

Influência da Temperatura no Desempenho Mecânico de Compósitos Pei/Fibras de Vidro

Gustavo H. Oliveira, Valdir A. Guimarães, Edson C. Botelho
Departamento de Materiais e Tecnologia, UNESP

Resumo: Os compósitos poliméricos vêm ganhando grande destaque devido aos avanços tecnológicos conquistados pelas indústrias, principalmente a aeroespacial. Estes avanços têm como uma de várias finalidades a obtenção de compósitos com baixa massa específica associada às elevadas resistência mecânica e rigidez. Comparando os compósitos termoplásticos aos termorrígidos, pode ser destacado como suas principais vantagens: processamento mais rápido pela ausência de um ciclo de cura; baixa absorção de umidade; excelente resistência química; maior temperatura de serviço; baixo custo de transporte e estocagem; maior resistência ao impacto; maior rigidez e a possibilidade de serem reciclados. Devido às grandes variações de temperatura que estes materiais estão sujeitos durante sua vida útil como artefatos de aplicação aeronáutica, é de extrema importância a realização de estudos do seu comportamento mecânico a elevadas temperaturas, uma vez que a estas temperaturas as propriedades do compósito podem ser modificadas. O presente trabalho visa avaliar o comportamento mecânico (tração, fadiga e cisalhamento interlaminar, tanto em temperatura ambiente como a 80 °C) de compósitos termoplásticos de matriz PEI (poli(éter-imida)) reforçados com fibras de vidro. Observou-se que os valores de resistências à tração, cisalhamento e fadiga do laminado PEI/fibras de vidro foram superiores aos encontrados para o laminado de epóxi/fibras de vidro. Entretanto, em todos os casos foram observadas quedas significativas nas propriedades mecânicas obtidas a 80 °C, em comparação com aquelas à temperatura ambiente.

Palavras-chave: PEI, compósitos termoplásticos, propriedades mecânicas.

Influence from the Temperature on the Mechanical Behavior of Pei/Glass Fiber Composites

Abstract: Polymeric composites have been used due to the technological progress in industries, mainly the aerospace. These advances are aimed at obtaining composites with low specific gravity associated with high mechanical properties and stiffness. The main advantages of thermoplastics over thermoset laminates include: fast processing due to the absence of a cure cycle, low moisture absorption, excellent chemical resistance; higher service temperature; low costs of transport and storage, higher impact resistance; higher stiffness and possibility of recycling. It is therefore important to investigate the mechanical properties at high temperatures since these materials are subjected to large temperature variations in aeronautical applications. This work is aimed at evaluating the mechanical properties (tensile, fatigue and interlaminar shear behavior) of PEI reinforced with glass fiber at 25 and 80 °C. The tensile, shear and fatigue stresses for PEI/glass fiber were found to be higher than in epoxy/glass fiber laminates. However, in all cases a significant deterioration in the mechanical properties was observed at 80 °C in comparison to those at room temperature.

Keywords: PEI, thermoplastics composites, mechanical properties.

Introdução

Devido às suas características e desempenho, os compósitos estruturais trouxeram uma importante contribuição em aplicações industriais e a cada ano vêm conquistando espaços antes ocupados pelos materiais metálicos. Suas aplicações podem variar desde os segmentos de defesa e aeroespacial, até segmentos tais como: esportivo, médico, eletro-eletrônico, automobilístico, construção naval, petroquímico, entre outros^[1-5].

A maioria dos compósitos estruturais utilizados atualmente são constituídos de matrizes termorrígidas

que apresentam problemas de tensões em virtude do processamento e da natureza frágil da resina. Estes compósitos apresentam ainda baixa resistência à erosão e, quando aquecidos, podem apresentar mudanças químicas e estruturais limitando a sua aplicação em algumas regiões de maior temperatura de serviço, não podendo ser reciclados devido à presença de ligações cruzadas. Entretanto, os polímeros termoplásticos reforçados com fibras contínuas vêm se mostrando importantes substitutos aos termorrígidos e, portanto, vêm conquistando uma grande versatilidade de aplicações na indústria aeroespacial, pois possuem algumas vantagens, tais como: maiores valores de rigidez e

resistência ao impacto, temperatura de serviço mais elevada, grande versatilidade de produção em série e diminuição do ciclo de produção com propriedades mecânicas similares ou superiores às obtidas para os compósitos termorrígidos^[6-9].

Desde 2005, a EMBRAER (Empresa Brasileira de Aeronáutica) vem avaliando a utilização de compósitos termoplásticos em suas novas aeronaves, como nervuras do estabilizador horizontal do Phenon 100 (aeronave executiva para quatro a seis tripulantes). Alguns outros exemplos podem ser citados, como a sua utilização na obtenção de componentes internos e nervuras de asas em aeronaves das empresas Airbus e Boeing, portas de trens de aterrissagem, painéis de pisos e superfícies móveis, como portas em aviões da Fokker, *radome* do Hércules, *flapes*, entre outras^[10,11]. Um dos fatores fundamentais para o avanço no desenvolvimento de peças em compósitos termoplásticos consiste no estabelecimento de processos de conformação com custos competitivos e adequados a esses materiais com elevadas temperaturas de processamento (de 300 a 400 °C) e mecanismos de deformação diferentes dos conhecidos para metais e compósitos termorrígidos^[12].

