

Propriedades Mecânicas de Compósitos de Polipropileno com Fibra de Vidro

Estevão Freire, Elisabeth E. C. Monteiro e Julio C. R. Cyrino

Resumo - Compósitos de polipropileno com fibra de vidro curta, nas proporções de 0, 10, 20, 30 e 40 % em peso, foram preparados em extrusora de rosca dupla, moldando-se, por injeção, corpos de prova de tração e flexão. As propriedades mecânicas foram determinadas experimentalmente e através de modelos teóricos foram calculados o módulo de elasticidade e a resistência à tração. Os resultados obtidos mostraram que os dados provenientes do modelo de Rayleigh-Maxwell para o módulo de elasticidade se aproximaram dos experimentais quando se considerou um comprimento de fibra menor que o comprimento crítico, para baixos teores de fibra; para a resistência à tração, os modelos de Cox e Kelly foram os que melhor corresponderam aos resultados experimentais.

Palavras-chave - Compósitos, polipropileno, propriedades mecânicas, processamento

INTRODUÇÃO

Os materiais compósitos surgiram no mercado para atender necessidades de diversos segmentos industriais, com o objetivo de se obter determinadas vantagens em relação aos chamados materiais de engenharia convencionais, quais fossem, facilidade de processamento e possibilidade de combinação de propriedades na medida em que se queira, seja através da variação da quantidade percentual de cada componente, da forma geométrica do componente estrutural ou do tipo de cada componente [1, 2], associado por vezes, ao baixo custo de fabricação. Esses materiais, além de aliar alta resistência mecânica com boa ductilidade, permitem que o produto tenha melhor estabilidade dimensional e resistência mecânica, e em determinados casos, maior tenacidade com a incorporação das cargas.

Existem na literatura muitas definições do que seja um compósito podendo-se dizer que a simples mistura física de um polímero com uma carga orgânica ou

mineral - que produza ou não uma melhoria nas propriedades mecânicas - fornece um material "compósito". A definição de compósito adotada neste trabalho é a seguinte [3, 4]:

"Um compósito pode ser definido como uma classe de materiais heterogêneos, tanto na escala microscópica quanto na escala macroscópica; multifásicos, resultantes de uma combinação racional, em que um dos componentes, descontínuo, dá a principal resistência ao esforço (componente estrutural ou reforço) e o outro, contínuo, o meio de transferência desse esforço (componente matricial ou matriz)".

Os componentes de um compósito não se dissolvem ou combinam ao entrar em contato, mas atuam em conjunto, de forma sincronizada, podendo ser caracterizados por meios físicos. Cada um deles retém sua identidade, não precisando ser necessariamente materiais diferentes (como no caso de compósitos carbono-carbono).

Estevão Freire, Elisabeth E. C. Monteiro e Julio C. R. Cyrino, Instituto de Macromoléculas, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Cx.P.: 68.525, 21945-900 - Rio de Janeiro, RJ.

As matrizes para compósitos poliméricos podem ser de materiais termoplásticos e termorrígidos, incluindo-se nesta classe os materiais elastoméricos. As matrizes termoplásticas oferecem algumas vantagens que impulsionaram o seu uso em compósitos [5, 6] tais como:

- capacidade de ser processado em grandes volumes;
- possibilidade de reprocessamento;
- melhor resistência ao impacto;
- ciclo de processamento mais curto;
- maior confiabilidade na reprodução das peças.

A utilização do polipropileno neste trabalho se justifica devido às novas aplicações do polímero no mercado, devido ao aparecimento de novas tecnologias de produção. É um material de grande importância industrial, devido a sua alta resistência a produtos químicos e à umidade, além de possuir um dos valores mais baixos de densidade em relação a outros plásticos [7, 8].

O objetivo da incorporação de cargas em polímeros é melhorar as propriedades físicas, mecânicas e térmicas dos mesmos, bem como modificar a aparência superficial e as características de processamento, podendo também contribuir para a redução de custos do material final [8, 9]. Os reforços podem ter diferentes formas geométricas, isto é, podem ser particulados, fibrosos ou laminares; apresentando na matriz uma distribuição controlada [10, 12]. As cargas ou reforços podem ser classificadas de diversas maneiras - quanto à forma geométrica, em uni-, bi- ou tridimensionais; quanto à natureza química, em orgânicas ou inorgânicas [8,13].

Os reforços fibrosos são usados para melhorar a rigidez e a resistência mecânica da matriz, além de conferir estabilidade dimensional e bom desempenho a temperaturas elevadas [14]; já os esféricos, como por exemplo as pérolas de vidro, e os particulados são mais utilizados como cargas ditas inertes, ou seja, não causam necessariamente uma mudança nas propriedades mecânicas [15]. Dentre as fibras sintéticas mais utilizadas como reforço em compósitos, as fibras de vidro são as mais amplamente empregadas; são materiais amorfos, possuindo como principais características baixo coeficiente de expansão térmica, facilidade de processamento e baixo custo. Como desvantagem, elas podem causar um efeito abrasivo no equipamento de processamento [13]. Foi somente com o advento das fibras de vidro quimicamente tratadas, que os compósitos de polipropileno apresentaram melhoria efetiva de suas propriedades, destacando-se, dentre outras, maior resistência à tração em uma grande faixa de temperatura, maior rigidez e maior resistência à fluência [16].

