

# EFEITO DA MICROMORFOLOGIA DAS FIBRAS DE CURAUÁ COMO REFORÇO EM COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIMÉRICA<sup>1</sup>

Sergio Neves Monteiro<sup>2</sup>  
João José de Assis Rangel<sup>3</sup>

## Resumo

Investigou-se o efeito que a micromorfologia da fibra de curauá (*Ananas erectifolius*), constituída de um feixe natural de filamentos paralelos, exerce sobre as propriedades mecânicas de compósitos de matriz poliéster incorporada com fibras de curauá como reforço contínuo e alinhado. Compósitos com diferentes quantidades de fibras de curauá foram ensaiados em flexão e tiveram sua fratura caracterizada por microscopia eletrônica de varredura. Resultados experimentais foram interpretados por meio de simulação da resposta mecânica do compósito, tendo em vista um modelo geométrico para a concentração de tensões gerada pela configuração da fibra de curauá como um conjunto de cilindros paralelamente encaixados.

**Palavras-chave:** Compósito polimérico; Matriz poliéster; Fibra de curauá; Comportamento mecânico; Simulação geométrica.

## EFFECT OF THE CURAUA FIBER MICROMORPHOLOGY AS REINFORCEMENT FOR POLYMERIC MATRIX COMPOSITES

## Abstract

The effect that the micromorphology of a curauá (*Ananas erectifolius*) fiber, which is composed of a natural bundle of parallel filaments, exerts on the mechanical properties of polyester matrix composites incorporated with curauá fibers as continuous and aligned reinforcement, was investigated. Composites with different amounts of curauá fibers were bend-tested and the fracture was characterized by scanning electron microscopy. The experimental results were interpreted by means of a simulation of the composite mechanical response based on a geometrical model for the stress concentration associated with the curauá fiber configuration as a set of close packed parallel cylinders.

**Key words:** Polymeric composites; Polyester matrix; Curauá fiber; Mechanical behavior; Geometrical simulation.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

<sup>2</sup> PhD, Professor Titular, Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV, Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense, CCT/UENF, Av. Alberto Lamego, 2000, 28015-620, Campos dos Goytacazes, RJ – Brasil. [sergio.neves@ig.com.br](mailto:sergio.neves@ig.com.br).

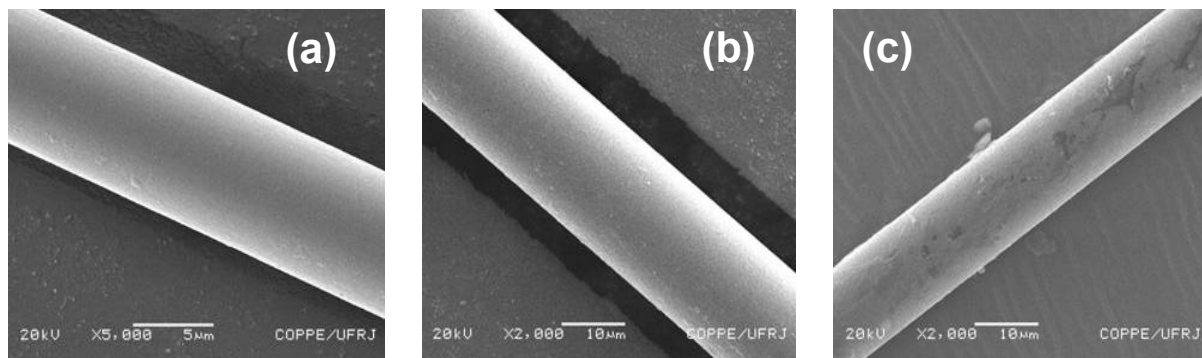
<sup>3</sup> D.Sc., Professor, Universidade Candido Mendes, UCAM-Campos-NPDI

