

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.  
PPGEM

**COMPÓSITOS LAMINADOS HÍBRIDOS DE CURAUÁ/VIDRO: ANÁLISE MECÂNICA  
EXPERIMENTAL E TEÓRICA**

Clarissa Coussirat Angrizani

Dissertação para obtenção do título de  
MESTRE EM ENGENHARIA

Porto Alegre  
2011

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.  
PPGEM

**COMPÓSITOS LAMINADOS HÍBRIDOS DE CURAUÁ/VIDRO: ANÁLISE MECÂNICA  
EXPERIMENTAL E TEÓRICA**

Clarissa Coussirat Angrizani  
Tecnóloga em Polímeros

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Porto Alegre  
2011

CLARISSA COUSSIRAT ANGRIZANI

**COMPÓSITOS LAMINADOS HÍBRIDOS DE CURAUÁ/VIDRO: ANÁLISE MECÂNICA  
EXPERIMENTAL E TEÓRICA**

COMISSÃO JULGADORA

Dissertação para obtenção do título de  
MESTRE EM ENGENHARIA

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico

Co-orientador: Prof. Dr. Ademir José Zattera (UCS)

Banca Examinadora:

Prof. Dr<sup>a</sup> Maria Odila Hilário Cioffi (UNESP) \_\_\_\_\_

Prof. Dr<sup>a</sup> Laura Hecker de Carvalho (UFCG) \_\_\_\_\_

Prof. Dr<sup>a</sup> Branca Freitas de Oliveira (UFRGS) \_\_\_\_\_

Porto Alegre, \_\_\_\_\_ de \_\_\_\_\_ de 2011.

*“Preciso de serenidade, para aceitar as coisas que não posso mudar.  
Coragem, para mudar o que posso. E sabedoria para conhecer a diferença.”*  
(R. Niebuhr)

## **Agradecimentos**

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu profundo agradecimento.

Ao professor Dr. Sandro Campos Amico que ao ser solicitado sempre esteve presente para idealização deste trabalho, inclusive em finais de semana e férias.

Ao Professor Dr. Ademir José Zattera que juntamente com o orientador nunca deixaram faltar nada que pudesse impedir a realização deste trabalho.

Aos amigos do LPOL/UCS, principalmente ao Heitor L. Ornaghi Jr., Emanuel H. Portella, e as técnicas Maira e Damiani. Aos amigos do LAPOL/UFRGS e LACOMP/UFRGS, especialmente a Neiva, a Alessandra, a Laís e a Cristiane que muitas vezes em que pensei desistir ou pedi ajuda estavam presentes.

Ao Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos da UNESP/Guaratinguetá em especial a professora Dr<sup>a</sup> Maria Odila H. Cioffi e ao técnico Manoel Francisco do Santo que sem eles não seria possível realizar a análise macro e micro-mecânica. Ao professor Dr. Sérgio Pezzin da UDESC pela realização dos ensaios de dilatométrica.

À minha mãe, Mary Lia C. Angrizani, meu irmão, Lorenzo C. Angrizani e meu pai, Rui N. R. Angrizani, por todo apoio incondicional, por todo incentivo e por estarem sempre ao meu lado em todos os momentos. E também aos meus primos Gabriele C. Caldeira e Fábio Bonato, e minha cunhada que entenderam quando não pude estar presente em alguns momentos.

Ao meu amor, Pedro Antonio Ourique, que dividiu comigo os bons e maus momentos durante a elaboração deste trabalho, pelo apoio incondicional, pelo incentivo e pelo carinho demonstrado.

A Capes pela bolsa e fomento para realização deste trabalho.

Aos amigos do peito que estiveram e estão comigo em todas as horas.

## Trabalhos Publicados

### Congressos

- ANGRIZANI, C. C.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Influence of the stacking sequence on the properties of glass/curaua hybrid laminate composites. **7º International Symposium on Natural Polymers and Composites**, 2010.
- ANGRIZANI C. C.; CIOFFI M. O. H.; FILHO M. F. S.; ZATTERA A. J.; AMICO S. C. Experimental and numerical analysis of curaua/glass hybrid Interlayer laminates. **4º International Conference on Sustainable Materials, Polymers and Composites**, 2011.

## Sumário

Índice de Figuras.....	ix
Índice de Tabelas.....	xi
Lista de abreviaturas e símbolos.....	xiv
Resumo.....	xviii
Abstract.....	xix
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	1
2.1 Objetivo Geral.....	1
2.2 Objetivo Específico.....	1
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
3.1. Materiais Compósitos Poliméricos.....	2
3.2. Reforços.....	4
3.2.1. Fibras Sintéticas.....	6
3.2.2. Fibras Vegetais.....	7
3.3. Laminados.....	10
3.4. Compósitos Híbridos.....	11
3.5 Laminados Híbridos.....	14
3.6. Mecânica de Compósitos.....	16
3.6.1 Análise Micro-mecânica.....	16
3.6.2 Análise Macro-mecânica.....	20
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
4.1. Materiais.....	23
4.2. Métodos.....	24
4.2.1. Montagem das mantas de curauá.....	24
4.2.2. Produção dos Compósitos.....	24
4.2.3 Caracterização dos Compósitos.....	27
4.2.4 Análise Estatística.....	31
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	33
5.1. Estudos iniciais da resina e da fibra de curauá.....	33

5.1.1. TGA da fibra de curauá .....	33
5.1.2. Determinação da temperatura e do tempo de cura do compósito .....	34
5.2. Compósitos .....	35
5.2.1 Influência da sequência de lâminas nas características do laminado híbrido. ....	35
Propriedades Físicas.....	35
5.2.2 Influência da Variação de Espessura nas Propriedades do Laminado.....	53
5.2.3 Laminados com Teor de Fibra Vegetal Aumentado .....	58
5.2.4. Análise Macro e Micromecânica.....	62
6 CONCLUSÕES .....	70
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	73



## Índice de Figuras

Figura 1 - Proposta de classificação hierárquica de compósitos sintéticos e naturais [12]. .....	2
Figura 2 - Arranjo das fibras e sua relação com a isotropia do material [27].....	5
Figura 3 - Tecidos utilizados como material de reforço em materiais compósitos poliméricos [32]. ....	6
Figura 4 – Planta de curauá (a) e fibras de curauá secando ao ar livre (b).....	8
Figura 5 - Classes de compósitos híbridos [65].....	13
Figura 6 - Laminado linho (flax)/ vidro (glass): (a) laminado simétrico, e (b) laminado assimétrico [56]. ....	14
Figura 7 - Desenho representativo de uma lâmina.....	18
Figura 8 - Forças resultantes no plano da lâmina. ....	21
Figura 9 - Momentos resultantes no plano da lâmina.....	22
Figura 10 - Fluxograma de produção dos compósitos.....	25
Figura 11 - Compósito de fibra de curauá (a), híbrido (b) e fibra de vidro (c).....	26
Figura 12 - Ensaio de tração. ....	28
Figura 13 - Representação do corpo-de-prova (ASTM D5379) [90].....	30
Figura 14 - Ensaio de losipescu.....	30
Figura 15 - Tela do laminador em que foram inseridas as propriedades de cada lâmina. .....	32
Figura 16 - Tela do laminador em que foram inseridos a configuração do laminado, o ângulo do reforço e a espessura de cada lâmina.....	32
Figura 17 - Análise termogravimétrica (TGA) das fibras de curauá lavadas. ....	33
Figura 18 - Análise de DSC da mistura (poliéster + iniciador).....	34
Figura 19 - Dilatometria dos compósitos. ....	36

Figura 20 - Curvas de módulo de armazenamento dos compósitos. ....	38
Figura 21 - Curvas de módulo de perda dos compósitos. ....	39
Figura 22 - Dados do $\tan \delta$ dos compósitos. ....	40
Figura 23 - Valores médios da resistência à flexão dos compósitos. ....	42
Figura 24 - Valores médios do módulo em flexão dos compósitos. ....	43
Figura 25 - Valores médios da deformação em flexão dos compósitos. ....	44
Figura 26 - Valores médios da resistência à tração dos compósitos. ....	44
Figura 27 - Valores médios do módulo em tração dos compósitos. ....	45
Figura 28 - Valores médios da deformação na ruptura em tração dos compósitos. ....	46
Figura 29 - MEV do compósito de curauá com aumento de (a) 30 e (b) 100 vezes. ....	47
Figura 30 - MEV do compósito de curauá com aumento de 150 vezes. ....	47
Figura 31 - MEV do compósito híbrido $[c,v]_{2s}$ com aumento de 30 vezes. ....	48
Figura 32 - MEV do compósito híbrido $[c,v]_{2s}$ com aumento de (a) 150 e (b) 600 vezes. .....	49
Figura 33 - MEV do compósito de vidro com aumento de 30 vezes. ....	49
Figura 34 - MEV do compósito de vidro com aumento de 150 vezes. ....	50
Figura 35 - Curvas de resposta do ensaio de ILSS. ....	51
Figura 36 - Desenho representativo do campo de tensões no ensaio de cisalhamento short-beam. ....	51
Figura 37 - Valores médios da resistência ao cisalhamento interlaminar dos compósitos. .....	52
Figura 38 - Amostras de vidro (a), híbrido $[v_2,c_2]_s$ (b) e curauá (c), após o ensaio iosipescu. ....	52
Figura 39 - Valores médios da resistência ao cisalhamento no plano dos compósitos. ....	53
Figura 40 - Vista lateral das amostras $[v,c]_s$ (a), $[v_2,c_2]_s$ (b) e $[v_3,c_3]_s$ (c). ....	57

Figura 41 - Valores médios da resistência ao impacto dos compósitos. ....	58
Figura 42 - Valores médios da resistência ao cisalhamento interlaminar dos compósitos. .....	61
Figura 43 - Valores médios da resistência ao cisalhamento no plano dos compósitos. .	61
Figura 44 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado curauá. ....	63
Figura 45 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c <sub>2</sub> ,v <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> . ....	63
Figura 46 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c,v] <sub>2s</sub> . ....	64
Figura 47 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c] <sub>2s</sub> . ....	64
Figura 48 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> . ....	65
Figura 49 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado de vidro. ....	65
Figura 50 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c] <sub>s</sub> . ....	66
Figura 51 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v <sub>3</sub> ,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub> . ....	66
Figura 52 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub> . ....	67
Figura 53 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c <sub>3</sub> ,v] <sub>s</sub> . ....	67
Figura 54 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c,v,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> . ....	68

## Índice de Tabelas

Tabela 1 - Propriedades de diferentes fibras sintéticas [33].....	6
Tabela 2 - Valores comparativos de propriedades de algumas fibras vegetais [44].....	8
Tabela 3 - Valores comparativos da composição em peso das fibras vegetais [41,51]. ..	9
Tabela 4 - Propriedades de um compósito palha/algodão e outro reforçado com fibra de vidro.....	16
Tabela 5 - Características da resina poliéster insaturada utilizada. ....	23
Tabela 6 - Variação da dureza da resina com o tempo de cura (temperatura da estufa 80°C).....	35
Tabela 7 - Variação da dureza da resina com o tempo de pós-cura (temperatura da estufa 80°C). ....	35
Tabela 8 - Densidade dos compósitos e teor de vazios .....	36
Tabela 9 - HDT dos compósitos.....	37
Tabela 10 - T <sub>g</sub> dos compósitos obtida por diferentes métodos.....	41
Tabela 11 - Valores médios de dureza Barcol e resistência ao impacto dos compósitos .....	41
Tabela 12- Valores do módulo de cisalhamento obtidos a partir da Equação 11.....	53
Tabela 13 - Densidade dos compósitos e teor de vazios. ....	54
Tabela 14 - HDT dos compósitos.....	54
Tabela 15 - Dureza dos compósitos.....	55
Tabela 16 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em flexão.....	55
Tabela 17 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em tração. ....	56
Tabela 18 - Resistência ao cisalhamento interlaminar e iosipescu com módulo .....	56
Tabela 19 - Densidade dos compósitos e teor de vazios .....	58
Tabela 20 - Dureza dos compósitos.....	59

Tabela 21 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em flexão.....	59
Tabela 22 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em tração. ....	60
Tabela 23 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator. ....	68
Tabela 24 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator. ....	69
Tabela 25 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator. ....	69

## Lista de abreviaturas e símbolos

$\%V_f$	Percentual volumétrico de fibra
$V_f$	Teor volumétrico da fibra
$V_c$	Volume do compósito
$\%V_m$	Percentual volumétrico da matriz
$V_m$	Teor volumétrico da matriz
$\rho_c$	Massa específica do compósito
$\rho_f$	Massa específica da fibra
$\rho_m$	Massa específica da matriz
$E$	Módulo de elasticidade do compósito
$G$	Módulo de cisalhamento do compósito
$\sigma$	Resistência à tração do compósito
Grafite HT	Fibra de grafite de alta resistência
Grafite HM	Fibra de grafite de alto módulo
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
DSC	Calorimetria Exploratória Diferencial
DMA	Análise Térmica Dinâmico-Mecânica
$\varepsilon_c$	Deformação do compósito
$\varepsilon_f$	Deformação da fibra

$\varepsilon_m$	Deformação da matriz
$E_1$	Módulo de elasticidade do compósito na direção longitudinal às fibras
$E_2$	Módulo de elasticidade do compósito na direção transversal às fibras
$E_f$	Módulo de elasticidade da fibra
$E_m$	Módulo de elasticidade da matriz
$\nu$	Coefficiente de poisson
$\nu_{12}$	Coefficiente de poisson maior
$\nu_{21}$	Coefficiente de poisson menor
$\nu_m$	Coefficiente de poisson da matriz
$\nu_f$	Coefficiente de poisson da fibra
$G_m$	Módulo de cisalhamento da matriz
$G_f$	Módulo de cisalhamento da fibra
$G_{12}$	Módulo de cisalhamento do compósito no plano
$E_{c_{ran}}$	Módulo de elasticidade do compósito com fibras curtas orientadas aleatoriamente.
$G_{c_{ran}}$	Módulo de cisalhamento do compósito com fibras curtas orientadas aleatoriamente
$E_L$	Módulo elástico longitudinal do compósito com fibras curtas orientadas uniaxialmente
$E_T$	Módulo elástico transversal do compósito com fibras curtas orientadas uniaxialmente

$\eta_L$	Constante
$\eta_T$	Constante
$l$	Comprimento da fibra
$d$	Diâmetro da fibra
$\sigma_x$	Tensão normal na direção x
$\sigma_y$	Tensão normal na direção y
$\tau_{xy}$	Tensão de cisalhamento no plano xy
$Q'_{ij}$	Componente da matriz rigidez reduzida transformada da linha “i”, coluna “j”
$\varepsilon_x^\circ$	Deformação normal na direção x no plano médio da placa
$\varepsilon_y^\circ$	Deformação normal na direção y no plano médio da placa
$\gamma_{xy}^\circ$	Deformação angular xy no plano médio da placa
$K_x$	Curvatura do laminado na direção x
$K_y$	Curvatura do laminado na direção y
$K_{xy}$	Curvatura do laminado no plano xy
$N_x$	Força na direção x
$N_y$	Força na direção y
$N_{xy}$	Força no plano xy
$M_x$	Momento na direção x
$M_y$	Momento na direção y



$M_{xy}$  Momento no plano xy

$h_k$  Espessura da lâmina k

$\tau_{máxILSS}$  Resistência máxima ao cisalhamento interlaminar

$\tau_{máx}$  Resistência máxima ao cisalhamento no plano

$\%W_f$  Percentual mássico de fibra

## Resumo

A crescente preocupação ambiental tem impulsionado o desenvolvimento de materiais alternativos provenientes de recursos renováveis. As fibras vegetais vêm sendo utilizadas em diversos setores econômicos em substituição às fibras sintéticas, por exemplo como reforço de materiais compósitos. Nesta aplicação, as fibras vegetais (e.g. curauá) oferecem vantagens como baixa densidade, atoxicidade e baixo custo em comparação às sintéticas. Neste trabalho, primeiramente foram produzidos diferentes compósitos laminados híbridos inter-camada de vidro/curauá (teor total de fibra = 30% v/v, com uma razão de 1:1 em volume de cada tipo de reforço ) em uma resina poliéster. Compósitos com seqüências de empilhamento distintas foram moldados por compressão à quente e estes foram caracterizados em ensaios físicos (dilatometria, densidade, e HDT) e mecânicos (dureza, impacto, DMA, tração, flexão, iosipescu e short beam). Os resultados em tração mostraram que a posição das lâminas no laminado não é significativamente importante como para flexão onde é importante que as mantas de vidro estejam na superfície. A comparação das propriedades elásticas experimental e teórica, esta última usando um *software* comercial baseado na análise macro-mecânica de laminados, foi satisfatória. Na segunda parte deste trabalho foi escolhido um dos laminados híbridos para variar a espessura, e em outros, alterou-se a razão fibra sintética/ vegetal aumentando o percentual volumétrico de fibra vegetal.

## Abstract

Growing environmental concerns have driven the development of alternative materials from renewable resources. Vegetal fibers have been used in several economic sectors such as a substitute for synthetic fibers as reinforcement of composite materials. In this application, vegetal fibers (e.g. curaua) offer advantages such as low density, low toxicity and low cost compared to synthetic ones. In this work, curaua/glass hybrid interlayer laminate composites (overall fiber content of 30% v/v, with 1:1 ratio (v/v) for each reinforcement) were hot compression molded using a polyester resin. Different hybrid stacking sequences were molded and all composites were characterized in physical (dilatometry, density, HDT) and mechanical (hardness, impact, DMA, tensile, flexural, iosipescu and short beam) tests. Results showed that laminas position have no influence in the tensile strenght, however, regarding the flexural behavior, it was seem that superficial layer in glass fiber improved the mechanical performance. Comparison of experimental and theoretical elastic properties, the latter using a commercial software based on laminate macro-mechanical analysis, was satisfactory. In the second part of this work one of the hybrid laminates was produced varying the thickness, and, in another one, the ratio synthetic/vegetal fiber was varied, increasing the of the vegetable fiber volumetric percentage.

# 1 INTRODUÇÃO

Em projetos com materiais compósitos, cientistas e engenheiros combinam metais, cerâmicos e polímeros para produzir uma nova geração de materiais com características distintas. Dentre os materiais compósitos, destacam-se aqueles produzidos a partir de uma matriz polimérica devido à facilidade de processamento e, porque os polímeros são geralmente inapropriados para aplicações estruturais (propriedades mecânicas limitadas), muito se ganha quando são reforçados, mesmo que o reforço não tenha propriedades excepcionais.

Os compósitos de matriz polimérica se desenvolveram rapidamente, tornando-se aceitáveis para aplicações estruturais. Em sua maioria, estes são reforçados com materiais inorgânicos (e.g. fibra de vidro), mas aos poucos os reforços de fontes renováveis vem ganhando espaço no mercado em aplicações que não exijam alto desempenho. A indústria automotiva, por exemplo, tem demonstrado bastante interesse neste tipo de matéria-prima devido às atuais políticas ambientais. Como exemplo de fibras de fonte renovável podem-se citar as fibras vegetais como linho, rami, juta, sisal e curauá que estão disponíveis em abundância e são relativamente baratas quando comparadas às sintéticas. Essas fibras possuem propriedades distintas (ex. densidade, módulo de elasticidade, resistência à tração) relacionadas a sua estrutura interna e composição química [1]. Com isso, promove-se a valorização de matéria-prima nacional contribuindo para a preservação do meio-ambiente, pois as mesmas, quando incineradas, liberam o dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) em quantidade semelhante ao consumido em seu crescimento [2]. Além disso, a utilização de fibras vegetais é vantajosa do ponto de vista econômico e social à medida que reduz o êxodo rural.

O curauá é uma planta da região amazônica cuja fibra tem atraído muita atenção desde 1993 quando do seu reconhecimento comercial pela indústria automobilística brasileira. Atualmente o curauá e o sisal estão entre as fibras brasileiras mais empregadas, enquanto a produção de fibras de juta vem diminuindo, por exemplo [3,4,5].

Em compósitos, as fibras vegetais apresentam algumas desvantagens em relação às sintéticas como propriedades mecânicas inferiores e maior absorção de umidade. Esta última leva a mudanças dimensionais e por consequência à formação de micro-trincas na matriz e baixa estabilidade térmica do compósito [6].

A hibridização de fibras em materiais compósitos poliméricos possibilita a liberdade ao *designer* para obter o material mais apropriado para sua necessidade [7]. Com a hibridização de fibras vegetais com sintéticas, por exemplo, promove a obtenção de materiais compósitos com as melhores características de ambas a um custo reduzido em relação aos compósitos reforçados apenas com fibras sintéticas [8].

Os compósitos híbridos podem ser constituídos de diferentes formas, tais como: duas fibras intimamente misturadas em uma matriz, camadas com ambas as fibras, por exemplo, em um mesmo tecido e laminados formados a partir de uma sequência de lâminas, na qual cada lâmina é composta de uma única fibra [9]. Velmurugan e Manikandan [10] afirmam que é possível obter um compósito laminado com propriedades superiores ao compósito em que as fibras estão misturadas intimamente. Entretanto, esse resultado depende da combinação adequada das lâminas e está diretamente relacionado com a aplicação futura.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

Utilizar a fibra de curauá para reforçar o poliéster reduzindo o uso da fibra de vidro.

### 2.2 Objetivo Específico

Utilizar o processo de compressão à quente para moldar diferentes famílias de laminados híbridos. Essas famílias podem ser divididas em três classes:

- $\%V_{f_{total}}$  de 30 mantendo uma relação em volume de 1:1 (curauá/vidro).
- $\%V_{f_{total}}$  de 30 mantendo uma relação em volume de 1:1 (curauá/vidro) variando a espessura do laminado.
- $\%V_{f_{total}}$  de 30 utilizando um percentual de fibra vegetal maior que o sintético.

Os compósitos foram caracterizados através de ensaios físicos, mecânicos e térmicos.

Comparar as propriedades elásticas dos compósitos, obtidas a partir de ensaios mecânicos com a análise numérica micro-mecânica e macro-mecânica realizadas.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Materiais Compósitos Poliméricos

Os materiais compósitos são formados por duas ou mais fases, e essas devem estar presentes em proporções razoáveis. Uma das fases é chamada de matriz, que é contínua e envolve a outra fase, chamada freqüentemente de fase dispersa (geralmente mais rígida e resistente). Estas fases são combinadas quimicamente e fisicamente quando sujeitas a condições específicas de tempo, temperatura, pressão ou catálise química, de tal modo que propriedades novas são desenvolvidas. De acordo com o princípio da ação combinada, propriedades ótimas são obtidas através de uma combinação criteriosa de dois ou mais materiais distintos [11].

Os materiais compósitos podem ser classificados pelo tipo de matriz (cerâmica, metálica e polimérica) como também pelos tipos e arranjos de reforços. Devido à não unanimidade sobre classificação optou-se, neste trabalho, em utilizar o diagrama apresentado na Figura 1.

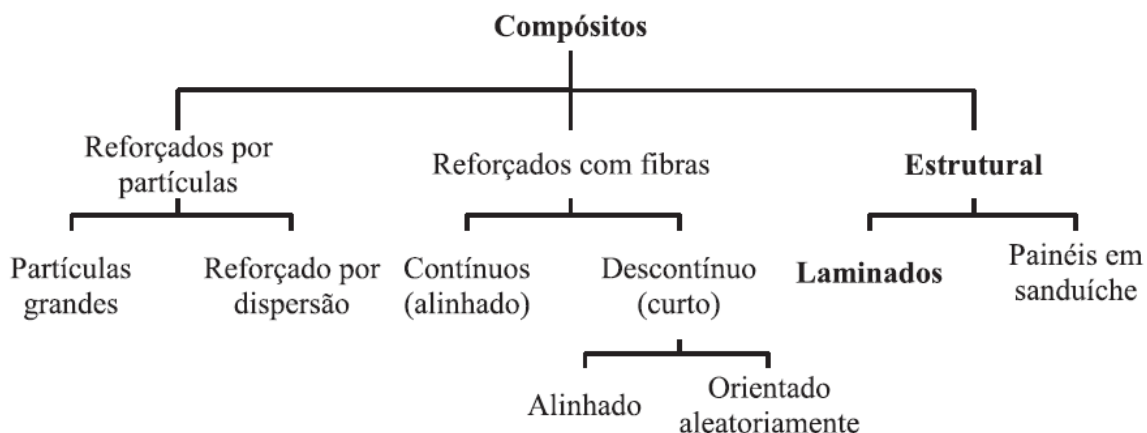


Figura 1 - Proposta de classificação hierárquica de compósitos sintéticos e naturais [12].

As fibras são os reforços mais eficientes para esta classe de material sendo utilizadas fibras longas ou curtas orientadas ou, ainda, fibras distribuídas de forma aleatória na matriz [13]. Como material estrutural o compósito de matriz polimérica surgiu na década de 60, tendo sua primeira aplicação na construção das carcaças dos motores dos foguetes *Polaris* [14].

Atualmente, os materiais compósitos poliméricos são uma alternativa para engenheiro, porque agregam propriedades mecânicas que os polímeros em geral não apresentam e, ao mesmo tempo, são relativamente mais leves que os metais e suas ligas. Os compósitos poliméricos estruturais normalmente utilizam fibras sintéticas como agentes de reforço. As fibras asseguram a resistência do material, enquanto a matriz ajuda a manter a forma do produto. A carga (esforço) aplicada a um compósito é suportada pelo reforço (fibras), e transferida para as fibras através da interface, sendo, portanto um elemento de extrema importância no compósito. Deve-se considerar ainda que a intensidade da ligação interfacial entre as fases fibra e matriz é crucial para a extensão dessa transmissão de carga [15].

Um certo comprimento crítico de fibra é necessário para que exista um aumento efetivo da resistência do compósito [16]. Se o comprimento da fibra for inferior ao crítico não haverá uma efetiva transmissão de carga da matriz para a fibra, neste caso a falha do compósito será dominada pela resistência da matriz ou da interface, prevalecendo a que tiver o menor valor [17]. O comprimento crítico da fibra pode ser determinado, entre outros, por ensaios conhecidos como *pull-out* [18].

A estabilidade química da resina, o módulo e a resistência da fibra, também sua razão de aspecto, orientação, concentração e distribuição têm influência significativa sobre a resistência dos compósitos [19,20]. O aumento do teor de reforço promove um aumento nas propriedades mecânicas, embora um carregamento exagerado de reforço possa favorecer a aglomeração de fibras e uma pobre dispersão destas na matriz favorecendo o dano local na área do compósito pobre em fibras [21]. Sendo assim, quando se utiliza compósitos que possuem fibras descontínuas com distribuição aleatória, o comprimento, a fração volumétrica e a boa dispersão de carga na matriz são parâmetros importantes [20].

Outro fator que deve ser considerado no estudo do desempenho mecânico de compósitos é o teor de vazios que são originados durante o seu processamento. Existem duas razões para a sua ocorrência, a molhabilidade incompleta de resina sobre as fibras e a presença de compostos voláteis que se formam no processo de cura das resinas termorrígidas [22,23]. Almeida & Nogueira [24] verificaram que os compósitos



podem ter sua resistência mecânica comprometida por causa dos vazios, sendo importante que a fração volumétrica de vazios seja inferior a 2%.

### 3.2. Reforços

Reforços para compósitos podem se apresentar na forma de fibras contínuas, fibras curtas e na forma de partículas [25]. Durante um estudo, Farias et al. [26] observaram, através do ensaio de tração, que a substituição parcial de pupunheira fibrosa por particulada representou um decréscimo em resistência à tração de 42% em relação à resina poliéster.