As propriedades mecânicas são parâmetros ou características do material que determinam sua resposta a esforços mecânicos sofridos. A natureza dessa resposta depende da temperatura e do tempo, bem como da estrutura do material, do peso molecular e das

condições do ensaio e da preparação da amostra [17]. A incorporação de até 40%, em peso, (18% em volume) de reforço fibroso provoca uma melhoria nas propriedades mecânicas da matriz, enquanto que teores mais elevados tendem a diminuir o grau de reforço. Este comportamento é atribuído à maior ruptura das fibras, quando presentes em teores elevados, diminuindo, conseqüentemente, as propriedades mecânicas de tração dos compósitos [18].

A previsão de propriedades mecânicas em compósitos de fibra curta é dificultada, devido ao largo espectro de comprimentos e orientações que as fibras apresentam, que são conseqüência do processamento do compósito [19].

Dentre as propriedades mecânicas, o módulo de elasticidade e a resistência a tração são as mais estudadas. O caso mais simples é o do sistema compósito constituído por duas fases, considerando-se fibras contínuas - é a relação empírica conhecida como "regra das misturas" [20]:

$$E_c = E_f v_f + E_m v_m \quad (1)$$

onde **E** e **v** são o módulo de elasticidade e a fração em volume, respectivamente, e **c**, **f** e **m** são os índices correspondentes a compósito, fibra e matriz. Encontra-se desta forma, o limite superior para o módulo; é o chamado modelo de Voigt, que corresponde à aplicação de força no compósito na direção das fibras. O limite inferior, que corresponde à aplicação da força na direção perpendicular, é o modelo de Reuss (eq. 2). O valor real do módulo está situado entre esses dois extremos [21].

$$E_c = E_m E_f / (E_m v_f + E_f v_m) \quad (2)$$

Considerando que o processamento dos compósitos termoplásticos de fibra curta conduz à degradação mecânica das fibras, e, portanto, a uma grande variação de razões de forma (relação l/d) das fibras, Cox chegou à seguinte equação para o módulo de elasticidade de um compósito [22]:

$$E_c = v_f E_f \{ 1 - [\tanh(\beta l/2) / \beta l/2] \} + (1 - v_f) E_m \quad (3)$$

$$\text{onde } \beta = [2\pi G_m / E_f A_f \ln(R/r)]^{1/2} \quad (4)$$

onde l é o comprimento da fibra, G_m é o módulo de cisalhamento da matriz, A_f é a área da seção transversal da fibra, r o raio da fibra, e $2R$ é separação média entre as fibras, normal ao seu comprimento, tomada centro a centro, conforme mostra a Figura 1 a seguir:

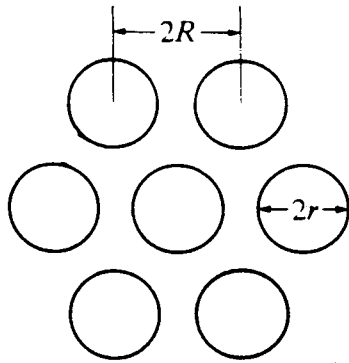


Figura 1 - Modelo de empacotamento hexagonal de fibras [23].

O módulo de elasticidade do compósito também pode ser determinado por meio da relação de Rayleigh-Maxwell [23,24]:

$$E_c = E_m \left\{ \frac{[1 + (2x + 1) (E_f/E_m - 1) v_f]}{[(E_f/E_m + 2x) - E_f/E_m - 1) v_f]} \right\} \quad (5)$$

onde $x = l/d$, d é o diâmetro da fibra.

Outra equação para a determinação do módulo de elasticidade foi desenvolvida por Berthelot [26]:

$$E_c = E_m (1 - v_f) + E_f \left\{ 1 - \left[\frac{\text{tgh}(\eta l/d)}{\eta l/d} \right] \right\} v_f \quad (6)$$

onde

$$\eta = \left\{ \frac{E_m}{E_f (1 + \nu_m)} \left[\left(\frac{1}{\sqrt{v_f}} \right) - 1 \right] \right\}^{1/2} \quad (7)$$

Para o cálculo da resistência à tração, a lei das misturas também é válida:

$$\sigma_c = \sigma_f v_f + \sigma'_m (1 - v_f) \quad (8)$$

onde σ'_m é a tensão na matriz correspondente à deformação na ruptura do compósito. A Figura 2 ilustra as relações tensão-deformação para a fibra, matriz e compósito.