## INTRODUÇÃO

A classe dos materiais compósitos é a que mais cresce na moderna tecnologia em virtude da versatilidade que apresenta comparativamente com as outras monolíticas de metais, cerâmicas e polímeros, consideradas isoladamente. Esta versatilidade dos compósitos em relação aos materiais monolíticos convencionais advém da possibilidade de adaptar, ou seja, “engenheirar” suas propriedades para usos específicos.<sup>[1-3]</sup> Manipulando-se racionalmente as fases de um compósito é possível ter-se características físicas, químicas e estruturais adequadas a uma dada aplicação. Esta manipulação engenheirada das fases, associada à versatilidade do compósito, pode ser feita através de alterações isoladas em quaisquer dos seguintes parâmetros físicos: composição, quantidade relativa, tamanho, distribuição, orientação, textura e morfologia.<sup>[4,5]</sup>

É reconhecido que a morfologia das fases pode ter grande importância nas propriedades,<sup>[3,6]</sup> embora este parâmetro nem sempre receba a devida atenção quando se projeta um material compósito. Dependendo da morfologia de fases dispersas em matriz contínua, podem-se ter pontos de grande concentração de tensões reduzindo a resistência do compósito.<sup>[7]</sup> Partículas de carboneto com formato poliédrico e cantos vivos em compósitos do tipo cermetos exemplificam esta concentração de tensões. A morfologia de fases dispersas pode também interferir diretamente na porosidade dos compósitos. Fases com reentrâncias superficiais dificultam o perfeito acoplamento com a matriz durante o processamento, acarretando vazios na estrutura dos compósitos.<sup>[8]</sup>

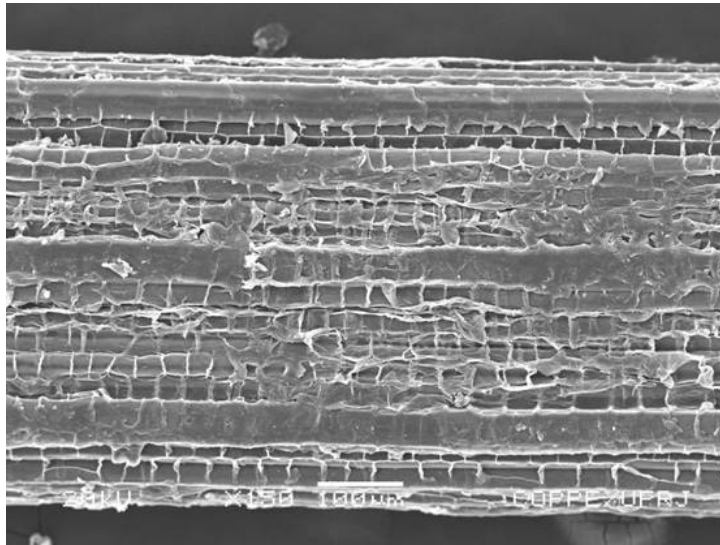
Em um dos mais importantes tipos de compósitos, os reforçados com fibras, a morfologia das fases dispersas é fundamental para o singular desempenho mecânico.<sup>[9,10]</sup> Neste caso o principal aspecto de forma está relacionado ao fato de que a fase reforçadora deve ter, necessariamente, uma das dimensões bem maior que as outras duas. Dentre estes compósitos, os mais comuns possuem fibras sintéticas, como carbono, vidro e aramida na forma cilíndrica com superfície lisa, Figura 1, continuamente alinhadas em matriz polimérica.<sup>[11,12]</sup>