Para que os compósitos termoplásticos atendam aos requisitos de serviço exigidos no setor aeronáutico, além das elevadas propriedades mecânicas (tração, compressão, cisalhamento, etc.) é importante que seja avaliada a sua temperatura máxima de serviço, baseando-se no conhecimento prévio da temperatura de transição vítrea (T_g), que pode ser determinada por DMTA (análise térmica dinâmico-mecânica). Em geral, a temperatura de transição vítrea (T_g) encontra-se relacionada à região de transição vítrea para uma ampla variedade de polímeros termoplásticos e termorrígidos^[13-15].

Dentro deste conceito, as poli(éter-imidas) são boas candidatas como matriz impregnante de compósitos termoplásticos em função de seu custo, propriedades e facilidade de manuseio. O polímero PEI (poli(éter-imida)) é um termoplástico de alto rendimento e apresenta estrutura amorfa, sendo utilizado desde 1982. Sua estrutura química consiste em repetidas imidas aromáticas e unidades éter. Como principais vantagens para esta classe de materiais podem ser citadas: boas resistência e rigidez em elevadas temperaturas, alta resistência térmica, boas propriedades elétricas e ampla resistência química. Diferente de outros polímeros de engenharia, o PEI pode ser facilmente amolecido e conformado em alta escala^[16-18].

O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência da temperatura no desempenho mecânico de compósitos de fibras de vidro/PEI, utilizados em aplicações aeronáuticas. A partir destes resultados, foi possível avaliar a perda de propriedades tais como: resistências à tração, cisalhamento e fadiga, quando estes materiais são submetidos a temperaturas de até 80 °C.

Experimental

Materiais

Os laminados consolidados de PEI com tecido de fibras de vidro foram processados e fornecidos pela empresa holandesa Ten Cate Advanced Composites. Os laminados de PEI/fibras de vidro foram confeccionados com tecidos na configuração 8 HS (os entrelaçamentos são realizados a intervalos de sete cabos acima e um cabo abaixo) e espessura nominal de 1,92 mm.

Laminados de resina epóxi/fibras de vidro (sendo estes fabricados com resina epóxi de cura a 181 °C) foram produzidos na EMBRAER com o intuito de comparar os laminados termoplásticos com materiais que atualmente vem sendo utilizados na indústria aeronáutica nacional.

Microscopia óptica

Amostras de compósitos de PEI reforçadas com fibra de vidro foram embutidas com a utilização de uma resina acrílica com cura a temperatura ambiente e, em seguida, foram submetidas a um processo de lixamento, utilizando lixas com gramaturas de 220, 400, 600, 1000 e 1200 e polimento, utilizando pastas de alumina e diamante. Após o preparo metalográfico, estas amostras foram submetidas à avaliação por microscopia óptica. As análises microscópicas foram realizadas em um equipamento Nikon Ephot 200 com uma câmera fotográfica acoplada para captura das imagens modelo Zeiss AxioCem ICc3.

Em uma primeira etapa, a microscopia teve como principal objetivo caracterizar os compósitos, localizando eventuais defeitos no interior e/ou na superfície do laminado em estudo, bem como detectar delaminações entre as camadas que poderiam influenciar na avaliação do comportamento mecânico do material fornecido.

Durante a realização deste trabalho, também foi utilizado um estereoscópio da marca Leica para avaliar a fratura nos laminados após estes serem submetidos aos ensaios mecânicos.

Com o objetivo de confirmar os resultados obtidos por microscopia óptica foi realizada uma avaliação por ultrassom de todos os laminados estudados. Desta forma, os laminados foram analisados na EMBRAER utilizando o equipamento de ultrassom, modelo Reflectoscope S80 para avaliar o conteúdo de vazios.

A inspeção preliminar das placas laminadas bem como a inspeção dos corpos-de-prova após a seleção inicial foi realizada utilizando-se um sistema de inspeção por ultrassom automático do tipo C (C-Scan) por transmissão via jato de água.

A calibração do equipamento foi realizada utilizando-se um compósito de fibras de carbono e resina epóxi (padrão de referência), fabricado com o mesmo tipo de material dos compósitos analisados, porém isento de defeitos.

Digestão ácida

Com o objetivo de verificar o conteúdo volumétrico de fibras e matriz nos compósitos fornecidos pela empresa holandesa *Ten Cate Advanced Composites*, a análise por digestão ácida foi realizada com base na norma ASTM D 3171-76 em um equipamento de digestão ácida marca *Marconi*.