A Figura 2 relaciona diferentes tipos de reforços com a isotropia do material [27]. As fibras ou filamentos são o elemento de reforço dos compósitos estruturais que suportam grande parte do carregamento mecânico. As fibras apresentam menor número de defeitos que em sua forma mássica e à medida que se tornam mais finas tendem a apresentar defeitos menores que possam induzir falhas e, dessa forma, a resistência mecânica tende a se aproximar da resistência teórica do material, representada pela resistência coesiva das camadas adjacentes de átomos [12].

As fibras apresentam diferenças na morfologia, origem, tamanho e forma. São produzidas de fontes renováveis (vegetal, animal e mineral), as chamadas naturais, e de fontes não-renováveis (ex. obtidas a partir de resinas derivadas do petróleo), as chamadas sintéticas.

Pode-se encontrar reforços fibrosos na forma de *rovings*, mantas e tecidos. O *roving* é constituído por uma mecha única enrolada em uma bobina cilíndrica. O número de filamentos contidos na mecha, a sua densidade linear (expressa em tex, 1 tex = 1 g/km) e o *sizing* definem o produto tecnicamente. *Sizing* é um agente ligante que promove a adesão química entre a matriz polimérica e a superfície da fibra [28,29].

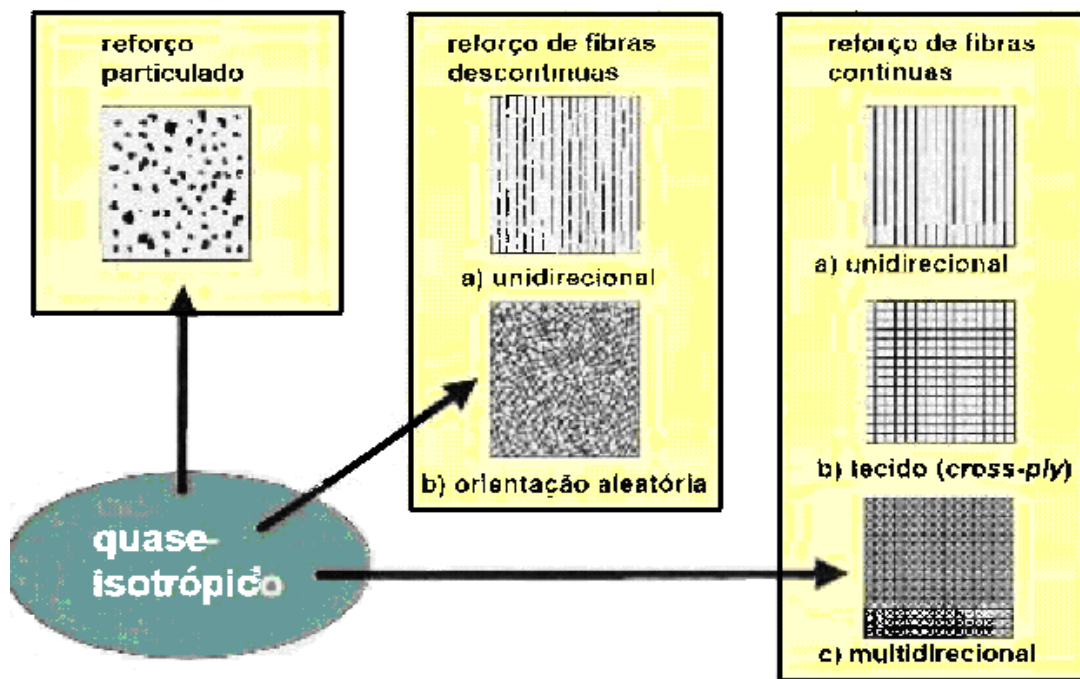


Figura 2 - Arranjo das fibras e sua relação com a isotropia do material [27].

As mantas de fibras picadas e as mantas de filamentos contínuos (orientação aleatória) são normalmente constituídas de fibras sintéticas de vidro [29]. Em tecidos, as fibras podem estar dispostas unidirecionalmente, bidirecionalmente, com as fibras orientadas segundo duas direções ortogonais (ex. tecidos), ou então, o arranjo multidirecional das fibras no plano que exibe uma maior tenacidade em relação aos anteriores [30]. Pode-se também, ter arranjos tridimensionais quando as fibras são orientadas em três direções no espaço tridimensional [31,27]. A Figura 3 apresenta alguns tipos de tecidos.

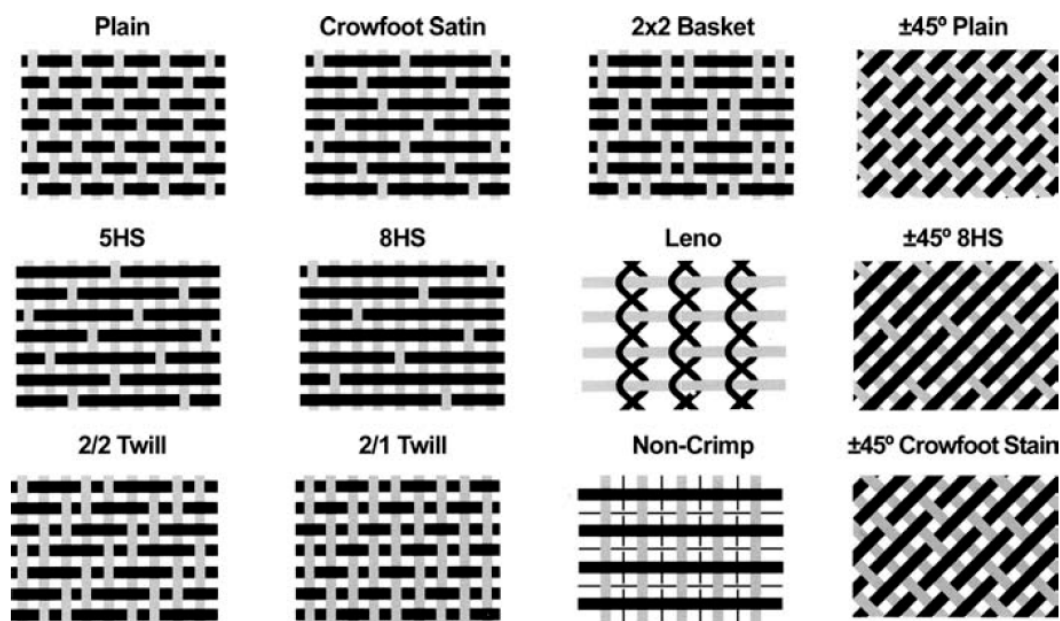


Figura 3 - Tecidos utilizados como material de reforço em materiais compósitos poliméricos [32].

### 3.2.1. Fibras Sintéticas

Entre as fibras sintéticas disponíveis no mercado (ex. kevlar, boro, vidro) a fibra de vidro é a mais utilizada atualmente pois, além de melhorar as propriedades do produto, também apresenta um ótimo custo/benefício. Na Tabela 1 é possível comparar as propriedades das fibras sintéticas mais comuns.

Tabela 1 - Propriedades de diferentes fibras sintéticas [33].

<i>Fibras</i>	<i>Diâmetro da fibra (mm)</i>	<i>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</i>	<i>E (GPa)</i>	<i>G (GPa)</i>	<i>σ (MPa)</i>	<i>Coefficiente de Poisson</i>
Vidro - R	10	2,5	86		3200	0,2
Vidro - E	16	2,6	74	30	2500	0,25
Kevlar 49	12	1,45	130	12	2900	0,4
Grafite HT	7	1,75	230	50	3200	0,3
Grafite HM	6,5	1,8	390	20	2500	0,35
Boro	100	2,6	400	177 [34]	3400	0,13 [34,35]

As principais características da fibra de vidro são: excelente adesão com a matriz, boas propriedades dielétricas, elevado alongamento na ruptura, alta resistência à tração (comparada com fibras têxteis), resistência ao calor e ao fogo, resistência à umidade e coeficiente de dilatação linear térmico muito baixo [36].

### **3.2.2. Fibras Vegetais**

O avanço tecnológico no desenvolvimento de novos materiais deixou as fibras vegetais como matéria-prima de importância secundária e com o surgimento das fibras sintéticas houve uma redução de 40% no consumo das fibras vegetais, isto porque as fibras vegetais quando utilizadas como reforço em compósitos poliméricos apresentam acentuada variabilidade nas propriedades mecânicas e baixa estabilidade dimensional, além disso, possuem propriedades mecânicas e temperatura máxima de processamento inferior às das fibras sintéticas [37]. Porém, na última década, a crise energética que levou à escassez dos produtos derivados do petróleo, a abundância, a biodegradabilidade, a baixa densidade e o baixo custo das vegetais, [38,39] aliado aos problemas ambientais relacionados ao uso de fibras sintéticas renovaram o interesse da comunidade acadêmica e de vários setores industriais. Na aplicação das fibras vegetais como exemplo, pode-se citar a indústria automobilística que utiliza fibras vegetais em muitas partes internas dos veículos, tais como, revestimentos de portas e enchimentos de bancos (devido à capacidade que as fibras vegetais apresentam de absorver a umidade) [40].

As fibras vegetais são de natureza lignocelulósica e as suas propriedades mecânicas dependem do teor de celulose, do seu grau de polimerização e do ângulo das fibrilas. Quanto maior o teor de celulose e o grau de polimerização e mais baixo o ângulo micro-fibrilar, maior será a sua resistência à tração e a rigidez [41,42].

A Tabela 2 apresenta algumas propriedades das fibras vegetais. A grande dispersão entre os resultados é comum tratando-se de fibras vegetais, o que pode ser influenciado por fatores tais como variação dimensional ao longo do comprimento das fibras, tipo de solo e condições climáticas em que a planta é cultivada, diversidade de formatos da seção transversal e pré-condicionamento das fibras [43].

Tabela 2 - Valores comparativos de propriedades de algumas fibras vegetais [44].

Propriedade	Linho	Ramie	Juta	Sisal	Curauá
Densidade (g cm <sup>-3</sup> )	1,2-1,4	1,5	1,45	1,4	1,4
Resistência à tração (GPa)	0,25-0,39	0,5	0,25-0,5	0,2-0,8	0,40-0,70 [45]
Módulo elástico (GPa)	12-26	27,2	11-35	9,4-22 [46]	9,7-36 [47]
Resistência à tração específica (MPa.m <sup>3</sup> .Kg <sup>-1</sup> )	0,17-0,32	0,33	0,17-0,34	0,14-0,57	0,28-0,5
Módulo elástico específico (MPa.m <sup>3</sup> .Kg <sup>-1</sup> )	8,57-21,6	18,13	7,58-24,13	6,71-15,71	6,92-25,71
Alongamento na ruptura (%)	1,2-1,4	1,8	0,8-3,1	2-7	2,2

## Curauá

O Curauá (*Ananas erectifolius* L.B. Smith), é uma planta da família das bromeliáceas, cultivada na região Amazônica, particularmente no Estado do Pará (Figura 4a). Suas folhas, que podem chegar a 1,5 m de comprimento e 4 cm de largura, são duras, eretas e planas [3,48]. Um ano após a plantação, suas folhas adultas podem ser colhidas para extração das fibras. A fibra de curauá (Figura 4b) apresenta uma microestrutura constituída de um feixe de filamentos que pode ajudar na aderência da resina polimérica [49].



Figura 4 – Planta de curauá (a) e fibras de curauá secando ao ar livre (b).

Após a extração das folhas, estas são lavadas e batidas, sendo posteriormente armazenadas em água por cerca de 36 h antes da mercerização; a mercerização

consiste no tratamento das fibras de celulose com solução aquosa de NaOH produzindo mudanças em sua resistência e brilho [50], antes de serem novamente lavadas e secas. As fibras destas folhas são extraídas usando um equipamento denominado “periquita”, similar ao utilizado para extração da fibra de sisal. O teor de fibra extraído é de 5 a 8% [48]. Na Tabela 2, levando-se em consideração as propriedades mecânicas específicas das diferentes fibras vegetais, o curauá aparece uma posição de destaque. Porém, um problema encontrado é a baixa compatibilidade entre a matriz hidrofóbica e as fibras hidrofílicas. No entanto este efeito pode ser minimizado se a superfície da fibra for modificada por métodos físicos ou químicos [41].

Na Tabela 3 observa-se a composição das fibras vegetais mais utilizadas em compósitos poliméricos [41,51]. A celulose é um polissacarídeo linear de alta massa molecular responsável pela estabilidade e resistência das fibras. As hemiceluloses são polissacarídeos com peso molecular variando de 25.000 a 35.000 g/mol, formado pela polimerização de vários açúcares, incluindo glucose, xilose, galactose, arabinose e manose, porém com grau de polimerização cerca de um décimo a um centésimo daquele encontrado para a celulose nativa. A hemicelulose é o elemento de ligação entre a celulose e a lignina, e a holocelulose é a combinação da hemicelulose com a celulose [52].

A lignina é um polímero complexo de estrutura amorfa, com constituintes aromáticos e alifáticos, que une as fibras celulósicas, formando a parede celular, sua função é fornecer resistência à compressão ao tecido celular e às fibras [53].

Tabela 3 - Valores comparativos da composição em peso das fibras vegetais [41,51].

Composição da fibra	Linho	Ramie	Juta	Sisal	Curauá
Celulose	71%	68,6-91%	45-71,5%	47-78%	70,7[54]-73,6[55,47]%
Hemicelulose	18,6-20,6%	5-16,7%	13,6-21%	10-24%	9,9%
Lignina	2,2%	0,6-0,7%	12-26%	7-11%	7,5%
Teor de cinzas			0,5-2%	0,6-1%	0,9%

### 3.3. Laminados

Uma lâmina é uma camada (plana ou curva) de fibras com ou sem direção preferencial, ou ainda um tecido. Um compósito laminado é formado a partir do empilhamento dessas lâminas, que são orientadas de uma maneira específica para atingir um resultado desejado. As lâminas individuais são unidas através da cura da resina termorrígida (momento em que a resina perde sua mobilidade). A resposta mecânica de um laminado depende das propriedades de cada lâmina e também das orientações angulares em relação ao eixo de referência do compósito [30].

Os principais fatores referentes ao material e à preparação do laminado, que influenciam as propriedades mecânicas (tolerância ao dano), afetando a delaminação de borda livre, são: a tenacidade da matriz polimérica, a resistência interfacial fibra/matriz, a orientação das fibras, a seqüência de empilhamento das camadas e a espessura do laminado. Como alternativa para aumentar a resistência à delaminação existem métodos baseados em técnicas de redução das tensões interlaminares ou em métodos que aumentam a resistência do laminado a cargas fora do plano [56].

Um compósito laminado cuja seqüência de camadas abaixo do plano médio é uma imagem de espelho da seqüência empilhada acima do mesmo plano é denominado de laminado simétrico [57]. Um laminado é denominado balanceado se as camadas, exceto as de 0 e 90°, ocorrem somente em pares de + $\theta$  e - $\theta$ . Estas camadas não precisam ser adjacentes, mas a espessura e o material de cada par precisa ser o mesmo [58]. Um exemplo de laminado balanceado é [30/40/-30/30/-30/-40].

A identificação dos laminados depende do número, tipo, orientação e seqüência de empilhamento das lâminas. A título de ilustração, estão listadas algumas configurações típicas de laminados [58]:

Unidirecional (0°) de 6 lâminas: [0/0/0/0/0/0] = [0<sub>6</sub>]

Simétrico com camadas cruzadas (cross-ply) (0° e 90°) [58]: [0/90/90/0] = [0/90]<sub>s</sub>

Simétrico multidirecional (angle-ply) [58]: [30/-30/30/-30/-30/30/-30/30] = [ $\pm$ 30]<sub>2s</sub>

Assimétrico multidirecional (angle-ply): [30/-30/30/-30/30/-30/30/-30] = [ $\pm$ 30]<sub>4</sub>

Multidirecional (angle ply): [0/45/-45/-45/45/0] = [0/ $\pm$ 45]<sub>s</sub>

Onde o número subscrito representa o número de lâminas e “s” indica que a sequência é simétrica.

Os laminados (reforçados com tecido) quase isotrópicos mais básicos possuem as seguintes características: são simétricos em relação ao plano médio (x,y); as lâminas possuem a mesma espessura e propriedades elásticas idênticas; e, vistos de cima, apresentam orientações de fibras uniformemente distribuídas ao longo de 360°, ou seja, a variação do ângulo formado por lâminas consecutivas é constante (orientações +  $\theta$  e -  $\theta$  em relação ao eixo de referência do laminado [59]. Conforme o estudo de Carvalho, [60] o comportamento de cilindros compósitos poliméricos (simétricos e assimétricos em relação ao plano médio) submetidos à pressão monotônica interna em ensaios hidrostáticos, concluiu que é possível obter uma pressão de ruptura superior nos cilindros com configuração simétrica.

### **3.4. Compósitos Híbridos**

Um compósito híbrido consiste na combinação de dois ou mais tipos de reforços em uma única matriz. A principal justificativa para a hibridização é a capacidade de combinar mais de um tipo de reforço para satisfazer necessidades específicas das diferentes aplicações [61]. Entre as empresas que utilizam compósitos poliméricos, ocorrem duas classes: as que buscam desempenho mecânico em primeiro lugar (ex. indústrias aeronáutica e petrolífera), e as que procuram materiais compósitos com objetivo de unir boas propriedades a um custo reduzido (ex. indústrias de construção civil e automotiva) [62]. O mercado para compósitos híbridos reforçados com fibras sintética/vegetal ou vegetal/vegetal, de modo geral, encontra-se nesta última classe.

Compósitos híbridos incluindo diferentes tipos de fibras vegetais têm sido obtidos porque a união de duas fibras com diferentes propriedades e graus de transferência de tensão entre a fibra e matriz podem gerar um efeito positivo quando ambas estão misturadas em uma matriz polimérica. Esse efeito pode ser atingido pela escolha apropriada da razão entre os volumes das fibras utilizadas [63]. Através da seleção cuidadosa dos reforços e das técnicas de processamento é possível projetar um



material com melhores propriedades mecânicas aliadas a benefícios econômicos [64]. Classificam - se os compósitos híbridos em seis tipos, como mostra a Figura 5 [65].

Velmurugan et al. [10] analisaram as propriedades mecânicas de compósitos híbridos de fibras de palmira/vidro e verificaram que os compósitos interlaminares, dependendo da combinação das lâminas, apresentam resultados superiores aos compósitos intralaminares. Isso acontece porque a área de contato da fibra de palmira com a fibra de vidro no compósito interlaminar é maior.

Para um compósito que irá suportar solicitações mecânicas em flexão, por exemplo, é importante que as camadas externas do compósito sejam compostas pelo reforço mais rígido e resistente. Foi, também observado que o percentual de absorção de umidade dos compósitos híbridos com as fibras misturadas intimamente é maior do que para o compósito laminado.

Ornaghi et al. [66] adicionaram fibras de vidro e sisal misturadas intimamente em poliéster e observaram que houve um aumento no módulo de armazenamento (DMA) da matriz na região elastomérica em relação à resina pura devido ao aumento da rigidez do material com a adição das fibras.

De acordo com a Tabela 2, a fibra de sisal apresenta um módulo elástico na faixa de 9,4 a 22 GPa e a fibra de vidro apresenta um módulo elástico de 74 GPa (Tabela 1), sendo ambas mais rígidas que a resina poliéster (2 a 4,5 GPa) [12].

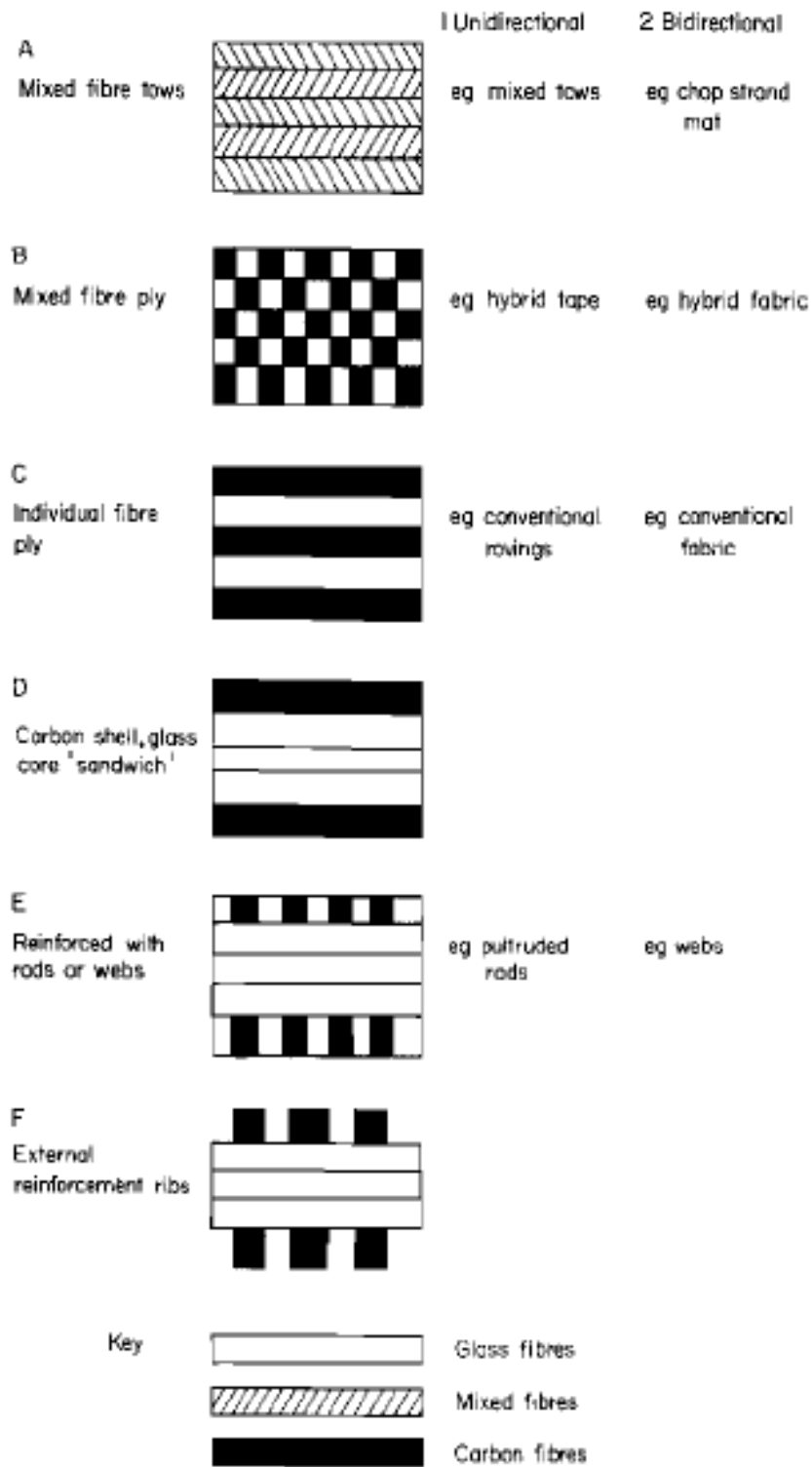


Figura 5 - Classes de compósitos híbridos [65].

### 3.5 Laminados Híbridos

Laminados híbridos consistem na união de dois ou mais tipos de reforços, estando estes na forma de lâminas. Cada lâmina não necessariamente precisa conter os dois tipos de reforço (Figura 5) [27]. Os laminados híbridos têm sido confeccionados, por exemplo, a partir da união de mantas de fibras vegetais com mantas (ou tecidos) de fibras sintéticas (Figura 6). Um outro exemplo de laminado híbrido é :

$$[0^K/0^K/45^C/-45^C/90^G/-45^C/45^C/0^K/0^K]_T = [0_2^K/\pm 45^C/90^G]_s.$$

Onde: “T” é o número total de lâminas e “—” denota que o laminado é simétrico sobre o plano médio da lâmina; K= kevlar; C= carbono; G= vidro.

Drummond et al. [67] estudaram as propriedades mecânicas de compósitos híbridos laminados reforçados com fibras de sisal/vidro e verificaram que, com relação à resistência à tração, nenhuma seqüência de lâminas se sobressaiu, porém concluiu-se que a presença de mantas de vidro nas superfícies do compósito melhora suas propriedades em flexão. Pavithran et al. [68] também observaram que compósitos laminados sisal/vidro com fibras de vidro na superfície aumentam as propriedades mecânicas e também protegem da umidade as fibras vegetais do núcleo.

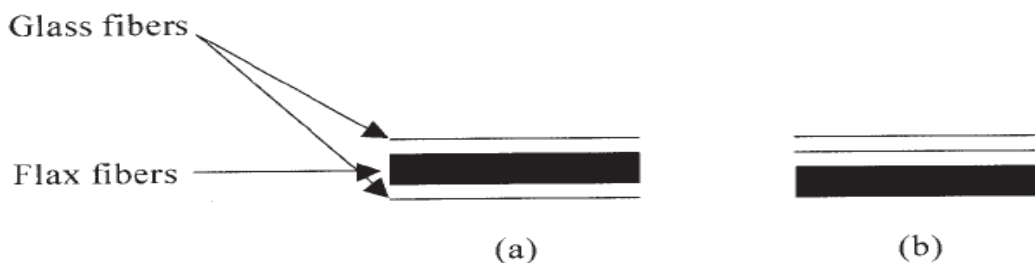


Figura 6 - Laminado linho (flax)/ vidro (glass): (a) laminado simétrico, e (b) laminado assimétrico [56].

Pavithran et al. [68] compararam a resistência ao impacto de compósitos híbridos sisal-vidro-sisal (SGS) e vidro-sisal-vidro (GSG) e observaram que os compósitos SGS falharam com abertura de trinca no lado da tração e com elevado grau de *pull-out* de fibras, enquanto os compósitos GSG falharam por delaminação, que se tornou mais

proeminente com o aumento na quantidade de mantas de vidro na superfície pela contribuição da falha da fibra e do *pull-out*. O MEV da fratura dos laminados com faces de vidro mostraram que estas faces previnem a iniciação de trinca na face de tração que resultou em delaminação das camadas vizinhas as lâminas de vidro dos laminados.

Abdull et al. [69] verificaram que laminados de fibras de açai/vidro com somente uma manta de vidro no plano central do compósito apresentaram resistência à tração superior aos compósitos híbridos que têm mantas de vidro nas superfícies. Isso foi devido à amostra ter uma boa interface fibra/matriz que assegurou uma melhor transferência de carga. John e Naidu [70] verificaram que os compósitos com maior teor volumétrico de fibras de vidro apresentaram maior resistência à tração, que foi atribuído ao fato de que o modo de falha das amostras foi precedido pela falha da fibra de vidro, que apresentava um menor alongamento na ruptura.

Joseph et al. [71] estudaram o comportamento de laminados híbridos banana/vidro em resistência ao impacto e observaram maiores valores com o aumento da quantidade de mantas e quando as mantas estão intercaladas por causa da pequena espessura de cada manta. Isto acontece porque, entre as lâminas, existe um acúmulo de resina, e a trinca no compósito muda de direção quando encontra o reforço e propaga-se através da matriz em modo paralelo às fibras.

Atualmente existem poucos trabalhos relacionados a compósitos híbridos fibras vegetal/vegetal comparado aos compósitos híbridos fibra vegetal/sintética, acredita-se que isto deve estar relacionado com a resistência mecânica pobre oferecida pelas fibras vegetais em geral. Mwaikambo e Bisanda [72] analisaram as propriedades de compósitos de poliéster reforçados com fibras de palha/algodão em comparação com os de fibra de vidro (Tabela 4) e chegaram à conclusão que apesar dos compósitos reforçados com fibras vegetais apresentarem resultados inferiores em tração, os mesmos podem ser de grande importância em decorrência de custos da matéria-prima, e em aplicações que necessitem alta resistência ao impacto e desempenho modesto em outras solicitações mecânicas.

Tabela 4 - Propriedades de um compósito palha/algodão e outro reforçado com fibra de vidro ou palha [72].