**Figura 1** – Exemplo de fibras sintéticas: (a) carbono, (b) vidro e (c) aramida.

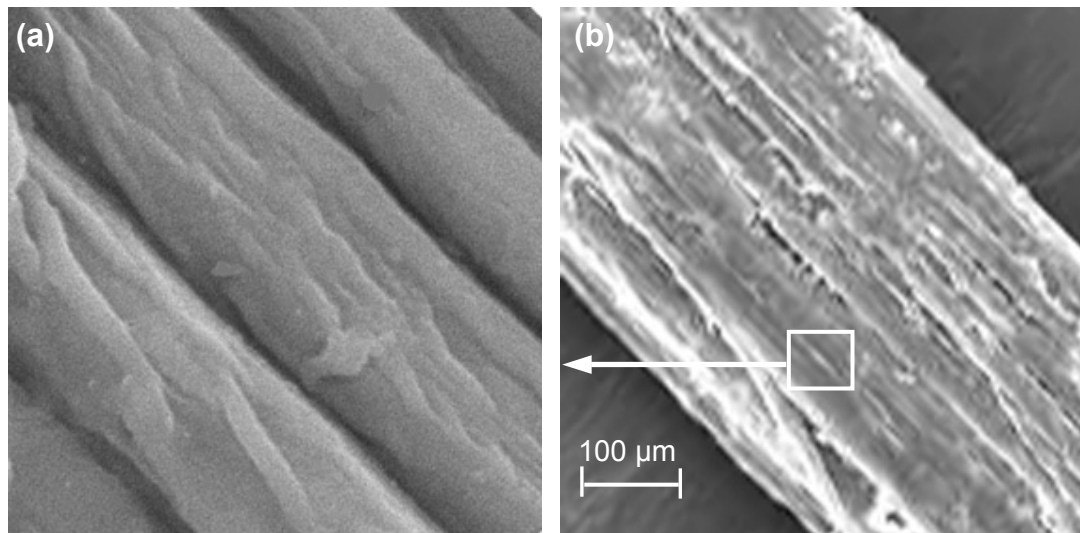
No caso de compósitos reforçados com fibras naturais,<sup>[13-15]</sup> a imagem clássica de fibras lisas e cilíndricas não existe na prática. Por exemplo, a Figura 2 mostra a típica superfície de uma fibra de rami (*Boehmeria nivea*) com células parenquimáticas que podem afetar a interação com a matriz polimérica de um compósito reforçado com esta fibra. Assim, detalhes micromorfológicos que sempre existem na superfície das fibras naturais poderiam ter tanta influência nas

propriedades mecânicas do compósito quanto o que estabelecem as equações com base no modelo de fibras lisas.

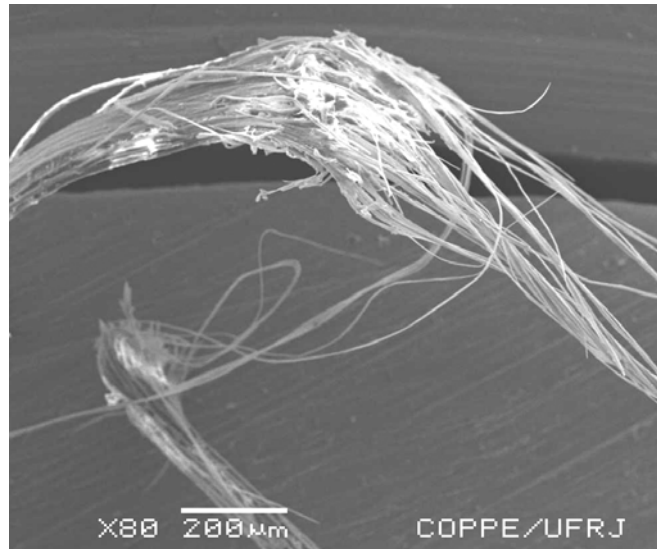


**Figura 2** – Detalhes micromorfológicos típicos da superfície da fibra de rami.

A fibra de curauá (*Ananas erectifolius*) é naturalmente constituída por um feixe de filamentos, como ilustra a Figura 3, e que tendem a se separarem, Figura 4, em um processo de solitação mecânica até a ruptura.<sup>[16]</sup> Não é, pois, difícil imaginar que, no caso de um compósito reforçado com fibras de curauá, esta complexidade morfológica possa condicionar a ligação entre fibras e matriz influenciando nas propriedades mecânicas do compósito.



**Figura 3** – Micromorfologia típica da superfície da fibra de curauá: (a) detalhe dos filamentos e (b) visão geral em todo diâmetro de uma fibra.

