

# Avaliação dos Modos de Falha sob Impacto de Compósitos de Matriz Polimérica Reforçados por Fibras.

Marcelo M. M. Naglis e José R. M. d'Almeida

**Resumo:** Neste trabalho é feita uma avaliação dos modos de falha de compósitos de matriz polimérica reforçados por fibras de vidro, carbono ou aramida, submetidos a carregamento dinâmico. Os compósitos unidirecionais analisados foram fabricados por prensagem e cura à vácuo de lâminas de pré-impregnados. A energia total absorvida na fratura mostrou uma correlação inversamente proporcional ao módulo elástico das fibras usadas como reforço. Os compósitos com fibras de carbono falharam de um modo frágil. Para estes compósitos o comportamento ao impacto pode ser modelado usando-se uma análise puramente elástica. Para os compósitos com fibras de vidro a falha foi controlada por um mecanismo misto de cisalhamento ao longo da interface fibra-matriz e tensão normal trativa atuando perpendicularmente às fibras. O modelo elástico empregado para simular o comportamento ao impacto subestima a energia absorvida por estes compósitos, porém, a diferença entre os valores experimentais e os calculados não ultrapassou 20 %. A falha dos compósitos com fibras aramidadas foi atribuída, principalmente, ao componente de tensão trativa atuando perpendicularmente às fibras. Nestes compósitos foi observado arrancamento superficial nas fibras aramidadas e o comportamento ao impacto não obedece o modelo elástico empregado.

**Palavras-chave:** *Compósitos, carregamento dinâmico, fractografia.*

## Introdução

Compósitos são fabricados associando-se reforços e matrizes de todos os tipos de materiais: metálicos, cerâmicos e não metálicos especiais como carbono, boro e silício<sup>[1,2]</sup>. Atualmente, os compósitos vêm sendo aplicados nos mais diversos setores industriais para substituir materiais metálicos convencionais, como o aço e o alumínio. O espectro de aplicações coberto pelos compósitos, e em particular pelos compósitos de matriz polimérica, abrange desde empregos não estruturais, tal como placas de sinalização de trânsito em poliéster reforçado por fibras de vidro, até aplicações com alto comprometimento mecânico como, por exemplo, na empenagem vertical de grandes aviões

de transporte de passageiros que é fabricada em epoxi reforçado por fibras de carbono e/ou aramida<sup>[1,3,4]</sup>. Uma extensa relação das mais diversas aplicações industriais de diferentes tipos de compósitos pode ser encontrada na literatura especializada<sup>[5]</sup>.

Qualquer que seja a aplicação desejada, a estrutura ou o componente estará submetida a esforços estáticos e/ou dinâmicos que podem resultar em danos que levem o material a falhas prematuras. Particularmente importante de ser analisado é o comportamento sob carregamento dinâmico, porque, sob taxa de deformação elevada, a fratura do material pode ocorrer de modo preferencialmente frágil<sup>[6]</sup>.

Neste trabalho é feita uma comparação entre o modo de falha de compósitos de matriz polimérica

reforçados por fibras de vidro, carbono ou aramida submetidos a alta taxa de deformação. Os micromecanismos de falha atuantes em cada compósito são analisados e é feita uma correlação entre os valores médios de energia absorvida, as características das fibras usadas como reforço e a morfologia das superfícies de fratura.

## Materiais e Procedimentos Experimentais

Compósitos unidirecionais foram fabricados por prensagem e cura à vácuo de laminas de pré-impregnadas, obtidas por processo de bobinagem (filament winding). Para a fabricação destas lâminas, as fibras usadas na forma de filamentos contínuos, foram enroladas em um mandril cilíndrico previamente recoberto por um filme de poliéster termoplástico e impregnado pela resina epoxi pré-formulada, conforme mostrado na Figura 1.

Terminada a bobinagem de cada lâmina, uma quantidade pré-fixada de resina foi vertida sobre as fibras enroladas no mandril e espalhada com auxílio de um rolo compressor. Após esta operação, que serve também para remover o excesso de resina, recobre-se as fibras impregnadas com um novo filme de poliéster. A lâmina de pré-impregnado é, então, cortada longitudinalmente, removida do mandril e armazenada sob baixa temperatura a fim de retardar o processo de cura da

Tabela 1. Dimensões, em milímetros, dos compósitos analisados.