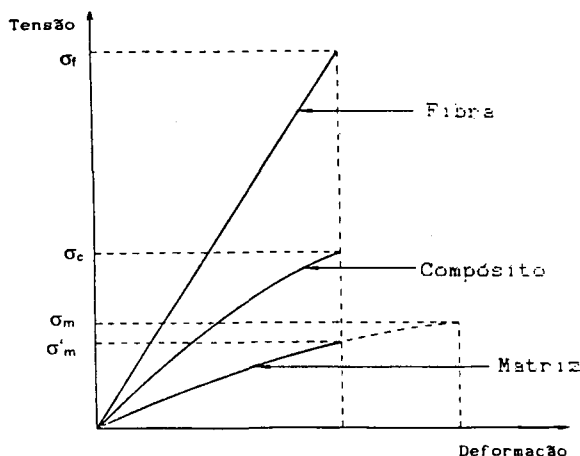


Figura 2 - Curvas tensão-deformação de fibra, matriz e compósito [27].

Quando as fibras não são contínuas, e devido a existência de uma tensão não uniforme ao longo da fibra, a resistência à tração é dada por:

$$\sigma_c = \sigma_f v_f + \sigma'_m (1 - v_f) \quad (9)$$

onde σ_f é a resistência média da fibra no compósito, podendo ser calculada através dos modelos de Cox e Kelly-Tyson [28].

As duas expressões acima não possuem grande poder de previsão da resistência à tração, fornecendo apenas sua ordem de grandeza. Kelly e Tyson desenvolveram um modelo de transferência de tensão linear para a fibra, representado pela seguinte equação:

$$\sigma_f = 2\tau (l/2 - x) / d \quad (10)$$

onde τ é o menor valor entre a resistência ao cisalhamento da interface e a resistência ao cisalhamento da matriz.

Fazendo as considerações de matriz e fibra elástica, deformação homogênea da matriz e adesão perfeita, Cox chegou à seguinte equação para a resistência à tração:

$$\sigma_c = v_f E_f \epsilon_c \left\{ 1 - \left[\frac{\text{tgh}(\beta l/2)}{\beta l/2} \right] \right\} + (1 - v_f) E_m \epsilon_c \quad (11)$$

Na prática, podem ocorrer duas situações [23]:

- a) $l > l_c$ - a resistência à tração da fibra é alcançada primeiro;
- b) $l < l_c$ - a resistência à tração da matriz é alcançada primeiro.

De acordo com a primeira situação, quando se atinge a resistência à tração da fibra, o valor da resistência à tração média da fibra é dado por [23]:

$$\sigma_f = \left[(1 - \sigma_f r) / 2l \tau \right] \sigma_f \quad (12)$$

Substituindo na equação (9), vem:

$$\sigma_c = \left[(1 - l_c) / 2l \right] \sigma_f v_f + \sigma'_m (1 - v_f) \quad (13)$$

No segundo caso, quando o aumento da tensão na fibra é insuficiente para causar sua fratura, esta só quebra quando a tensão máxima na matriz é atingida. Neste caso, a resistência à tração média na fibra é dada por:

$$\sigma_f = l \tau / 2r \quad (14)$$

Substituindo na equação (9), vem:

$$\sigma_c = \left[l \tau / 2r \right] v_f + \sigma_m (1 - v_f) \quad (15)$$

onde σ_m é a resistência à tração da matriz.

A resistência à tração do compósito é dada pela soma das duas contribuições acima, pois na maior parte dos plásticos reforçados há uma distribuição de comprimentos de fibra [29, 30].

Como resultado da diferença de deformação entre a fibra e a matriz, são induzidas tensões de cisalhamento nas fibras na direção de seu eixo, tensionando-as. Com o aumento do esforço de tração, a tensão na fibra aumenta até um ponto onde a resistência à tração máxima na fibra é excedida, pois a área de sua seção reta é muito pequena, e a fibra quebra. À medida em que o processo de deformação do compósito continua, a fibra continuará a quebrar até quando as tensões de cisalhamento na superfície da fibra não forem mais suficientes para rompê-la. Este valor de comprimento de fibra, chamado de comprimento crítico de fibra (l_c), abaixo do qual uma deformação adicional do compósito promoverá um deslizamento da fibra ao invés de fragmentação adicional, é dado por [31, 32]:

$$l_c = r \sigma_f / \tau \quad (16)$$

Riley, considerando a concentração de tensões provocada pela discontinuidade da fibra, propôs a seguinte equação [32]:

$$\sigma_c = [6/7 / (1 + 5l_c / 7l)] \sigma_f v_f + \sigma'_m v_m \quad (17)$$

Os modelos existentes realmente introduzem correções na regra das misturas, procurando descrever com maior fidelidade as propriedades mecânicas dos compósitos. Neste contexto, o objetivo deste trabalho foi prever as propriedades mecânicas de módulo de elasticidade e resistência à tração de compósitos de polipropileno com fibra de vidro curta, através de modelos teóricos, e a comparação dos valores obtidos com os resultados experimentais.

