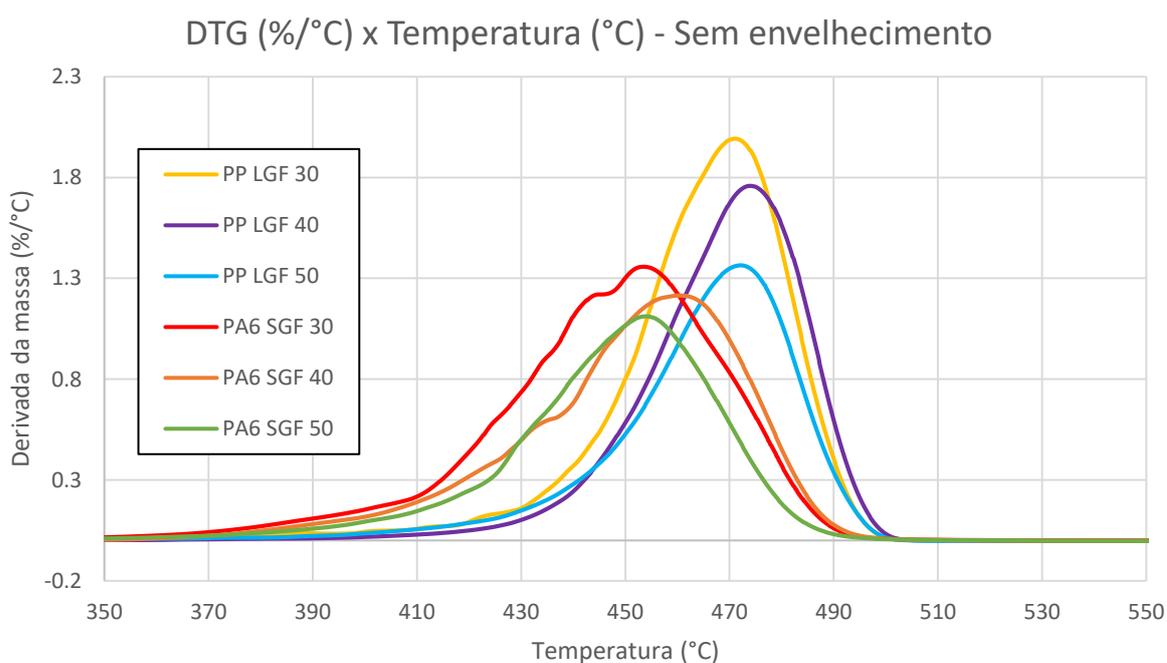


Fonte: Autor, 2020

Conforme já discutido por meio da tabela 9, é possível observar pelo gráfico 12 que as curvas térmicas dos compósitos de PP carregados com qualquer fração de fibras longas, apresentam maiores temperaturas de decomposição térmica em relação a todos os compósitos de PA6 com fibras curtas, indicando maior estabilidade térmica relativa.

A média do teor de resíduos encontrado para as amostras de PP com 30, 40 e 50% de fibras longas foi de 29, 39 e 49,5%. Para a PA6, a média do teor de resíduos encontrada foi de 30,5%, 40% e 50,5% para as frações dos compósitos com 30, 40 e 50% de fibras curtas respectivamente. Assim, a % de fibras para ambas as famílias de compósitos estava de acordo com o teor informado pelos fornecedores das matérias-primas.

Gráfico 12 - Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas.



Fonte: Autor, 2020

Para fins de comparação, valores de temperatura máxima de decomposição foram pesquisados nas literaturas disponíveis. Valores típicos médios de $T_{m\acute{a}x}$ para a decomposição do PP virgem encontrados foram de 450 °C (MOTA *et al.*, 2006), (PRACELLA *et al.*, 2006) e MAICH (2010), entretanto as referências utilizaram a taxa de aquecimento de 10° C por minuto. Para a PA6 o valor médio encontrado por Curra (2018) em suas análises de TGA foi de 457 °C, enquanto Almeida (2019) encontrou o valor médio de 444 °C, e Molina (2015) encontrou o valor de 466 °C, para essas referências a taxa de aquecimento foi de 20 °C / minuto, a mesma

realizada nesse estudo. A variação de temperaturas $T_{m\acute{a}x}$ da PA deve estar ligada, entre outros fatores, à presença ou não de umidade durante o processamento. A PA com presença de umidade, no processamento sofrerá degradação por hidrólise e assim terá a sua decomposição a uma temperatura menor.

5.4 TEMPERATURA DE DEFLEXÃO TÉRMICA (HDT)

Devido ao número insuficiente de corpos de prova, os ensaios de HDT foram realizados apenas em amostras sem o processo do envelhecimento térmico. Para cada grupo de amostras foram ensaiados 5 corpos de prova. São apresentados na tabela 10 e o gráfico 13 os resultados com as médias obtidas para cada grupo de amostras analisados.

Tabela 10 - Valores médios para o ensaio de HDT em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas (sem envelhecimento)

Composição	Sem envelhecimento	
	T deflexão para 0,25 mm (°C)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	156,37	0,68
PP 40% FV longa	156,53	0,46
PP 50% FV longa	158,40	0,66
PA6 30% FV curta	189,76	1,03
PA6 40% FV curta	195,70	0,89
PA6 50% FV curta	200,83	0,91

Fonte: Autor, 2020

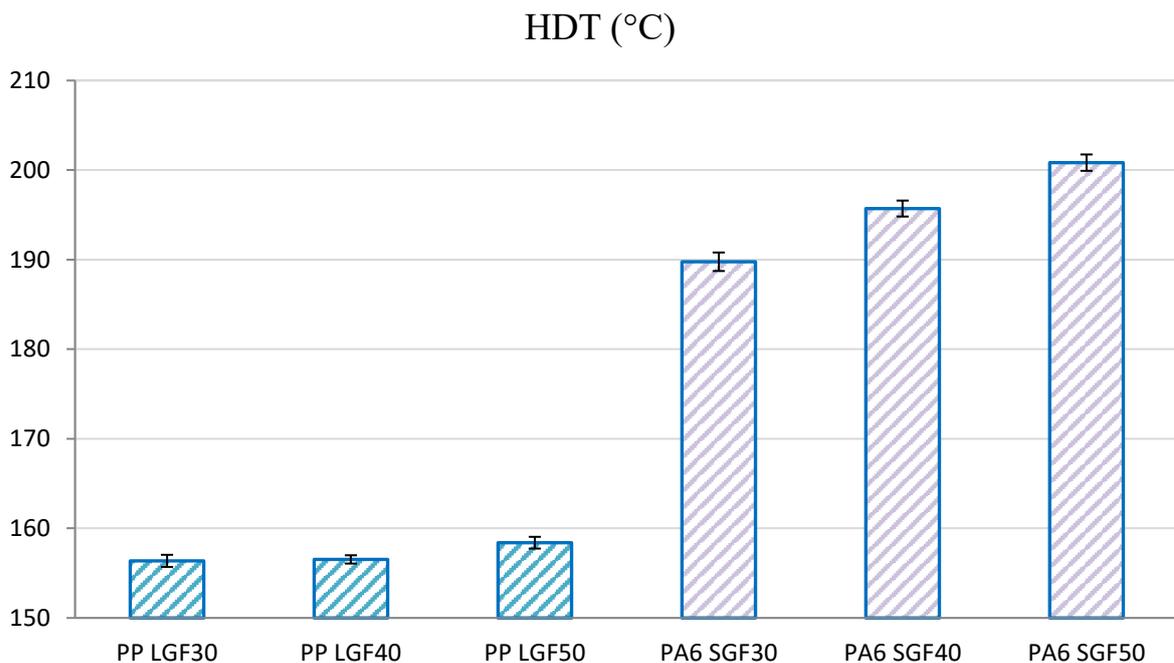
Os resultados obtidos demonstram dois padrões diferentes de comportamento sob altas temperaturas, e para fins de comparação com valores de resinas virgens utilizaremos os valores de HDT referenciados no *International Plastics Handbook* (2006). Para o PP os valores de HDT estão na faixa entre 55 e 65 °C, enquanto para o PA6 entre 55 °C e 80 °C.

O primeiro é que a média das temperaturas de deflexão entre o grupo das amostras de PP que continham apenas fibras longas é de 157 °C, o mesmo valor encontrado nos estudos de Thomason (2005), que ainda observou que este valor é constante até o teor de 50% de fibras, acima dele, a tendência é de queda. Outro ponto observado por Thomason (2005), é que

compósitos de PP com fibras longas (em teores de até 50%) possuem a temperatura de HDT muito próxima à temperatura de fusão do material, de 160 a 167 °C, indicando que as fibras proporcionam uma maior estabilidade dimensional do material quando submetido a altas temperaturas. A diferença de temperaturas entre as frações de 30% e 50% de fibras longas durante o ensaio de HDT foi de apenas 2 °C.

Já o segundo padrão, o que contém o grupo da PA6 reforçado com fibras curtas, o comportamento não é constante, mas sim de crescimento linear nos valores de HDT. A diferença de temperaturas entre as frações de 30% e 50% de fibras curtas durante o ensaio de HDT foi cerca de 10 °C, já a temperatura média de deflexão entre as frações é de 195 °C, um pouco abaixo da temperatura de fusão da PA6 que é de cerca 220 °C.

Gráfico 13 - Compilação de dados de HDT das amostras sem envelhecimento em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

A utilização das fibras como reforço modifica a estrutura dos polímeros, tendo maior impacto no HDT dos termoplásticos semicristalinos. De maneira simples, as fibras de vidro restringem a movimentação das cadeias polimérica da fase amorfa dos polímeros semicristalinos, o que contribui para o aumento das propriedades térmicas (MURPHY, 1994). Conforme mencionado anteriormente, o aumento expressivo da temperatura no ensaio de HDT, com a incorporação da fibra, é provocado pela formação de uma interfase transcristalina entre

a superfície da fibra e o polímero. As camadas superficiais das fibras se sobrepõem e forma-se um reticulado físico de fibras interligadas por intercamadas, que reduz o escoamento e, portanto, aumenta a resistência à distorção por calor (ELIAS, 1993).

Considerando o desvio padrão das amostras e o teste de análise de variâncias (ANOVA), foi comprovado que não há diferença entre as médias do HDT do PP com 30% e 40% de fibras longas, ou seja, seus valores são estatisticamente iguais (tabela 30, apêndice G). As demais amostras possuem médias de HDT diferentes entre si.

5.5 ESPECTROSCOPIA NO INFRAVERMELHO COM TRANSFORMADAS DE FOURIER (FTIR)

Para verificar se o envelhecimento térmico sofrido pelas amostras foi agressivo durante o tempo de 500 horas e 1000 horas sob a temperatura constante de 140 °C, especialmente para uma poliolefina como o PP que possui T_m em torno de 160 - 165 °C, análises de FTIR por ATR foram realizadas em duplicata para cada grupo de amostras estudadas, para averiguar se houve a formação de grupos carbonila (C=O).

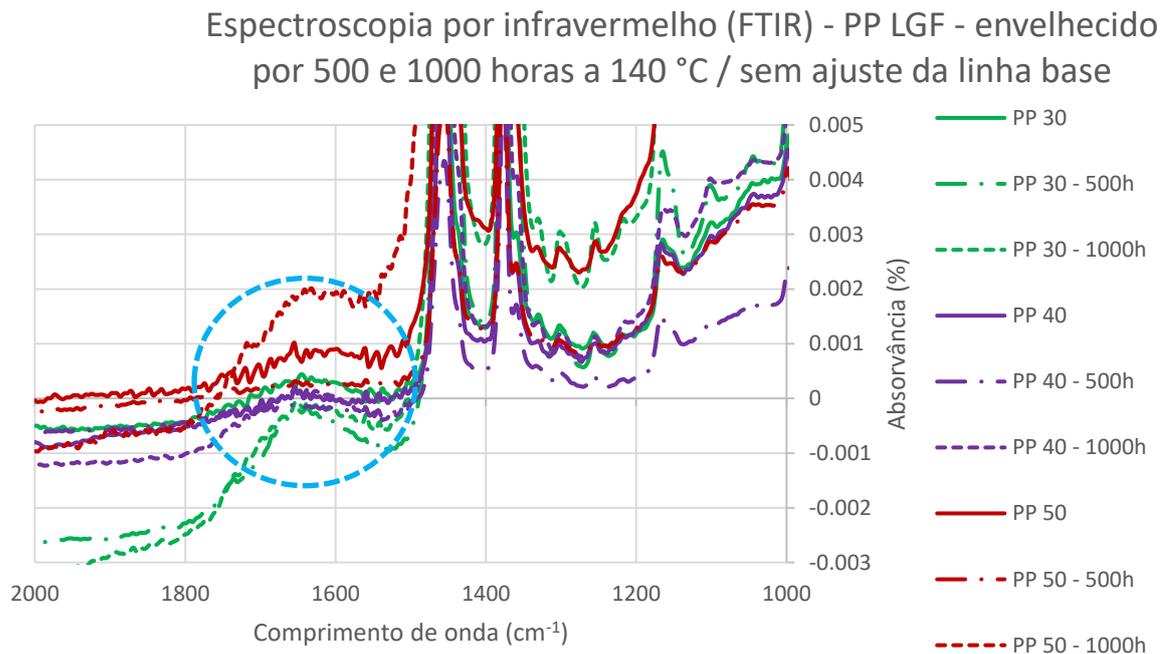
A degradação termo-oxidativa provoca a cisão das cadeias dos materiais poliméricos, alterando as propriedades físico-químicas e resultando na formação de grupos carbonila (ácidos, aldeídos, ésteres, γ -lactonas e cetonas). Alaburdaité e Krylova (2014), ao submeter o PP a um tratamento termo-oxidativo, observaram que sua temperatura de fusão, entalpia de fusão e a energia de cristalização diminuíram à medida que surgiram grupos carbonilas na sua estrutura.

Estudando os efeitos da degradação termo-oxidativa em um material poliolefínico (PEAD), Babetto (2015) encontrou alterações importantes no espectro de infravermelho do PEAD degradado entre 1050 e 1450 cm^{-1} e na faixa de 1600 e 1800 cm^{-1} . É nesta segunda faixa de espectros que encontramos o grupos carbonila gerado pela degradação, provenientes de, basicamente cetonas (1712 – 1723), ácidos carboxílicos (1680 – 1725), aldeídos (1675 – 1730), lactonas e perácidos (1770 – 1780).

Cada grupo de compósito teve duas amostras analisadas. O ensaio de espectroscopia foi realizado tanto na superfície externa quanto na superfície interna da amostra, verificando assim se o efeito de degradação agiu da superfície em direção ao núcleo das amostras. Nesta seção do trabalho será apresentado apenas as análises feitas na superfície interna das amostras.

Observando apenas a faixa do espectro que compreende o grupo carbonila (C=O), o gráfico 14 apresenta os espectros das amostras não envelhecidas e envelhecidas de PP.

Gráfico 14 - Espectros obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PP contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Fazendo um comparativo entre os gráficos, é possível observar o aumento da área e nos picos das curvas na região de comprimento de onda de 1600 cm⁻¹, indicando a presença de carbonila que é o produto da degradação térmica ocorrida nos compósitos durante o ensaio de envelhecimento. O aumento da área se intensifica com o aumento das horas de exposição ao calor.

O índice de carbonila (IC) foi calculada pela relação entre a área medida referente às absorções dos grupos carbonila dividido pela área da absorção da deformação angular do grupo CH (ALMOND *et al.*, 2020). Para este trabalho apenas 1 amostra de cada compósito de PP e PA6 teve a sua área medida. A tabela 11 mostra o IC para os compósitos de PP com menor e maior teor de fibras, ou seja, 30% de fibras e 50% de fibras, não envelhecidos e envelhecidos por 500 e 1000 horas.

Tabela 11 - Áreas das faixas referentes aos grupos de carbonila e de CH e IC calculado

Amostra de PP	Área C=O (1810 -1530)	Área de C-H (1530-1390)	IC (A _{C=O} /A _{CH})
30 interno	0,270	1,203	0,224
30 interno / 500h	0,219	0,966	0,227
30 interno / 1000 h	0,199	0,777	0,256
50 interno	0,085	0,634	0,134
50 interno / 500h	0,082	0,171	0,479
50 interno / 1000h	0,109	0,086	1,267

Fonte: Autor, 2020

Os resultados de IC demonstram que com o aumento da temperatura de envelhecimento há um aumento da degradação, sendo que a maior degradação ocorreu com o compósito com o maior teor em massa em fibras, o PP com 50% de fibras longas.

Com a comprovação do surgimento do grupo carbonila na estrutura do PP, pode-se dizer que houve a degradação termo-oxidativa o que terá implicações nas propriedades mecânicas das amostras de PP.

No caso de PA6, não foram observadas diferenças significativas entre os espectros das amostras envelhecidas e não envelhecidas, ou seja, não houve indícios de degradação nas amostras de PA6. Os espectros completos tanto das amostras de PP quanto das amostras de PA6 encontram-se no apêndice C.

5.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Resistência à tração, módulo de elasticidade em tração, deformação na ruptura e tenacidade são as quatro propriedades obtidas e estudadas durante o ensaio de tração, cujos resultados foram analisados e apresentados na sequência.

Todas as curvas de tensão – deformação das amostras analisadas são apresentadas no apêndice E.

5.6.1 Resistência à tração

Os resultados da resistência à tração (RT), avaliada pela tensão máxima nas curvas tensão-deformação, são apresentados na tabela 12 e no gráfico 15, assim como os desvios padrões de cada população. Além das amostras não envelhecidas foram avaliadas também amostras que passaram pelo envelhecimento térmico a 140 °C por 500 e 1000 horas.

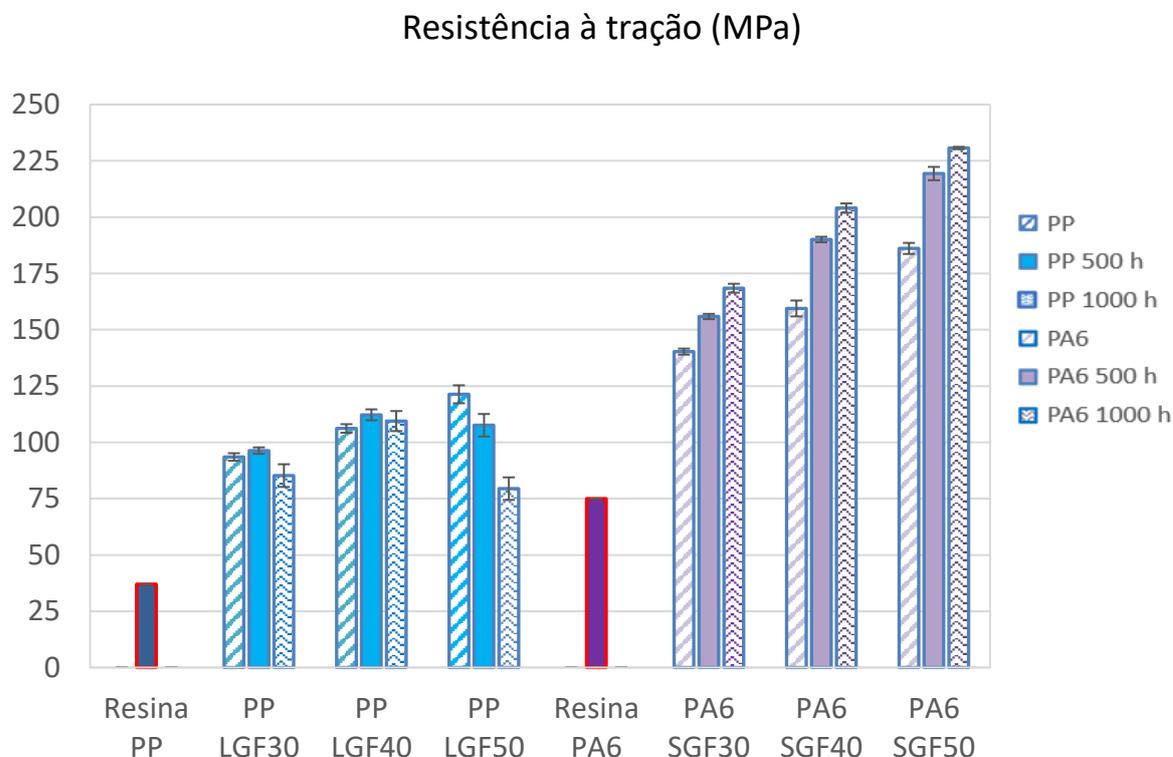
Tabela 12 - Resistência à tração com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Res. Tração (MPa)	Desvio Padrão (+/-)	Res. Tração (MPa)	Desvio Padrão (+/-)	Res. Tração (MPa)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	93,50	1,68	96,34	1,44	85,24	5,05
PP 40% FV longa	106,18	1,89	112,24	2,42	109,44	4,44
PP 50% FV longa	121,35	3,99	107,60	4,98	79,45	5,01
PA6 30% FV curta	140,31	1,34	155,89	1,18	168,45	1,97
PA6 40% FV curta	159,45	3,54	190,07	1,22	204,04	2,06
PA6 50% FV curta	186,12	2,46	219,36	2,97	230,72	0,51

Fonte: Autor, 2020

Para fins de comparação, foram inseridos no gráfico 15 os valores da resistência à tração das resinas virgens utilizadas como matrizes dos compósitos em estudo, fornecidos pelos produtores das resinas. Ambas as resinas são identificadas em destaque como barras cheias com a borda na cor vermelha. Os compósitos de PP tinham como resina base um PP homopolímero desenvolvido pela *BRASKEM* sob o código *DH789.01* e a resina dos compósitos de PA6 foi produzida pela própria *LANXESS*, sob o nome e código de *Durethan B29*. A resistência à tração do PP virgem é de 37 MPa e a da PA6 é de 75 MPa.

Gráfico 15 - Resultados de resistência à tração das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Observa-se pela tabela 12 e pelo gráfico 15 que, exceto para os compósitos de PP envelhecidos, todos os outros apresentam um aumento linear com o aumento do teor de fibras, conforme demonstrado pelas equações de ajuste apresentadas na tabela 13.

Este aumento linear da RT com o aumento do teor de fibras, tanto curtas quanto longas, também foi observado por Thomason (2002).

O aumento de resistência à tração em relação à resina virgem de PP quando incorporado 30%, 40% e 50% em massa de fibras de vidro longas foi, respectivamente, de 253%, 287% e 328%. Para a PA6 os aumentos foram de 87%, 112% e 148% com a incorporação de 30%, 40% e 50% em massa de fibras curtas. Isso mostra que para o mesmo teor de fibras, o aumento alcançado na RT com fibras longas no PP é aproximadamente mais que o dobro daquele obtido com fibras curtas para a PA6, evidenciando o maior reforço alcançado com fibras longas em relação às fibras curtas.

Tabela 13 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência em tração em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 1,6986x + 38,543$ $R^2 = 0,9943$	* $y = - 0,1027x^2 + 8,777x - 74,571$ $R^2 = 1$	* $y = - 0,271x^2 + 21,389x - 312,56$ $R^2 = 1$
PA6 fibras curtas	$2,1907x + 74,504$ $R^2 = 0,9983$	$y = 3,1738x + 61,485$ $R^2 = 0,998$	$y = 3,1132x + 76,54$ $R^2 = 0,9932$

Fonte: Autor, 2020

* Comportamento não linear

Nos estudos promovidos por Thomason (2002 e 2005), Derstine, Howarth e Zellock (1996) também foi evidenciado o aumento da RT com a incorporação de fibras de vidro longas. Callister (2017), Teixeira (2012) e Ning *et al.* (2019) explicam que o efeito obtido pelo aumento no tamanho das fibras possibilita o aumento na RT, pois a tensão transmitida da matriz para as fibras será distribuída por toda a extensão da fibra. Isso significa que as fibras longas conseguem distribuir maiores cargas em sua extensão em relação às curtas. Subramanian e Senthivelan (2009) indicam em seu estudo, que um tamanho maior na fibra também aumenta o número de interações físicas entre a interfase fibra-matriz, deixando o compósito mais resistente.

Para avaliar a equivalência de resistência dos compósitos, comparando-se o PP com teor máximo de 50% de fibras longas com a PA6 com teor mínimo 30% de fibras curtas, verifica-se que a resistência à tração do compósito de PA6 é superior ao compósito de PP em aproximadamente 16%. Fazendo-se uma extrapolação, usando a tendência linear da RT em função do teor de fibra, prevê-se que um compósito de PP contendo 50% de fibras longas terá a mesma RT de uma PA6 contendo 22% de fibras curtas, a qual seja em torno de 120 MPa (gráfico 32, apêndice D). Isso também se deve ao fato da resina de PA6 virgem ser inerentemente mais resistente que a resina de PP virgem.

No gráfico 15 também são observados dois comportamentos distintos após o envelhecimento das amostras:

- Para os compósitos de PA6 há um aumento da RT em todas as frações e com o mesmo comportamento linear apresentado nas amostras sem envelhecimento. O aumento da RT após 500 horas de envelhecimento, em relação ao sem envelhecimento, foi de 11%, 19% e 17% respectivamente para as frações de 30%, 40% e 50% em massa de fibras curtas.

Como pelo DSC somente a composição de 50% apresentou aumento de grau de cristalinidade, o aumento na RT das outras composições pode ser proveniente de uma transição da fase γ para α , que segundo Dencheva *et al.* (2007) ocorre no recozimento da PA6 acima de 120°C. Atribuíram a este fato a razão pelo aumento da tensão de escoamento e do módulo de Young observado no seu trabalho, já que o polimorfo γ é mais dúctil enquanto o polimorfo α é caracterizado por uma maior RT.

- Para as amostras de PP o comportamento do aumento da RT não é linear. O aumento, em relação ao sem envelhecimento, se dá apenas nos compósitos com frações de 30% e 40% em massa de fibras longas, com respectivamente de 3% e 5,7% de aumento, enquanto o compósito com a fração de 50% de fibras longas apresenta queda de 12,5% nos valores da RT.

Diferente da PA6, o PP possui temperatura de fusão apenas cerca de 25 °C abaixo da temperatura de envelhecimento. Assim, além do recozimento que resultou em aumento do grau de cristalinidade e consequente aumento da RT, houve também uma degradação mais severa, conforme evidenciado pelos ensaios de FTIR. Para os teores de 30% e 40%, provavelmente, a degradação não era suficiente para anular o ganho na propriedade mecânica, porém a maior degradação para o teor de 50% acabou tendo um efeito negativo maior, resultando na subsequente queda na RT.

O aumento das propriedades mecânicas pode ser explicado pelo efeito do recozimento causado pelo processo de envelhecimento nas amostras, com consequente aumento no grau de cristalinidade, conforme evidenciado por DSC, mesmo efeito observado para as poliamidas por Jia e Kagan (1998) e Gogolewski *et al.* (1982), assim como nos estudos de Tiggeman (2012), que ainda sugere que o aumento nas propriedades mecânicas em poliolefinas e elastômeros termoplásticos poderia estar relacionado à perda de óleo plastificante sob altas temperaturas.

Após 1000 horas sob os efeitos do envelhecimento é observado uma maior queda nos valores da RT de todas as frações de PP com fibras longas, indicando que a temperatura de 140 °C durante o tempo do ensaio foi muito agressiva, ocasionando a degradação do material. Em relação às amostras sem envelhecimento as principais quedas ocorreram em 30% e 50% em

massa de fibras longas que perderam 9% e 35% das propriedades de RT. Já para os compósitos de PA6 houve a continuidade de ganho linear das propriedades de RT, e ao final do ensaio os aumentos obtidos foram de 20%, 27% e 24% na propriedade mecânica de RT. A temperatura de 140 °C não ocasionou degradação aos compósitos de PA6, apenas o aumento da RT evidenciando os efeitos do recozimento.

5.6.2 Módulo de elasticidade em tração

O módulo de elasticidade em tração (E_t), relacionado à rigidez do material, foi determinado pela inclinação da região linear inicial da curva tensão – deformação até o ponto de 0,3% de deformação. São apresentados na tabela 14 e no gráfico 17 os resultados do E_t para as amostras não envelhecidas e envelhecidas a uma temperatura de 140 °C durante 500 e 1000 horas, assim como os desvios padrões de cada população.

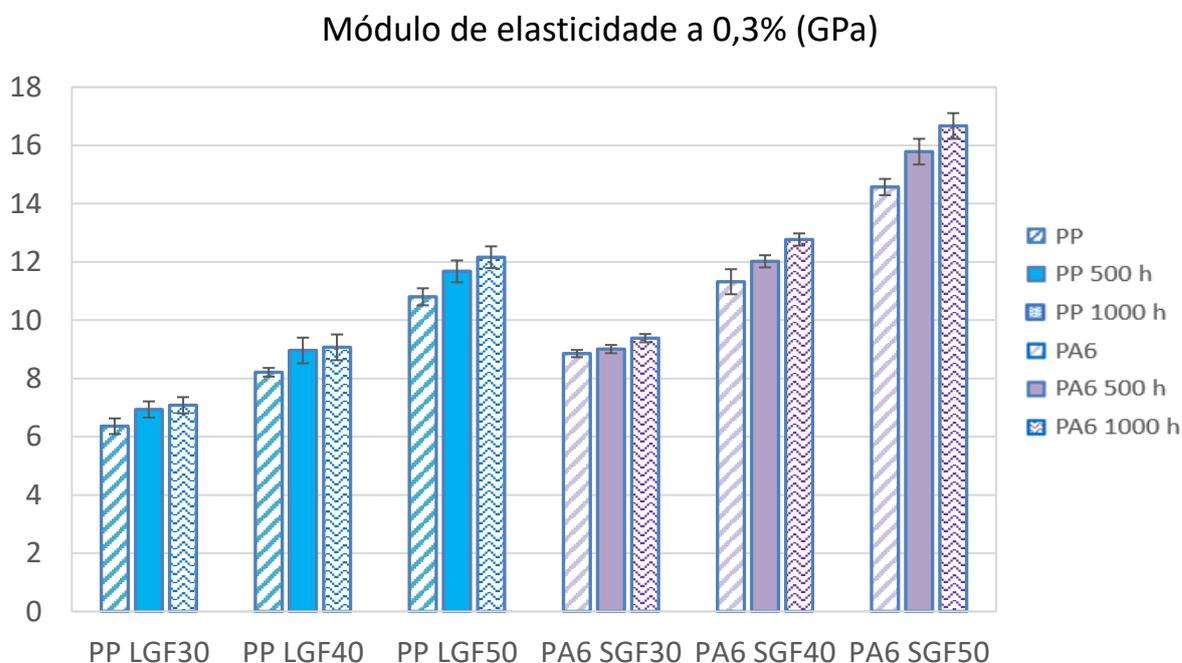
Tabela 14 - Módulo elástico em 0,3% de deformação para amostras em tração, com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Módulo de tração (GPa)	Desvio Padrão (+/-)	Módulo de tração (GPa)	Desvio Padrão (+/-)	Módulo de tração (GPa)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	6,36	0,27	6,94	0,28	7,08	0,13
PP 40% FV longa	8,21	0,15	8,96	0,44	9,07	0,09
PP 50% FV longa	10,80	0,29	11,68	0,37	12,16	0,45
PA6 30% FV curta	8,85	0,12	9,01	0,14	9,38	0,19
PA6 40% FV curta	11,32	0,43	12,02	0,21	12,77	0,18
PA6 50% FV curta	14,57	0,28	15,79	0,44	16,67	0,24

Fonte: Autor, 2020

Analogamente à RT (gráfico 16), observa-se um aumento praticamente linear desta propriedade com o aumento do teor de fibras, tanto para os compósitos de fibra curta quanto de fibra longa. Thomason (2002), Zhang *et al.* (2014), Ning *et al.* (2019) também observaram o mesmo comportamento em seus estudos com fibras longas em compósitos de PP.

Gráfico 16 - Resultados do módulo de elasticidade em tração a 0,3% de deformação, das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Os compósitos não envelhecidos são identificados pelas barras com hachuras inclinadas e comparando os compósitos de PP e PA6 observa-se que o valor obtido do módulo de elasticidade em tração do PP com 40% em massa de fibras longas é próximo ao módulo elástico obtido pela PA6 carregada com 30% em massa de fibras curtas. Fazendo o comparativo, a PA6 com 30% de fibras curtas possui um módulo de elasticidade cerca de 8% superior ao módulo do PP com 40% de fibras longas.

Aumentando a fração de fibras longas para 50% em massa, o compósito com matriz de PP é superior em 22% quando comparado com o compósito de PA6 com 30% em massa de fibras curtas. A diferença é menor quando comparado o PP com 50% de fibras longas com PA6 com 40% de fibras curtas, sendo a fração de 40% de fibras curtas apenas cerca de 4,5% superior ao PP com 50% de fibras longas.

Considerando o desvio padrão das amostras e aplicando o teste de análise de variâncias (ANOVA), foi comprovado que não há diferença entre o Et do PP com 50% de fibras longas e da PA6 com 40% de fibras curtas, significando que seus valores são estatisticamente iguais (tabela 29, apêndice G).

O comportamento de crescimento linear do Et para cada grupo de compósito estudado é descrito pelas equações de ajustes, com seus respectivos coeficientes de determinação (R^2), apresentados na tabela 15.

Tabela 15 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para o módulo elástico em tração em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 0,222x - 0,4233$ $R^2 = 0,9908$	$y = 0,237x - 0,2903$ $R^2 = 0,9929$	$y = 0,254x - 0,722$ $R^2 = 0,9846$
PA6 fibras curtas	$y = 0,286x + 0,14$ $R^2 = 0,9938$	$y = 0,339x - 1,287$ $R^2 = 0,9959$	$y = 0,3644x - 1,634$ $R^2 = 0,9984$

Fonte: Autor, 2020

Fazendo-se uma extrapolação, usando a tendência linear do Et em função do teor de fibra, prevê-se que um compósito de PP contendo 50% de fibras longas terá o mesmo Et de um PA6 contendo 38% de fibras curtas, a qual gira em torno de 11 GPa (gráfico 36, apêndice D). Para um compósito de PA6 contendo 30% de fibras curtas terá o mesmo Et de um PP contendo 42% de fibras curtas, a qual gira em torno de 9 GPa (gráfico 36, apêndice D).

Os efeitos do envelhecimento térmico alteraram o comportamento do módulo elástico de ambas as famílias de compósitos. Após o envelhecimento a 140 °C por 500 horas (barras cheias) e por 1000 horas (barras com hachuras onduladas) foi observado que ambos os grupos de compósitos mantiveram o comportamento de crescimento linear do Et após a realização do tratamento térmico. Além do aumento ocasionado pela adição de diferentes frações de fibras, verificou-se que em todas as amostras ensaiadas tiveram aumento nos valores da propriedade do Et. Esse efeito provavelmente deve-se à recristalização do material ocorrida durante o tempo de envelhecimento por 500 e 1000 horas a 140 °C. Como já mencionado, o envelhecimento também atuou como um processo de recozimento do material aumentando o grau de

cristalinidade dos compósitos de PP, como evidenciado pelos ensaios de DSC que foram realizados. Canevarolo (2020) menciona que aumento da cristalinidade em matrizes semicristalinas aumenta a rigidez do material, conseqüentemente aumentando o módulo elástico. Conforme mencionado anteriormente, para os compósitos de PA6 o recozimento pode ter induzido a transformação da fase γ mais dúctil para a fase α mais resistente, resultando no aumento do módulo elástico em tração (DENCHEVA *et al.*, 2007).

Após 500 horas de envelhecimento, o aumento do Et para os compósitos com matriz de PP reforçados com fibras longas em relação aos compósitos não envelhecidos eram em torno de 8,5% para os teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras longas. Para os compósitos com matriz polimérica de PA6 reforçados com fibras curtas este aumento foi de 2%, 6% e 8% para teores de fibra de 30%, 40% e 50% respectivamente.

Quanto à equivalência entre os compósitos de PP e PA6, considerando o desvio padrão das amostras e aplicando o teste de análise de variâncias (ANOVA), foi comprovado que não há diferença entre o Et envelhecidos por 500 horas do PP com 40% de fibras longas e da PA6 com 30% de fibras curtas, significando que seus valores são estatisticamente iguais (tabela 32, apêndice G).

O mesmo ocorre com o Et entre a PA6 com 40% de fibras curtas e do PP com 50% de fibras longas envelhecidos por 500 horas também se tornam próximos. Considerando o desvio padrão das amostras e aplicando o teste de análise de variâncias (ANOVA), foi comprovado que não há diferença entre o Et das amostras, significando que seus valores são estatisticamente iguais (tabela 31, apêndice G).

Após 1000 horas de envelhecimento, o aumento do Et em relação às amostras não envelhecidas para os compósitos de PP reforçados com fibras longas foi de 11,5%, 10,5% e 12,5% para os teores de 30%, 40% e 50%. Para as amostras envelhecidas de PA6 com fibras curtas este aumento foi de 6%, 13% e 14,5% para os mesmos teores. Diferentemente das amostras envelhecidas por 500 horas, em que algumas frações apresentaram valores de Et estatisticamente iguais, nenhuma das frações envelhecidas por 1000 horas apresentou valores estatísticos semelhantes.

Fazendo um comparativo entre as amostras envelhecidas, sob o efeito das primeiras 500 horas de envelhecimento, a % de ganho de propriedade do Et foi maior nos compósitos de PP com fibras longas quando comparado aos compósitos de PA6 com fibras curtas, entretanto com 1000 horas de ensaio o comportamento se inverte e a PA6 com fibras curtas passa a apresentar maior ganho de propriedade em %, quando comparado ao PP com fibras longas. O longo tempo de exposição sob a alta temperatura de 140 °C é considerada agressiva para a matriz de PP,

favorecendo maior recristalização do material, como verificado pelos ensaios de DSC. Em um ambiente com altas temperaturas (próximo da T_m) Canevarolo (2020) enfatiza que pode ocorrer o aumento no tamanho dos cristais o que diminui as áreas interfaciais promovendo menor mobilidade entre macromoléculas resultando em aumento tanto a resistência em tração quanto o módulo elástico.

Comportamento contrário teve os compósitos de matriz de PA6 que teve maior aumento em % do Et, ocasionado entre 500 e 1000 horas de ensaio, ou seja, precisou de maior tempo de recozimento para ocorrer o mesmo efeito da recristalização do PP ocorrida nas primeiras horas.

5.6.3 Deformação na ruptura

Os resultados da deformação na ruptura, ou seja, da ductilidade dos materiais durante a deformação sob tensões encontram-se na tabela 16 e no gráfico 17, tanto para as amostras não envelhecidas quanto para amostras envelhecidas a uma temperatura de 140 °C por 500 e 1000 horas, assim como os desvios padrões de cada população.

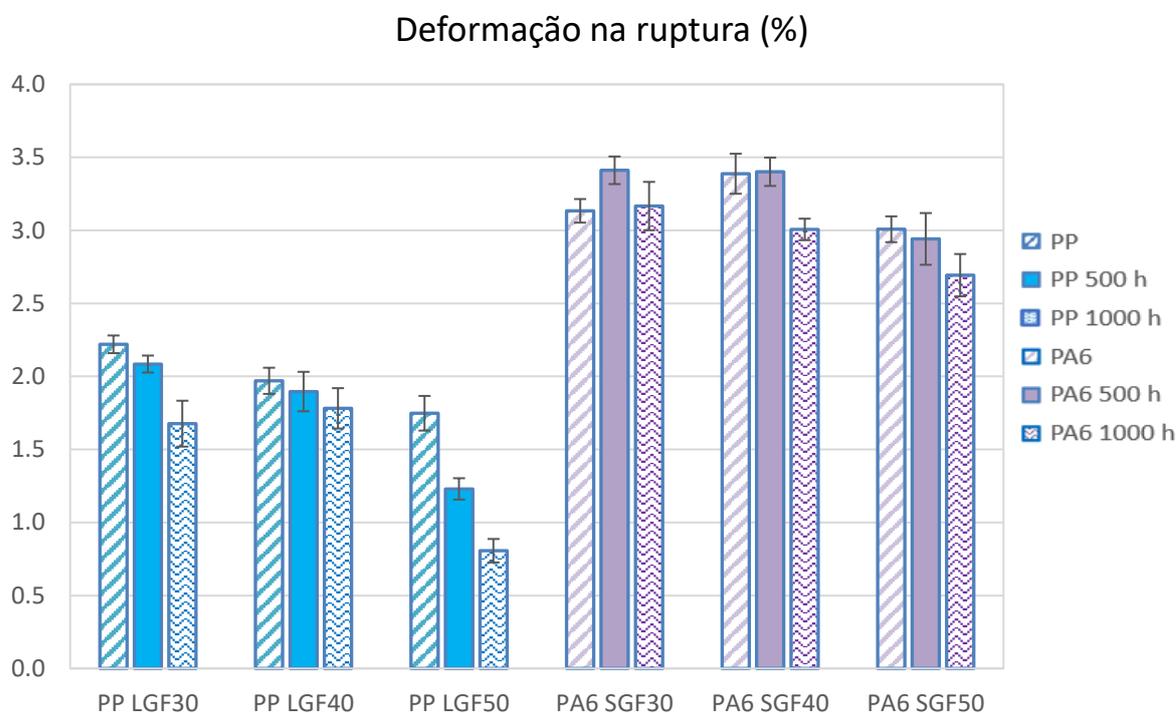
As equações de ajustes, com seus respectivos coeficientes de determinação (R^2), apresentados na tabela 17

Tabela 16 - Deformação na ruptura para amostras em tração, com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Def. Rupt. Tração (%)	Desvio Padrão (+/-)	Def. Rupt. Tração (%)	Desvio Padrão (+/-)	Def. Rupt. Tração (%)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	2,22	0,06	2,09	0,06	1,68	0,16
PP 40% FV longa	1,97	0,09	1,90	0,14	1,78	0,14
PP 50% FV longa	1,75	0,12	1,23	0,07	0,81	0,08
PA6 30% FV curta	3,13	0,08	3,41	0,09	3,17	0,17
PA6 40% FV curta	3,39	0,14	3,40	0,10	3,01	0,07
PA6 50% FV curta	3,01	0,09	2,94	0,18	2,69	0,15

Fonte: Autor, 2020

Gráfico 17 - Deformação na ruptura em tração em compósitos carregados com teores de 30%, 40% e 50% de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Tabela 17 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a deformação na ruptura em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = -0,0236x + 2,9233$ $R^2 = 0,9988$	$y = -0,0428x + 3,4473$ $R^2 = 0,9053$	* $y = -0,005x^2 + 0,3534x - 4,338$ $R^2 = 1$
PA6 fibras curtas	* $y = -0,0032x^2 + 0,2473x - 1,432$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0023x^2 + 0,1565x + 0,742$ $R^2 = 1$	$y = -0,0237x + 3,9037$ $R^2 = 0,966$

Fonte: Autor, 2020

* Comportamento não linear

Frações diferentes de fibras também afetam a maneira de como ocorre o processo da deformação plástica de materiais que estão sob tensão, pois a incorporação de fibras de vidro naturalmente acaba gerando restrições nas movimentações entre as cadeias poliméricas, ou seja, um polímero sem fibras de vidro terá uma deformação maior do que um material carregado com fibras quando submetido a qualquer ação de uma força (CALLISTER, 2017).

Observando o gráfico 17 observa-se que mesmo utilizando fibras longas, o PP com qualquer teor de fibras possui ductilidade inferior com qualquer uma das composições de PA6 estudadas. Apenas como dado comparativo Brydson (2017) menciona que o PP e PA6 (condicionada) possuem como o valor mínimo da deformação na ruptura 20% e 4,5% respectivamente.

Os dois grupos de compósitos não envelhecidos (barras com hachuras inclinadas) tiveram comportamentos diferentes. O grupo dos compósitos de PP com fibras longas apresentou redução linear na ductilidade, conforme aumenta a fração das fibras nos compósitos. A perda de propriedade ocorreu para todas as amostras. A perda total na ductilidade entre os teores de 30% e 50% foi de 21%. O mesmo efeito ocorreu nos estudos de Thomason (2002, 2005) que indicou que a queda no alongamento à tração foi devido ao aumento do teor de fibras.

O grupo da poliamida teve comportamento não uniforme, contrariamente ao esperado, pois geralmente, especialmente para fibras curtas, ocorre uma diminuição da deformação na ruptura com o aumento do teor de fibras (Thomason, 2005). Como o aumento do teor de fibras resultou em aumento praticamente linear na RT dos compósitos de PP e PA6, e em uma queda linear na deformação na ruptura de PP, acredita-se que a anomalia observada possa ter a PA6 com 30% de fibras curtas como origem. Uma queda linear resultaria, caso a deformação na ruptura da PA6 com 30% de fibras curtas fosse maior, conforme indicada pela linha de tendência simulada com $R^2 = 1$.

Compósitos que possuíam valores próximos da média de ductilidade foram submetidos à avaliação das médias populacionais, verificando se eram iguais ou pelo menos uma das médias era diferente. Aplicou-se o teste de análise de variâncias (ANOVA), realizado no software Excel. O nível de significância adotado foi de 0,05 e os testes demonstraram que todas as composições diferem entre si.

Amostras de PP com fibras longas, envelhecidas por 500 horas sob a temperatura de 140 °C (barras cheias), demonstraram queda nos valores da deformação na ruptura em tração, cerca de 6% e 4% para os teores de 30% e 40% em massa de fibras longas, entretanto queda maior foi observada no valores do PP com 50% de fibras longas, sendo a diminuição no valor

da propriedade de 30% em relação às amostras sem envelhecimento. A perda total na ductilidade após as 500 horas de ensaio entre os teores de 30% e 50% foi de 69%.

Sob as mesmas condições de ensaio, o comportamento encontrado nas amostras envelhecidas de PA6 foi diferente. O compósito envelhecido de PA6 com 30% de fibras curtas teve aumento na deformação de 9%, equiparando o seu valor absoluto com a PA6 com 40% em massa de fibras curtas, enquanto a PA6 com 50% em massa de fibras curtas teve queda nos valores. Comparando a tendência observada da ductilidade com o tempo de envelhecimento para os teores de 40% e 50% de fibras, reforça a hipótese de algum problema na composição PA SGF30. A perda total na ductilidade após as 500 horas de ensaio entre os teores de 30% e 50% foi de 16%.