Compósito	Comprimento	Largura, w	Espessura, t
vidro	76	25,4	2,25
aramida	76	25,4	3,40
carbono	76	25,4	1,70

matriz polimérica, Figura 1. Os compósitos foram obtidos pelo empilhamento das lâminas, após se retirar os filmes protetores de poliéster.

Usou-se como matriz uma resina epoxi básica, diglicidil éter do bisfenol-A (DGEBA), tendo como endurecedor uma amina aromática, metileno dianilina. A razão resina/endurecedor empregada foi de 100/27 partes em peso e o ciclo de cura foi de 3 horas a 100 °C seguido de 2 horas a 175 °C, conforme sugerido pelo fabricante da resina. Como reforço foram usadas fibras de vidro, carbono ou aramida em frações volumétricas de 50, 50 e 65%, respectivamente. As fibras de vidro e aramidas empregadas foram, respectivamente, do tipo E e Kevlar-49<sup>®</sup>. A fibra de carbono foi a Sigrafil HS6<sup>®</sup>. As frações volumétricas de fibra e matriz foram determinadas por análise quantitativa, empregando-se o método de contagem de pontos<sup>[7]</sup>.

Os compósitos fabricados foram submetidos a ensaio de impacto do tipo Charpy, ou seja, de flexão em três pontos. Estes ensaios foram feitos baseados na norma ASTM D256. Foram empregados corpos de prova não entalhados com as dimensões médias conforme mostrado na Tabela 1. Os corpos de prova foram usinados de modo a terem as fibras orientadas unidirecionalmente e paralelas ao seu comprimento. A distância entre os batentes da máquina de ensaio, L, foi de 40 mm, de modo que a taxa de deformação média imposta às amostras, e calculada a partir das equações da elasticidade<sup>[8]</sup>, foi de 20s<sup>-1</sup>. No mínimo cinco corpos de prova foram ensaiados para cada tipo de compósito analisado.

As superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, usando-se elétrons secundários e uma aceleração do feixe de elétrons entre 15-20 kV. Para evitar acúmulo de carga, as amostras analisadas foram previamente recobertas com uma camada condutora de carbono.

## Resultados Experimentais

Os resultados experimentais obtidos no ensaio de impacto estão mostrados na Tabela 2. Pode-se observar que houve uma grande diferença entre os valores experimentais da energia absorvida por impacto ( $U_0$ ) obtidos

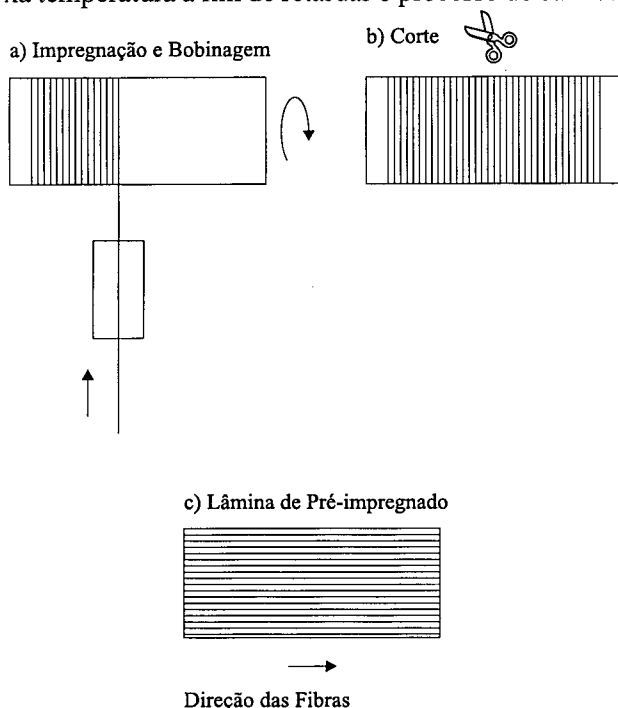


Figura 1. Representação esquemática do processo de fabricação de pré-impregnados.

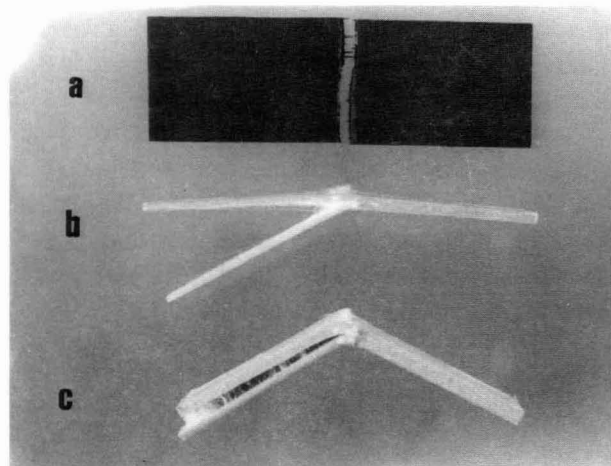
**Tabela 2.** Energia absorvida no ensaio de impacto.

