

INFLUÊNCIA DA PÓS-CURA NA TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO VÍTREA EM COMPÓSITOS DE FIBRA DE CARBONO E DE POLIARAMIDA COM MATRIZ DE POLÍMERO TERMOFIXO

N. M. SILVA[#]; L. F. C. P. LIMA^{*}; R. N. FARIA^{*}; J. L. ROSSI^{*}

[#]CTMSP, Estrada Sorocaba - Iperó km 12,5 – ARAMAR - 18560-000, Iperó/SP
nelsonmarqsilva@uol.com.br

^{*}IPEN/CNEN-SP, Av. Lineu Prestes, 2242 – Cid. Universit., 05508-000, São Paulo

RESUMO

Compósitos de matriz polimérica reforçados com fibra de carbono têm sido cada vez mais usados na indústria nuclear, aeronáutica, automobilística e de equipamentos de entretenimento. Isto se deve à sua performance superior em relação aos materiais convencionais sob diversos aspectos, principalmente, no que concerne às relações resistência à ruptura / massa específica e módulo de elasticidade / massa específica (de 3 a 4 vezes a de um aço de média resistência). Neste trabalho, utilizou-se a análise mecanodinâmica, DMA (Dynamic Mechanical Analysis), que permite obter propriedades como módulos de elasticidade e parâmetros, como temperatura de transição vítrea. Foi avaliada a influência da pós-cura nos valores da temperatura de transição vítrea de compósitos unidirecionais de fibra de carbono ou poliaramida com matriz polimérica termofixa. Os resultados indicam que a pós-cura com resfriamento intermediário desloca a curva da tangente delta para a direita com conseqüente aumento da temperatura de transição vítrea.

Palavras-chave: compósitos, DMA, transição vítrea, epóxi, fibra de carbono.

INTRODUÇÃO

A busca de materiais compósitos se dá pela necessidade de utilização de materiais com propriedades especiais, não encontradas em um único material, mas que podem ser obtidas pela combinação de diversos materiais com propriedades singulares. Porém, por serem combinações de diferentes materiais, os compósitos podem possuir anisotropia em suas propriedades. Propriedades comumente almejadas são alta resistência / massa específica (resistência específica) e alto módulo / massa específica (módulo específico) ^[1]. A técnica de DMA permite avaliar o módulo complexo e seus componentes (armazenamento e perda), bem como a região de transição vítrea. A análise mecanodinâmica, DMA, é uma das quatro técnicas de análise térmica para obtenção de propriedades térmicas e mecânicas de materiais isotrópicos e compósitos.

O equipamento utilizado para os ensaios ^[2], consiste de um oscilador instrumentado, que se move em relação ao porta-amostra e usa um motor de passo para determinar a posição da amostra. Na amostra pode ser aplicada uma força estática e uma força dinâmica. A força estática impede o deslocamento livre da amostra quando da aplicação da força dinâmica, que realmente será utilizada para medir as propriedades viscoelásticas. Junto com o oscilador existe um sensor para medir a força e o ângulo de fase da força, em relação ao deslocamento. Existe também um sensor para medir o deslocamento, que permite obter características como a tangente delta ($\tan \delta$). Na Fig. 1 estão apresentados os principais componentes do analisador e na Fig. 2 o tipo de porta-amostra utilizado neste trabalho.

Segundo a norma ASTM D4065 ^[3], a medida de espessura deve ter acuracidade melhor que 1%. As deformações (para o caso da flexão em três pontos, são dadas pela equação $\varepsilon = 3ha/l^2$, na qual ε é a deformação, h a espessura, a a amplitude de deslocamento e l o comprimento em flexão) devem ser menores que 1% (em casos extremos, menores que 5%). A norma ASTM D4092 ^[4] define alguns termos normalmente usados pela técnica DMA e considera que a temperatura de transição vítrea (T_g) é aproximadamente o ponto médio da faixa de temperatura na qual ocorre esta transição. A norma ASTM E1640 ^[5], que trata da medição da T_g pela técnica DMA, indica como sendo T_g o ponto extrapolado do decaimento acentuado do módulo de armazenamento, com a variação da temperatura, marcado pela transição entre a região vítrea e de transição vítrea (*onset* do módulo de armazenamento), que não é, seguramente, o ponto médio da faixa de temperatura na qual ocorre a transição vítrea. Portanto, até numa mesma norma o assunto T_g é controverso e depende do interesse específico em questão. Quando se deseja saber onde é a região de transição vítrea, a T_g pelo ponto médio é interessante, porém quando se deseja conhecer o limite de utilização de um material na região vítrea, talvez seja mais interessante determinar a T_g no início da transição vítrea.