Após 1000 horas de ensaio e mantendo a temperatura de 140 °C (barras com hachuras onduladas), a queda de propriedades do PP com fibras longas em relação às amostras sem envelhecimento foi de 25%, 10% e 54%. A perda total na ductilidade % após as 1000 horas de ensaio entre os teores de 30% e 50% foi de 101%.

Para as amostras em PA6 com fibras curtas praticamente não houve alteração para o compósito com 30% em massa de fibras, e queda de 11% e 10% para os compósitos com 40% e 50% em massa de fibras curtas em relação às amostras sem envelhecimento. A perda total na ductilidade após as 1000 horas de ensaio entre os teores de 30% e 50% foi de 18%.

Enquanto a perda da ductilidade da PA6 manteve-se ao mesmo nível entre 500 e 1000 horas, a perda de ductilidade do PP no mesmo período de tempo dobrou de valor.

Alguns fatos podem explicar a redução da deformação na ruptura. A resina de PP é naturalmente muito mais dúctil em relação à resina de PA6 e ao ser incorporado apenas 30% de fibras longas e curtas e fazendo um comparativo com os valores fornecidos por Brydson (2017) a redução na propriedade de deformação na ruptura diminui 89% para o PP enquanto a PA6 diminui 30%, entretanto pode-se assumir que caso fosse utilizado fibras curtas na resina de PP e na mesma porcentagem, a diminuição da propriedade seria menor.

Conforme já discutido anteriormente, para os compósitos de PP o aumento da cristalinidade promovido pelo tratamento térmico de recozimento, como demonstrado nos ensaios de DSC, contribuiu para o aumento da resistência à tração e do módulo elástico, sendo também responsável pela redução da deformação na ruptura. Para os compósitos de PA6 somente composição de 50% de fibra apresentou aumento no grau de cristalinidade, conforme o DSC, não sendo detectado para as composições de 30% e 40%. Porém existe a possibilidade da transformação de fase γ mais dúctil para a transformação de fase α menos dúctil, já discutido

anteriormente, o que explicaria a queda na deformação de ruptura com o tempo de envelhecimento.

Pelo fato de a temperatura de envelhecimento (140 °C) ser relativamente próxima da temperatura de fusão do PP ($T_m \approx 165$ °C) e relativamente distante da PA6 ($T_m \approx 220$ °C), o processo de envelhecimento térmico foi considerado agressivo para o PP, sendo brando na PA6. Após o processo de envelhecimento, fatores como uma possível degradação térmica ocasionando quebra das cadeias foram constatadas pelo ensaio de FTIR, especialmente nas amostras de PP contendo 50% de fibra de vidro, o que contribuiu também para a diminuição da deformação na ruptura. Outro ponto que pode ter contribuído foi a diminuição da mobilidade de cadeias influenciada pelo o aumento do tamanho e perfeição dos esferulitos, assim como ocorrido nos estudos de Jia e Kagan (1998). Esse aumento no tamanho dos esferulitos restringe a mobilidade das cadeias poliméricas reduzindo as deformações (CANEVAROLO, 2020).

5.6.4 Tenacidade

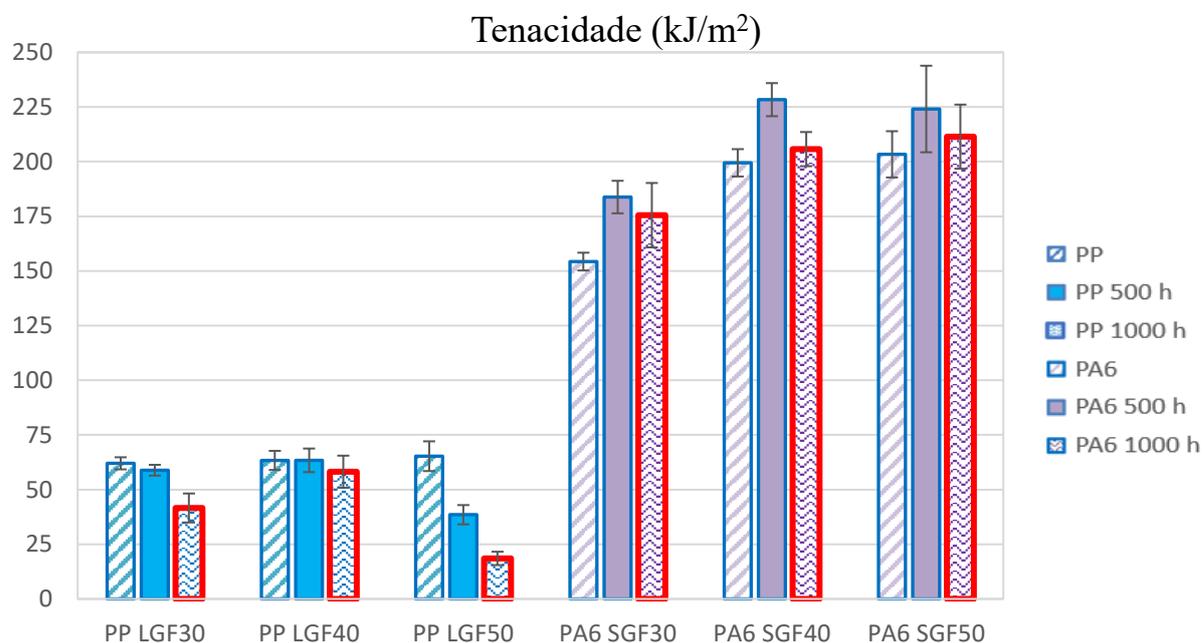
Os resultados da tenacidade, ou seja, da energia absorvida até a ruptura dos corpos de prova por esforços de tração, encontram-se na tabela 18 e no gráfico 18. Conforme esperada, a tenacidade dos compósitos de PA6 foi maior do que a dos compósitos de PP.

Tabela 18 - Tenacidade para amostras com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Tenacidade (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)	Tenacidade (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)	Tenacidade (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	62,03	2,77	58,86	2,47	41,61	6,63
PP 40% FV longa	63,35	4,37	63,40	5,40	58,18	7,35
PP 50% FV longa	65,29	0,01	38,52	4,41	18,54	3,07
PA6 30% FV curta	154,29	4,07	183,80	7,43	175,51	14,73
PA6 40% FV curta	199,46	6,26	228,35	7,57	205,73	7,82
PA6 50% FV curta	203,35	10,57	224,07	19,79	211,43	14,66

Fonte: Autor, 2020

Gráfico 18 - Tenacidade dos compósitos carregados com teores de 30%, 40% e 50% de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

A tabela 19 apresenta as equações de ajuste para os grupos de compósitos estudados.

Tabela 19 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a tenacidade em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 0,0002x + 0,057$ $R^2 = 0,9877$	* $y = -0,0002x^2 + 0,0108x - 0,129$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0003x^2 + 0,0208x - 0,332$ $R^2 = 1$
PA6 fibras curtas	* $y = -0,0002x^2 + 0,0197x - 0,2461$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0002x^2 + 0,0204x - 0,22$ $R^2 = 1$	* $y = -1E-04x^2 + 0,0098x - 0,027$ $R^2 = 1$

Fonte: Autor, 2020

* Comportamento não linear

Os resultados de tenacidade para as amostras de PP com fibras longas sem envelhecimento não mostram qualquer aumento ou diminuição linear, conforme observado nas outras propriedades, indicando que a variação dos teores não impactou a quantidade de energia absorvida antes da fratura, sendo similar para todas as composições. Como a tenacidade equivale a área sob a curva tensão-deformação, isto indica que a redução sofrida na deformação na ruptura foi proporcional ao aumento da resistência à tração com o aumento do teor de fibras.

Neste caso, conforme mostrado pelo teste de análise de variâncias (ANOVA), as tenacidades dos compósitos do PP com fibras longas sem envelhecimento foram estatisticamente iguais (tabela 32, apêndice G).

A PA6 contendo a fração de 30% em massa de fibras curtas possui a menor tenacidade dentre o grupo de PA6, possuindo um valor de 23% menor em relação aos teores em massa de 40% e 50% de fibras curtas. Os teores com 40% e 50% possuem valor similar de tenacidade, cerca de 200 kJ/mm². Assim como para os compósitos de PP, foi realizado o teste de análise de variâncias (ANOVA) e verificou-se que as frações de 40% e 50% em massa de fibras curtas são iguais (tabela 33, apêndice G).

Quanto à comparação da propriedade entre os dois tipos de compósitos, a diferença de tenacidade entre qualquer compósito de PP com fibras longas e a PA6 com 30% de fibra curta é de 143%.

Com o envelhecimento sob a temperatura de 140 °C por 500 horas, é possível observar que as amostras de PA6 com fibras curtas tiveram um aumento em relação às amostras sem envelhecimento, com aumento de 20%, 14% e 11% nos valores de tenacidade para os teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras curtas.

Para as amostras em PP com fibras longas, o envelhecimento das amostras com os teores de 30% e 40% de fibras longas praticamente não afetou a tenacidade. Entretanto, houve diminuição do valor para o PP com 50% em massa de fibras longas, possivelmente devido à maior degradação termo-oxidativa do material, conforme evidenciado pelo FTIR (gráfico 18). Houve redução de 46% na propriedade de tenacidade.

Para as amostras com 1000 horas de envelhecimento, outro comportamento da tenacidade dos compósitos foi observado. Para o PP, houve redução de 30% e 72% no valor da tenacidade respectivamente para as frações de 30% e 50% em relação às amostras sem envelhecimento, enquanto o teor de 40% de fibras longas manteve o valor da tenacidade em referência as amostras sem envelhecimento. A redução grande na tenacidade para o teor de 50% grande, pode ser contribuída a aumento do grau de cristalinidade, evidenciado por DSC, que

reduz a capacidade de absorção de energia e também pela maior degradação sofrida, evidenciada por FTIR, conforme já discutido anteriormente.

Entre os resultados de tenacidade para amostras de PA6 envelhecidas a 1000 horas houve diminuição da tenacidade somente no teor de 40% em relação às amostras com 500 horas de envelhecimento. Até 500 horas a mudança da fase γ para a fase α influenciou o aumento da tenacidade, entretanto após 500 horas há o indicativo que voláteis da PA6 possam ter sido retirados das amostras, diminuindo a capacidade de absorção da energia.

5.7 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Os resultados obtidos durante o ensaio de impacto mostram, na forma de resistência ao impacto, a quantidade de energia absorvida durante este ensaio dinâmico. O tamanho das fibras e a quantidade do teor adicionada à matriz polimérica, impactam nos resultados da RI, no tipo de fratura e no comportamento de cada compósito durante o ensaio.

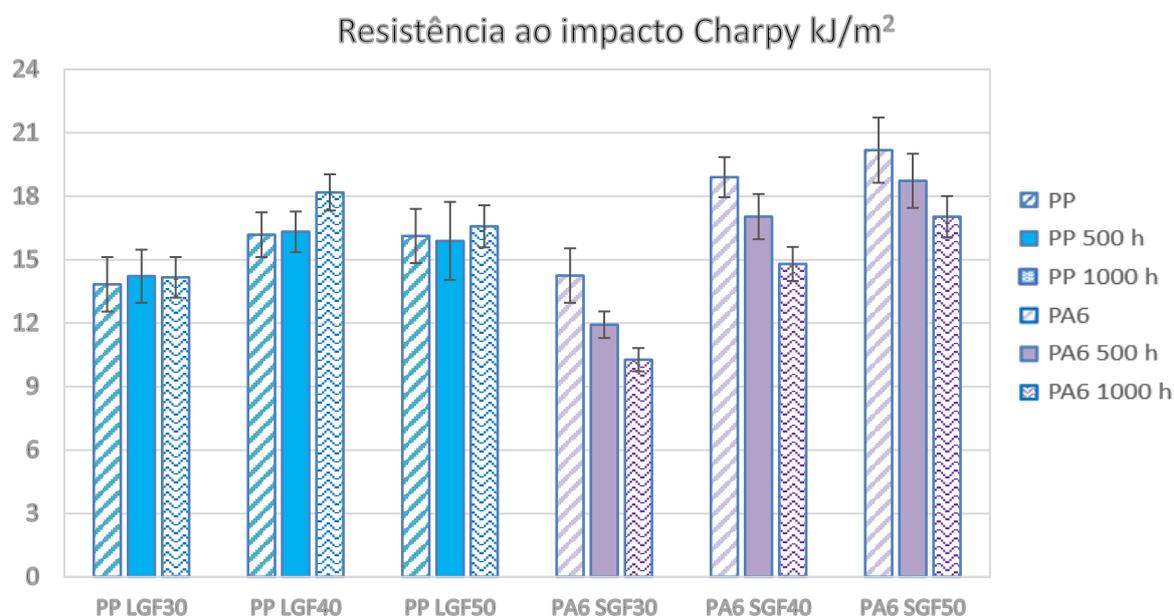
Os valores médios da RI para cada grupo de compósitos estudados são mostrados na tabela 20, e no gráfico de barras 19 são mostrados os efeitos das fibras adicionadas nas matrizes termoplásticas de PP e PA6 não envelhecidas e envelhecidas a 140 °C por 500 e 1000 horas.

A tabela 21 apresenta as equações de ajuste para os grupos de compósitos estudados.

Tabela 20 - Resistência ao impacto em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Res. Impacto (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)	Res. Impacto (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)	Res. Impacto (kJ/m ²)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	13,84	1,29	14,22	1,26	14,17	0,96
PP 40% FV longa	16,18	1,06	16,32	0,96	18,18	0,86
PP 50% FV longa	16,12	1,28	15,89	1,85	16,58	1,00
PA6 30% FV curta	14,25	1,29	11,93	0,63	10,27	0,55
PA6 40% FV curta	18,90	0,95	17,04	1,07	14,80	0,81
PA6 50% FV curta	20,18	1,54	18,73	1,28	17,03	0,98

Gráfico 19 - Resistência ao impacto das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor 2020

Tabela 21 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência ao impacto em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	* $y = -0,012x^2 + 1,0776x - 7,657$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0222x^2 + 1,8299x - 20,731$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0297x^2 + 2,493x - 34,033$ $R^2 = 1$
PA6 fibras curtas	* $y = -0,0159x^2 + 1,5713x - 18,408$ $R^2 = 1$	* $500 y = -0,0156x^2 + 1,5732x - 21,149$ $R^2 = 1$	* $y = -0,0114x^2 + 1,2484x - 16,971$ $R^2 = 1$

Fonte: Autor, 2020

* Comportamento não linear

Entre o grupo do PP, a menor energia absorvida foi pela fração com 30% em massa de fibras longas, cerca de 17% menor comparada com o PP carregado com os teores de 40% e 50%. Os valores de RI dos teores contendo 40% e 50% são similares, exatamente o que observou Thomason em seus estudos (2005 e 2007). Ele observou que com o aumento do teor de fibras longas, a resistência ao impacto aumenta, entretanto chega-se ao ponto em que o desempenho máximo estabiliza entre 40% e 50% de fibras. Com um aumento maior do teor de fibras as propriedades começam a diminuir gradativamente, isso porque o comprimento das fibras diminui linearmente com o aumento do teor das fibras, devido ao excesso de cisalhamento entre fibras. Para comprovar que a RI para os teores de 40% e 50% de fibras são iguais, foi realizado o teste de análise de variâncias (ANOVA), conforme resultado da tabela 34 no apêndice G, significa que todas as composições são iguais.

O grupo contendo os compósitos de PA6 também mostra aumento na resistência ao impacto quando incorporado frações maiores de fibras. A resistência ao impacto do compósito reforçado com 40% em massa de fibras curtas é 32% superior ao compósito reforçado com 30% em massa de fibras curtas. Já a resistência ao impacto do compósito de PA6 carregado com 50% é 7,5% superior ao compósito carregado com 40% de fibras. Na soma geral, o aumento de resistência ao impacto da PA6 é de 42%. Neste estudo não foi possível verificar se houve a mesma estabilização da resistência ao impacto como o corrido com as amostras de PP com fibra longa, para isso seria preciso uma amostra com teor de fibras curtas acima 50%.

PP com 30% de fibras longas e PA6 com 30% de fibras curtas possuem resistência ao impacto similar, para comprovar foi realizado o teste de análise de variâncias (ANOVA), conforme resultado da tabela 35 no apêndice G, significa que todas as composições são iguais. A análise de variância foi feita para as outras combinações de materiais que possuem o valor da resistência ao impacto muito próximo, mas nenhuma delas obteve o valor -p maior que 0,05, significando que os testes demonstraram que as demais combinações de composições não são iguais.

Por serem similares, os teores dos compósitos de PP reforçados com 40% e 50% de fibras longas, possuem RI superior a 11,6% em relação à PA6 reforçada com 30% de fibras. Comparando-se com o teor de 40% de fibras curtas, os teores de 40% e 50% de fibras longas possuem RI inferior a 19%.

Quanto ao efeito do envelhecimento, observa-se que a RI dos compósitos de PP praticamente não varia com o tempo de envelhecimento, a não ser que para o compósito contendo 40% de fibra longa após 1000h de envelhecimento, que mostrou ligeiro aumento. Porém, para os compósitos de PA6 a RI, para todos os teores de fibra curta, diminui com o

tempo de envelhecimento, o que vem ao encontro da hipótese levantado da ocorrência de uma transição da fase γ mais dúctil para a fase α menos dúctil, que segundo Dencheva et al. (2007) ocorre no recozimento da PA6 acima de 120°C. A perda da ductilidade conduz a uma perda na resistência ao impacto. Fato curioso pode ser observado nos gráficos com linhas de tendências (gráficos 55 - 58, apêndice D). Sem o efeito do envelhecimento as equações de ajuste demonstram que os compósitos de PA6 com fibras curtas possuem RI superior aos compósitos de PP, com fibras longas. Com 500 horas de envelhecimento as curvas das equações de ajuste se cruzam com as frações de fibras em 40% em massa, sendo que a 30% em massa de fibras a PA6 possui RI maior do que o PP e com 50% em massa de fibras, o comportamento dos compósitos se alteram tendo o compósito de PP com o valor da RI maior do que PA6. Após 1000 horas há a inversão completa das curvas demonstrando que os compósitos de PP com fibras longas possuem RI superior aos compósitos de PA6 com fibras curta. Essa alteração de comportamento após 1000 horas de envelhecimento indica que o uso de fibras longas como reforço de resinas semicristalinos aumenta a RI, assim como visto nos estudos promovidos por Tao *et al.* (2014) que verificaram que o uso de fibras longas em matriz de POM aumentou a tenacidade no impacto do compósito, por meio da dissipação da energia por fratura de fibra.

5.8 ENSAIO DE FLEXÃO EM 3 PONTOS

A tensão em flexão a uma deformação de 1% e módulo de elasticidade em flexão são as duas propriedades obtidas e estudadas durante o ensaio de flexão, seus resultados foram analisados e são apresentados na sequência.

Para o estudo deste trabalho foi determinado que a tensão em flexão de todas as amostras seria no ponto que a deformação fosse no valor de 1%, pois acima desse percentual algumas amostras apresentaram algum tipo de fratura, sendo fratura completa ou não.

5.8.1 Resistência à flexão

Os resultados da tensão em flexão a uma deformação de 1%, assim como os desvios padrões de cada população, são apresentados na tabela 22 e no gráfico 20, ambos apresentam os valores das amostras não envelhecidas e as amostras envelhecidas a 140 °C por 500 e 1000 horas.

Como nos resultados do ensaio de tração, primeiramente são apresentados os resultados dos compósitos sem o envelhecimento, seguindo pelos compósitos que passaram pelo processo

térmico do envelhecimento por 500 horas e finalizando pelos resultados dos corpos de prova envelhecidos por 1000 horas.

Todas as curvas obtidas pelo ensaio de flexão são apresentadas no apêndice F.

Tabela 22 - Resistência à flexão em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

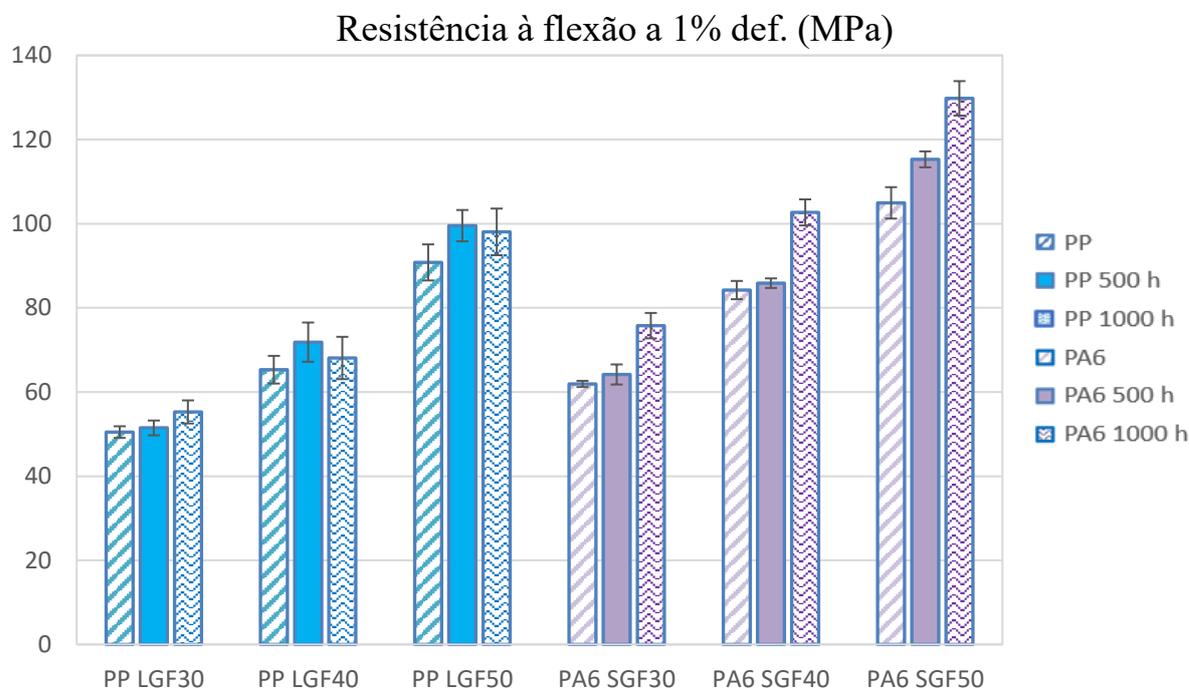
Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Res. flexão (1% def.)	Desvio Padrão (+/-)	Res. flexão (1% def.)	Desvio Padrão (+/-)	Res. flexão (1% def.)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	50,48	1,38	51,46	1,76	55,27	2,75
PP 40% FV longa	65,31	3,29	71,85	4,66	68,09	5,03
PP 50% FV longa	90,80	4,29	99,53	3,72	98,05	5,54
PA6 30% FV curta	61,92	0,73	64,17	2,38	75,77	3,02
PA6 40% FV curta	84,22	2,17	85,87	1,14	102,68	3,10
PA6 50% FV curta	104,95	3,73	115,29	1,89	129,79	4,09

Fonte: Autor, 2020

Assim como no ensaio de resistência à tração, o aumento do teor de fibras faz com que haja um aumento na resistência à flexão com crescimento linear, ocorrendo o mesmo efeito nas amostras envelhecidas por 500 e 1000 horas. Este aumento é demonstrado pelas equações de ajuste apresentadas na tabela 23.

No geral, o aumento de 30% para 50% no teor em massa de fibras nas amostras sem envelhecimento (barras com hachuras inclinadas) provocou aumento na resistência à flexão de 80% no PP carregado com fibras de vidro longas, enquanto o aumento na PA6 foi de 69,5%, indicando que o uso de fibras longas contribuiu para um maior aumento percentual na resistência à flexão em polímeros semicristalinos

Gráfico 20 - Resistência à flexão com 1% de deformação das amostras não envelhecidas e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Este comportamento de aumento foi evidenciado nos estudos de Zhang *et al.* (2014), especialmente devido à adesão entre fibras longas e a matriz de TPU / SAN. Novamente Thomason (2002) evidenciou que o uso das fibras longas provocou um aumento linear com o aumento do volume de teor das fibras. Tao *et al.* (2014) encontrou o mesmo comportamento no aumento da resistência à flexão, mas estudando a incorporação com fibras longas em outro polímero semi-cristalino (POM). Foi constatado que o efeito da transcristalinidade contribuiu para o aumento da adesão superficial entre a matriz e fibra, melhorando o efeito do reforço da fibra de vidro longa.

Comparando os compósitos de PP e PA6 observa-se que o valor obtido para a resistência à flexão do PP com 40% em massa de fibras longas é próximo à resistência à flexão obtida pela PA6 carregada com 30% em massa de fibras curtas. Fazendo o comparativo, a PP com 40% de fibras longas possui apenas uma RF 5% superior à RF do PA6 com 30% de fibras curtas.

Tabela 23 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para a resistência à flexão com 1% de deflexão em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 2,016x - 11,777$ $R^2 = 0,9772$	$y = 2,139x - 11,757$ $R^2 = 0,9492$	$y = 2,4035x - 21,86$ $R^2 = 0,9924$
PA6 fibras curtas	$y = 2,1515x - 2,3633$ $R^2 = 0,9996$	$y = 2,556x - 13,797$ $R^2 = 0,9925$	$y = 2,701x - 5,2933$ $R^2 = 1$

Fonte: Autor, 2020

Considerando o desvio padrão das amostras, o valor da resistência à flexão, entre o PP com 40% de fibras longas e a PA6 com 30% de fibras curtas, pode ser o mesmo. Portanto, para avaliar se todas as médias populacionais são iguais ou pelo menos uma das médias é diferente, aplicou-se o teste de análise de variâncias (ANOVA), sendo observado conforme resultados na tabela 36 no apêndice G, que não há médias diferentes, logo a resistência à flexão entre o PP com 40% de fibras longas e da PA6 com 30% de fibras curtas são iguais.

Aumentando a fração de fibras longas para 50% em massa, a RF do compósito com matriz de PP é superior em 38% quando comparado com o compósito de PA6 com 30% em massa de fibras curtas. A diferença da RF é menor quando comparado o PP com 50% de fibras longas com PA6 com 40% de fibras curtas, sendo a fração de 40% de fibras curtas apenas cerca de 6% inferior ao PP com 50% de fibras longas.

Comparando-se os dois compósitos carregados com teores de 50% em massa de fibras, a RF da PA6 com 50% de fibras curtas é 14% superior ao PP com 50% fibras longas. Foi realizado o estudo entre as médias populacionais entre o PP com 50% de fibras longas com a PA6 com 40% e 50% de fibras curtas por meio da ANOVA e foi constatado que os compósitos são diferentes entre si.

Como nos resultados do ensaio de tração, para avaliar a equivalência de resistência à flexão com deformação de 1%, comparou-se o PP com teor máximo de 50% de fibras longas com a PA6 com o teor mínimo de 30% de fibras curtas, verifica-se que a resistência do PP é 46% superior em comparação a PA6 com 30% de fibras curtas. Fazendo-se uma extrapolação, usando a tendência linear da RF em função do teor da fibra, prevê-se que um compósito de PP contendo 50% de fibras longas terá a mesma RF de um PA6 contendo 43%, a qual seja em torno de 90 MPa (gráfico 48, apêndice D).

Após 500 horas de envelhecimento, houve aumento nos valores da RF de ambos os compósitos estudados, mantendo o comportamento de crescimento linear dos compósitos sem envelhecimento. Foi observado que o aumento nas propriedades de resistência à flexão ocorreu devido à recristalização ocorrida no material durante o envelhecimento. Para o PP com fibras longas o aumento 2%, 10% e 9,5% enquanto a PA6 teve um aumento de 3,5%, 2% e 10% respectivamente para os teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras. Para o PP esse aumento da resistência à flexão deve-se ao aumento do grau de cristalinidade das amostras durante o processo de recozimento e que foi comprovado durante os ensaios de DSC, enquanto a PA6 teve a mudança da fase γ para a fase α influenciou o aumento RF.

Após 1000 horas de ensaio as amostras de PP com 30% de fibras longas, ainda tiveram aumento da RF provocado pela aumento do grau de cristalinidade durante a efeito da recristalização e também do efeito da transcristalinidade, chegando ao valor de 9,5% maior em relação às amostras sem envelhecimento, entretanto era esperado que o mesmo ocorresse com as demais amostras, mas houve queda da RF para as amostras com o tores de 40% e 50% em massa de fibras longas, possivelmente pode ter ocorrido a degradação termo oxidativa em algumas das amostras analisadas, pois o envelhecimento sob temperatura de 140 °C por 1000 horas é considerado agressivo a matriz polimérica de PP. Mesmo com a redução da RF ocorrida entre as amostras envelhecidas por 500 e 1000 horas, o valor final da RF para os teores de 40% e 50% em massa de fibras longas ainda é superior em 4,3% e 7% em relação às amostras sem envelhecimento.

Os ensaios de FTIR feitos nos compósitos envelhecidos, podem comprovar a degradação termo oxidativa pelo surgimento de grupos carbonila entre as cadeias moleculares da matriz polimérica de PP.

Para as amostras de PA6 envelhecidas por 1000 horas, repetiu-se o mesmo comportamento demonstrado pelas amostras envelhecidas por 500 horas, aumento da RF. Em relação às amostras sem envelhecimento o aumento médio de RF foi de 22%.

5.8.2 Módulo de flexão a 0,3%

Os resultados dos ensaios do módulo elástico de flexão (E_f) encontram-se na tabela 24 e no gráfico 21.

Tabela 24 - Módulo elástico de flexão em compósitos com e sem os efeitos do processo de envelhecimento

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Módulo de flexão (GPa)	Desvio Padrão (+/-)	Módulo de flexão (GPa)	Desvio Padrão (+/-)	Módulo de flexão (GPa)	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	4,83	0,34	4,60	0,13	5,04	0,68
PP 40% FV longa	6,57	0,33	6,81	1,10	6,55	1,24
PP 50% FV longa	9,44	0,67	9,13	0,32	10,30	1,15
PA6 30% FV curta	5,90	0,06	5,95	0,74	7,24	0,70
PA6 40% FV curta	8,52	0,78	7,10	0,19	9,44	0,86
PA6 50% FV curta	10,62	0,79	9,82	0,29	11,42	1,71

Fonte: Autor, 2020

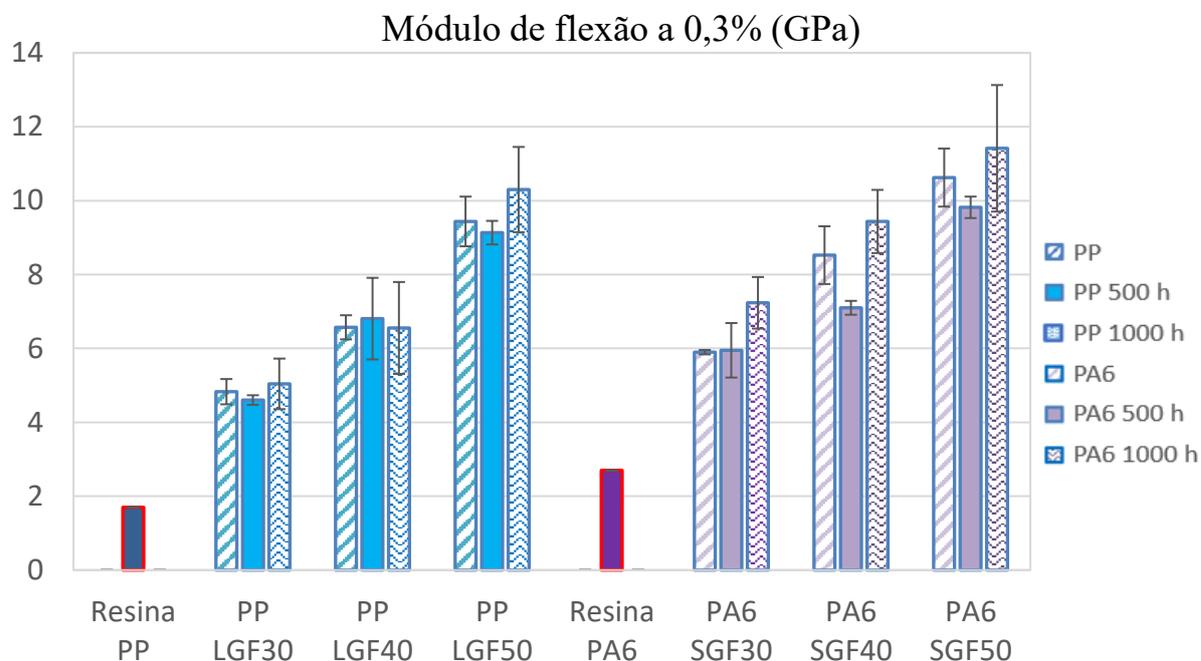
Observa-se um aumento dessa propriedade com o teor de fibras, ou seja, as fibras aumentaram a rigidez dos compósitos. Assim como o módulo em tração, o módulo de flexão também aumentou linearmente, comportamento observado por Thomason (2002 e 2005), Zhang et al. (2014), Tao et al. (2014).

Em porcentagem, os compósitos de PP com fibras longas, tiveram um ganho maior em relação aos compósitos de PA6 reforçados com fibras curtas.

Dados das resinas fornecidos pelos fornecedores informam que o E_f do PP é de 1,7 GPA, enquanto o E_f da PA6 é 2,7 GPA. Ambas as informações estão no gráfico 06 e são identificadas como as barras cheias que possuem as bordas realçadas em vermelho. Após a mistura de 30% fibras o PP com fibras longas teve um aumento do E_f em 284% enquanto a PA6 com fibras curtas teve um aumento de 218% no E_f , evidenciando que o uso de fibras longas aumentou em 28% o valor do E_f em relação ao uso de fibras curtas.

A tabela 25 apresenta as equações de ajuste das amostras estudadas.

Gráfico 21 - Módulo elástico de flexão das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

O comparativo entre compósitos não envelhecidos (barras com hachuras inclinadas), o PP com 30% de fibras longas com a PA6 com 30% mostra que o compósito de PA6 possui um Ef superior a 23%, mas quando aumentamos o teor de fibras longas do PP para 40%, o resultado mostra que neste caso, o PP com 40% possui um Ef 12% superior ao compósito de PA6 reforçado com 30% de fibras curtas.

O comparativo entre o PP com 40% de fibras longas com a PA6 com 40% mostra que o compósito de PA6 possui um Ef superior a 29%, mas quando aumentamos o teor de fibras longas do PP para 50%, o resultado mostra que o PP com 50% possui um Ef 11% superior ao compósito de PA6 reforçado com 11% de fibras curtas.

Tabela 25 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para módulo elástico em flexão em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 0,1453x + 1,2751$ $R^2 = 0,9398$	$y = 0,2266x - 2,2167$ $R^2 = 0,9998$	$y = 0,2491x - 2,758$ $R^2 = 0,9511$
PA6 fibras curtas	$y = 0,1548x + 2,2928$ $R^2 = 0,9546$	$y = 0,1935x - 0,1177$ $R^2 = 0,948$	$y = 0,2091x + 1,0007$ $R^2 = 0,9991$

Fonte: Autor, 2020

Considerando o desvio padrão das amostras, o valor do módulo de flexão, entre o PP com 50% de fibras longas e a PA6 com 40% de fibras curtas, pode ser o mesmo. Portanto, para avaliar se todas as médias populacionais são iguais ou pelo menos uma das médias é diferente, aplicou-se o teste de análise de variâncias (ANOVA), conforme resultados na tabela 37 no apêndice G, não há médias diferentes, logo o módulo à flexão entre o PP com 50% de fibras longas e da PA6 com 40% de fibras curtas são iguais.

A diferença entre os teores de fibras a 50% mostra que o compósito de PA6 com fibras curtas é superior ao valor do módulo de flexão do PP com fibras longas em 12,5%

Com as equações das retas obtidas e utilizando os extremos da resistência à flexão dos teores de 30% e 50% de fibras, foi possível estimar a fração equivalente de fibras curtas e longas.

Para PA6 com 30% de fibras curtas, o valor do módulo de elasticidade de flexão é 5,9 GPa. Para se obter o mesmo valor do módulo de elasticidade de flexão utilizando PP com fibras longas, o teor equivalente de fibras longas seria 35,5%.

Para PP com 50% de fibras longas, o valor do módulo de elasticidade em flexão é 9,44 GPa. Para se obter o mesmo valor do módulo de elasticidade utilizando PA6 com fibras curtas, o teor equivalente de fibras curtas seria de 44,5%.

Após o envelhecimento por 500 horas sob a temperatura de 140 °C, ambos os compósitos mantiveram o comportamento de crescimento linear com o aumento dos teores de fibras. Houve uma queda nos valores do Ef de 5% e 3% para o PP com os teores de 30% e 50%, enquanto houve um aumento no valor do Ef de 3,5% para o PP com 40% em massa de fibras longas.

Em relação aos compósitos da PA6, as amostras com 30% em massa de fibras curtas envelhecidas por 500 horas mantiveram os valores de Ef encontrado nas amostras sem envelhecimento, entretanto houve queda de 17% e 7,5% nos valores do Ef para os teores de 40% e 50% em massa de fibras curtas respectivamente.

Após 1000 horas de envelhecimento, o comportamento do Ef mudou em ambos os compósitos. Para o PP com 40% em massa de fibras longas houve queda no valor do Ef, retornando aos valores do estágio inicial, sem envelhecimento. Para os teores de 30% e 50% em massa de fibras longas houve aumento do Ef, ao final.

5.9 ENSAIO DE FADIGA FLEXURAL

O ensaio de fadiga por flexão foi feito em um corpo de prova de tração adaptado perante as dimensões da norma ASTM D638-14 (2014), para poder aproveitar corpos de prova de tração já injetados.

Primeiro, um corpo de prova de tração foi adaptado para ser utilizado na máquina de ensaio de fadiga. Para isto, foi necessário determinar qual seria o comprimento total da amostra e quais seriam os raios a serem feitos para servir de local do encaixe da cabeça dos parafusos. Em seguida, apenas utilizando uma frequência de teste de 13 Hz, o corpo de prova foi submetido a esforços cíclicos em flexão até que houvesse a completa fratura, comprovando que seria possível estudar a fadiga em flexão utilizando um corpo de prova de tração adaptado.

A figura 31 mostra o primeiro corpo de prova protótipo desenvolvido para o primeiro teste, nele é possível observar o local mais provável onde ocorreria a fratura.

Figura 31 - Corpo de prova protótipo adaptado de um corpo de prova de tração já existente



Fonte: Autor, 2020

O segundo passo foi determinar o local que possivelmente ocorreria uma concentração de tensão assim que certas restrições fossem determinadas. Em uma extremidade a peça estaria engastada e na outra livre, neste ponto seria aplicada uma força com qualquer valor na direção vertical.

Com tais restrições estabelecidas e com o auxílio da ferramenta de CAE Hypermesh, foi realizado virtualmente um estudo com um modelo de elementos finitos para determinar o local onde ocorria a maior tensão quando uma força de 0,1 N fosse imposta na vertical (figura 32). Para esta simulação numérica, o valor do módulo de elasticidade utilizado foi o mesmo que fora obtido pela curva tensão x deformação do ensaio de tração realizado previamente no laboratório do Centro Universitário FEL.

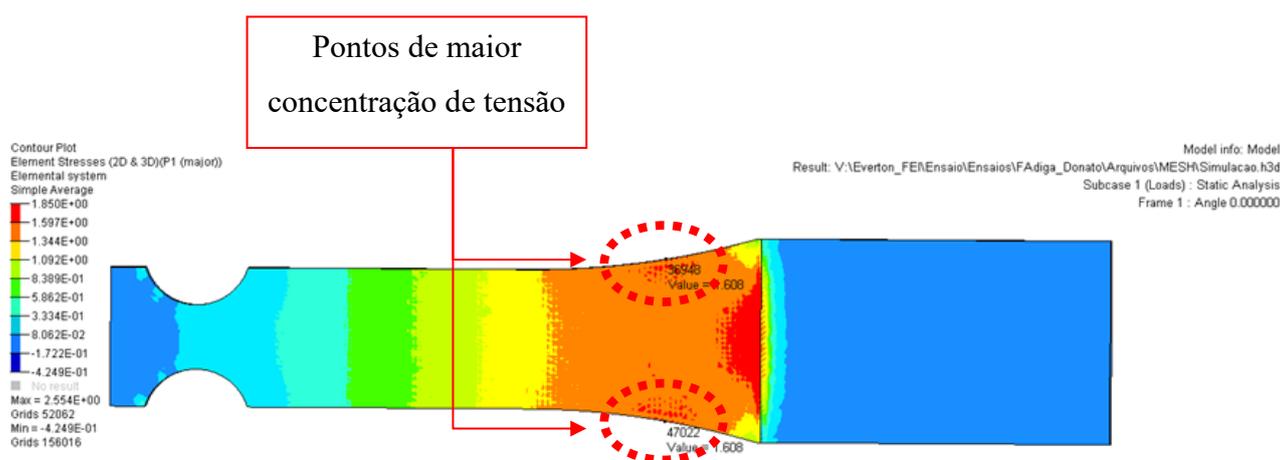
Figura 32 - Modelo de elementos finitos



Fonte: Autor, 2020

Com o modelo de CAE estabelecido, a simulação pode enfim ser rodada e o seu resultado demonstrou que a maior tensão ocorria nos raios que tangenciam a “cabeça” e a parte central do corpo de prova, coincidindo com a mesma região que ocorreu a fratura do corpo de prova do protótipo mostrado na figura 31. A figura 33 mostra em detalhe o local onde ocorreu a maior tensão.

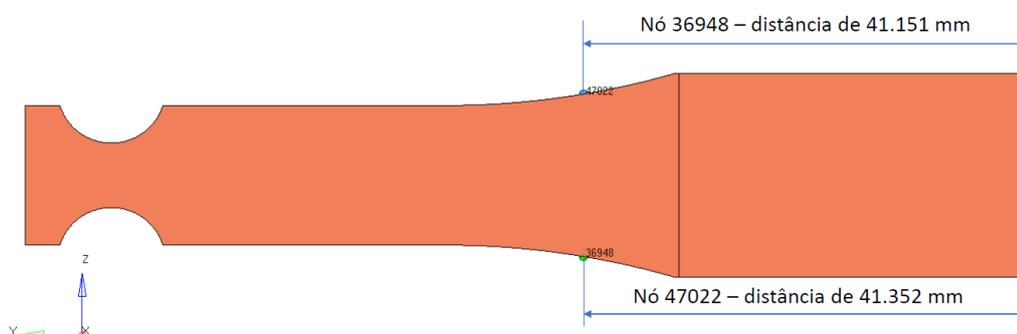
Figura 33 - Resultado de tensões



Fonte: Autor, 2020

Com os dois pontos de concentração de tensão determinados, foi determinada a distância total de cada um desses pontos em relação a lateral do corpo de prova (figura 34).

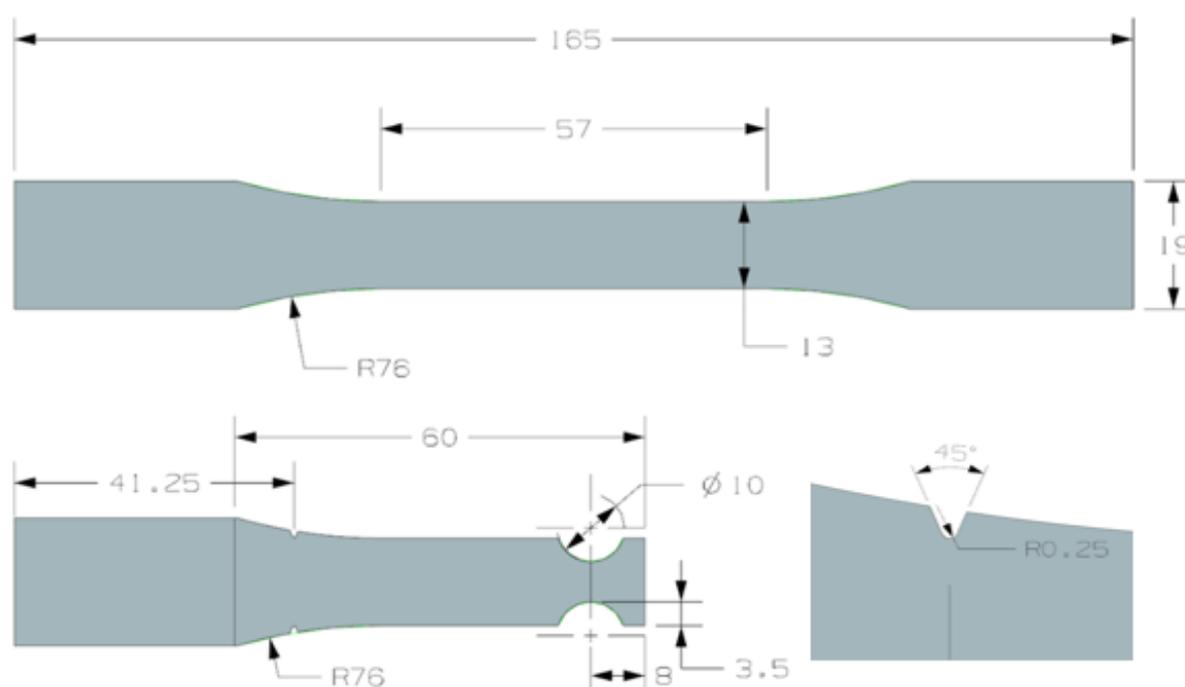
Figura 34 - Distância encontrada entre o topo e os nós onde se localizam os pontos de maior tensão



Fonte: Autor, 2020

Fazendo-se a média do comprimento total, foi determinado que o valor da distância entre a face do topo do corpo de prova até o ponto de concentração de tensão é de 41,25 mm. Neste ponto de maior tensão, foi introduzido um entalhe como concentrador de tensão, com um ângulo de 45° e profundidade de 1 mm. Isso foi feito para que todos os corpos de prova que fossem ensaiados, tivessem o mesmo padrão de fratura. A figura 35 mostra as medidas finais do corpo de prova de fadiga em flexão utilizado no estudo.