Compósito	$U_0$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$V_f$ (%)	E (GPa)
vidro	319±20	50	70 <sup>[3]</sup>
aramida	216±24	65	125 <sup>[3]</sup>
carbono	84±12	50	230 <sup>[3]</sup>

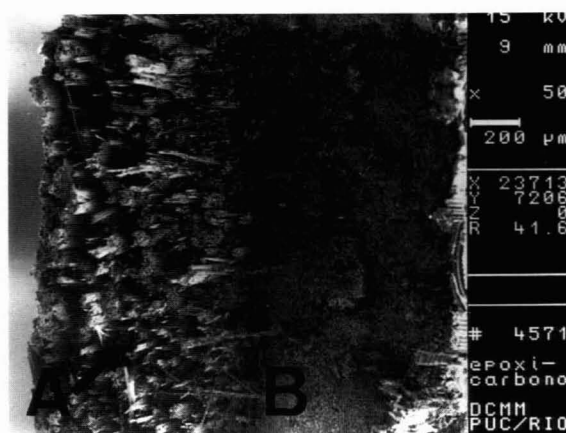
em função do tipo de fibra empregado e que estes valores apresentam uma dependência inversamente proporcional ao módulo de elasticidade das fibras.

O aspecto macroscópico da fratura dos compósitos está mostrado na Figura 2. Pode-se observar que apenas o compósito com fibras de carbono foi completamente fraturado, Figura 2a. Este modo de fratura é típico de falha comandada por tensões normais. De fato, conforme mostrado na Figura 3, a superfície de fratura destes compósitos apresenta duas regiões características de falha por tensão normal sob tração (região A) e compressiva (região B), respectivamente<sup>[9]</sup>. Na região A da Figura 3 observam-se fibras, ou grupo de fibras, sacadas da matriz, em uma morfologia típica de falha sob tração<sup>[9,10]</sup>. Além disso, a morfologia observada indica, qualitativamente, que uma boa resistência interfacial foi desenvolvida, tendo em vista que o comprimento das fibras sacadas não é grande<sup>[9]</sup>. Na região B da Figura 3 observa-se uma superfície significativamente mais plana, o que caracteriza a falha compressiva desta região.

Nas Figuras 4a e b estão mostradas, com maior detalhe, as características morfológicas observadas nas regiões sob tração e sob compressão, respectivamente. Para este compósito apenas um dos corpos de prova ensaiados apresentou delaminação ao longo do



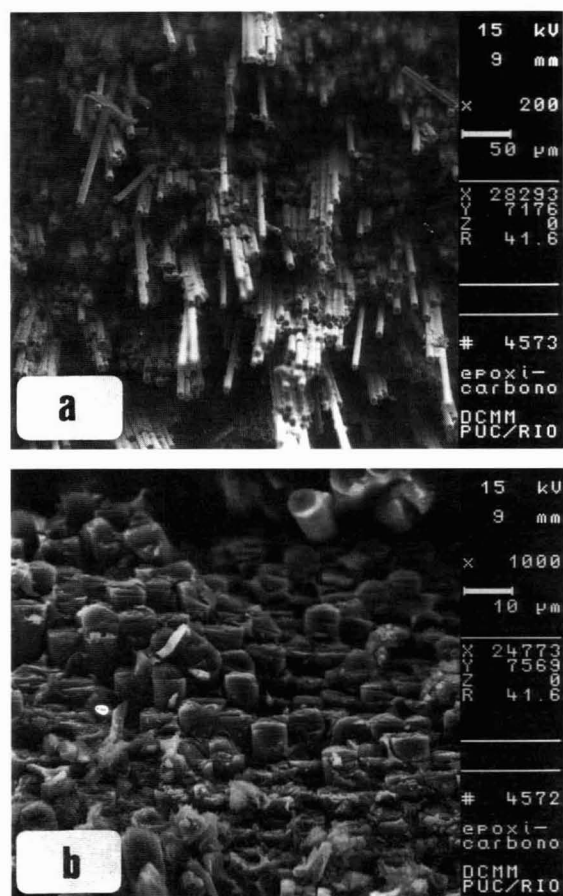
**Figura 2.** Aspecto macroscópico da fratura dos compósitos ensaiados. a) Compósito com fibra de carbono, b) com fibra de vidro e c) com aramida.