Propriedade	Densidade	$V_f$ (%)	$\sigma$ tração (MPa)	$E$ tração (MPa)	Resistência ao impacto (kJ/m <sup>2</sup> )
algodão/palha/poliéster	1171	60	55,7	884	110
fibra palha/poliéster	804	50	47,0	5600	
fibra vidro/poliéster	1930	50	750	38000	60

### 3.6. Mecânica de Compósitos

A análise de materiais compósitos laminados híbridos necessita primeiramente das propriedades mecânicas, como resistências mecânicas e constantes elásticas obtidas através de ensaios mecânicos. Como na maioria das situações uma peça ou produto é projetado para ser usado no seu regime elástico, este estudo teórico será baseado no comportamento elástico dos compósitos laminados híbridos. Uma lâmina pode ser definida como uma fina camada de compósito em que uma dimensão é muito pequena com relação às outras duas [73]. Para estudar seu comportamento elástico é necessário considerar que a mesma é contínua (isto é, não existem vazios) e seu comportamento é linear elástico.

#### 3.6.1 Análise Micro-mecânica

A análise micro-mecânica tradicional é baseada na combinação das propriedades individuais da fibra e da matriz que têm mecânica particular bem entendida, com seus respectivos teores volumétricos, para estimar a propriedade do compósito. A interface não é normalmente considerada. A partir das Equações (1) e (2), pode-se calcular o percentual volumétrico dos constituintes do compósito e sua densidade através da Equação 3 [12].

$$\% V_f = \frac{V_f}{V_c} \quad (1)$$

$$\%V_m = \frac{V_m}{V_c} \quad (2)$$

$$\rho_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m \quad (3)$$

Onde:  $V_f$  é o teor volumétrico de fibra;  $V_m$  é o teor volumétrico da matriz;  $V_c$  é o volume do compósito;  $\rho_f$  é a massa específica da fibra;  $\rho_m$  é a massa específica da matriz;  $\rho_c$  é a densidade do compósito.

### (a) Laminados Unidirecionais

De acordo com a Figura 7, define-se a direção longitudinal (1), como aquela paralela às fibras e a direção transversal (2) aquela perpendicular às fibras. Assim, quando é aplicada uma força em tração na direção 1, assume-se que o material como um todo apresenta a mesma deformação ( $\epsilon$ ), conforme a Equação 4. Por outro lado, quando é aplicada uma força em tração na direção 2, assume-se que a deformação total do compósito será conforme a Equação 5. Com base nas Equações 4 e 5, define-se os módulos elásticos longitudinal e transversal através das Equações 6 e 7, respectivamente.

$$\epsilon_c = \epsilon_f = \epsilon_m \quad (4)$$

$$\epsilon_c = \epsilon_f + \epsilon_m \quad (5)$$

$$E_1 = E_f V_f + E_m V_m \quad (6)$$

$$\frac{1}{E_2} = \frac{V_m}{E_m} + \frac{V_f}{E_f} \quad (7)$$

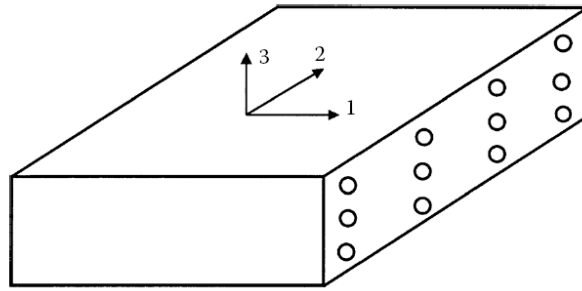


Figura 7 - Desenho representativo de uma lâmina.

O coeficiente de poisson entre as direções 1 e 2, denominado de coeficiente de Poisson maior,  $\nu_{12}$ , é obtido através da Regra da Misturas (Equação 8). O coeficiente de poisson menor,  $\nu_{21}$ , relaciona-se com o maior segundo a Equação 9. E o módulo de cisalhamento  $G_{12}$  (Equação 10) é obtido através da regra das misturas inversa [12,73].

$$\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m V_m \quad (8)$$

$$\nu_{12} E_2 = \nu_{21} E_1 \quad (9)$$

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_m}{G_m} + \frac{V_f}{G_f} \quad (10)$$

### (b) Laminados Isotrópicos

Laminados isotrópicos são aqueles materiais que apresentam o mesmo valor em determinada propriedade, independente da direção de análise. Somente duas constantes elásticas são necessárias para descrever o comportamento elástico destes materiais. O módulo elástico e o coeficiente de poisson podem ser obtidos experimentalmente e são usados com frequência para descrever materiais isotrópicos juntamente com o módulo de cisalhamento (Equação 11) [74].

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (11)$$

Tsai e Pagano (1968) criaram um modelo micro-mecânico que foi utilizado neste trabalho para estimar os módulos de elasticidade ( $E_{c_{ran}}$ ) e cisalhamento ( $G_{c_{ran}}$ ) dos compósitos com fibras curtas orientadas randomicamente, sendo estes determinados através das Equações 12 e 13. Para isso, é necessário resolver as Equações 14 e 15 para obter os módulos elásticos longitudinal ( $E_L$ ) e transversal ( $E_T$ ) dos compósitos com fibras curtas orientadas uniaxialmente. Após encontrar as constantes  $\eta_L$  e  $\eta_T$  (Equações 16 e 17). Esta equação (Equação 12) é muito apropriada para estimar módulos elásticos de laminados quase-isotrópicos [75].

$$E_{c_{ran}} = \frac{3}{8}E_L + \frac{5}{8}E_T \quad (12)$$

$$G_{c_{ran}} = \frac{1}{8}E_L + \frac{1}{4}E_T \quad (13)$$

$$E_L = E_m \left[ \frac{1+(2l/d)\eta_L V_f}{1-\eta_L V_f} \right] \quad (14)$$

$$E_T = E_m \left[ \frac{1+2\eta_T V_f}{1-\eta_T V_f} \right] \quad (15)$$

$$\eta_L = E_m \left[ \frac{(E_f/E_m)^{-1}}{(E_f/E_m) + (2l/d)} \right] \quad (16)$$

$$\eta_T = E_m \left[ \frac{(E_f/E_m)^{-1}}{(E_f/E_m) + 2} \right] \quad (17)$$



Onde:  $l$  é o comprimento da fibra;  $d$  é o diâmetro da fibra;  $E_f$  é o módulo de elasticidade da fibra ;  $E_m$  é o módulo de elasticidade da matriz.

### 3.6.2 Análise Macro-mecânica

Na análise macro-mecânica de materiais compósitos laminados assume-se que o material seja homogêneo. Porém isto só é obtido com o uso de propriedades aparentes médias já homogeneizadas pela micro-mecânica. A Teoria Clássica dos Laminados (Agrawal, 1980), que considera as hipóteses de Kirchoff-Love, é usada na análise do laminado. Nesta análise, é adotado que existem apenas componentes de tensões normais e de cisalhamento no plano. A Equação 18 correlaciona tensões e deformações dentro de uma lâmina 'k'.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{x^\circ} \\ \varepsilon_{y^\circ} \\ \gamma_{xy^\circ} \end{Bmatrix} + Z \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix} \quad (18)$$

Onde:  $Q'$  = componentes da matriz de rigidez reduzida transformada;  $\kappa$  = curvatura do laminado;  $Z$  = coordenada  $Z$  ( $\pm \dots$ ) no laminado.

Considerando-se a matriz constitutiva, a equação (18) mostra que as tensões variam linearmente ao longo da espessura de uma lâmina. Entretanto, esta variação pode ser diferente de lâmina para lâmina caso sejam diferentes os ângulos de inclinação dados às suas fibras. Assim sendo, torna-se normalmente mais conveniente o trabalho com um sistema de forças  $\{N\}$  e momentos  $\{M\}$  resultantes, definidos nas Equações 19 e 20, onde ' $h_k$ ' é a espessura da lâmina 'k' e 'n' o número da última lâmina.

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} dz = \sum_{k=1}^n \int_{h_{k-1}}^{h_k} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix}_k dz \quad (19)$$

$$\begin{Bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \int_{-h/2}^{h/2} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} z dz = \sum_{k=1}^n \int_{h_{k-1}}^{h_k} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix}_k z dz \quad (20)$$

As Figuras 8 e 9 mostram, respectivamente, as forças e momentos resultantes em uma placa laminada no sentido considerado positivo. Substituindo a Equação (18) nas Equações (19) e (20), chega-se à equação constitutiva do laminado (21) que está representada em sua forma mais simples. As matrizes [A], [B] e [D] são conhecidas respectivamente como matriz de rigidez extensional, matriz de rigidez de acoplamento e matriz de rigidez à flexão.

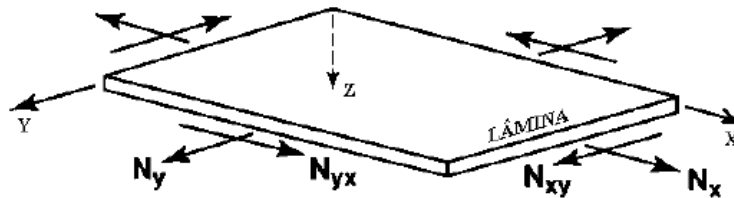


Figura 8 - Forças resultantes no plano da lâmina.

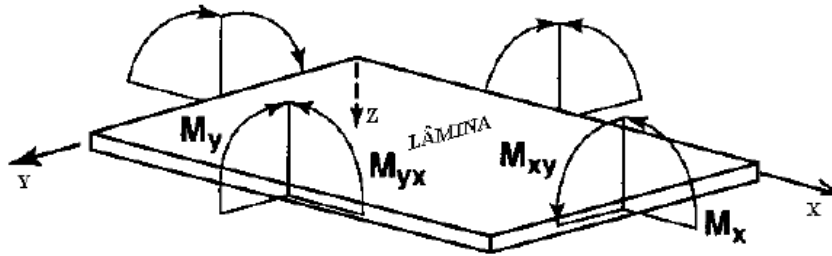


Figura 9 - Momentos resultantes no plano da lâmina.

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon^o \\ \kappa \end{Bmatrix} \quad (21)$$

A teoria clássica dos laminados é rigorosamente correta para um laminado de largura infinita, porém inadequada para um laminado de largura finita, pois os componentes de tensões normais em uma borda livre devem ser nulos nesse ponto. Logo, existe um estado tridimensional de tensões ( $\sigma_{zz}$ ,  $\tau_{xz}$  e  $\tau_{yz}$ ), denominadas interlaminares, na região da borda, que se estende sobre uma distância aproximadamente igual a duas vezes a espessura do laminado. Essas tensões podem causar a delaminação das camadas ou trincas na matriz.

Para realizar a análise macro-mecânica de materiais híbridos isotrópicos no plano de cada lâmina, o material em estudo neste trabalho, faz-se necessário determinar primeiro o módulo elástico, o coeficiente de poisson e o módulo de cisalhamento do material. As duas primeiras constantes elásticas podem ser determinadas através do ensaio de tração e a outra através de um ensaio de cisalhamento no plano. Posteriormente, podem ser utilizados *softwares* comerciais para estimar numericamente as propriedades mecânicas do laminado.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Materiais

Os materiais utilizados na fabricação dos compósitos poliméricos foram:

- a) Fibras de curauá: Obtidas diretamente de um produtor no interior do estado do Pará.
- b) Manta com fibras de vidro-E na forma de *chopped strand mat* (fio picado) com gramatura de 300 g/m<sup>2</sup>, da empresa Owens Corning (código M710B), com densidade de 2,5 g/cm<sup>3</sup>.
- c) Resina poliéster insaturada ortoftálica (tipo ARAZYN 13.0), cuja especificação encontra-se na Tabela 5. Doadada pela empresa Agralle.
- d) Iniciador da reação peróxido de acetil acetona (AAP), foi utilizada uma quantidade de 1,5 ml para 100 g de resina. O iniciador foi doado pela empresa Agralle.
- e) PVA líquido e filme de polietileno como desmoldante.

A ficha técnica da resina recomenda utilizar o acelerador de Dimetil Anilina (DMA) para a cura desta resina que é utilizada na fabricação de compósitos via RTM (*Resin Transfer Molding*). Porém, não foi possível utilizar esse iniciador para a produção dos compósitos por compressão visto que a resina curava antes do molde ser colocado na prensa.

Tabela 5 - Características da resina poliéster insaturada utilizada.

<b>Variáveis</b>	<b>Unidade</b>	<b>Valores</b>
Viscosidade (25°C)	cP	90 – 120
Tempo de gel	min	6 – 11
Pico exotérmico	°C	200
Índice de acidez	mg KOH/g	30
Teor de sólidos	%	55
Temperatura de distorção térmica	°C	75
Dureza Barcol (2horas)	--	40

## 4.2. Métodos

### 4.2.1. Montagem das mantas de curauá

As fibras de curauá foram desemaranhadas e cortadas no comprimento de 5 cm. Após esta etapa, as mesmas passaram por um processo de seleção, seguido de uma lavagem com água destilada por 1 h à temperatura ambiente em seguida, as fibras foram secas em uma estufa com circulação de ar (Quimis 317B) por 2 h a 90 °C.

As fibras de curauá foram dispersas manualmente para formar uma manta aleatória e com uma distribuição uniforme. As mantas foram secas imediatamente antes da moldagem dos compósitos, na temperatura de 90°C por 30 min.

As fibras utilizadas para a realização deste trabalho foram as mesmas utilizadas por Silva et al. [76], que determinou por picnometria a gás (utilizando o gás Hélio) que a densidade da fibra de curauá lavada e secada em condições similares era igual a  $1,38 \pm 0,01 \text{ g/cm}^3$ . Análise termogravimétrica (TGA) da fibra de curauá lavada foi realizada em atmosfera de nitrogênio, com rampa de aquecimento de 20°C/min.

### 4.2.2. Produção dos Compósitos

A Figura 10 ilustra a rota utilizada para a confecção dos compósitos. O processo de moldagem por compressão à quente foi realizado sob carga de 2,6 ton, a 80°C e por 70 min, seguido de pós-cura do compósito a 80°C por 90 min na mesma estufa em que as fibras foram secas. O equipamento utilizado na confecção dos compósitos foi uma prensa hidráulica da Schulz com aquecimento e controle/monitoramento digital, modelo PHS-15 t. As condições de processamento do compósito foram determinadas através do TGA realizado com as fibras de curauá e por Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) da cura da resina poliéster.

Os compósitos laminados híbridos iniciais foram moldados com  $\%V_{\text{fibra}}$  de 30%, sendo destes uma relação de 1:1 (em volume) do reforço de curauá (denominado c) e

vidro (denominado v). Nesta parte do trabalho também foram confeccionados compósitos denominados brancos (somente com fibra de curauá e outro somente com fibra de vidro) para servirem de comparação com os compósitos laminados híbridos (Figura 11). Nos compósitos híbridos, variou-se a sequência de empilhamento das lâminas, como pode ser observado a seguir:  $[v_2, c_2]_s$ ,  $[c_2, v_2]_s$ ,  $[c, v]_{2s}$  e  $[v, c]_{2s}$ . Estes compósitos apresentaram uma espessura de  $\approx 3$  mm.



Figura 10 - Fluxograma de produção dos compósitos.

O conjunto resina + iniciador passou por um processo de degasagem durante 4 min na temperatura ambiente ( $\approx 25^\circ\text{C}$ ) em um banho ultra-sônico com o intuito de reduzir a quantidade de bolhas na resina geradas no momento da mistura resina/iniciador e a liberação do estireno durante a cura da resina.

O tempo de cura e pós-cura do compósito foi determinado após um estudo empírico. Sendo a amostra relativa ao tempo de cura feita em *cash* (a resina com o iniciador foi vertida em sete copos descartáveis), e a do tempo de pós-cura foi produzida após a moldagem de uma placa de resina, utilizando a temperatura e o tempo determinado para a moldagem dos compósitos, em seguida esta foi dividida em sete partes. Ambas foram submetidas ao teste de dureza shore D com sete repetições no durômetro da marca Woltest modelo SD300 com cada tipo de amostra e as demais foram levadas à estufa mencionada anteriormente, sendo retiradas nos tempos determinados nas Tabelas 6 e 7 para medir sua dureza.

Para se realizar o estudo do efeito da variação da espessura nas propriedades do laminado, optou-se por escolher o laminado  $[v_2, c_2]_s$  modificando a sua espessura e mantendo as mesmas relações no  $\%V_f$  utilizado nos compósitos preliminares. Assim, os laminados  $[v, c]_s$  (espessura de  $\approx 1,5$  mm) e  $[v_3, c_3]_s$  (espessura de  $\approx 4,5$  mm) também foram fabricados.

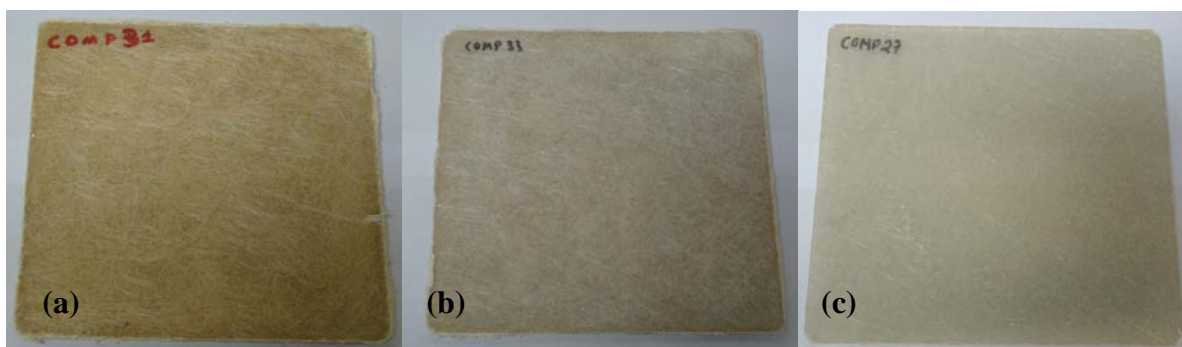


Figura 11 - Compósito de fibra de curauá (a), híbrido (b) e fibra de vidro (c).

Posteriormente, confeccionou-se compósitos laminados híbridos com um  $\% V_{f_{total}}$  de 30% utilizando uma razão em  $V_f$  de 0,27:0,73 (vidro/ curauá). Nesta parte do trabalho também variou-se a sequência de empilhamento das lâminas, ou seja:  $[v, c_3]_s$ ,  $[c, v, c_2]_s$  e  $[c_3, v]_s$ .

### 4.2.3 Caracterização dos Compósitos

#### Preparação dos Corpos de Prova

A partir das placas moldadas utilizou-se uma máquina de corte da NORTON, modelo TT 200 EM, com disco diamantado, para obter os corpos-de-prova (CPs). Os CPs sofreram então um acabamento final em uma politriz (Pantec/Polipan-U) em busca de uma maior precisão dimensional. A caracterização dos compósitos foi realizada por diversos ensaios, detalhados a seguir.

#### Ensaio Realizados

- **Massa Específica:** A avaliação de densidade dos diferentes compósitos foi realizada de acordo com a norma ASTM D792, usando água destilada.
- **Dilatometria:** As amostras foram aquecidas a partir da temperatura ambiente até 200°C sob fluxo de nitrogênio à taxa de 70 ml.min<sup>-1</sup>. O equipamento utilizado foi um dilatômetro Netzsch 402C (UDESC), e as amostras com dimensões de 23 × 6,5 × 3 mm.
- **Temperatura de Amolecimento (HDT):** Determinada utilizando a norma ASTM D648 em um equipamento HDT 6/Vicat da marca Ceast (UCS). Esta análise foi realizada em amostras com dimensões de 127 × 13 × 3 mm, utilizando uma carga de 1,82 MPa a uma taxa de 2°C.min<sup>-1</sup>, iniciando o ensaio à temperatura ambiente.
- **Análise Dinâmico-Mecânica (DMA):** As amostras foram caracterizadas utilizando um reômetro oscilatório Anton Paar Physica MCR 101 com amostras retangulares de dimensões 50 × 10 × 3 mm. A análise foi feita na frequência de 1 Hz. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até 180°C, com taxa de aquecimento de 3°C.min<sup>-1</sup> e amplitude de deformação de 0,1% (UCS).



- **Dureza Barcol:** Realizada de acordo com a norma ASTM D2583 em equipamento da marca Bareiss modelo HPE. Os resultados reportados foram determinados a partir do valor médio de 20 leituras feitas com espaçamento entre si e da borda da amostra de, no mínimo, 3 mm.
- **Impacto:** Ensaio de Impacto do tipo Izod (sem entalhe) foram realizados de acordo com a norma ASTM D256, em uma máquina da marca Ceast modelo Impactor II, com martelo de 11 J. As amostras utilizadas possuíam dimensões de  $60 \times 12,7 \times 3$  mm.
- **Flexão:** Os ensaios de flexão foram realizados de acordo com a norma ASTM D790 utilizando a máquina universal de ensaios mecânicos EMIC DL3000 com uma célula de carga de 200 KN. Obteve-se os valores de módulo em flexão, resistência à flexão e deformação na ruptura. As amostras utilizadas possuíam dimensões de  $170 \times 12,7 \times 3$  mm (UCS).
- **Tração :** Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039, em uma máquina universal de ensaios mecânicos INSTRON-8801 (Servo Hidráulica), com velocidade de 2 mm/min, com extensômetro, utilizando uma carga de 100 KN. Foram obtidos valores de módulo de elasticidade, resistência à tração e alongamento na ruptura. As amostras utilizadas possuíam dimensões de  $170 \times 25 \times 3$  mm . Na Figura 12 é possível observar o corpo-de-prova fixado na máquina e, em detalhe, o extensômetro utilizado (Unesp/Guaratinguetá).



Figura 12 - Ensaio de tração.

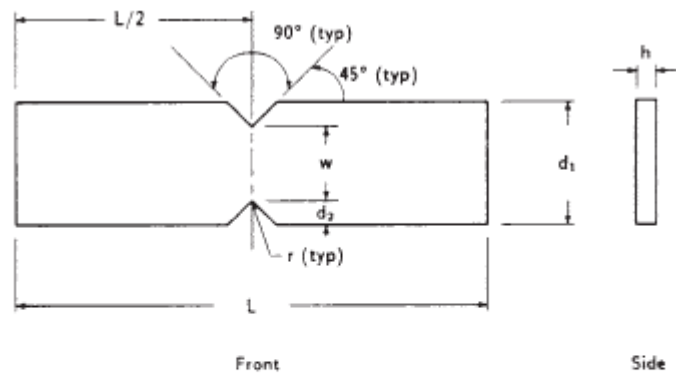
- **Short-beam** : O ensaio short-beam foi utilizado para determinar a resistência ao cisalhamento interlaminar, isto é, fora do plano. Este ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM D2344, que exige que a dimensão da amostra seja: comprimento ( $h$ ) = 6 × espessura, e largura ( $b$ ) = 2 × espessura, a razão  $s/t$  (*span/thickness*) foi mantida em 4:1 (UCS).

A máquina e a célula de carga utilizadas foram as mesmas do ensaio de flexão. A resistência *short beam* foi calculada através da Equação (22), na qual  $P$  é a carga máxima registrada,  $b$  e  $h$  são a largura e a espessura do corpo de prova, respectivamente.

$$\tau_{\text{máx ILSS}} = \frac{0,75 \times P}{b \times h} \quad (22)$$

- **Iosipescu** : Ensaio utilizado para determinar a resistência ao cisalhamento no plano. Este ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM D5379, e as dimensões dos corpos-de-prova estão apresentadas na Figura 13. O dispositivo no qual o corpo-de-prova é colocado foi apresentado na Figura 14 (Unesp/Guaratinguetá).

A velocidade utilizada no ensaio foi de 1 mm/min e a célula de carga utilizada foi de 50 kN. A resistência ao cisalhamento foi calculada a partir da Equação (23), na qual  $P$  é a carga máxima registrada,  $b$  e  $t$  são, respectivamente, a distância entre a origem dos entalhes e a espessura do corpo de prova. O módulo de cisalhamento dos compósitos foi determinado a partir da teoria de Cox (1962) que relata que o coeficiente de poisson de materiais compósitos com fibras curtas orientadas randomicamente no plano é 0,33 [77].



Nominal Specimen Dimensions

$d_1$	=	20.0 mm [0.75 in.]
$d_2$	=	4.0 mm [0.15 in.]
$h$	=	as required
$L$	=	76.0 mm [3.0 in.]
$r$	=	1.3 mm [0.05 in.]
$w$	=	12.0 mm [0.45 in.]

Figura 13 - Representação do corpo-de-prova (ASTM D5379) [90].



Figura 14 - Ensaio de losipescu.

$$\tau_{\text{máx}} = \frac{P}{b \times t} \quad (23)$$

- **Microscopia Óptica:** Analisou-se a seção transversal do compósito, para determinar a espessura de cada lâmina no laminado, através do microscópio óptico da marca Carl Zeiss modelo AX10.

- **Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV):** Analisou-se a região de fratura na amostra após ensaio de tração (as amostras foram recobertas com ouro). O microscópio é da marca JEOL modelo JSM-6060 e utilizou-se uma tensão de 10 KV.

#### **4.2.4 Análise Estatística**

Após a realização dos ensaios mecânicos os resultados foram analisados com a ANOVA fator único no excel. Essa ferramenta consiste em um teste estatístico para comparação de diferentes grupos e verificar a semelhança entre pares. Neste trabalho foi considerado um nível de confiança de 95%, sendo assim, se o valor de “p” for menor que 0,05 as famílias são diferentes [78]. A ANOVA está representada nos gráficos e nas tabelas de resultados através de letras.

#### **Laminator**

O Laminator (versão 3.6) consiste em um programa de engenharia, baseado na Teoria Clássica dos Laminados em que podem-se inserir tanto as propriedades dos seus constituintes e seu teor volumétrico (análise micro-mecânica), ou então, a análise macro-mecânica, em que utiliza-se como dados de entrada, as propriedades do material da lâmina e as resistências do material. Para ambas foi necessária a orientação das fibras na lâmina e a sequência de empilhamento das lâminas. Neste trabalho fez-se um estudo baseado na análise macro-mecânica obtendo-se assim como resultado os módulos de elasticidade e cisalhamento do laminado (Figuras 15 - 16).

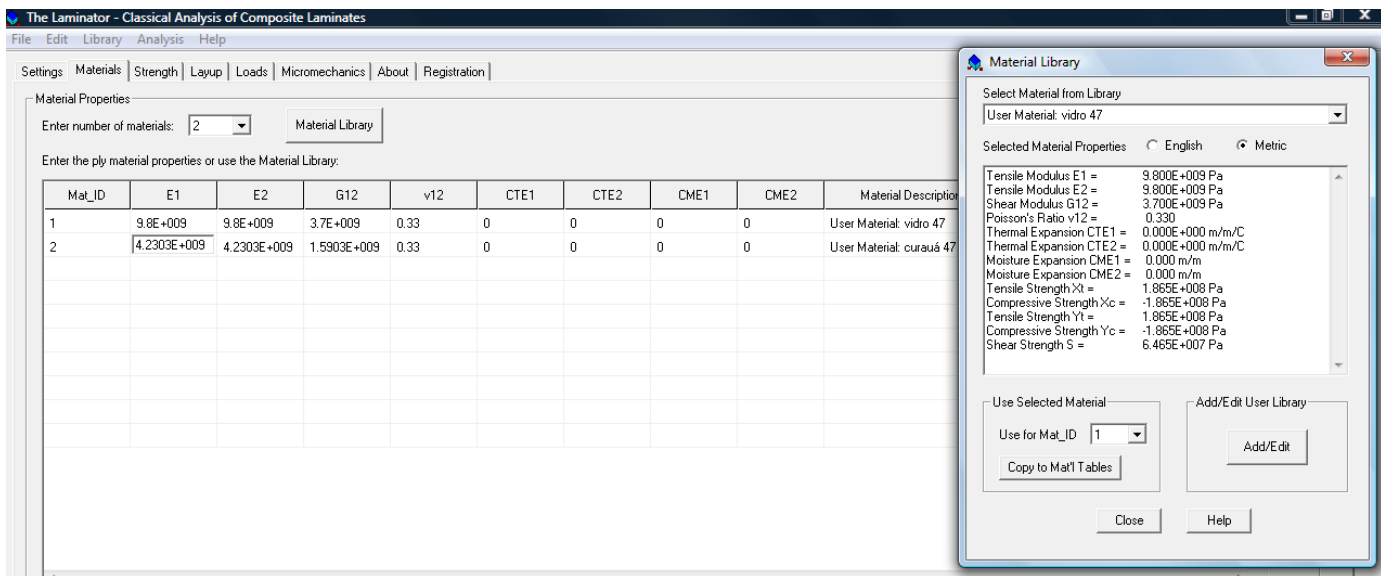


Figura 15 - Tela do laminator em que foram inseridas as propriedades de cada lâmina.