Antes da realização deste ensaio, amostras dos laminados termoplásticos foram submetidas à secagem em uma estufa, a 80 °C por 24 horas. Após esta etapa, as amostras foram pesadas e submetidas ao processo de digestão ácida utilizando, para este fim, ácido sulfúrico concentrado a quente e água oxigenada 200 volumes. As fibras resultantes deste processo foram novamente pesadas e a massa foi convertida em porcentagem volumétrica do compósito.

Análise térmica dinâmico-mecânica

As análises por DMTA foram realizadas com o intuito de determinar a temperatura de transição vítrea dos compósitos estudados. Para estas análises foi utilizado um equipamento de DMA da *TA Instruments*, modelo 2980.

Durante a realização destas análises, as amostras dos compósitos foram cortadas nas dimensões aproximadas de 50 mm de comprimento, 11 mm de largura e 5 mm de espessura, e submetidas à varredura dinâmica. As amostras foram aquecidas a uma razão de aquecimento de 3 °C/min, da temperatura ambiente até 300 °C para verificar a extensão da T_g . Durante estas análises foram estabelecidas como condições de varredura: 1 Hz de frequência e 20 μ m de oscilação sob sollicitação mecânica do tipo flexão por dois pontos.

Ensaio de resistência ao cisalhamento interlaminar

Um dos métodos mais utilizados para determinar a resistência ao cisalhamento interlaminar de compósitos é a partir do ensaio de cisalhamento em três pontos, também conhecido como *ILSS (interlaminar shear strenght)*, denominado *short-beam shear test*, normatizado pela ASTM D 2344/ D 2344 M-00.

O método de cisalhamento em três pontos, descrito na norma apresentada acima e realizado no presente trabalho, estabelece a utilização de uma amostra retangular apoiada em dois cilindros de sustentação permitindo um movimento lateral.

Para os compósitos reforçados com fibras de carbono a norma recomenda ainda que os corpos-de-prova tenham razão comprimento útil/espessura igual a 4 e razão comprimento/espessura igual a 6. Assim sendo, neste trabalho foram ensaiados dez corpos-de-prova na condição seco ambiente e dez corpos-de-prova na condição a temperatura elevada (80 °C), utilizando a câmara de aquecimento acoplada a máquina de ensaios mecânicos.

Ensaio de resistência à tração

Os corpos-de-prova dos compósitos de fibras de vidro foram submetidos a ensaios de resistência à tração utilizando-

se uma máquina de ensaios universal marca Instron modelo 8801. Nesta etapa foram ensaiados dez corpos-de-prova com o objetivo de se determinar tanto o valor médio da resistência quanto o módulo de elasticidade. A partir dos ensaios de resistência à tração, foram selecionadas as tensões a serem utilizadas nos ensaios de fadiga. Estes ensaios foram realizados baseados na norma ASTM-D 3039. Para a obtenção dos valores do módulo de elasticidade foi utilizado um sistema de extensometria da Instron.

Assim como ocorreu para os ensaios de cisalhamento e fadiga, para a realização dos ensaios de tração a quente, foi utilizada uma câmara a quente da Instron, modelo 3119, que trabalha com limites de temperaturas de -150 °C até 350 °C. Este ensaio foi realizado a temperatura ambiente e também a 80 °C (valor recomendado pelo envelope de vôo da aeronáutica (temperaturas entre -55 e 82 °C).

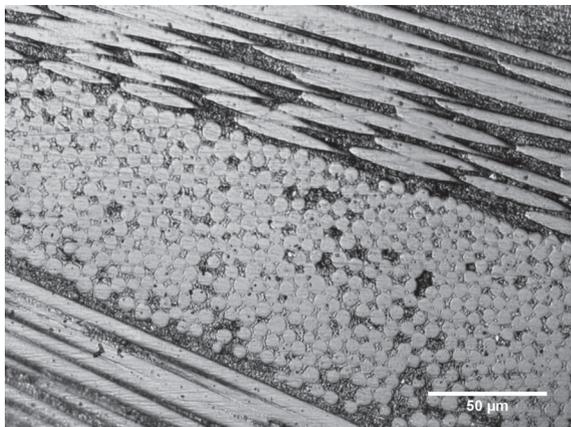
Ensaio de fadiga

Os laminados de fibras de vidro foram submetidos a ensaios de resistência à fadiga do tipo tração-tração utilizando-se uma máquina de ensaios universal Instron modelo 8801. Cada ensaio foi realizado aplicando-se uma carga máxima diferente que forneceu um determinado número de ciclos. Esta carga foi baseada na resistência à tração do compósito utilizando cargas a partir de 75% do valor de resistência máxima de ruptura dos compósitos. Para a realização deste ensaio, foram utilizados 21 corpos-de-prova de cada laminado, na obtenção de 7 diferentes valores de cargas de fadiga. Este procedimento foi baseado na norma ASTM D 3479, com frequência de 8 Hz e razão de tensões máximas e mínimas $R = 0,1$. Para os ensaios a quente, foram utilizadas a mesma câmara e a mesma temperatura descrita nos ensaios de resistência à tração.