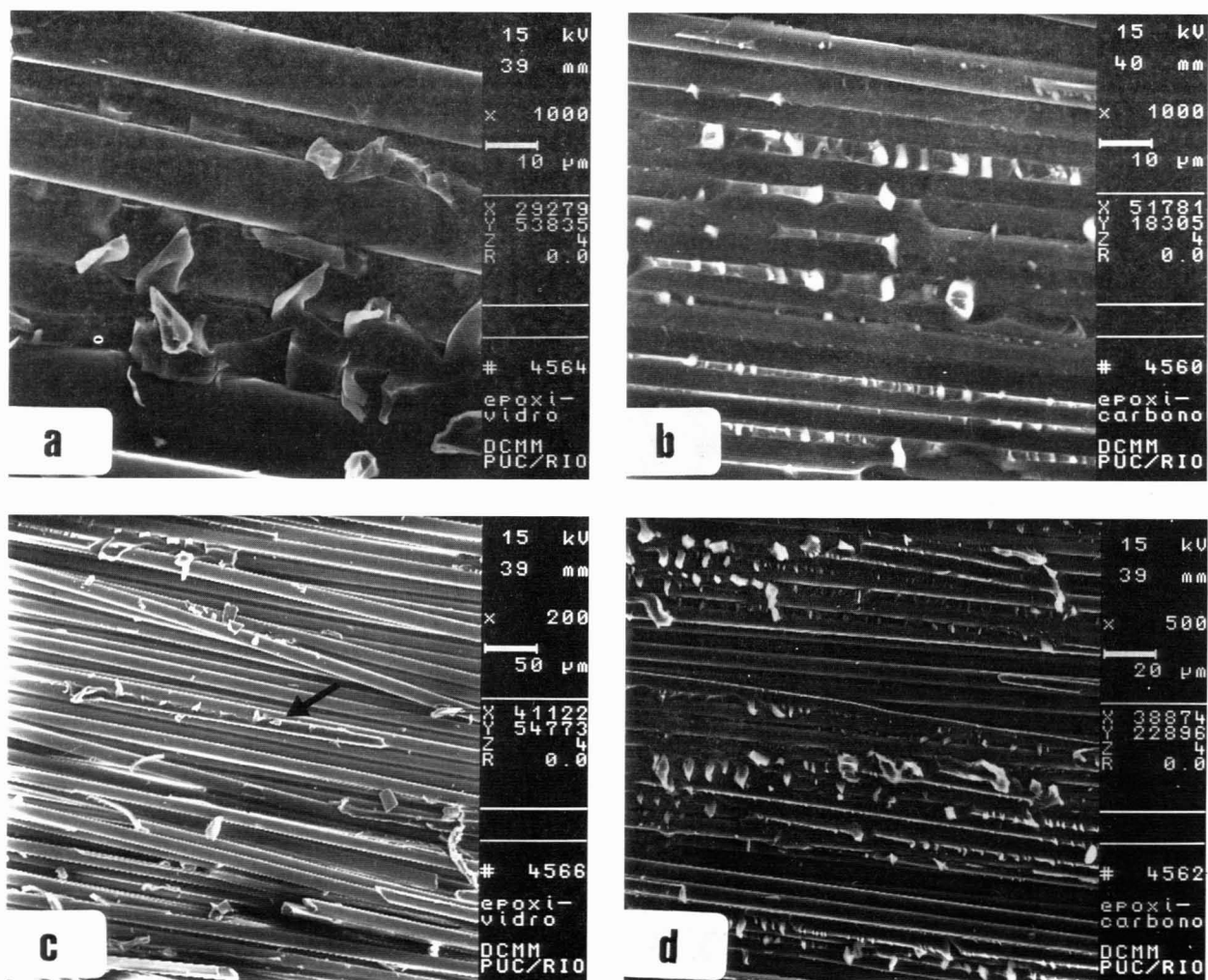
**Figura 3.** Superfície de fratura do compósito epoxi-fibra de carbono. Na região A observa-se o aspecto de fratura característico da falha por tensão normal sob tração. Pode-se ver fibras sacadas da matriz. Na região B a fratura plana indica que a falha ocorreu por compressão.

eixo neutro, e em apenas uma das duas metades fraturadas resultantes.