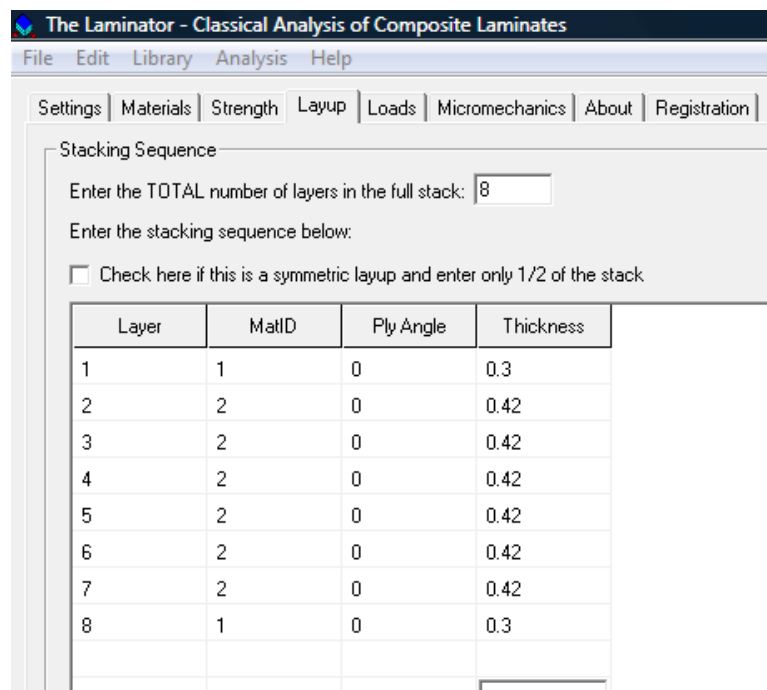


Figura 16 - Tela do laminator em que foram inseridos a configuração do laminado, o ângulo do reforço e a espessura de cada lâmina.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1. Estudos iniciais da resina e da fibra de curauá

#### 5.1.1. TGA da fibra de curauá

A estabilidade térmica das fibras foi analisada por TGA (Figura 17). Verificou-se que até 150°C, aproximadamente, ocorreu uma perda de massa (7,6%) referente à umidade e alguns componentes ligados fisicamente à fibra [3]. A hemicelulose presente nas fibras vegetais é o principal responsável pela absorção de umidade, porém a celulose e a lignina também contribuem. A umidade incha a parede celular até que a mesma seja saturada com água. Além disso, existe umidade em espaços vazios encontrados nas fibras [47].

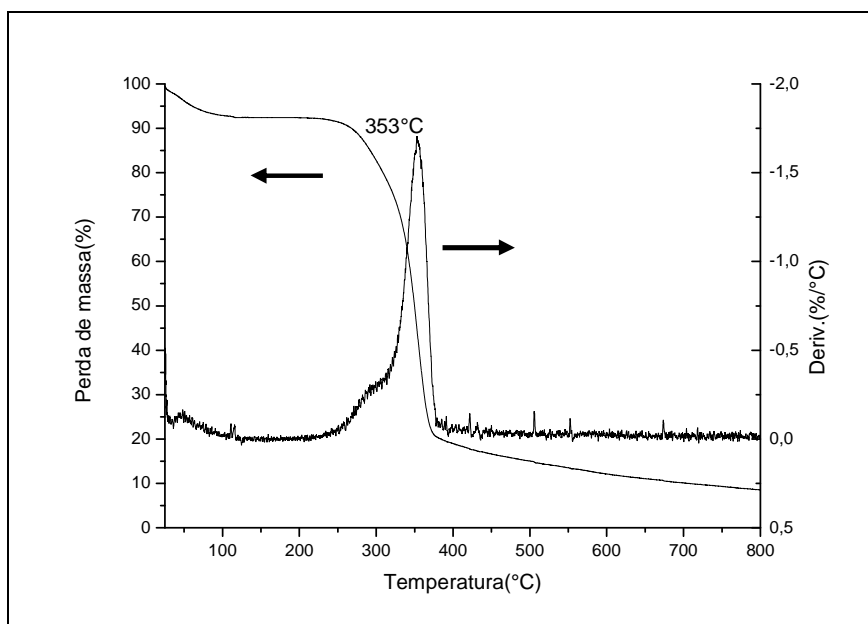


Figura 17 - Análise termogravimétrica (TGA) das fibras de curauá lavadas.

Após a perda de umidade, ocorrem dois processos principais de perda de massa. Na temperatura de aproximadamente 250°C, relacionado à degradação da lignina e da hemicelulose, e na temperatura de 353°C correspondente à degradação da fibra.

### 5.1.2. Determinação da temperatura e do tempo de cura do compósito

Inicialmente foi realizado o ensaio de dureza nas amostras moldadas em *cash* conforme o descrito na seção 3.2.2 para determinar o tempo de moldagem (Tabela 6). Após, foi realizada a análise de DSC da resina de poliéster (Figura 18), e levando-se em consideração que a degradação térmica da fibra de curauá está acima de 250°C, assim definiu-se a temperatura de 80°C e o tempo de 60 min para moldagem.

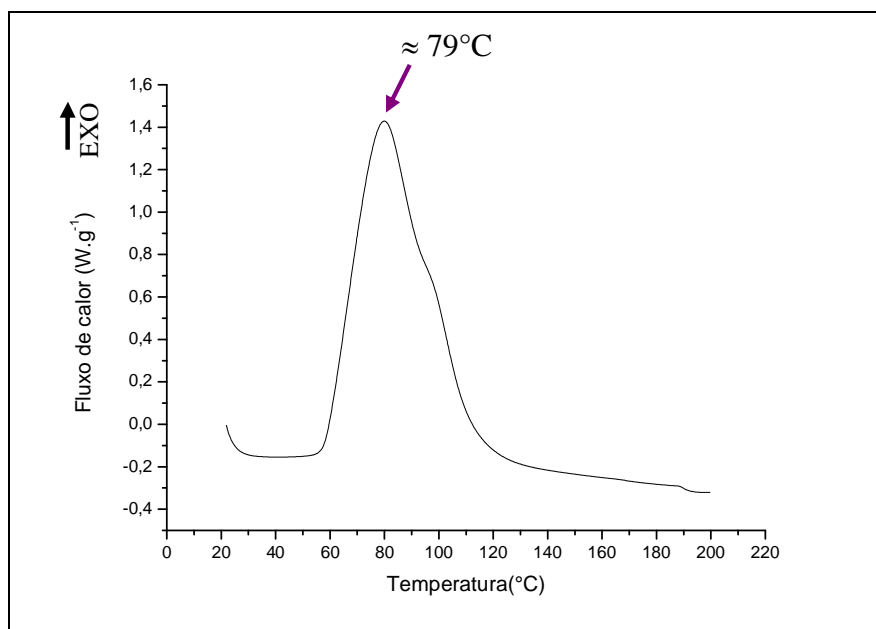


Figura 18 - Análise de DSC da mistura (poliéster + iniciador).

O tempo mínimo de pós-cura foi determinado com o auxílio do ensaio de dureza. Os resultados obtidos podem ser verificados na Tabela 7. Ou seja, a dureza estabiliza após um tempo de pós-cura de 90 min, e este foi o tempo utilizado. Para que haja uma

pós-cura eficaz em compósitos poliméricos é importante que a resina atinja o endurecimento adequado, evitando uma baixa rigidez interlaminar [79].

Tabela 6 - Variação da dureza da resina com o tempo de cura (temperatura da estufa 80°C).

<b><i>Tempo (min)</i></b>	<b><i>Dureza Shore D (valor médio)</i></b>
15	Não foi possível determinar
30	41
45	46
60	47
75	47

Tabela 7 - Variação da dureza da resina com o tempo de pós-cura (temperatura da estufa 80°C).

<b><i>Tempo (min)</i></b>	<b><i>Dureza Shore D (valor médio)</i></b>
0	49
30	51
60	56
90	60
120	60

## **5.2. Compósitos**

### **5.2.1 Influência da sequência de lâminas nas características do laminado híbrido.**

#### **Propriedades Físicas**

A Tabela 8 mostra a densidade e o teor de vazios dos diferentes compósitos produzidos. O valor da densidade para o compósito com 100% de fibra de vidro foi o maior ( $\approx 1,63 \text{ g/cm}^3$ ). A densidade reduz para os compósitos híbridos pois a fibra de



vidro é mais densa que a fibra de curauá ( $\rho_{\text{vidro}} > 1,8 \rho_{\text{curauá}}$ ). Entre estes compósitos híbridos pode-se concluir que a seqüência de empilhamento não interfere na quantidade de vazios apesar da resina estar curando a partir do momento em que a resina é misturada com o iniciador até a manufatura do compósito.

Tabela 8 - Densidade dos compósitos e teor de vazios

<b>Amostras</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Teor de vazios (%)</b>
Curauá	1,21 ± 0,01	9,02
[C <sub>2</sub> ,V <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	1,42 ± 0,02	8,23
[c,v] <sub>2s</sub>	1,44 ± 0,01	6,22
[v,c] <sub>2s</sub>	1,44 ± 0,03	6,91
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	1,43 ± 0,01	8,51
Vidro	1,63 ± 0,01	9,14

A Figura 19 apresenta os resultados do ensaio de dilatométrica. O comportamento das curvas dos compósitos híbridos e do de fibra de curauá entre as temperaturas de 100°C e 150°C pode estar relacionado à perda de umidade da fibra vegetal [3]. Através deste ensaio é possível também obter a T<sub>g</sub> dos compósitos, isto porque a teoria do volume livre afirma que abaixo da T<sub>g</sub> o material possui um volume constante [80]. Estes valores serão apresentados posteriormente.

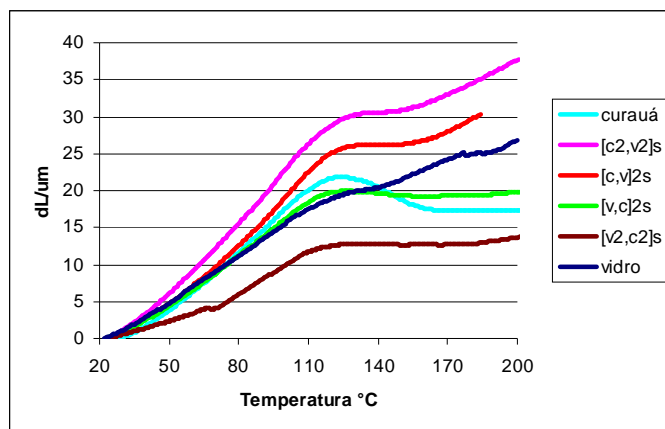


Figura 19 - Dilatometria dos compósitos.

Os dados de HDT estão apresentados na Tabela 9. Pode-se observar que o compósito de fibra de curauá apresentou uma HDT menor. De fato, os outros compósitos não atingiram a deflexão final definida em 0,25 mm pela norma ASTM D648. Ou seja, os compósitos híbridos e de fibra de vidro apresentados na Tabela 9 precisariam de maior temperatura para defletir (0,25 mm), mas o banho de óleo no qual as amostras estavam inseridas começou a perder temperatura e foi necessário finalizar o ensaio. Estes resultados estão de acordo com os de Panthapulakkal e Sain, que observaram que a HDT aumenta com o aumento de rigidez dos compósitos [81].

Tabela 9 - HDT dos compósitos.

<b>Amostras</b>	<b>Deflexão (mm)</b>	<b>Temperatura (°C)</b>
Curauá	0,25	93
[C <sub>2</sub> ,V <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	0,13	> 206
[c,v] <sub>2s</sub>	0,13	> 206
[v,c] <sub>2s</sub>	0,13	> 206
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	0,13	> 206
Vidro	0,06	> 206

### **Propriedades Mecânicas e Dinâmico-Mecânicas**

No ensaio de DMTA foram analisadas as curvas de módulo de armazenamento ( $E'$ ), módulo de perda ( $E''$ ) e  $\tan \delta$ . Na Figura 20, à medida que a temperatura aumenta,  $E'$  decresce, sendo que ocorre um declínio elevado na região de transição vítrea, comportamento atribuído ao aumento da mobilidade molecular das cadeias poliméricas acima da  $T_g$ , nesta figura percebe-se ainda que a queda do módulo na região vítrea é menor quanto maior o efeito do reforço, isto é, a diferença entre os módulos na região vítrea e na região elastomérica é menor em compósitos com mantas de fibras de vidro na superfície. O efeito do reforço está relacionado tanto com a transferência de tensão fibra/matriz através da interface como com a interferência das cadeias vizinhas, visto que deve haver uma maior cooperação molecular para que o processo de relaxação

ocorra [82]. Entre os compósitos híbridos, o fato da amostra  $[v_2, c_2]_s$  ter obtido o maior módulo de armazenamento entre os híbridos pode ser porque as fibras mais sensíveis estão no meio do compósito ( neste caso a fibra de curauá), e deste modo sendo menos afetada pela variação de temperatura no decorrer do ensaio.

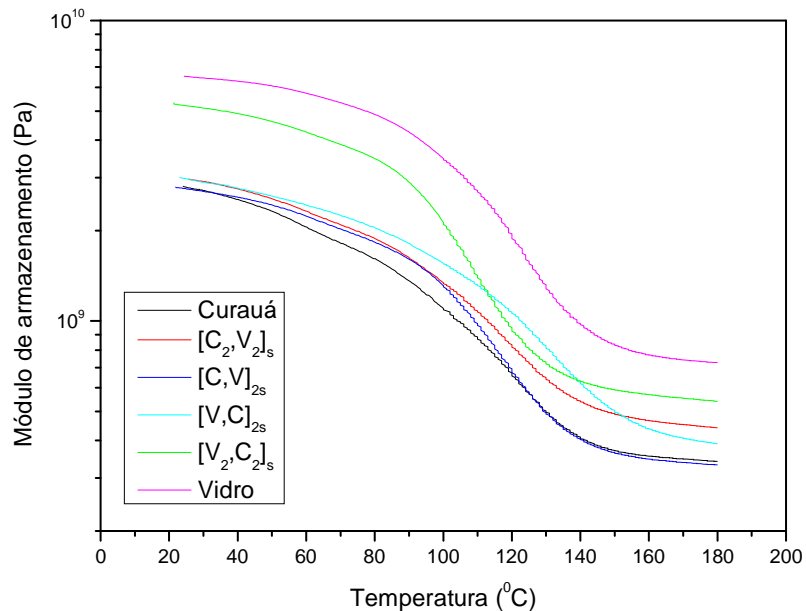


Figura 20 - Curvas de módulo de armazenamento dos compósitos.

As curvas de módulo de perda dos compósitos em função da temperatura estão representadas na Figura 21. A maior dissipação de energia foi observada para os compósitos que contêm mantas de fibras de vidro nas superfícies, mostrando que, para estes compósitos, maiores valores no módulo de armazenamento resultam em maior dissipação de energia. O valor do módulo de perda deve ser atribuído a maior ou menor inibição do processo de relaxação dentro do compósito. A distribuição do tempo de relaxação observado para cada curva na Figura 21 mostra que a primeira relaxação está relacionada provavelmente às moléculas individuais dos polímeros e a segunda (a qual foi obtida o valor da  $T_g$  (Tabela 10)) está relacionada ao movimento micro-Browniano das moléculas poliméricas nas vizinhanças da superfície na interface fibra/matriz [83].

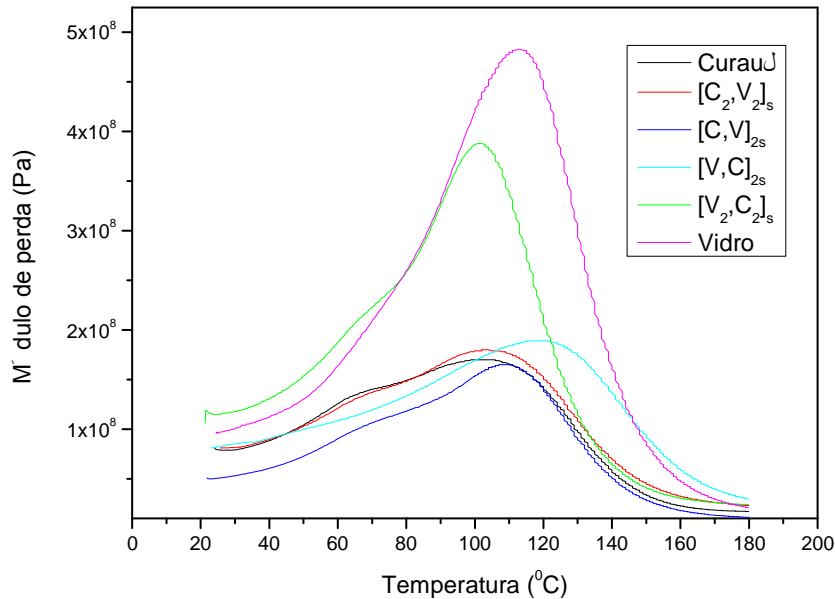


Figura 21 - Curvas de módulo de perda dos compósitos.

A razão entre os módulos de perda e armazenamento é denominada de  $\tan \delta$ , sendo uma medida da capacidade do material de converter energia mecânica em calor [84]. Com o aumento da temperatura os valores de  $\tan \delta$  passam por um máximo na região de transição e então decrescem na região elastomérica. Este comportamento é devido aos movimentos cooperativos das cadeias entre as reticulações. Abaixo da  $T_g$  o  $\tan \delta$  é menor porque os segmentos da cadeia ainda estão congelados. Portanto as deformações são primeiramente elásticas e os deslizamentos moleculares resultantes do fluxo viscoso são tão baixos que até podem ser negligenciados. Na região elastomérica, o fator de amortecimento também é baixo, porque os segmentos moleculares estão totalmente livres para se mover sem oferecer resistência ao fluxo [83]. Entretanto, na região de transição vítrea começa um movimento cooperativo das cadeias conhecido como movimento de “crankshaft” e cada vez que um segmento congelado começa a se mover, seu excesso de energia é dissipado como calor. Na região em que a maioria dos segmentos moleculares atua cooperativamente sob uma dada deformação ocorre o máximo do valor de  $\tan \delta$ .

Em materiais compósitos, o  $\tan \delta$  é influenciado pelo tipo e distribuição de fibras, bem como pela interação fibra/matriz e a quantidade de vazios [85]. As curvas dos laminados com maior quantidade de fibras de vidro nas superfícies ( $[v_2, c_2]_s$  e vidro) apresentaram os maiores picos. Isto pode estar relacionado à maior restrição na mobilidade térmica perto da interface, sendo conseqüência da melhor adesão fibra/matriz. Os valores da Tg dos compósitos também podem ser obtidos pelo  $\tan \delta$  e encontram-se na Tabela 10. Maiores valores de Tg (Figura 22) mostram uma melhor eficácia da fibra como agente de reforço, visto que, o deslocamento da mesma para temperaturas maiores pode estar relacionado com a redução da mobilidade das cadeias poliméricas [86].

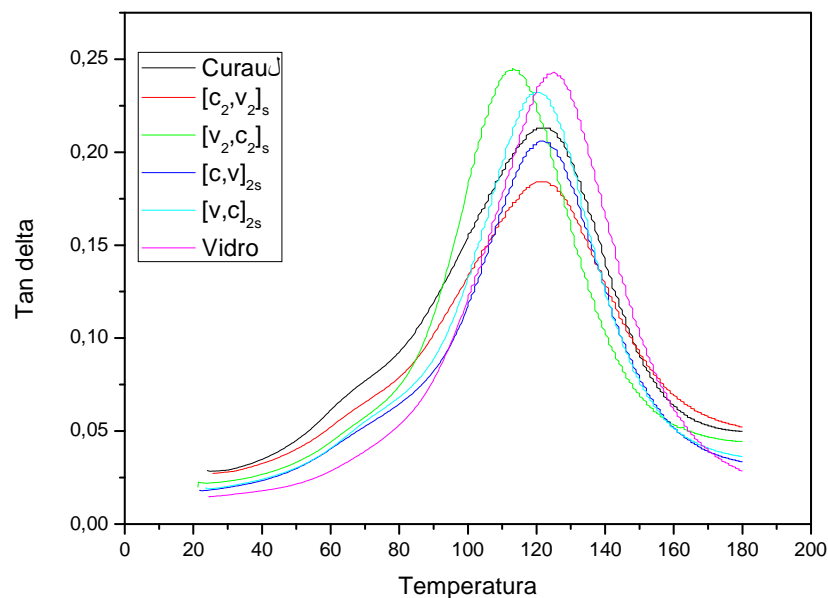


Figura 22 - Dados do  $\tan \delta$  dos compósitos.

Tabela 10 -  $T_g$  dos compósitos obtida por diferentes métodos.

<b>Amostras</b>	<b><math>T_g</math> (por dilatométrica)</b>	<b><math>T_g</math> (por <math>\tan \delta</math>)</b>	<b><math>T_g</math> (por <math>E''</math>)</b>
Curauá	136°C	122°C	103°C
[C <sub>2</sub> ,V <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	121°C	121°C	104°C
[c,v] <sub>2s</sub>	122°C	122°C	109°C
[v,c] <sub>2s</sub>	116°C	120°C	119°C
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	115°C	113°C	101°C
Vidro	127°C	126°C	112°C

A resina poliéster é um material duro e quebradiço, porém a adição de fibra de curauá reduz sua dureza, conforme Tabelas 5 e 11. As moléculas de água na parede celular da fibra vegetal atuam como plastificante [87].

A dureza é uma medida superficial visto que o indentador alcança somente os primeiros décimos de milímetros da superfície que está sendo avaliada. Isto corrobora o fato de que os compósitos com mantas de fibra de vidro perto da superfície de ensaio devem produzir resultados levemente maiores (Tabela 11). Reddy et al. [88] acreditam que isto pode ser devido à melhor transferência de tensão entre a fibra de vidro e a matriz.

Tabela 11 - Valores médios de dureza Barcol e resistência ao impacto dos compósitos

<b>Amostras</b>	<b>Dureza Barcol</b>	<b>Resistência ao Impacto (kJ/m<sup>2</sup>)</b>
Curauá	10 ± 2 <sup>a</sup>	49,0 ± 11 <sup>a</sup>
[C <sub>2</sub> ,V <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	21 ± 4 <sup>b</sup>	103,2 ± 8,0 <sup>b</sup>
[c,v] <sub>2s</sub>	26 ± 5 <sup>c</sup>	90,4 ± 8,4 <sup>b</sup>
[v,c] <sub>2s</sub>	43 ± 3 <sup>d</sup>	97,8 ± 10,5 <sup>b</sup>
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	53 ± 4 <sup>e</sup>	117 ± 22,8 <sup>b</sup>
Vidro	58 ± 4 <sup>f</sup>	165 ± 19,4 <sup>c</sup>

A fratura dos compósitos é afetada por parâmetros interlaminares e interfaciais. As fibras desempenham um papel importante na resistência ao impacto dos compósitos, isto porque elas interferem com o mecanismo de propagação de trincas na

matriz [55]. A Tabela 11 apresenta a resistência ao impacto dos compósitos, e todas amostras apresentaram falha parcial. Quando a fibra de vidro é combinada com a fibra de curauá a resistência ao impacto é consideravelmente aumentada para todos os compósitos híbridos em relação ao compósito de fibra de curauá. Com a utilização da ferramenta para análise de dados (ANOVA), viu-se que todos os híbridos produziram resultados similares.

A Figura 23 apresenta os valores médios da resistência à flexão dos laminados. Pode-se observar que os compósitos laminados híbridos com fibras vegetais nas superfícies apresentam valores inferiores e similares ao compósito de curauá. Gowda et al. [89] afirmam que a resistência à flexão e o módulo em flexão do compósito são controlados pela resistência da camada externa do reforço, sendo assim, observa-se que os compósitos que possuem fibras sintéticas (com propriedades mecânicas superiores) nas extremidades possuem valores superiores nestas propriedades. No ensaio de flexão, à ruptura das fibras aparece primeiro na região de tração seguido por longa delaminação entre as camadas superficiais, como consequência dos gradientes de alta tensão cisalhante e normal, até a ruptura do compósito na região de compressão.

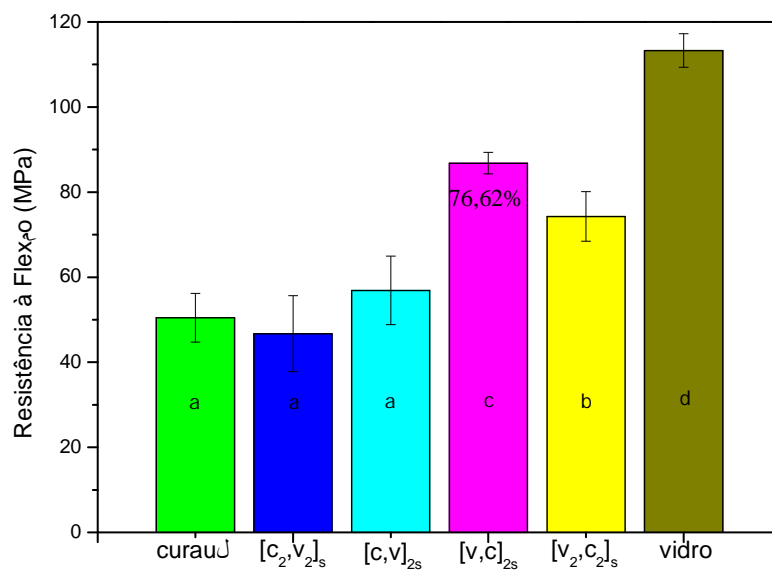


Figura 23 - Valores médios da resistência à flexão dos compósitos.

A Figura 24 apresenta os valores médios do módulo em flexão dos laminados. Os compósitos com fibras de vidro na superfície novamente apresentaram valores de módulo superior, devido ao fato da fibra de vidro apresentar alto módulo em relação ao de curauá. Além disso, existe uma melhor adesão entre a fibra de vidro rígida e a matriz [87]. A Figura 25 apresenta os valores médios da deformação dos compósitos, nesta pode-se observar que os compósitos de fibra de vidro e o  $[v_2, c_2]_s$  apresentaram menores valores, pois como as fibras de vidro estão próximas à superfície e elas têm uma menor deformação na ruptura que as fibras de curauá, uma vez que a deformação limite é alcançada, ela leva à rápida ruptura do compósito.