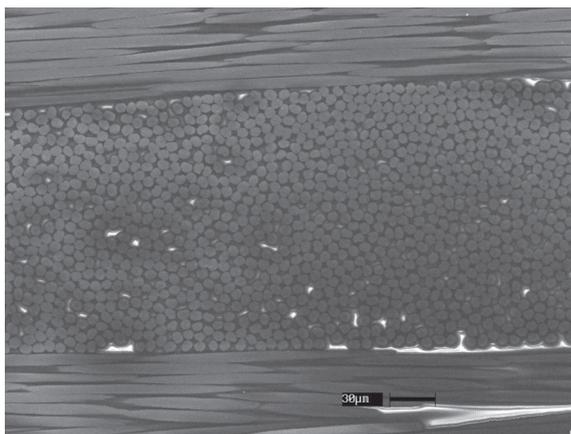
Resultados e Discussão

A Figura 1a apresenta uma micrografia representativa do laminado PEI/fibras de vidro enquanto que a Figura 1b apresenta uma micrografia do laminado epóxi/fibras de vidro que atualmente vem sendo utilizado na obtenção de várias partes estruturais de aeronaves nacionais. Quando estas micrografias são associadas aos resultados obtidos por análises de ultrassom, é possível observar que ambos os laminados apresentam uma boa compactação, existindo um contato suficiente entre as camadas para não permitir excessos da matriz, entretanto, a pressão utilizada no processamento não causou deformações ou desalinhamento do reforço. Ainda quando estas figuras são correlacionadas com os resultados obtidos por análises de ultrassom, é possível observar que não ocorreram problemas de delaminação ou a existência de poros ou micro-trincas induzidos pelo processo de fabricação.

Os ensaios de digestão ácida foram realizados com o intuito de determinar o conteúdo volumétrico do reforço e da matriz nos laminados estudados. A obtenção destes valores



(a)



(b)

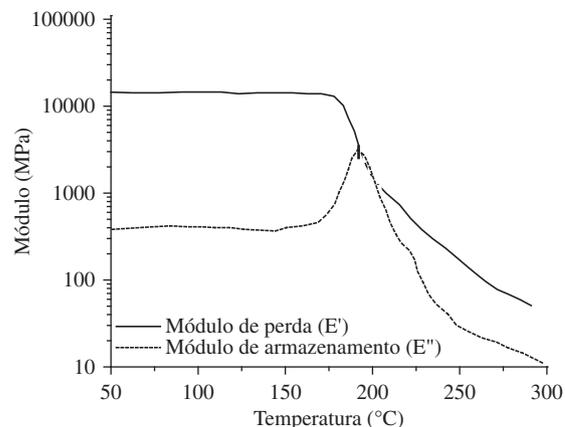
Figura 1. a) Micrografia do compósito PEI/fibras de vidro; e b) resina epóxi/fibras de vidro.

é importante principalmente para a realização dos cálculos teóricos do módulo de elasticidade do compósito. A partir deste ensaio, foi observado que o teor volumétrico de fibras de vidro neste compósito foi de $(62,1 \pm 1,8)\%$.

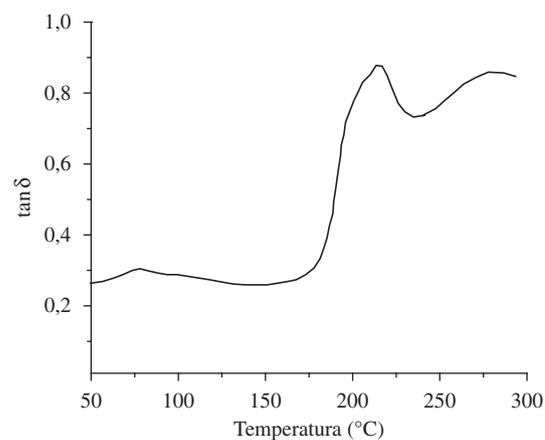
Na Figura 2 encontram-se apresentadas as curvas dinâmico-mecânicas do módulo de perda, armazenamento e do $\tan \delta$ dos compósitos de fibras de vidro/PEI. Neste trabalho a determinação da temperatura de transição vítrea foi realizada adotando-se o valor máximo do módulo de perda (E''). O máximo de dissipação de calor por unidade de deformação ocorre na temperatura em que E'' é máximo. Esta temperatura, a 1 Hz de frequência, encontra-se mais próxima ao valor da temperatura de transição vítrea determinada por outros métodos segundo dados disponíveis em literatura^[22].

A partir da análise das figuras anteriores pode ser verificado que o valor da temperatura de transição vítrea (T_g) para laminados de fibra de vidro/PEI foi de 192°C , portanto, acima dos valores encontrados em envelopes de aeronaves (temperaturas de uso entre -55°C a $+80^\circ\text{C}$).

A Figura 2 também apresenta a curva dinâmico-mecânica do módulo de armazenamento (E') dos compósitos de fibra de vidro/PEI. A partir destes resultados, pode-se observar que para os laminados obtidos a partir de fibras de vidro/PEI, não



(a)



(b)

Figura 2. Resultados de DMA: a) módulos de perda e armazenamento; b) tan delta.

ocorrerem variações significativas no módulo de elasticidade até 175°C . Após estes valores de temperatura, é registrada uma queda significativa no módulo, caracterizando a região de transição vítrea.