Menard ^[6] menciona a sensibilidade da técnica DMA para avaliar processos de cura e sua influência na curva de tangente delta para os diversos ciclos de cura. Ele mostra a influência da pós-cura na $\tan \delta$ que não pode ser observada por técnicas consagradas, como a DSC (*Differential Scanning Calorimetry*). Na Fig. 3 pode ser observada a influência da pós-cura, ou cura em 2 estágios, tanto na $\tan \delta$

como nos módulos de armazenamento, *onset* do módulo (indicado pela norma ASTM para medir a T_g), no pico e no *onset* da $\tan \delta$ (onde se inicia a transição vítrea observada pela $\tan \delta$). Segundo Menard, a cura de polímeros termofixos em 2 ou mais estágios foi desenvolvida para obter máxima resistência em laminados para a indústria aeroespacial. No caso de laminados espessos ainda se recorre à cura em múltiplos estágios para evitar vazios e porosidade.

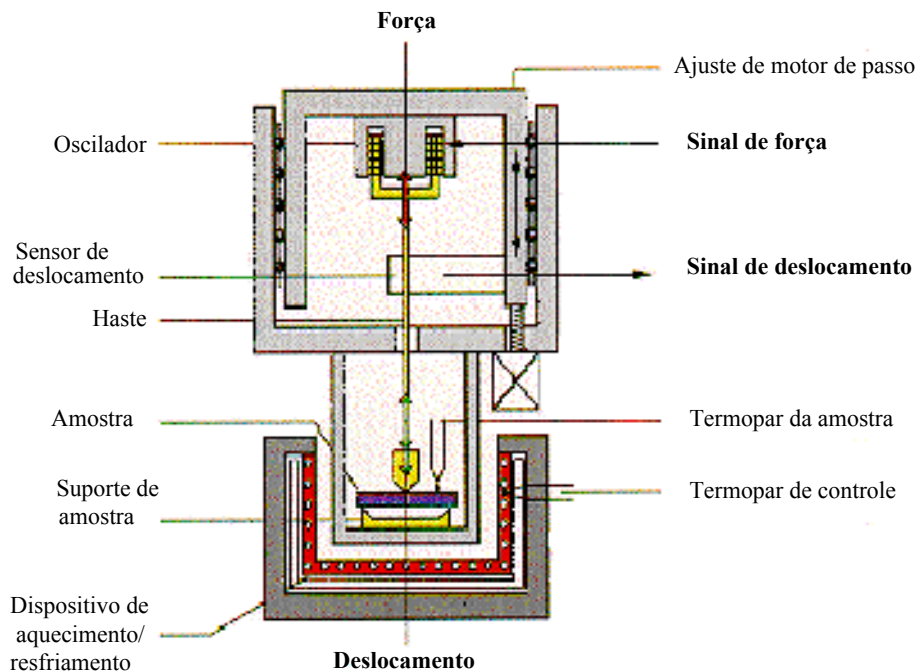


Figura 1. Nomenclatura dos principais componentes do analisador DMA –Netzsch ^[2].

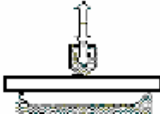
porta amostra	cálculo do módulo complexo	faixa de aplicação do módulo complexo	nota
flexão em três pontos 	$E^* = \left(\frac{l^3}{4bh^3} \right) \cdot \frac{F}{a}$ <i>b = largura e F = força</i>	amostras rígidas, i.e., plásticos reforçados com fibra > 10 ⁵ ... 10 ¹ MPa	é necessário usar força estática na amostra

Figura 2. Porta-amostras e sua respectiva equação para determinação do módulo complexo e faixa de aplicações ^[2].

Portanto, este trabalho teve por objetivo avaliar a influência do ciclo de cura na região de transição vítrea e, em especial, na da temperatura de transição vítrea (T_g), de compósitos unidirecionais.