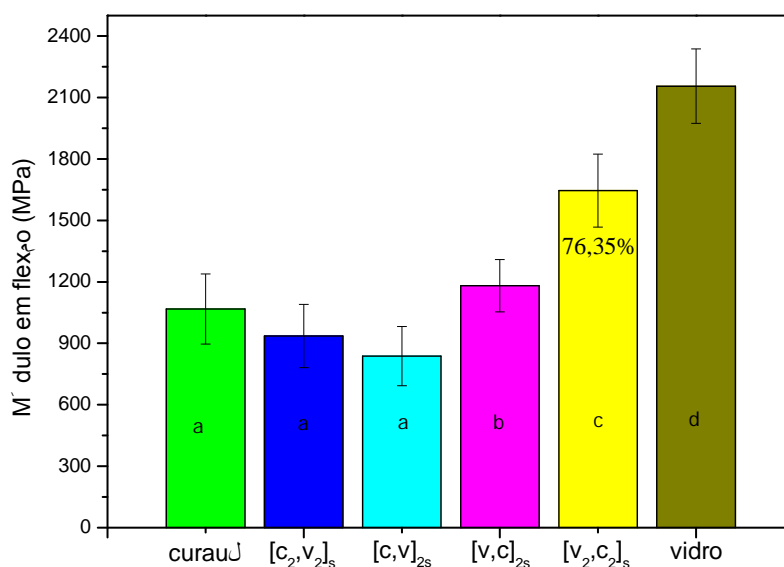


Figura 24 - Valores médios do módulo em flexão dos compósitos.

A Figura 26 apresenta os valores médios de resistência à tração dos laminados. Os compósitos híbridos apresentaram valores de resistência similares e estão entre os compósitos de curauá e de vidro. Os valores mais próximos entre os compósitos híbridos podem ser devido ao fato de que no ensaio de tração todas as lâminas estão sujeitas à mesma distribuição de esforços. A pouca diferença obtida para o  $[c, v]_{2s}$  pode ser devido ao fato que a fibra de menor resistência mecânica encontra-se nas superfícies do compósito; e as garras posicionadas no corpo-de-prova podem danificá-lo precocemente durante o ensaio [90]. Ahmed e Vijayarangan [91] estudaram



compósitos laminados híbridos interlaminares juta/vidro (mudando o  $\%W_f$  entre os dois reforços mantendo um  $\%W_{ftotal}$  constante, e/ou alterando a sequência de empilhamento das lâminas) e também verificaram uma leve diferença entre a resistência dos laminados híbridos.

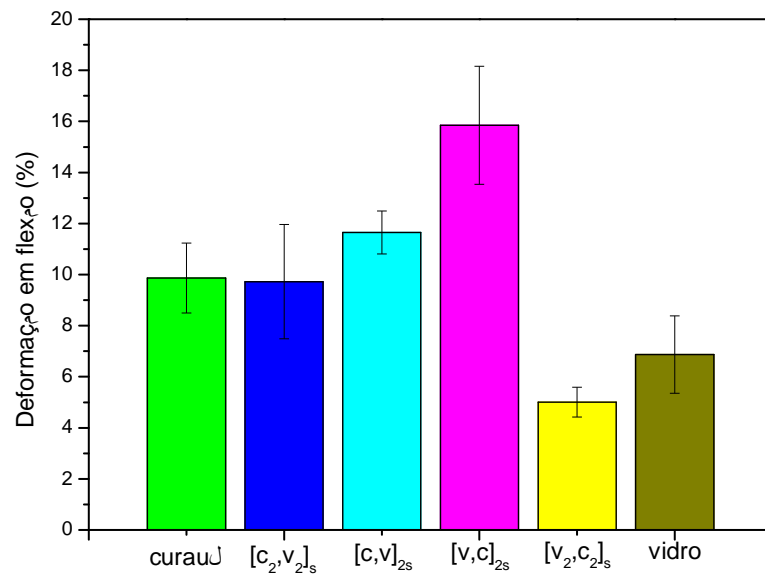


Figura 25 - Valores médios da deformação em flexão dos compósitos.

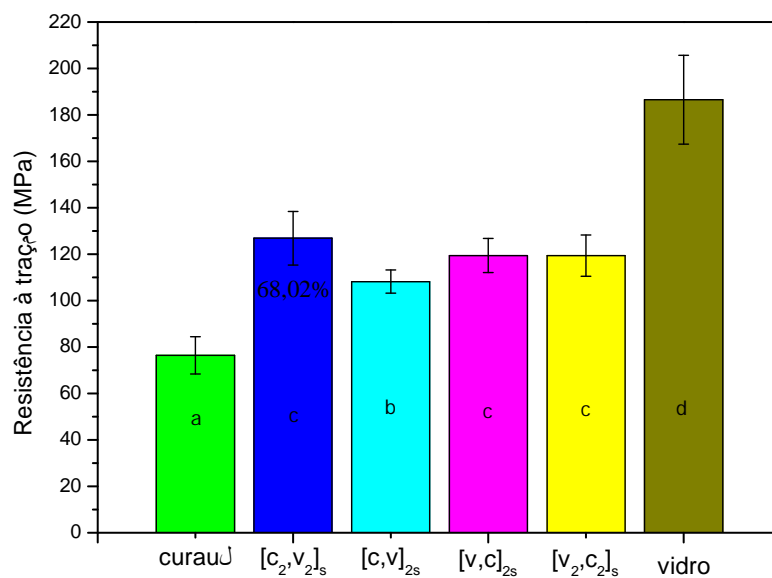


Figura 26 - Valores médios da resistência à tração dos compósitos.

A Figura 27 apresenta os valores médios de módulo em tração dos laminados. Observa-se que os compósitos híbridos apresentaram valores em módulo intermediário aos compósitos de curauá e de vidro, [12] não sendo observadas diferenças significativas isto porque os mesmos obedecem a Regra das Misturas. A deformação na ruptura dos compósitos laminados pode ser observada na Figura 28. Todos os compósitos apresentaram comportamento similar nesta propriedade.

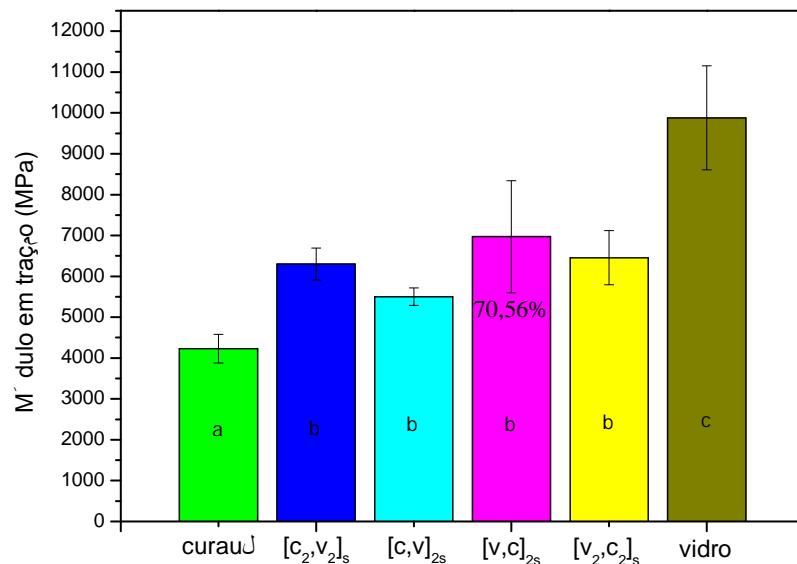


Figura 27 - Valores médios do módulo em tração dos compósitos.

A microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura em tração do compósito poliéster/curauá mostra uma pobre adesão entre a fibra e a matriz, o que é evidente pelo *pull-out* das fibras de curauá e revela uma adesão fraca (Figuras 29-30). No compósito híbrido também ocorre *pull-out*, no entanto as fibras de vidro, que possuem propriedades mecânicas superiores, garantem um melhor desempenho do compósito (Figuras 31-32). Já no compósito poliéster/vidro, devido à maior compatibilidade entre a fibra e a matriz, a ocorrência de *pull-out* foi reduzida (Figuras 33-34).

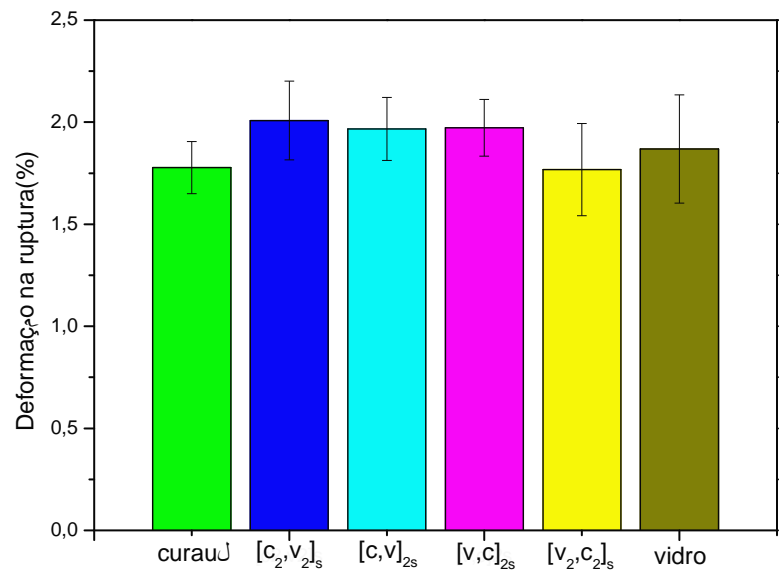
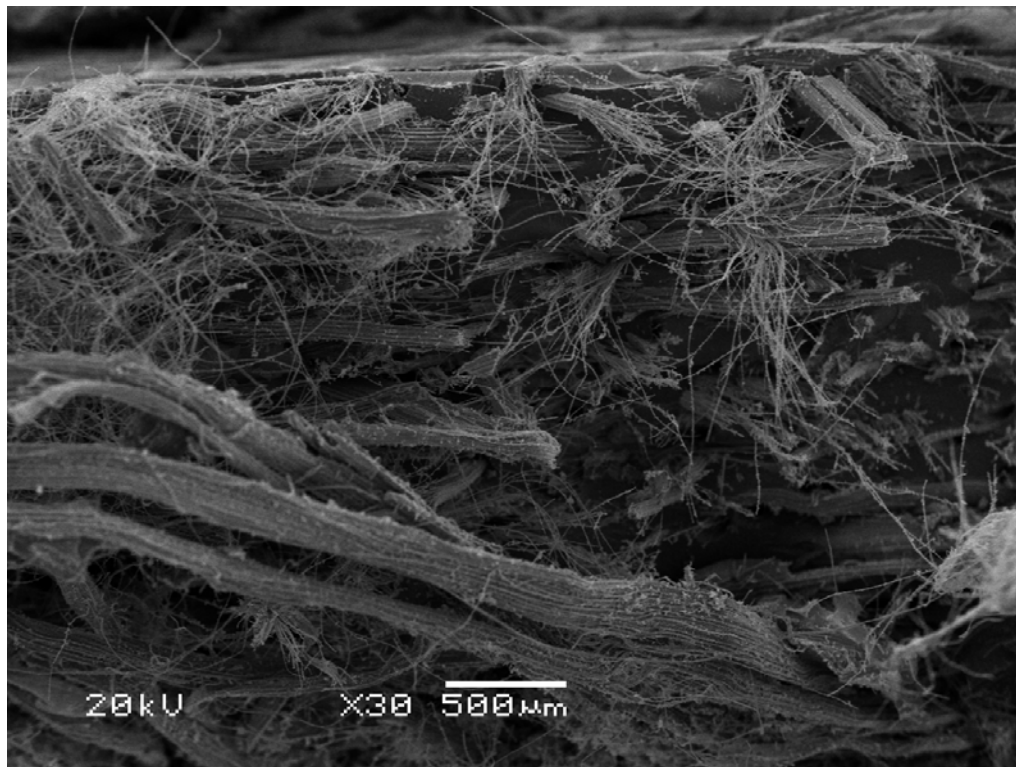


Figura 28 - Valores médios da deformação na ruptura em tração dos compósitos.

(a)



(b)

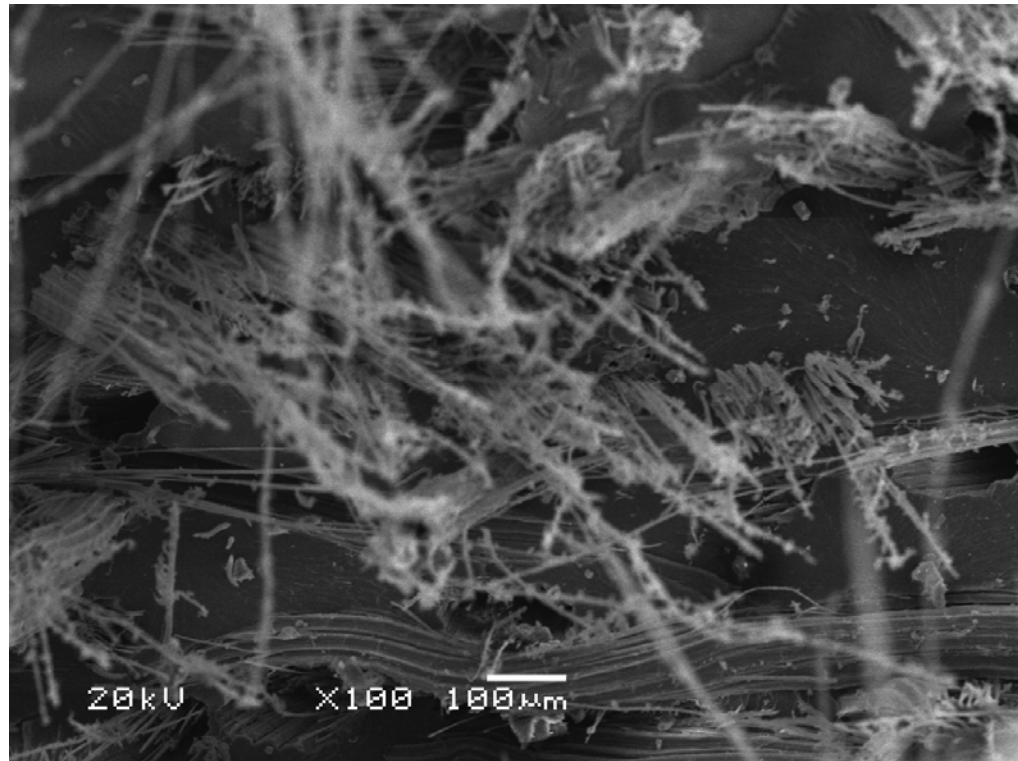


Figura 29 - MEV do compósito de curauá com aumento de (a) 30 e (b) 100 vezes.

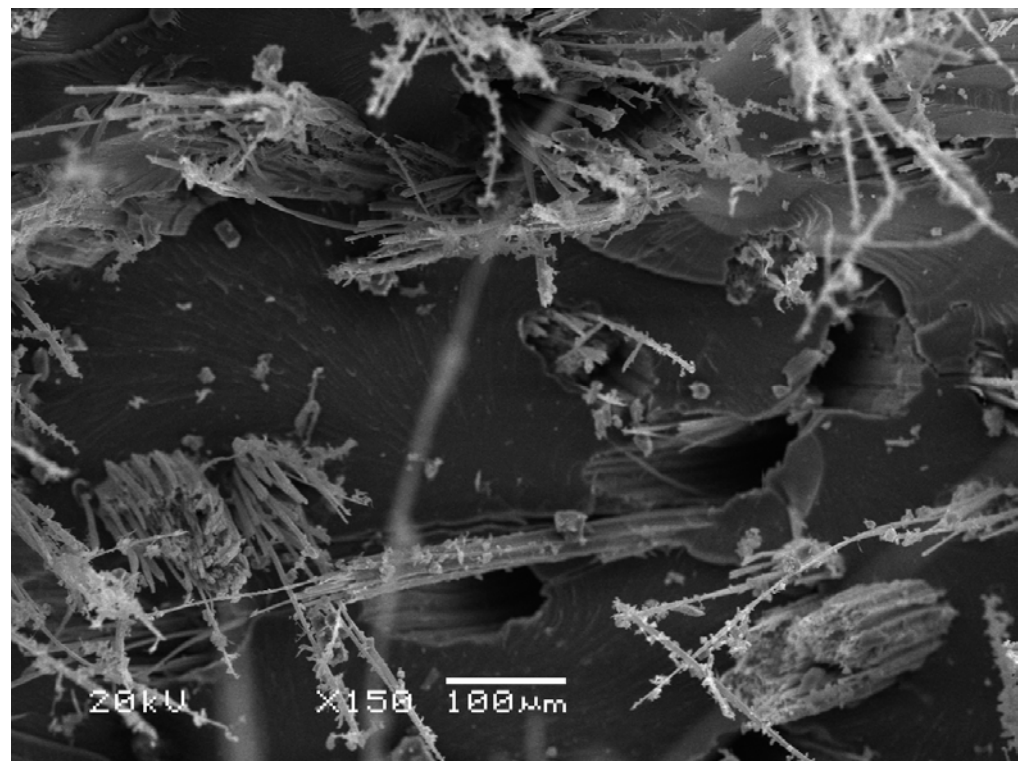


Figura 30 - MEV do compósito de curauá com aumento de 150 vezes.

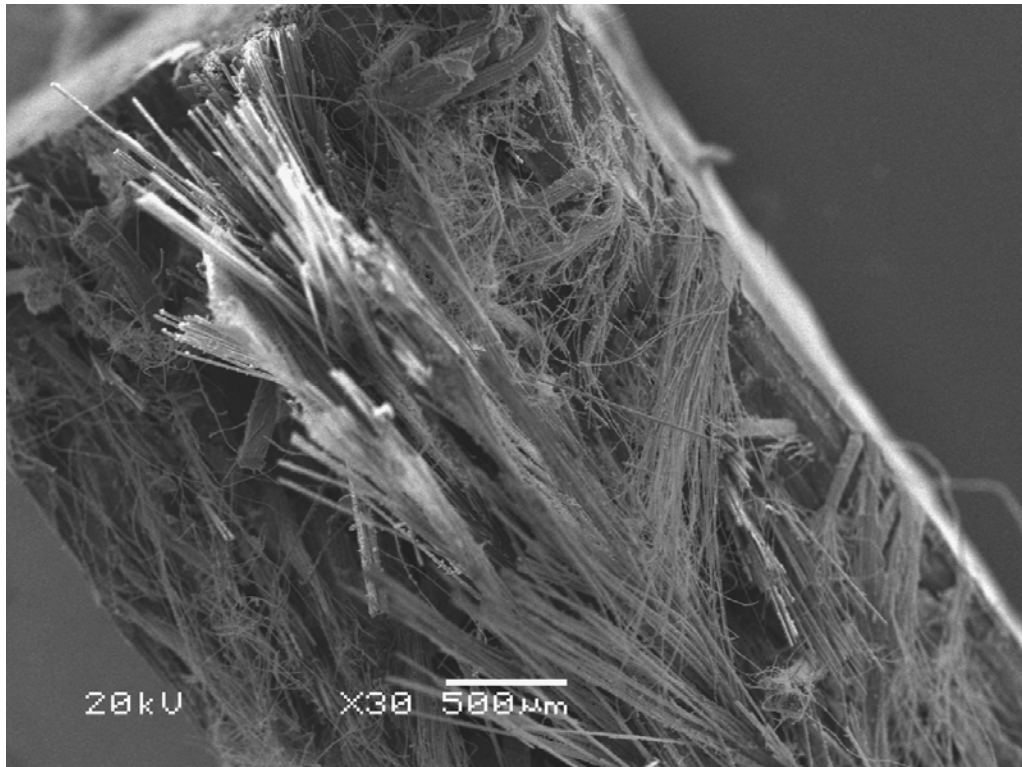
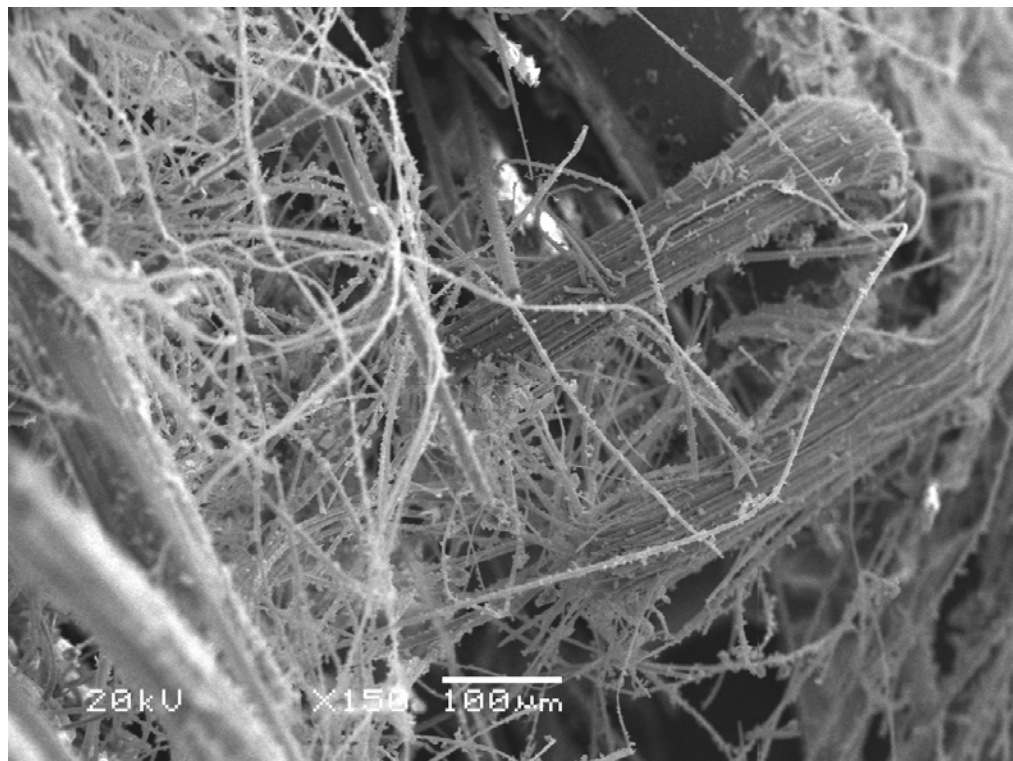


Figura 31 - MEV do compósito híbrido [c,v]2s com aumento de 30 vezes.

(a)



(b)

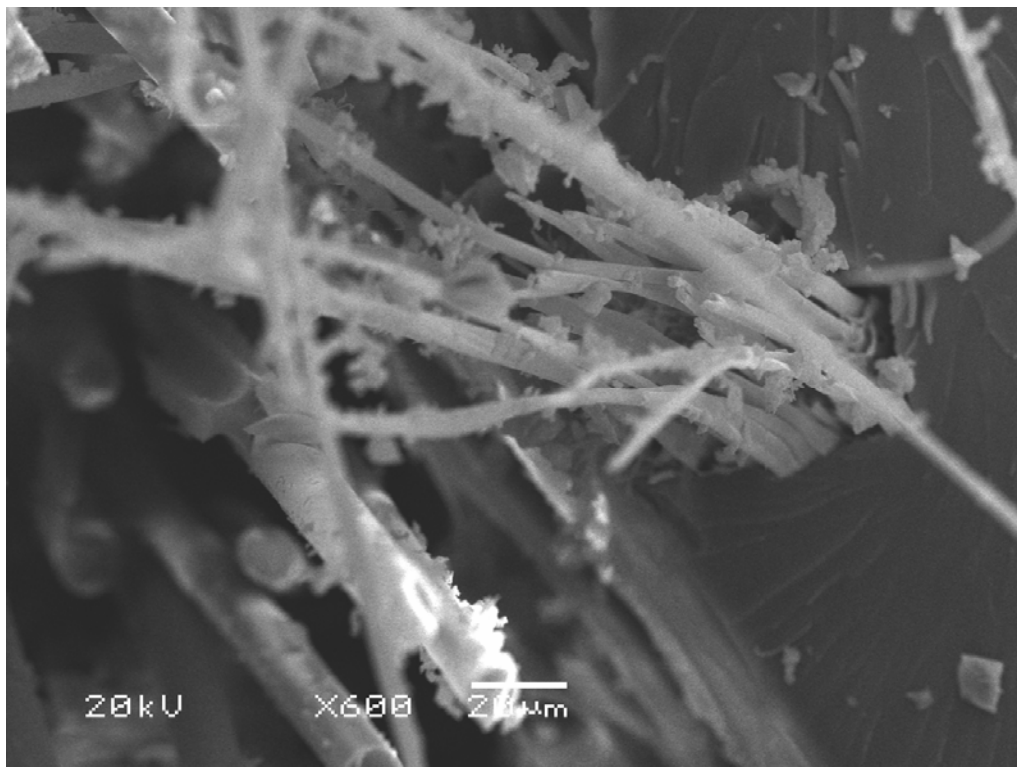


Figura 32 - MEV do compósito híbrido [c,v]2s com aumento de (a) 150 e (b) 600 vezes.

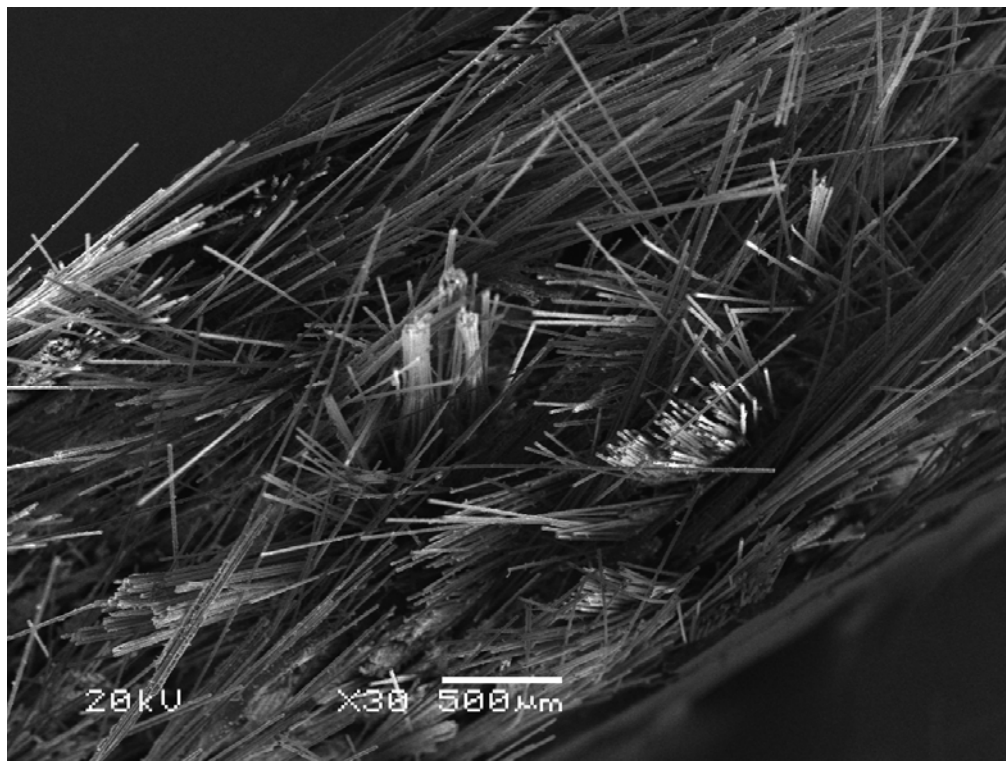


Figura 33 - MEV do compósito de vidro com aumento de 30 vezes.