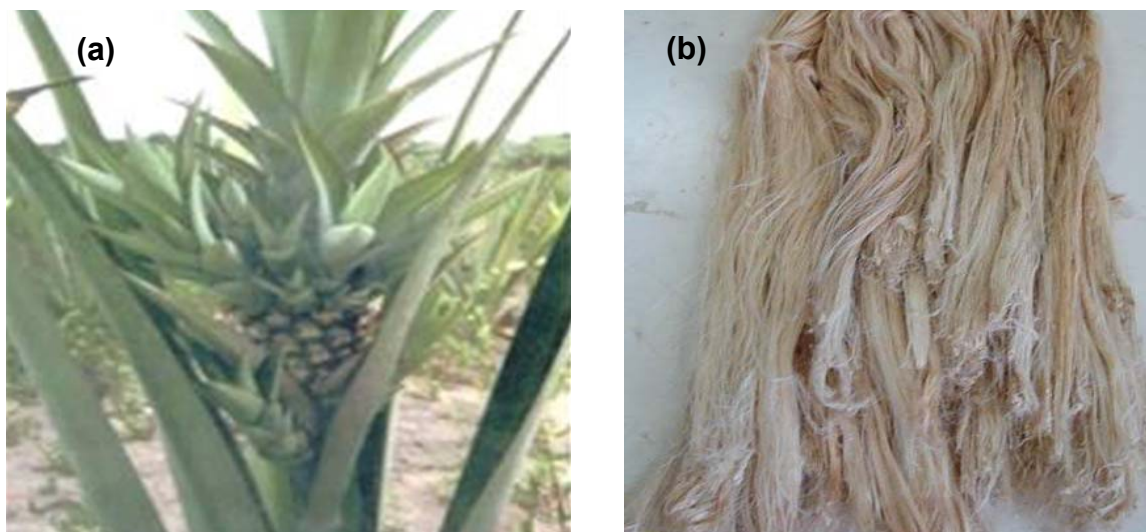


**Figura 4** – Separação dos filamentos na fratura de uma fibra de curauá.

Tendo em vista o papel que a micromorfologia pode exercer sobre o desempenho do compósito, o objetivo deste trabalho foi modelar geometricamente a influência que os detalhes superficiais, acrescidos à forma cilíndrica de fibra, tem sobre as propriedades mecânicas de compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de curauá.

## **MATERIAIS E MÉTODOS**

As fibras de curauá, extraídas das folhas da planta ilustrada na Figura 5 (a), foram adquiridas de uma firma que comercializa o produto cultivado no Pará. A Figura 5 (b) mostra um feixe no qual o comprimento médio das fibras de curauá é de 442 mm e o diâmetro médio 0,17mm como relatado em recente publicação.<sup>[16]</sup>



**Figura 5** – Curauá: (a) planta de cujas folhas extraem-se as fibras; (b) feixe de fibras.

Estas fibras de curauá, após uma simples limpeza para retirada de detritos sem empregar água ou quaisquer produtos químicos, foram separadas e secas ao ar à temperatura ambiente por pelo menos uma semana. Vale esclarecer que a fibra de

curauá, como um material lignocelulósico, é naturalmente hidrofílica.<sup>[13,14]</sup> Mesmo após secagem ao ar a fibra manterá uma certa quantidade de umidade absorvida em sua superfície. Como a resina poliéster utilizada como matriz dos compósitos neste trabalho é hidrofóbica, a interface fibra/matriz será relativamente fraca.<sup>[17]</sup>