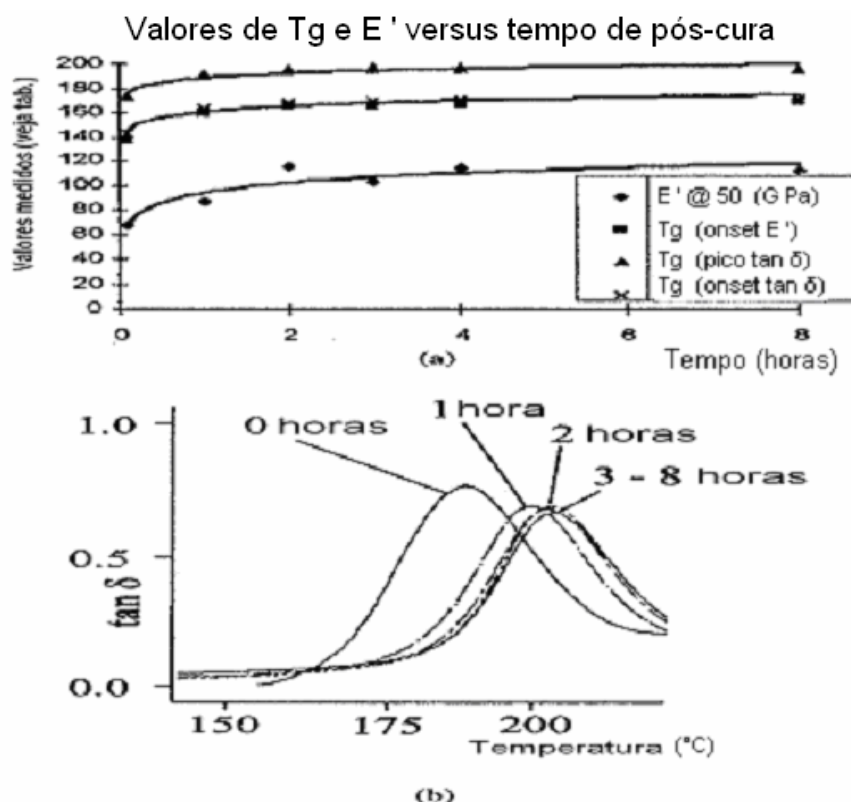


Figura 3. Módulo de armazenamento (E') e temperatura de transição vítrea (T_g) em função do tempo de pós-cura. (a) dados coletados pelo DMA de um polímero termofixo encapsulado, nos quais foram plotados os valores medidos e listados na legenda versus tempo de pós cura. A T_g foi considerada como a temperatura correspondente ao máximo da curva tangente delta (pico $\tan \delta$), e como do desvio da curva de E' (*onset* E') e da $\tan \delta$ (*onset* $\tan \delta$). O módulo de armazenamento foi medido a 50 °C e indicado em GPa. (b) $\tan \delta$ em função da temperatura para vários tempos de pós-cura. As variações das T_g demonstradas pelos deslocamentos dos picos, são indetectáveis por DSC, segundo Menard ^[6].

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, foram avaliados materiais compósitos com matriz polimérica de epóxi reforçada com fibras longas de carbono ou de poliaramida. Obtiveram-se laminados unidirecionais com fração volumétrica de fibra semelhante, porém, submetidos a diferentes processos de cura. Foram fabricados pelo processo de bobinagem de filamentos (*filament winding*) 4 corpos-de-prova (CP) unidirecionais. Na Tab. 1 estão apresentadas as denominações e as variáveis de cada processo para cada compósito produzido.

Na obtenção do compósito para a pesquisa foi usada como matriz uma resina epóxi comercial bicomponente: resina DER331 (diglicidil eter de bisfenol A – DGEBA) da empresa Dow Química ^[7], endurecedor HY905 (anidrido de ácido orgânico), e um catalisador da reação, acelerador DY062 (benzil dimetil amina) ambos da empresa Cyba Geigy. As proporções em massa de resina / endurecedor /

acelerador são respectivamente 100/100/0,5.

Tabela 1. Especificação dos materiais compósitos com matriz polimérica produzidos.

MATERIAL	CICLO DE CURA	DENOMINAÇÃO
Fibra carbono / resina epóxi EPCF	Abreviado (60 a 130 °C, por 11 horas)	EPCF3
Fibra carbono / resina epóxi EPCF	Com pós-cura (60 a 150 °C, por 13 horas)	EPCF4
Fibra carbono / resina epóxi EPCF	Com pós-cura (60 a 150 °C, por 16 horas e resfriamento intermediário)	EPCF9
Fibra poliaramida / resina epóxi EPK	Com pós-cura (60 a 150 °C, por 16 horas e resfriamento intermediário)	EPK1

No reforço usou-se fibra de carbono e de poliaramida comercial: T300 6K da empresa Thornel [8] e Kevlar 49 - 768 filamentos [9]. Nas Tab. 2 e 3 estão apresentadas as principais características, fornecidas pelos fabricantes, de cada fibra e da resina, respectivamente.

Tabela 2. Propriedades das fibras de carbono usadas na obtenção do compósito.