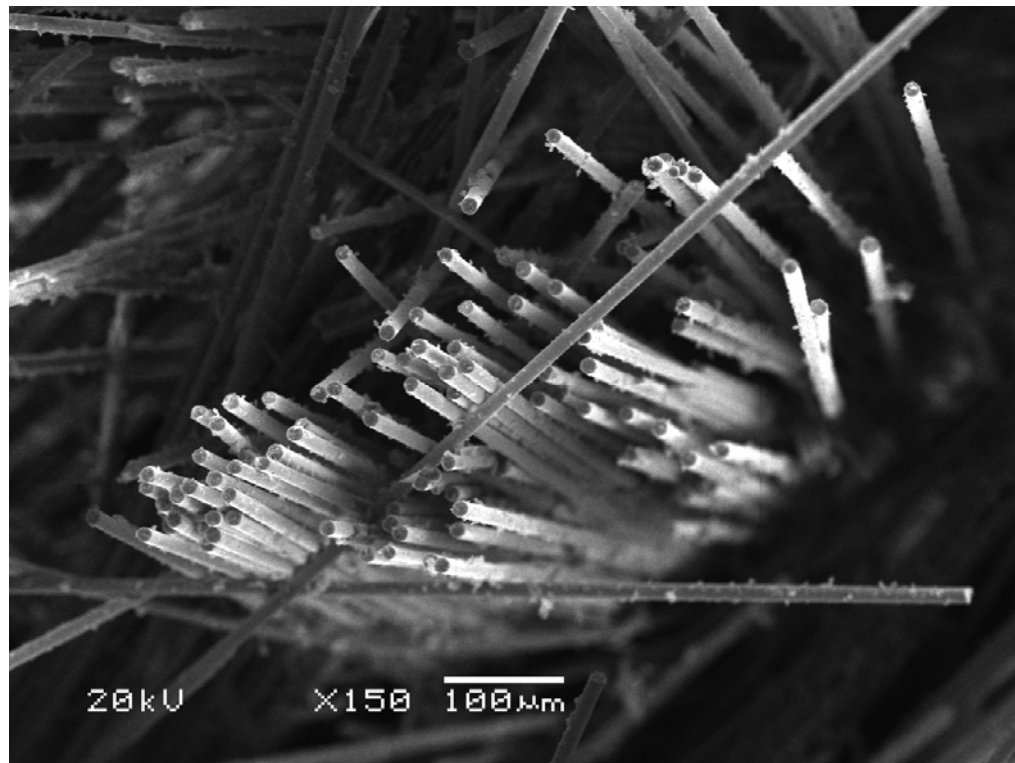


Figura 34 - MEV do compósito de vidro com aumento de 150 vezes.

A Figura 35 apresenta curvas representativas de força versus deslocamento obtidas no ensaio *Short-beam* (ILSS). Na verdade houve uma grande variação nas curvas obtidas para diferentes corpos-de-prova até mesmo dentro de uma mesma família. A falha dos corpos-de-prova ocorre devido ao cisalhamento interlaminar com alguma influência de dano por flexão, dobramento e descolamento de fibras (*pull-out*), especialmente devido à fraca adesão interfacial [89], o que influencia o perfil das curvas.

De acordo com a Figura 37, os compósitos híbridos possuem ILSS superior ao de curauá e inferior ao de vidro, isto porque a ILSS depende primariamente das propriedades da matriz e da adesão interfacial fibra/matriz ao invés das propriedades das fibras [91].

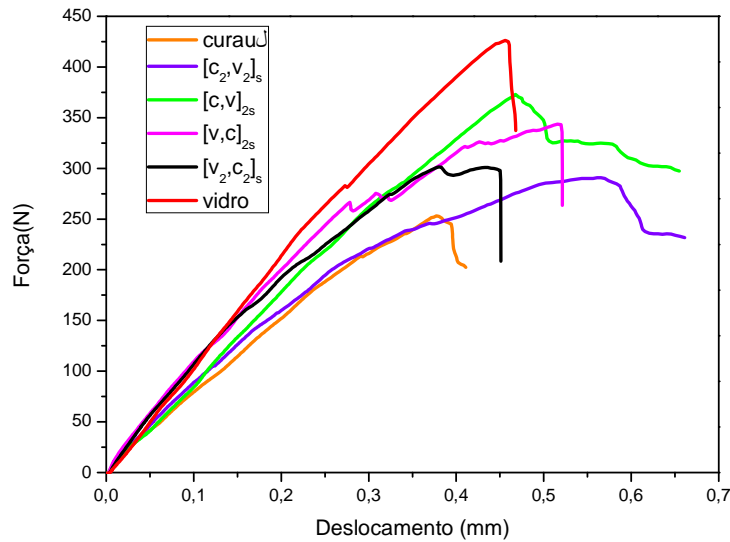


Figura 35 - Curvas de resposta do ensaio de ILSS.

A Teoria Clássica da Viga afirma que a distribuição da tensão de cisalhamento ao longo da espessura do corpo-de-prova é uma função parabólica que é simétrica sobre o eixo neutro (local em que a mesma é máxima), e decresce até zero nas faces de compressão e tração. Entretanto, o campo real de tensão é muitas vezes dominado pela concentração de tensão nas proximidades da região em que é colocada a cunha (dispositivo da máquina que transfere a força) na realização do ensaio (Figura 36) [92]. Neste contexto, pode ter acontecido na amostra  $[c_2, v_2]_s$  uma falha prematura na face compressiva antes da falha interlaminar.

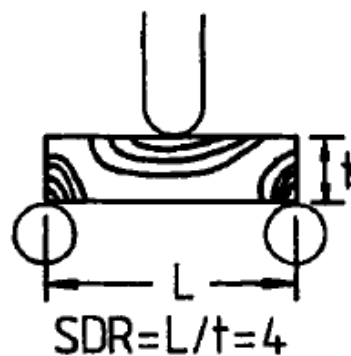


Figura 36 - Desenho representativo do campo de tensões no ensaio de cisalhamento short-beam.



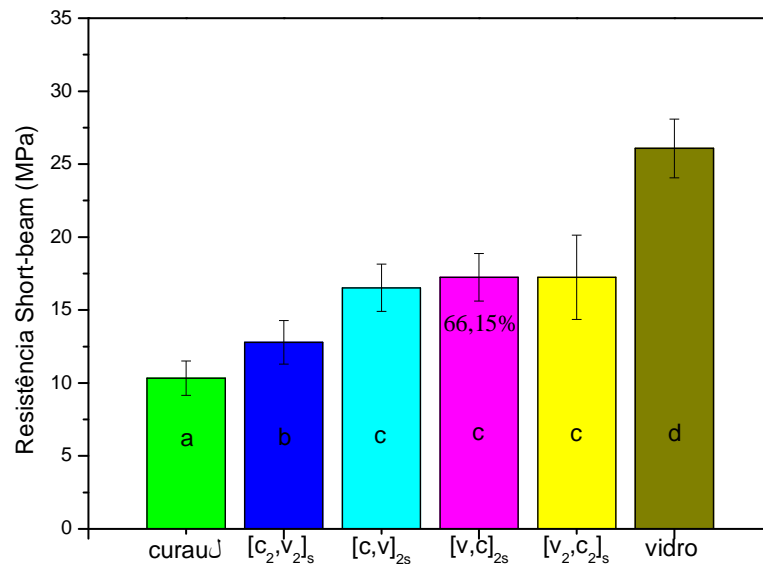


Figura 37 - Valores médios da resistência ao cisalhamento interlaminar dos compósitos.

No ensaio de cisalhamento no plano conforme a força está sendo aplicada ocorre o aparecimento de micro trincas no compósito que levam a falha das amostras por tensão de tração com o aparecimento de trincas grandes e visíveis [93]. A Figura 38 apresenta os corpos-de-prova dos compósitos somente de curauá, híbrido  $[v_2, c_2]_s$  e somente de vidro após o ensaio. Os valores médios da resistência ao cisalhamento no plano estão apresentados na Figura 39, e para calcular o módulo de cisalhamento (Tabela 12) dos compósitos foi utilizada a Equação 11, e admitiu-se o coeficiente de poisson de 0,33 conforme Cox (1962) [77].

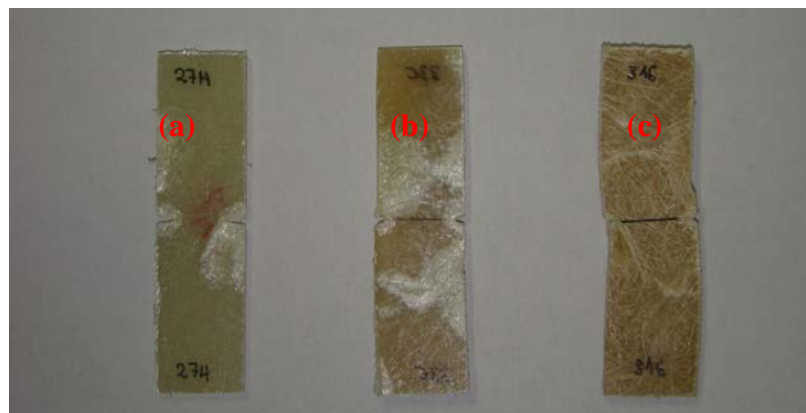


Figura 38 - Amostras de vidro (a), híbrido  $[v_2, c_2]_s$  (b) e curauá (c), após o ensaio iosipescu.

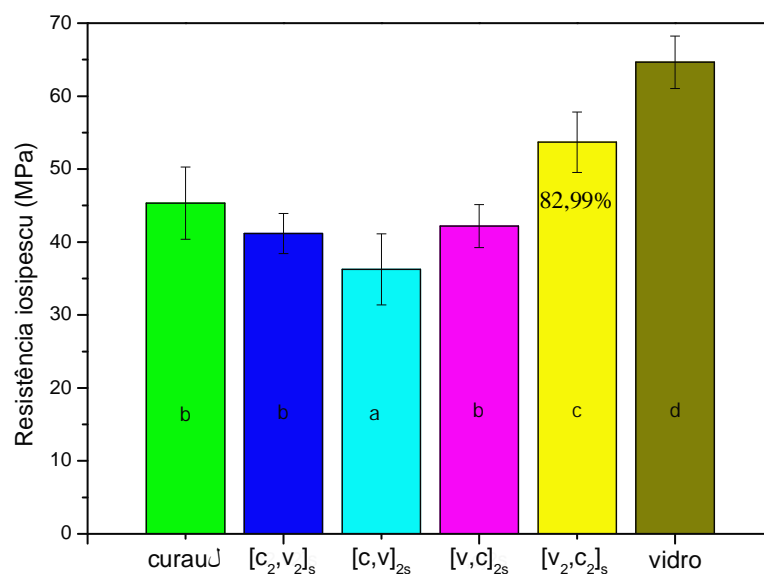


Figura 39 - Valores médios da resistência ao cisalhamento no plano dos compósitos.

Tabela 12- Valores do módulo de cisalhamento obtidos a partir da Equação 11.

<b>Amostras</b>	<b>Módulo de Cisalhamento (MPa)</b>
Curauá	1590
[c <sub>2</sub> ,v <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	2367
[c,v] <sub>2s</sub>	2067
[v,c] <sub>2s</sub>	2621
[v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	2427
Vidro	3714

### 5.2.2 Influência da Variação de Espessura nas Propriedades do Laminado

A grande diferença de densidade entre a amostra [v<sub>3</sub>,c<sub>3</sub>]<sub>s</sub> (Tabela 13) e as demais pode ser explicada pela dificuldade no momento do processamento devido às dimensões do molde, visto que, a espessura teórica deste compósito é 4,5 mm e os outros têm 1,5 e 3 mm, para o [v,c]<sub>s</sub> e [v<sub>2</sub>,c<sub>2</sub>]<sub>s</sub> respectivamente. Acredita-se também que o alto teor de vazios nas amostras [v,c]<sub>s</sub> e [v<sub>3</sub>,c<sub>3</sub>]<sub>s</sub> está relacionado ao fato de que os

mesmos foram confeccionados em um período diferente, levando-se em consideração que os compósitos foram fabricados em um ambiente sem climatização (Tabela 13).

Tabela 13 - Densidade dos compósitos e teor de vazios.

<b>Amostras</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Teor de vazios (%)</b>
[V,C] <sub>s</sub>	1,41 ± 0,01	7,64
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	1,43 ± 0,01	8,51
[V <sub>3</sub> ,C <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	1,29 ± 0,07	18,33

Com relação ao HDT, vê-se na Tabela 14 que não foi possível determiná-lo para nenhuma das amostras, que atingiram a temperatura limite do equipamento. Deve-se mencionar também que a norma exige um corpo-de-prova com espessura entre 3 mm e 13 mm, e foi utilizada uma espessura de 1,5 mm.

Tabela 14 - HDT dos compósitos.

<b>Amostras</b>	<b>Deflexão (mm)</b>	<b>Temperatura (°C)</b>
[V,C] <sub>s</sub>	0,11	218
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	0,13	218
[V <sub>3</sub> ,C <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	0,12	218

Sendo a dureza uma propriedade quantificada na superfície dos materiais, é esperado que materiais com maior quantidade de mantas de fibra de vidro na superfície apresentem um valor superior, visto que a fibra de curauá é menos dura e rígida. No entanto, existe um limite que é definido pela zona de influência da ponteira do durômetro. Como pode ser observado na Tabela 15, a dureza se estabiliza quando se tem pelo menos duas camadas de vidro na superfície.

Tabela 15 - Dureza dos compósitos.

<b>Amostras</b>	<b>Média Barcol</b>
[V,C] <sub>s</sub>	33 ± 5 <sup>a</sup>
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	53 ± 4 <sup>b</sup>
[V <sub>3</sub> ,C <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	51 ± 4 <sup>b</sup>

A Tabela 16 mostra os resultados do ensaio de flexão. A duplicação da espessura do material compósito resultou em um aumento aproximado de 28% na resistência e de 46% no módulo. Isto porque houve uma combinação do aumento da quantidade da fibra de melhor propriedade mecânica nas superfícies com o aumento da espessura do compósito. Também, o material comportou-se como um sanduíche, isto é, duas fases rígidas e relativamente finas separadas por um material de mais baixa densidade [73]. Além disso, o compósito com menor espessura apresentou uma maior deformação como era esperado para um ensaio de flexão de vigas com diferentes espessuras.

Tabela 16 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em flexão.

<b>Amostras</b>	<b>Flexão</b>		
	<b>Resistência (MPa)</b>	<b>Módulo (MPa)</b>	<b>Deformação (%)</b>
[V,C] <sub>s</sub> (1,5 mm)	53 ± 17 <sup>a</sup>	895 ± 198 <sup>a</sup>	11,5 ± 4,3
[V <sub>2</sub> ,C <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> (3 mm)	74 ± 6 <sup>b</sup>	1645 ± 178 <sup>b</sup>	5,0 ± 0,6
[V <sub>3</sub> ,C <sub>3</sub> ] <sub>s</sub> (4,5 mm)	94 ± 15 <sup>c</sup>	9327 ± 1423 <sup>c</sup>	4,8 ± 0,6

Considerando que no ensaio de tração a distribuição de esforços é realizada da mesma maneira entre todas as lâminas do compósito, e que o cálculo da tensão considera as diferenças de espessura, todos os compósitos deveriam ter a mesma resistência e rigidez, o que só não foi obtido para o compósito mais fino (como pode ser observado na Tabela 17), provavelmente devido a defeitos no compósito ou danos prematuros devido ao ensaio.

Tabela 17 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em tração.

<b>Amostras</b>	<b>Tração</b>		
	<b>Resistência (MPa)</b>	<b>Módulo (MPa)</b>	<b>Deformação (%)</b>
[v,c] <sub>s</sub> (1,5 mm)	81 ± 13 <sup>a</sup>	5566 ± 655 <sup>a</sup>	1,5 ± 0,2
[v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> (3 mm)	119 ± 9 <sup>b</sup>	6455 ± 664 <sup>b</sup>	1,8 ± 0,2
[v <sub>3</sub> ,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub> (4,5 mm)	118 ± 7 <sup>b</sup>	6744 ± 447 <sup>b</sup>	1,9 ± 0,3

A Tabela 18 apresenta os resultados obtidos no ensaio de short beam (ILSS). Pode-se observar a ausência da amostra [v,c]<sub>s</sub> pois, devido a sua pequena espessura (1,5 mm), mostrou-se inadequada para uso do acessório da máquina para o ensaio. A redução da resistência ao cisalhamento interlaminar ao mudar a espessura de 3 mm para 4,5 mm, mantendo o mesmo percentual volumétrico em fibras de 30% em uma relação 1:1, pode estar relacionado ao fato de que o aumento na massa total de reforço dificultou a penetração da resina, resultando em um compósito com um teor de vazios maior.

Tabela 18 - Resistência ao cisalhamento interlaminar e iosipescu com módulo .

<b>Amostras</b>	<b>ILSS (MPa)</b>	<b>Resistência iosipescu (MPa)</b>	<b>Módulo iosipescu (MPa)*</b>
[v,c] <sub>s</sub>		38 ± 3 <sup>a</sup>	2092,56
[v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	17 ± 3 <sup>a</sup>	53 ± 4 <sup>b</sup>	2426,75
[v <sub>3</sub> ,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	12 ± 1 <sup>b</sup>	53 ± 4 <sup>b</sup>	2535,61

\* Calculado

Durante o ensaio de cisalhamento no plano a amostra falha por tensão de tração [93]. Manalo et al. [94] observaram que em compósitos sanduíches o material do núcleo (resina fenólica) falhou em cisalhamento antes da camada mais externa (vidro). Conforme Souza [93] o ensaio de cisalhamento iosipescu apresentou elevada concentração de tensão na raiz do entalhe do corpo-de-prova, ocasionando uma expansão da espessura nas faces e perda de aderência das camadas no compósito, o

mesmo comportamento foi observado nas amostras  $[v_2, c_2]_s$  e  $[v_3, c_3]_s$ . A Figura 40 apresenta a vista lateral das amostras  $[v, c]_s$  (a),  $[v_2, c_2]_s$  (b) e  $[v_3, c_3]_s$  (c) ensaiadas. Na Tabela 18 estão apresentadas a resistência ao cisalhamento isopescu e o módulo que foi calculado utilizando a Equação 11, e admitindo o coeficiente de poisson de 0,33 conforme Cox (1962) [77].



Figura 40 - Vista lateral das amostras  $[v, c]_s$  (a),  $[v_2, c_2]_s$  (b) e  $[v_3, c_3]_s$  (c).

O ensaio de impacto apresentou valores semelhantes de resistência ao impacto entre as amostras  $[v_2, c_2]_s$  e  $[v_3, c_3]_s$ , porém os corpos de prova conforme a norma ASTM D256 apresentaram tipos de falha diferentes, Hinge e Partial, respectivamente, e a amostra  $[v, c]_s$  também apresentou a falha tipo Hinge (Figura 41). Assim, o tipo de falha variou com a espessura e o aumento das camadas de fibra de vidro no compósito. Além disso, como não havia um martelo com maior energia ( $> 11 \text{ J}$ ) para ser utilizado na amostra  $[v_3, c_3]_s$ , esta investigação não pode ser realizada completamente. Sendo assim, pode-se dizer que a comparação entre as amostras deve ser apenas qualitativa.

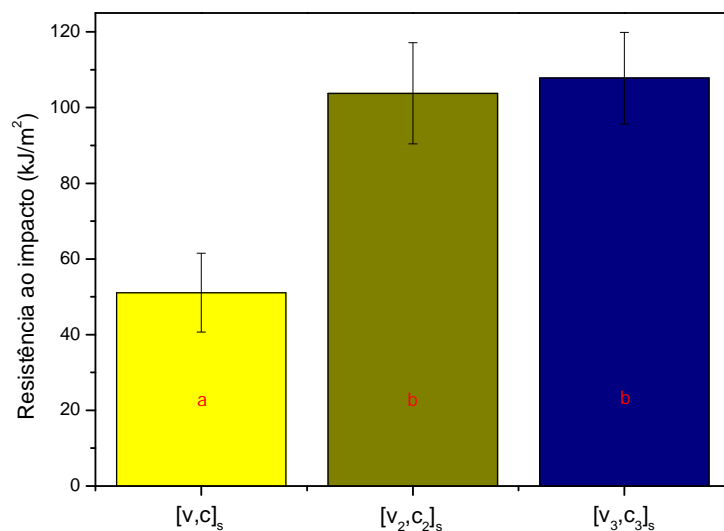


Figura 41 - Valores médios da resistência ao impacto dos compósitos.

### 5.2.3 Laminados com Teor de Fibra Vegetal Aumentado

Os resultados na Tabela 19 mostram que a mudança na sequência das lâminas não influencia significativamente a densidade dos compósitos e, além disso, o fato da densidade destes compósitos ser menor do que a dos outros compósitos híbridos deve-se à substituição de uma camada de vidro por curauá. Em relação ao teor de vazios as amostras apresentaram valores similares visto que a sequência neste caso também não possui influência.

Tabela 19 - Densidade dos compósitos e teor de vazios

<b>Amostras</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Teor de vazios (%)</b>
Curauá	1,21 ± 0,01	9,02
[c,v,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	1,32 ± 0,01	7,87
[c <sub>3</sub> ,v] <sub>s</sub>	1,34 ± 0,02	7,09
[v,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	1,33 ± 0,01	8,00

Com relação à dureza (Tabela 20), novamente observa-se a importância do posicionamento das lâminas de fibra de vidro perto da superfície de ensaio. Verifica-se também observando a amostra  $[v,c_3]_s$  que, mantendo o teor de reforço total em 30% e variando a relação entre os tipos de fibra para 0,3:0,7 (vidro/curauá), esta propriedade não foi afetada em comparação com a amostra  $[v,c]_{2s}$  (Tabela 11). Além disso, a amostra com três camadas de curauá na superfície apresentou a mesma dureza do curauá puro.

Tabela 20 - Dureza dos compósitos.

<b>Amostras</b>	<b>Dureza Barcol</b>
Curauá	$10 \pm 2^a$
$[c,v,c_2]_s$	$30 \pm 3^b$
$[c_3,v]_s$	$11 \pm 3^a$
$[v,c_3]_s$	$45 \pm 5^c$

No ensaio de flexão, na comparação das três amostras da Tabela 21, percebe-se a importância clara da localização das mantas de fibra de vidro nas camadas superficiais do compósito [89], especialmente com relação ao módulo em flexão. Nesta tabela pode-se observar também que os compósitos apresentaram deformação semelhante devido ao alto teor de fibra vegetal em relação à sintética. De acordo com Ahmed e Vijayarangan [91] o posicionamento das lâminas de fibra de vidro nas superfícies externas do compósito é mais importante em módulo do que em resistência.

Tabela 21 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em flexão.

<b>Amostras</b>	<b>Flexão</b>		
	<b>Resistência (MPa)</b>	<b>Módulo (MPa)</b>	<b>Deformação (%)</b>
Curauá	$50 \pm 6^a$	$1106 \pm 179^a$	$10 \pm 1,4$
$[c,v,c_2]_s$	$44 \pm 14^a$	$2594 \pm 378^b$	$3,7 \pm 1,6$
$[c_3,v]_s$	$59 \pm 14^a$	$1614 \pm 296^a$	$5,9 \pm 1,7$
$[v,c_3]_s$	$82 \pm 12^b$	$3274 \pm 571^c$	$4,1 \pm 1,0$



A Tabela 22 apresenta os resultados de resistência, módulo, e deformação em tração. O posicionamento das mantas de fibra de vidro no compósito deve ser considerado, mesmo no ensaio de tração, porque a resistência será dependente da iniciação da falha na superfície externa do compósito, propagando-se na direção da espessura. Observa-se na tabela que o módulo dos três compósitos é similar, como esperado para um ensaio de tração.

Tabela 22 - Valores médios de resistência, módulo e deformação em tração.

<b>Amostras</b>	<b>Tração</b>		
	<b>Resistência (MPa)</b>	<b>Módulo (MPa)</b>	<b>Deformação (%)</b>
Curauá	$76 \pm 8^b$	$4230 \pm 354^a$	$1,8 \pm 0,2$
$[c,v,c_2]_s$	$50 \pm 15^a$	$5685 \pm 464^b$	$1,4 \pm 0,2$
$[c_3,v]_s$	$74 \pm 8^b$	$5281 \pm 478^b$	$1,6 \pm 0,3$
$[v,c_3]_s$	$90 \pm 7^c$	$5434 \pm 476^b$	$1,8 \pm 0,2$

Com relação aos resultados de ILSS (Figura 42), o laminado  $[c_3,v]_s$  apresentou ILSS superior às demais amostras, como esperado pela Teoria Clássica da Viga [92], visto que nesta amostra a manta de vidro encontra-se no ponto central (metade da espessura) do compósito e essa região absorve a maior carga transmitida durante o ensaio, sendo a carga nas extremidades do compósito igual a zero. Sendo assim, é importante que a camada de maior resistência mecânica esteja localizada na região central.

No ensaio de cisalhamento iosipescu, o grande teor de vazios dos compósitos afetou a sua resistência ao cisalhamento no plano, Figura 43, pois os mesmos apresentaram resistência inferior ao compósito de fibra de curauá (Figura 39). Durante o ensaio de cisalhamento, ocorre o aparecimento de micro-trincas que cresceram e levaram à ruptura do compósito [93].

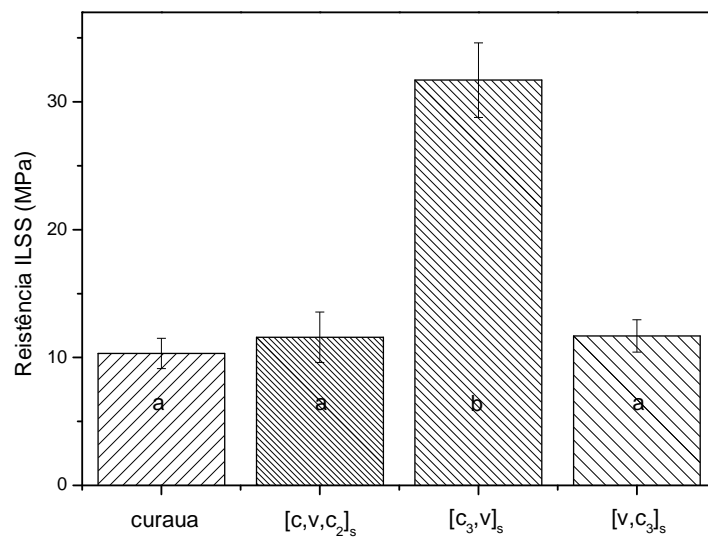


Figura 42 - Valores médios da resistência ao cisalhamento interlaminar dos compósitos.

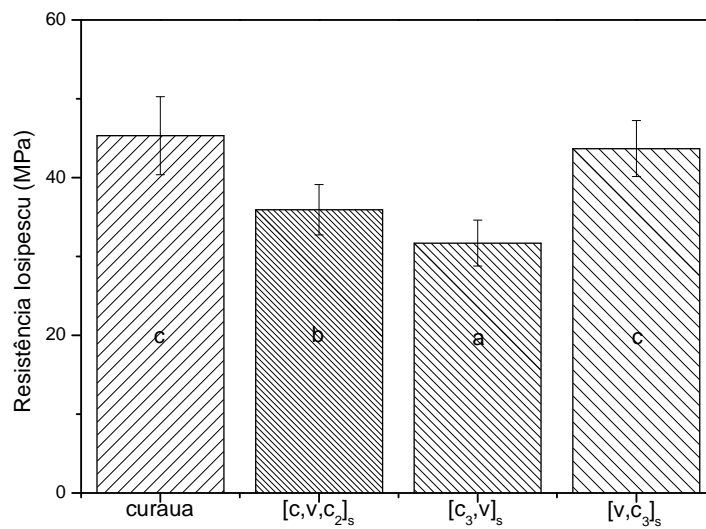


Figura 43 - Valores médios da resistência ao cisalhamento no plano dos compósitos.

#### 5.2.4. Análise Macro e Micromecânica

(a) Condição 1: Todas as camadas tem a mesma espessura (1/8 da total) e mesmo  $V_f$  por camada. Para cada material (laminado de fibra de vidro e laminado de fibra de curauá) utilizou-se o  $E$ (tração);  $\nu$  (Cox:0,33) e  $G = E/2(1+\nu)$ .

(b) Condição 2: Todas as camadas com espessura real, mas mantendo o  $V_f$  constante por camada. Para cada material (laminado de fibra de vidro e laminado de fibra de curauá) utilizou-se o  $E$ (tração);  $\nu$  (Cox:0,33) e  $G = E/2(1+\nu)$ . A espessura foi medida por MO, como pode ser observado nas Figuras 44–54.