Conforme mostrado nas Figuras 2b e 2c, os compósitos com fibras de vidro ou aramida apresentaram extensiva delaminação e não sofreram ruptura



**Figura 4.** Compósito epoxi-carbono. a) Detalhe da região de falha sob tração. Observa-se uma superfície com grande diferença de relevo. b) Região de falha sob compressão. A fratura é contida, preferencialmente, em um único plano.



**Figura 5.** Características das superfícies delaminadas. a) e b) Marcas de cisalhamento, cúspides, na matriz epoxi, para os compósitos com fibras de vidro e carbono, respectivamente. c) e d) Falha por tensão normal, para os mesmos compósitos.

total. A análise das marcas topográficas desenvolvidas nas superfícies delaminadas também mostrou uma diferença marcante em função do compósito testado. Nos compósitos reforçados por fibras de vidro ou carbono a falha ocorreu por um mecanismo misto de cisalhamento ao longo da interface fibra-matriz e tensão normal transversalmente às fibras. Na Figura 5 estão mostrados os aspectos observados.

Nas Figuras 5a e 5b pode-se observar para ambos os compósitos a presença de cúspides, em forma de S, na matriz. Este aspecto topográfico na fratura de polímeros caracteriza uma região de falha por cisalhamento<sup>[11]</sup>. Entretanto, conforme mostrado nas Figuras 5c e 5d, pode-se observar diversas regiões da superfície de fratura onde a falha ocorreu preferencialmente devido à componente de tensão normal sob tração atuando perpendicularmente às fibras<sup>[11]</sup>. Nestas regiões a falha da matriz é lisa e, em função da qualidade da interface, a fratura ocorre na matriz, deixando uma camada de polímero recobrindo a fibra (Figura 5c, →), ou a fratura ocorre ao longo da interface deixando as fibras expostas.

Para os compósitos com aramidas a análise das marcas topográficas das superfícies delaminadas mostra que a falha foi predominantemente devida à componente de tensão normal atuando transversalmente às fibras. Conforme pode ser observado na Figura 6, a superfície de fratura é lisa, mostrando fibras expostas e praticamente sem a presença de cúspides na matriz. Nestes compósitos observa-se, ainda, extensivo arrancamento da superfície das fibras. Este mecanismo de “peeling” das fibras aramidas ocorre devido a existência de um gradiente de propriedades ao longo do diâmetro das fibras, o qual é inerente ao processo de fabricação das mesmas<sup>[3,12,13]</sup>. O aspecto do arrancamento superficial de uma fibra aramida está mostrado na Figura 7.

Este mecanismo contribui substancialmente para aumentar a capacidade de absorção de energia destes compósitos, porque, ao ocorrer delaminação, os diversos filamentos resultantes do arrancamento superficial das fibras permanecem unindo as superfícies da trinca. O mecanismo de união das superfícies de fratura de compósitos por fibras, partículas e/ou

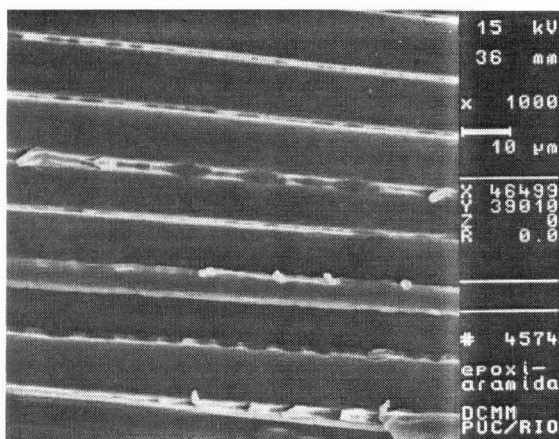


Figura 6. Aspecto da superfície delaminada para o compósito reforçado por fibras aramidas. A superfície de fratura é predominantemente lisa, indicando uma falha preferencial por tensão normal.

filamentos é denominado “bridging”<sup>[14]</sup> e contribui para aumentar a capacidade de absorção de energia de um compósito. Na Figura 8 está mostrado o aspecto geral da fratura de um compósito de aramida, onde pode-se observar inúmeros filamentos unindo as diversas superfícies de fratura.