Os valores obtidos do módulo de armazenamento para todas as amostras analisadas do compósito de fibras de vidro/PEI foram próximos e são da ordem de 15 GPa sofrendo uma variação brusca de 10^2 MPa na região de transição vítrea.

A partir da temperatura de transição vítrea é possível encontrar a temperatura de serviço mais adequada para o uso de compósitos no setor aeronáutico. Esta temperatura geralmente é calculada a partir de um fator de segurança que, geralmente, é de 25 a 30°C abaixo da T_g . Desta forma, para os compósitos de fibras de vidro/PEI, a temperatura máxima de serviço pode ser considerada de aproximadamente 165°C .

Na Tabela 1 são apresentados os valores da temperatura de transição vítrea (T_g) e a temperatura máxima de serviço ($T_{\text{máx. serviço}}$) do compósito termoplástico estudado neste trabalho. Estes valores são comparados com os valores encontrados em literatura para um compósito termorrígido muito utilizado atualmente pela indústria aeronáutica. A partir dos dados apresentados pode ser observado que os compósitos termoplásticos apresentaram maiores valores

de temperatura máxima de serviço, proporcionando a estes materiais um maior número de aplicações, principalmente, em regiões de uma aeronave que requeiram materiais que suportem maiores valores de temperatura em uso contínuo.

De posse dos valores encontrados de temperatura de transição vítrea e devido à exigência de envelope de vôo de 80 °C, foi selecionada a temperatura de 80 °C a ser utilizada nos ensaios de tração e fadiga. A Tabela 2 apresenta os resultados de resistências ao cisalhamento, à tração e módulo de elasticidade para os laminados de PEI/fibra de vidro, assim como os valores encontrados para um laminado de resina epóxi/fibra de vidro. Como pode ser observado, em todos os casos, os valores obtidos de resistência máxima a tração e ao cisalhamento interlaminar foram maiores para os compósitos com matriz PEI quando comparado aos laminados com matriz epóxi. O mesmo comportamento foi observado quanto ao módulo de elasticidade.

A partir dos resultados encontrados na Tabela 2 pode ainda ser observado que os laminados de PEI reforçados com fibras de vidro apresentaram valores de resistência máxima à ruptura 6% maiores quando comparado com os laminados de resina epóxi reforçados com as mesmas fibras, respectivamente. O mesmo comportamento foi observado nos valores do módulo de elasticidade com um aumento de 5%.

A Tabela 2 também apresenta os resultados obtidos nos ensaios de resistências ao cisalhamento interlaminar e à tração a temperatura elevada (80 °C). Neste caso, devido à dificuldade de conectar um extensômetro nas amostras durante o condicionamento térmico, não foi possível avaliar os valores dos módulos de elasticidade a temperaturas elevadas. Como pode ser observado a partir da Tabela 2, uma pequena variação nos valores de resistências à tração e ao cisalhamento foram observadas, devido, provavelmente, ao efeito de tensões térmicas no interior do laminado. Estas variações resultaram em uma queda de apenas 3 e 4%, para as resistências à tração e ao cisalhamento interlaminar, respectivamente, em ambos os laminados (epóxi e PPS) quando analisados à temperatura ambiente. É esperado que estas quedas sejam mais significativas em temperaturas próximas a transição vítrea devido à existência, nesta temperatura, de uma maior mobilidade dos grupos laterais da matriz polimérica.

Tabela 1. Valores de T_g e $T_{máx. serviço}$ dos compósitos estudados.

Compósitos	T_g (°C)	$T_{máx. serviço}$ (°C)
PEI/vidro	192	167
Epóxi (F584)/vidro ^[18]	180	150

Tabela 2. Resultado de resistência à tração e módulo de elasticidade para os laminados estudados.

Laminado	$\sigma_{cisalhamento}$ (MPa) 25 °C	$\sigma_{cisalhamento}$ (MPa) 80 °C	σ_{ult} (MPa)* 25 °C	σ_{ult} (MPa) 80 °C	E (GPa) 25 °C
Fibra de vidro/PEI	88 ± 2,7	77 ± 1,6	580 ± 23	310 ± 12	36,4 ± 1,6
Fibra de vidro/epóxi	68,6 ± 1,7	62,8 ± 1,5	532 ± 18	301 ± 8	34,2 ± 1,8

*Tensão na ruptura.