Figura 35 - Corpo de prova de tração e o modelo proposto para o ensaio de fadiga em flexão



Fonte: Autor, 2020

Detalhe do entalhe lateral

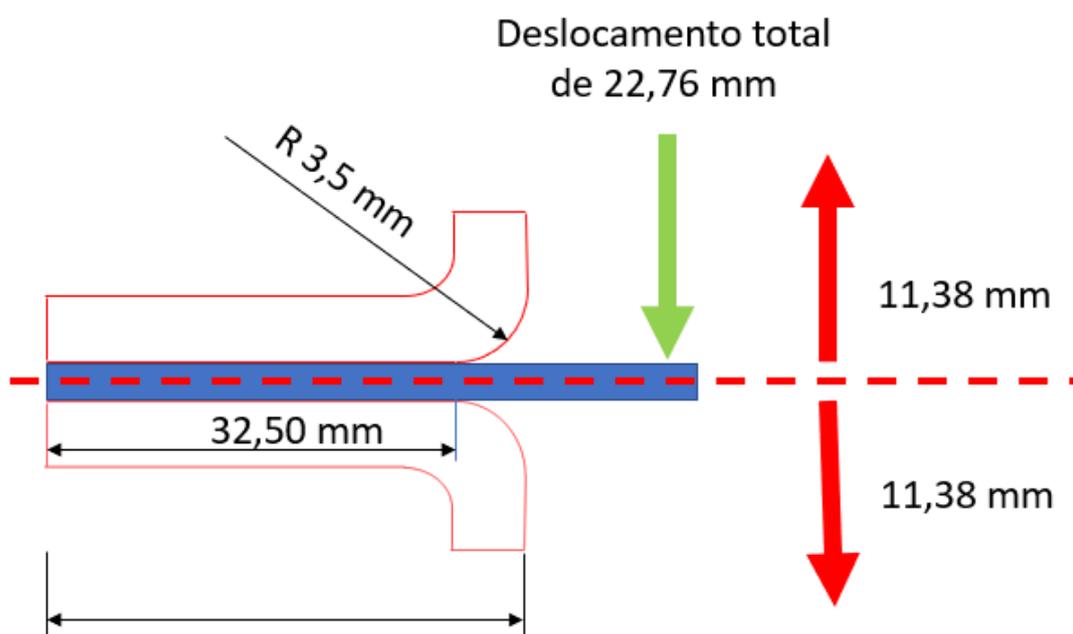
O foco dos efeitos da fadiga em flexão alternada em compósitos de PP e PA6 reforçados com fibras de vidro longas e curtas foi a obtenção do número de ciclos em flexão que cada amostra sofreu até o colapso completo, entretanto este ensaio que foi realizado neste estudo não seguiu nenhuma norma em vigor, por isso algumas condições de restrição devem ser consideradas durante a discussão dos resultados:

- a) a diferença de propriedades entre as resinas de PP e PA6;
- b) o efeito do tamanho da fibra como material de reforço;
- c) adesão entre fibra e matriz;
- d) direção da carga aplicada sobre os corpos de prova. A aplicação da carga se deu na direção perpendicular em relação às fibras, que se encontravam na mesma direção do fluxo de injeção, na direção longitudinal;

- e) frequência de oscilação, fixada em 10 Hz para todos os corpos de prova, pois nessa frequência foi constatado em outro trabalho a não ocorrência de calor;
- f) ensaio sob controle de deslocamento, em que o valor da flecha imposto foi de 11,36 mm, que foi igualmente aplicado tanto para a deformação máxima quanto à deformação mínima (ciclo totalmente reverso), caracterizando uma amplitude simétrica. A figura 36 detalha o esboço da flecha aplicada sobre a amostra;
- g) envelhecimento dos corpos de prova a 140 °C por 500 e 1000 horas.

O número de ciclos para que uma amostra fosse completamente fraturada correspondia ao intervalo entre o estado de repouso (0 oscilação e 0 ciclo) até a completa fratura do corpo.

Figura 36 - Esboço do corpo de prova sob o efeito da flecha total imposta



Fonte: Autor, 2020

Durante a ciclagem dos corpos de prova não foram observadas o aumento de temperatura ou qualquer comportamento que pudesse remeter a um aumento de temperatura na região das fraturas, como foi observado por Moraes (2013) durante seus estudos.

A tabela 26 e o gráfico 22 apresentam os valores médios dos ensaios de fadiga em flexão, enquanto a tabela 27 apresenta as equações de ajuste. Devido à dispersão dos valores entre as composições, os resultados são apresentados na contagem dos números de ciclos necessários para ocorrer a fratura completa do corpo de prova.

Tabela 26 - Resultados do ensaio de fadiga cíclica

Composição	Sem envelhecimento		Envelhecido 500 horas a 140 °C		Envelhecido 1000 horas a 140 °C	
	Número de ciclos	Desvio Padrão (+/-)	Número de ciclos	Desvio Padrão (+/-)	Número de ciclos	Desvio Padrão (+/-)
PP 30% FV longa	2542	356	1582	353	897	197
PP 40% FV longa	365	42	322	114	308	116
PP 50% FV longa	152	18	10	2	6	3
PA6 30% FV curta	13416	1507	7654	1576	3084	400
PA6 40% FV curta	4590	232	2963	666	1514	311
PA6 50% FV curta	1805	344	1095	110	631	46

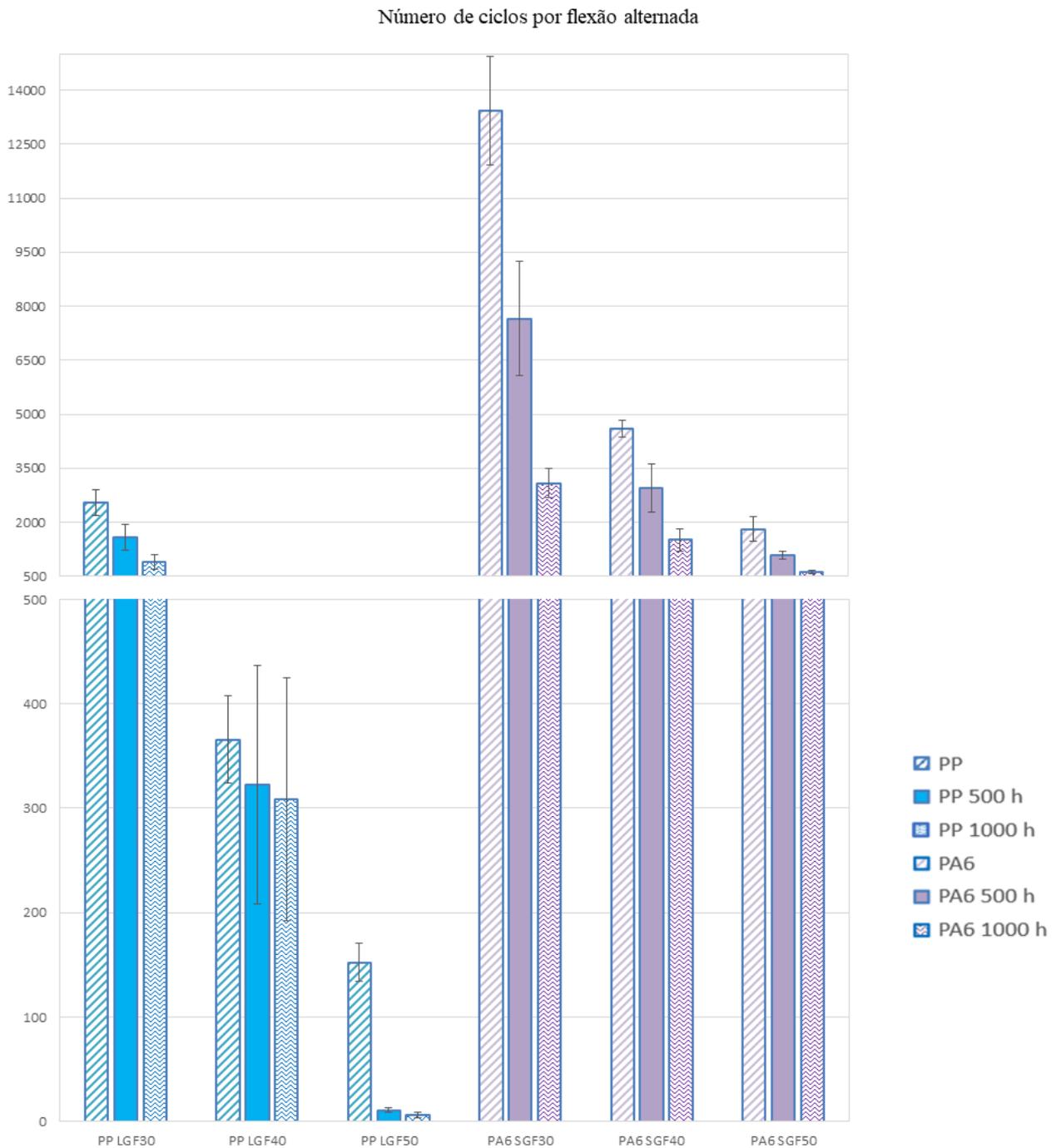
Fonte: Autor, 2020

Observando a tabela 26 é possível verificar que a redução no número de ciclos foi influenciada principalmente por dois fatores: no aumento no teor de fibras nos compósitos e no tratamento térmico de envelhecimento que as amostras sofreram. Esse efeito de queda não linear fica evidenciado pelas equações de ajustes apresentadas da tabela 27 e nos gráficos que são demonstrados nos gráficos de 59 a 62 do apêndice D.

O comportamento da fadiga por flexão se deu de maneira diferente entre os compósitos, isso já era esperado devido à natureza que cada resina pura apresenta, pois a resina de PA6 possui propriedades mecânicas de fadiga em flexão maiores do que a resina de PP.

Em um estudo sobre carregamentos em fadiga, tanto em tração – compressão quanto flexão alternada, Bierögel (2017) descreve o comportamento de vários materiais poliméricos quando estão sob fadiga em flexão. Para um carregamento em vida infinita (10^6 ciclos), temperatura de 20 °C e frequência de oscilação de 15 Hz, uma PA6 pura possui o valor para resistência a fadiga em flexão alternada, aproximado de 43 MPa. Para o PP sob as mesmas condições de temperatura e vida infinita, entretanto com uma frequência de 10 Hz, o valor da resistência a fadiga em flexão alternada é de 31 MPa, uma razão próxima de 1,4. Para a fadiga em tração compressão razão é de 2,4.

Gráfico 22 - Número de ciclos por flexão alternada das amostras sem envelhecimento e envelhecidas por 500 e 1000 horas a 140 °C, em compósitos de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas



Fonte: Autor, 2020

Para as amostras não envelhecidas, o grupo PP teve uma média de ciclos inferior comparando-se com a média de ciclos do grupo PA6. Em comum, a diminuição da resistência à fadiga flexural de ambos os compósitos quando ocorre o aumento do teor de fibras, tanto longas quanto curtas.

Tabela 27 - Equações dos ajustes, com o coeficiente de determinação (R^2), para fadiga em flexão em função do teor de fibras

Composição	Sem envelhecimento	Envelhecido 500 horas a 140 °C	Envelhecido 1000 horas a 140 °C
	Equação do ajuste	Equação do ajuste	Equação do ajuste
PP fibras longas	$y = 4E+11x^{-5.566}$ $R^2 = 0.9799$	$y = 3E+17x^{-9.558}$ $R^2 = 0.9243$	$y = 1E+17x^{-9.416}$ $R^2 = 0.8554$
PA6 fibras curtas	$y = 8E+09x^{-3.917}$ $R^2 = 0.9989$	$y = 3E+09x^{-3.781}$ $R^2 = 0.9925$	$y = 1E+08x^{-3.074}$ $R^2 = 0.9827$

Fonte: Autor, 2020

Com o aumento do teor de fibras de 30% para 40 e 50%, levou a uma redução média no número de ciclos dos compósitos de PP, provocando uma queda de 86% e 94% no número de ciclos da fadiga em flexão alternada. Para o compósito com matriz de PA6 reforçado com fibras curtas, verificou-se que a redução foi de 75% e 86%, redução menor quando comparado aos compósitos de PP reforçados com fibras longas.

Embora, como mencionado por Harris (2003), compósitos com fibras curtas sejam menos resistentes ao efeito da fadiga, pois há uma alta concentração de extremidades de fibras onde concentram-se altas tensões, a matriz de PA6 possui uma resistência à fadiga em flexão maior que a PP, o que pode explicar a queda maior dos compósitos de PP com fibras longas em relação à PA6 com fibras curtas. Outros autores apontam que a interface entre fibra / matriz bem somados ao efeito das cargas de fadiga desempenham papel fundamental na integridade dos compósitos semicristalinos. A evolução da transferência de tensões durante o crescimento

da fadiga e a resultante quebra sucessiva das fibras são o mecanismo chave que deixam os compósitos poliméricos propensos a processos de descolamento das fibras (GAMSTEDT, 2000).

Caso a fadiga fosse causada apenas por cargas de tração e não de flexão (alternando tração / compressão) o número de ciclos de cada amostra poderia ser maior, e assim poderíamos evidenciar que o uso de fibras longas são benéficas, pois o maior aproveitamento do efeito de reforço das fibras se dá quando a carga aplicada se dá na mesma direção das fibras. Segundo Gamstedt e Sjögren (1999) que estudaram os efeitos da fadiga sob cargas puramente tratativas e de cargas tratativas / compressivas em compósitos reforçados com fibras, compósitos que foram submetidos a cargas de tração / compressão (T-C) demonstraram mais danos à fadiga em relação ao grupo de compósitos que foram submetidas a apenas cargas tratativas (T-T), o que foi atribuída ao crescimento mais rápido da degradação em torno das fibras transversais, devido à abertura eficaz na ponta da fissura sob compressão.

Gao e Zhou (1998) mostraram que o atrito da interface desempenha papel fundamental durante a fadiga na resistência ao surgimento, crescimento e propagação das trincas. Sob controle de carga, após alguns ciclos, o descolamento das fibras da matriz polimérica pode ser considerado como um estado estacionário, para o qual a taxa de descolamento permanece constante. Sob controle por deslocamento, após alguns ciclos, a velocidade de descolamento das fibras diminui.

Além de propriedades mecânicas, a PA6 apresenta uma interface fibra / matriz mais forte do que o PP. Grove e Kim (1995) relataram que sob condições de fadiga por flexão, as forças de tração e compressão máximas agiram como o fator do alto descolamento entre fibra / matriz nos compósitos de PP, já que esses exibem uma interface naturalmente mais fraca do que nos compósitos de PA, facilitando a formação e o início das trincas, reduzindo o desempenho em fadiga. Para a PA, a queda no número de ciclos foi devido a fibras de vidro defeituosas ou quebradas durante o processo de flexão.

Comparando-se a maior média de ciclos em fadiga do PP com fibras longas (30%) com a menor média de ciclos de fadiga da PA6 com fibras curtas (50%), o PP com 30% de fibras longas possui resistência à fadiga flexural em fadiga 29% maior.

Após o envelhecimento dos compósitos sob 140 °C por 500 horas, o número de ciclos registrados para a fadiga em flexão diminui em relação aos números obtidos pelos compósitos não envelhecidos. A queda no número de ciclos para o PP com fibras com os teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras longas foi de 38%, 12% e 93% respectivamente. Para a mesma condição os compósitos de PA6 com fibras curtas a redução no número de ciclos para amostras

com teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras curtas foi de 43%, 35% e 40%. Esta queda na propriedade é um indicativo que o envelhecimento tem um efeito prejudicial no desempenho da fadiga devido principalmente à deterioração das propriedades dos materiais constituintes, bem como ao enfraquecimento interfacial, o mesmo efeito mencionado por Galiotis e Koimtzoglou (2003) em seus estudos sobre o efeito da interface sobre a performance por fadiga.

Em números absolutos é evidente que o número de ciclos registrados para os compósitos de PA6 fibras curtas são superiores aos compósitos de PP com fibras longas, entretanto quando é observado a % da diminuição dos ciclos de fadiga em flexão em relação aos compósitos não envelhecidos, fica evidente que os compósitos de PA6 reforçados com fibras curtas, tiveram uma perda de resistência muito maior, quando comparado aos compósitos com fibras longas, com exceção do grupo do PP com 50% de fibras longas que perdeu praticamente toda a capacidade inicial da resistência mecânica, provavelmente devido à degradação das amostras durante o tempo envelhecimento, comprovada pelo surgimento de grupos de carbonila nos espectros do ensaio químico de FTIR.

A queda na propriedade de resistência à fadiga em flexão não foi tão expressiva para as amostras de PP com 30% e 40% de fibras longas, possivelmente pelo maior efeito na estabilidade dimensional que as fibras longas proporcionam aos compósitos e pela ocorrência de transcristalinidade na interfase matriz/fibra, que aparece como um aumento do grau de cristalinidade (comprovado pelos ensaios de DSC). Tregub *et al.* (1993), ao estudarem o efeito do grau de cristalinidade do poli(éter-éter-cetona), PEEK, reforçado com fibra de carbono, observaram que a matriz com grau de cristalinidade de 35% teve uma resistência à fadiga flexural significativamente maior que a matriz com 10% de grau de cristalinidade. Atribuíram o resultado à presença da transcristalinidade na interfase matriz/fibra que pode reduzir as tensões térmicas residuais no compósito.

Após o envelhecimento dos compósitos sob 140 °C por 1000 horas, a queda no número de ciclos registrados para a fadiga em flexão continua diminuindo em relação aos números obtidos pelos compósitos não envelhecidos. A queda no número de ciclos para o PP com fibras com os teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras longas foi de 65%, 15% e 97% respectivamente. Para a mesma condição os compósitos de PA6 com fibras curtas a redução no número de ciclos para amostras com teores de 30%, 40% e 50% em massa de fibras curtas foi de 81%, 71% e 75%.

O maior responsável pela queda da resistência à fadiga após 1000 horas de ensaio foi a interface entre fibra / matriz e enfraquecimento das ligações. Em % este efeito ainda é maior

nos compósitos de PA6, da mesma maneira que para o compósito de PP com 50% de fibras, muito fragilizado após tantas horas dentro da estufa, não suportou 6 ciclos de flexão.

As fraturas obtidas pelos ensaios de fadiga em flexão foram utilizadas para a análise de MEV, nela é possível observar que os efeitos do tempo e da alta temperatura facilitaram o arrancamento das fibras das matrizes termoplásticas, muito talvez pelo enfraquecimento interface fibra / matriz, contribuindo para a redução da resistência mecânica e assim diminuindo também a resistência de fadiga em flexão alternada.

Ressalta-se que a degradação termo-oxidativo de PP pode ser mitigado pelo uso de antioxidantes no seu processamento (WANG et al., 2019). Porém, na injeção dos corpos de prova no presente estudo não foi lançada mão deste recurso.

5.10 ANÁLISE MORFOLÓGICA POR MEV

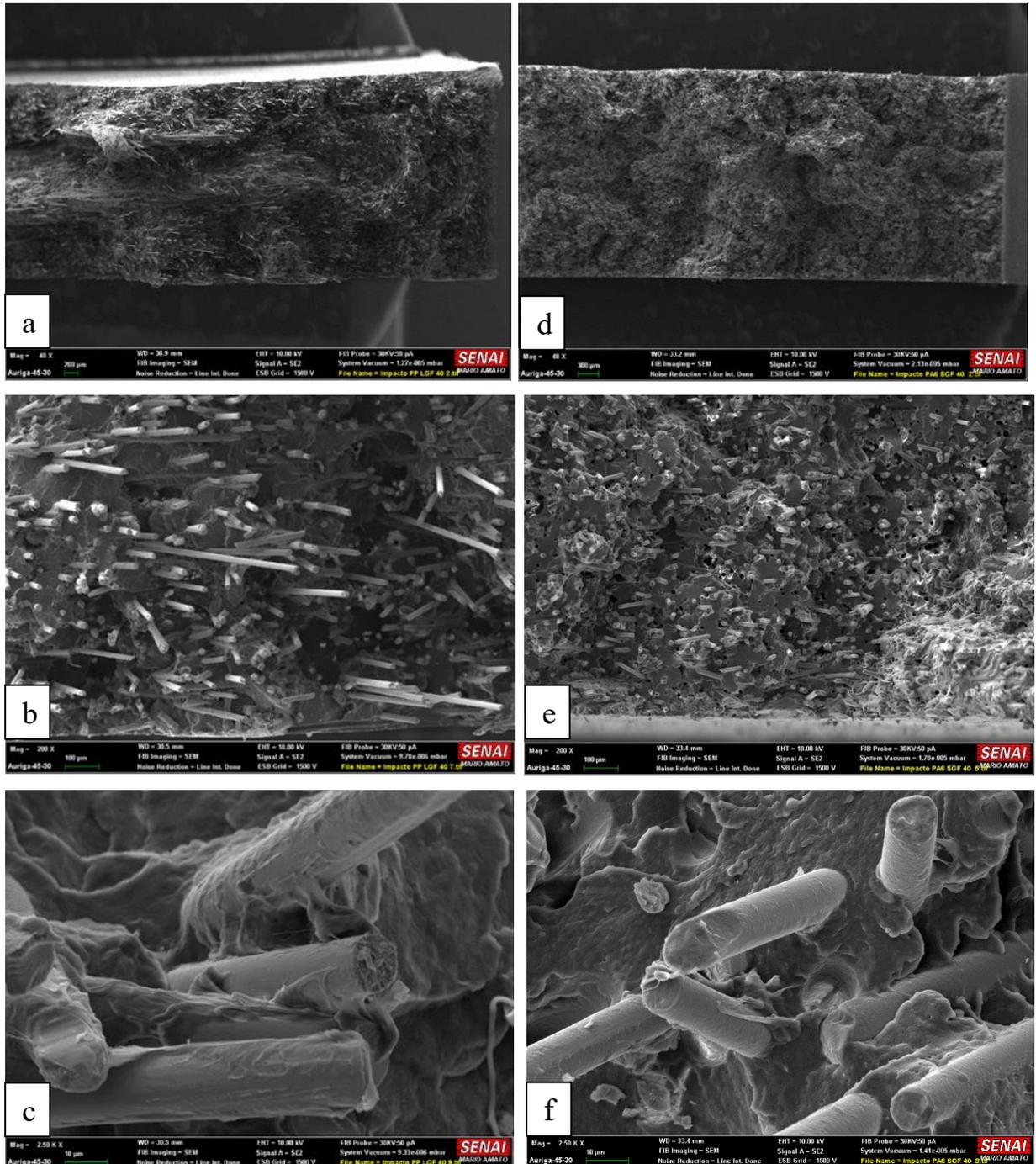
A análise morfológica das composições foi realizada nas superfícies das fraturas ocorridas nos corpos de prova nos ensaios de impacto e fadiga em flexão.

Quanto às amostras ensaiadas por impacto, foram analisadas apenas as formulações não envelhecidas da composição intermediária, ou seja 40% em massa de fibras, do PP e PA6, para comparação. Em sequência são apresentadas as imagens do grupo de compósitos, submetidos ao ensaio de fadiga em flexão, não envelhecidos e envelhecidos a 140°C por 500 horas e 1000 horas.

5.10.1 Amostras ensaiadas por impacto

A figura 37 é um conjunto de fotomicrografias das fraturas obtidas pelo ensaio de impacto em compósitos de PP carregado com fibras longas e PA6 carregado com fibras curtas, ambos com 40% de massa de fibras.

Figura 37 - Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada no ensaio de impacto de compósitos não envelhecidos de PP com fibras longas (a, b, c) e PA6 (d, e, f) com fibras curtas, ambos a 40% em massa



Fonte: Autor, 2020

Observa-se que a superfície de fratura de ambos os compósitos apresenta fratura irregular, evidenciando fratura mais dúctil do que frágil (37 a e d), o que vem ao encontro dos

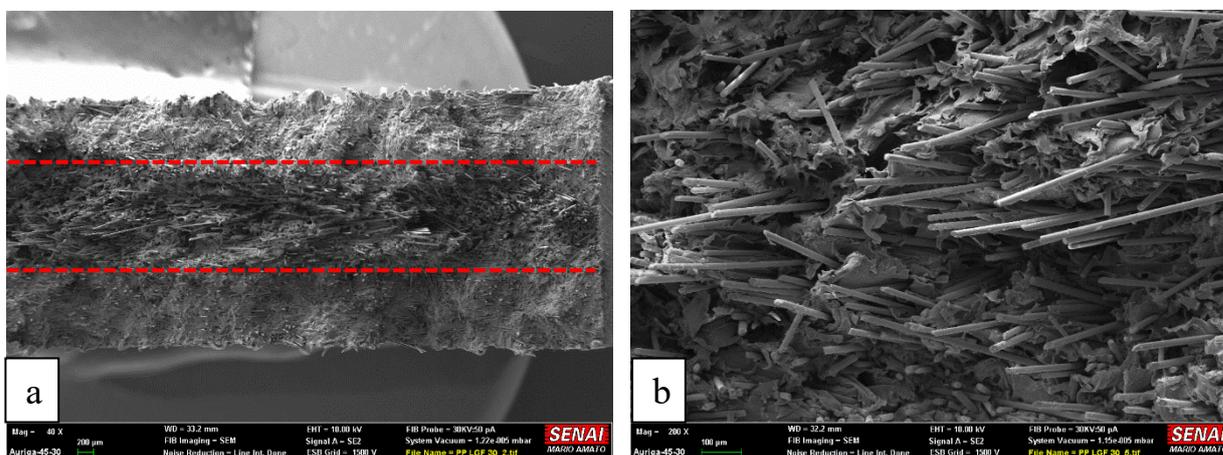
resultados de tenacidade em impacto. É possível ainda evidenciar arrancamento (*pull-out*) e ruptura das fibras, e descolamento entre a fibra e a matriz (37 b e).

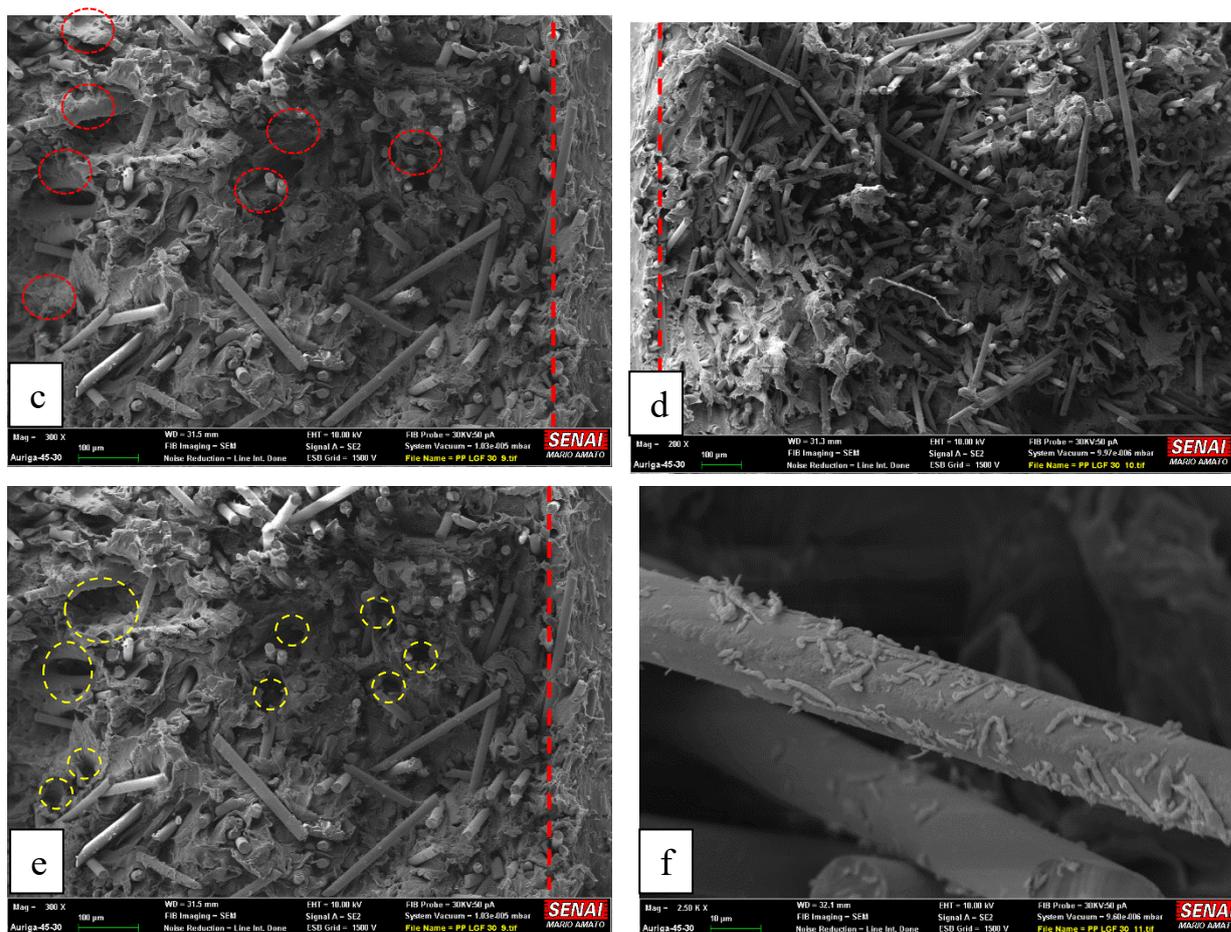
Observa-se também para ambos os compósitos as fibras recobertas pelo polímero (37 c e f), indicando a boa adesão fibras/polímero. No compósito do PP observa-se também várias fibras longas puxadas para fora da superfície. O deslizamento para fora da matriz absorve mais energia para fibras longas do que para as fibras curtas, o que pode, entre outros, ser responsável pelo fato do compósito de PP com fibras longas ter alcançado a resistência ao impacto do PA6 com fibra curta, embora a matriz PP tenha uma resistência ao impacto (Charpy com entalhe) inferior à matriz PA6.

5.10.2 Amostras ensaiadas por fadiga

A figura 38 é um conjunto de fotomicrografias de uma mostra de PP carregado com 30% de fibras longas.

Figura 38: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 30% de fibras longas





Fonte: Autor, 2020

Na figura 38a é possível observar 3 regiões de fluxo de material, também observadas nas amostras de impacto. Nessa mesma imagem também é observado que na parte central da amostra há uma maior desorientação e uma maior exposição dos longos comprimentos das fibras em relação às duas camadas de fluxos rente a parede do molde, onde as fibras que aparecem estão mais rentes à superfície da fratura. A figura 38b é uma imagem em detalhe dessa camada central em que é possível observar a resina de PP com o efeito de rasgamento e de grandes deformações da matriz em meio as longas fibras expostas, onde a fratura da fibra não ocorre rente à matriz.

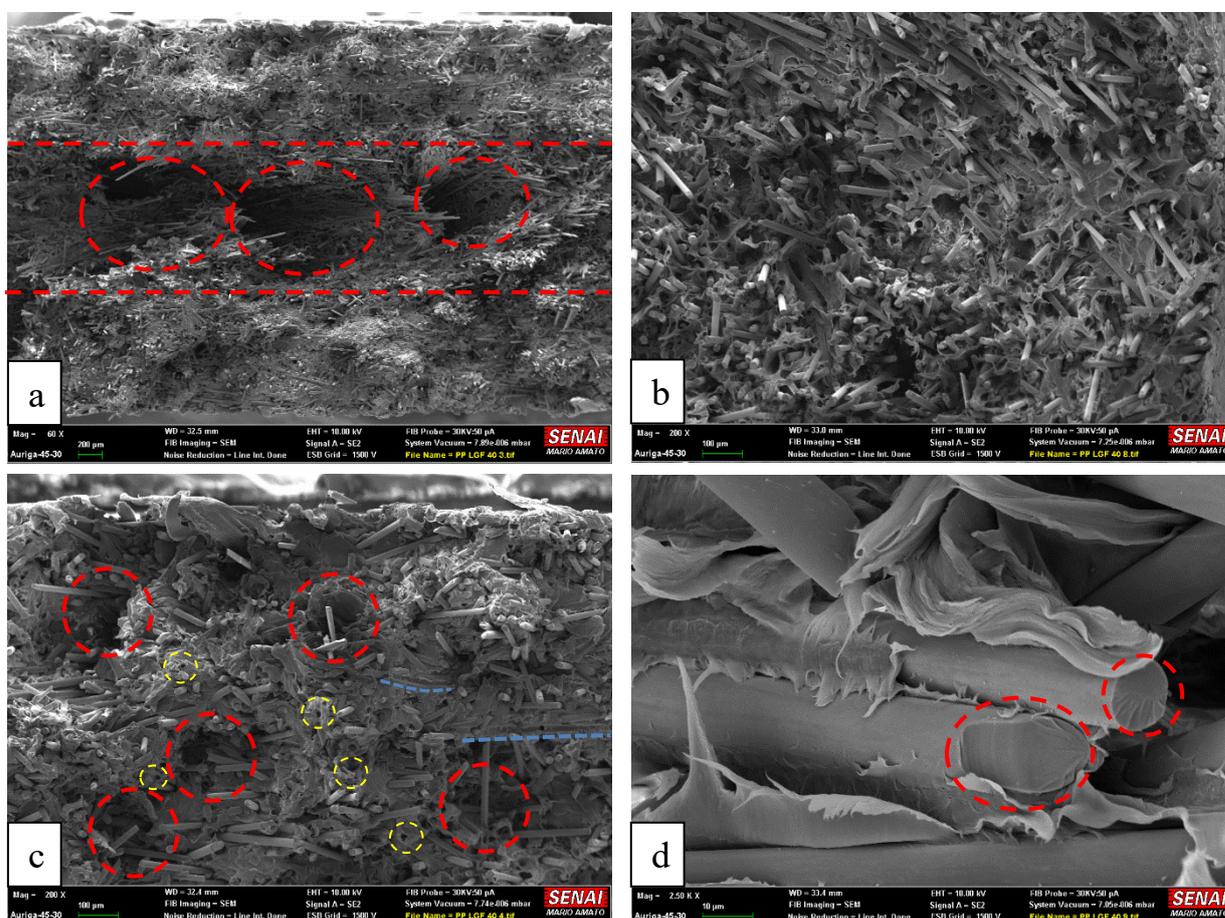
A figura 38c detalha a área próxima na ponta do entalhe, local onde está o concentrador de tensão e possivelmente ponto do surgimento das trincas. Nesta região, ao contrário da região central da peça, é possível observar pontos de arrancamento da fibra, fratura mais rente a matriz e pouca exposição de fibras com comprimentos longos. Nesta área também há a presença do efeito de rasgamento da matriz, mas em menor intensidade quando comparada ao centro. A

figura 38d detalha a área do outro entalhe, entretanto com um aumento menor. Nessa imagem é possível observar o rasgamento da matriz polimérica em meio das fibras. A figura 38e mostra a superfície inferior da amostra sendo possível verificar menor rasgamento da matriz, menor quantidade do efeito de arrancamento da matriz mostrando a boa interfase fibra/matriz, menor quantidade de fibras longas expostas e fraturas rente à matriz. A figura 38f mostra a aderência da resina na fibra como também a fratura da fibra na parte inferior da imagem.

Com visto nos ensaios mecânicos de fadiga o aumento no teor de fibras provoca a redução no número de ciclos, pois com o material mais resistente e rígido haverá uma menor capacidade de se deformar e de suportar os esforços de fadiga em flexão, e isso é refletido nas imagens de MEV.

A figura 39 contém a imagem de uma amostra de PP não envelhecido com teor de 40% de fibras longas enquanto a figura 40 contém a imagem de uma amostra com o teor de 50% de fibras de longas.

Figura 39: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 40% de fibras longas



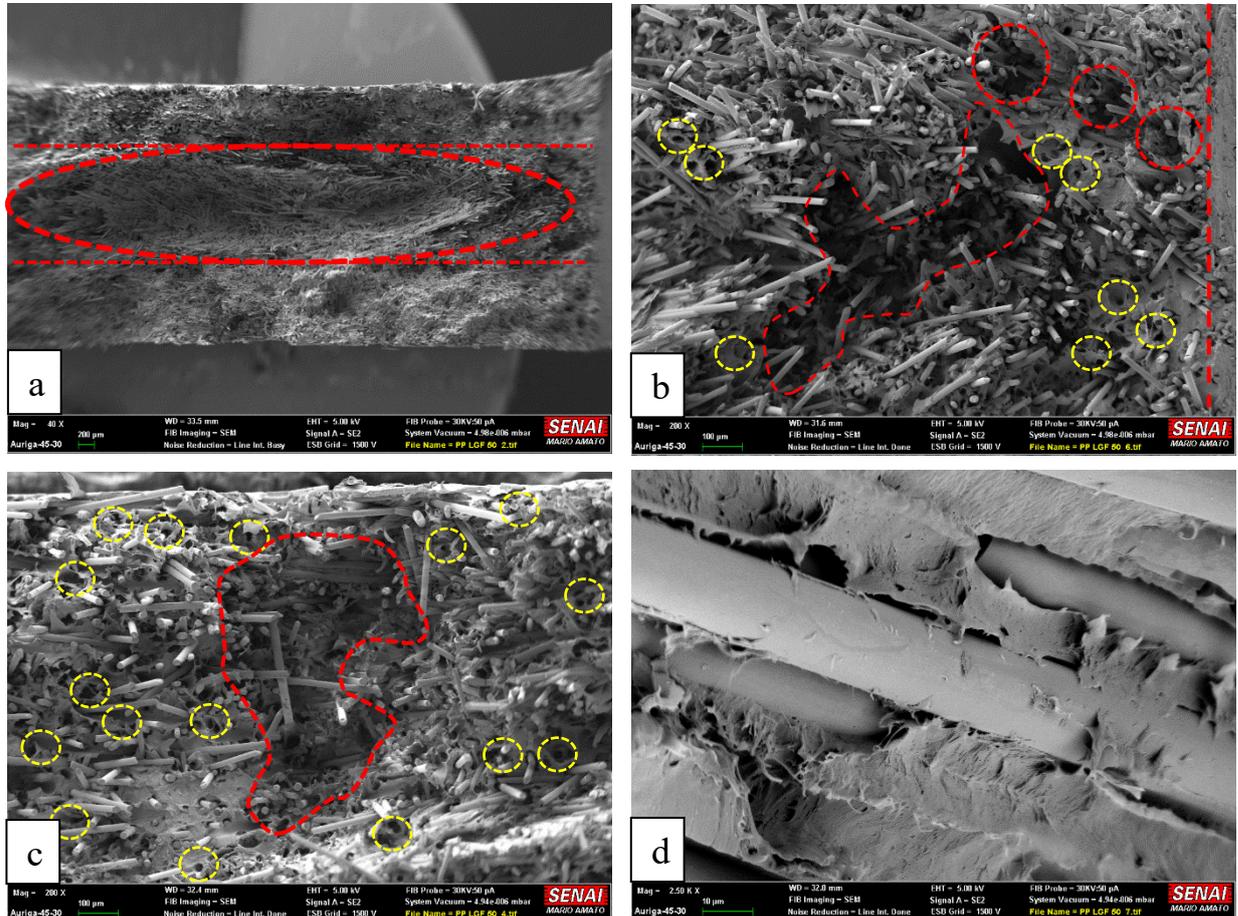
Fonte: Autor, 2020

Com o aumento do teor de fibras longas passando de 30% para 40% em massa, a capacidade de deformação da matriz diminui, reduzindo também o efeito de rasgamento da matriz prevalecendo o arrancamento do material com a formação de vales na camada central da amostra durante o ciclo de fadiga, isso é mostrado pela figura 39a. A figura 39b mostra o final da ponta do entalhe, é possível observar maior volume de fibras longas expostas com as pontas fraturadas, como o rasgamento da matriz.

A figura 39c mostra pequenos vales formados com o arrancamento da matriz, como também espaços vazios deixados pelas fibras que foram arrancadas. Nesta mesma imagem é possível observar alguns sinais de descolamento total ao longo das fibras. A figura 39d mostra a boa aderência entre fibra e matriz, como a fratura da fibra e a resina de PP com sinais do efeito de rasgamento da matriz.

Com 50% de fibras a parte central da peça foi arrancada formando um único vale quando comparado as amostras com menores teores de fibras (figura 40a).

Figura 40: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PP carregado com 50% de fibras longas



Fonte: Autor, 2020

A figura 40b que mostra a região da ponta do entalhe é possível observar que as áreas de material arrancado se aproximaram do entalhe, sendo também possível verificar o aumento do arrancamento das fibras.

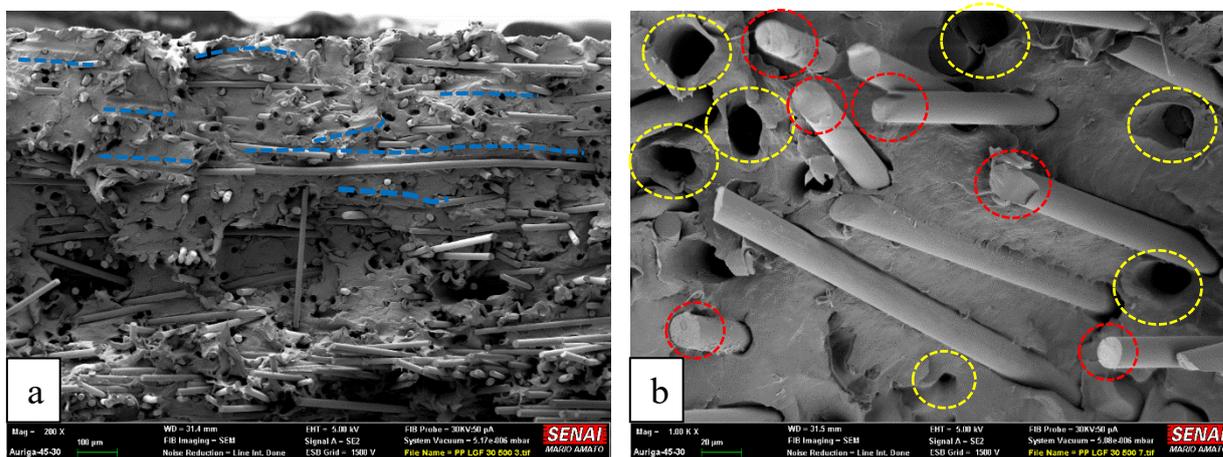
A figura 40c mostra que a alta concentração de fibras faz com que não ocorra a mesma orientação na direção do fluxo como mostrado nos teores de 30 e 40%. O aparecimento de sinais de arrancamento da fibra e arrancamento da matriz agora estão presentes nas áreas mais próximas às superfícies das amostras.

A figura 40d mostra a alta concentração de fibras envolvidas em meio à matriz de PP, mostrando boa interação fibra/polímero.

Com o envelhecimento sob 140 °C por 500 e 1000 horas, é possível notar perda da ductilidade e brilho das amostras, indicando o enfraquecimento da estrutura, que teve reflexo na queda de propriedades mecânicas, principalmente pela redução de número de ciclos comparando-se as amostras não envelhecidas.

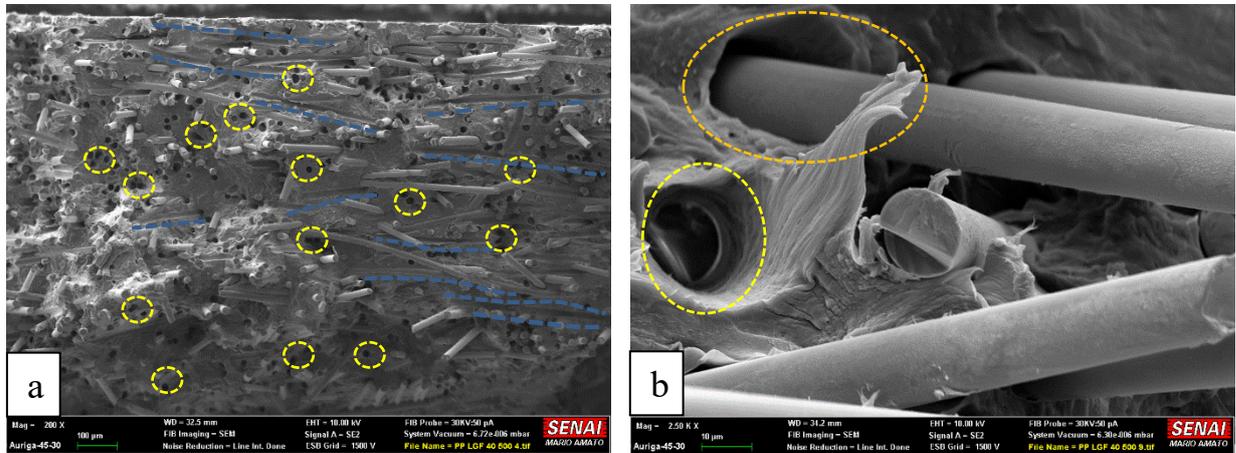
As figuras 41, 42 e 43 mostram os efeitos da temperatura por 500 horas em compósitos de PP reforçados com fibras de vidro longas nos teores de 30, 40 e 50% respectivamente

Figura 41: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 30% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas



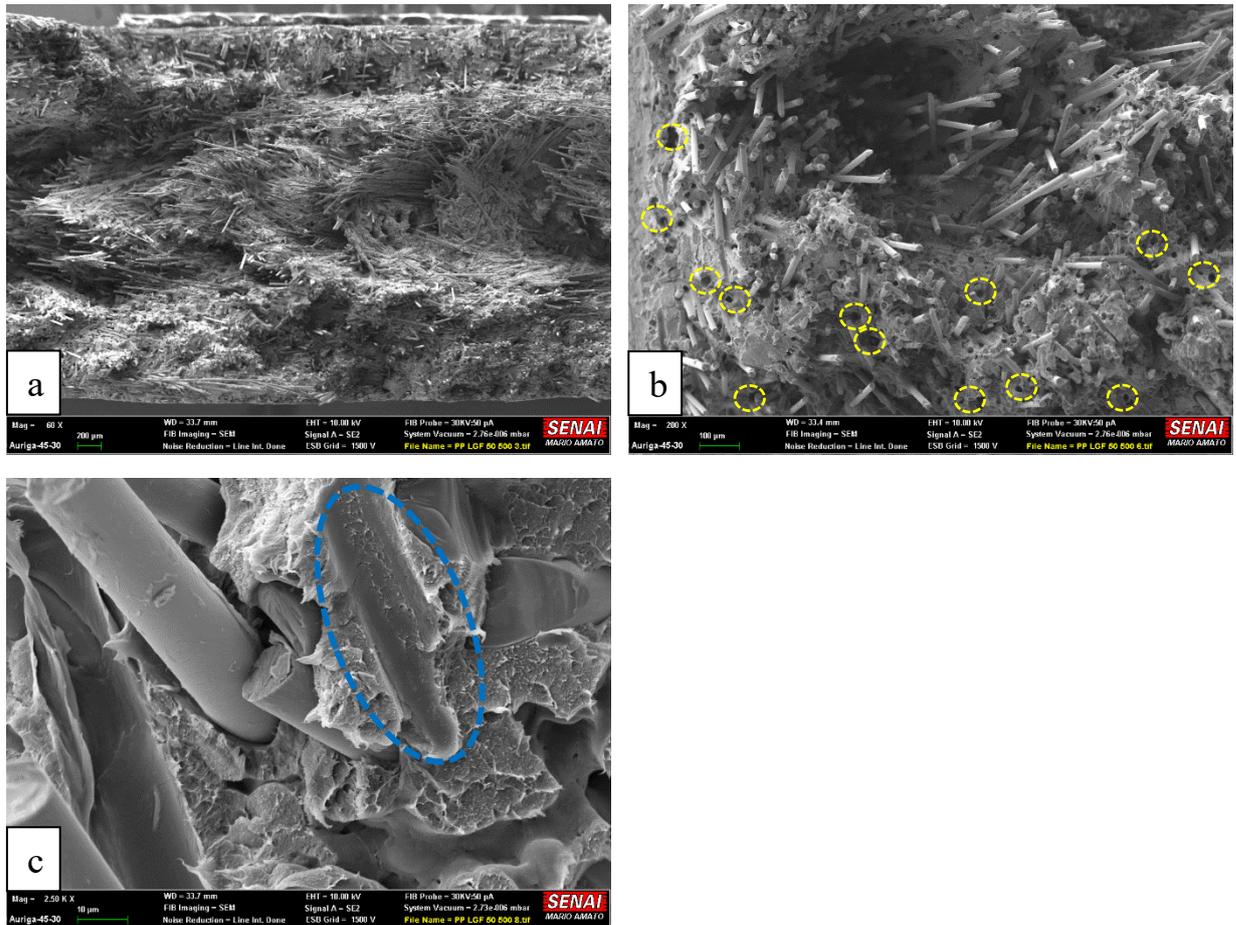
Fonte: Autor, 2020

Figura 42: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 40% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas



Fonte: Autor, 2020

Figura 43: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 50% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 500 horas



Fonte: Autor, 2020

O envelhecimento resultou na diminuição da adesão entre fibra e matriz, refletido na redução no número de ciclos em flexão das amostras.