PARTE EXPERIMENTAL

O polipropileno (PPH, Bras-Fax, tipo 6331, MFI = 7,5 g/ 10 min) e a fibra de vidro (Fiberglass Fibras, picada, tipo 457 B, pré-tratada pelo fabricante com agente de

acoplamento do tipo silano), foram pré-misturados, manualmente, nas proporções de 10, 20, 30 e 40 % em peso (correspondente respectivamente a 3, 8, 12 e 18% em volume), até que a mistura apresentasse, visualmente, o máximo de homogeneidade. Em seguida, as diversas composições foram extrusadas em extrusora do tipo rosca dupla, Brabender, mod. PLE 330. O polipropileno puro, antes de ser submetido a moldagem por injeção, foi extrusado também, para que as histórias térmicas de todos os produtos fossem iguais. Os grânulos obtidos a partir da extrusão alimentaram a injetora, Battenfeld Ferbate, para a moldagem dos corpos de prova de tração e flexão. As condições de injeção estão mostradas na Tabela 1.

As dimensões dos corpos de prova de tração e de flexão, assim como as condições dos respectivos ensaios mecânicos seguiram o método ASTM D 638 (tração) e D 790 (flexão). Em alguns corpos de prova, foram colados extensômetros elétricos de resistência (EER), para a determinação da razão de Poisson conforme mostra a Figura 3.

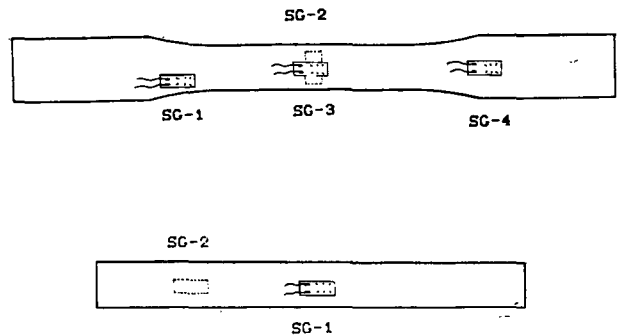


Figura 3 - Posição dos extensômetros usados no corpo de prova de tração e flexão

Os extensômetros efetivamente usados para a determinação da razão de Poisson foram os de número 2 e 3, localizados na seção reta mais estreita do corpo de prova. As respectivas leituras de deformação desses extensômetros, como de todos os outros foram tomadas praticamente ao mesmo tempo. As medidas de cristalinidade foram realizadas por meio de calorimetria diferencial de varredura, em equipamento Perkin Elmer, mod. DSC-2, usando índio como padrão de calibração.

Tabela 1 - Condições de processamento, por injeção, de polipropileno e suas misturas com fibra de vidro.

Amostra	T1 (°C)	T2 (°C)	T3 (°C)	Pi (kgf/cm ²)	Pr (kgf/cm ²)	T _{mol} (°C)
PP-00	180	190	190	25	35	40
PP-10	180	190	190	35	35	60
PP-20	180	190	190	50	45	70
PP-30	180	190	190	40	35	70
PP-40	180	190	190	45	35	70

onde PP-00, PP-10, PP-20, PP-30 e PP-40 correspondem ao polipropileno com 0, 10, 20, 30 e 40 % em peso (correspondentes a 3, 8, 12 e 18% em volume), de fibra de vidro, respectivamente; T1, T2 e T3 são as temperaturas da 1a., 2a. e 3a. zonas de aquecimento, respectivamente; Pi e Pr são as pressões de injeção e recalque, respectivamente, e Tmol é a temperatura do molde.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Parâmetros empregados

As características da fibra e da matriz utilizadas para o cálculo do módulo de elasticidade e da resistência à tração dos compósitos através dos modelos teóricos, experimentalmente e fornecidas pelos fabricantes estão mostradas na Tabela 2 a seguir.

Tabela 2 - Características da fibra e do polímero

	Tipo	l (mm)	d (μ)	ρ (g/cm ³)	ν	E (MPa)	σ (MPa)
PP	"pellet"	-	-	0,8804#	0,447#	1644#	26,8#
Fibra	curta	4,5*	13*	2,54*	0,20*	72398*	3448*

onde d é o diâmetro da fibra, l é o comprimento da fibra, ρ é a densidade, ν é a razão de Poisson, E é o módulo de elasticidade e σ é a resistência à tração. # Dados calculados experimentalmente. * Ref. [4].

Os valores de comprimento de fibra utilizados nos cálculos foi de 4,5 mm (comprimento inicial) e 0,1 mm (abaixo do comprimento crítico). O valor de G_m, de 568,1 MPa, foi calculado segundo a equação $G_m = E / 2(1+\nu)$

Considerando as dificuldades técnicas existentes durante a realização do trabalho, o comprimento crítico de fibra, utilizando os dados da Tabela 2, juntamente com o valor de G_m, foi calculado através da equação de Rosen [33]:

$$l_c / d = 1,15 \left[(1 - \nu_m^{1/2} / \nu_m^{1/2}) (E_f / G_m)^{1/2} \right] \quad (18)$$

Os parâmetros obtidos, necessários para os cálculos das propriedades mecânicas foram o comprimento crítico, com o valor de 0,208 mm, o fator de concentração de tensão, com o valor de 1,075, encontrado no gráfico da referência [31] e σ'_m, que é a tensão na matriz correspondente a deformação na fratura dos compósitos (ε_c), conforme mostra a Figura 2. O valor de σ'_m foi determinado usando a hipótese que, no compósito, a deformação da matriz e a deformação da fibra são iguais à deformação do compósito. O valor de σ'_m foi então

obtido da curva tensão-deformação do polipropileno puro, entrando com o valor de ε_c de 1,4% (que foi a menor deformação na ruptura dos compósitos, correspondente ao compósito de 18% em volume de fibra), encontrando-se, o valor de 17,4 MPa.