PROPRIEDADES DAS FIBRAS	T300 6K*	KEVLAR 49 - 768*
Tensão de ruptura (GPa)	3,65	3,6
Módulo de elasticidade (GPa)	231	112,4
Massa específica (g/cm ³)	1,76	1,44
Diâmetro do filamento (µm)	7	12
Número de filamentos	6000	768
Alongamento até a ruptura (%)	1,4	2,4
Recuperação elástica (%)	100	---
Área da superfície (m ² /g)	0,45	---

--- Não disponível. * O fabricante da fibra de carbono informou que as coberturas ou *sizing* são compatíveis com a resina líquida utilizada. O fabricante da fibra de poliaramida informou que a fibra não possui qualquer cobertura.

Tabela 3. Propriedades do polímero termofixo usado na obtenção do material compósito.

PROPRIEDADES DA MATRIZ	RESINA BICOMPONENTE
Tensão de ruptura à tração	40 a 50 MPa
Tensão de ruptura à compressão	140 a 160 MPa
Massa específica	1,22 a 1,24 g/cm ³
Módulo de elasticidade	4,3 a 4,6 GPa
Temperatura de decomposição	330 a 350 °C
Absorção de água em % de massa em barra de 60x10x4 mm ³ e 3 g	10 dias a 20 °C – 0,15 a 0,20 % 1 hora a 100 °C – 0,25 a 0,30 %
Coefficiente de dilatação térmica linear	60 x 10 ⁻⁶ mm/mm °C

Para a obtenção dos CPs foi projetado um mandril com perfil cilíndrico normal, apresentando trechos cilíndricos e 5 faces planas como pode ser visto na Fig. 3. Utilizou-se um anel externo e cinco placas planas de alumínio, do mesmo material do mandril, que foram posicionadas de modo a garantir a constância da espessura das camadas e, conseqüentemente, fazendo com que a fração volumétrica ficasse dentro de valores esperados. Além disso, o anel permitiu que o excesso de resina, porventura existente, pudesse sair pela lateral da placa. A Fig. 4 exemplifica o mandril montado com estas placas planas e o anel externo de contenção.



Figura 3. Mandril cilíndrico com cinco faces planas, fabricado para servir de molde na bobinagem unidirecional.



Figura 4. Mandril montado com placas planas e anel de contenção externo para garantir a compactação do composto nas regiões planas.

A bobinadeira utilizada possui 3 eixos comandados numericamente por computador (CNC): eixo Z; eixo C, que controla o ângulo de rotação do mandril e o eixo X. Na Fig. 5 tem-se uma visão geral da bobinadeira, usada neste trabalho. Após cada ciclo de cura a peça foi retirada do mandril obtendo-se um cilindro como o mostrado na Fig. 6.

Os três ciclos de cura utilizados estão mostrados na Fig. 7. Os ciclos de cura diferenciam-se basicamente pela introdução de uma pós-cura, que eleva o tempo total de estufa desse segundo ciclo a mais de 26 horas e num terceiro ciclo de cura, com pós-cura e resfriamento intermediário que aumenta o tempo total para 37 horas.

Para os ensaios foram preparados um total de 24 corpos-de-prova, 6 de cada cilindro (EPCF3, EPCF4, EPCF9, EPK1) sendo 3 com a fibra na direção longitudinal do CP e 3 na direção transversal.

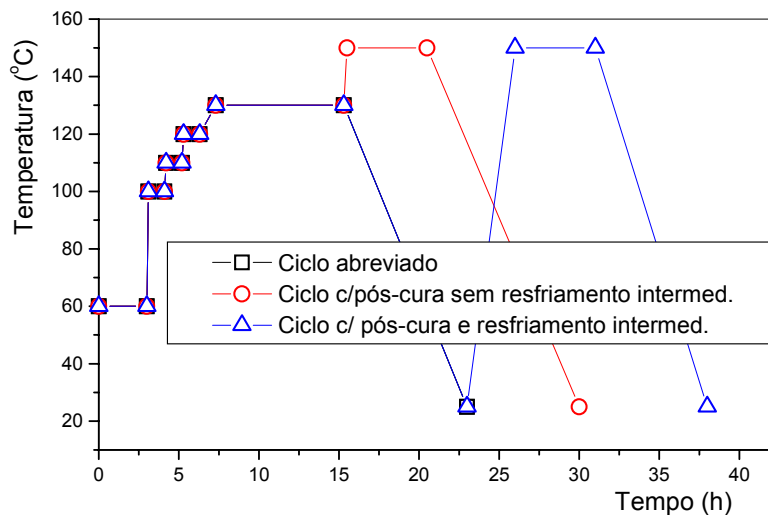


Figura 7. Ciclos de cura usados na obtenção dos materiais compósitos.