Compósitos com quantidades relativas de fibras contínuas e alinhadas de curauá de 5, 10, 15, 20, 25 e 30% em peso foram confeccionados em mistura com resina poliéster ortoftálica e curadas à temperatura ambiente por pelo menos 24 horas, conforme descrito em outra publicação.<sup>[16]</sup> Corpos de prova na forma de placas retangulares foram ensaiados em flexão de 3 pontos em máquina Instron com capacidade de 100kN. Tendo em vista os parâmetros do ensaio: distância entre suportes  $L=90\text{mm}$ , largura do corpo de prova  $b=25\text{mm}$  e espessura  $d=10\text{mm}$ , a tensão  $\sigma_m$ , correspondente à resistência mecânica ou módulo de ruptura em flexão, foi calculada pelo valor da carga  $Q$  aplicada, por meio da equação:

$$\sigma_m \text{ (MPa)} = 54 \times 10^3 Q \text{ (N)} \quad (1)$$

A análise da superfície das fibras de curauá foi feita em um microscópio Jeol modelo JSM 6460 LV em voltagem de 15 e 25 kV, no Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, PEMM, da COPPE, UFRJ.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

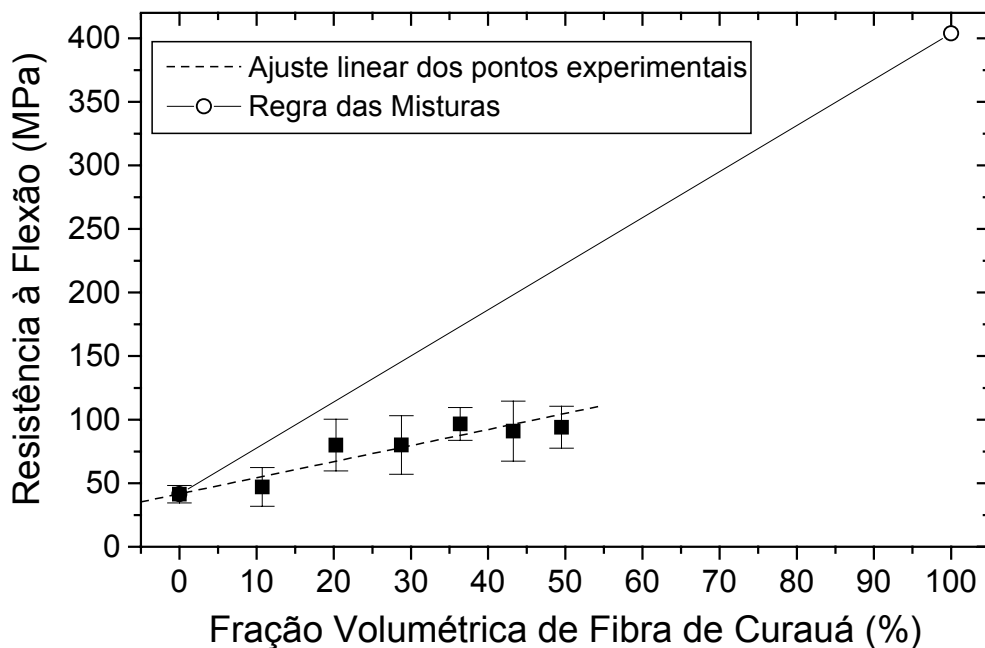
### Fração de Fibras vs. Resistência do Compósito

A Figura 6 apresenta os pontos experimentais, com os respectivos desvios padrão, associados à curva de variação da resistência mecânica dos compósitos em função da fração em volume de fibras de curauá. Em trabalho anterior<sup>[16]</sup> a curva da resistência versus à fração em peso havia sido apresentada. No presente trabalho a conversão de fração em peso para fração em volume,  $V_f$ , foi realizada considerando a densidade da fibra de curauá  $\rho_f = 0,52 \text{ g/cm}^3$  e a da resina poliéster  $\rho_r = 1,19 \text{ g/cm}^3$ .

Na Figura 6 também está apresentada a reta teórica ligando a resistência em flexão da resina poliéster pura,  $\sigma_r = 41,40 \pm 6,92 \text{ MPa}$ , para  $V_f = 0\%$ , até o valor da resistência em tração da fibra de curauá,  $\sigma_f = 404 \pm 141 \text{ MPa}$ , para  $V_f = 100\%$ , reportada em outra publicação [18]. Esta reta, em princípio, corresponderia a Regra da Mistura relativa às duas fases dos compósitos.

$$\sigma_c = \sigma_r (1-V_f) + \sigma_f V_f \quad (2)$$

onde:  $\sigma_c$  é a resistência do compósito.