Com a redução de adesão e aumento do efeito do arrancamento da fibra devido ao envelhecimento, o crescimento e a propagação das trincas são facilitados, reduzindo o número de ciclos necessários para que a amostra tenha falha catastrófica.

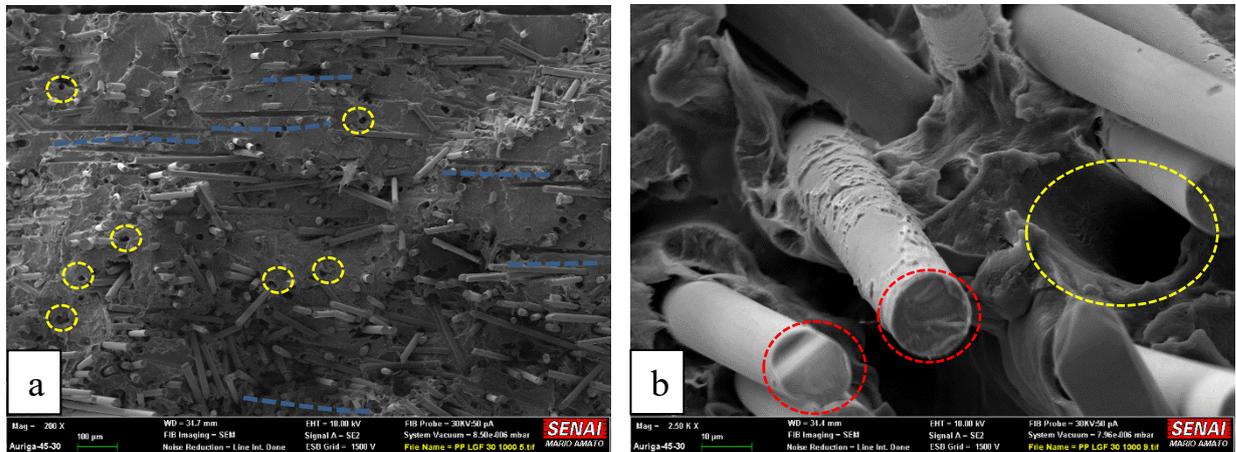
A figura 41a, de uma amostra com 30% de fibras longas, mostra, além do aumento dos pontos de arrancamento de fibras, o aumento das marcas de fibras arrancadas na longitudinal, ou seja, a interface fibra/matriz ficou fraca fazendo com que a fibra se descolasse da matriz. A figura 41b mostra em detalhes o aumento no número do arrancamento das fibras como também a fratura na ponta das fibras.

A figura 42a corresponde a uma amostra com 40% de fibras longas e foi observado que com aumento no teor de fibras, maior descolamento lateral total das fibras e também o aumento do aparecimento das regiões de vazios resultantes do arrancamento da fibra, indicando os efeitos da redução da interação entre fibra e matriz. A figura 42b revela os detalhes do efeito do arrancamento da fibra e redução da interface entre fibra e matriz, criando certa folga ao redor da fibra.

A figura 43a mostra a topologia completamente irregular da amostra podendo ser visto os feixes de fibras entrelaçados. A figura 43b mostra a grande quantidade de locais onde as fibras sofreram o arrancamento, como também o descolamento das fibras. A figura 43c mostra em detalhe a área de descolamento da fibra evidenciando o empobrecimento das ligações entre fibra e matriz devido ao processo de envelhecimento.

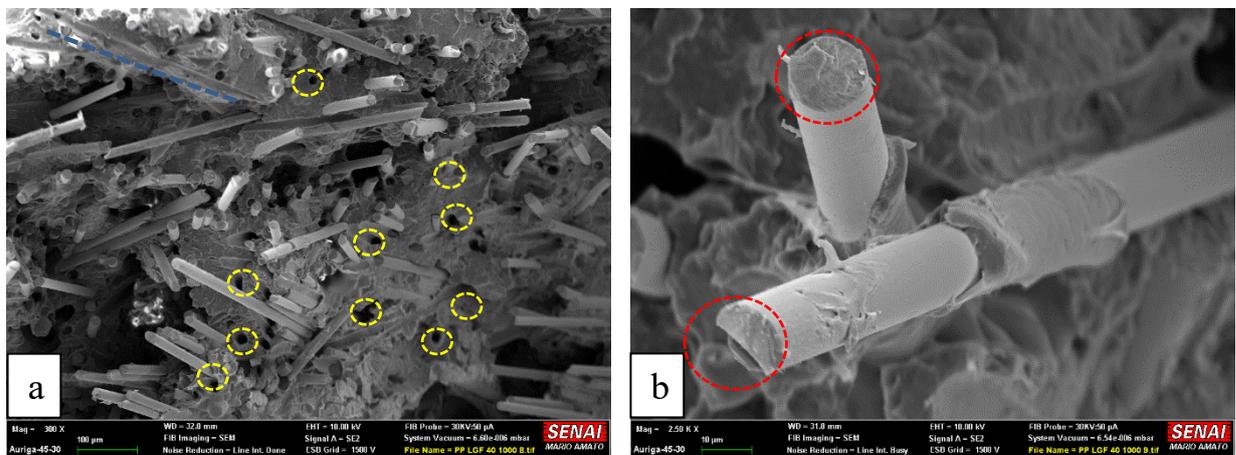
O processo de envelhecimento por 1000 horas reduziu o número de ciclos em fadiga. Fatores como degradação da matriz, empobrecimento das ligações na região da interfase fibra/matriz contribuíram para a perda da capacidade em fletir. As figuras 44, 45 e 46 mostram os efeitos da temperatura por 1000 horas em compósitos de PP reforçados com fibras de vidro longas nos teores de 30, 40 e 50% respectivamente

Figura 44: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 30% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas



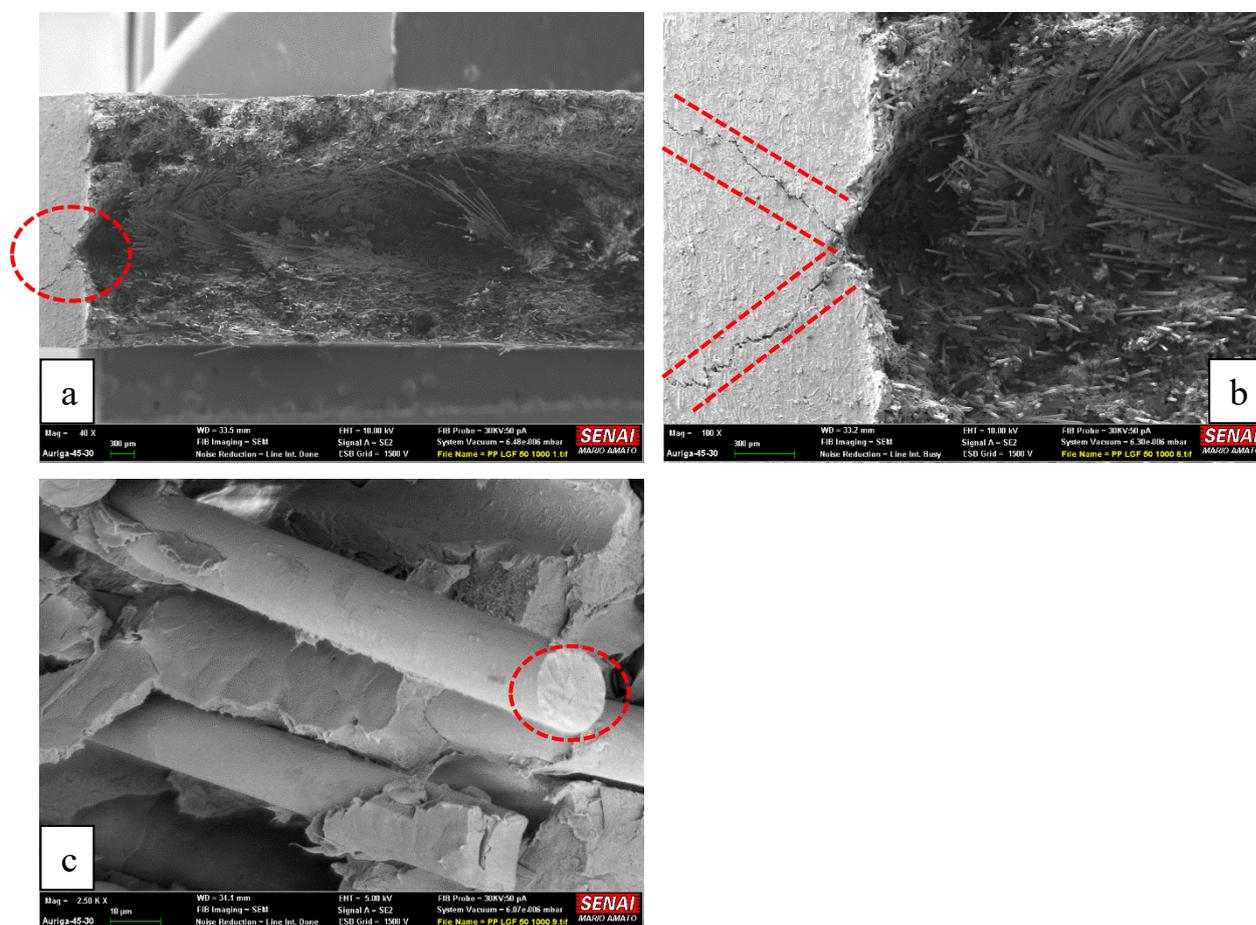
Fonte: Autor, 2020

Figura 45: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 40% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas



Fonte: Autor, 2020

Figura 46: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos de PP carregado com 50% de fibras longas envelhecidos a 140 °C por 1000 horas



Fonte: Autor, 2020

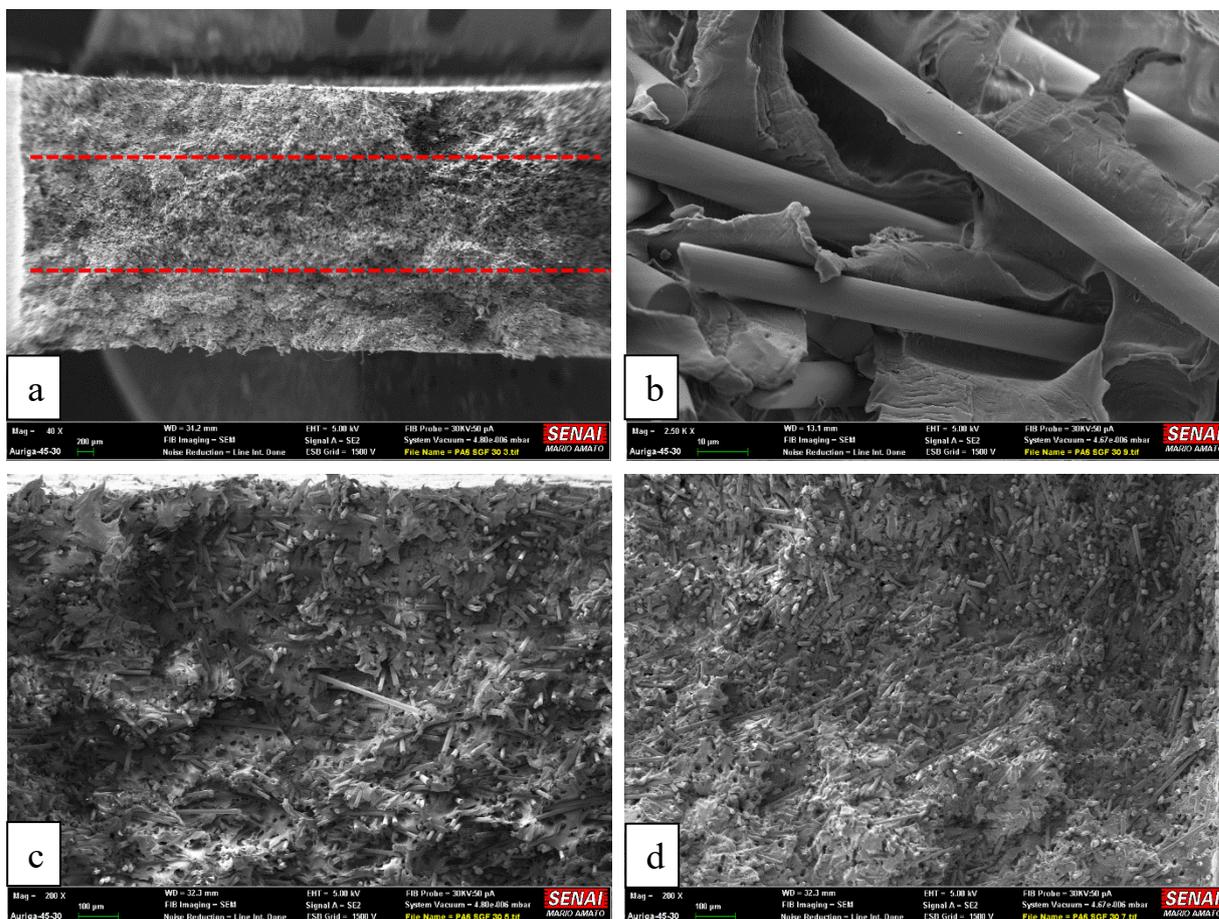
Em comum, em todas as amostras envelhecidas a 1000 horas houve o enfraquecimento da interfase, reduzindo ainda mais a adesão entre fibra e a matriz o que facilitou o arrancamento e o descolamento das fibras, resultando na perda em propriedades mecânicas.

A figura 46a e 46b demonstram o surgimento das trincas na região do entalhe que com o passar dos ciclos de flexão cresceram e se propagaram em direção ao centro da peça, originando a fratura completa da amostra.

Assim como as imagens do MEV feitas para as amostras de PP já apresentadas, o mesmo será feito para as amostras de PA6 reforçadas com fibras curtas. Comprando-se com as imagens de MEV das amostras de PP com fibras longas, as imagens de MEV das amostras de PA6 reforçadas com fibras apresentaram diferenças.

A figura 47 é um conjunto de fotomicrografias de uma mostra de PA6 carregado com 30% de fibras curtas.

Figura 47: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 30% de fibras curtas



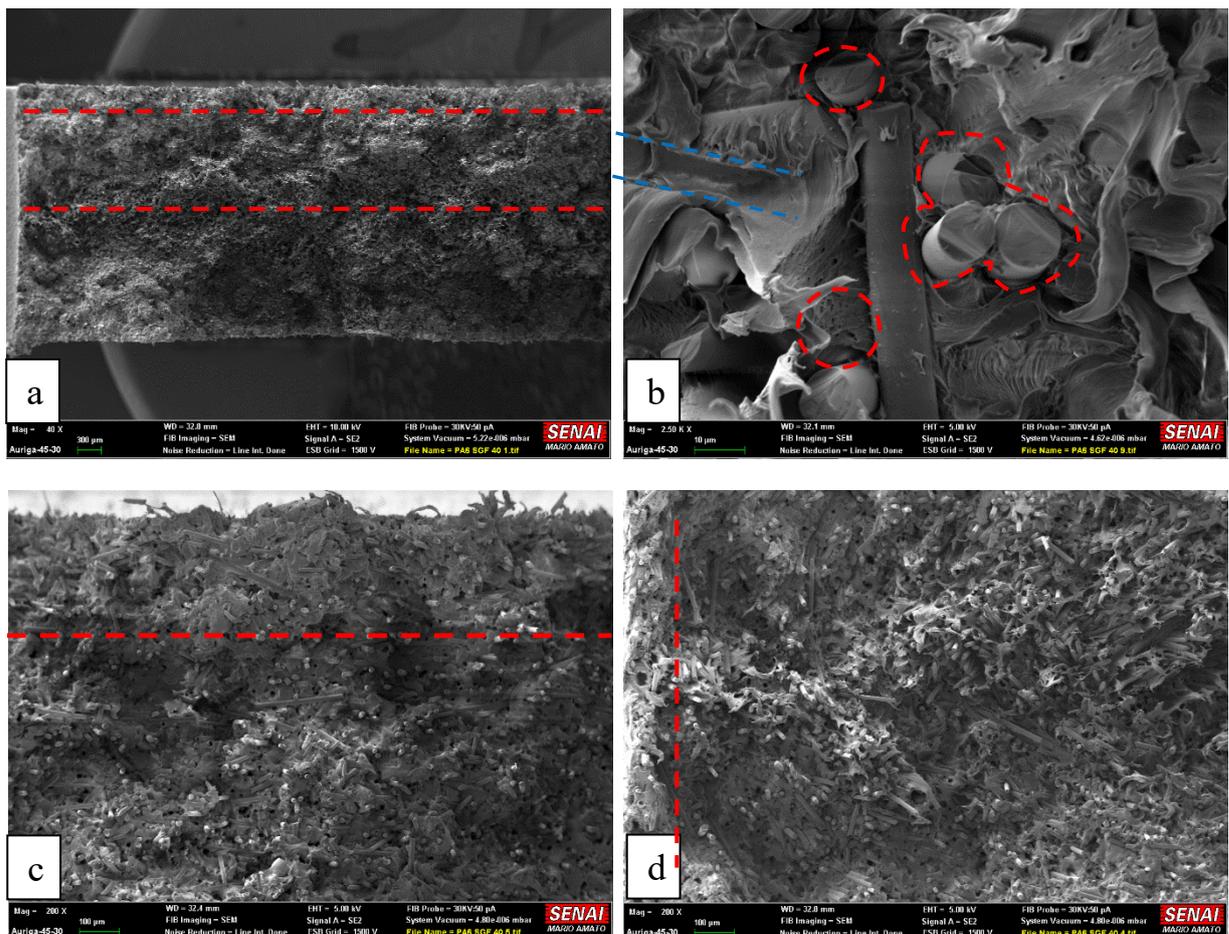
Fonte: Autor, 2020

Diferente das amostras de PP, a figura 47a mostra que a divisão em regiões de fluxo de injeção nas amostras de PA6 com fibras curtas é bem mais sutil, apresentando a topologia da superfície da fratura mais uniforme, sem a indicação de formação de grandes vales oriundos do arrancamento da matriz polimérica. A figura 47b mostra em detalhe a adesão entre as fibras curtas e a matriz de PA6, também é possível observar que a matriz de PA6 sofreu o efeito de rasgamento, assim como o ocorrido nas amostras de PP

A figura 47c e 47d nos mostra as regiões superior (local onde há o contato com as paredes do molde) como também a lateral da fratura local onde se encontra o entalhe, em ambas as imagens é possível verificar a boa distribuição de fibras como também um grande número de espaços vazios devido ao efeito de arrancamento da fibra. Há muito mais espaços de arrancamento quando comparado com os compósitos de PP com fibras longas. Nessas imagens, as fraturas das fibras estão bem rentes à superfície da matriz do compósito.

A figura 48 contém a imagem de uma amostra de PP não envelhecido com teor de 40% de fibras curtas enquanto a figura 49 contém a imagem de uma amostra com o teor de 50% de fibras de curtas.

Figura 48: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 40% de fibras curtas



Fonte: Autor, 2020

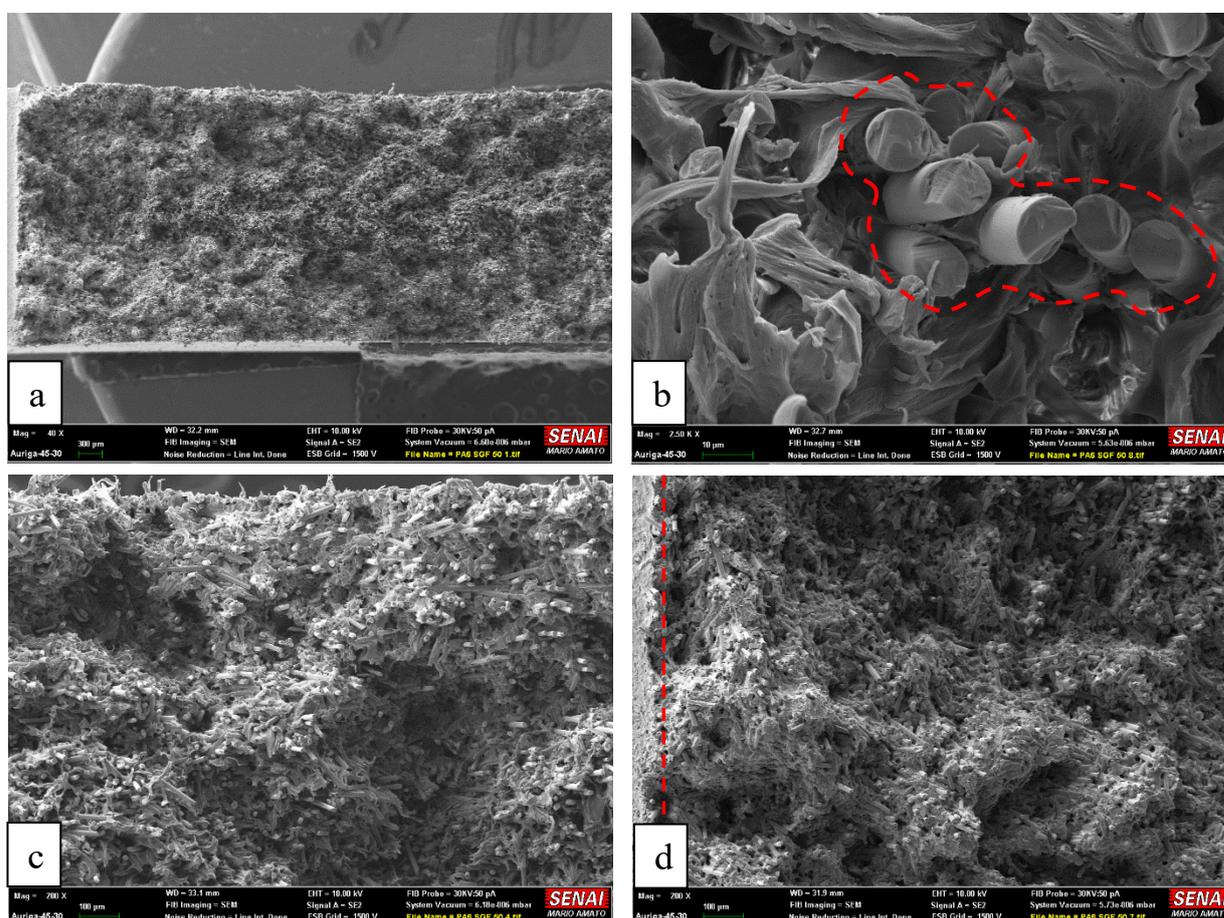
A figura 48a nos mostra que com o aumento da concentração em apenas 10% de fibras curtas a superfície da fratura não parece tão uniforme, é possível identificar alguns vales, não tão profundos, indicando o arrancamento de partes inteiras de matriz e fibra.

A figura 48b detalha as fraturas das fibras em meio à matriz deformada e também com o efeito de rasgamento, em azul é possível observar o local de descolamento total da superfície da fibra na matriz de PA6.

A figura 48c mostra a superfície superior da parede externa do corpo de prova, é possível observar que a superfície da fratura nesta parte é mais plana em relação ao centro do corpo de prova que apresenta sinais de arrancamento da matriz e uma quantidade maior de sinais de arrancamento da fibra.

A figura 48d apresenta uma imagem da lateral do corpo de prova, rente ao centro da ponta do entalhe. É possível observar como nesta região central a matriz sofreu o rasgamento e maiores deformações sob o efeito dos ciclos em flexão, também como grande quantidade de espaços vazios originados pelo arrancamento da fibra.

Figura 49: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos não envelhecidos de PA6 carregado com 50% de fibras curtas



Fonte: Autor, 2020

Com o aumento para 50% de fibras curtas a resistência do corpo de prova se torna maior e o número de ciclos diminui, em muito devido ao novo volume de fibras. A figura 49b mostra

um feixe de fibras com as fraturas de suas pontas em amostra juntamente com o efeito de rasgamento e deformação da matriz polimérica

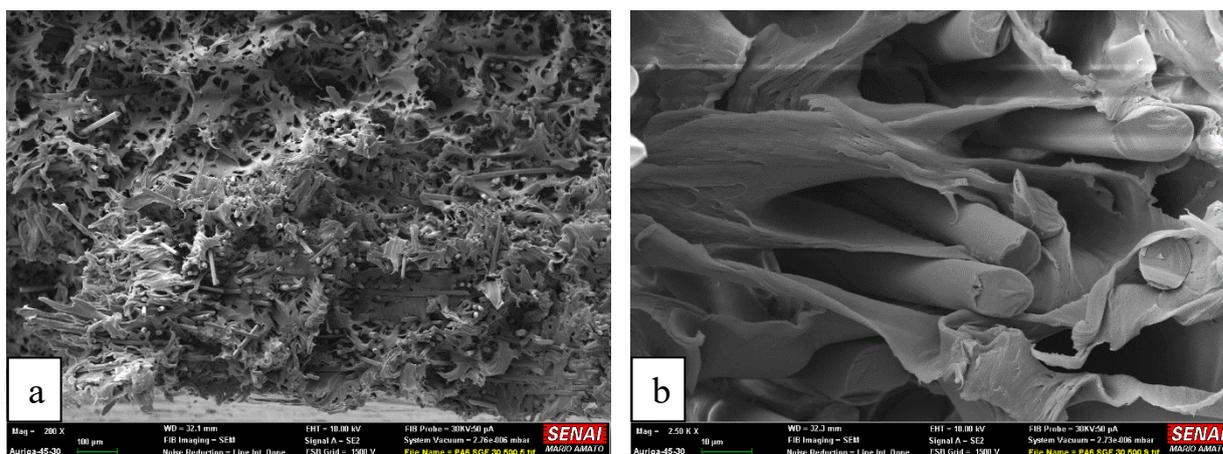
A figura 49c mostra a superfície superior da parede externa do corpo de prova, é possível observar que a superfície da fratura não é mais plana em relação ao centro do corpo de prova, praticamente toda a fratura apresenta o mesmo comportamento de sinais de arrancamento da matriz e uma quantidade maior de sinais de arrancamento da fibra.

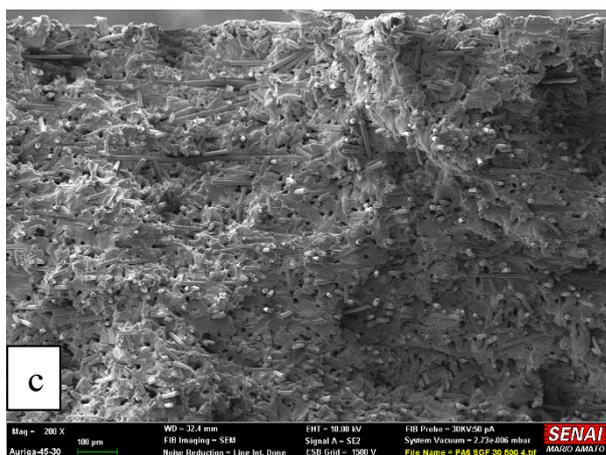
A figura 49d apresenta uma imagem da lateral do corpo de prova, rente ao centro da ponta do entalhe, onde é possível observar como nesta região central a matriz sofreu o rasgamento e maiores deformações sob o efeito dos ciclos em flexão em relação às amostras de 30% e 40% em massa de fibras, mostrando também grande quantidade de espaços vazios originados pelo arrancamento da fibra.

Observando as três composições não envelhecidas é possível dizer que todas apresentaram as fraturas das fibras bem rente à superfície da matriz, diferentemente do que aconteceu com as amostras de PP com fibras longas não envelhecidas.

Assim como aconteceu com as amostras de PP sob 140 °C por 500 e 1000 horas, é possível notar perda da ductilidade, reduzindo o número de ciclos comparando-se as amostras não envelhecidas. A figura 50 mostra os efeitos da temperatura por 500 horas em compósitos de PA6 reforçados com fibras de vidro curtas no teor de 30% respectivamente.

Figura 50: Fotomicrografia de MEV da superfície fraturada pelo ensaio de fadiga por flexão de compósitos envelhecidos a 140 °C por 500 horas de PA6 carregado com 30% de fibras curtas





Fonte: Autor, 2020

A figura 50a mostra como o envelhecimento a 500 horas impactou a matriz de PA6 com 30% de fibras curtas, na imagem é possível observar o efeito do rasgamento e principalmente o arrancamento das fibras, sinal que além do enfraquecimento da matriz gerado pelo calor em excesso, houve enfraquecimento na adesão entre a fibra e a matriz. A figura 50b mostra a deformação da matriz em meio as fibras fraturadas, sendo essa deformação um indicativo da fraca adesão que restou após o envelhecimento térmico. A figura 50c mostra o grande número de espaços gerados após o arrancamento, maior presença de marcas de descolamento como também o rasgamento da matriz, evidenciando o processo degradativo que a matriz passou.

Assim como nas amostras de PA6, esse mesmo processo degradativo ocorreu com as amostras de PA6 com 40% e 50% em massa de fibras. Há um indicativo de que quanto maior a presença de fibras maior será a degradação da matriz do compósito e este efeito foi também observado nos ensaios de FTIR.

Após 1000 horas de ensaio sob o calor constante de 140 °C, as amostras estavam com o aspecto rugoso em toda a superfície, sem brilho, com a presença de muitos buracos o que poderia ser o local para o surgimento das trincas, refletindo na redução de propriedades mecânicas. Após este tempo e com uma matriz envelhecida, e com uma menor interação entre fibra e matriz devido à degradação térmica da matriz, a propagação das trincas se daria de maneira mais rápida levando a fratura final com um número reduzido de ciclos.

6 CONCLUSÕES

Os resultados da caracterização das propriedades mecânicas e térmicas de compósitos de PP contendo fibras de vidro longas (PP LGF) e de PA6 contendo fibras de vidro curtas (PA6 SGF), sendo as fibras longas cerca de sete vezes maior que as curtas, mostraram que algumas destas propriedades de PP contendo entre 30% e 50% em massa LGF conseguem atingir valores próximos ou superiores aos encontrados nos compósitos de PA6 SGF.

Na faixa de teores estudada, com o aumento do teor de fibra de vidro os módulos elásticos e as resistências à tração e à flexão aumentaram linearmente nos dois compósitos. A tenacidade e a resistência ao impacto também aumentaram, porém não linearmente, enquanto a deformação na ruptura e a resistência à fadiga flexural diminuíram.

Quanto à similaridade de propriedades, o PP 30LGF e a PA6 30SGF possuem resistência ao impacto similar, enquanto o PP 40LGF apresentou resistência ao impacto superior, módulo elástico em tração e resistência à flexão similar à da PA6 30SGF. O compósito PP 50LGF apresentou módulo elástico em tração igual ao da PA6 40SGF, resistência à flexão superior ao compósito de PA6 40SGF e muito próximo à da PA6 com 50SGF, e resistência ao impacto superior à da PA6 com 30SGF.

Quando submetidos à fadiga flexional, apenas o PP 30LGF possui uma média de ciclos superior à PA6 50SGF.

Em relação às propriedades térmicas, a variação no teor de fibra não afetou a temperatura de fusão determinada por calorimetria exploratória diferencial (DSC), nem a estabilidade térmica relativa avaliada pela análise termogravimétrica (TGA). O grau de cristalinidade obtida por meio de DSC também não mostrou variações significativas para os compósitos. Os compósitos de PP LGF apresentaram um ligeiro aumento na temperatura de deflexão térmica (HDT) com o aumento do teor de fibra, enquanto para os compósitos de PA6 SGF o aumento foi mais expressivo.

Ao submeter os compósitos a envelhecimento a 140°C por 500 e 1000h, os compósitos de PP LGF sofreram degradação termo-oxidativa, que foi mais severa para o maior teor (50%) e tempo (1000h), conforme evidenciado pelo índice de carbonila, obtido com a ajuda de espectroscopia no infravermelho com transformadas de Fourier (FTIR). Não foi evidenciada degradação para os compósitos de PA6 SGF com esta técnica. Outro efeito estrutural do envelhecimento foi um aumento expressivo no grau de cristalinidade, evidenciado por DSC, nos compósitos de PP LGF, mas não nos compósitos de PA6 SGF. Porém, pode ter ocorrido na PA6 uma transformação de fase γ , mais dúctil, para uma fase α , menos dúctil e mais resistente,

responsável pelo aumento do módulo elástico em tração e das resistências à tração e à flexão, bem como a redução na deformação à ruptura e na resistência à fadiga flexural, para estes compósitos com o aumento do tempo de envelhecimento.

Contrariamente ao observado nos compósitos PA6 SGF, os PP LGF não sofreram redução na sua resistência ao impacto com o tempo de envelhecimento. A resistência à fadiga flexural dos PP LGF também teve redução expressiva em função do tempo de envelhecimento, com exceção do PP40LGF, enquanto houve um ligeiro aumento na resistência à flexão.

A variação da maioria das propriedades em função do teor de fibra de vidro nas temperaturas de envelhecimento dos compósitos PP LGF e PA6 SGF não foi muito diferente daquela observada para os compósitos não envelhecidos, especialmente para os compósitos PA6 SGF. Exceções nesta tendência foram apresentadas, nos compósitos PP LGF, pela resistência à tração nos tempos de envelhecimento de 500 e 1000 h e na deformação na ruptura para 1000h, pelas razões já mencionadas anteriormente.

A análise morfológica por MEV mostrou indícios de boa adesão das fibras nos compósitos antes do envelhecimento, que depois piorou com o envelhecimento, sendo essa perda de adesão mais um fator responsável pela perda de propriedades mecânicas, tais como resistência à tração e a deformação na ruptura. Revelou também alguns dos mecanismos comumente encontrados na ruptura de compósitos tais como: arrancamento (*pull-out*) e ruptura das fibras, e descolamento entre a fibra e a matriz.

A similaridade entre várias propriedades, especialmente entre as propriedades mecânicas dos módulos elásticos de tração e flexão, como também a proximidade dos valores de resistência ao impacto dos dois grupos de compósitos estudados, mostrou que há grande potencial da substituição da PA6 com fibras curtas pelo PP com fibras longas em componentes. O uso de antioxidantes adicionais também poderá mitigar a degradação termo-oxidativa sofrida pelo PP a temperaturas elevadas. Entretanto ensaios adicionais são necessários, preferencialmente em uma peça real.

7 TRABALHOS FUTUROS

Realizar estudo de envelhecimento térmico dos corpos de prova, injetados sem e com o uso de antioxidantes, tendo como temperatura máxima de ensaio de 120 °C, pois acima dessa temperatura a probabilidade de ocorrer degradação significativa se torna real o que facilita a perda de propriedades.

Confirmar as mudanças de fases do PP e da PA6 sob altas temperaturas por DRX.

Validar e normalizar o corpo de prova de fadiga proposto neste trabalho.

Realizar estudos de fadiga modificando a frequência de oscilação do estudo como também o deslocamento vertical (flecha) do corpo de prova em compósitos reforçados com fibras de vidro.

Fazer a troca de material de algum componente real feito de PA6 com fibras curtas para o PP com fibras longas e tentar validar o mesmo.

REFERÊNCIAS

- AGRAWAL, P. et al. Desenvolvimento de nanocompósitos a partir de blendas com matriz de PA6. **Polímeros**, São Carlos, v. 21, n. 5, p. 383-389, 2011. DOI: 10.1590/S0104-14282011005000062. Disponível em: https://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-14282011000500008&script=sci_abstract&tlng=pt. Acesso em: 30 aug. 2020.
- ALABURDAITÉ, Rasa; KRYLOVA, Valentina. Study of thermo-oxidative chemical pre-treatment of isotactic polypropylene. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**. 2014, v. 118, p. 1331 – 1338. DOI: 10.1007/s10973-014-4226-0. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10973-014-4226-0>. Acesso em: 17 jul. 2020.
- ALMEIDA, Laerte José de. **Propriedades mecânicas e térmicas de blendas de poliamida 6/rejeitos de ionômero Surlyn®**. 2019. 107f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo. Disponível em: <https://repositorio.fei.edu.br/handle/FEI/3040>. Acesso em: 11 jan. 2020.
- ALMOND, Jasmine et al. Determination of the carbonyl index of polyethylene and polypropylene using specified area under band methodology with ATR-FTIR spectroscopy. **e-Polymers**. 2020, v. 20, p. 369 – 381. DOI: 10.1515/epoly-2020-0041. Acesso em: 1 set. 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D3418 – 15. Standard test method for transition temperatures and enthalpies of fusion and crystallization of polymers by differential scanning calorimetry**. 2015. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/D3418>. Acesso em: 18 set. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D6110 – 18. Standard test method for determining the Charpy impact resistance of notched specimens of plastics**. 2018. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/D6110>. Acesso em: 18 set. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D638 – 14. Standard test method for tensile properties of plastics**. 2014. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/D638>. Acesso em: 18 set. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D648 – 18. Standard test method for deflection temperature of plastics under flexural load in the edgewise position**. 2018. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/D648>. Acesso em: 18 set. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM D790 – 17. Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials**. 2017 Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/D790>. Acesso em: 18 set. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1131 – 08. Standard Test Method for Compositional Analysis by Thermogravimetry**. 2014. Disponível em: <http://www.astm.org/Standards/E1131>. Acesso em: 18 set. 2019.

Anuário ABIPLAST (Associação Brasileira da Indústria do Plástico) – Perfil 2018. Disponível em: http://www.abiplast.org.br/wp-content/uploads/2019/10/perfil2018-web_VC.pdf. Acesso em: 12 mar. 2019.

ARAÚJO, Rogério Gomes. **Análise das propriedades micro e macroscópicas de blendas de poliamida 4,6/poliamida 6**. 2002. 59f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. Disponível em: <https://core.ac.uk/download/pdf/30365265.pdf>. Acesso em: 27 mar. 2019.

BABETTO, Alex Sandro. **Influência de aditivos pró-degradantes nas degradações abiótica e biótica do polietileno de alta densidade**. 2015. 170f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos. Disponível em: <https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/7175?show=full>. Acesso em: 1 set. 2020.

BATISTA, Natassia Lona et al. Correlation between degree of crystallinity, morphology and mechanical properties of PPS/carbon fiber laminates. **Materials Research**. 2016, v. 19 (1), p. 195 – 201. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0453. Disponível em: https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392016005002111. Acesso em: 13 mai. 2019.

BIERÖGEL, Christian. **Flexural Fatigue Loading**. In: Polymer Solids and Polymer Melts – Mechanical and Thermomechanical Properties of Polymers (pp.305-307). 2014. DOI: 10.1007/978-3-642-55166-6_51. Disponível em: <https://materials.springer.com/bp/docs/978-3-642-55166-6>. Acesso em: 1 set. 2020.

BLAINE, R. L. TN048, **Polymer Heats of Fusion**, TA Instruments, New Castle, DE. Disponível em: <https://www.tainstruments.com/pdf/literature/TN048.pdf>. 2020

BRYDSON, J.A. **Plastics Materials**. 8. Ed. Boston: Butterworth-Heinemann Ltd, 2017.

BRIGANTE, Domenico. **New composite materials: selection, design, and application**. 1. ed. Switzerland: Springer International Publishing, 2014.

CALLISTER JR, William D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7. ed. Nova York: John Wiley & Sons, Inc, 2017.

CANEVAROLO Jr. Sebastião V. **Polymer Science: A textbook for engineers and technologists**. Hanser Publications, Munich, 2020.

CARTLEDGE, Helen C. T.; BAILLIE, Caroline A. Studies of microstructural and mechanical properties of nylon/glass composite – Part I: The effect of thermal processing on crystallinity, transcrystallinity and crystal phases. **Journal of Materials Science**. 1999, v. 34, p. 5099 – 5111. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1023/A:1004713200894>. Acesso em: 15 mai. 2020.

CHAWLA, Krishan K. **Composite Materials: Science and Engineering**. 3. ed. Springer Science + Business Media, Nova York, 2012.

CHEVALI, Venkata S.; JANOWSKI, Gregg M. Flexural creep of long fiber-reinforced thermoplastic composites: effect of processing-dependent fiber variables on creep response. **Composites part A: applied science and manufacturing**. 2010, v. 41, p. 1641-1652. DOI:10.1016/j.compositesa.2010.05.008. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X10001466>. Acesso em: 2 feb. 2019.

CRAFTECH INDUSTRIES, INC. **3 Top reasons there is a shortage of nylon 6,6**. Disponível em: <https://www.craftechind.com/top-3-reasons-there-is-a-shortage-of-nylon-6-6/>. Acesso em: 26 jul. 2019.

CURRA, Ricardo Postali. **Influência da utilização de poliamida 6 reciclada em misturas com poliamida virgem nas propriedades de peças de engenharia**. 2018. 70f. TCC (Graduação em Engenharia de Materiais) – Escola de engenharia – UFRGS, RS. Disponível em: <https://lume.ufrgs.br/handle/10183/174128>. Acesso em: 20 ago. 2020.

DALPIAZ, Giovani. **Estudo do efeito de cargas minerais em compósitos poliméricos particulados em matriz de polipropileno**. 2006. 236f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – UFRGS, RS. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/13882/000550509.pdf?sequence=1>. Acesso em: 15 jul. 2019.

DAS, Pritam et al. **Enhancing the surface finish of LFT compression molded parts via Application of surface film**. *Composites & Polycon 2007*, American Composites Manufacturers Association, Tampa, Flórida, USA. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/268403276>. Acesso em: 17 mai. 2018.

DE ROSA, Claudio et al. Crystal structures and polymorphism of polymers: Influence of defects and disorder. **Polymer Crystallization**. 2018, v. 1, DOI: 10.1002/pcr2.10015. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/pcr2.10015>. Acesso em: 12 set. jan. 2020.

DEAN, D.M. et al. Matrix molecular orientation in fiber-reinforced polypropylene composites. **Journal of Materials Science**. 1998, v. 33, p. 4797 – 4812. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1023/A:1004474128452>. Acesso em: 20 jun. 2020.

DENCHEVA, Nadya V. et al. Relationship between crystalline structure and mechanical behavior in isotropic and oriented polyamide 6. **Journal of Applied Polymer Science**. 2007, v. 103 (4), p. 2242 – 2252. DOI: 10.1002/app.25250. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/app.25250>. Acesso em: 14 mai, 2020.

DERSTINE, David S.; HOWARTH, CARL S.; ZELLOCK, Collet M. **Effect of oven-aging on tensile properties of long glass fiber versus short glass fiber engineering thermoplastic composites**. In: INTERNATIONAL SAE CONGRESS AND EXPOSITION; 1996, Detroit, Michigan. DOI: DOI: <https://doi.org/10.4271/960241>. Disponível em: <https://saemobilus.sae.org/content/960241/>. Acesso em: 10 ago. 2019.

DOWLING, Norman E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. 4. ed. Essex, Inglaterra: Pearson, 2013.

ELIAS, Hans George. **An introduction to Plastics**. 1. ed. 1993, cap 5 Thermal properties, p. 108 – 124 e cap 13.2.3 Thermal properties, p. 289 – 290.

FERREIRA, Eliane. **Avaliação de diferentes condições de temperatura de molde e hidratação no desempenho de compósitos de poliamida 6 com fibra de vidro**. 2017. 73f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, RS. Disponível em: <https://repositorio.ucs.br/handle/11338/3802>. Acesso em: 17 mar. 2019.