Procurou-se fixar os parâmetros de medida nos ensaios por DMA, de acordo com os valores recomendados pela norma ASTM, ou seja: frequência de 1 Hz; amplitude de deslocamento até 120 μm ; força estática de 1,5 vezes a força dinâmica; força dinâmica máxima para os CPs, com fibras longitudinais ao comprimento do CP, de 6 N e com fibras transversais ao comprimento, de 3 N; faixa de temperatura de 20 a 170 $^{\circ}\text{C}$; taxa de aquecimento de 2 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram ensaiadas 3 réplicas para cada configuração de CP. Foi utilizado o critério de Chauvenet ^[10] para verificar-se, considerando a distribuição normal, se

alguma das medidas deveria ser descartada ou se mais medidas deveriam ser realizadas para cada versão. As variações entre as medidas e suas respectivas médias sempre foram menores que 20%. Por este critério, para que os valores das medidas sejam considerados normais e não sejam descartados, podem variar até 38%. Como a temperatura de transição vítrea pode ser determinada utilizando diversos critérios, até mesmo numa mesma técnica como a DMA, na Tab. 4 estão apresentadas todas as temperaturas, do início de transição vítrea (*onset*), segundo o módulo de armazenamento, o de perda e a tangente delta; do máximo ou pico da transição, segundo o módulo de perda e a tangente delta (“pico”), e do término de transição (*endset*), segundo as mesmas propriedades usadas para o *onset*. Na Fig. 8 estão mostrados esquematicamente todos os pontos de transição mencionados acima.

Tabela 4. Temperaturas de transição vítrea (T_g) associadas a pontos de transição vítrea de 3 grandezas: módulos de armazenamento (E') e perda (E''), e tangente delta ($\tan \delta$).

TEMPERATURAS DE TRANSIÇÃO VÍTREA (°C)																
CP	E' - Mod armazen.				E'' - Módulo perda						tangente delta					
	Onset E'		Endset E'		Onset E''		Pico E''		Endset E''		Onset $\tan \delta$		Pico $\tan \delta$		Endset $\tan \delta$	
	med.	DP	med.	DP	med.	DP	med.	DP	med.	DP	med.	DP	med.	DP	med.	DP
epcf300	97,8	2,7	114,4	3,4	95,2	2,9	106,8	3,1	118,9	4,6	98,9	2,9	111,7	2,8	132,0	1,9
epcf390	97,7	0,5	112,7	0,7	94,2	0,9	104,8	0,5	119,6	0,5	95,6	1,0	107,6	0,5	124,7	1,0
epcf39*	106,4	2,5	118,6	2,1	103,3	2,4	112,5	2,4	124,3	2,3	104,8	2,6	114,8	2,4	128,2	2,4
epcf400	96,8	0,8	113,0	0,8	91,3	0,5	105,0	0,6	120,0	0,1	95,2	0,3	109,0	0,8	126,0	0,7
epcf490	97,7	2,0	114,1	7,0	93,8	4,6	105,1	4,3	120,8	6,7	94,8	3,7	107,0	4,8	124,3	7,6
epcf900	96,6	0,6	111,7	0,7	93,2	0,5	104,4	0,8	116,8	0,7	97,1	0,5	111,6	0,4	139,9	1,9
epcf990	103,9	1,3	118,4	1,2	100,2	1,3	111,0	1,3	124,3	1,2	102,0	1,2	113,6	1,3	129,2	1,3
epk100	80,6	1,9	101,0	3,9	77,5	2,2	90,7	2,5	107	3,9	82,7	1,8	99,4	3,6	123,0	3,3
epk190	85,9	2,7	101,0	2,1	82,1	2,5	93,3	2,3	107,3	2,2	84,2	2,7	97,1	2,3	112,7	2,2

* CPs foram pós-curados a 150 °C por 5 horas, após serem curados e retirados do mandril.

Analisando os dados mostrados na Tab. 4, para CPs com a fibra na direção longitudinal pode ser observado que, quando se considera a T_g , conforme aconselha a norma ASTM E1640-99, ou seja, a T_g como sendo a temperatura de *onset* do módulo de armazenamento, verifica-se que em alguns casos, como nos CPs unidirecionais EPCF990 (fibra de carbono, com pós-cura e resfriamento intermediário $103,9 \pm 1,3$ °C) e EPK190 (fibra de poliaramida, com o mesmo ciclo de cura anterior $85,9 \pm 2,7$ °C), os valores de T_g não são iguais, estatisticamente. O mesmo fato pode ser observado para os CPs com a fibra na direção transversal (EPCF900 $96,6 \pm 0,6$ °C e EPK100 $80,6 \pm 1,9$ °C). Nos outros casos nos quais ocorrem diferenças, estas são explicadas por tratamentos térmicos adicionais,

principalmente nos CPs longitudinais. Outro detalhe a observar é que os CPs com pós-cura e resfriamento intermediário (EPCF9, EPC391) tiveram um sensível aumento da T_g , quando comparados com os demais, em qualquer dos pontos indicados da transição. Isto evidencia que a pós-cura com resfriamento aumentou os valores das propriedades dos compósitos estudados. Apesar de a T_g ser um parâmetro dominado pela matriz (epóxi), foram obtidos valores de T_g diferentes para a mesma matriz, com diferentes fibras, como nos CPs EPCF9 e EPK1.