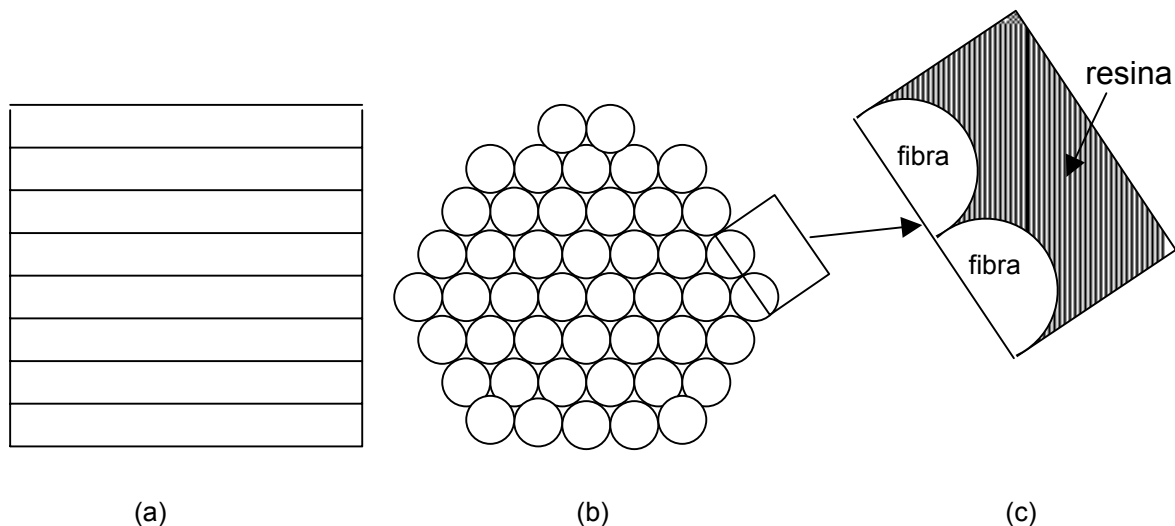


**Figura 6** – Variação da resistência dos compósitos de matriz poliéster com a fração volumétrica de fibra de curauá.

O valor experimental da resistência em flexão de todos os compósitos incorporados com fibras de curauá situa-se abaixo da reta teórica da Regra da Mistura. É importante notar que os pontos experimentais também podem ser associados a uma linha reta (tracejada) iniciando no ponto correspondente à resina poliéster e estendendo-se até o máximo de  $V_f = 49,51\%$  de fibra incorporada. A comparação entre a reta teórica, linha cheia, e a reta experimental, linha tracejada a Fig.6 indica que quanto maior for a incorporação de fibra de curauá na matriz de poliéster, maior a diferença relativa. Assim, para  $V_f = 10\%$  e resistência teórica,  $\sigma_c$  na Eq. 1 é 1,5 vezes a resistência experimental, enquanto para o máximo de  $V_f = 49,51\%$ ,  $\sigma_c$  teórica é mais que 2 vezes a experimental. Vale aqui comentar que, não foi possível se obter compósitos com fração volumétrica de fibras de curauá acima de 50%, devido à dificuldade de processamento. Embora a pressão exercida sobre o molde do compósito durante a cura da resina tenda eliminar os espaços vazios, algumas fibras permaneciam soltas e sem adesão à resina para  $V_f > 50\%$ .

### Concentração de Tensões na Interface

A configuração geométrica dos filamentos que compõem cada fibra de curauá pode ser responsável por uma significativa concentração de tensões na interface fibra/matriz. Para avaliação desta concentração de tensões estabeleceu-se um modelo geométrico para o sistema. Este modelo simula cada fibra de curauá como um conjunto de cilindros paralelamente encaixados como mostrado na Figura 7. Nesta figura tem-se uma vista lateral dos cilindros, Figura 7(a), que se assemelha à situação real de uma fibra de curauá com os filamentos que a constituem, como ilustrado na Figura 3(a). O corte transversal do modelo, Figura 7(b), revela que uma só fibra é constituída de muitos filamentos ainda que poucos sejam observados lateralmente.