GARCIA, Gregorio Manuel Vélez. **Experimental evaluation and simulations of fiber orientation in injection molding of polymers containing short glass fibers**. 2012. 212f. Tese (Doutorado do Programa de Filosofia em Ciência Macromolecular e Engenharia) – Instituto Politécnico da Virgínia e Universidade do Estado – Blacksburg, Virgínia, 2012. Disponível em: <https://vtchworks.lib.vt.edu/handle/10919/27335>. Acesso em: 20 jan. 2020.

GOEL, A et al. Characterization of fatigue behavior of long fiber reinforced thermoplastic (LFT) composites. **Journal MATERIALS CHARACTERIZATION**. 2009, v. 60, p 537 – 544. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.12.020. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580308003537>. Acesso em: 11 set. 2019.

GOEL, A; CHAWLA, K. K.; VAIDYA, U. K. **Fatigue and vibration response of long fiber reinforced thermoplastic**. 2009. 9th Annual Automotive Composites Conference and Exhibition, ACCE 2009, Troy, Michigan. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/265115432_Fatigue_and_vibration_response_of_long_fiber_reinforced_thermoplastics. Acesso em: 11 set. 2019.

GOGOLEWSKI, S. et al. Annealing of melt crystallized nylon 6. **Colloid and Polymer Science**. 1982, v. 260, p. 859 – 863. DOI: 10.1007/BF01419096. Acesso em: 2 ago. 2020.

GROVE, D.; KIM, H. **Fatigue behavior of long and short glass reinforced thermoplastics**. In: INTERNATIONAL SAE CONGRESS AND EXPOSITION. 1995, Detroit, Michigan. DOI: <https://doi.org/10.4271/950561> Disponível em: <https://saemobilus.sae.org/content/950561>. Acesso: 10 ago. 2019.

HARIS, Bryan. **Fatigue in composites – Science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics**. 1. ed. Woodhead Publishing Limited, Cambridge England, 2003.

HENNING, Frank et al. **LFTS for automotive applications. Reinforced Plastics**. 2005, v. 49, p. 24 – 33. DOI: 10.1016/S0034-3617(05)00546-1. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0034361705005461>. Acesso em: 5 nov. 2019.

IMTIAZ, Shan. **Glass Fibre**. National Textile University, Pakistan, 2014. Disponível em: https://www.academia.edu/7463236/GLASS_Fibres_manufacturing_properties_and_applications

INÁCIO, André Luis Natal. **Comportamento mecânico e térmico de compósitos de PP/EPDM/Talco reciclado contendo fibra de bambu**. 2014. 138f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo. Disponível em: <https://repositorio.fei.edu.br/handle/FEI/593?mode=full>. Acesso em: 20 ago. 2020.

JIA, Nanying; KAGAN, Val A. Effects of time and temperature on the tension-tension fatigue behavior of short fiber reinforced polyamides. **Polymer Composites**. 1998, v. 19 (4), p. 408 – 414. DOI: 10.1002/pc.10114. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/229622716_Effects_of_time_and_temperature_on_the_tension-tension_fatigue_behavior_of_short_fiber_reinforced_polyamides. Acesso em: 1 set. 2020.

KIM, Namil et al. Enhanced thermomechanical properties of long and short glass fiber-reinforced polyamide 6.6/polypropylene mixtures by tuning the processing procedures. **Journal of Materials Science**. 2014, v. 49, p. 6333 – 6342. DOI: 10.1007/s10853-014-8358-1. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s10853-014-8358-1>. Acesso em: 18 nov. 2018.

LANDESMANN, Alexandre; SERUTI, Carlos Alexandre; BATISTA, Eduardo de Miranda. Mechanical Properties of glass fiber reinforced polymers members for structural applications. **Journal Materials Research**. 2015, v. 18, n° 6, p. 1372 – 1383. DOI: 10.1590/1516-1439.044615. Disponível em: https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392015000601372. Acesso em: 15 nov. 2019.

LEVY NETO, Flaminio; PARDINI, Luiz Claudio. **Compósitos Estruturais: Ciência e tecnologia**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

LI, Qingtao et al. β -trancrystallinity developed from the novel ringed nuclei in the glass fiber/isotactic polypropylene composite. **Materials Letters**. 2011, v. 65, p. 2274 – 2277. DOI: 10.1016/j.matlet.2011.04.035. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/251518029_b-trancrystallinity_developed_from_the_novel_ringed_nuclei_in_the_glass_fiberisotactic_polypropylene_composite. Acesso em: 15 mai, 2020.

LIMA, Martha Fogliato Santos. **Polipropileno isotático modificado via recozimento e deformação plástica: estudo da morfologia e comportamento térmico**. 1998. 139f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Universidade federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre- RS. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/165494>. Acesso em: 14 mar. 2020.

LOPES, Bruno Leonardy Souza. **Polímeros reforçados por fibras vegetais – um resumo sobre compósitos**. 1. ed. Blucher Open Access. Editora Edgard Blüder Ltda, 2017. Disponível em: <file:///C:/Users/wzt8dg/Downloads/1382.pdf>. Acesso em: 21 mai. 2020.

MAIER, Clive; CALAFUT, Theresa. **Polypropylene – The Definitive user’s guide and databook**. 1. Ed. Nova York, 1998.

MAICH, ÉLIDA GONÇALVES. **Determinação das propriedades mecânicas, térmicas e morfológicas de compósitos de polipropileno com casca de acácia negra**. TCC (Bacharel em Química) – Centro Universitário La Salle, Canoas, RS, 2010. Disponível em: <https://docplayer.com.br/3388155-Elida-goncalves-maich-determinacao-das-propriedades-mecanicas-termicas-e-morfologicas-de-compositos-de-polipropileno-com-casca-de-acacia-negra.html>. Acesso em: 17 ago. 2020.

MOLINA, Lucian Mendes. **Efeito do tamanho de partícula de carboneto de cálcio em poliamida 6: processamento, propriedades mecânicas e térmicas**. 2015. 144f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo. Disponível em: <https://repositorio.feis.edu.br/handle/FEI/609?locale=es>. Acesso em: 11 abr. 2019.

MORAES, Dijan Vinicius Osti. **Avaliação de Propriedades de fadiga de compósitos de polipropileno reforçado com fibras de coco**. 2013. 221f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo. Disponível em: <https://repositorio.feis.edu.br/handle/FEI/544>. Acesso em: 11 abr. 2019.

MORITOMI, SATORU; WATANABE, TSUYOSHI; KANZARI, Susumu. **Polypropylene compounds for automotive applications**. Sumitomo Chemical CO., Ltd – Petrochemical Research Laboratory. 2010. Disponível em: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.469.6035&rep=rep1&type=pdf>. Acesso em: 12 fev. 2019.

MOTA, Juliana M. et al. **Caracterização térmica de compósitos de fibras de bagaço de cana-de-açúcar/polipropileno reciclados**. 8º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2005.

MURPHY, John. **The reinforced plastics handbook**. 1. ed. Great Britain: Elsevier Science Publishers LTD, 1994.

NING, Haibin et al. A review of long fibre-reinforced thermoplastic or long fibre thermoplastic (LFT) composites. **Journal INTERNATIONAL MATERIALS REVIEWS**. 2019, v. 65, p. 164 – 188. DOI: 10.1080/09506608.2019.1585004. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/09506608.2019.1585004>. Acesso em: 20 jan. 2020.

PETERS, S.T. **Handbook of composites**. 2. ed. Dordrecht: Springer Science + Business Media, 1998.

PIGATTO, Caroline. **Polipropileno e blendas PP/EPDM reforçadas com fibras curtas de sisal**. 2009. 84f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) — Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/18590>. Acesso em: 15 jun. 2018.

PRACELLA, M. et al. Functionalization, compatibilization and properties of polypropylene composites with Hemp fibres. **Composites Science and Technology**. 2006, v. 66, p. 2218–2230. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.12.006. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/223188194_Functionalization_compatibilization_and_properties_of_polypropylene_composites_with_Hemp_fibres. Acesso em: 27 jun. 2020.

QUAN, Hui et al. On transcrystallinity in semi-crystalline polymer composites. **COMPOSITES SCIENCE AND TECHNOLOGY**. 2005, v. 65, p. 999 – 1021. DOI:10.1016/j.compscitech.2004.11.015. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0266353804003677>. Acesso em: 20 jun. 2020.

RABELO Marcelo, De Paoli Marco Aurelio. **Aditivação de Termoplásticos**, São Paulo: editora Artliber, 2013.

REVUELTA, D.; MIRAVETE A. **Fatigue damage in Composite materials**. International Applied Mechanics. 2002, v. 38, p. 121 – 134. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1023/A:1015722909232>. Acesso em: 5 mai. 2019.

ROESLER, Joachim; HARDERS, Harald; BAEKER, Martin. **Mechanical behavior of engineering materials – metals, polymers and composites**. Springer – Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

ROHAN, K. et al. **Mechanical study of direct long fiber thermoplastic carbon/polyamide 6 and its relations to processing parameters**. Zoltek Corporation e Centro de Projetos Fraunhofer para pesquisas de compósitos da Universidade de Western Ontario, Canadá. 2014. Disponível em: http://www.temp.speautomotive.com/SPEA_CD/SPEA2014/pdf/ET/ET6.pdf

SANTOS, Bruno Balico. **Compósitos aplicados à indústria automobilística**. Celanese, 2015.

SANTOS, Lucas Pereira dos. **Otimização da preparação de polipropileno maleatado via extrusão reativa para reforço mecânico em compósitos**. 2011. 93f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná. Disponível em: <https://acervodigital.ufpr.br/handle/1884/26536>. Acesso em: 14 jun. 2020.

SCHEMME, Michael. **LFT – development status and perspectives**. Reinforced Plastics. 2008, v. 52, p. 32 – 34, 36 – 39. DOI: 10.1016/S0034-3617(08)70036-5. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0034361708700365>. Acesso em 18 jun. 2019.

SHARMA, S. D.; KAR, Kamal K; SOWNTHARYA, L. **Polymer-Based composite Structures: Processing and Application**. In: KAR, Kamal K. Composite Materials: processing, applications, characterizations. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2017. p. 1 – 36. DOI: 10.1007/978-3-662-49514-8_1. Acesso em: 18 jul. 2019.

SIMON, Sara Andrea. **Analysis of fiber attrition and fiber-matrix separation during injection molding of long fiber-reinforced thermoplastic parts**. 2016. 100f. Dissertação (Mestrado do Programa de Processos Biotécnicos) – Universidade Austríaca de Biotecnologia de Ciências Aplicadas, Tulln, Áustria. Disponível em: https://static1.squarespace.com/static/559921a3e4b02c1d7480f8f4/t/59689b3272af65bc1f932268/1500027706202/Simon+Sarah_641.PDF. Acesso em: 25 ago. 2019.

SOARES, Elias Augusto Ferreira. **Efeito dos teores de polietileno reticulado e agente compatibilizante nas propriedades mecânicas e térmicas de poliamida 6**. 2019. 164f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo. Disponível em: <https://repositorio.fei.edu.br/handle/FEI/3036>. Acesso: 11 abr. 2020.

SUBRAMANIAN, C.; SENTHILVELAN, S. Effect of fiber length on hysteretic heating of discontinuous fiber-reinforced polypropylene. **JOURNAL INTERNATIONAL JOURNAL OF POLYMERIC MATERIALS**. 2009, v. 58, p. 347-354. DOI: 0.1080/00914030902852252. Disponível em: <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/00914030902852252>. Acesso em: 10 set. 2019.

TAO, Zhaozeng et al. Fabrication of long glass fiber reinforced polyacetal composites: mechanical performance, microstructures, and isothermal crystallization kinetics. **Polymer COMPOSITES**. 2015, v. 36, p. 1826 – 1839. DOI 10.1002/pc.23090. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/pc.23090>. Acesso em: 15 jun. 2018.

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**. 2012. 115f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais – Universidade de Caxias do Sul, 2012. Disponível em: <https://pdfs.semanticscholar.org/3261/13dd64b2805aafbd68f633789f03957b4d43.pdf>. Acesso em: 12 dez. 2019.

TEIXEIRA, D. et al. Influence of flow restriction on the microstructure and mechanical properties of long glass fiber-reinforced polyamide 6.6 composites for automotive applications. **Materials and Design**, v. 47, p. 287 – 294, 2013. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.12.030. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306912008515?via%3Dihub>. Acesso em :4 out. 2019.

TEIXEIRA, D. et al. Influence of injection molding on the flexural strength and surface quality of long fiber-reinforced polyamide 6.6 composites. **Materials and Design**, v. 85, p. 695 – 706, 2015. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.097. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127515301696?via%3Dihub>. Acesso em: 4 out. 2019.

TIGGEMANN M. T. **Desenvolvimento de nanocompósitos a partir de um elastômero termoplástico**. Dissertação (Mestrado em Química) - Instituto de Química da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2012. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/55501>. Acesso em: 24 mai. 2020.

THOMASON, J.L. The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 5. Injection moulded long and short fibre PP. **Composites part A: applied science and manufacturing**. 2002, v. 33, p. 1641-1652. DOI: 10.1016/S1359-835X(02)00179-3. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X02001793>. Acesso em: 16 jun. 2018.

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: applied science and manufacturing**. 2004, v. 36, p. 995-1003. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.11.004. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X04002921>. Acesso em: 16 jun. 2018.

THOMASON, J.L. The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 7. Interface strength and fibre strain in injection moulded long fibre. **Composites part A: applied science and manufacturing**. 2007, v. 38, p. 210-216. DOI: 10.1016/j.compositesa.2006.01.007. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359835X06000261>. Acesso em: 16 jun. 2018.

TREGUB, Alexander et al. The influence of thermal history on the mechanical properties of poly (ether ketone) matrix composite materials. **Composites Science and Technology**. 1993, v. 48, p. 185. DOI: 10.1016/0266-3538(93)90135-4. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0266353893901354>. Acesso em: 03 set. 2020.

VAN DER WOUDE, J. H. A.; LAWTON, E. L. **Composite Design and Engineering**. In WALLEMBERGER, Frederick T; BINGHAM, Paul A. Fiberglass and glass technology: energy-friendly compositions and applications. 1. ed. Londres: Springer Science + Business Media, LLC. 2010, p. 125 – 172.

WALLEMBERGER, Frederick T.; WATSON, James C.; Li, Hong. **GLASS FIBERS**. ASM Handbook, Vol. 21: Composites (#06781G), 2010.

WIEBECK, Hélio; HARADA, Júlio. **Plásticos de Engenharia: Tecnologia e Aplicação**. 1. ed. São Paulo: Artliber Editora, 2005

WANG, Chi et al. Electrospun-fiber induced transcrystallization of isotactic polypropylene matrix. **Polymer**. 2011, v. 52, p. 1326 – 1336. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0032386111000565>. Acesso em: 21 jun. 2020.

WANG, Yumming; CHENG, Lihong; CUI, Xiaoqian; GUO, Weihong. Crystallization behavior and properties of glass fiber reinforced polypropylene composites. **Polymers**. 2019, v. 11 (7), p. 1198. DOI: 10.3390/polym11071198. Disponível em: <https://www.semanticscholar.org/paper/Crystallization-Behavior-and-Properties-of-Glass-Wang-Cheng/9716184b6047518230de54b43ef7a06faf2edf87>. Acesso em: 21 jul. 2020.

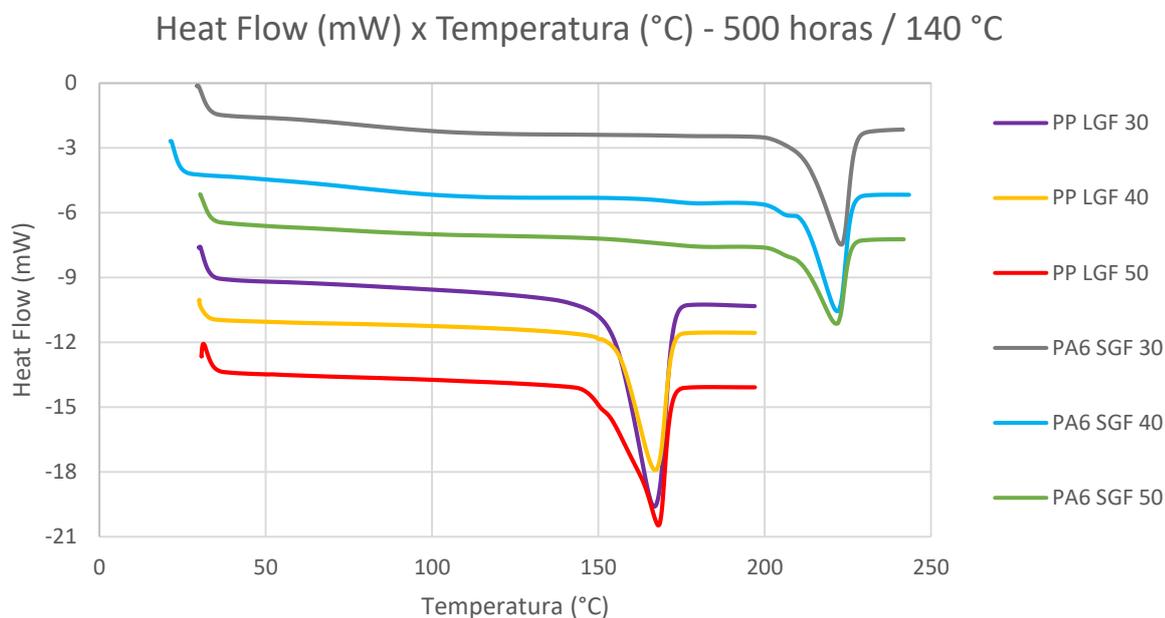
YOUSSEF, Al Herz et al. Optimizing mechanical properties of injection molded long fiber-reinforced polypropylene. **Journal of Thermoplastic Composite Materials**. 2015, v. 28 (6), p. 849 – 862. DOI: 10.1177/0892705714533371. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/275430815_Optimizing_mechanical_properties_of_injection-molded_long_fiber-reinforced_polypropylene. Acesso em: 15 dez. 2018.

ZHANG, Daohai et al. Mechanical properties, morphology and dynamic mechanical properties of LGF/TPU/SAN composites. **Fibers and Polymers**. 2014, v. 15, n° 4, p. 794 – 799. DOI: 10.1007/s12221-014-0794-7. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s12221-014-0794-7>. Acesso em: 10 ago. 2019.

ZHANG, Mingqiu et al. Effect of transcrystallinity on tensile behaviour of discontinuous carbon fibre reinforced semicrystalline thermoplastic composites. **Polymer**. 1996, v. 37, p. 5151 – 5158. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0032386196003412?via%3Dihub>. Acesso em: 20 jun. 2020.

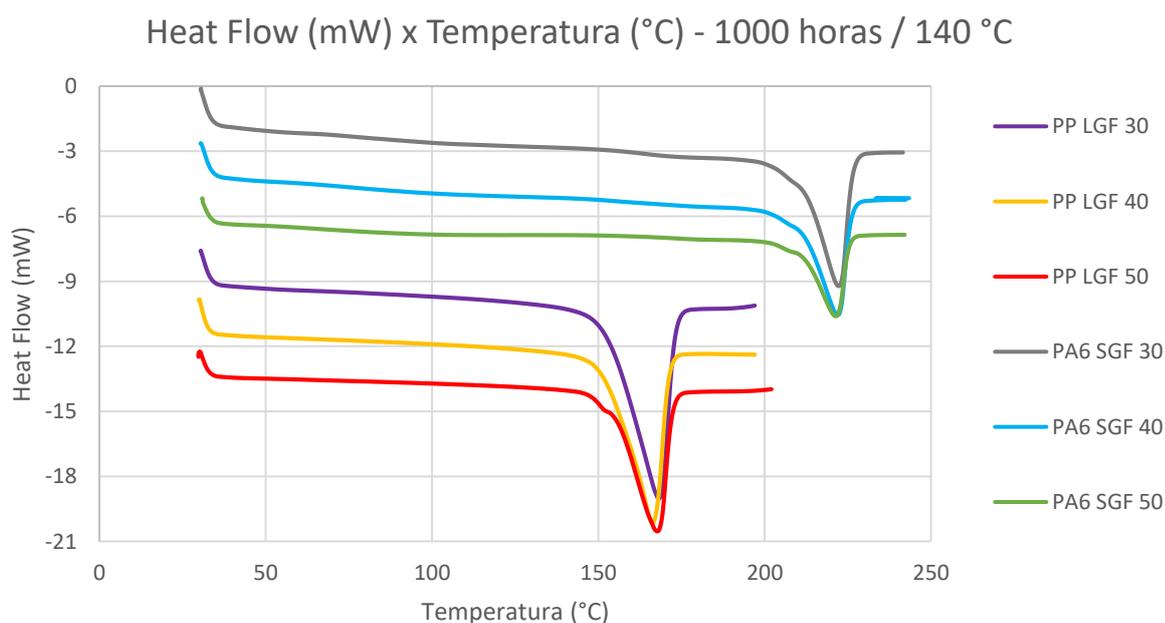
APÊNDICE A – TERMOGRAMAS DE DSC PARA COMPÓSITOS ENVELHECIDOS

Gráfico 23 - Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas, respectivamente para compósitos envelhecidos a 140 °C por 500 horas



Fonte: Autor, 2020

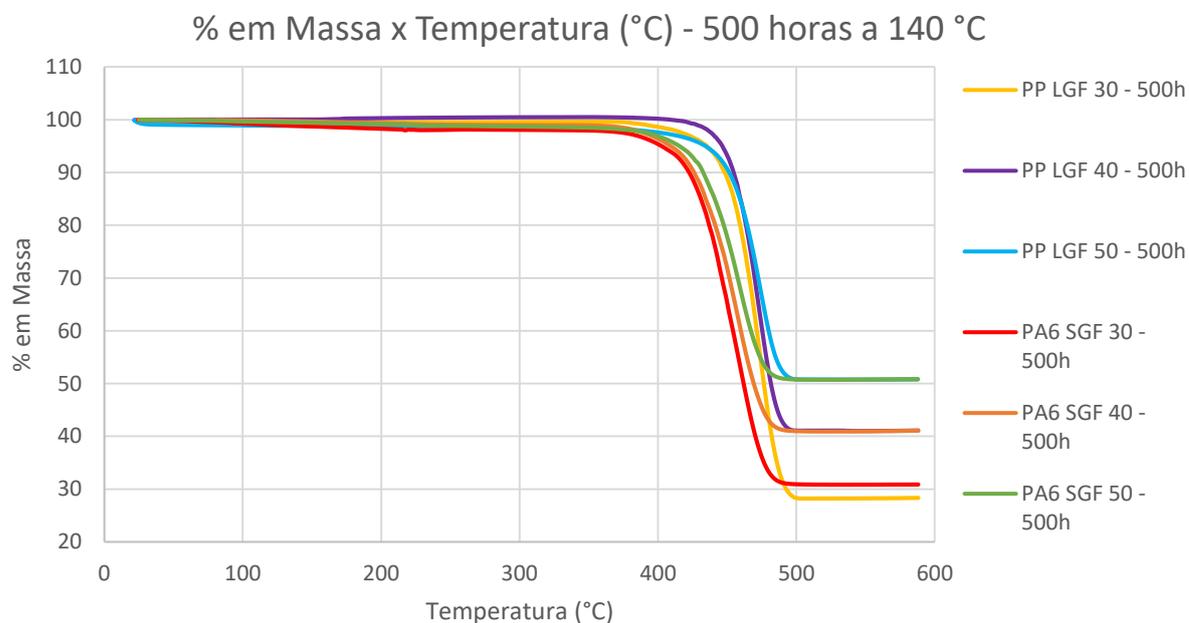
Gráfico 24 - Termograma de DSC em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas e curtas, respectivamente para compósitos envelhecidos a 140 °C por 1000 horas



Fonte: Autor, 2020

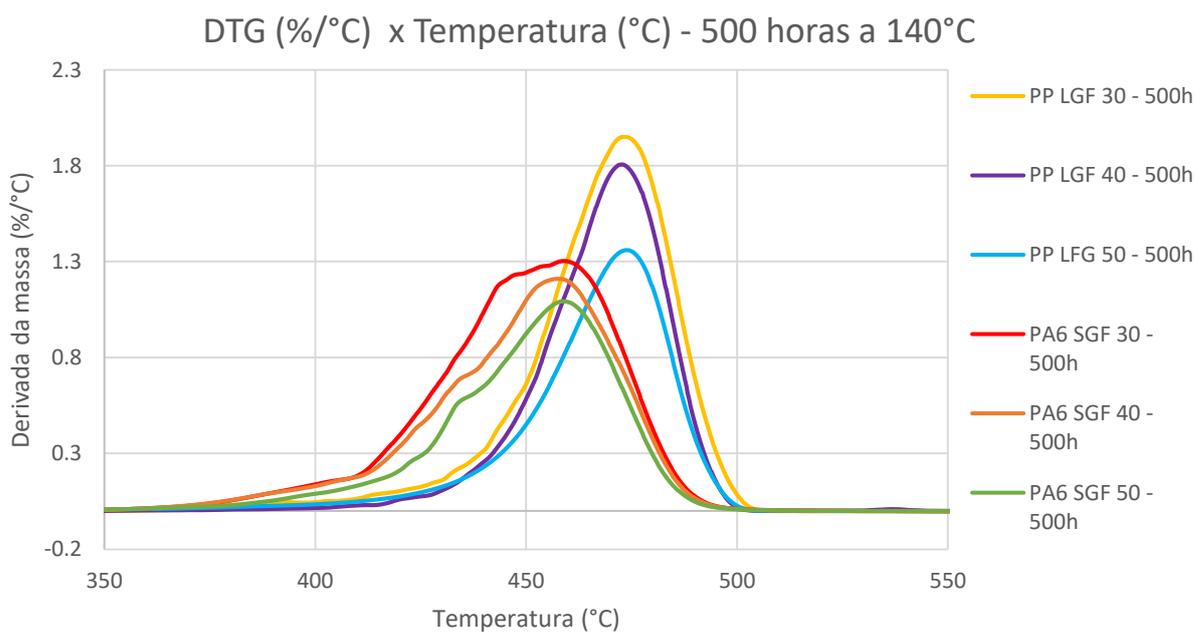
APÊNDICE B – TERMOGRAMAS DE TGA PARA COMPÓSITOS ENVELHECIDOS

Gráfico 25 - Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 500 horas a 140 °C



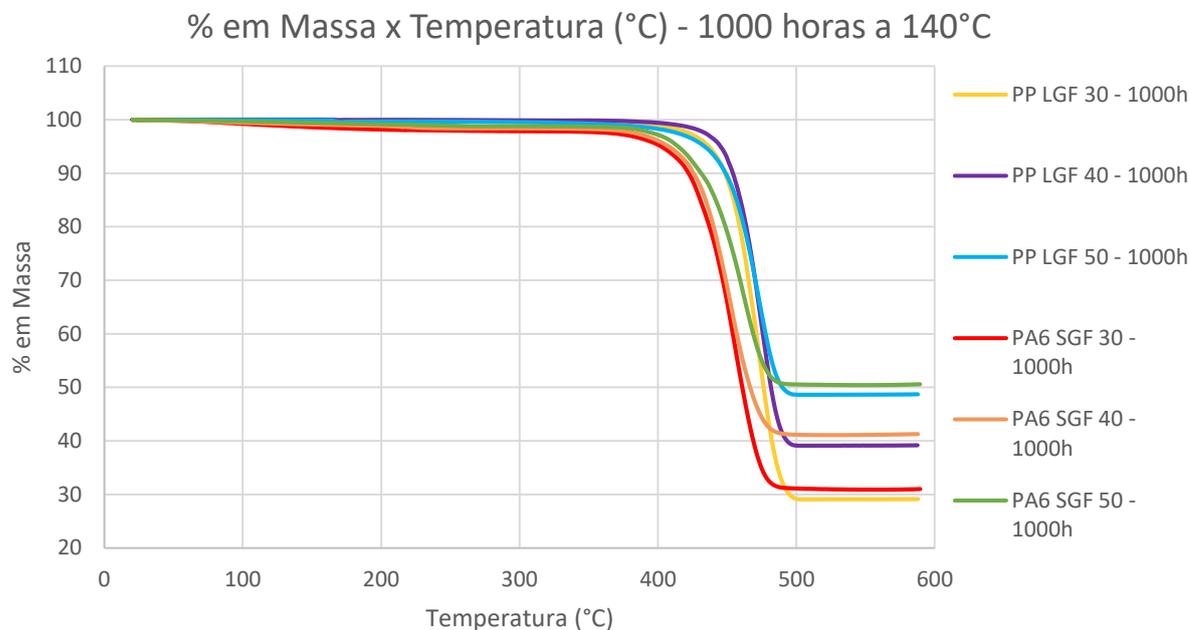
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 26 - Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 500 horas a 140 °C



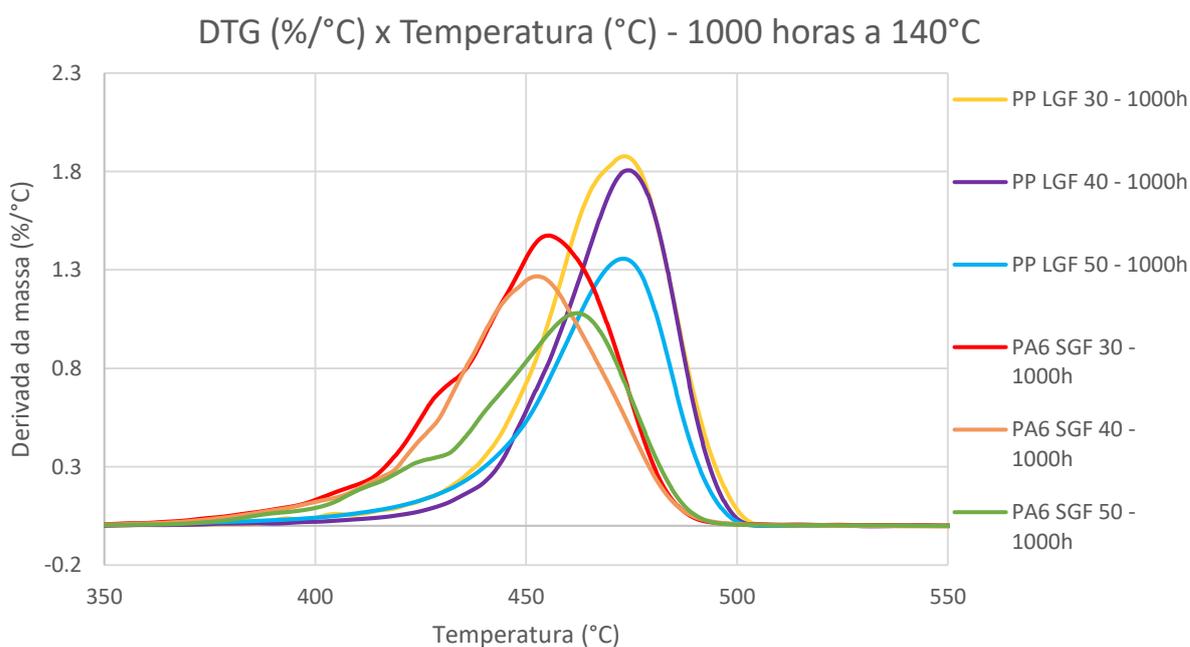
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 27 - Curvas médias obtidas nos ensaios de TGA em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 1000 horas a 140 °C



Fonte: Autor, 2020

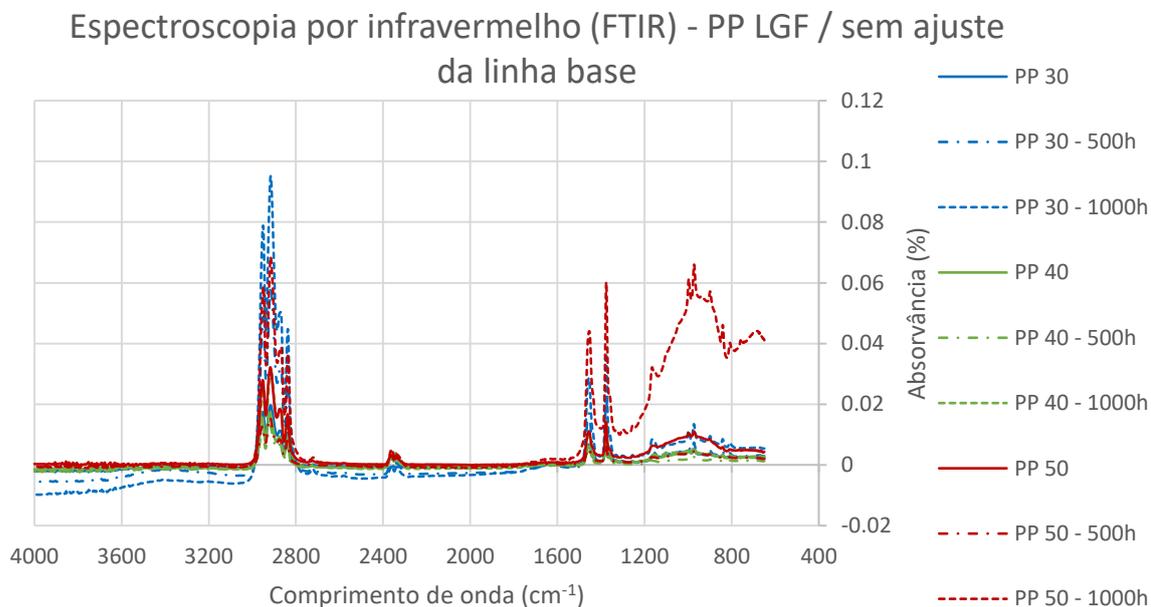
Gráfico 28 - Curvas médias de DTG obtidas em amostras sem envelhecimento de PP e PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas e longas para compósitos envelhecidos por 1000 horas a 140 °C



Fonte: Autor, 2020

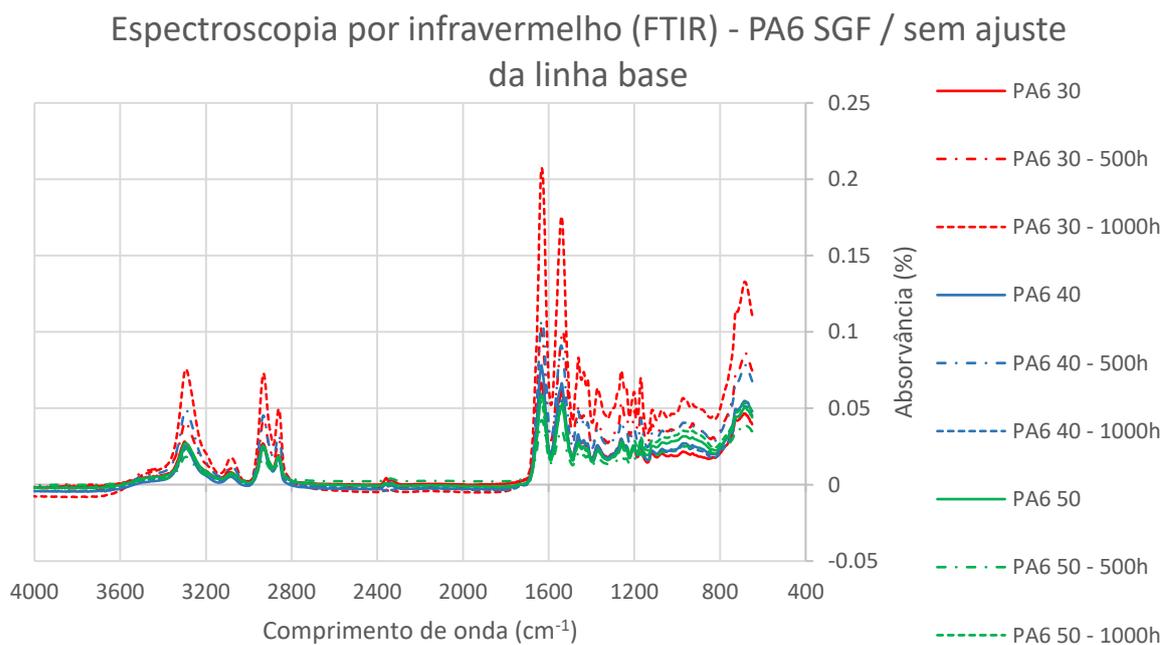
**APÊNDICE C – ESPECTROSCOPIA POR INFRAVERMELHO (FTIR) -
ESPECTROS COMPLETOS**

Gráfico 29 - Espectros completos obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PP contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras longas



Fonte: Autor, 2020

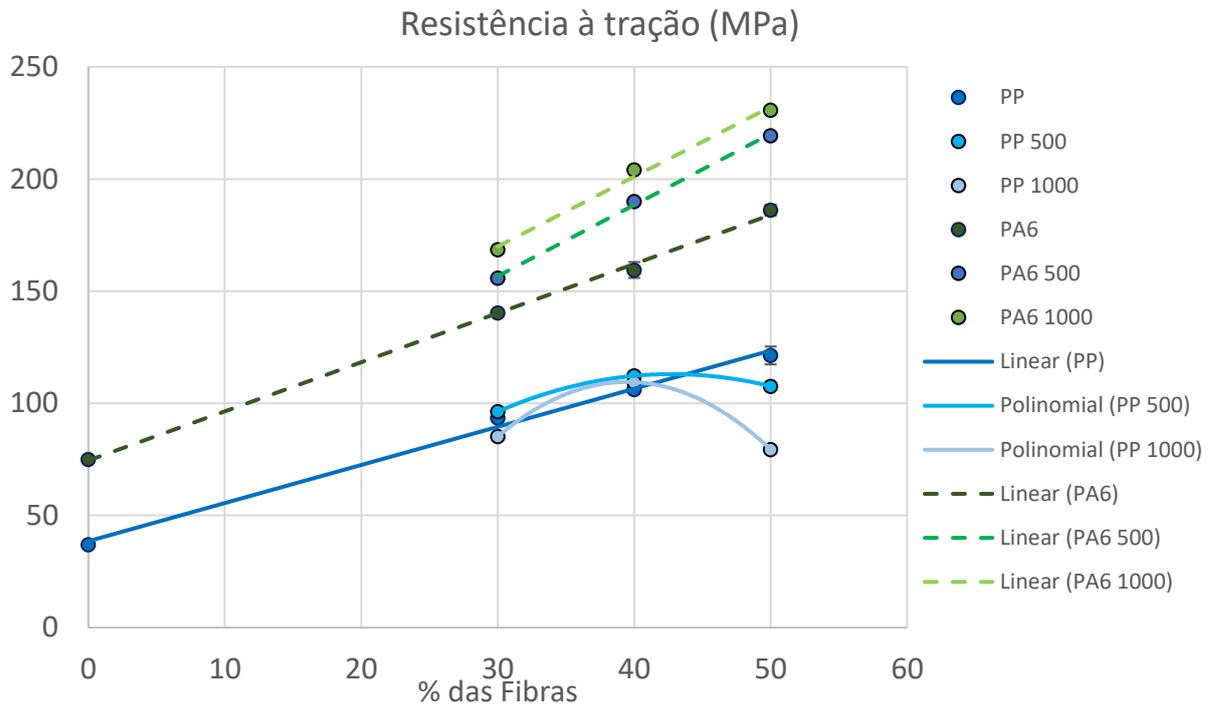
Gráfico 30 - Espectros completos obtidos por infravermelho em compósitos não envelhecidos e envelhecidos a 140 °C por 500 e 1000 horas de compósitos de PA6 contendo 30, 40 e 50% em massa de fibras curtas



Fonte: Autor, 2020

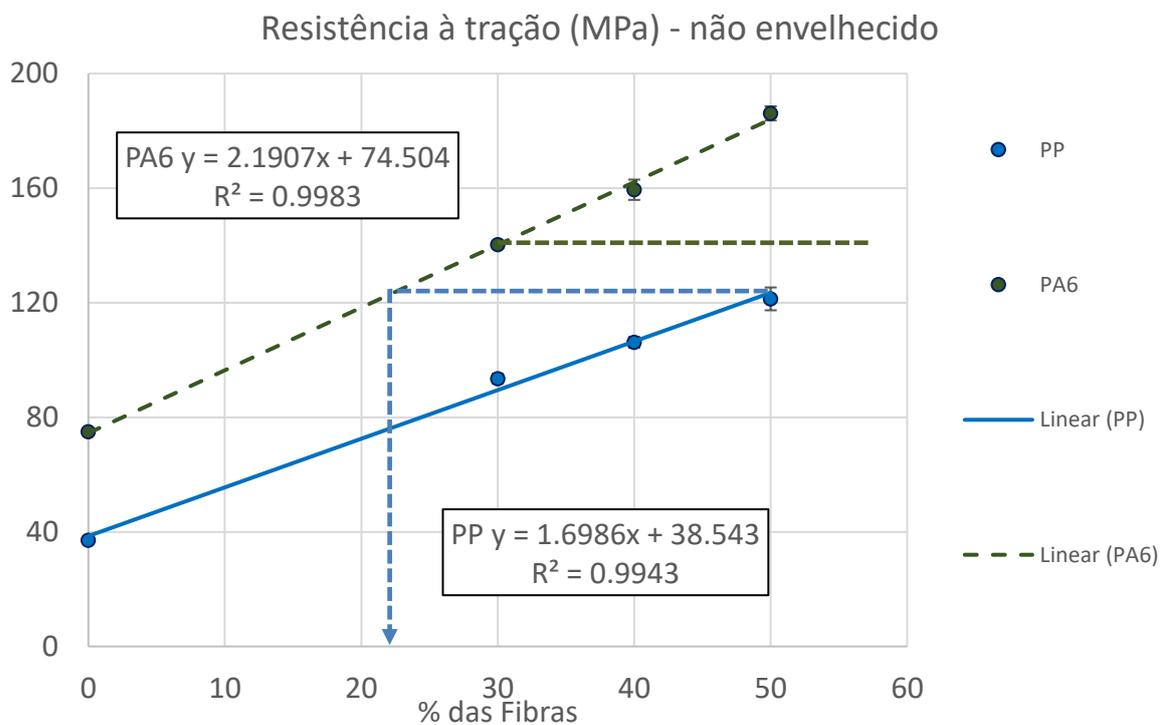
**APÊNDICE D – LINHAS DE TENDÊNCIA PARA COMPÓSITOS NÃO
ENVELHECIDOS**

Gráfico 31 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de à tração



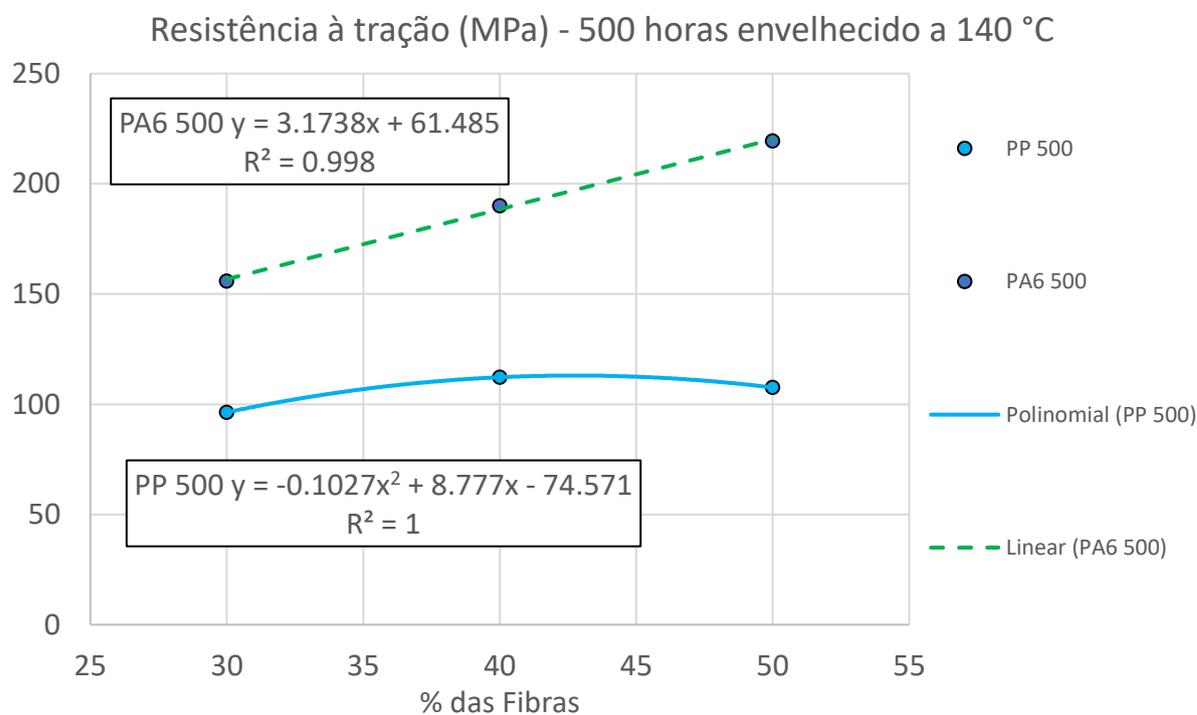
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 32 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RT