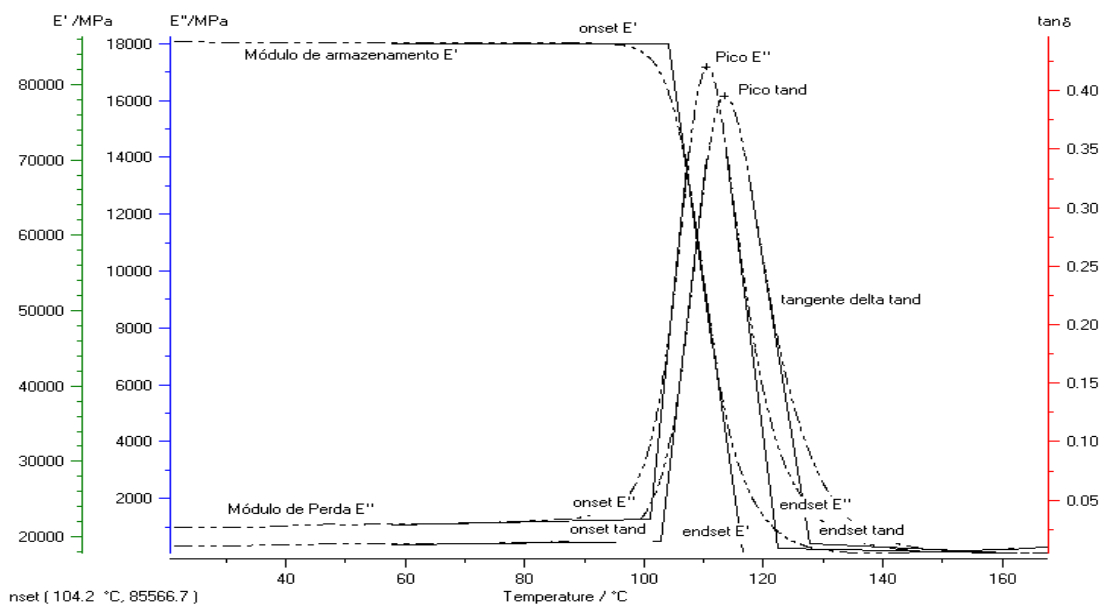


Figura 8. Indicação esquemática dos pontos de início (*onset*), pico e término (*endset*) da transição vítrea, para as propriedades de módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e tangente delta ($\tan \delta$). Estes pontos são utilizados para se determinar a temperatura de transição vítrea (T_g).

A verificação da igualdade estatística dos valores de temperatura foi feita supondo que as distribuições são normais. Para isto fez-se o teste de hipótese para as variâncias das populações (var) para cada propriedade de cada CP, seguido do teste de hipótese das médias das amostras para os mesmos CPs, sempre considerando que foram realizados ensaios em três réplicas para cada CP. Para tanto, foi adotado nível de confiança de 95% e feitas às comparações julgadas mais relevantes que estão apresentadas na Tab. 5.

Analisando-se a Tab. 5, pode-se concluir que, pelos valores do módulo de armazenamento, os tratamentos dos CPs EPCF390 e EPCF391 deram resultados de *onset* diferentes, ou seja, as diferenças entre as médias das amostras se reproduzem para as médias das populações dos dois CPs. Outro fato a ser observado é a comparação do EPCF900 e EPCF990, pois, mesmo sendo a

transição vítrea uma propriedade dominada pela matriz, obtiveram-se valores de Tg, pelo *onset* do módulo de armazenamento, diferentes estatisticamente. Neste caso, a diferença entre os CPs está apenas na direção da fibra, e portanto, na forma como a fibra está sendo solicitada durante o ensaio e isso deixou a Tg, por este critério, diferente 6% no *onset*. Analisando as outras duas transições (Pico E" e Pico tan δ) com os mesmos CPs, observa-se que, na comparação usando o pico de tan δ, não se pode dizer que as médias sejam diferentes, ou seja, houve uma relaxação tal que já não faz mais diferença a direção em que está a fibra.