(c) Condição 3: Cada camada com espessura e  $V_f$  reais.

1º Conhecendo a massa de fibra, densidade da fibra, espessura e área do compósito calculou-se o % $V_f$  (compósitos de curauá puro e de vidro puro). Neste procedimento verificou-se que o % $V_f$  de curauá é 30 e o de vidro é 37.

2º Utilizando a Equação de Tsai-Pagano para o compósito de curauá puro (considerando o  $l_f$  de 5 cm;  $d$  de 41  $\mu\text{m}$ ;  $E_m$  de 2,8 GPa e o  $E_c$  medido), calculou-se o  $E_f$  que é 8,8 GPa.

3º Utilizando a Equação de Tsai-Pagano para o compósito de vidro puro (considerando o  $l_f$  de 5 cm;  $d$  de 14  $\mu\text{m}$ ;  $E_m$  de 2,8 GPa e o  $E_c$  medido), calculou-se o  $E_f$  que é 37,7 GPa.

4º Para cada camada, levando-se em consideração a espessura da camada medida no MO calculou-se o  $V_f$ ,  $E_{c_{ran}}$  e  $G_{c_{ran}}$  por camada. Com os resultados anteriores encontrou-se o  $\nu$  ( $G = E/2(1+\nu)$ ). Então, verificou-se que o  $V_f$  de curauá é 0,34 por lâmina e o de vidro é 0,39).

5º No laminador utilizou-se o  $E_{c_{ran}}$ ,  $G_{c_{ran}}$ ,  $\nu$ , espessura por camada.

Os resultados obtidos para as três condições de todos laminados encontram-se nas Tabelas 23–25.

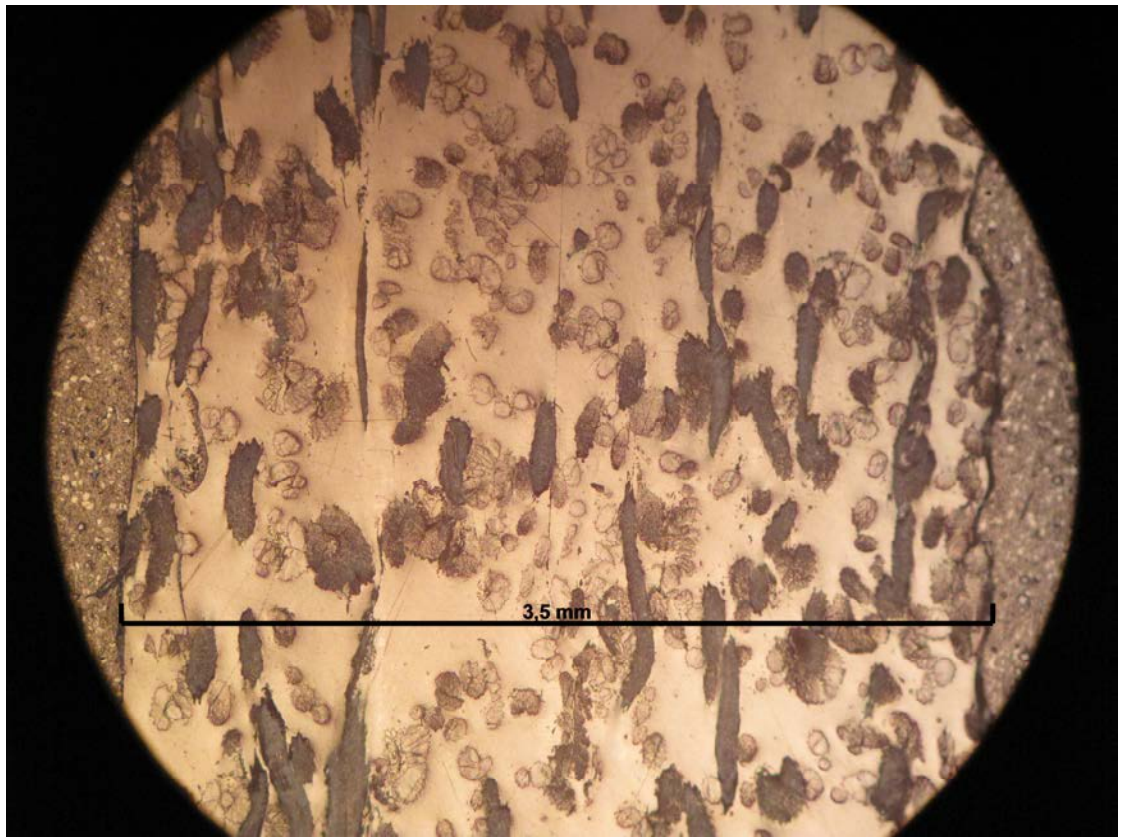


Figura 44 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado curauá.



Figura 45 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c2,v2]s.

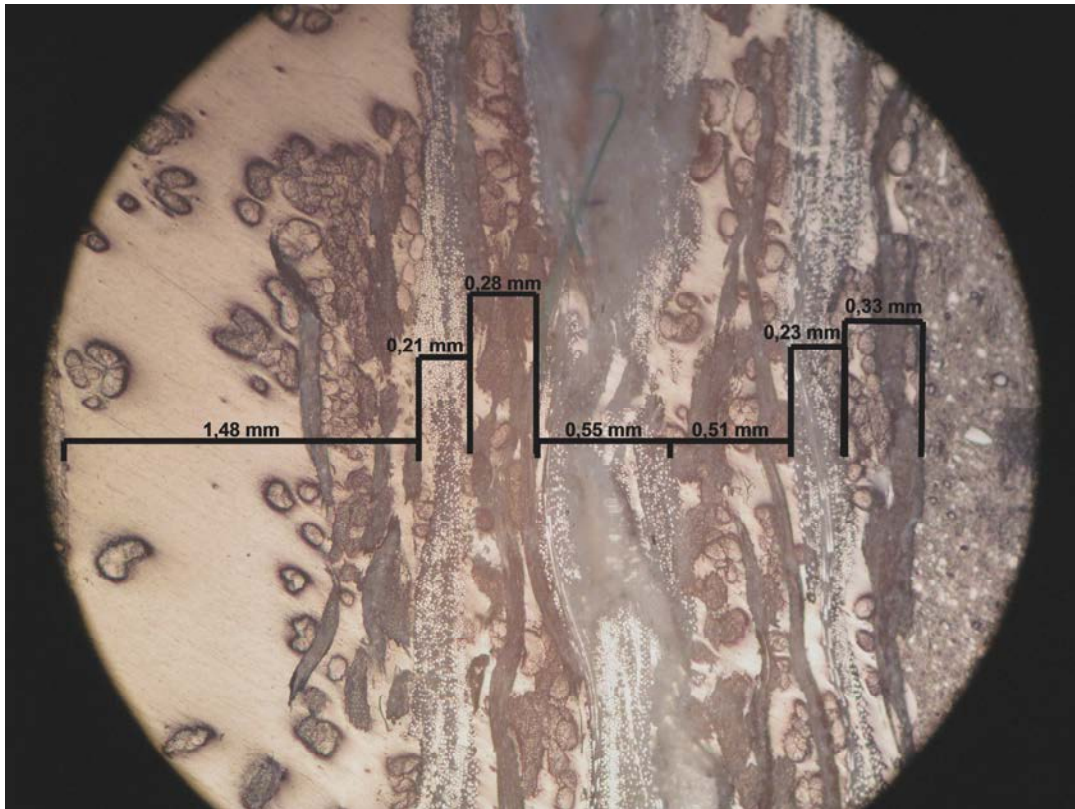


Figura 46 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c,v]2s.

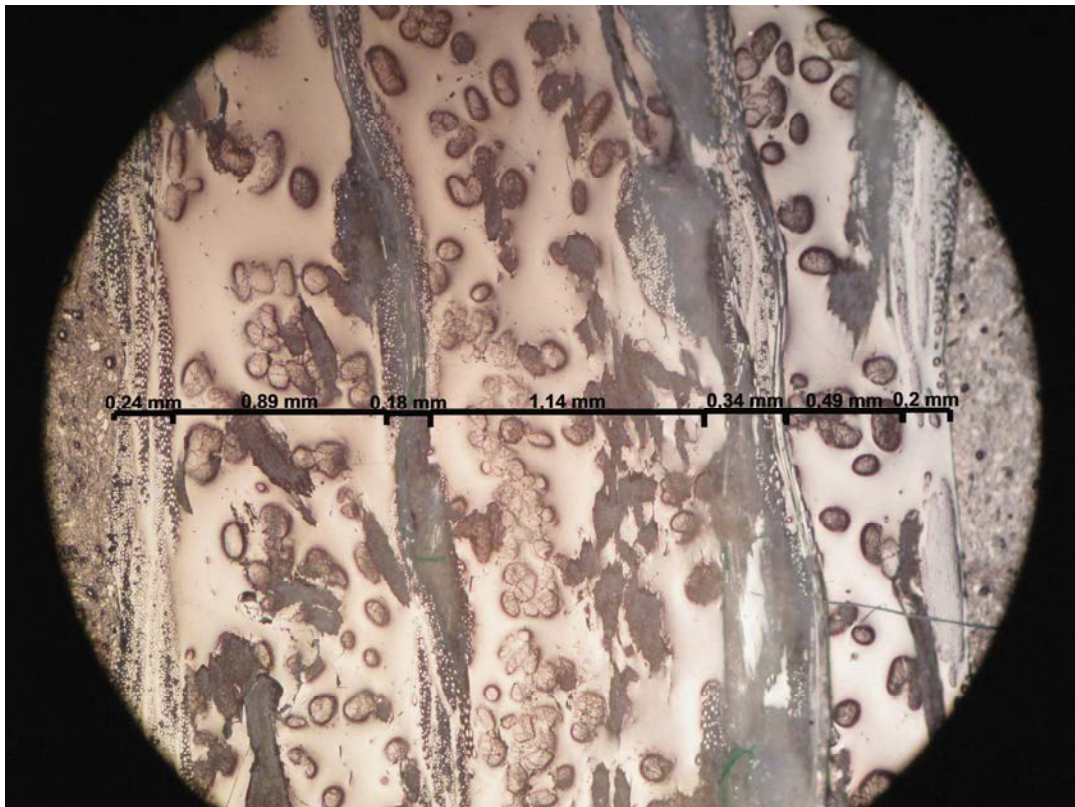


Figura 47 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c]2s.

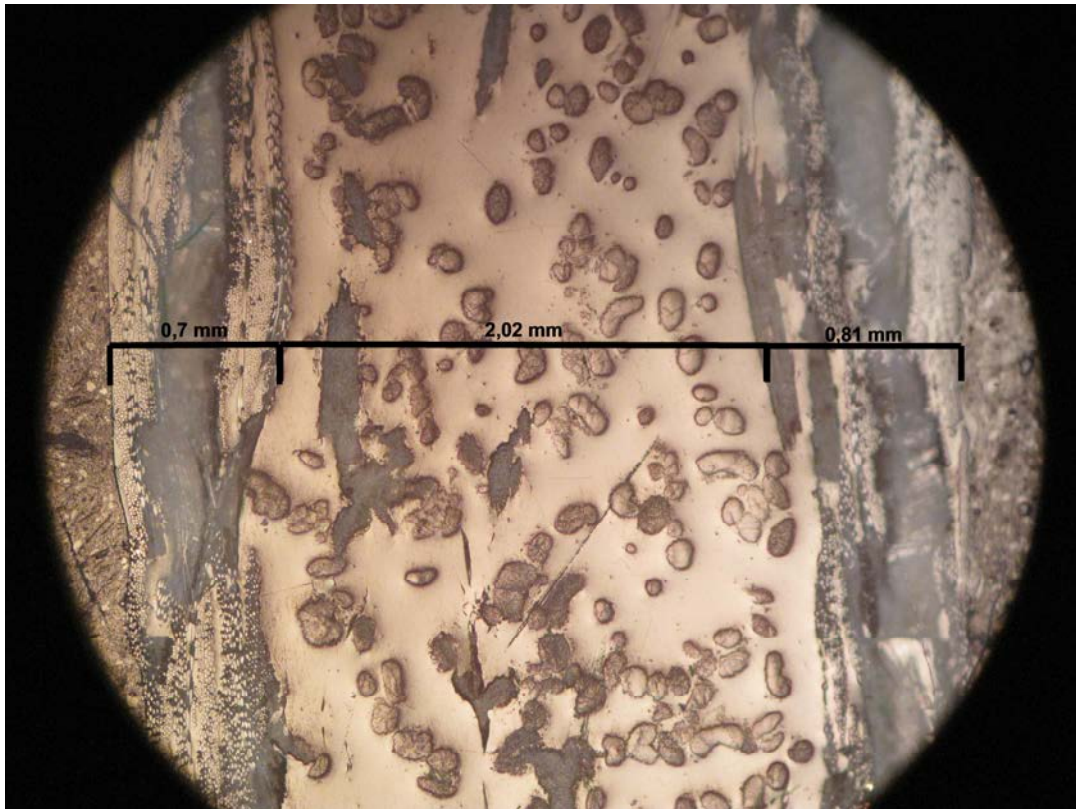


Figura 48 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v2,c2]s.

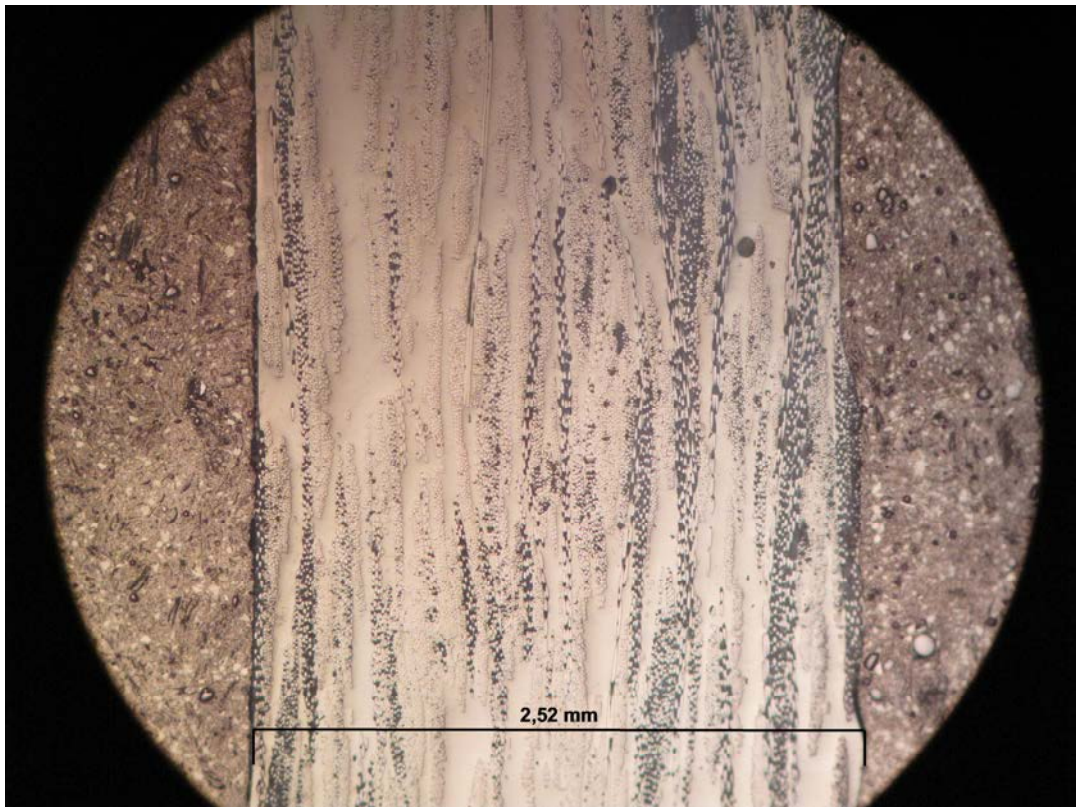


Figura 49 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado de vidro.

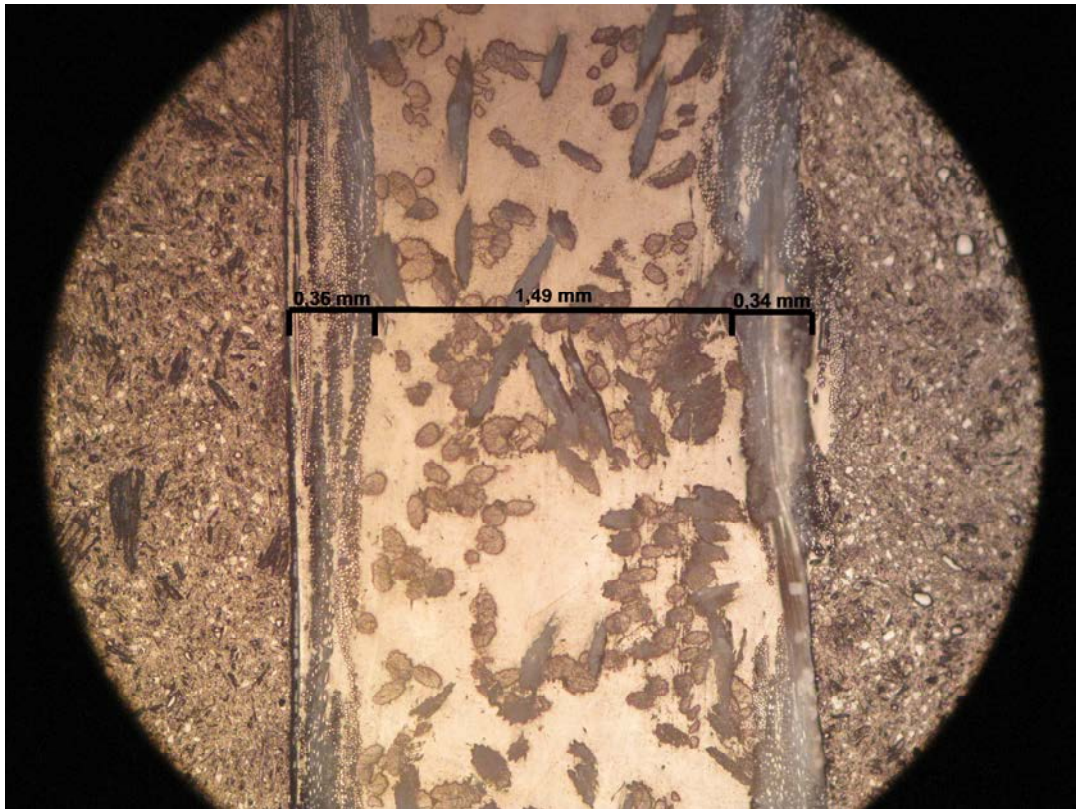


Figura 50 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c]s.

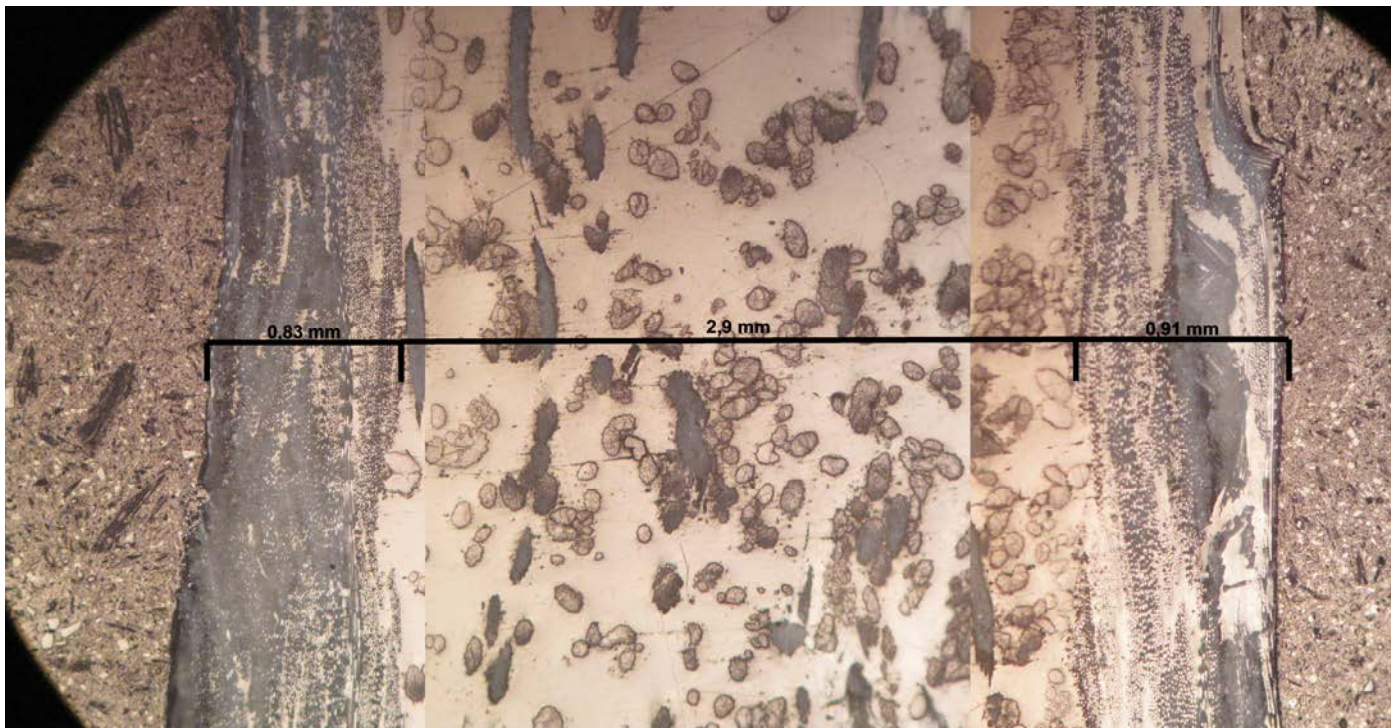


Figura 51 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v3,c3]s.

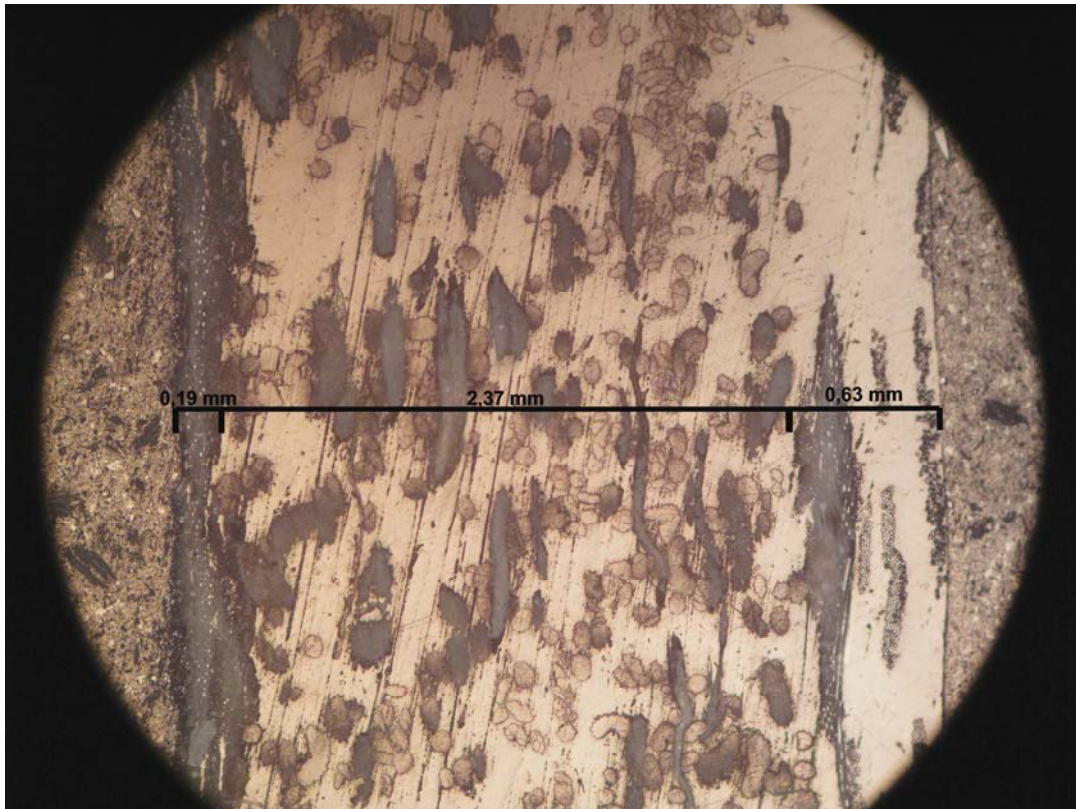


Figura 52 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [v,c<sub>3</sub>]s.

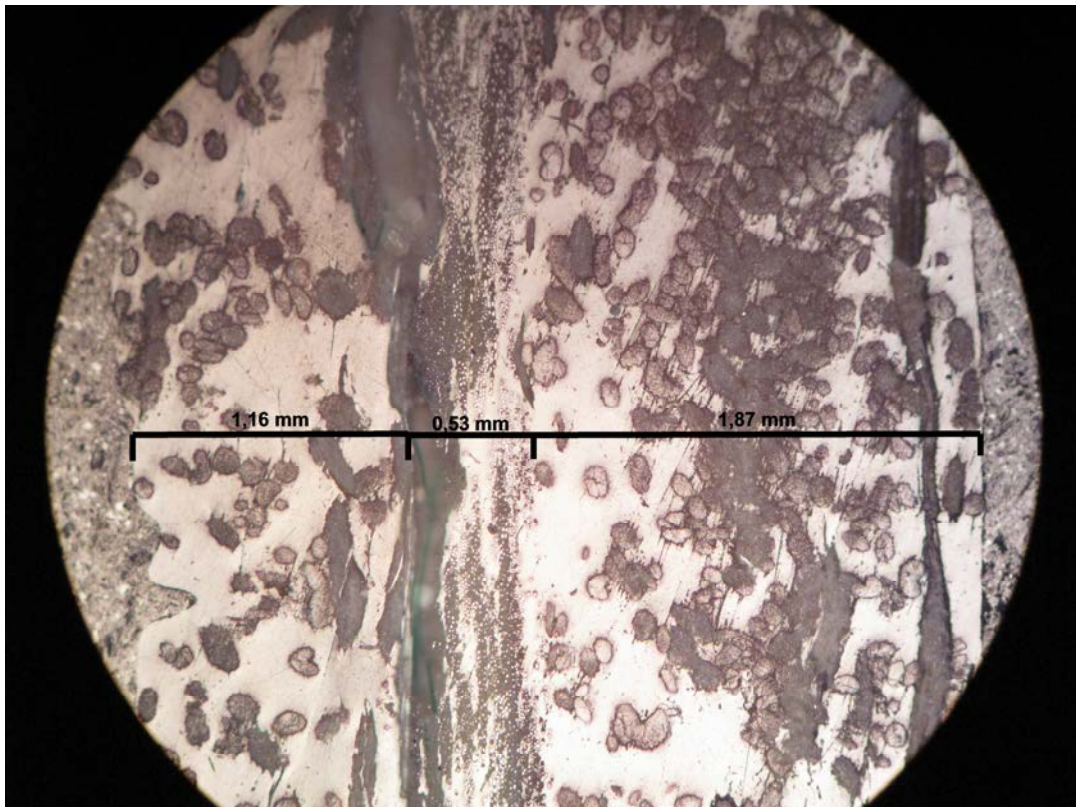


Figura 53 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c<sub>3</sub>,v]s.