Efeito do processamento na cristalinidade

A influência da variação das condições de resfriamento do molde (T_{mol} = 40-70 °C) foi avaliada

através da medida da cristalinidade, via DSC, considerando que estas condições podem afetar as propriedades mecânicas do compósito.

A Tabela 3 apresenta os valores obtidos para o grau de cristalinidade dos materiais extrusados e injetados. Nota-se que não houve variação significativa da cristalinidade nos dois tipos de material para teores de fibra até 20% em peso (8% em volume). A Tabela também indica que no caso dos materiais injetados, o efeito da variação da temperatura do molde no grau de cristalinidade só foi observado a partir de 20% de fibra, quando T_{mol} = 70 °C.

A Figura 4 ilustra a variação da cristalinidade em função do teor de fibra dos materiais extrusados e injetados. Apesar da temperatura do molde de injeção ter variado, não houve influência marcante no grau de cristalinidade das amostras ensaiadas. A diferença de cristalinidade observada entre as amostras extrusadas e injetadas parece aumentar com o teor de fibra a partir de 8%, em volume. Entretanto, essas diferenças não são superiores a 15%.

Tabela 3 - Efeito da temperatura do molde sobre o grau de cristalinidade dos materiais extrusados e injetados.

Amostra	Grau de Cristalinidade (%)		Temp. do Molde (°C)
	Mat. Extrusados	Mat. Injetados	
PP-00	56	60	40
PP-10	55	59	60
PP-20	57	66	70
PP-30	69	53	70
PP-40	46	56	70

onde PP-00, PP-10, PP-20, PP-30 e PP-40 correspondem ao polipropileno com 0, 3, 8, 12 e 18% em volume.

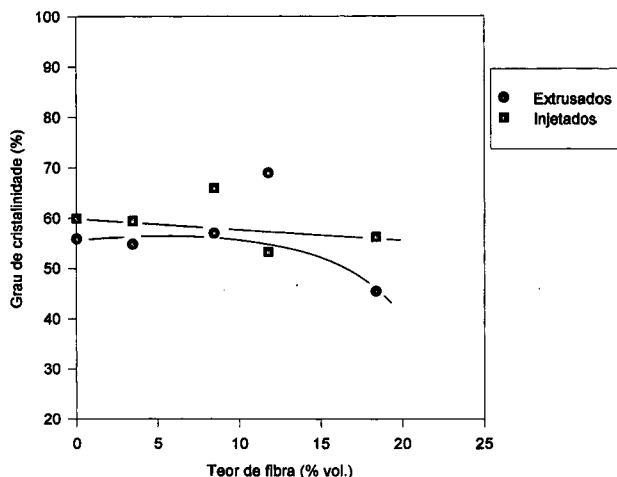


Figura 4 - Grau de cristalinidade do polipropileno e seus compósitos com fibra de vidro em função do teor de fibra

Resistência à flexão

Os valores da resistência à flexão dos materiais moldados em função do tipo de fibra estão mostrados na Figura 5.

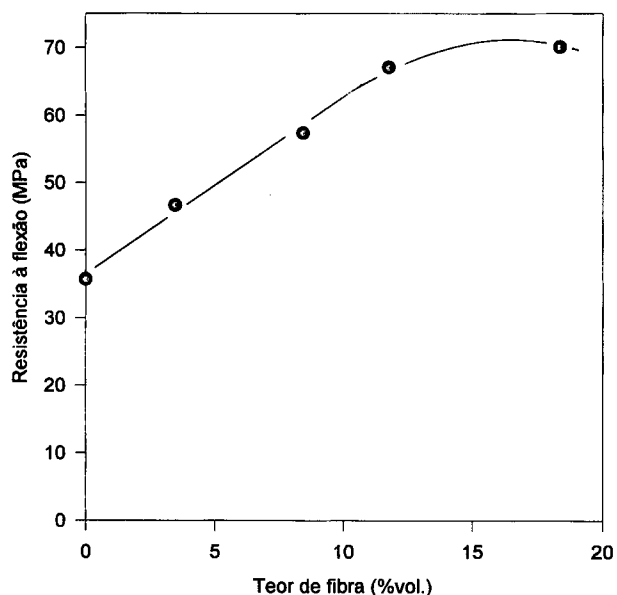


Figura 5 - Resistência à flexão do polipropileno e de seus compósitos em função do teor de fibra de vidro.