A Figura 3 apresenta os resultados de resistência à fadiga de dois laminados reforçados com fibras de vidro sendo um termorrígido (com matriz epóxi) e outro termoplástico (com matriz PEI). A partir deste gráfico pode ser observado que no laminado de PEI/fibra de vidro ocorreu uma queda mais significativa nos valores de resistência à fadiga, quando analisado em baixo ciclo e comparado com o laminado termorrígido. Em muitas regiões do gráfico ainda pode ser observada a superioridade do laminado termorrígido sobre o termoplástico (baixos ciclos). Entretanto, em altos ciclos, o laminado de PEI/Vidro apresenta valores superiores de resistência à fadiga, sendo observado um ganho de resistência da ordem de 15%. Desta forma, pode ser concluído que não basta apenas avaliar o desempenho da matriz polimérica em compósitos avançados, mas também é necessário entender como age a interface polímero/fibra para que se possa ter uma analogia adequada dos laminados termoplásticos em relação aos laminados termorrígidos, tradicionalmente utilizados no setor aeronáutico.

Como é bem conhecido, o dano em fadiga resulta em uma mudança de resistência, rigidez e outras propriedades mecânicas para este tipo de laminado, onde os fenômenos de danos sob várias cargas são significativamente diferentes; por exemplo, formação de trincas devido à ruptura da fibra e a propagação da trinca da matriz a uma elevada carga de tração, resulta em uma falha catastrófica. O crescimento da trinca também depende do nível de tensão aplicada que afeta o dano geral significativamente. Se a ruptura da fibra ocorre a uma tensão baixa devido a defeitos, o dano tende a levar a separação interfacial ao invés de trinca da matriz. Conseqüentemente, quando um compósito contém muitas fibras enfraquecidas, a ruptura da fibra ocorre antes da falha

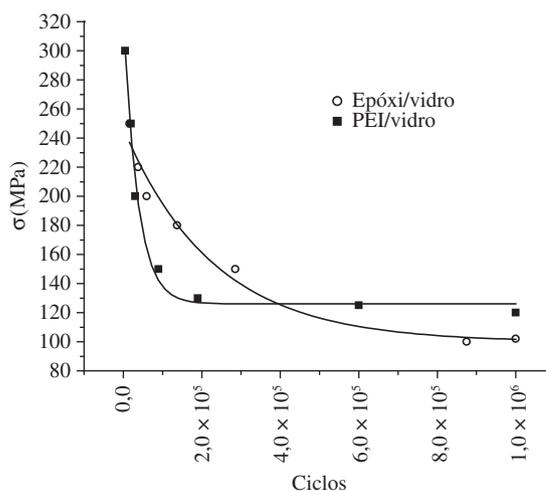


Figura 3. Vida em fadiga de dois compósitos: PEI/fibras de vidro e resina epóxi/fibras de vidro.

do compósito. As propriedades de fadiga tração-tração de compósitos que possuem elevadas frações volumétricas de fibra são dominadas pelas propriedades de fadiga das fibras.

No entanto, a razão rigidez fibra/matriz é também importante já que a matriz é sensível à fadiga e esta pode sofrer uma influência significativa da temperatura de serviço. Se a razão rigidez fibra/matriz não for suficientemente alta a deformação na matriz se torna crítica. Visto que a matriz cicla abaixo do seu limite de deformação por um determinado

número de ciclos, não se espera experimentar trinca por fadiga. Acima desse nível de deformação a microtrinca na matriz ocorrerá. Além disso, as tensões residuais que resultam das expansões térmicas mal combinadas e a razão de Poisson entre a fibra e a matriz são superimpostas nas tensões externas que atrapalham o estado de tensão na matriz.

As micrografias apresentadas por meio da Figura 4 foram obtidas em microscópio óptico a partir de 5 regiões (cortes) de amostras de fibras de vidro/PEI após serem submetidas a