Outro fato interessante é que, quando se compara CPs EPCF4 (com pós-cura sem resfriamento intermediário) e EPCF9 (com resfriamento intermediário), pelo *onset* do módulo de armazenamento, nota-se que houve um acréscimo do valor da temperatura, estatisticamente. Portanto, pode-se concluir que, efetuar a pós-cura sem resfriamento não tem o mesmo resultado que com resfriamento.

Tabela 5. Testes de hipótese para as temperaturas na zona de transição vítrea, das variâncias e das médias das amostras, considerando que as distribuições são normais e foram ensaiadas 3 réplicas para cada CP, para os casos considerados relevantes (nos quais os valores médios encontrados não podem ser considerados iguais estatisticamente).

Comparação (A) = (B)	n(A)= 3		n(B)= 3		hipótese: Ho: var(A) = var(B)			hipótese: Ho: u(A) = u(B)					
	Med.(A)	S(A)	Med.(B)	S(B)	Fo	F0.975,2,2	Fo	F0.025,2,2	Ho?	Sp ²	to	t	to > t.025,4
onset E' (EPCF390) X (EPCF391)	97,7	0,5	106,4	2,5	0,0256	0,04	39	sim	3,3	-5,91	2,776	u(A) ≠ u(B)	
onset E' (EPK190) X (EPCF990)	85,9	2,7	103,9	1,3	0,0256	4,31	39	sim	4,5	-10,4	2,776	u(A) ≠ u(B)	
onset E' (EPCF900)X(EPCF990)	96,6	0,6	103,9	1,3	0,0256	0,21	39	sim	1	-8,83	2,776	u(A) ≠ u(B)	
Pico E" (EPCF900) X (EPCF990)	104,4	0,8	111,0	1,3	0,0256	0,37	39	sim	1,2	-7,49	2,776	u(A) ≠ u(B)	
Pico tan δ (EPCF900) X (EPCF990)	111,6	0,4	113,6	1,3	0,0256	0,094	39	sim	0,9	-2,55	2,776	u(A) = u(B)	
Onset E' (EPCF490) X (EPCF990)	97,7	2,0	113,6	1,3	0,0256	4,1	39	sim	3,6	-2,1	2,776	u(A) ≠ u(B)	

Critério de rejeição para teste de variância da hipótese de variâncias das populações iguais e desconhecidas Ho: $F_o < F(1-\alpha/2, n(A)-1, n(B)-1)$ e $F_o > F(\alpha/2, n(A)-1, n(B)-1)$ e sabendo que $F(1-\alpha/2, 2, 2) = 1/F(\alpha/2, 2, 2)$

$F_o = S(A)^2/S(B)^2$; Nível de confiança adotado: 95% → $\alpha = 0,05$

Critério de rejeição para teste das médias das amostras, com variâncias desconhecidas mas iguais, da hipótese (Ho) de que as médias das populações sejam iguais:

$$|t_o| > t(\alpha/2, n(A)+n(B)-2); Sp^2 = ((n(A)-1)S(A)^2 + (n(B)-1)S(B)^2) / (n(A)+n(B)-2)$$

$$v = (S(A)^2 / n(A) + S(B)^2 / n(B)) / (((S(A)^2/n(A))^2 / (n(A)-1)) + (S(B)^2/n(B))^2 / (n(B)-1))$$

$$t_o = (u(A)-u(B)) / (Sp(1/n(A)+1/n(B))^{1/2}); t(\alpha/2, n(A) + n(B) - 2)$$

Por vezes, não se consegue verificar diferenças nos valores da temperatura do pico de tan δ ou do módulo de perda, como já foi dito, porém existem casos como o mostrado na Fig. 9, nos quais a determinação da Tg por meio do *onset* do módulo de armazenamento traz dúvidas quanto ao seu valor. Efeitos como estes podem aparecer durante a medida devido a tensões residuais ou a cura incompleta do

compósito, conforme relatado por Menard [6]. Portanto, para uma completa caracterização dos limites das zonas vítreas e de transição vítrea, o ideal é conhecer e comparar todos os pontos de descontinuidade ou, ao menos, os pontos de *onset* e pico do módulo de armazenamento e de $\tan \delta$, para as aplicações estruturais, principalmente quando se pretende aplicar o compósito na região vítrea ou predominantemente elástica.