Pode ser observado que até um valor de 12%, em volume de fibra, o comportamento é linear, sendo que a resistência à flexão se mantém a partir desse ponto. O valor da resistência à flexão é maior do que a resistência à tração, pois o cálculo da resistência à flexão é baseado no comportamento linear do material, e a curva tensão-deformação, em flexão apresenta não-linearidade. Geralmente, a resistência à flexão de um material é cerca de 20 a 50% maior do que a resistência à tração.

Módulo de elasticidade

Os valores dos módulos de elasticidade dos compósitos, em função da percentagem de fibra, calculados através dos modelos teóricos, estão mostrados nas Figuras 6 e 7, para comprimentos de fibra de 0,1 e 4,5 mm, respectivamente.

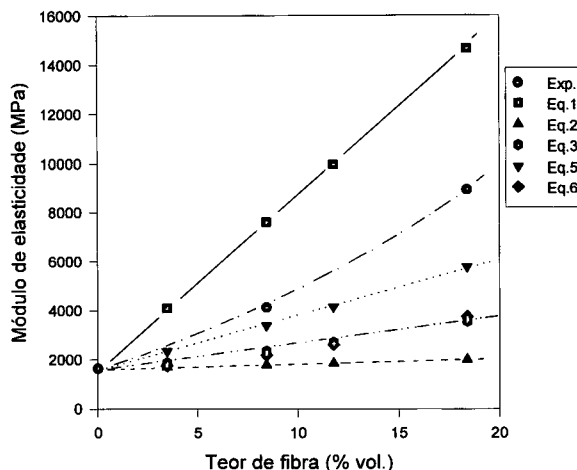


Figura 6 - Módulo de elasticidade dos compósitos de polipropileno/fibra de vidro em função do teor de fibra, para comprimento de fibra de 0,1 mm, onde as equações 1 e 2 correspondem aos limites superior e inferior, respectivamente, do modelo da regra das misturas, a Eq. 5 corresponde ao modelo de Rayleigh-Maxwell, a Eq. 3 ao de Cox, e a Eq. 6 ao de Berthelot.

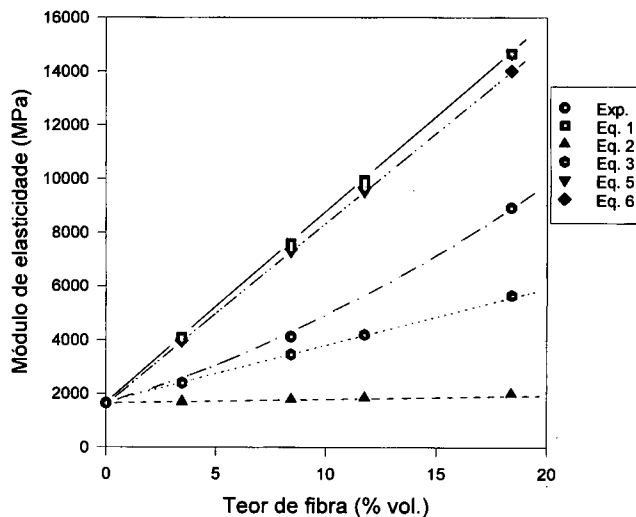


Figura 7 - Módulo de elasticidade dos compósitos de polipropileno/fibra de vidro, em função do teor de fibra, para comprimento de fibra de 4,5 mm, onde as equações 1 e 2 correspondem aos limites superior e inferior respectivamente, do modelo da regra das misturas, a Eq. 5 corresponde ao modelo de Rayleigh-Maxwell, a Eq. 3 ao de Cox, e a Eq. 6 ao de Berthelot.

Pode-se observar que todos os valores de módulo de elasticidade permaneceram dentro dos limites superior e inferior do modelo da regra das misturas, e que, para valores de l/d muito altos, conforme mostra a Figura 6,

os modelos de Rayleigh-Maxwell e Berthelot dão valores para o módulo que se aproximam da regra das misturas, sendo que para baixas razões l/d , não prevêm adequadamente o comportamento do material (Figura 7).

A previsão que mais se aproximou do valor experimental foi a de Rayleigh-Maxwell, para o compósito de 8 % de fibra, em volume (Figura 7); o modelo de Cox neste caso não apresentou bons resultados para o compósito estudado, provavelmente porque Cox não considera a transferência de tensões nas extremidades da fibra [30]. A adesão interfacial não afetou significativamente a rigidez do material, pois esta é uma propriedade relacionada com baixas deformações, e dificilmente há deslizamento da matriz em relação à fibra neste caso [31]. As equações de Rayleigh-Maxwell estão associadas a um compósito contendo fibras com relação l/d iguais [26], mas como em um compósito real existe uma variação de comprimento de fibra, os resultados dos valores experimentais do módulo de elasticidade foram maiores que os teóricos.