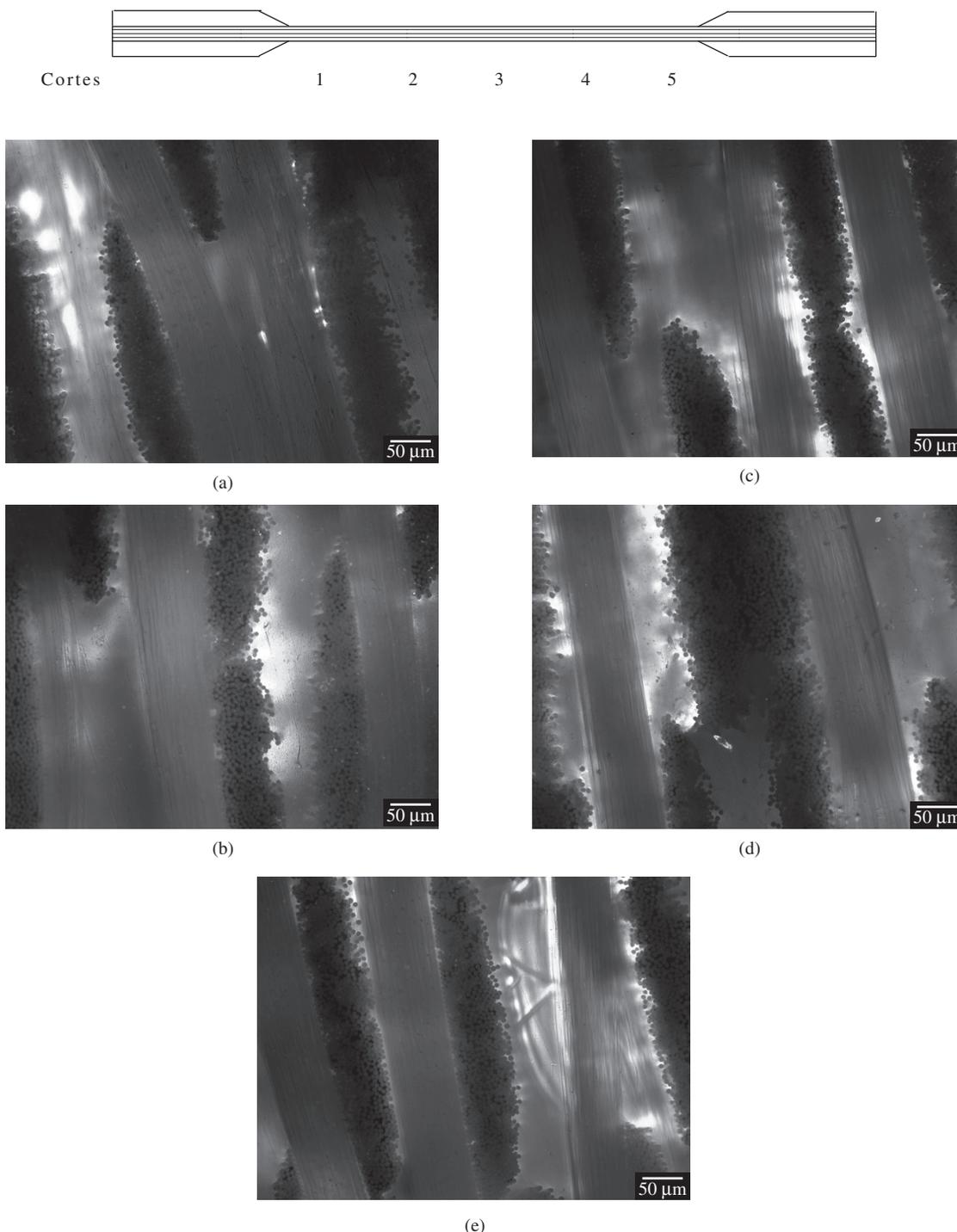


Figura 4. Micrografias do compósito de fibra de vidro/PEI submetido à fadiga de alto ciclo. a) Corte 1; b) corte 2; c) corte 3; d) corte 4; e e) corte 5.

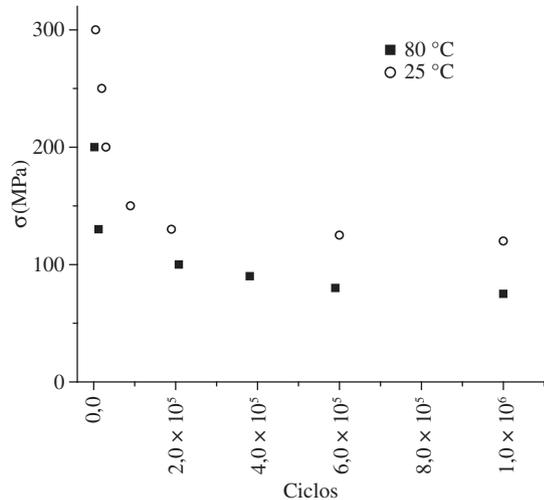


Figura 5. Efeito da temperatura no comportamento em fadiga dos laminados de fibras de carbono/PEI.

ensaios de fadiga. As amostras analisadas foram previamente submetidas a ensaios de alto ciclo em fadiga (1.000.000 de ciclos).

Os laminados obtidos a partir de fibras de vidro/PEI não apresentaram problemas inerentes de delaminações e/ou trincas. Tanto em regiões próximas aos tabs quanto em regiões centrais das amostras analisadas foi observado a existência de uma boa interface entre a matriz e o reforço. Este mesmo comportamento foi observado para ambos os laminados após serem submetidos aos ensaios de fadiga a quente. Atualmente, estudos quanto ao comportamento fractográfico de amostras de fibras de vidro/epóxi, após a realização de ensaios de fadiga, estão sendo realizados com o intuito de entender os motivos das discrepâncias na comparação da vida útil em fadiga dos laminados termoplásticos em relação aos termorrígidos.

A Figura 5 apresenta o efeito da temperatura no desempenho mecânico em fadiga dos laminados de PEI/fibra de vidro e epóxi/fibra de vidro. Os laminados obtidos a partir de PEI reforçados com fibras de vidro apresentaram perdas de propriedades mecânicas quando avaliados a temperaturas de 80 °C. Esta perda foi mais intensa quando analisados em altos ciclos. Este fato se deve, provavelmente, a existência de tensões térmicas no interior dos laminados, resultantes do processo de aquecimento destas amostras. Em ambas as curvas, pode ser observado que o aquecimento não modificou o comportamento em fadiga, apenas resultou em valores mais baixos de resistência à fadiga.