### Discussão

O ensaio de impacto fornece um modo rápido e prático de se avaliar qualitativamente a capacidade de um material absorver energia. Assim sendo, mesmo após o desenvolvimento das metodologias da mecânica de fratura, os ensaios de impacto Charpy ou Izod continuam sendo empregados para qualificar o comportamento à fratura de materiais metálicos e não metálicos. Uma

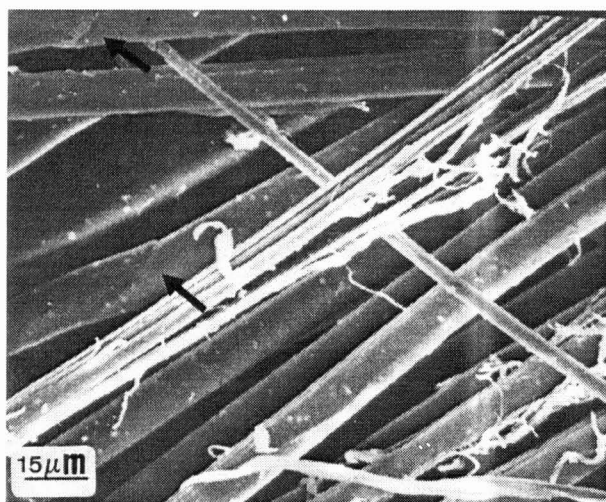


Figura 7. Aspecto da fibra aramida destacando o arrancamento de fibrilas superficiais. Pode-se observar, também, fibras deformadas plasticamente (→).

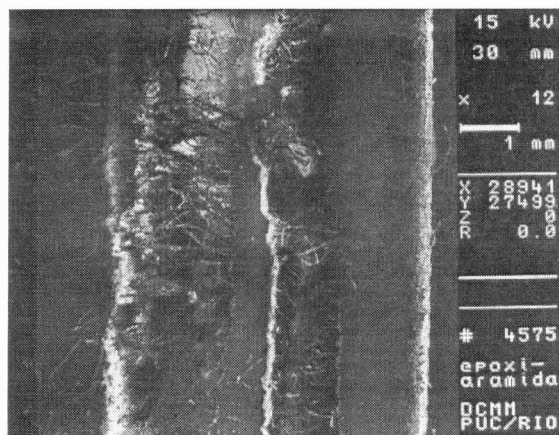


Figura 8. Aspecto geral da fratura do compósito reforçado por fibras aramidas, mostrando a existência de fibrilas unindo as diversas superfícies do compósito.

característica importante deste ensaio, quando não instrumentado, é que a energia total medida no processo de fratura engloba a soma das parcelas de energia referentes à iniciação e propagação de defeitos, bem como parcelas de energia referentes à aceleração do corpo de prova e perdas por atrito na máquina de ensaio e pela resistência do ar<sup>[15,16]</sup>. Os valores mostrados na Tabela 2 referem-se, portanto, à energia total consumida no ensaio dos compósitos analisados.

Considerando-se que sob as taxas de deformação usadas neste trabalho, o comportamento dos compósitos possa ser modelado como sendo essencialmente elástico, pode-se empregar as equações básicas de resistência dos materiais para se determinar a tensão normal máxima,  $\sigma_m$ , atuando no material. Assim<sup>[17]</sup>,

$$\sigma_m = \frac{M.c}{I} \quad (1)$$

onde  $c$  é a distância do eixo neutro à superfície da amostra,  $M$  é o momento resultante da aplicação de uma carga  $P$ , e  $I$  é o momento de inércia. Para a geometria do ensaio Charpy, com um corpo de prova sem entalhe, tem-se<sup>[17,18]</sup>:

$$I = \frac{b.t^3}{12} \quad (2)$$

e

$$M = \frac{P.L}{4} \quad (3)$$

onde  $b$  é a largura,  $t$  a espessura do corpo de prova e  $L$  é a distância entre os batentes da máquina.

A energia elástica absorvida até o ponto de tensão máxima pode ser calculada pela relação<sup>[18]</sup>

$$U_{\text{calc}} = \frac{b.t.L.\sigma_m^2}{6.E_c} \quad (4)$$

onde  $E_c$  é o módulo de elasticidade do compósito.

Na Tabela 3 estão mostrados os valores calculados para a energia elástica dos compósitos ensaiados, o módulo elástico dos compósitos ( $E_c$ ), tensão normal máxima ( $\sigma_m$ ) e, para melhor comparação, os valores de energia obtidos experimentalmente e previamente listados na Tabela 2. Na Tabela 3 estão listados, também, os valores de  $\sigma_m$  e  $E_c$  empregados nos cálculos. Os valores do módulo de elasticidade dos compósitos foram calculados pela regra das misturas, usando-se valores mostrados na Tabela 2 para o módulo de elasticidade das fibras<sup>[3]</sup> e o valor experimentalmente obtido para o módulo da matriz epoxi,  $E = 2,78 \text{ GPa}$ <sup>[19]</sup>. Os valores das tensões máximas dos compósitos foram retirados da bibliografia<sup>[6,20]</sup>.