Resistência a Tração

Os valores de resistência a tração, em função do teor de fibra, em volume, segundo a regra das misturas, os modelos de Cox, Kelly-Tyson e Riley, estão apresentados nas Figuras 8 e 9, para comprimentos de fibra de 0,1 e 4,5 mm, respectivamente.

Pode-se observar que, segundo o comprimento crítico de fibra calculado, os modelos de Kelly e Cox se aproximaram mais dos valores experimentais (Figura 8), e o fato do modelo de Kelly, utilizando-se um valor de

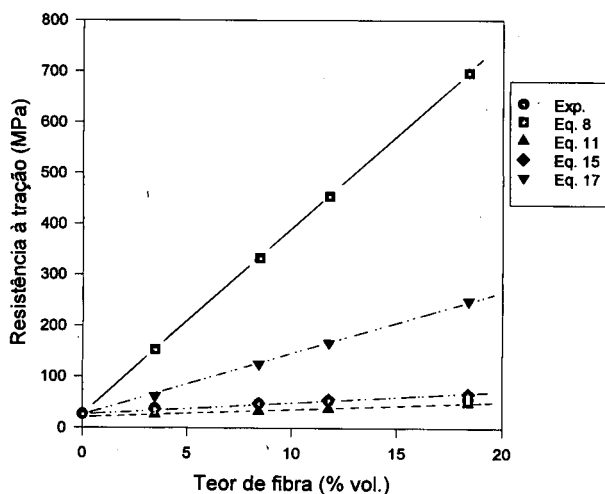


Figura 8 - Resistência à tração dos compósitos, em função do teor de fibra, para comprimento de fibra de 0,1 mm, onde a Eq. 8 corresponde ao modelo da regra das misturas, a Eq. 11 corresponde ao modelo de Cox, a Eq. 15 ao de Kelly-Tyson, e a Eq. 17 ao de Riley.

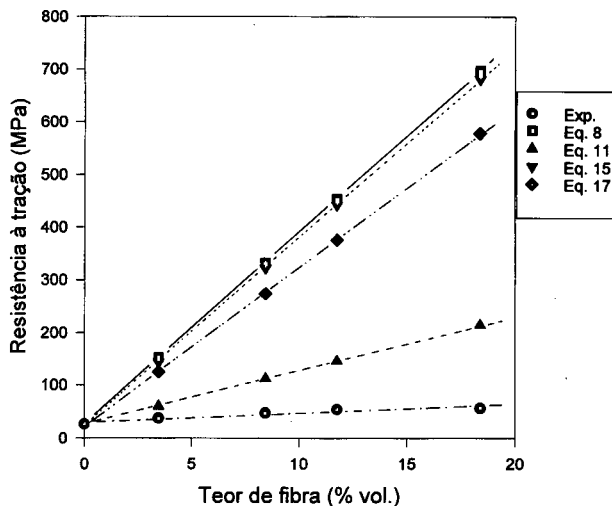


Figura 9 - Resistência à tração dos compósitos, em função do teor de fibra, para comprimento de fibra de 4,5 mm, onde a Eq. 8 corresponde ao modelo da regra das misturas, a Eq. 11 corresponde ao modelo de Cox, a Eq. 15 ao de Kelly-Tyson, e a Eq. 17 ao de Riley.

comprimento de fibra de 0,1 mm (eq. 15), se adequar melhor aos valores experimentais confirma mais uma vez que os comprimentos finais médios de fibra se aproximaram daquele valor. Os valores de resistência à tração, calculados pelos modelos, para comprimento de fibra de 4,5 mm foram maiores do que para comprimento de 0,1 mm, mostrando um maior efeito de reforço, para aquele caso.

O valor máximo da deformação aplicada na fibra é a deformação aplicada ϵ ; portanto, o valor máximo da tensão na fibra é ϵE_f . Através da relação abaixo calcula-se, então, o valor da resistência ao cisalhamento interfacial do compósito, τ .

$$l_c = \epsilon E_f r / \tau, \quad \tau = 31,7 \text{ MPa} \quad (19)$$

Na verdade, este valor é uma aproximação, pois a interface não é uniforme para todas as fibras e τ pode ter valores diferentes, em pontos diferentes ao longo do comprimento da fibra [35].