Conclusão

A partir dos resultados obtidos neste trabalho, pôde ser verificado que os compósitos termoplásticos apresentam grande potencial para substituir alguns compósitos termorrígidos utilizados atualmente na indústria aeronáutica, apresentando vantagens atraentes para este setor.

Os valores de resistência à fadiga encontrados para o compósito PEI/fibra de vidro foram superiores aos valores encontrados para um compósito de resina epóxi/fibras de vidro, tradicionalmente utilizado no setor aeroespacial, tanto quando analisados em baixos ciclos quanto em altos ciclos. Este ganho na resistência à fadiga, via ensaio de tração, foi de 20 a 30% aproximadamente. O valor da relação entre resistência máxima e mínima de fadiga foi de 17% para o compósito termoplástico estudado, bem inferior aos 40% obtidos do compósito termorrígido utilizado como referência.

Tanto nos ensaios de resistência à fadiga, quanto à tração e ao cisalhamento interlaminar, foram observadas quedas nos valores das resistências quando comparadas com amostras analisadas a temperatura elevada (80 °C) e ambiente. Este fato se deve, provavelmente, a existência de tensões térmicas no interior dos laminados, resultantes do processo de aquecimento destas amostras. Com relação aos ensaios de tração e cisalhamento foi observado que esta redução dos valores de resistência não foi significativa. Entretanto, quando analisado por ensaios de fadiga, a diferença de valores de resistência entre amostras analisadas à temperatura ambiente e elevada, foi considerável, podendo resultar em eventuais problemas na aplicação destes laminados a temperaturas próximas a 80 °C.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer à FAPESP processos no. 06/04079-7 e no. 05/54358-7, à TenCate *Advanced Composites* pelo fornecimento dos laminados, à EMBRAER pelo apoio e ao CTA por disponibilizar seus laboratórios para a colagem dos tabs utilizados neste trabalho. Os autores também gostariam de agradecer ao técnico Manoel Francisco dos Santos Filho pelo auxílio na realização dos ensaios mecânicos.

Referências Bibliográficas

- Rijswijk, K.; Lindstedt, S.; Vlasveld, D. P. N.; Bersee, H. E. N. & Beukers, A. - *Polymer Testing*, **25**, p.873 (2006).
- Kishi, H.; Kuwata, M.; Matsuda, S.; Asami, T. & Murakami, A. - *Composites Science and Technology*, **9**, p.2517 (2004).
- Botelho, E. C.; Lauke, B.; Figiel, L. & Rezende, M. C. - *Composites: Science and Technology*, **63**, p.1843 (2003).
- Botelho, E. C.; Nogueira, C. L. & Rezende, M. C. - *Journal of Applied Polymer Science*, **86**, p.3114 (2002).
- Arici, A.; Sinmazçelik, T. & Çapan, L. - *Journal of Composites Materials*, **39**, p.2354 (2005).

6. Jang, J. & Kim, H. S. - Journal of Applied Polymer Science, **60**, p.2297 (1996).
7. Perng, L. H. - Polymer Degradation and Stability, **69**, p.323 (2000).
8. Suwanwatana, W.; Yarlagadda, S. & Gillespie Jr., J. W. Composites Science and - Technology, **66**, p.1713 (2006).
9. Kawagoe, M.; Nabata, M. & Ishisaka, A. - Journal of Material Science, **41**, p.6322 (2006).
10. Bergeret, A.; Pires, I.; Foulc M. P.; Abadie, B.; Ferry, L. & Crespy, A. - Polymer Testing, **20**, p.753 (2001).
11. Botelho, E. C. - “*Compósitos Aeronáuticos Processados a Partir de Fibra de Carbono Impregnadas com Poliamida 6/6 Via processo de Polimerização Interfacial*”, Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos - SP, Brasil (2002).
12. Costa, G. G. - “*Avaliação da influência dos ciclos térmicos nas propriedades dos compósitos termoplásticos de PPS e PEI com fibras de carbono e vidro conformados por prensagem a quente*”, Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), São José dos Campos – SP, Brasil (2006).
13. Young, K. & Ye, L. - Journal of Reinforced Plastics and Composites, **24**, p.429 (2005).
14. Sichina, W. J. - “Applications of the Time-Temperature Superposition Principle”, Catálogo da Du Pont, Applications Brief (1999).
15. Wunderlich, B. - Thermal Characterization of Polymer Materials. *in*: Turi, E. A. (Ed.). 2nd ed. Academic Press Inc., New York (1997).
16. Nair, S. V.; Wong, S. C. & Goettler, L. A. - Journal of Materials Science, **32**, p.5335 (1997).
17. Robinson, M. J.; Charette, R. O. & Leonard, B. G. - Sampe Quarterly, p.26 (1991).
18. Cândido, G. M.; Rezende, M. C. & Almeida, S. F. M. - Polímeros: Ciência e Tecnologia, p.38 (2000).

Enviado: 20/05/09

Reenviado: 27/08/09

Aceito: 31/08/09