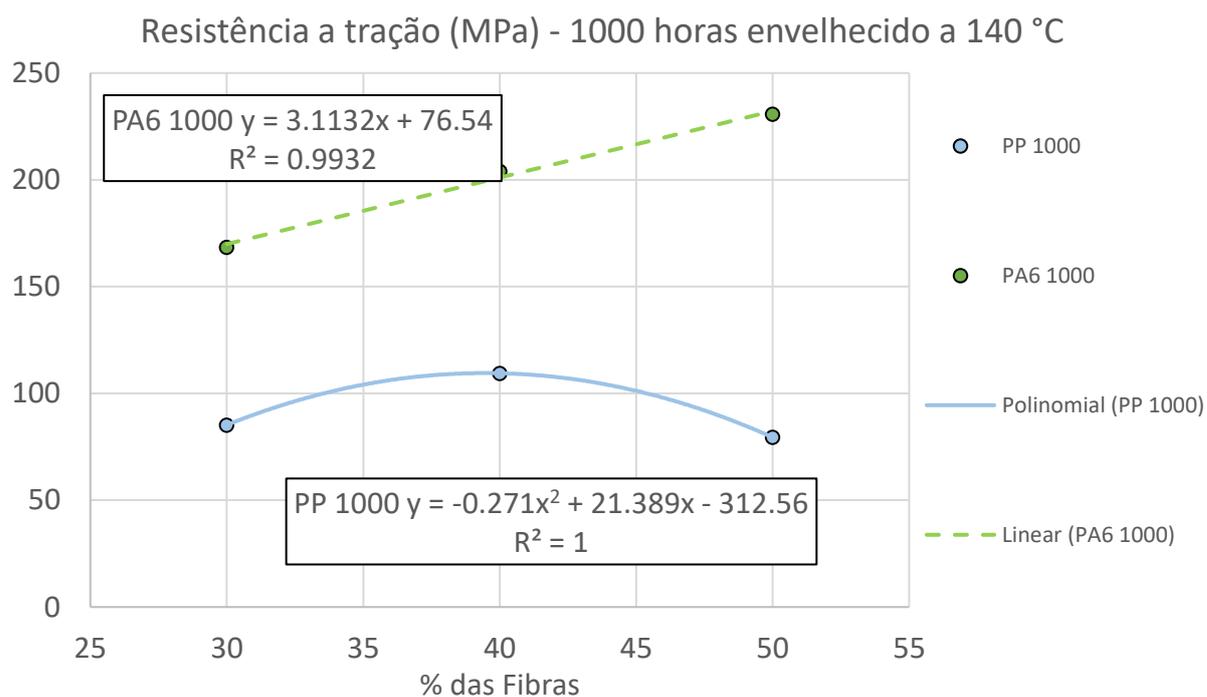
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 33 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RT



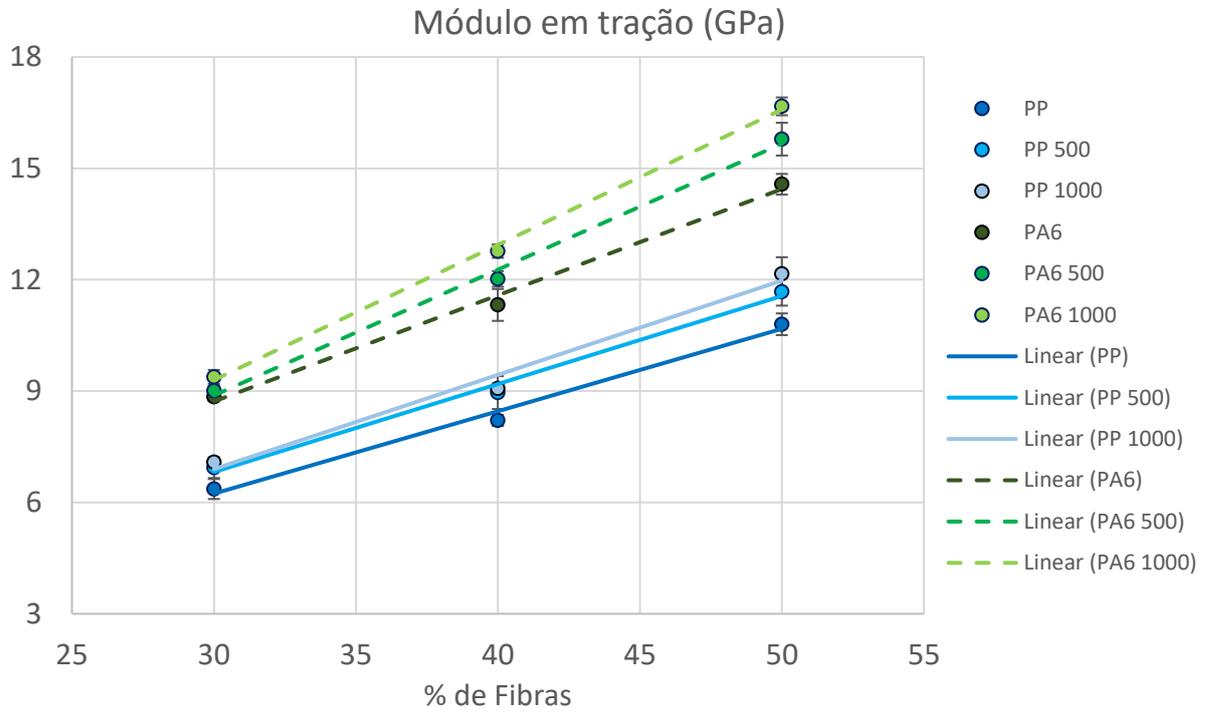
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 34 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RT



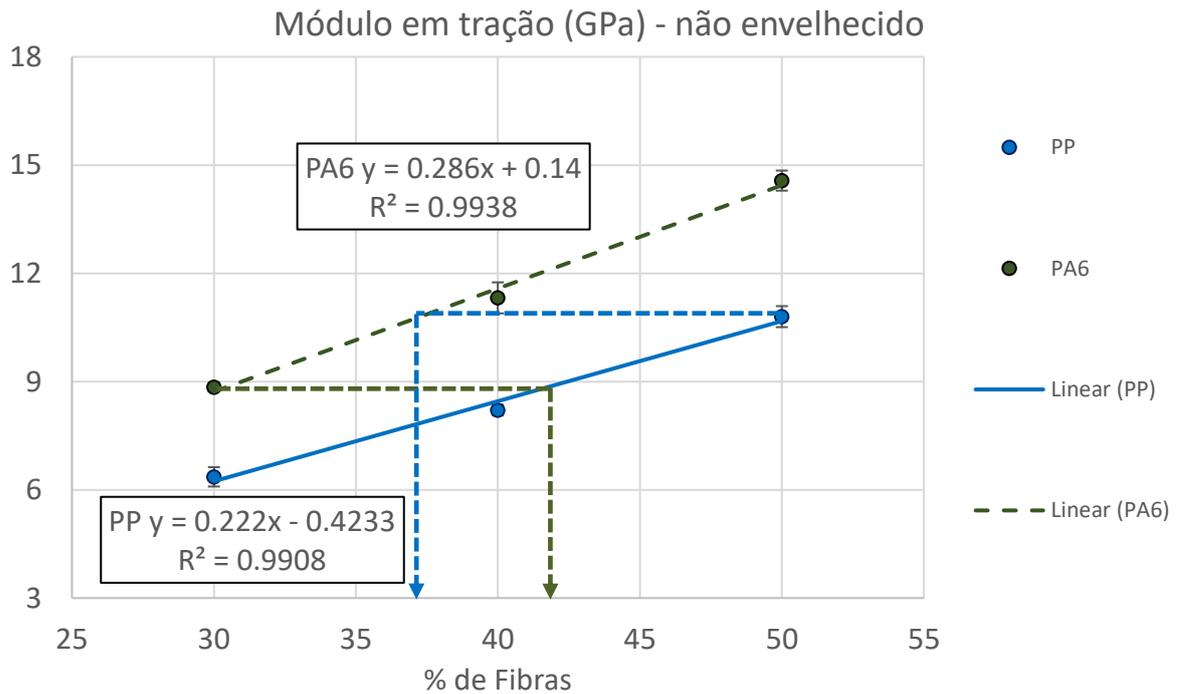
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 35 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de módulo em tração



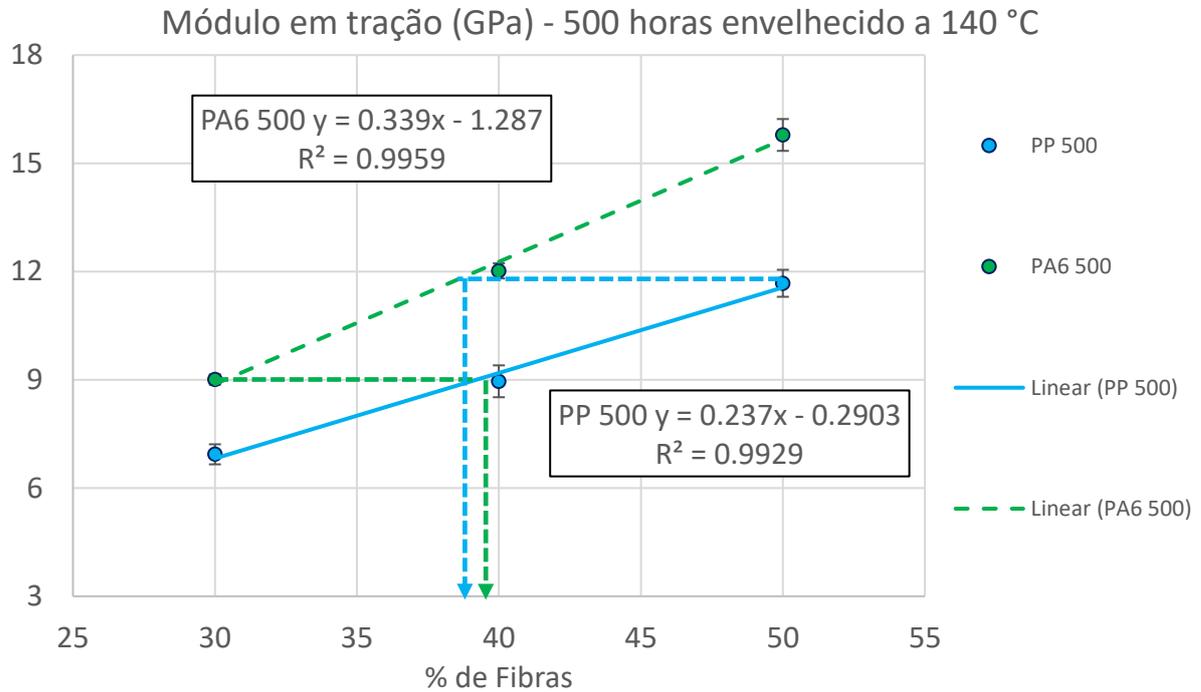
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 36 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Et



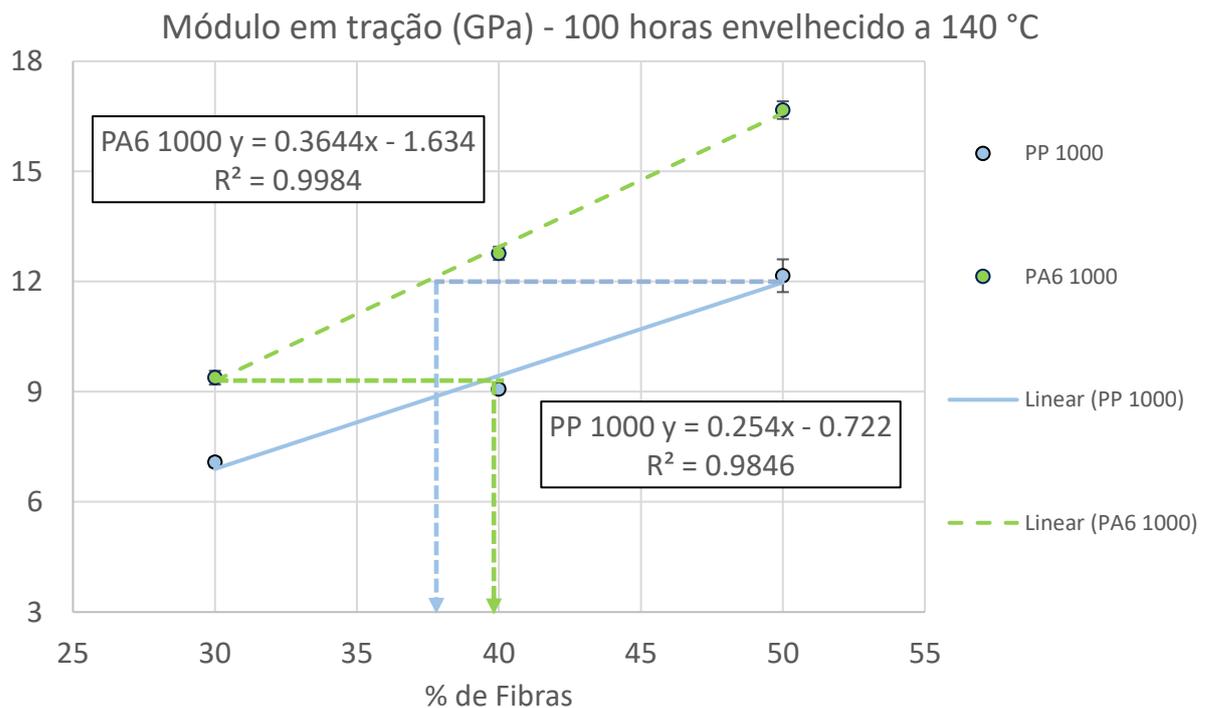
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 37 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Et



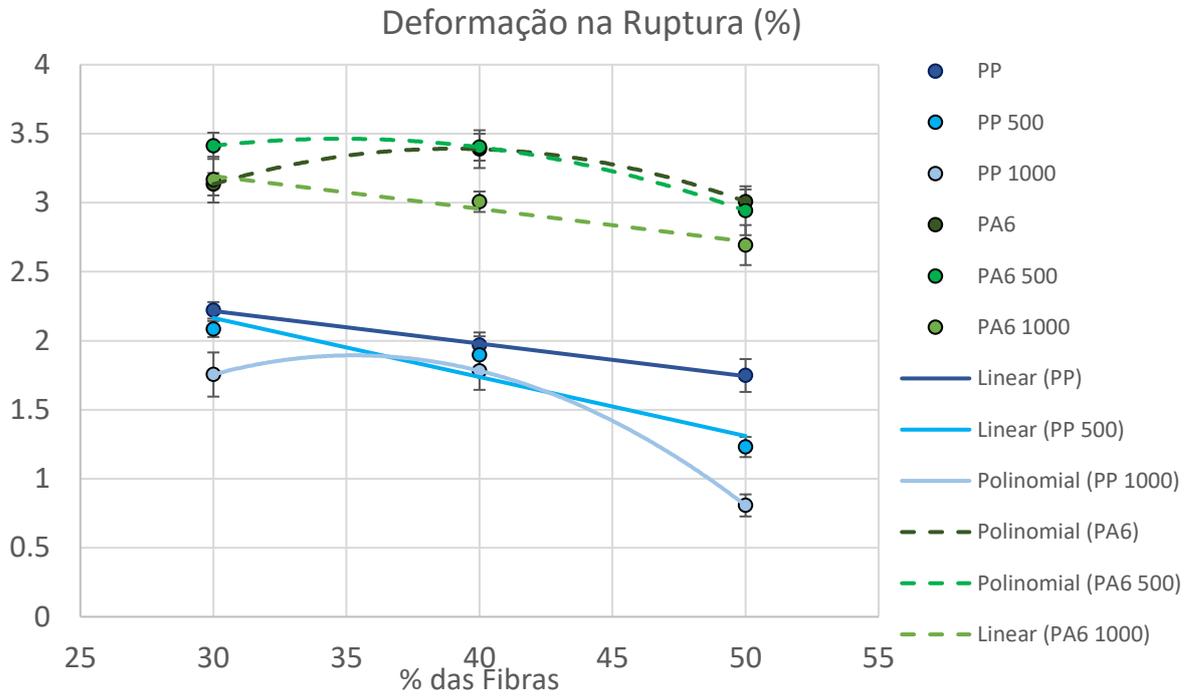
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 38 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Et



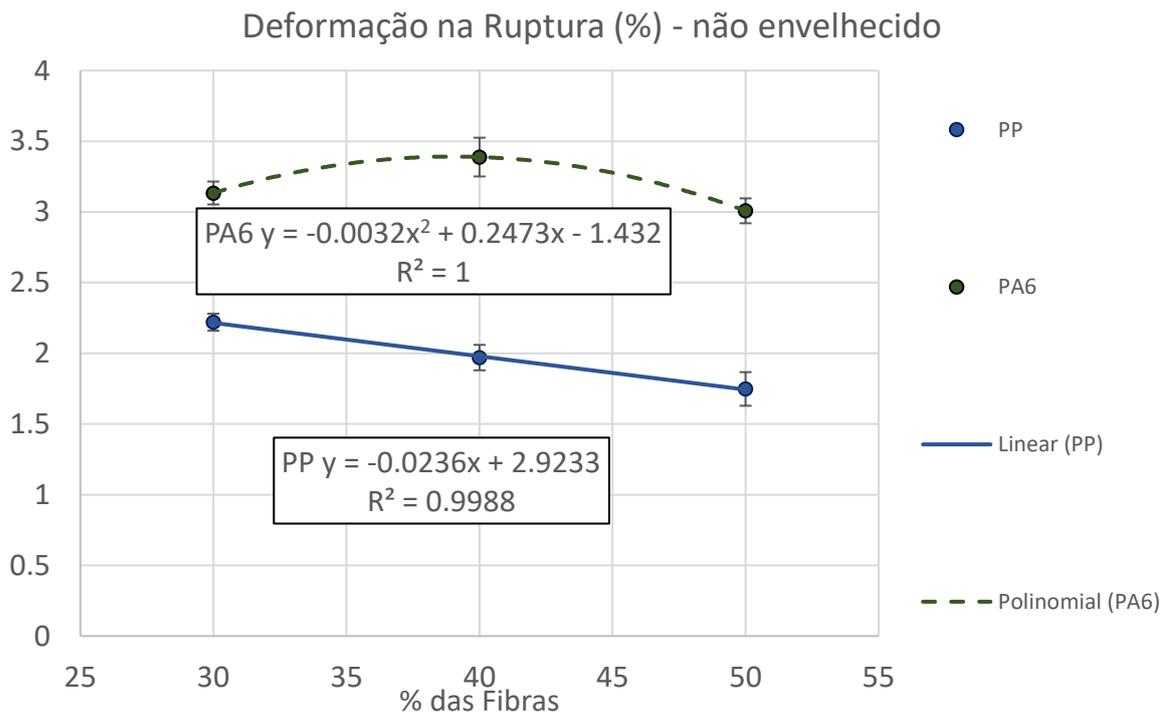
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 39 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de deformação na ruptura



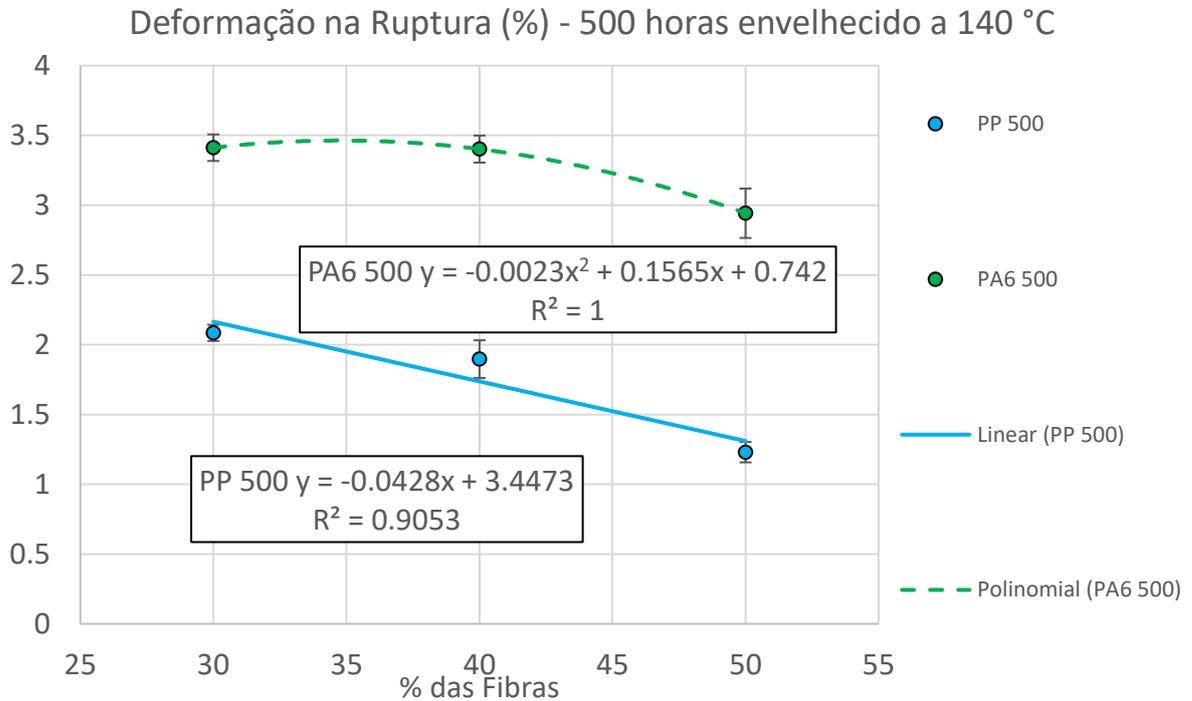
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 40 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Dr



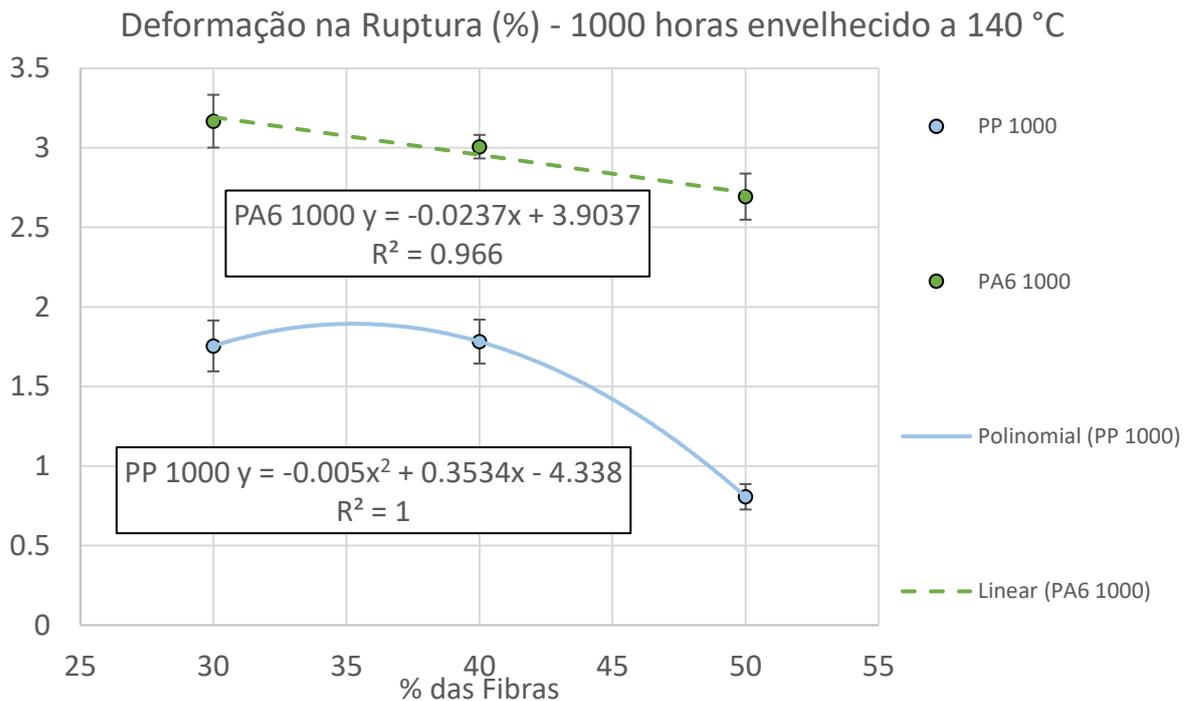
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 41 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Dr



Fonte: Autor, 2020

Gráfico 42 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Dr



Fonte: Autor, 2020

Gráfico 43 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de tenacidade em tração

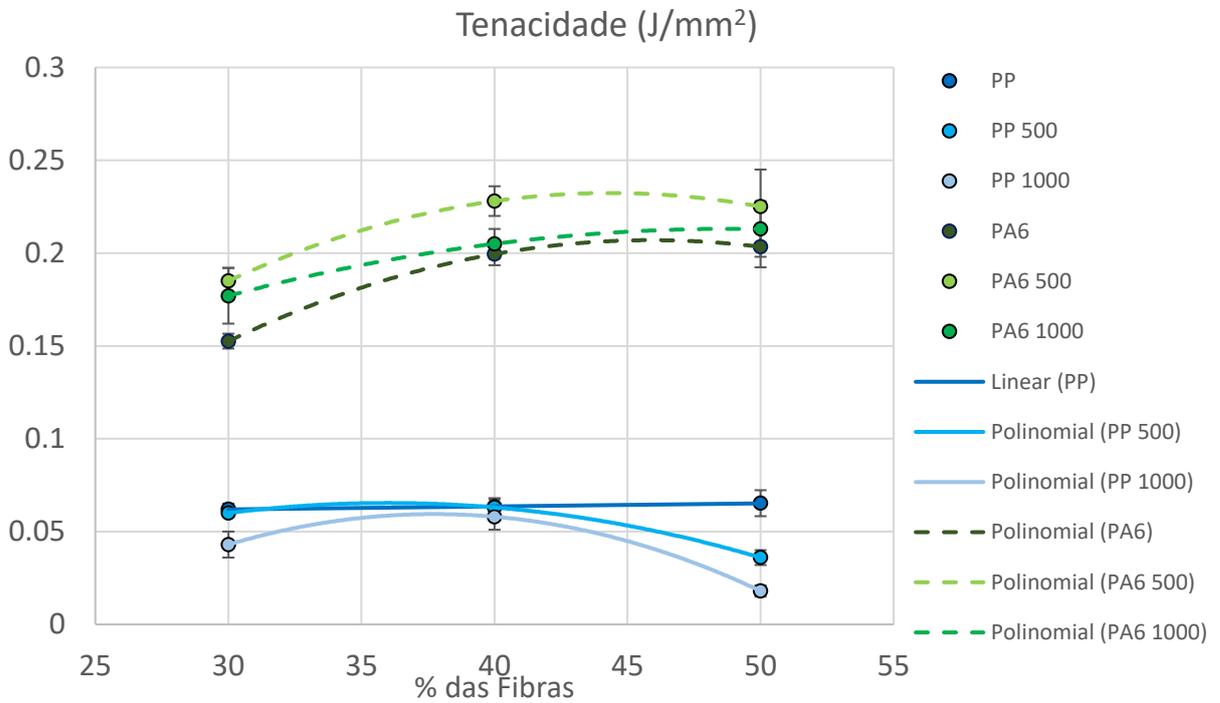


Gráfico 44 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Tt

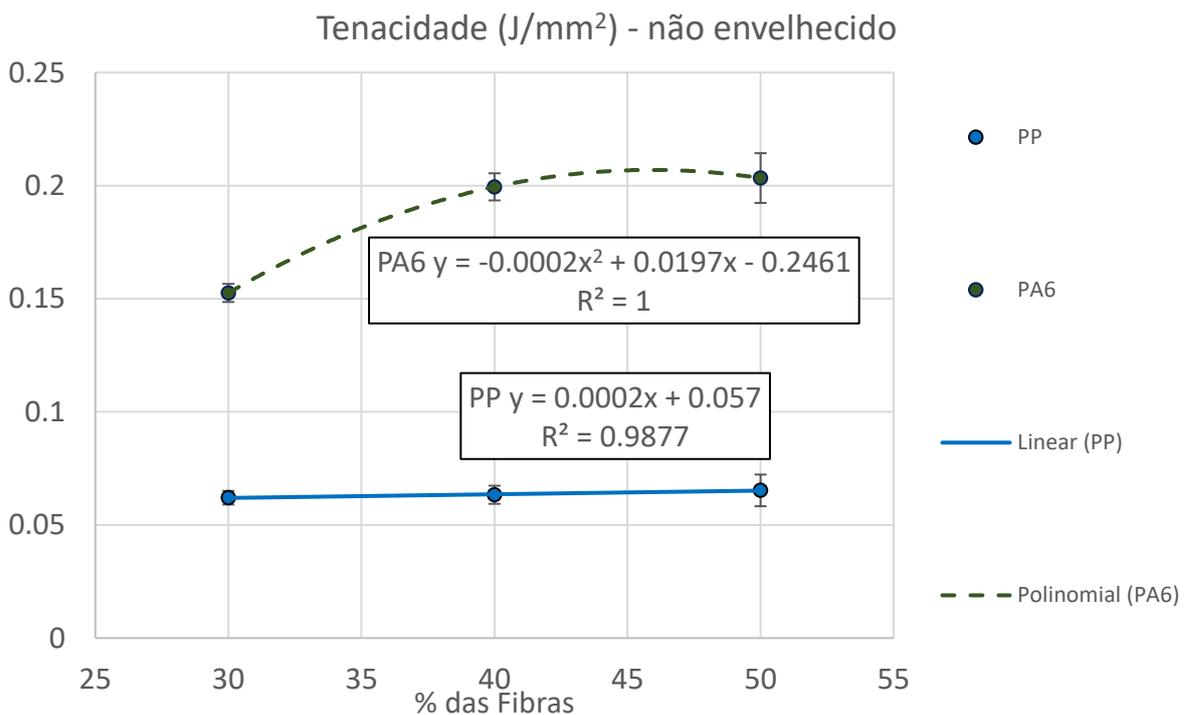
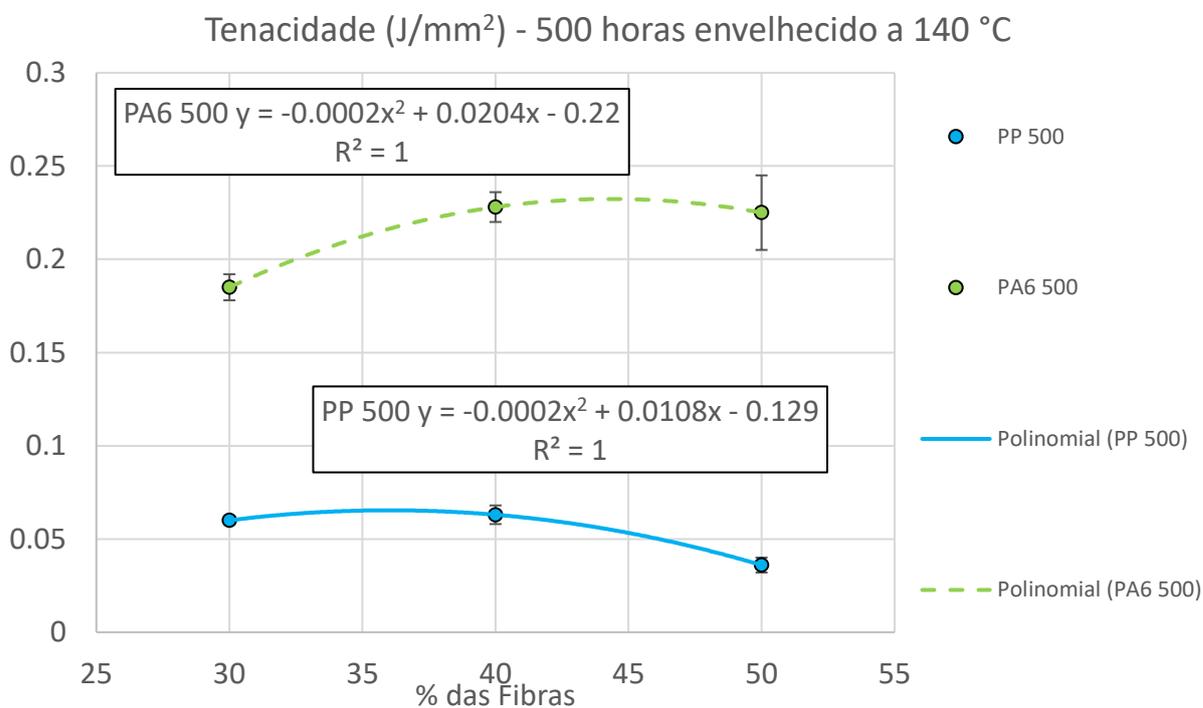
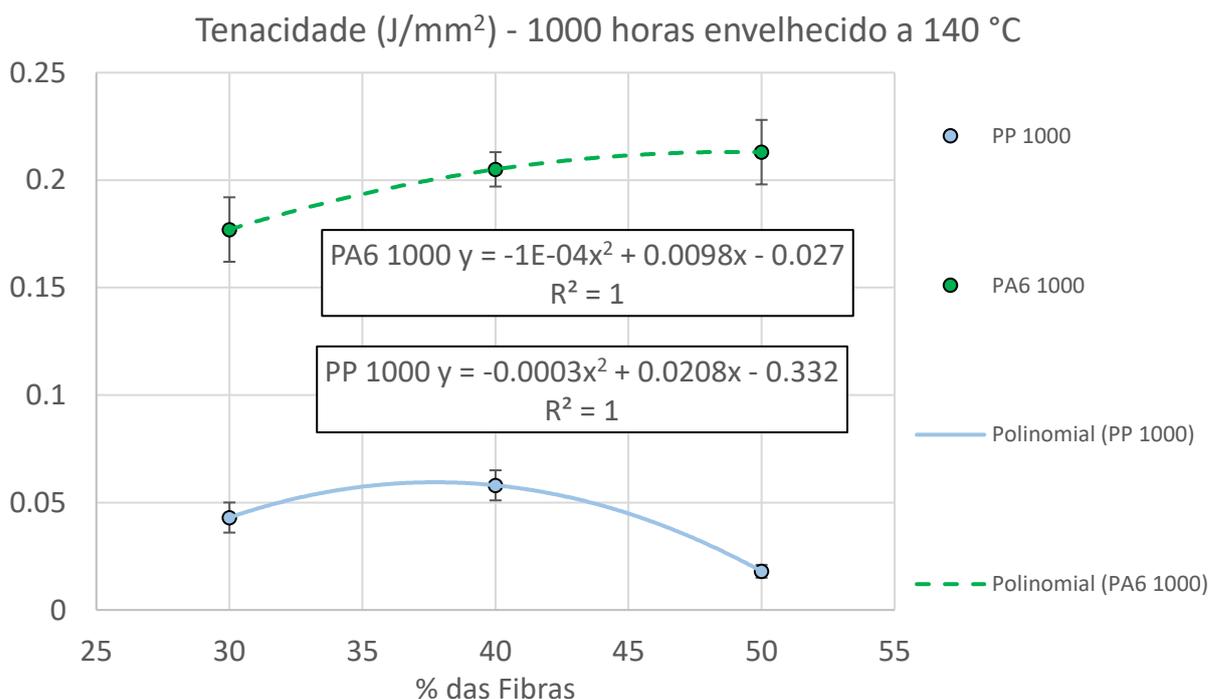


Gráfico 45 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de Tt



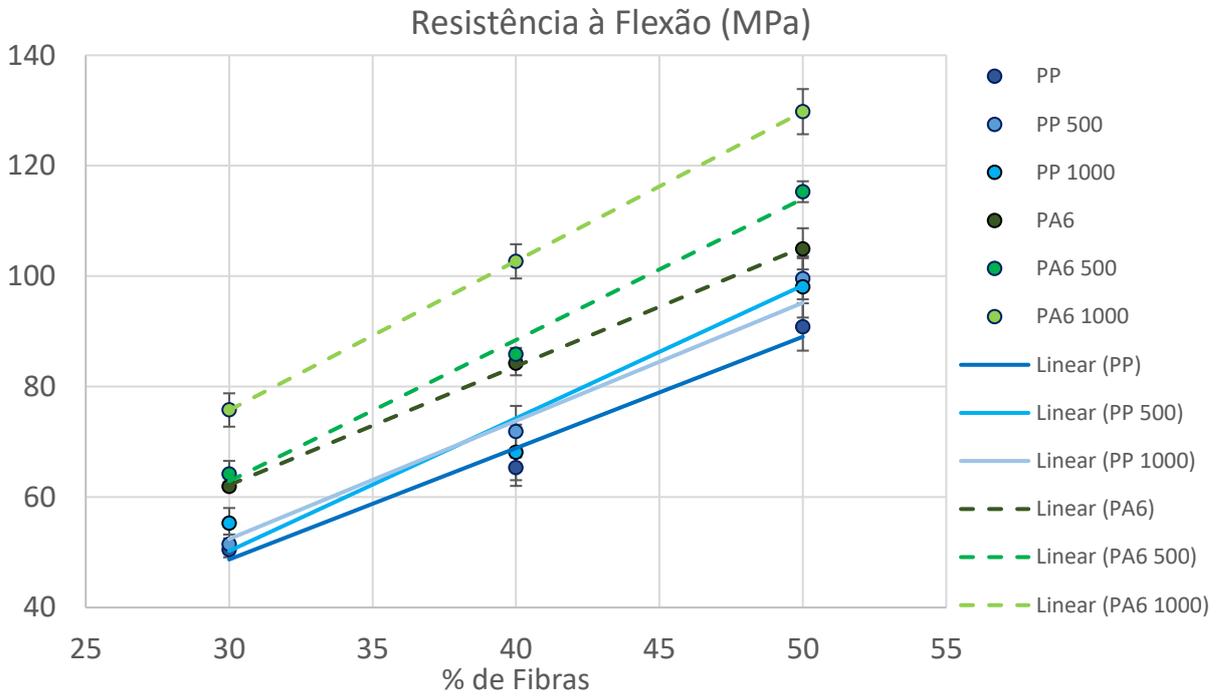
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 46 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de Tt



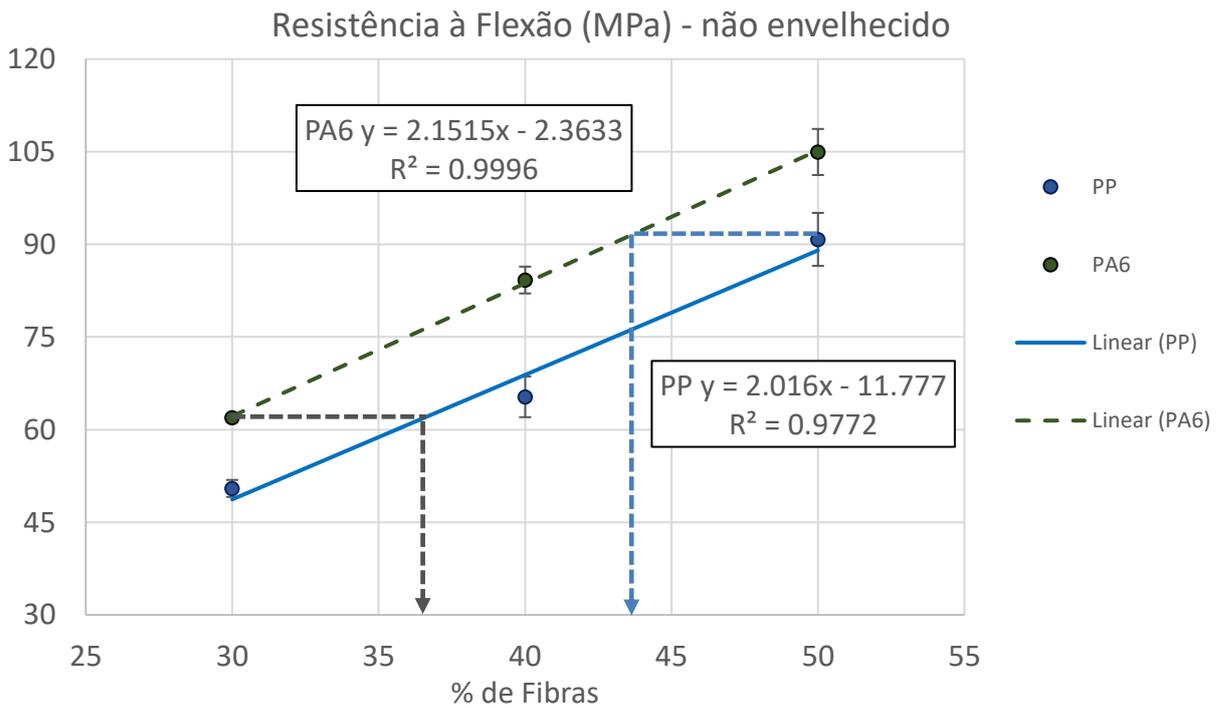
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 47 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de resistência à flexão



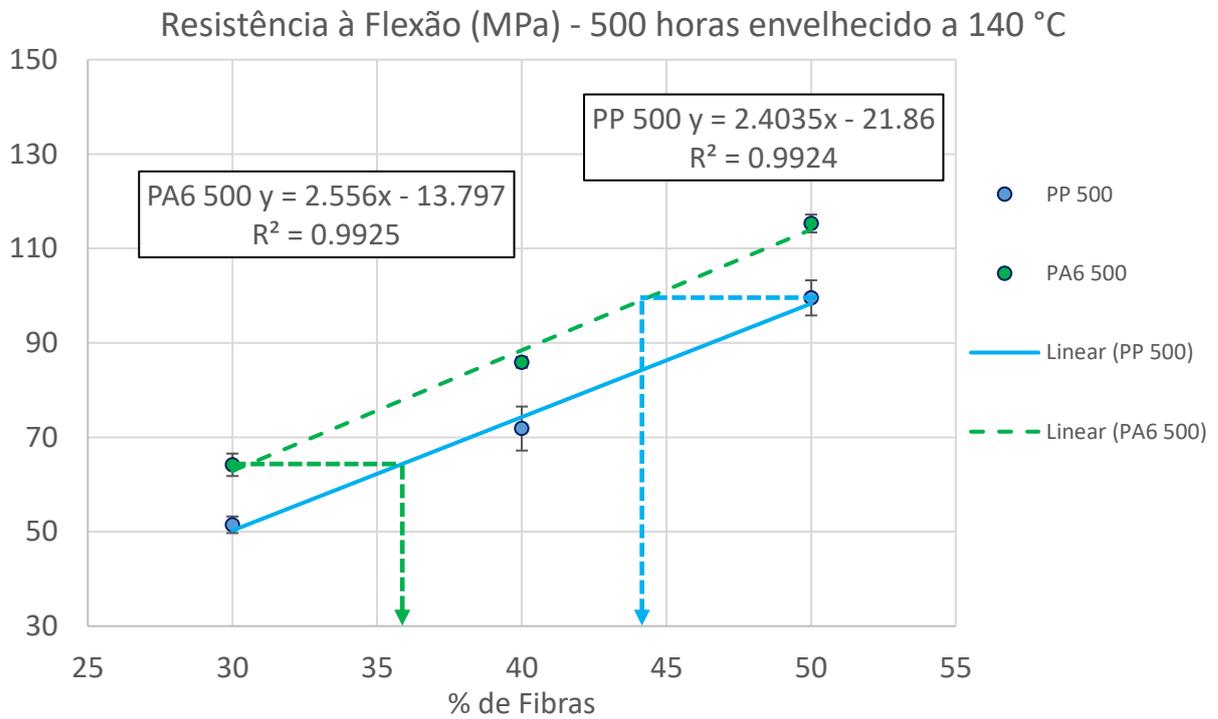
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 48 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RF



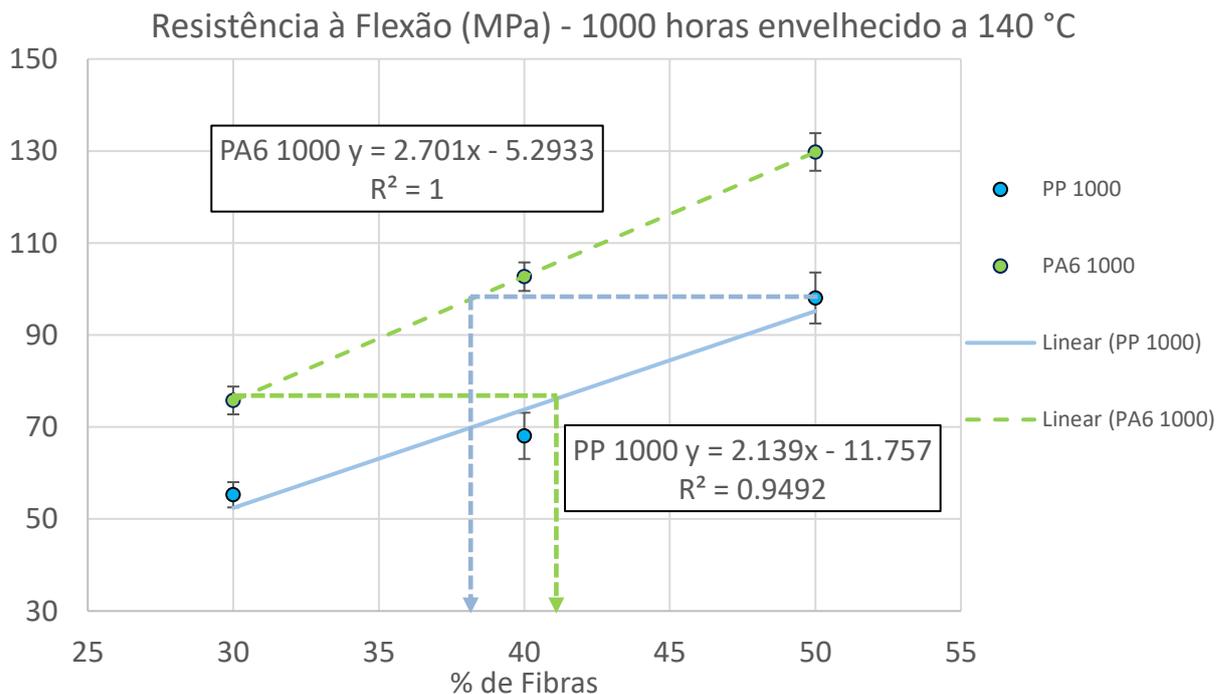
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 49 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF



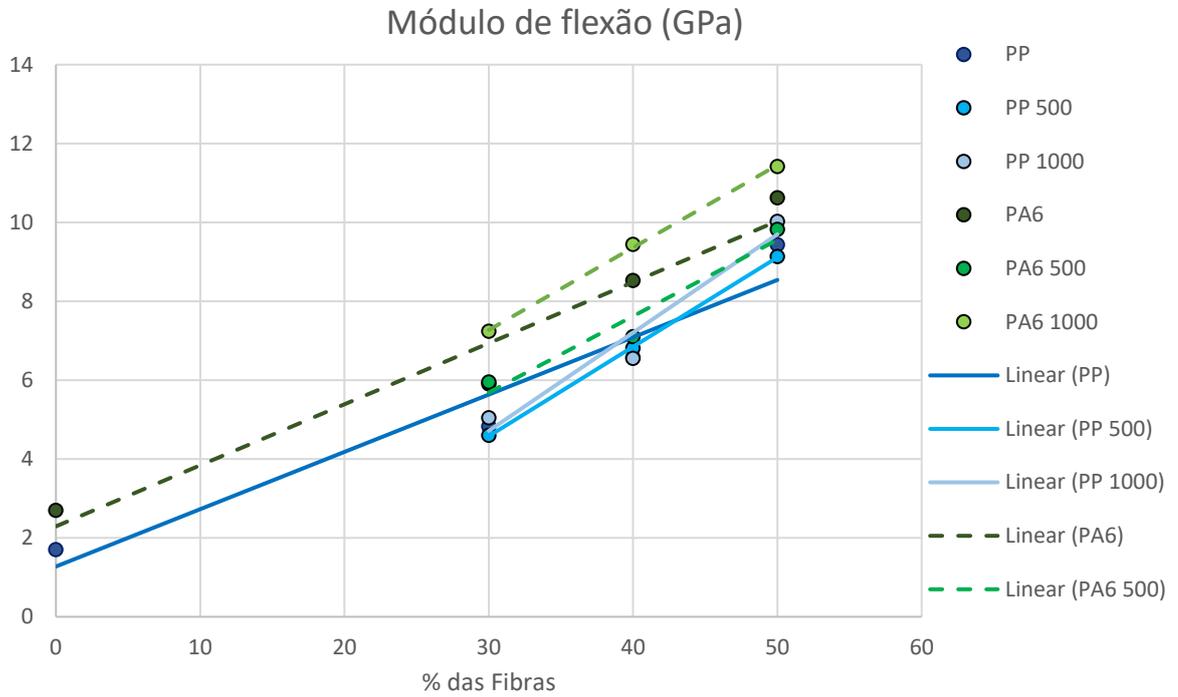
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 50 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF



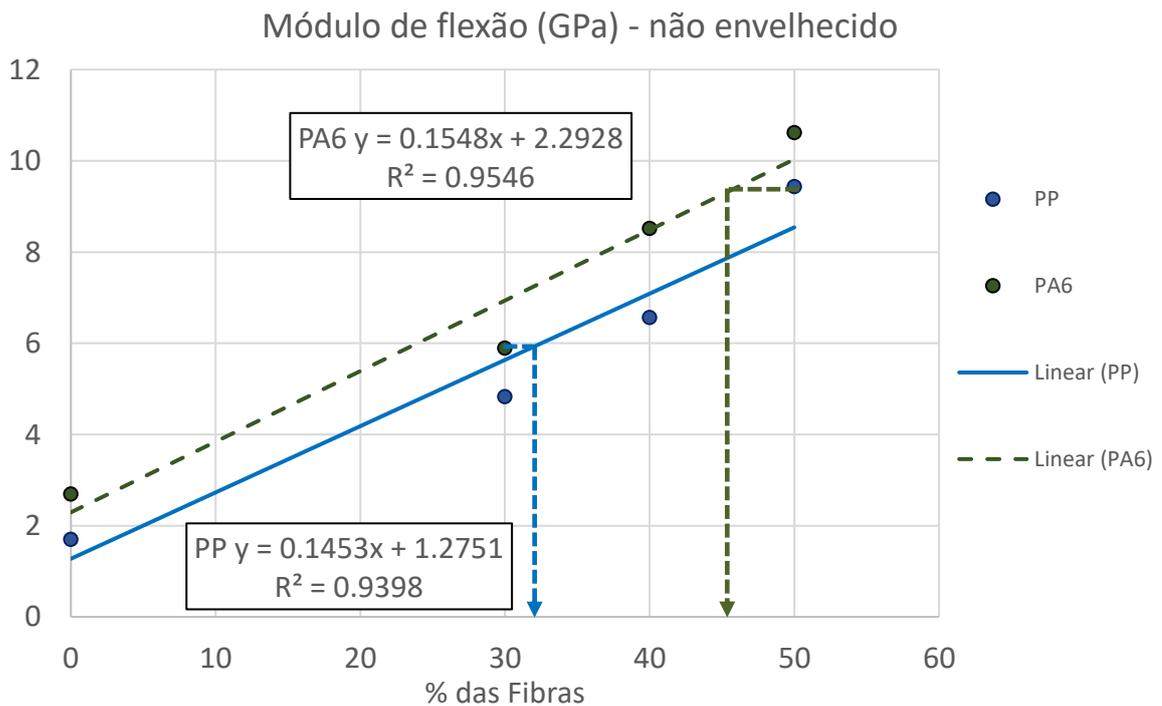
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 51 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de módulo em flexão



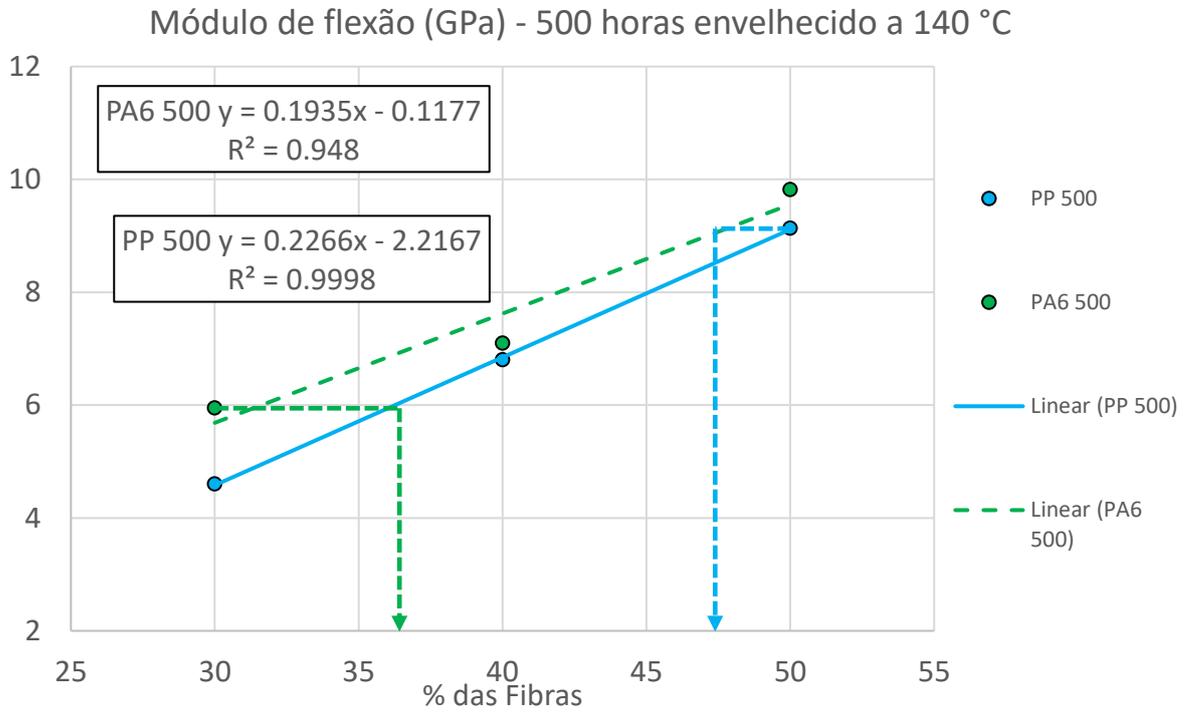
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 52 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de Ef



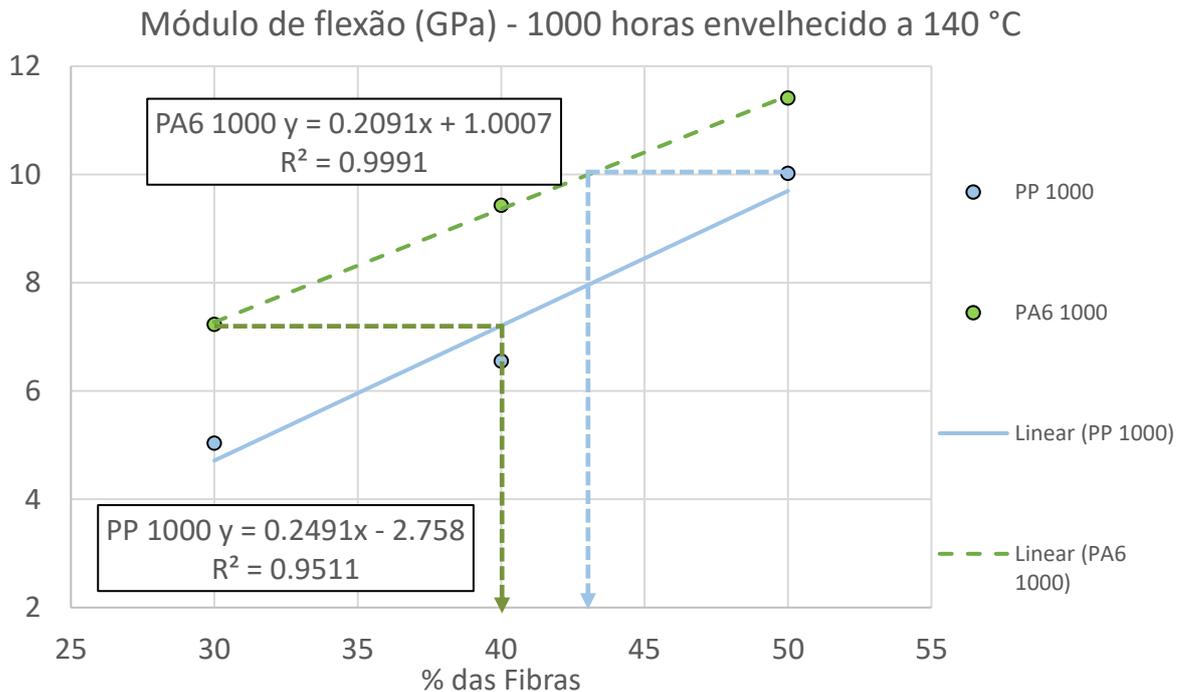
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 53 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF



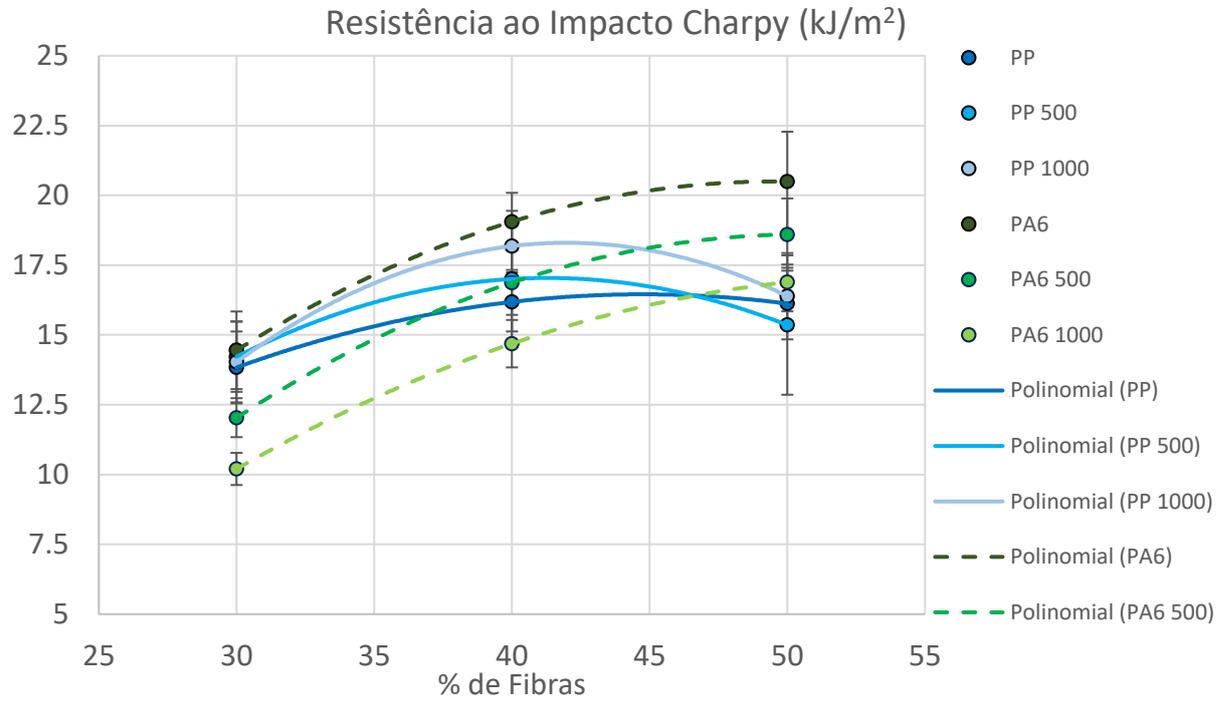
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 54 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RF



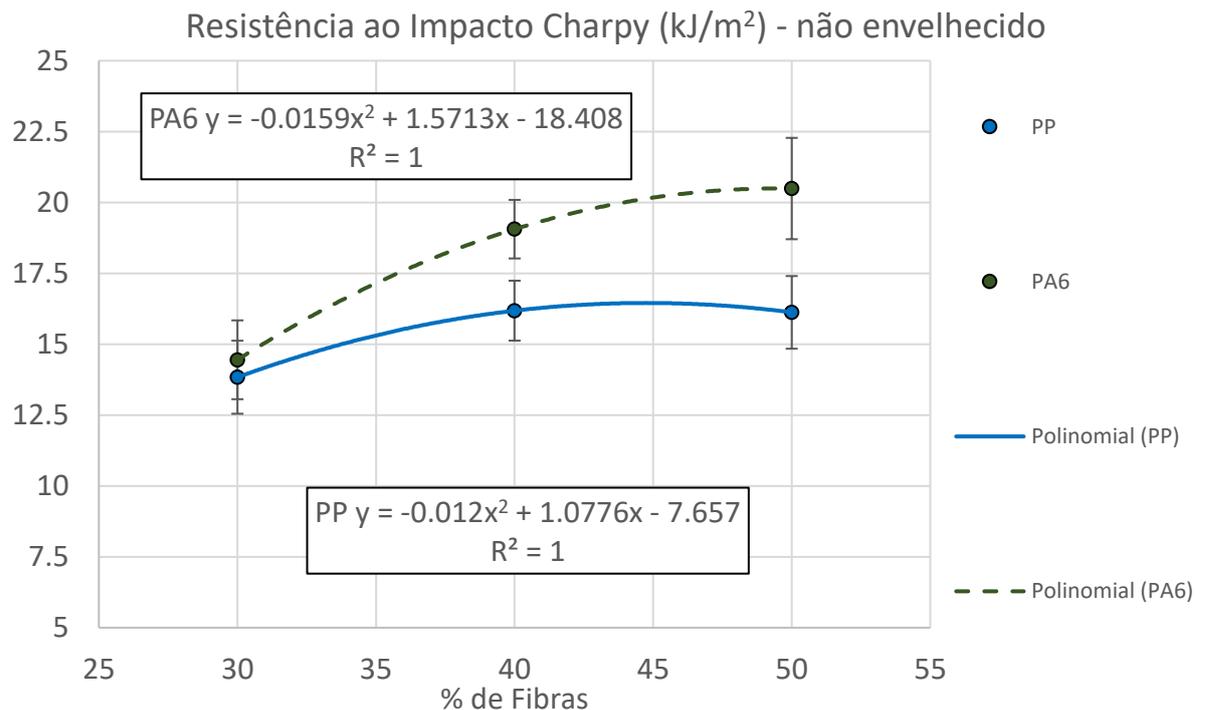
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 55 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de resistência ao impacto



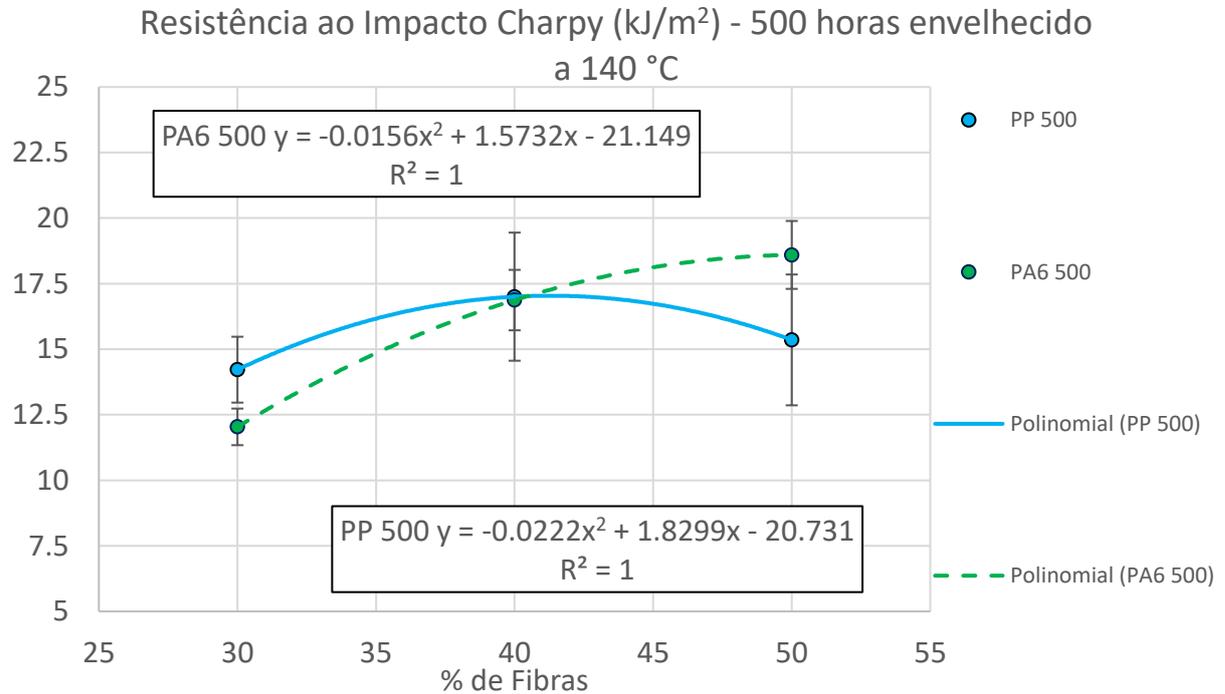
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 56 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de RI



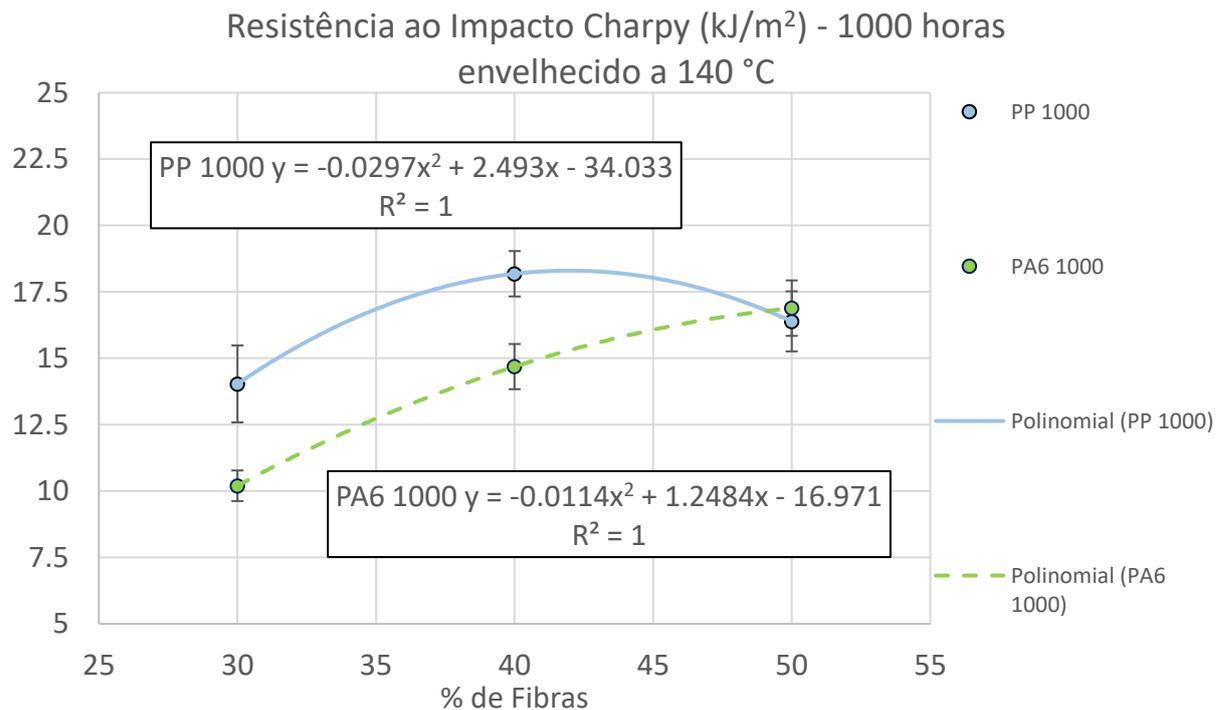
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 57 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de RI



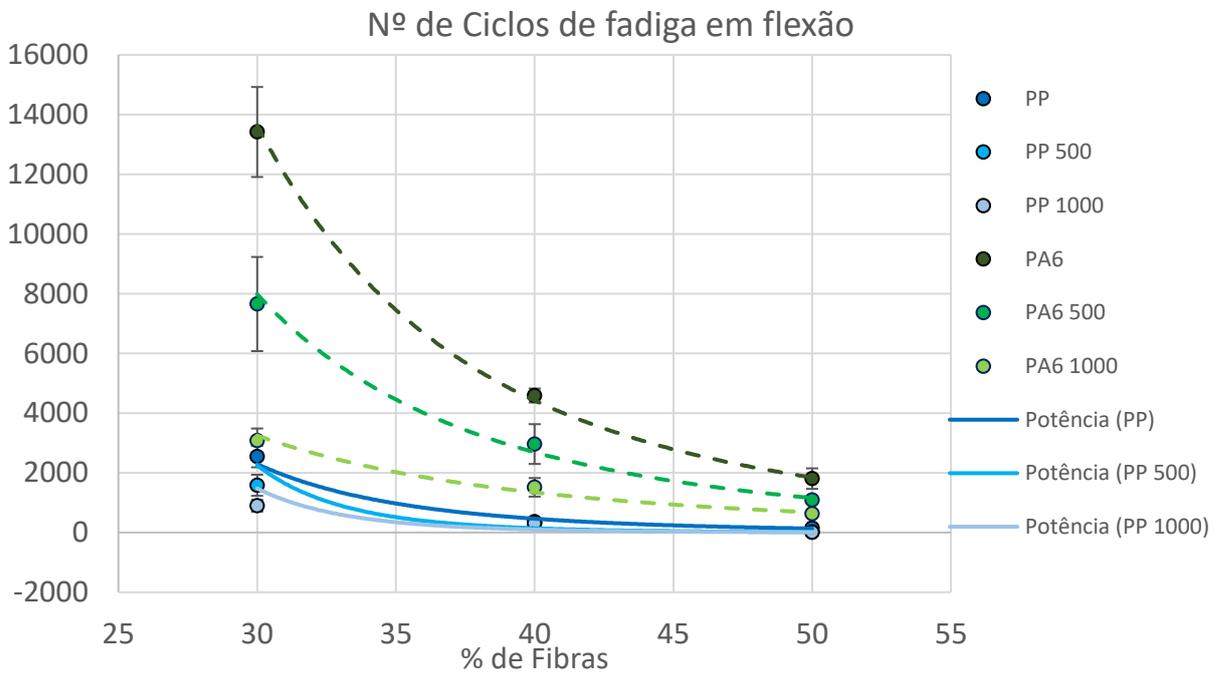
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 58 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de RI



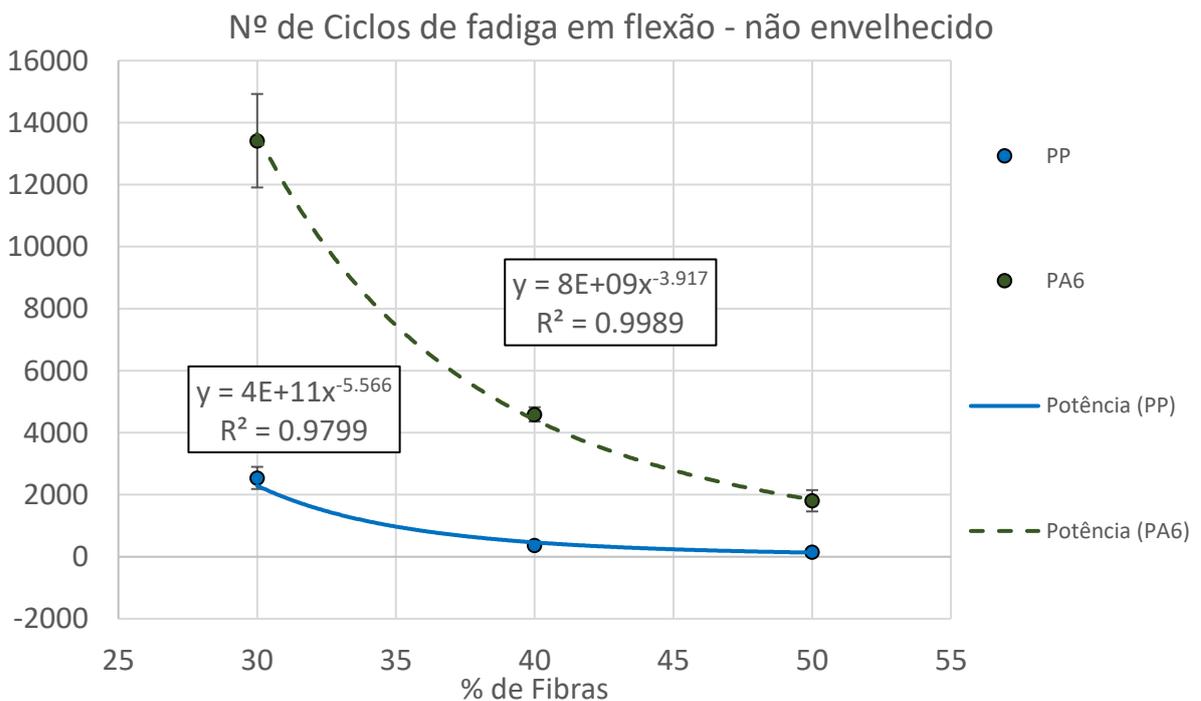
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 59 - Linhas de tendência entre compósitos de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão



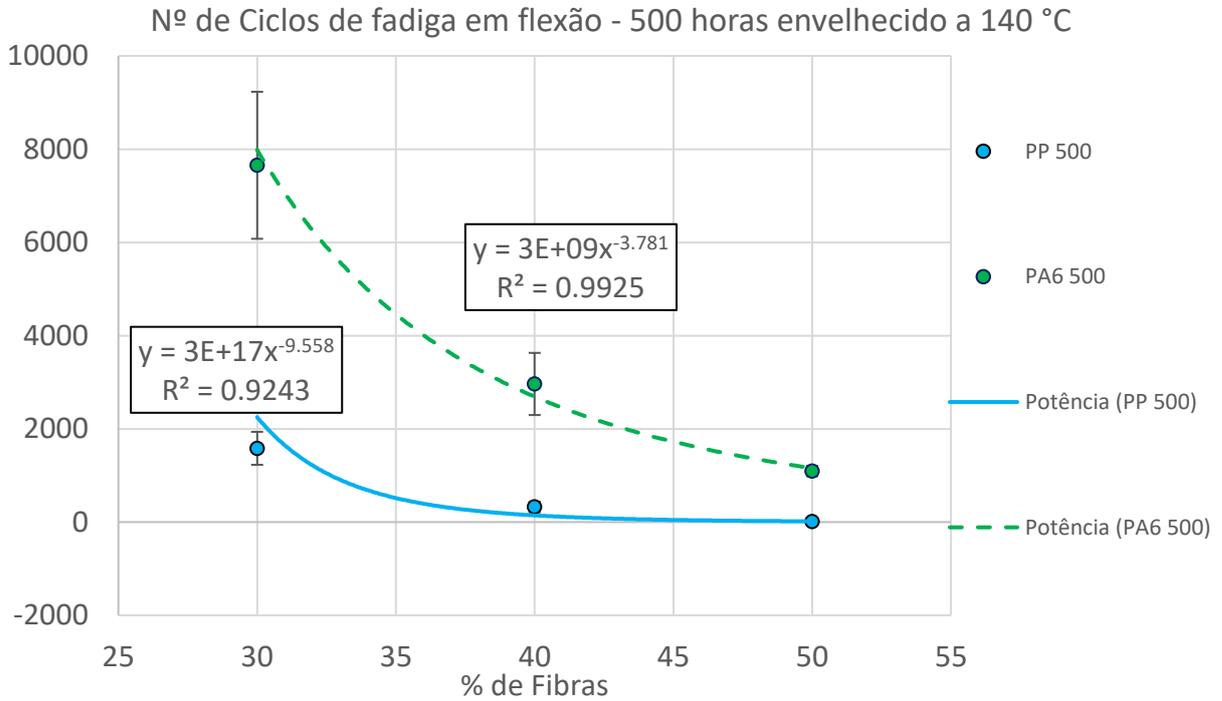
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 60 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos não envelhecidos de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão



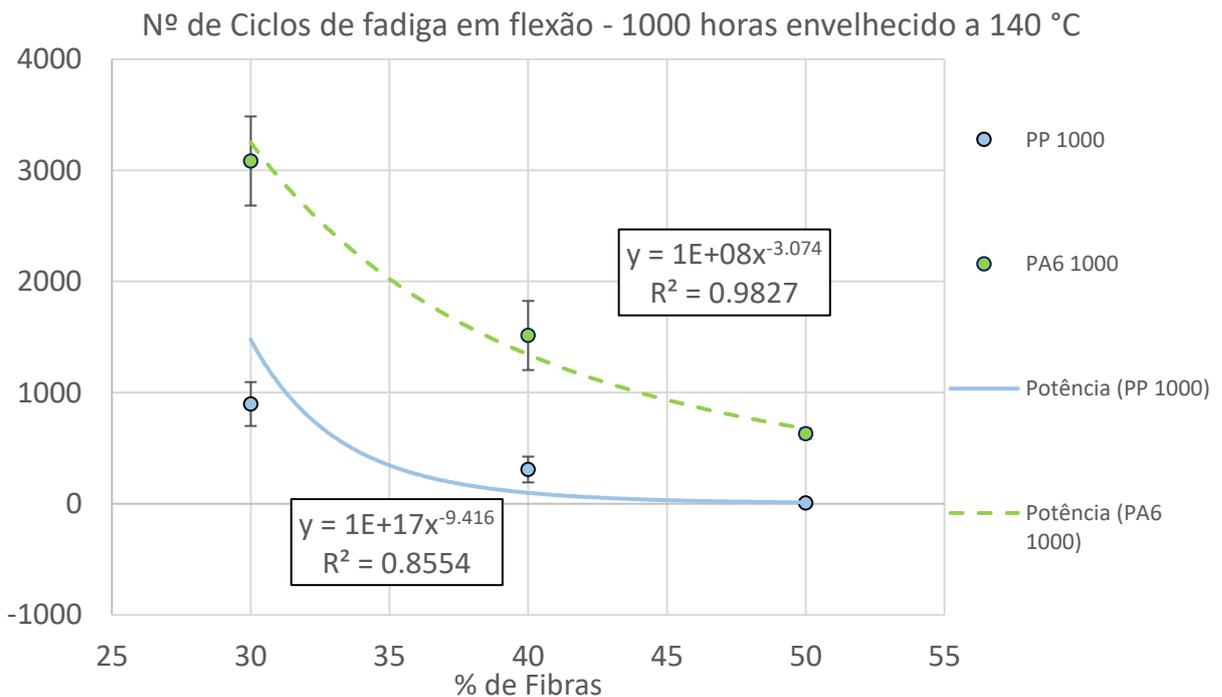
Fonte: Autor, 2020

Gráfico 61 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 500 horas de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão



Fonte: Autor, 2020

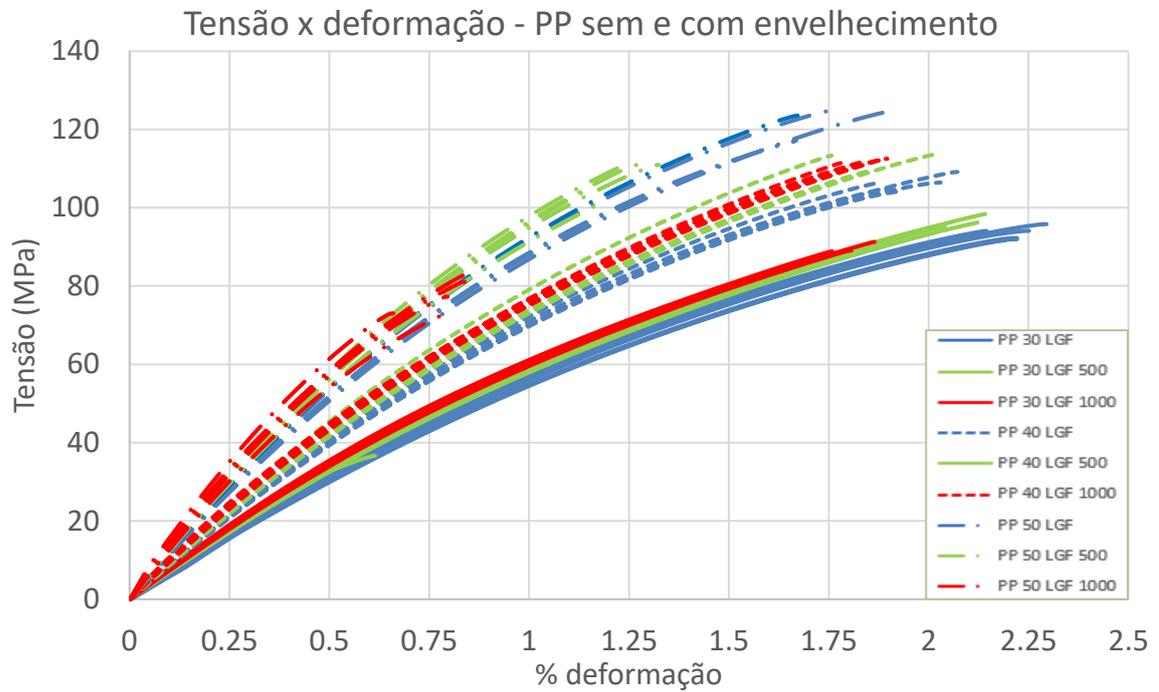
Gráfico 62 - Linhas de tendência, equações de ajuste, R quadrado e equivalências entre compósitos envelhecidos por 1000 horas de PP e PA6 para a propriedade de fadiga em flexão



Fonte: Autor, 2020

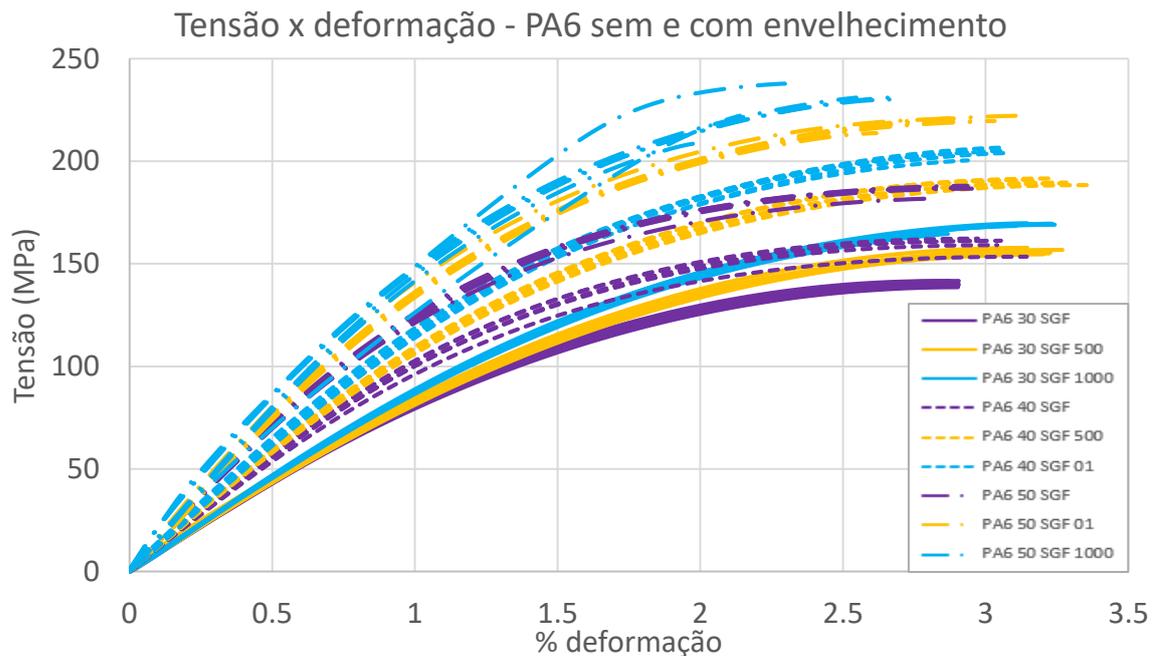
APÊNDICE E – CURVAS TENSÃO – DEFORMAÇÃO DE ENSAIO DE TRAÇÃO

Gráfico 63 - Curva tensão x deformação de todas as amostras de PP com fibras longas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas de à tração



Fonte: Autor, 2020

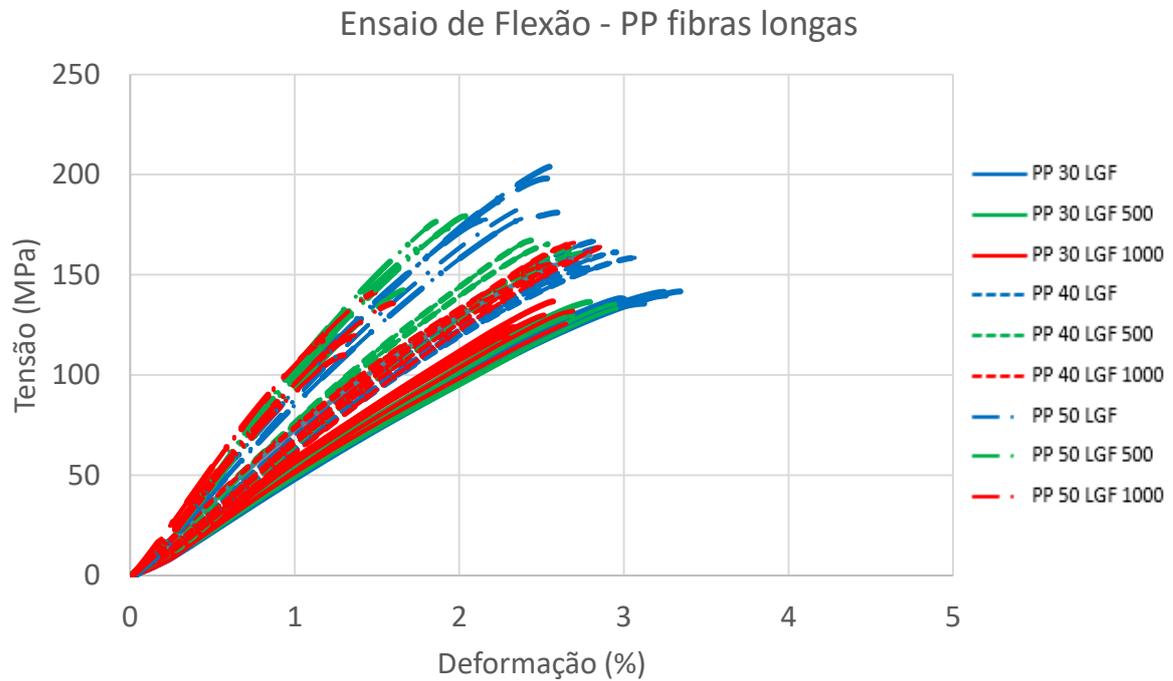
Gráfico 64 - Curva tensão x deformação de todas as amostras de PA6 com fibras curtas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas de à tração



Fonte: Autor, 2020

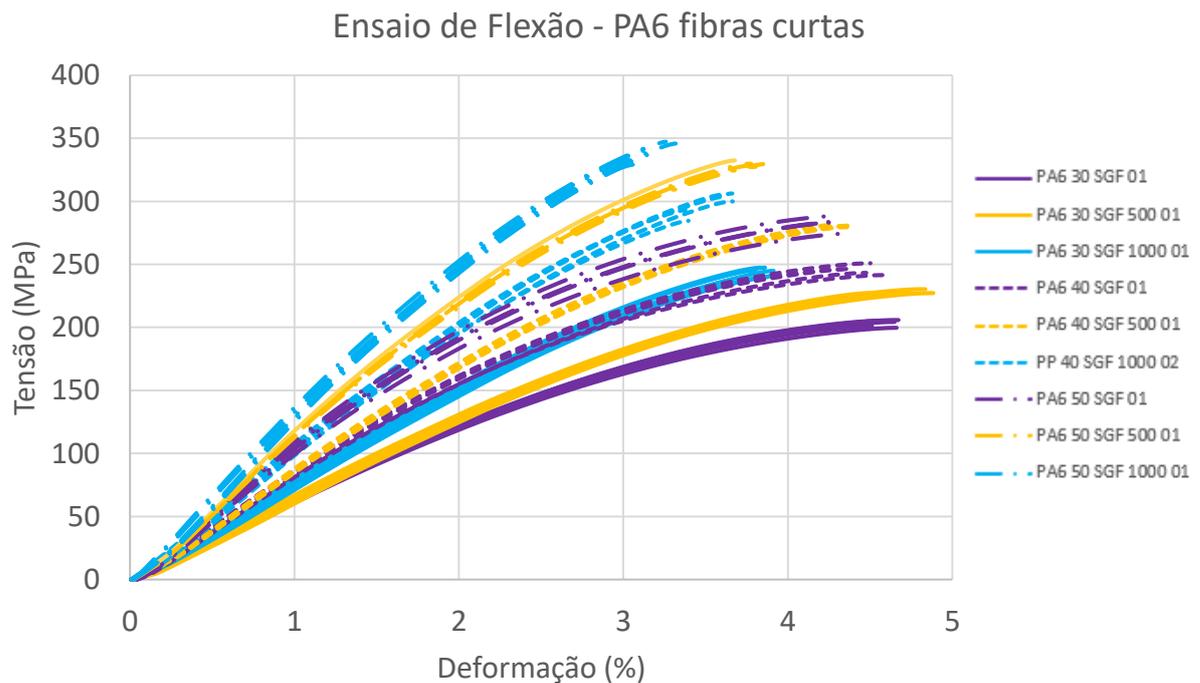
APÊNDICE F – CURVAS DO ENSAIO DE FLEXÃO

Gráfico 65 - Curvas de flexão até o ponto de quebra de todas as amostras de PP com fibras longas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas



Fonte: Autor, 2020

Gráfico 66 - Curvas de flexão até o ponto de quebra de todas as amostras de PA6 com fibras curtas não envelhecidas e envelhecidas por 140 °C durante 500 e 1000 horas



Fonte: Autor, 2020

APÊNDICE G – RESULTADOS DA ANOVA

Tabela 28 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PP LGF40 – ensaio de HDT

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF30	5	781.86	156.372	0.45797
PP LGF40	5	782.67	156.534	0.21553

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.06561	1	0.06561	0.194833	0.670611	5.317655
Dentro dos grupos	2.694	8	0.33675			
Total	2.75961	9				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 29 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF50 x PA6 SGF40 – Módulo elástico em tração

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF50	5	54.01383	10.80277	0.085204
PA6 SGF40	5	56.60007	11.32001	0.184662

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.668863734	1	0.668864	4.957019	0.056611	5.317655
Dentro dos grupos	1.079461198	8	0.134933			
Total	1.748324932	9				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 30 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF30 x PP LGF40 envelhecidos por 500 horas – Módulo elástico em tração

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PA6 SGF30 - 500	6	54.04462	9.00743667	0.02022849
PP LGF40 - 500	6	53.754	8.959	0.0779917

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.00703833	1	0.00703833	0.14331742	0.7129182	4.96460274
Dentro dos grupos	0.49110095	10	0.0491101			
Total	0.49813928	11				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 31 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF40 x PP LGF50 envelhecidos por 500 horas – Módulo elástico em tração

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PA6 SGF40 - 500	6	72.11833	12.0197217	0.04406916
PP LGF50 - 500	6	70.05018	11.67503	0.11194979

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.35643704	1	0.35643704	4.56915053	0.05827444	4.96460274
Dentro dos grupos	0.78009475	10	0.07800948			
Total	1.13653179	11				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 32 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PP LGF40 x PP LGF50 - Tenacidade

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF30	6	10.06	1.67666667	0.02466667
PP LGF40	6	10.69	1.78166667	0.01909667
PP LGF50	6	10.488	1.748	0.011256

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.03449378	2	0.01724689	0.94040883	0.41231901	3.68232034
Dentro dos grupos	0.27509667	15	0.01833978			
Total	0.30959044	17				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 33 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PA6 SGF40 x PA6 SGF50

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PA6 SFG40	5	0.99732069	0.19946414	3.9153E-05
PA6 SFG50	5	1.0167478	0.20334956	0.0001118

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	3.7741E-05	1	3.7741E-05	0.5000478	0.499556	5.31765507
Dentro dos grupos	0.0006038	8	7.5475E-05			
Total	0.00064154	9				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 34 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF40 x PP LGF50 – Resistência ao Impacto

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF40	10	161.8322	16.18322	1.120155
PP LGF50	10	161.2319	16.12319	1.642481

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.018020	1	0.018020	0.013045	0.910329	4.413873
Dentro dos grupos	24.86372	18	1.381318			
Total	24.88174	19				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 35 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF30 x PA6 SGF30 – Resistência ao Impacto

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF30	10	138.3527	13.83527	1.659474
PA6 SGF30	10	142.5107	14.25107	1.658142

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0.864445	1	0.864445	0.521124	0.479636	4.413873
Dentro dos grupos	29.85855	18	1.658808			
Total	30.72299	19				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 36 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF40 x PA6 SGF30 - Flexão

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF40	5	326.531	65.306334	10.8067953
PA6 SGF30	5	309.604	61.920958	0.53864819

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	28.6519267	1	28.6519267	5.05082535	0.05478879	5.31765507
Dentro dos grupos	45.3817738	8	5.67272172			
Total	74.0337004	9				

Fonte: Autor, 2020

Tabela 37 - Tabela de variância (ANOVA) de regressão da função quadrática para o grupo médio entre PP LGF50 x PA6 SGF40 - Flexão

Anova: fator único

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
PP LGF50	5	47.18156	9.436312	0.452358
PA6 SGF40	5	42.6248	8.52496	0.611254

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2.076406	1	2.076406	3.904444	0.083569	5.317655
Dentro dos grupos	4.254447	8	0.531806			
Total	6.330853	9				

Fonte: Autor, 2020

ANEXO 1 – DATASHEET – RESINAS BASE

Figura 51 - Datasheet da PA6 com 30% de fibras curtas (3 páginas)

Property		Test Condition	Unit	Standard	guide value	
					d.a.m.	cond.
Rheological properties						
C Molding shrinkage, parallel		60x60x2; 280 °C / MT 80 °C; 600 bar	%	ISO 294-4	0.3	
C Molding shrinkage, transverse		60x60x2; 280 °C / MT 80 °C; 600 bar	%	ISO 294-4	0.69	
Post- shrinkage, parallel		60x60x2; 120 °C; 4 h	%	ISO 294-4	0.06	
Post- shrinkage, transverse		60x60x2; 120 °C; 4 h	%	ISO 294-4	0.13	
Mechanical properties (23 °C/50 % r. h.)						
C Tensile modulus		1 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	9500	5800
C Tensile Stress at break		5 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	170	100
C Tensile Strain at break		5 mm/min	%	ISO 527-1,-2	3.5	6.0
C Tensile creep modulus		1 h	MPa	ISO 899-1		5100
C Tensile creep modulus		1000 h	MPa	ISO 899-1		4100
C Charpy impact strength		23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	75	90
C Charpy impact strength		-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	65	60
C Charpy notched impact strength		23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	10	20
C Charpy notched impact strength		-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	< 10	10
Izod Impact strength		23 °C	kJ/m ²	ISO 180-1U	65	80
Izod Impact strength		-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1U	60	55
Izod notched impact strength		23 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	10	20
Izod notched impact strength		-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	<10	<10
Flexural modulus		2 mm/min	MPa	ISO 178-A	8500	5000
Flexural strength		2 mm/min	MPa	ISO 178-A	270	160
Flexural strain at flexural strength		2 mm/min	%	ISO 178-A	4.0	6.0
Flexural stress at 3.5 % strain		2 mm/min	MPa	ISO 178-A	260	140
C Puncture maximum force		23 °C	N	ISO 6603-2	1000	1230
C Puncture maximum force		-30 °C	N	ISO 6603-2	860	
C Puncture energy		23 °C	J	ISO 6603-2	3	6
C Puncture energy		-30 °C	J	ISO 6603-2	3	
Ball indentation hardness			N/mm ²	ISO 2039-1	210	100
Thermal properties						
C Melting temperature		10 °C/min	°C	ISO 11357-1,-3	222	
C Temperature of deflection under load		1.80 MPa	°C	ISO 75-1,-2	200	
C Temperature of deflection under load		0.45 MPa	°C	ISO 75-1,-2	215	
Vicat softening temperature		50 N; 120 °C/h	°C	ISO 306	> 200	
C Coefficient of linear thermal expansion, parallel		23 to 55 °C	10 ⁻⁶ /K	ISO 11359-1,-2	0.2	
C Coefficient of linear thermal expansion, transverse		23 to 55 °C	10 ⁻⁶ /K	ISO 11359-1,-2	1.0	



Durethan BKV 30 H2.0 901510

Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value	
				d.a.m.	cond.
C Burning behavior UL 94	1.5 mm	Class	UL 94	HB	
C Burning behavior UL 94	0.75 mm	Class	UL 94	HB	
C Oxygen Index	Method A	%	ISO 4589-2	22	
Glow wire test (GWFI)	1.5 mm	°C	IEC 60695-2-12	700	
Burning behavior US-FMVSS302	→1.0 mm		ISO 3795	passed	
C Vicat softening temperature	50 N; 50 °C/h	°C	ISO 306	200	
Electrical properties (23 °C/50 % r. h.)					
C Relative permittivity	100 Hz	-	IEC 60250	4.2	12
C Relative permittivity	1 MHz	-	IEC 60250	3.8	4.4
C Dissipation factor	100 Hz	10 ⁻⁴	IEC 60250	100	2550
C Dissipation factor	1 MHz	10 ⁻⁴	IEC 60250	170	780
C Volume resistivity		Ohm·m	IEC 60093	1E13	1E10
C Surface resistivity		Ohm	IEC 60093	1E14	1E13
C Electric strength	1 mm	kV/mm	IEC 60243-1	35	30
C Comparative tracking Index CTI	Solution A	V	IEC 60112	425	
Other properties (23 °C)					
C Water absorption (Saturation value)	Water at 23 °C	%	ISO 62	7.0	
C Water absorption (Equilibrium value)	23 °C; 50 % RH	%	ISO 62	2.1	
C Density		kg/m ³	ISO 1183	1360	
Bulk density		kg/m ³	ISO 60	700	
Processing conditions for test specimens					
C Injection molding-Melt temperature		°C	ISO 294	280	
C Injection molding-Mold temperature		°C	ISO 294	80	
Processing recommendations					
Drying temperature dry air dryer		°C	-	80	
Drying time dry air dryer		h	-	2-6	
Residual moisture content		%	Acc. to Karl Fischer	0.03-0.12	
Melt temperature (Tmin - Tmax)		°C	-	270-290	
Mold temperature		°C	-	80-120	

C These property characteristics are taken from the CAMPUS plastics data bank and are based on the International catalogue of basic data for plastics according to ISO 10350.