CONCLUSÕES

Os ensaios mecânicos de tração mostraram que o valor do módulo de elasticidade que mais se aproximou dos resultados experimentais, para baixas concentrações de fibra, e para um comprimento menor de fibra, foi o correspondente ao modelo de Rayleigh-Maxwell, sendo que os modelos de cálculo da resistência à tração que mais se adequaram aos valores experimentais foram os de Cox e Kelly. Os resultados obtidos mostraram também que a diferença dos valores de grau de cristalinidade dos materiais extrudados e injetados, embora não sendo marcante sofreram influência do teor de fibra nos compósitos considerados.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à PPH, à Fiberglass Fibras, ao Cenpes /Petrobrás, à CAPES e CEPG.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] DEANIN, R. D. - J. Macromol. Sci.-Chem., A 15, 6, 1201-1209 (1981).
- [2] HUSSEIN, R.; MORSI, M. - Polym.-Plast. Technol. Eng., 28 (1), 55-71 (1989).
- [3] MANO, E. B. - "Polímeros como materiais de engenharia", Edgar Blucher Ltda., São Paulo (1991).
- [4] FREIRE, E. - "Caracterização e análise estrutural de polipropileno reforçado com fibra de vidro através do método de elementos finitos", Tese de Mestrado, IMA/UFRJ, Rio de Janeiro (1992).
- [5] MIJOVIC, J. - Polym. News, 14, 177-186 (1989).
- [6] WORTHY, W. - Chem. & Eng. News, 7-13 (1987).
- [7] REEVES, J. H. - Polym. Age, 231, 232/234 (1975).
- [8] NASCIMENTO, R. S. - "The potential of brazilian oil shale as a filler for thermoplastics", Cranfield Institute of Technology, School of Industrial Sciences, England, 457 p. (Ph.D. Thesis) (1987).
- [9] LAVENGOOD, R. E.; SILVER, F. M. - "Interpretating supplier data sheets", em Engineered Materials Handbook, Engineering Plastics, vol. 2, ASM Int'l., Metals Park, 638-645 (1988).
- [10] ENGLISH, L. K. - Mater. Eng., 105, 53-57 (1988).
- [11] CASTELLANOS, O. L. - Rev. Plast. Mod., 53, 130-134 (1987).
- [12] FELDMAN, D. - Prog. Polym. Sci., 15, 603-628 (1990).
- [13] ROSATO, D. V. - "An overview of composites", em Lubin, G., "Handbook of composites", cap. 1, Van Nostrand Reinhold Co., New York, 1-14 (1982).
- [14] BADER, M. G. - "Reinforced thermoplastics", em Kelly, A.; Mileiko, S. T. "Handbook of composites", cap. 4, Elsevier Science Publishers, London, 177-219 (1983).
- [15] ASMUS, K. D. - Rev. Plast. Mod., 42, 314-323 (1985).
- [16] ROBINSON, J. D. - Kunst. Germ. Plast., 66, 1-3 (1990).
- [17] SAUER, J. A.; PAE, K. D. - "Mechanical properties of high polymers", em Introduction to Polym. Sci. Technol., SPE Textbook, Kauffman, H. S.; Falcetta, J. J., eds., cap. 7, John Wiley & Sons, 301-424 (1977).
- [18] STEPHENSON, R. C. - Plast. Rubb. Mat. Appln., 4, 45-51 (1979).
- [19] RAYSON, H. W.; McGRATH, G. C.; COLLYER, A. A. - "Fibre, whiskers and flakes for composite applications", em Clegg, D. W.; Collyer, A. A., eds; "Mechanical Properties of Reinforced Thermoplastics", Elsevier Applied Science Publishers, London, cap. 2, 29-64 (1986).
- [20] GHESQUIERE, A.; BAUWENS, J. C. - J. Appl. Polym. Sci., 20, 891-901 (1976).
- [21] FOLKES, M. J. - "Short fibre reinforced thermoplastics", Research Studies Press, New York, (1985).
- [22] DARLINGTON, M. W.; MCGINLEY, P. L.; SMITH, G. R. - Plast. Rubb. Mat. Appl., 51-58 (1977).
- [23] HULL, D. - "An introduction to composite materials", Cambridge University Press, New York, (1988).
- [24] CHARRIER, J. M. SUDLOW, M. J. - Fib. Sci. and Technol., 6, 249-266 (1973).
- [25] DOSHI, S. R. CHARRIER, J. M. - Polym. Compos., 10, 28-38 (1989).
- [26] BERTHELOT, J. M. - Fib.Sci. Technol., 17, 25-39 (1982).
- [27] VINSON, J.R; CHOU, T. - "Composite materials and their use in structures", Applied Sci. Publishers Ltd., London, (1975).
- [28] Mc NALLY, D.; FREED, W. T. ; SHANER, J. R.; SELL, J. W. - Polym. Eng. Sci., 18, 396-403 (1978).
- [29] HSUEH, C. - Mater. Sci. and Eng., 48, 1-11 (1990).
- [30] PISANOVA, E. V.; ZAHNDAROV, S. F.; DOVGYALO, V. A. - Polym. Comp., 15, 147-155 (1994).
- [31] DRZAL, L. T. - Mater. Sci. Eng., 48, 289-293 (1990).
- [32] FUKUDA, H.; CHOU, T. - J. Mater. Sci., 16, 1008-1096 (1981).
- [33] LAUKE, B. SCHULTRICH, B.; POMPE, W. - Polym.-Plast. Technol. Eng., 29, 607-806 (1990).
- [34] PETERSON, R. E. - "Stress concentration factors", John Wiley, New York, (1974).
- [35] MANRICH, S. - Plást. Mod. , 30-34 (1984).
- [36] MONETTE, L., ANDERSON, M. P.; GREST, G. S. - Polym. Comp.,14, 101-115 (1993).