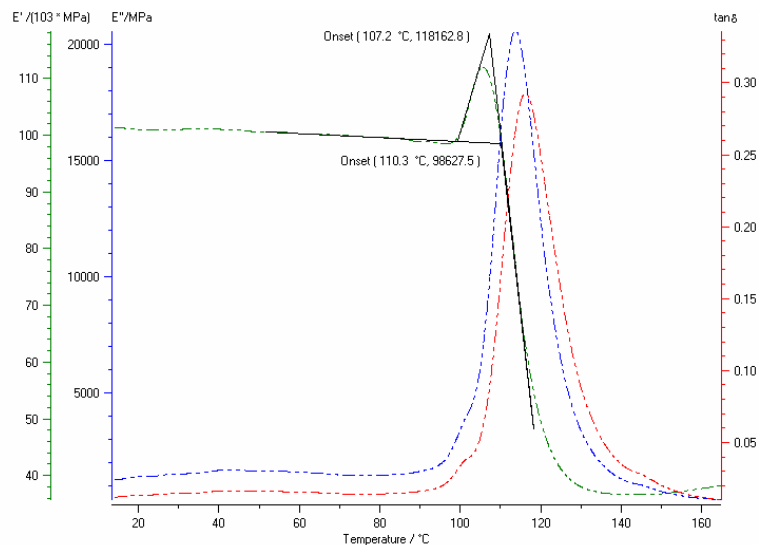


Figura 9. Exemplo de medida de Tg, por meio do *onset* do módulo de armazenamento, no qual o *onset* pode ter diversos valores, dada a anomalia na região vítrea próxima do início da transição vítrea. Esta anomalia pode ser devido a tensões residuais ou cura incompleta do compósito. Os picos de tangente delta ou módulo de perda não deixam dúvidas quanto a sua determinação.

CONCLUSÕES

Apesar de a Tg ser um parâmetro do compósito dominado pela matriz, quando medida pela técnica DMA, observa-se influência do tipo da fibra, já que dois compósitos com os mesmos processos de fabricação, matriz e ciclo de cura, diferenciando-se apenas pela fibra, apresentaram diferentes valores de Tg. O mesmo pode ser dito quanto à direção da fibra.

O resfriamento intermediário influencia a Tg, aumentando seu valor. Portanto, cabe ao projetista verificar se o aumento do valor da Tg e, possivelmente, o aumento dos valores de outras propriedades, como o módulo, justificam um ciclo de cura com pós-cura e resfriamento intermediário com maior custo.

REFERÊNCIAS

- [1] REINHART, T. J.; CLEMENTS, L. L. Introduction to Composites. In: REINHART, T. J. Ed., *Engineered Materials Handbook – Composites*, Vol. 1, Ohio, ASM International, 1990. p. 27-36.
- [2] NETZSCH – *Dynamic Mechanical Analyser – DMA 242 – Instruction Manual*, 1998.
- [3] AMERICAN SOCIETY TESTING MATERIALS. Standard Practice for Determining and Reporting Mechanical Properties of Plastics. 1995. (ASTM – D4065 - 95).
- [4] AMERICAN SOCIETY TESTING MATERIALS. Standard Terminology Relating to Dynamic Mechanical Measurements on Plastics. 1996. (ASTM – D4092 - 96).
- [5] AMERICAN SOCIETY TESTING MATERIALS. Standard Test Method for Assignment of the Glass Transition Temperature by Dynamic Mechanical Analysis. 1999. (ASTM – E1640 -99).
- [6] MENARD, K. P. *Dynamic Mechanical Analysis – A Practical Introduction*, Boca Raton, CRC Press, 1999. p. 91-150.
- [7] DOW PLASTICS – *Dow Liquid Epoxy Resins*. www.dow.com acessado em 13/07/2002.
- [8] Thornel Carbon Fibres. www.bpamococarbonfibres.com/T-300.htm acessado em 30/09/2002.
- [9] DUPONT do Brasil - *Technical Guide Kevlar-Aramid Fiber*.
- [10] VUOLO, J. H. *Fundamentos da Teoria de Erros*, São Paulo, Editora Edgard Blücher Ltda., 1992: 213-214.

INFLUENCE OF THE POST-CURE IN THE GLASS TRANSITION TEMPERATURE IN CARBON AND POLYARAMID FIBER COMPOSITES WITH POLYMER MATRIX

ABSTRACT

Carbon fibre polymer matrix composites have been more often used in the nuclear, aeronautical, automobile industry and entertaining equipment. This is due to its superior performance in relation to conventional materials under diverse aspects, mainly, when it is concerned the relations of the rupture stress / specific mass and modulus of elasticity / specific mass (of 3 up to 4 times of a mild steel). In this work, It is used the DMA technique (Dynamic Mechanical Analysis). It allows properties evaluation, such as modulus of elasticity and glass transition temperature. The influence of the post-cure on the values of glass transition temperature of polymer matrix unidirectional composites was evaluated. The results indicate that the post-cure with intermediate cooling increases the values of the glass transition temperature, dislocating all the curve of tangent delta to the right, and increasing the glass transition temperature.

Keywords: composite material, DMA, glass transition, epoxy, carbon fibres.