Durethan BKV 30 H2.0 901510

Disclaimer

Disclaimer for commercial products

This information and our technical advice - whether verbal, in writing or by way of trials - are given in good faith but without warranty, and this also applies where proprietary rights of third parties are involved. Our advice does not release you from the obligation to verify the information currently provided - especially that contained in our safety data and technical information sheets - and to test our products as to their suitability for the intended processes and uses. The application, use and processing of our products and the products manufactured by you on the basis of our technical advice are beyond our control and, therefore, entirely your own responsibility. Our products are sold in accordance with the current version of our General Conditions of Sale and Delivery.

Test values

Unless specified to the contrary, the values given have been established on standardized test specimens at room temperature. The figures should be regarded as guide values only and not as binding minimum values. Kindly note that, under certain conditions, the properties can be affected to a considerable extent by the design of the mould/die, the processing conditions and the coloring.

Processing note

Under the recommended processing conditions small quantities of decomposition product may be given off during processing. To preclude any risk to the health and well-being of the machine operatives, tolerance limits for the work environment must be ensured by the provision of efficient exhaust ventilation and fresh air at the workplace in accordance with the Safety Data Sheet. In order to prevent the partial decomposition of the polymer and the generation of volatile decomposition products, the prescribed processing temperatures should not be substantially exceeded. Since excessively high temperatures are generally the result of operator error or defects in the heating system, special care and controls are essential in these areas.

Conditioning

Conditioning in accordance with ISO 1110 (70 °C; 62 % r.h.)

LANXESS DEUTSCHLAND GMBH | D - 50569 COLOGNE

© LANXESS Deutschland GmbH



Figura 52 - Datasheet da PA6 com 40% de fibras curtas (3 páginas)

DATA SHEET		LANXESS Energizing Chemistry			
Durethan BKV 40 H2.0 901510					
PA 6, 40 % glass fibers, Injection molding, heat-aging stabilized					
ISO Shortname: ISO 1874-PA 6, GHR, 14-120, GF40					
Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value	cond.
d.a.m.					
Rheological properties					
Molding shrinkage, parallel	150x105x3; 280 °C / MT 80 °C; 400 bar	%	acc. ISO 2577	0.16	
Molding shrinkage, transverse	150x105x3; 280 °C / MT 80 °C; 400 bar	%	acc. ISO 2577	0.85	
Post- shrinkage, parallel	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.03	
Post- shrinkage, transverse	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.07	
Mechanical properties (23 °C/50 % r. h.)					
C Tensile modulus	1 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	11900	7800
C Tensile Stress at break	5 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	195	130
C Tensile Strain at break	5 mm/min	%	ISO 527-1,-2	3.0	6.0
C Charpy impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	85	90
C Charpy impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	70	70
C Charpy notched impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	15	20
Izod notched impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	18	24
Izod notched impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	13	11
Flexural modulus	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	11200	7300
Flexural strength	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	310	200
Flexural strain at flexural strength	2 mm/min	%	ISO 178-A	4.0	5.0
Flexural stress at 3.5 % strain	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	305	170
Thermal properties					
C Melting temperature	10 °C/min	°C	ISO 11357-1,-3	222	
C Temperature of deflection under load	1.80 MPa	°C	ISO 75-1,-2	200	
C Temperature of deflection under load	0.45 MPa	°C	ISO 75-1,-2	215	
Vicat softening temperature	50 N; 120 °C/h	°C	ISO 306	> 200	
C Burning behavior UL 94 (1.6 mm)	1.6 mm	Class	UL 94	HB	
C Burning behavior UL 94	3.2 mm	Class	UL 94	HB	
Glow wire test (GWFI)	2.0 mm	°C	IEC 60695-2-12	650	
Electrical properties (23 °C/50 % r. h.)					
C Relative permittivity	100 Hz	-	IEC 60250	4.0	10
C Relative permittivity	1 MHz	-	IEC 60250	4.0	5.0
C Dissipation factor	100 Hz	10 ⁻⁴	IEC 60250	50	2500
C Dissipation factor	1 MHz	10 ⁻⁴	IEC 60250	150	1200
C Volume resistivity		Ohm·m	IEC 60093	1E13	1E09
C Surface resistivity		Ohm	IEC 60093	1E14	1E10
C Electric strength	1 mm	kV/mm	IEC 60243-1	40	35
C Comparative tracking index CTI	Solution A	V	IEC 60112	400	



Durethan BKV 40 H2.0 901510

Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value	
				d.a.m.	cond.
Other properties (23 °C)					
C Water absorption (Saturation value)	Water at 23 °C	%	ISO 62	6.0	
C Water absorption (Equilibrium value)	23 °C; 50 % RH	%	ISO 62	1.8	
C Density		kg/m ³	ISO 1183	1460	
Processing conditions for test specimens					
C Injection molding-Melt temperature		°C	ISO 294	280	
C Injection molding-Mold temperature		°C	ISO 294	80	
Processing recommendations					
Drying temperature dry air dryer		°C	-	80	
Drying time dry air dryer		h	-	2-6	
Residual moisture content		%	Acc. to Karl Fischer	0.03-0.12	
Melt temperature (T _{min} - T _{max})		°C	-	270-290	
Mold temperature		°C	-	80-120	

C These property characteristics are taken from the CAMPUS plastics data bank and are based on the international catalogue of basic data for plastics according to ISO 10350.



Durethan BKV 40 H2.0 901510

Disclaimer

Disclaimer for sales products

This information and our technical advice - whether verbal, in writing or by way of trials - are given in good faith but without warranty, and this also applies where proprietary rights of third parties are involved. Our advice does not release you from the obligation to verify the information currently provided - especially that contained in our safety data and technical information sheets - and to test our products as to their suitability for the intended processes and uses. The application, use and processing of our products and the products manufactured by you on the basis of our technical advice are beyond our control and, therefore, entirely your own responsibility. Our products are sold in accordance with the current version of our General Conditions of Sale and Delivery.

Test values

Unless specified to the contrary, the values given have been established on standardized test specimens at room temperature. The figures should be regarded as guide values only and not as binding minimum values. Kindly note that, under certain conditions, the properties can be affected to a considerable extent by the design of the mould/die, the processing conditions and the coloring.

Processing note

Under the recommended processing conditions small quantities of decomposition product may be given off during processing. To preclude any risk to the health and well-being of the machine operatives, tolerance limits for the work environment must be ensured by the provision of efficient exhaust ventilation and fresh air at the workplace in accordance with the Safety Data Sheet. In order to prevent the partial decomposition of the polymer and the generation of volatile decomposition products, the prescribed processing temperatures should not be substantially exceeded. Since excessively high temperatures are generally the result of operator error or defects in the heating system, special care and controls are essential in these areas.

Conditioning

Conditioning in accordance with ISO 1110 (70 °C; 62 % r.h.)

LANXESS DEUTSCHLAND GMBH | D - 50669 COLOGNE

© LANXESS Deutschland GmbH

Page 3 of 3

Edition 06.06.2014



Figura 53 - Datasheet da PA6 com 50% de fibras curtas (3 páginas)

DATA SHEET		LANXESS Energizing Chemistry			
Durethan BKV50H2.0 901510					
PA 6, 50 % glass fibers, Injection molding, heat-aging stabilized					
ISO Shortname: ISO 1874-PA 6, GHR, 14-160, GF50					
Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value	cond.
Rheological properties					
Molding shrinkage, parallel	150x105x3; 280 °C / MT 80 °C; 400 bar	%	acc. ISO 2577	0.16	
Molding shrinkage, transverse	150x105x3; 280 °C / MT 80 °C; 400 bar	%	acc. ISO 2577	0.85	
Post- shrinkage, parallel	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.02	
Post- shrinkage, transverse	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.05	
Mechanical properties (23 °C/50 % r. h.)					
C Tensile modulus	1 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	16300	9800
C Tensile Stress at break	5 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	220	140
C Tensile Strain at break	5 mm/min	%	ISO 527-1,-2	3.0	5.0
C Tensile creep modulus	1 h	MPa	ISO 899-1		8100
C Tensile creep modulus	1000 h	MPa	ISO 899-1		6600
C Charpy impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	100	100
C Charpy impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	85	80
C Charpy notched impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	20	25
C Charpy notched impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	15	13
Izod impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 180-1U	85	85
Izod impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1U	80	80
Izod notched impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	20	25
Izod notched impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	12	12
Flexural modulus	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	15100	9700
Flexural strength	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	360	230
Flexural strain at flexural strength	2 mm/min	%	ISO 178-A	3.0	5.0
C Puncture maximum force	23 °C	N	ISO 6603-2	1200	
C Puncture maximum force	-30 °C	N	ISO 6603-2	1060	
C Puncture energy	23 °C	J	ISO 6603-2	4.2	8.9
C Puncture energy	-30 °C	J	ISO 6603-2	3.7	
Ball Indentation hardness		N/mm ²	ISO 2039-1	250	109
Thermal properties					
C Melting temperature	10 °C/min	°C	ISO 11357-1,-3	222	
C Temperature of deflection under load	1.80 MPa	°C	ISO 75-1,-2	205	
C Temperature of deflection under load	0.45 MPa	°C	ISO 75-1,-2	215	
Vicat softening temperature	50 N; 120 °C/h	°C	ISO 306	> 200	
C Coefficient of linear thermal expansion, parallel	23 to 55 °C	10 ⁻⁶ /K	ISO 11359-1,-2	0.2	
C Coefficient of linear thermal expansion, transverse	23 to 55 °C	10 ⁻⁶ /K	ISO 11359-1,-2	0.7	
C Burning behavior UL 94	1.5 mm	Class	UL 94	HB	



Durethan BKV50H2.0 901510

Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value	
				d.a.m.	cond.
C Burning behavior UL 94	0.75 mm	Class	UL 94	HB	
C Oxygen Index	Method A	%	ISO 4589-2	24	
Glow wire test (GWFI)	2.0 mm	°C	IEC 60695-2-12	650	
Burning behavior US-FMVSS302	>=1.0 mm		ISO 3795	passed	
C Vicat softening temperature	50 N; 50 °C/h	°C	ISO 306	> 200	
Electrical properties (23 °C/50 % r. h.)					
C Relative permittivity	100 Hz	-	IEC 60250	5.3	14.2
C Relative permittivity	1 MHz	-	IEC 60250	4.3	5.0
C Dissipation factor	100 Hz	10 ⁻⁴	IEC 60250	360	3190
C Dissipation factor	1 MHz	10 ⁻⁴	IEC 60250	240	890
C Volume resistivity		Ohm·m	IEC 60093	1E14	1E11
C Surface resistivity		Ohm	IEC 60093	1E13	1E13
C Electric strength	1 mm	kV/mm	IEC 60243-1	35	26
C Comparative tracking Index CTI	Solution A	Rating	IEC 60112	550	
Other properties (23 °C)					
C Water absorption (Saturation value)	Water at 23 °C	%	ISO 62	5.0	
C Water absorption (Equilibrium value)	23 °C; 50 % RH	%	ISO 62	1.5	
C Density		kg/m ³	ISO 1183	1570	
Bulk density		kg/m ³	ISO 60	700	
Processing conditions for test specimens					
C Injection molding-Melt temperature		°C	ISO 294	280	
C Injection molding-Mold temperature		°C	ISO 294	80	
Processing recommendations					
Drying temperature dry air dryer		°C	-	80	
Drying time dry air dryer		h	-	2-6	
Residual moisture content		%	Acc. to Karl Fischer	0.03-0.12	
Melt temperature (Tmin - Tmax)		°C	-	270-290	
Mold temperature		°C	-	80-120	

C These property characteristics are taken from the CAMPUS plastics data bank and are based on the international catalogue of basic data for plastics according to ISO 10350.



Durethan BKV50H2.0 901510

Disclaimer

Disclaimer for commercial products

This information and our technical advice - whether verbal, in writing or by way of trials - are given in good faith but without warranty, and this also applies where proprietary rights of third parties are involved. Our advice does not release you from the obligation to verify the information currently provided - especially that contained in our safety data and technical information sheets - and to test our products as to their suitability for the intended processes and uses. The application, use and processing of our products and the products manufactured by you on the basis of our technical advice are beyond our control and, therefore, entirely your own responsibility. Our products are sold in accordance with the current version of our General Conditions of Sale and Delivery.

Test values

Unless specified to the contrary, the values given have been established on standardized test specimens at room temperature. The figures should be regarded as guide values only and not as binding minimum values. Kindly note that, under certain conditions, the properties can be affected to a considerable extent by the design of the mould/die, the processing conditions and the coloring.

Processing note

Under the recommended processing conditions small quantities of decomposition product may be given off during processing. To preclude any risk to the health and well-being of the machine operatives, tolerance limits for the work environment must be ensured by the provision of efficient exhaust ventilation and fresh air at the workplace in accordance with the Safety Data Sheet. In order to prevent the partial decomposition of the polymer and the generation of volatile decomposition products, the prescribed processing temperatures should not be substantially exceeded. Since excessively high temperatures are generally the result of operator error or defects in the heating system, special care and controls are essential in these areas.

Conditioning

Conditioning in accordance with ISO 1110 (70 °C; 62 % r.h.)

LANXESS DEUTSCHLAND GMBH | D - 50569 COLOGNE

© LANXESS Deutschland GmbH



Figura 54 - Datasheet da resina base dos compósitos de PA6 com fibras curtas (2 páginas)

DATA SHEET		LANXESS Engineering Chemistry		
Durethan B29 000000				
PA 6, non-reinforced, base resin				
ISO Shortname: ISO 16396-PA 6,,G,S12-030				
Property	Test Condition	Unit	Standard	guide value d.a.m. cond.
Rheological properties				
Molding shrinkage, parallel	150x105x3; 260 °C / MT 80 °C; 500 bar	%	acc. ISO 2577	1.18
Molding shrinkage, transverse	150x105x3; 260 °C / MT 80 °C; 500 bar	%	acc. ISO 2577	1.23
Post- shrinkage, parallel	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.37
Post- shrinkage, transverse	150x105x3; 120 °C; 4 h	%	acc. ISO 2577	0.39
Mechanical properties (23 °C/50 % r. h.)				
C Tensile modulus	1 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	3000
C Yield stress	50 mm/min	MPa	ISO 527-1,-2	75
C Yield strain	50 mm/min	%	ISO 527-1,-2	4.0
C Nominal strain at break	50 mm/min	%	ISO 527-1,-2	20
C Charpy impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	N
C Charpy impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eU	N
C Charpy notched impact strength	23 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	< 10
C Charpy notched impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	< 10
Charpy notched impact strength	-40 °C	kJ/m ²	ISO 179-1eA	< 10
Izod notched impact strength	-30 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	< 10
Izod notched impact strength	-40 °C	kJ/m ²	ISO 180-1A	< 10
Flexural modulus	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	2700
Flexural strength	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	100
Flexural strain at flexural strength	2 mm/min	%	ISO 178-A	6.0
Flexural stress at 3.5 % strain	2 mm/min	MPa	ISO 178-A	90
Thermal properties				
C Melting temperature	10 °C/min	°C	ISO 11357-1,-3	222
Vicat softening temperature	50 N; 120 °C/h	°C	ISO 306	200
C Burning behavior UL 94	1.5 mm	Class	UL 94	V-2
Other properties (23 °C)				
C Water absorption (Saturation value)	Water at 23 °C	%	ISO 62	10
C Water absorption (Equilibrium value)	23 °C; 50 % RH	%	ISO 62	3
C Density		kg/m ³	ISO 1183	1140
Processing conditions for test specimens				
C Injection molding-Melt temperature		°C	ISO 294	260
C Injection molding-Mold temperature		°C	ISO 294	40
C These property characteristics are taken from the CAMPUS plastics data bank and are based on the international catalogue of basic data for plastics according to ISO 10350.				
Page 1 of 2 Edition 19.06.2019				

Durethan B29 000000

Disclaimer

Disclaimer for commercial products

This information and our technical advice - whether verbal, in writing or by way of trials - are given in good faith but without warranty, and this also applies where proprietary rights of third parties are involved. Our advice does not release you from the obligation to verify the information currently provided - especially that contained in our safety data and technical information sheets - and to test our products as to their suitability for the intended processes and uses. The application, use and processing of our products and the products manufactured by you on the basis of our technical advice are beyond our control and, therefore, entirely your own responsibility. Our products are sold in accordance with the current version of our General Conditions of Sale and Delivery.

Test values

Unless specified to the contrary, the values given have been established on standardized test specimens at room temperature. The figures should be regarded as guide values only and not as binding minimum values. Kindly note that, under certain conditions, the properties can be affected to a considerable extent by the design of the mould/die, the processing conditions and the coloring.

Processing note

Under the recommended processing conditions small quantities of decomposition product may be given off during processing. To preclude any risk to the health and well-being of the machine operatives, tolerance limits for the work environment must be ensured by the provision of efficient exhaust ventilation and fresh air at the workplace in accordance with the Safety Data Sheet. In order to prevent the partial decomposition of the polymer and the generation of volatile decomposition products, the prescribed processing temperatures should not be substantially exceeded. Since excessively high temperatures are generally the result of operator error or defects in the heating system, special care and controls are essential in these areas.

Conditioning

Conditioning in accordance with ISO 1110 (70 °C; 62 % r.h.)

LANXESS DEUTSCHLAND GMBH | D - 50569 COLOGNE

© LANXESS Deutschland GmbH

Page 2 of 2

Edition 19.06.2019



Figura 55 - Datasheet do PP com 30% de fibras longas (2 páginas)



Datasheet Comparison

	CELSTRAN® PP-GF30-0405 P10/10 PP	CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 PP	CELSTRAN® P P-GF50-0405P 10/10 PP		
Physical properties					
ISO	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Density	1120	1220	1340	kg/m ³	ISO 1183
Mechanical properties					
ISO	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Tensile modulus	7000	9200	11600	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile stress at break, 5mm/min	110	130	140	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile strain at break, 5mm/min	2.2	2	1.8	%	ISO 527-2/1A
Flexural modulus, 23°C	7000	9000	12000	MPa	ISO 178
Flexural modulus, 80°C	6500	6400	8250	MPa	ISO 178
Flexural strength, 23°C	175	200	220	MPa	ISO 178
Flexural strength, 80°C	100	120	125	MPa	ISO 178
Flexural strain at flexural strength, 80°C	-	-	3.2	%	ISO 178
Charpy impact strength, 23°C	55	62	60	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy impact strength, -30°C	48	60	58	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy notched impact strength, 23°C	24	25	32	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Charpy notched impact strength, -30°C	22	30	33	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Thermal properties					
ISO	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Melting temperature, 10°C/min	166	166	165	°C	ISO 11357-1/-3
DTUL at 1.8 MPa	158	158	158	°C	ISO 75-1, -2
DTUL at 8.0 MPa	122	134	138	°C	ISO 75-1, -2
Flammability at thickness h	-	HB	-	class	UL 94
thickness tested (h)	-	1.50	-	mm	UL 94
UL recognition (h)	-	UL	-	-	UL 94
Typical injection moulding processing conditions					
Pre Drying	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Necessary low maximum residual moisture content	0.2	0.2	0.2	%	-
Drying time	2	2	2	h	-
Drying temperature	90 - 100	90 - 100	90 - 100	°C	-
Temperature	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Feeding zone temperature	20 - 50	20 - 50	20 - 50	°C	-
Zone1 temperature	220 - 230	220 - 230	230 - 240	°C	-
Zone2 temperature	230 - 240	230 - 240	240 - 250	°C	-
Zone3 temperature	240 - 250	240 - 250	250 - 260	°C	-
Zone4 temperature	250 - 260	250 - 260	260 - 270	°C	-
Nozzle temperature	240 - 250	240 - 250	240 - 270	°C	-
Melt temperature	230 - 270	230 - 270	240 - 270	°C	-
Mold temperature	30 - 70	30 - 70	30 - 70	°C	-
Hot runner temperature	230 - 270	230 - 270	240 - 270	°C	-
Pressure	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Back pressure max.	30	30	30	bar	-
Speed	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Injection speed	slow	slow	slow	-	-
Screw Speed	Value	Value	Value	Unit	Test Standard
Screw speed diameter, 40mm	50	50	50	RPM	-

Datasheet Comparison

	CELSTRAN® PP-GF30-0405 P10/10 PP	CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 PP	CELSTRAN® P P-GF50-0405P 10/10 PP		
Screw speed diameter, 55mm	35	35	35	RPM	-
Screw speed diameter, 75mm	25	25	25	RPM	-

General Disclaimer

NOTICE TO USERS: Values shown are based on testing of laboratory test specimens and represent data that fall within the standard range of properties for natural material. These values alone do not represent a sufficient basis for any part design and are not intended for use in establishing maximum, minimum, or ranges of values for specification purposes. Colorants or other additives may cause significant variations in data values. Properties of molded parts can be influenced by a wide variety of factors including, but not limited to, material selection, additives, part design, processing conditions and environmental exposure. Any determination of the suitability of a particular material and part design for any use contemplated by the users and the manner of such use is the sole responsibility of the users, who must assure themselves that the material as subsequently processed meets the needs of their particular product or use. To the best of our knowledge, the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information. The information contained in this publication should not be construed as a promise or guarantee of specific properties of our products. It is the sole responsibility of the users to investigate whether any existing patents are infringed by the use of the materials mentioned in this publication. Moreover, there is a need to reduce human exposure to many materials to the lowest practical limits in view of possible adverse effects. To the extent that any hazards may have been mentioned in this publication, we neither suggest nor guarantee that such hazards are the only ones that exist. We recommend that persons intending to rely on any recommendation or to use any equipment, processing technique or material mentioned in this publication should satisfy themselves that they can meet all applicable safety and health standards. We strongly recommend that users seek and adhere to the manufacturer's current instructions for handling each material they use, and entrust the handling of such material to adequately trained personnel only. Please call the telephone numbers listed for additional technical information. Call Customer Services for the appropriate Materials Safety Data Sheets (MSDS) before attempting to process our products. The products mentioned herein are not intended for use in medical or dental implants.

Trademark

© 2014 Celanese or its affiliates. All rights reserved. (Published 27 July 2016). Celanese®, registered C-ball design and all other trademarks identified herein with ®, TM, SM, unless otherwise noted, are trademarks of Celanese or its affiliates. Fortron is a registered trademark of Fortron Industries LLC.

Figura 56 - Datasheet do PP com 40% de fibras longas (3 páginas)

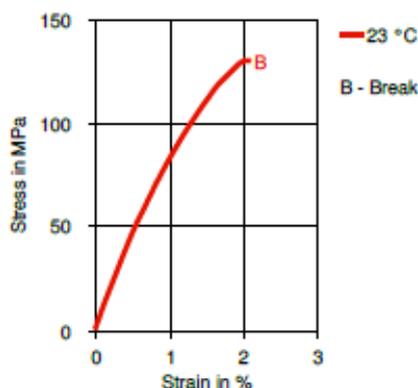
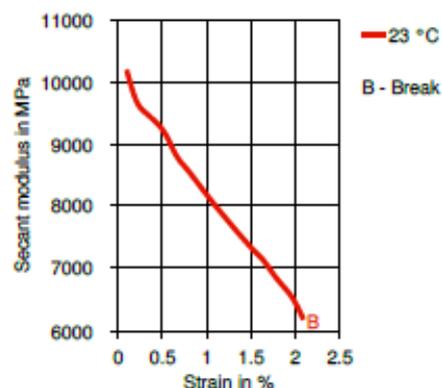

CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 - PP
Description

Material code according to ISO 1043-1: PP Heat stabilized polypropylene reinforced with 40 weight percent long glass fibers. Black. The fibers are chemically coupled to the polypropylene matrix. The pellets are cylindrical and normally as well as the embedded fibers 11 mm long. Parts molded of CELSTRAN have outstanding mechanical properties such as high strength and stiffness combined with high heat deflection. The notched impact strength is increased at elevated and low temperatures due to the fiber skeleton built in the parts. The long fiber reinforcement reduces creep significantly. The very isotropic shrinkage in the molded parts minimizes the warpage. Complex parts can be manufactured with high reproducibility by injection molding. Application field: Functional/structural parts for automotive

Physical properties	Value	Unit	Test Standard
Density	1220	kg/m ³	ISO 1183
Mechanical properties	Value	Unit	Test Standard
Tensile modulus	9200	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile stress at break, 5mm/min	130	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile strain at break, 5mm/min	2	%	ISO 527-2/1A
Flexural modulus, 23 °C	9000	MPa	ISO 178
Flexural modulus, 80 °C	6400	MPa	ISO 178
Flexural strength, 23 °C	200	MPa	ISO 178
Flexural strength, 80 °C	120	MPa	ISO 178
Charpy impact strength, 23 °C	62	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy impact strength, -30 °C	60	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy notched impact strength, 23 °C	25	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Charpy notched impact strength, -30 °C	30	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Thermal properties	Value	Unit	Test Standard
Melting temperature, 10 °C/min	166	°C	ISO 11357-1/-3
DTUL at 1.8 MPa	158	°C	ISO 75-1, -2
DTUL at 8.0 MPa	134	°C	ISO 75-1, -2
Flammability at thickness h	HB	class	UL 94
thickness tested (h)	1.50	mm	UL 94
UL recognition (h)	UL	-	UL 94

CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 - PP

Diagrams

Stress-strain

Secant modulus-strain

Typical injection moulding processing conditions

	Value	Unit	Test Standard
Pre Drying			
Necessary low maximum residual moisture content	0.2	%	-
Drying time	2	h	-
Drying temperature	90 - 100	°C	-
Temperature			
Feeding zone temperature	20 - 50	°C	-
Zone1 temperature	220 - 230	°C	-
Zone2 temperature	230 - 240	°C	-
Zone3 temperature	240 - 250	°C	-
Zone4 temperature	250 - 260	°C	-
Nozzle temperature	240 - 250	°C	-
Melt temperature	230 - 270	°C	-
Mold temperature	30 - 70	°C	-
Hot runner temperature	230 - 270	°C	-
Pressure			
Back pressure max.	30	bar	-
Speed			
Injection speed	slow	-	-
Screw Speed			
Screw speed diameter, 40mm	50	RPM	-
Screw speed diameter, 55mm	35	RPM	-
Screw speed diameter, 75mm	25	RPM	-

Other text information

Pre-drying

It is normally not necessary to dry CELSTRAN PP

Characteristics

Product Categories

Glass reinforced

Delivery Form

Pellets

Processing

Coating, Injection molding, Other extrusion, Sheet extrusion, Transfer molding

Regional Availability

North America, Europe, Asia Pacific

CELSTRAN® PP-GF40-0414 P10/10 - PP

Contact Information

Americas

8040 Dixie Highway
 Florence, KY 41042 USA
 Product Information Service
 t: +1-800-833-4882
 t: +1-859-372-3244
 Customer Service
 t: +1-800-526-4960
 t: +1-859-372-3214
 e: info-engineeredmaterials-am@celanese.com

Asia

4560 Jinke Road
 Zhang Jiang Hi Tech Park
 Shanghai 201203 PRC
 Customer Service
 t: +86 21 3861 9266
 f: +86 21 3861 9599
 e: info-engineeredmaterials-asia@celanese.com

Europe

Am Unisys-Park 1
 65843 Sulzbach, Germany
 Product Information Service
 t: +49-800-86427-531
 t: +49-(0)-69-45009-1011
 e: info-engineeredmaterials-eu@celanese.com

General Disclaimer

NOTICE TO USERS: Values shown are based on testing of laboratory test specimens and represent data that fall within the standard range of properties for natural material. These values alone do not represent a sufficient basis for any part design and are not intended for use in establishing maximum, minimum, or ranges of values for specification purposes. Colorants or other additives may cause significant variations in data values. Properties of molded parts can be influenced by a wide variety of factors including, but not limited to, material selection, additives, part design, processing conditions and environmental exposure. Any determination of the suitability of a particular material and part design for any use contemplated by the users and the manner of such use is the sole responsibility of the users, who must assure themselves that the material as subsequently processed meets the needs of their particular product or use. To the best of our knowledge, the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information. The information contained in this publication should not be construed as a promise or guarantee of specific properties of our products. It is the sole responsibility of the users to investigate whether any existing patents are infringed by the use of the materials mentioned in this publication. Moreover, there is a need to reduce human exposure to many materials to the lowest practical limits in view of possible adverse effects. To the extent that any hazards may have been mentioned in this publication, we neither suggest nor guarantee that such hazards are the only ones that exist. We recommend that persons intending to rely on any recommendation or to use any equipment, processing technique or material mentioned in this publication should satisfy themselves that they can meet all applicable safety and health standards. We strongly recommend that users seek and adhere to the manufacturer's current instructions for handling each material they use, and entrust the handling of such material to adequately trained personnel only. Please call the telephone numbers listed for additional technical information. Call Customer Services for the appropriate Materials Safety Data Sheets (MSDS) before attempting to process our products. The products mentioned herein are not intended for use in medical or dental implants.

Trademark

© 2014 Celanese or its affiliates. All rights reserved. (Published 27 July 2016). Celanese®, registered C-ball design and all other trademarks identified herein with ®, TM, SM, unless otherwise noted, are trademarks of Celanese or its affiliates. Fortron is a registered trademark of Fortron Industries LLC.

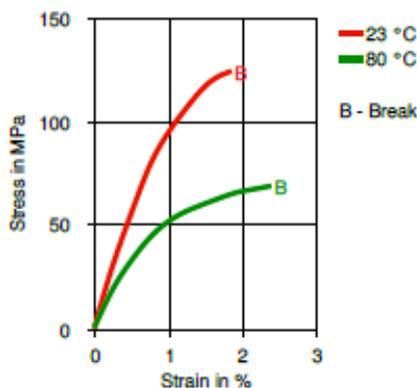
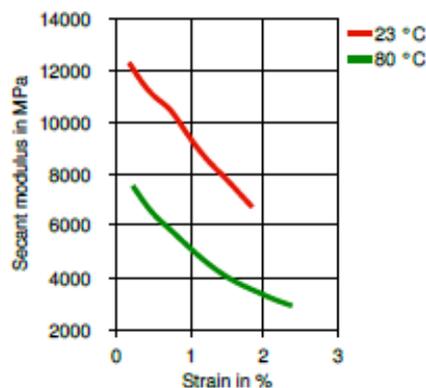
Figura 57 - Datasheet do PP com 50% de fibras longas (3 páginas)


CELSTRAN® PP-GF50-0405P10/10 - PP
Description

Material code according to ISO 1043-1: PP Heat and light stabilized polypropylene reinforced with 50 weight percent long glass fibers. Black. The fibers are chemically coupled to the polypropylene matrix. The pellets are cylindrical and normally as well as the embedded fibers 11 mm long. Parts molded of CELSTRAN have outstanding mechanical properties such as high strength and stiffness combined with high heat deflection. The notched impact strength is increased at elevated and low temperatures due to the fiber skeleton built in the parts. The long fiber reinforcement reduces creep significantly. The very isotropic shrinkage in the molded parts minimizes the warpage. Complex parts can be manufactured with high reproducibility by injection molding. Application field: Functional/structural parts for automotive

Physical properties	Value	Unit	Test Standard
Density	1340	kg/m ³	ISO 1183
Mechanical properties	Value	Unit	Test Standard
Tensile modulus	11600	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile stress at break, 5mm/min	140	MPa	ISO 527-2/1A
Tensile strain at break, 5mm/min	1.8	%	ISO 527-2/1A
Flexural modulus, 23 °C	12000	MPa	ISO 178
Flexural modulus, 80 °C	8250	MPa	ISO 178
Flexural strength, 23 °C	220	MPa	ISO 178
Flexural strength, 80 °C	125	MPa	ISO 178
Charpy impact strength, 23 °C	60	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy impact strength, -30 °C	58	kJ/m ²	ISO 179/1eU
Charpy notched impact strength, 23 °C	32	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Charpy notched impact strength, -30 °C	33	kJ/m ²	ISO 179/1eA
Thermal properties	Value	Unit	Test Standard
Melting temperature, 10 °C/min	165	°C	ISO 11357-1/-3
DTUL at 1.8 MPa	158	°C	ISO 75-1, -2
DTUL at 8.0 MPa	138	°C	ISO 75-1, -2

CELSTRAN® PP-GF50-0405P10/10 - PP

Diagrams**Stress-strain****Secant modulus-strain****Typical injection moulding processing conditions**

	Value	Unit	Test Standard
Pre Drying			
Necessary low maximum residual moisture content	0.2	%	-
Drying time	2	h	-
Drying temperature	90 - 100	°C	-
Temperature			
Feeding zone temperature	20 - 50	°C	-
Zone1 temperature	230 - 240	°C	-
Zone2 temperature	240 - 250	°C	-
Zone3 temperature	250 - 260	°C	-
Zone4 temperature	260 - 270	°C	-
Nozzle temperature	240 - 270	°C	-
Melt temperature	240 - 270	°C	-
Mold temperature	30 - 70	°C	-
Hot runner temperature	240 - 270	°C	-
Pressure			
Back pressure max.	30	bar	-
Speed			
Injection speed	slow	-	-
Screw Speed			
Screw speed diameter, 40mm	50	RPM	-
Screw speed diameter, 55mm	35	RPM	-
Screw speed diameter, 75mm	25	RPM	-

Other text information**Pre-drying**

It is normally not necessary to dry CELSTRAN PP

Injection molding

Celstran can be processed on a standard injection molding unit. A general purpose metering screw is recommended with a zone distribution of 40% feed, 40% transition, and 20% metering. A free flowing check ring assembly is recommended.

Melt Temp: 260-290°C.

Mold Temp: 40- 70°C.

CELSTRAN® PP-GF50-0405P10/10 - PP

Characteristics

Special Characteristics

Light stabilized, UV resistant

Delivery Form

Pellets

Product Categories

Glass reinforced

Regional Availability

North America, Europe, Asia Pacific

Processing

Blow molding, Coating, Injection molding, Other extrusion, Sheet extrusion, Transfer molding

Contact Information

Americas

8040 Dixie Highway

Florence, KY 41042 USA

Product Information Service

t: +1-800-833-4882

t: +1-859-372-3244

Customer Service

t: +1-800-526-4960

t: +1-859-372-3214

e: info-engineeredmaterials-am@celanese.com

Asia

4560 Jinke Road

Zhang Jiang Hi Tech Park

Shanghai 201203 PRC

Customer Service

t: +86 21 3861 9266

f: +86 21 3861 9599

e: info-engineeredmaterials-asia@celanese.com

Europe

Am Unisys-Park 1

65843 Sulzbach, Germany

Product Information Service

t: +49-800-86427-531

t: +49-(0)-69-45009-1011

e: info-engineeredmaterials-eu@celanese.com

General Disclaimer

NOTICE TO USERS: Values shown are based on testing of laboratory test specimens and represent data that fall within the standard range of properties for natural material. These values alone do not represent a sufficient basis for any part design and are not intended for use in establishing maximum, minimum, or ranges of values for specification purposes. Colorants or other additives may cause significant variations in data values. Properties of molded parts can be influenced by a wide variety of factors including, but not limited to, material selection, additives, part design, processing conditions and environmental exposure. Any determination of the suitability of a particular material and part design for any use contemplated by the users and the manner of such use is the sole responsibility of the users, who must assure themselves that the material as subsequently processed meets the needs of their particular product or use. To the best of our knowledge, the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information. The information contained in this publication should not be construed as a promise or guarantee of specific properties of our products. It is the sole responsibility of the users to investigate whether any existing patents are infringed by the use of the materials mentioned in this publication. Moreover, there is a need to reduce human exposure to many materials to the lowest practical limits in view of possible adverse effects. To the extent that any hazards may have been mentioned in this publication, we neither suggest nor guarantee that such hazards are the only ones that exist. We recommend that persons intending to rely on any recommendation or to use any equipment, processing technique or material mentioned in this publication should satisfy themselves that they can meet all applicable safety and health standards. We strongly recommend that users seek and adhere to the manufacturer's current instructions for handling each material they use, and entrust the handling of such material to adequately trained personnel only. Please call the telephone numbers listed for additional technical information. Call Customer Services for the appropriate Materials Safety Data Sheets (MSDS) before attempting to process our products. The products mentioned herein are not intended for use in medical or dental implants.

Trademark

© 2014 Celanese or its affiliates. All rights reserved. (Published 27.July.2016). Celanese®, registered C-ball design and all other trademarks identified herein with ®, TM, SM, unless otherwise noted, are trademarks of Celanese or its affiliates. Fortron is a registered trademark of Fortron Industries LLC.

Figura 58 - Datasheet da resina base dos compósitos de PP com fibras longas (2 páginas)



Data Sheet DH789.01

Developmental Polypropylene DH789.01

Sub-group:

Homopolymer

Description:

BRASKEM DH789.01 Developmental Polypropylene Resin is a homopolymer for injection molding, thin wall injection molding and high speed injection molding. This resin offers a good balance of physical properties and excellent organoleptics. BRASKEM DH789.01 Polypropylene Resin contains a very efficient antistatic and nucleation package and provides excellent optical properties. It is designed and formulated to allow for very easy processing, short cycle times, low shrinkage, minimal warpage and good part dimensional stability.

Applications:

- Thin wall packaging e.g. food, cosmetics
- Caps & Closures
- Thin wall consumer goods e.g. housewares, appliances, video boxes, office accessories

Process:

Injection molding

Properties:

Physical Properties ^{a)}	Nominal Value (English)	Nominal Value (SI)	Test Method
Density	0.900 g/cm ³	0.900 g/cm ³	ISO 1183
Melt Mass-Flow Rate (230°C/2.16 kg)	50 g/10 min	50 g/10 min	ISO 1133
Flexural Modulus (23°C)	246500 psi	1700 MPa	ISO 178
Tensile Stress at Yield	5365 psi	37 MPa	ISO 527-2
Tensile Strain at Yield	8 %	8 %	ISO 527-2
Charpy Notched Impact Strength (23°C)	1.2 ft·lb/in ²	2.5 kJ/m ²	ISO 179/1eA
Heat Deflection Temperature (0.45 MPa)	216 °F	102 °C	ISO 75-2/B
Vicat Softening Temperature (10N)	311 °F	155 °C	ISO 306/A

a) These are typical properties from injection molding specimen according to ISO 294 only and are not to be construed as specifications. Users should confirm results by their own tests.

Processing conditions:

BRASKEM DH789.01 is easy to process with injection molding equipment with conditions depending on the type of injection molding conversion technology applied. Recommended melt temperature range for injection molding from 210 to 260°C.

Storage:

Recommended storage is a cool, dry place protected from direct sunlight for maximum of 24 months after production.

Customer Notice:

Braskem strongly encourages its customers to review both their manufacturing processes and their applications of Braskem products from the standpoint of human health and environmental quality to ensure that Braskem products are not used in ways for which they are not intended or tested. Braskem personnel are available to answer your questions and to provide reasonable technical support. Braskem product literature, including safety data sheets, should be consulted prior to use of Braskem products. Current safety data sheets are available from Braskem.



Data Sheet DH789.01

Disclaimer:

- Braskem Netherlands B.V. or any of its affiliates assumes no liability on the suitability of the product as described in this document for any intended use in any application unless separately agreed in a contract. All warranties or merchantability or fitness for a particular purpose are expressly excluded.
- Braskem Netherlands B.V. does not support the use of the product as described in this document in any medical application regardless of the Medical Device Classification (Directive 93/42/EEC). The use of this product into any medical applications regardless of classification or intended use, requires written approval from Braskem Netherlands B.V..
- Braskem Netherlands B.V. assumes no obligation or liability for the information provided in this document.

Notice:

- Braskem strongly recommends before use, to consult the Material Safety Data Sheet
- Inspire® is a trademark of Braskem SA
- Braskem Netherlands B.V. registration details are: Braskem Netherlands B.V., Weena 240 / Tower C 9th Floor, 3012 NJ Rotterdam, The Netherlands Commercial Court Rotterdam No.: 24401995 Managing Directors: : Hans-Jürgen Buchmann; Alexander van Veen; Axel Maigatter. VAT Number: NL817054716B01
- If products are described as "experimental" or "developmental":
 1. Product specification may not be fully determined;
 2. Analysis of hazards and caution in handling and use are required;
 3. There is a greater potential for Braskem to change specifications and/or discontinue production, and:
 4. Although Braskem may from time to time provide samples of such products, Braskem is not obliged to supply or otherwise commercialize such products for any use or application whatsoever.

For regulatory information, please contact polymer.compliance-europe@braskem.com. For other requests, please contact Braskem via e-mail address: europa.polypropylene@braskem.com.

This document is intended for use in Europe, published 14th August 2019.