Pode-se observar que existe, dentro do erro experimental, uma boa correlação entre o valor calculado e o medido para os compósitos reforçados com fibras de carbono. Este resultado indica que neste compósito praticamente toda a energia consumida no processo de impacto é armazenada sob a forma de energia de deformação elástica. De fato, conforme já observado na análise fractográfica, Figuras 2 e 3, a falha deste compósito ocorreu preferencialmente por efeito da tensão normal. Como as fibras de carbono são materiais essencialmente frágeis, apresentando uma capacidade de deformação plástica muito limitada<sup>[9]</sup> e, como mostrado na Figura 2, praticamente não houve delaminação e arrancamento de fibra, não existem mecanismos eficientes de absorção de energia de deformação plástica neste compósito. Assim, a falha dos compósitos reforçados por fibras de carbono pode ser satisfatoriamente descrita pelo modelo elástico.

Para o compósito reforçado por fibras de vidro houve uma diferença maior entre o valor calculado pelo modelo elástico e o valor experimentalmente me-

didado. Este resultado era esperado pois, conforme mostrado na Figura 2, uma parcela importante de energia é consumida devido a delaminação que ocorre neste compósito. Ou seja, o modelo elástico subestima, necessariamente, a capacidade de absorção de energia do compósito reforçado com fibras de vidro. Porém, a partir dos dados mostrados nas Tabelas 2 e 3, pode-se ver que uma parcela importante da energia total consumida está associada a energia de deformação elástica. Este resultado concorda com as curvas tensão vs. deformação para compósitos unidirecionais de fibra de vidro, que apresentam um comportamento essencialmente linear até a ruptura<sup>[21]</sup>.

Por outro lado, o modelo empregado não descreve o comportamento do compósito reforçado por fibras aramidadas. Este resultado concorda, também, com a análise fractográfica, que mostra a presença extensiva de delaminação e com o fato de que as fibras aramidadas apresentam um modo complexo de falha. Sob compressão elas se deformam plasticamente antes de se romper e sob tração podem sofrer múltiplas fraturas axiais<sup>[22]</sup>. Estas características acarretam na presença de múltiplos mecanismos de absorção de energia para estes compósitos. Além disto, a energia total associada à criação de superfícies delaminadas em um compósito reforçado por fibras é proporcional à fração volumétrica de fibras e a razão  $\sigma_f/\tau$ , onde  $\sigma_f$  é a tensão de ruptura da fibra e  $\tau$  é a tensão de cisalhamento na interface fibra-matriz<sup>[23]</sup>. Como o valor de  $\sigma_f$  das fibras aramidadas é elevado<sup>[3,22]</sup> e o valor de  $\tau$  é baixo, tendo em vista que as fibras aramidadas apresentam uma baixa resistência interfacial<sup>[13,22]</sup>, a energia associada a delaminação nestes compósitos deve ser alta. Assim, é possível entender, qualitativamente, porque os compósitos reforçados por fibras aramidadas não podem ser analisados empregando-se um modelo puramente elástico.

A falha do modelo elástico em simular o comportamento do compósito com fibras aramidadas poderia ser esperada tendo em vista que estas fibras são materiais tenazes, empregados em proteções individuais ou em blindagens<sup>[24,25]</sup>. Entretanto, deve ser aqui ressaltado, que as condições de contorno aplicáveis para descrever o comportamento das fibras aramidadas quando submetidas a impacto balístico são bem distintas das condições empregadas neste trabalho. Assim sendo, uma correlação direta entre os mecanismos de absorção de energia para os dois casos não é aplicável. De fato, o regime de taxa de deformação imposta a estes compósitos, de cerca de  $10^1 \text{ s}^{-1}$ , está no limite inferior do comportamento dinâmico e, portanto, o comportamento global do compósito ainda

Tabela 3. Valores calculados para a energia de impacto.