**Figura 7:** Modelo geométrico da fibra de curauá: (a) vista lateral; (b) corte transversal; e (c) detalhe da Interface fibra/matriz.

Experimentalmente, pode-se ter uma idéia do número de filamentos que compõem uma fibra de curauá considerando que o diâmetro médio da fibra seja de 0,17 mm<sup>[16]</sup> e o diâmetro médio do filamento calculado na Figura 3 em cerca de 6 µm. Em um conjunto compacto de cilindros paralelos, isto significa mais de 50 cilindros.

Considerando que a resina preencha os espaços superficiais entre os cilindros, Figura 7(c), tem-se as interfaces fibra/matriz geometricamente modeladas como a superfície de semi-cilindros. Do lado da resina, isto corresponde a concentradores de tensão<sup>[5]</sup> com profundidade, **a**, e raio de curvatura, **ρ**, na equação.

$$\sigma_i = \sigma_0 [1 + 2 (a/\rho)^{1/2}] \quad (3)$$

para a condição **a = ρ** na Fig. 7(c):

$$\sigma_i = 3\sigma_0 \quad (4)$$

onde  $\sigma_i$  é a tensão na interface e  $\sigma_0$ , a tensão aplicada no compósito. Ou seja, pode-se ter uma redução de até três vezes a teoricamente esperada para a resistência do compósito em virtude da concentração de tensões exercida a partir da interface sobre a matriz. Naturalmente que parte desta tensão será transferida para a fibra, podendo até resultar em separação dos filamentos como será discutido mais adiante.

A simulação geométrica do sistema fibra de curauá reforçando matriz de poliéster, Figura 7 e Eq. (4), está em razoável concordância com os resultados apresentados na Figura 6. Pela simulação, a concentração de tensões devido às reentrâncias agudas entre filamentos da fibra, Figura 7(c), acarretam decréscimo de três vezes na tensão aplicada segundo a Eq. (4). Isto significa que o valor teórico correspondente à máxima resistência do compósito, reta da Regra das Misturas na Figura 6, seria reduzido a um terço devido à micromorfologia das fibras de curauá, ilustrada na Figura 3. Os resultados experimentais, reta tracejada na Figura 6, mostram que esta redução não é tão marcante, mas pode alcançar um fator superior a duas vezes; para  $V_f = 49,51$  tem-se  $\sigma_i = 2,1 \sigma_0$ .

Uma razão para esta pequena discrepância entre a simulação geométrica e os resultados experimentais por ser a dificuldade de se ter penetração total de resina, Figura 7(c) em uma reentrância absolutamente aguda. Caso a penetração da resina seja de somente um terço da ponta aguda na Figura 7(c), tem-se então  $a = 0,3p$ , acarretando  $\sigma_i = 2,1 \sigma_0$ . Ou seja, um valor idêntico ao experimentalmente obtido.

Finalmente, é relevante mencionar que a micromorfologia típica das fibras de curauá poderia também contribuir para a ruptura do compósito através de trincas geradas no descolamento entre filamentos. Na verdade, na solitação mecânica de fibras soltas de curauá, Figura 4, esta separação sempre ocorre. Entretanto, estando a fibra embutida na matriz polimérica do compósito, este processo é mais complexo, pois a maior probabilidade é de que ocorra nucleação e propagação inicial das trincas na interface fibra/matriz ou na própria matriz, muito menos resistente que a fibra.<sup>[18]</sup> Obviamente que nos estados finais da ruptura do compósito, quando as fibras também tiverem que ser rompidas, então certamente ocorrerá separação entre filamentos em cada fibra.