Compósito	$U_{\text{calc}}$ (kJ/m <sup>2</sup> )*	$U_0$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$E_c$ (GPa)	$\sigma_m$ (GPa)
vidro	263	319±20	36,4	1,20 <sup>[6]</sup>
aramida	140	216±24	82,2	1,31 <sup>[6]</sup>
carbono	78	84±12	116,4	1,17 <sup>[20]</sup>

\*valores calculados pela equação 4.

pode ser modelado empregando-se considerações de equilíbrio estático<sup>[26]</sup>. Para as condições de contorno de impacto balístico, quanto a taxa de deformação assume valores entre  $10^4$  a  $10^5$  s<sup>-1</sup>, o comportamento deve ser modelado em função da propagação de ondas plásticas ou cisalhantes no material<sup>[26]</sup>.

## Conclusões

A energia absorvida sob impacto Charpy de compósitos de matriz epoxi reforçados por fibras de vidro, carbono ou aramida varia inversamente com o módulo de elasticidade das fibras. Os compósitos carbono-epoxi sofreram ruptura total e seu comportamento pode ser analisado por um modelo puramente elástico. Para os compósitos vidro-epoxi e aramida-epoxi ocorre delaminação. Este mecanismo aumenta a capacidade de absorção de energia destes compósitos e, portanto, causa um desvio entre os valores experimentais e os preditos pelo modelo elástico.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela bolsa de iniciação científica, no âmbito do PIBIC, para M.M.M.Naglis.

## Referências Bibliográficas

1. Gibson,R.F.; Principles of Composite Materials Mechanics, McGraw-Hill, Singapore (1994).
2. Reinhart,T.J.; Introduction to Composites, in "Engineered Materials Handbook, vol.1 - Composites", ASM International, Metals Park, EUA, 1987, pp.27-34.
3. Chawla,K.K.; Composite Materials - Science and Engineering, Springer-Verlag, Berlin (1987).
4. McCarty,J.E.; Composites, vol.24 p.361 (1993).
5. Quinlivan,J.T. (Chairman); Applications and Experience - Section 12, in "Engineered Materials Handbook, vol.1 - Composites", ASM International, Metals Park, EUA, 1987, pp.800-847.
6. Agarwal,B.D. e Broutman,L.J.; Analysis and Performance of Fiber Composites, John Wiley & Sons, New York (1980).
7. Purslow,D.; Composites, vol.15 p.207 (1984).
8. Land,P.L.; J.Mater.Sci., vol.14 p.2760 (1979).
9. Hull,D.; Introduction to Composite Materials, Cambridge UP, Cambridge (1985).
10. 't Hart, W.G.J.; Report NLR TR 76035U, National Aerospace Laboratory, Amsterdam, The Netherlands, 1976.
11. Purslow,D.; Composites, vol.17 p.289 (1986).
12. Bunsell,A.R.; J.Mater.Sci., vol.10 p.1300 (1975).
13. Konopasek,L. e Hearle,J.W.S.; J.Appl.Pol.Sci., vol.21 p.2791 (1977).
14. Bucknall,C.B. e Gilbert,A.H.; Polymer, vol.30 p.213 (1989).
15. Brown,H.R.; J.Mater.Sci., vol.8 p.941 (1973).
16. Server,W.L.; J.Testing & Eval., vol.6 p.29 (1978).
17. Brown,J.M.B.; Introductory Solid Mechanics, John Wiley & Sons, London (1973).
18. Adams,D.F. e Perry,J.L.; Fibre Sci.& Technol., vol.8 p.275 (1975).
19. d'Almeida,J.R.M.; Graça,M.L.A. e Darwish,F.A.I.; Anais do 7<sup>o</sup> CBECIMAT, Florianópolis, SC, 1987, pp.396-399.
20. Tsai,S.W.; Composites Design, Think Composites, Dayton (1988).
21. Jones,R.M.;Mechanics of Composite Materials, Scripta Book Company, Washington (1975).
22. Morgan,R.J. e Allred,R.E., Aramid Fiber Reinforcements, in "Reference Book for Composites Technology - vol.1", Technomic Publishing Co., Lancaster, EUA, 1989, pp. 143-166.
23. Marston,T.U.; Atkins,A.G. e Felbeck,D.K.; J.Mater.Sci., vol.9 p.447 (1974).
24. d'Almeida, J. R. M.; Aragão, E. E. A. e Acchar, R.; R. Mil. Ci. e Tecnol., vol.6 p.64 (1989).
25. Acchar,R.; d'Almeida,J.R.M. e Aragão,E.E.A.; R.Mil.Ci.e Tecnol., vol.7 p.14 (1990).
26. Meyers, M. A.; Dynamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons, New York (1994).