## CONCLUSÕES

O reforço de compósitos de matriz poliéster com fibras contínuas e alinhadas de curauá é afetado pela micromorfologia das fibras. Esta micromorfologia, para cada fibra, está associada a filamentos que podem ser geometricamente simulados como um feixe de cilindros paralelos.

Reentrâncias agudas na superfície da fibra agem como concentradores de tensão do lado da resina, podendo reduzir em até três vezes o nível de resistência do compósito.

Resultados experimentais, em confronto com a estimativa teórica baseada na Regra das Misturas para a resistência mecânica dos compósitos mostram reduções de até 2,1 vezes. Esta discrepância com a simulação geométrica foi interpretada como consequência da impossibilidade de se ter absoluta penetração da resina nas partes mais agudas das reentrâncias entre os filamentos da fibra de curauá.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPERJ, CNPq, Capes e FENORTE/TECNORTE. É também motivo de agradecimento a permissão para uso do MEV do PEMM da COPPE/UFRJ.

## REFERÊNCIAS

- 1 CHAWLA, K. K. **Composite Materials**, Nova York: Springer-Verlag, 1993.
- 2 MATTEWS, F.L.; RAWLINGS, R.D. **Composite Materials: Engineering and Science**, Londres: Chapman & Hall, 1994.
- 3 HULL, D.; CLYNE, T. W. **An Introduction to Composite Materials**, 2<sup>a</sup> ed., Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1996.
- 4 GIBSON, R.F. **Principles of Composite Materials Mechanics**, Nova York: Mc Graw Hill, 1994.
- 5 CALLISTER Jr., W.D. **Materials Science and Engineering – An Introduction**, 5<sup>a</sup> Edição, Nova York : John Wiley & Sons, 2000, p. 358.



- 6 ASHBEE, K.H.G. **Fundamentals Principles of Fiber Reinforced Composite**, 2<sup>a</sup> Edição, Lancaster : Thecnomic Pub. Comp. Inc., 1993.
- 7 HERTZBERG, R.W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**, 4<sup>a</sup> Edição, Nova York : John Wiley & Sons, 1996.
- 8 STRONG, A.B. **Fundamentals of Composite: Materials, Methods and Applications**, Dearborn, USA: Soc. of Manuf. Engineers, 1989.
- 9 AGARWAL, B.D.; BROUTMAN, L.J. **Analysis and Performance of Fiber Composites**, Nova York: John Wiley & Sons, 1990.
- 10 HERAKOVICH, C.T. **Mechanics of Fibrous Composites**, Nova York: John Wiley & Sons, 1998.
- 11 LEACH, D. **Development and Applications of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics**, Nova York: John Wiley & Sons, 1988.
- 12 HOLLAWAY, L. **Handbook of Polymer Composites for Engineering**, Cambridge: Woodhead Pub. Ltd., 1994
- 13 BLEDZKI, A.K.; GASSAN, J. Composites reinforced with cellulose-based fibers. **Prog. Polym. Sci.**, v. 24, p. 221 – 274, 1999.
- 14 PEIJS, T. Natural fiber based composites, **Mater. Technol.**, v. 15, p. 281-285, 2000.
- 15 WAMBUA, P.; IVENS, J.; VERPOEST, I. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? **Composite Science and Technology**, v, 63, p. 1259-1264, 2003
- 16 MONTEIRO, S.N.; AQUINO, R.C.M.P.; LOPES F.P.D.; CARVALHO, E.A.; D'ALMEIDA, J.R.M. Comportamento mecânico e características estruturais de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá, **Rev. Mater.** v. 11(3), p. 197-203, 2006.
- 17 D'ALMEIDA, J.R.M. Fibre-matrix interface and natural fibre composites **J. Mater. Sci. Letters**, v.10(10), p.578-580, 1991.
- 18 MONTEIRO, S.N.; DE DEUS, J.F.; D'ALMEIDA, J.R.M. Mechanical and structural characterization of curaua fibers. In: CHARACTERIZATION OF MINERALS, METALS & MATERIALS TMS CONFERENCE, 2006, San Antonio, EUA, 1CD. p. 1 – 7.