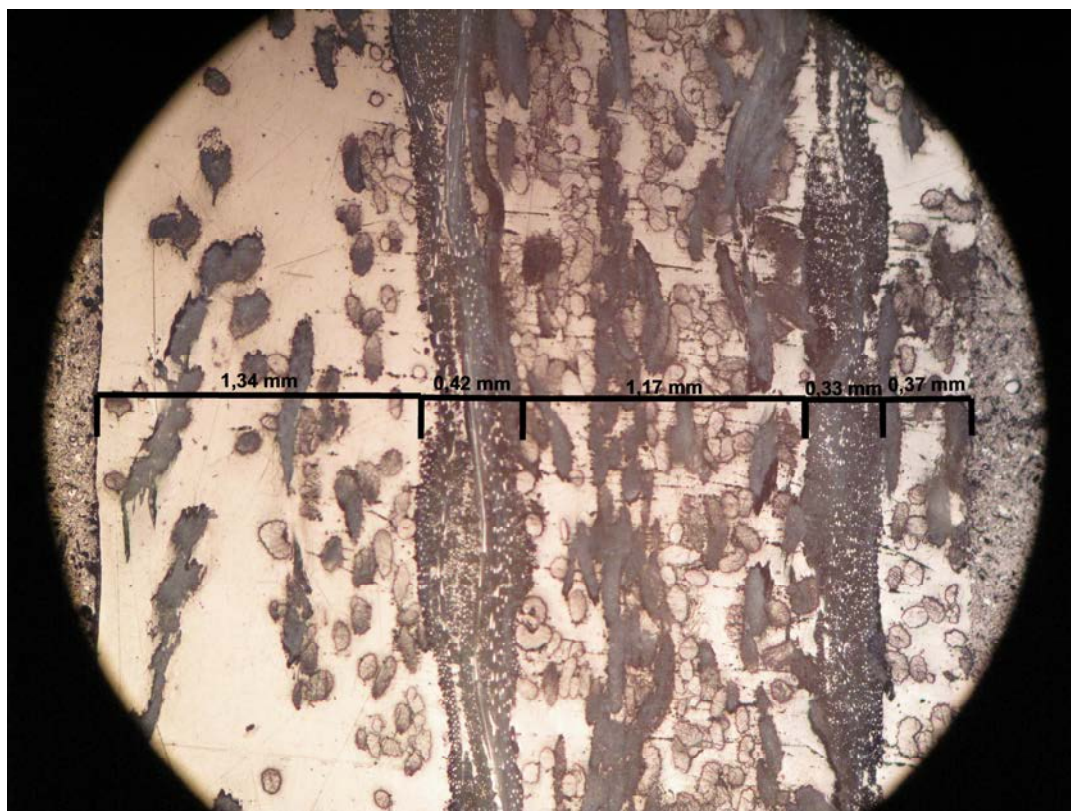


Figura 54 - Imagem obtida no microscópio óptico do laminado [c,v,c<sub>2</sub>]s.

Tabela 23 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator.

<b>Amostras</b>	<b>Experimental</b>		<b>Espessura constante</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> teórico)</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> prático)</b>	
	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)
Curauá	4230	1590						
[c <sub>2</sub> ,v <sub>2</sub> ]s	6299	2368	7055	2652	7831	2944	6472	2357
[c,v] <sub>2s</sub>	5500	2068	7055	2652	6178	2322	7501	2735
[v,c] <sub>2s</sub>	6971	2621	7055	2652	6311	2372	5948	2177
[v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ]s	6455	2427	7055	2652	5765	2167	6943	2533
Vidro	9879	3714						

Tabela 24 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator.

<b>Amostras</b>	<b>Experimental</b>		<b>Espessura constante</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> teórico)</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> prático)</b>	
	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)
[v,c] <sub>s</sub>	5566	2092	7055	2652	5704	2144	5160	1888
[v <sub>2</sub> ,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	6455	2427	7055	2652	5765	2167	6943	2533
[v <sub>3</sub> ,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	6744	2535	7055	2652	6498	2443	6669	2432

Tabela 25 - Comparação entre módulos de elasticidade e cisalhamento reais com os obtidos através do Laminator.

<b>Amostras</b>	<b>Experimental</b>		<b>Espessura constante</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> teórico)</b>		<b>Espessura diferente (<math>V_f</math> prático)</b>	
	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)	<i>E</i> (MPa)	<i>G</i> (MPa)
[c,v,c <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	5685	2137	5627	2118	5788	2179	5822	2142
[c <sub>3</sub> ,v] <sub>s</sub>	5281	1985	5627	2118	5499	2069	5300	1946
[v,c <sub>3</sub> ] <sub>s</sub>	5434	2042	5627	2118	5305	1996	5215	1922

Teoricamente entre as três maneiras da utilização do Laminator esta última é a melhor, pois faz uso da micro-mecânica. Se o resultado da análise da coluna “Espessura diferente ( $V_f$  prático)” for um valor maior que o experimental é porque os compósitos brancos estão melhores que os híbridos.

## 6 CONCLUSÕES

- **Influência da Sequência de Lâminas nas Características do Laminado Híbrido**

Laminados híbridos não atingiram HDT, assim podem ser utilizados nessa faixa de temperatura por um curto período de tempo sem problemas.

Maiores valores em módulo de armazenamento foram obtidos para os compósitos com mantas de vidro nas superfícies.

Em dureza é importante a existência de mantas de vidro perto das superfícies do compósito.

Em impacto os compósitos híbridos apresentaram valores iguais através da ANOVA, e intermediários aos compósitos brancos.

Em flexão e iosipescu houve aumento da resistência com vidro nas superfícies do compósito.

Em tração os laminados híbridos apresentaram resistências semelhantes, com exceção da amostra  $[c,v]_{2s}$ , e estas estão entre os compósitos brancos.

No ensaio de ILSS é importante que as mantas de fibra de vidro estejam próximas das superfícies do compósito.

- **Influência da Variação de Espessura nas Propriedades do Laminado**

As três famílias não atingiram HDT, assim podem ser utilizados nessa faixa de temperatura por um curto espaço de tempo sem problemas.

Em dureza é importante a existência de mantas de vidro perto das superfícies do compósito.

A amostra  $[v_3,c_3]_s$  apresentou ILSS inferior a amostra  $[v_2,c_2]_s$ , acredita-se que é devido ao alto teor de vazios da amostra  $[v_3,c_3]_s$ .

Em flexão, duplicando a espessura do laminado,  $[v_2,c_2]_s$  para  $[v_3,c_3]_s$ , obtém-se um comportamento em módulo semelhante ao sanduíche, porém em resistência isto não aconteceu. O mesmo não foi observado para tração.

Em iosipescu o aumento da espessura do compósito e a quantidade de mantas de vidro nas extremidades melhoraram a resistência.

Em impacto as amostras  $[v_2, c_2]_s$  e  $[v_3, c_3]_s$  apresentaram maiores valores em relação a  $[v, c]_s$  menos espessa.

- **Laminado com Teor de Fibra Vegetal Aumentado**

Em ILSS de acordo com a teoria clássica da viga a amostra com vidro na camada do meio apresentou maior resistência.

Em aplicações que necessitam de resistência à flexão ou tração moderadas os compósitos híbridos com maior teor de fibras vegetais podem ser utilizados, visto que amostras com vidro nas superfícies apresentaram valores satisfatórios.

Em iosipescu o teor de vazios das amostras afetou sua resistência, visto que as mesmas apresentaram valores inferiores ao só de curauá.

Em dureza é importante a existência de mantas de vidro perto das superfícies do compósito.

A comparação entre os módulos de cisalhamento e elástico com a simulação teórica no Laminator (corrigindo a espessura e o  $V_f$ ) apresentou valores muito similares entre o experimental e o teórico, sendo assim uma ferramenta de grande importância para o estudo dos laminados híbridos.

## **Sugestão de Trabalhos Futuros**

- Realizar um estudo semelhante de laminados híbridos com as fibras alinhadas unidirecionalmente, e comparar resultados experimentais com teóricos.
- Variar a espessura dos compósitos laminados híbridos utilizando outras fibras vegetais, tais como, juta e sisal em substituição ao curauá, e analisar as propriedades mecânica.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BALEY, C.; BUSNEL, F.; GROHENS, Y.; SIRE, O. Influence of Chemical Treatments on Surface Properties and Adhesion of Flax Fibre–Polyester Resin. *Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing*, 37 (10), pp. 1626-1637, 2006.
- [2] HANSELKA, H. Fiber Composites of Raw Renewable Materials for the Ecological Lightweight Design. *Materialwiss Werkst*, 29 (6), pp. 300-311, 1998.
- [3] TOMCZAK, F.; SATYANARAYANA, K.G.; SYDENSTRICKER, T.H.D. Studies on Lignocellulosic Fibers of Brazil: Part III – Morphology and Properties of Brazilian Curauá Fibers. **Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing**, 38 (10), pp. 1710-1721, 2007.
- [4] ZAH, R.; HISCHIER, R.; LEÃO, A.L.; BRAUN, I. Curauá Fibers in the Automobile Industry e a Sustainability Assessment. **Journal of Cleaner Production**, 15 (11-12), pp. 1032-1040, 2007.
- [5] SANGTHONG, S.; PONGPRAYOON, T.; YANUMET, N. Mechanical Property Improvement of Unsaturated Polyester Composite Reinforced with Admicellar-Treated Sisal Fibers, *Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing*, 40 (6-7), pp. 687-694, 2009.
- [6] ATHIJAYAMANI, A.; THIRUCHITRAMBALAMB, M.; NATARAJANA, U.; PAZHANIVEL, B.. Effect of Moisture Absorption on the Mechanical Properties of Randomly Oriented Natural Fibers/Polyester Hybrid Composite. **Materials Science and Engineering: A-Structural materials Properties microstructure and processing**, 517 (12), pp. 344-353, 2009.

- [7] NAYAK, S.K.; MOHANTY, S.; SAMAL, S.K. Influence of short bamboo/glass fiber on the thermal, dynamic mechanical and rheological properties of polypropylene hybrid composites. **Materials Science and Engineering: A-Structural materials Properties microstructure and processing**, 523 (1-2), pp. 32-38, 2009.
- [8] NAYAK, S.K.; MOHANTY, S.; SAMAL, S.K. Influence of Interfacial Adhesion on the Structural and Mechanical Behavior of PP-Banana/Glass Hybrid Composites. **Polymer Composites**, 31 (7), pp. 1247-1257, 2010.
- [9] SUMMERSCALES, J.; SHORT, D. Carbon Fibre and Glass Fibre Hybrid Reinforced Plastics. **Composites**, 9 (3), pp. 157-166, 1978.
- [10] VELMURUGAN, R.; MANIKANDAN, V. Mechanical Properties of Palmyra/ Glass Fiber Hybrid Composites. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, 38 (10), pp. 2216-2226, 2007.
- [11] MATTHEWS, F. L. RAWLINGS, R. D. **Composite Materials: Engineering and Science**, Chapman & Hall, Londres (Inglaterra), 1 ed., 1994.
- [12] NETO, L. F., PARDINI C. L. **Compósitos Estruturais** Ciência e Tecnologia, 2006.
- [13] NEVAS, G. M. Polymer Matrix Composite, in Structures and Properties of Composites. **Material Science and Technology Series (1)**: VCH Publishers, V.13 (1993).
- [14] Site: [www.globogasbrasil.com.br](http://www.globogasbrasil.com.br) acessado dia 26 de setembro/2010.
- [15] ZHANDAROV, S.; MÄDER, E. Characterization of Fiber/Matrix Interface Strength: Applicability of Different Tests, Approaches and Parameters. **Composites Science and Technology**, 65 (1), pp.149–160, 2005.

- [16] JOSEPH, K.; MEDEIROS, E.S.; CARVALHO, L. H. Compósitos de Matriz Poliéster Reforçados por Fibras Curtas de Sisal. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, pp. 136-141, 1999.
- [17] MONTEIRO, S. N.; D' ALMEIDA J. R. M. Ensaio de Pullout em Fibras Lignocelulósicas – Uma metodologia de análise. **Revista Matéria**, 11(3), pp. 189 – 196, 2006.
- [18] VAS, L. M.; RONKAY, F.; CZIGÁNY, T. Active Fiber Length Distribution and its Application to Determine the Critical Fiber Length. **Polymer Testing**, 28 (7), pp. 752–759, 2009.
- [19] CHAND, N.; JAIN, D. Effect of Sisal fibre Orientation on Electrical Properties of sisal Fibre Reinforced Epoxy Composites. **Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing**, 36 (5), pp. 594–602, 2005.
- [20] D'ALMEIDA, J. R. M.; BARRETO, D. W.; CALADO, V.; D'ALMEIDA, A. L. F. S. Flexural Mechanical Behavior of Sponge Gourd – Resin Matrix Composites as a function of Fiber's Surface Treatment. **6th Internacional Symposium on Natural Polymers and Composites**.
- [21] CARVALHO, L.H. Chemical Modification of Fiber for Plastic Reinforcement in Composites. In **Lignocellulosic – Plastic Composites**, 1, pp. 154-179, 1997.
- [22] GUO, ZS.; LIU, L.; ZHANG, BM.; DU, SY. Critical Void Content for Thermoset Composite Laminates. *Journal of Composite Materials*, 43 (17), pp.1775-1790, 2009.
- [23] D'ALMEIDA, S. F. M.; NOGUEIRA, Z. S. N. Effect of Void Content on the Strength of Composite Laminates. **Composite Structures**, 28 (2), pp. 139-148, 1994.



- [24] JOSEPH, K; THOMAS, S; PAVITHRAN, C. Effect of Chemical Treatment on the Tensile Properties of Short Sisal Fibre-Reinforced Polyethylene Composites. **Polymer**, 37 (23), pp. 5139-5149, 1996.
- [25] D'ALMEIDA, J. R. M.; BARRETO, D. W.; CALADO, V.; D'ALMEIDA, A. L. F. S. Acetilação da Fibra de Bucha (*Iuffa cylindrica*). **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 15 (1), pp. 59-62, 2005.
- [26] TAJVIDI, M. Static and Dynamic Mechanical Properties of a Kenaf Fiber–Wood Flour/Polypropylene Hybrid Composite. **Journal of Applied Polymer Science**, 98 (2), pp. 665–672, 2005.
- [27] BEIM, K. F. Estudo Comparativo das Tensões Cisalhantes na Interface entre Camadas de um Compósito Polimérico de Fibra de Carbono pelos Métodos Numérico e Experimental, Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares de São Paulo – SP, 2008.
- [28] WALKER, P. M. B. Chambers Materials Science and Technology Dictionary. Chambers Harrap Publishers, 1993.
- [29] Materiais, Processos, Aplicações, Desempenho e Tendências: Abmaco, Associação Brasileira de Materiais Compósitos (ABMACO).
- [30] PARDINI, L. C. Preformas para Compósitos Estruturais. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 10, pp. 100-109, 2000.
- [31] AQUINO, E. M. F.; RODRIGUES, L. P. S.; OLIVEIRA, W. Hybrid Composites with Synthetic and Natural Fibers: Degradation by Moisture Absorption. In: **COBEM 2005 - 18th International Congress of Mechanical Engineering**, Ouro Preto-MG, pp. 01-06. 2005.

- [32] MAZUMDAR, S. K. Composites Manufacturing: Materials, Product and Process Engineering. CRC Press ed., 2002.
- [33] GAY, D.; HOA, S. V.; TSAI, S. W. Composite Materials Design Applications. CRC Press ed., 2003.
- [34] KELLY A. Concise Encyclopedia of Composite Materials, MIT Press ed., 1989.
- [35] HU, L.; ZHANG, S.; LI, D.; CHANG, Q.; PENG, Y. Numerical Analysis of Influence of Micro-Parameters on Macro-Micromechanical Properties of Fiber Reinforced Metal Matrix Composites, **Journal of Materials Processing Technology**, 201(1-3), pp. 736–741, 2008.
- [36] BLEDZKI, A.K; REIHMANE, S.; GASSAN, J. Properties and Modification methods for Vegetable Fibers for Natural Fiber Composites. **Journal of Applied Polymer Science**, 59 (8), pp.1329-1336, 1996.
- [37] D'ALMEIDA, J. R. M. Propriedades Mecânicas de Fibras de Juta, **Ciência e Cultura**, 39, pp.1025-1032, 1987.
- [38] ACHARYA, S. K.; MISHRA, P. P.; Mehar, S. K. The Influence of Fiber Treatment on the Performance of Bagasse Fiber-Reinforced Polymer Composite. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 28 (24), pp. 3027-3036, 2008.
- [39] JOHN, M. J.; THOMAS, S. Biofibres and Biocomposites. **Carbohydrate Polymers**, 71 (3), pp. 343–364, 2008.
- [40] SGRICCIA, N.; HAWLEY, M.C.; MISRA, M. Characterization of Natural Fiber Surfaces and Natural Fiber Composites. **Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing**, 39 (10), pp.1632–1637, 2008.

[41] LI, X.; TABIL, L.G.; PANIGRAHI, S. Chemical Treatments of Natural Fiber for Use in Natural Fiber-Reinforced Composites: A Review. **Journal of Polymer and the Environment**, 15 (1), pp. 25–33, 2007.

[42] INSTITUTO DE PESQUISAS TECNOLÓGICAS – IPT. Celulose e Papel. Tecnologia da Fabricação de Pasta Celulósica, 1, São Paulo-SP 1998.

[43] SANTOS, P. A.; SPINACE, M. A. S.; FERMOSELLI K. K. G.; DE PAOLI M. A. Polyamide-6/Vegetal Fiber Composite Prepared by Extrusion and Injection Molding. **Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing**, 38 (12), pp. 2404–2411, 2007.

[44] GIACOMINI, N P. Compósitos Reforçados com Fibras Naturais para a Indústria Automobilística. Dissertação de Mestrado, USP-Universidade de São Paulo, São Carlos-SP, pp. 21, (2003).

[45] MONTEIRO, S. N.; AQUINO, R. C. M. P.; LOPES, F. P. D. Performance of curauá fibers in pullout tests. *Journal of Materials Science*, 43 (2), pp. 489-493, 2008.

[46] MARINELLI, A. L.; MONTEIRO, M. R.; AMBRÓSIO, J. D.; BRANCIFORTI, M. C.; KOBAYASHI, M.; NOBRE A. D. Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com Fibras Vegetais Naturais da Biodiversidade: Uma Contribuição para a Sustentabilidade Amazônica, **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, 18 (2), pp. 92-99, 2008.

[47] SPINACÉ, M. A. S.; LAMBERT, C. S.; FERMOSELLI, K. K. G.; DE PAOLI, M. A. Characterization of Lignocellulosic Curaua Fibres. **Carbohydrate Polymers**, 77 (1), pp. 47-53, 2009.

[48] SILVA, R. V.; AQUINO, E. M. F. Curaua fiber: A New Alternative to Polymeric Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 27 (1), pp. 103-112, 2008.

- [49] 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, pp. 1-8, San Antonio, USA, 2006.
- [50] ASS, B. A. P.; BELGACEM, M. N.; FROLLINI, E. Mercerized Linters Cellulose: Characterization and Acetylation in N,N-Dimethylacetamide/Lithium Chloride. *Carbohydrate Polymers*, 63 (1), pp. 19-29, 2006.
- [51] DE FARIAS, M. A.; FARINA, M. Z.; PEZZIN A. P. T.; SILVA, D. A. K. Unsaturated Polyester Composites Reinforced with Fiber and Powder of Peach Palm: Mechanical Characterization and Water Absorption Profile. **Materials Science and Engineering C – Biomimetic and Supramolecular**, 29 (2), pp. 510–513, 2009.
- [52] SANTOS, I. D. Influência dos Teores de Lignina, Holocelulose e Extrativos na Densidade Básica, Concentração da Madeira e nos Rendimentos e Densidade do Carvão Vegetal de Cinco Espécies Lenhosas do Cerrado. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Florestal, Universidade de Brasília – DF, 2008.
- [53] SANCHEZ, E. M. S.; CAVANI C. S.; LEAL, C. V.; SANCHEZ, C. G. Compósito de Resina de Poliéster Insaturado com Bagaço de Cana-de-Açúcar: Influência do Tratamento das Fibras nas Propriedades. **Polímeros**, 20 (3), pp. 194-200, 2010.
- [54] CARASCHI, J. C.; LEÃO, A. L. Characterization of Curaua Fiber. **Molecular Crystals and Liquid Crystals**, 353, pp. 149-152, 2000.
- [55] MISHRA, S.; MOHANTY, A. K.; DRZAL, L. T.; MISRA, M.; PARIJA, S.; NAYAK, S. K.; TRIPATHY, S. S. Studies on Mechanical Performance of Biofibre/Glass Reinforced Polyester Hybrid Composites. **Composites Science and Technology**, 63 (10), pp. 1377-1385, 2003.

[56] REZENDE, M. C.; COSTA, M. L.; BOTELHO, E. C. **Compósitos Estruturais: tecnologia e prática** . ed. Artliber, 2011.

[57] ASM International, Composites. **Engineered Materials Handbook**, 1, USA, pp. 7, 23, 25, 27.

[58] LEITÃO, E. S. **Caracterização Mecânica de Compósitos Poliméricos Bobinados em Diversas Orientações do Reforço**, Dissertação, 2007.

[59] DANIEL, I. M.; ISHAI, O. **Engineering Mechanics of Composite Materials**, Oxford University Press, 1994.

[60] CARVALHO, O. de; MARINUCCI, G.; ROSSI, J. L. Avaliação de Desempenho de Tubos de Compósito Polimérico Comparando Respostas do Método de Elementos Finitos e do Ensaio Hidrostático. 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006.

[61] SANTULLI, C. Impact Properties of Glass/Plant Fibre Hybrid Laminates. **Journal of Materials Science**, 42 (11), pp. 3699-3707, 2007.

[62] JOHN, K.; NAIDU, S. V. Sisal Fiber/ Glass Fiber Hybrid Composites: The Impact and Compressive Properties. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 23 (12), pp.1253-1258, 2007.

[63] REDDY, G. V.; NAIDU, S. V.; RANI, T. S. Impact Properties of Kapok Based Unsaturated Polyester Hybrid Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 27 (16-17), pp.1789-1804, 2008.

[64] IDICULA, M.; NEELAKANTAN, N. R.; OOMMEN, Z.; JOSEPH, K; THOMAS, S. A Study of the Mechanical Properties of Randomly Oriented Short Banana and Sisal

Hybrid Fiber Reinforced Polyester Composites. **Journal of Applied Polymer Science**, 96 (5), pp. 1699-1709, 2005.

[65] SHORT, D.; SUMMERSCALES, J. HYBRIDS - A Review, Part 1: Techniques, Design and Construction. **Composites**, 10 (4), pp. 215-222, 1978.

[66] ORNAGHI, J. H. L.; BOLNER, A. S.; FIORIO, R.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Mechanical and Dynamic Mechanical Analysis of Hybrid Composites Molded by Resin Transfer Molding. **Journal of Applied Polymer Science**, 118 (2), pp.887–896, 2010.

[67] DRUMMOND, M. L.; ANGRIZANI, C. C.; AMICO, S. C. Influence of the Stacking Sequence on the Mechanical Properties of Glass/ Sisal Hybrid Composites. In: **Anais do 6° Simpósio Internacional de Polímeros Naturais e Compósitos**, Gramado, 2007.

[68] PAVITHRAN, C.; MUKHERJEE, P. S.; BRAHMAKUMAR, M.; DAMODARAN, A. D. Impact Properties of Sisal-Glass Hybrid Laminates. **Journal of Materials Science**, 26 (2), pp. 455-459, 1991.

[69] KHALIL, H. P. S. A.; KANG, C. W.; KHAIRUL, A.; RIDZUAN, R.; ADAWI, T. O. The Effect of Different Laminations on Mechanical and Physical Properties of Hybrid Composite. **Journal of Reinforced Plastic and Composite**, 28 (9), pp. 1123-1137, 2008.

[70] JOHN, K; NAIDU, S. V. Tensile Properties of Unsaturated Polyester-Based Sisal Fiber-Glass Fiber Hybrid Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 23 (17), pp. 1815-1819, 2004.

[71] JOSEPH, S; SREEKALA, M. S; KOSHY, P; THOMAS, S. Mechanical Properties and Water Sorption Behavior of Phenol–Formaldehyde Hybrid Composites Reinforced

with Banana Fiber and Glass Fiber. **Journal of Applied Polymer Science**, 109 (3), pp. 1439–1446, 2008.

[72] MWAIKAMBO, L. Y.; BISANDA, E. T. N. The Performance of Cotton–Kapok Fabric–Polyester Composites. **Polymer Testing**, 18 (3), pp.181–198, 1999.

[73] AUTAR, K. K. **Mechanics Composite Materials**, CRC Press, 2006.

[74] BARBERO, E. J. Introduction to Composite Materials Design, CRC Press ed., 2011.

[75] LIU, H.; WU, Q.; ZHANG, Q. Preparation and Properties of Banana Fiber-Reinforced Composites Based on High Density Polyethylene (HDPE)/Nylon-6 Blends. **Bioresource Technology**, 100 (23), pp. 6088-6097, 2009.

[76] SILVA, H. S. P.; ABREU, T. M.; MORAES, A. G. O.; TOMIYAMA, M.; COELHO, L. A. F.; AMICO, S. C. Utilização de Ensaio Short Beam em Compósitos com Fibras de Sisal e Curauá. **10º Congresso Brasileiro de Polímeros**, 2010.

[77] CAMPELLO, E. F. Comportamento em Fadiga de Compósitos Cimentícios Reforçados por Polpa de Bambu, Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro - RJ, 2006.

[78] Tarrío-Saavedra, J.; NAYA, S.; FRANCISCO-FERNÁNDEZ, M.; ARTIAGA, R.; LOPEZ-BECEIRO, J. Application of functional ANOVA to the study of thermal stability of micro–nano silica epoxy composites **Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems**, 105 (1), pp. 114–124, 2011.

[79] KESSLER, M. R. Advanced Topics in Characterization of Composites. Ed. Trafford, 2004.

[80] AKCELRUD, L. **Fundamentos da Ciência dos Polímeros**, 2007.

[81] PANTHAPULAKKAL, S.; SAIN, M. Injection-Molded Short Hemp Fiber/Glass Fiber Reinforced Polypropylene Hybrid Composites – Mechanical, Water Absorption and Thermal Properties. **Journal of Applied Polymer Science**, 103 (4), p. 2432-2441, 2007.

[82] ORNAGHI J. H. L.; BOLNER A.; FIORIO R.; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Estudo Térmico Dinâmico-Mecânica de Compósitos Híbridos Vidro/Sisal Moldados por Transferência de Resina. **10º Congresso Brasileiro de Polímeros**, 2009.

[83] ORNAGHI Jr H. L.; ANGRIZANI C. C.; ZATTERA A. J.; AMICO S. C. Dynamic Mechanical Analysis of Curaua/Glass Laminate Composites. 27º Proceedings of the Polymer Processing Society, 2011.

[84] ALVES, N. M.; RIBELLEZ, J. L. G.; TEJEDOR, J. A. G.; MANO, J. F. Viscoelastic Behavior of Poly(methyl methacrylate) Networks with Different Cross-Linking Degrees. **Macromolecules**, 37 (10), pp. 3735-3744, 2004.

[85] ORNAGHI, J. H. L.; SILVA, H. P.; OLIVEIRA, F. G; ZATTERA, A. J.; AMICO, S. C. Hybridization Effect on Dynamic Mechanical Analysis of Curaua/Glass Hybrid Composites. **7º International Symposium on Natural Polymers and Composites**, 2010.

[86] IDICULA, M.; MALHOTRA, S. K.; JOSEPH, K; THOMAS, S. Effect of Layering Pattern on Dynamic Mechanical Properties of Randomly Oriented Short Banana/Sisal Hybrid Fiber-Reinforced Polyester Composites. **Journal of Applied Polymer Science**, 97 (5), pp. 2168-2174, 2005.

[87] KHALIL, H. P. S. A.; HANIDA, S; KANG, C. W.; FUAAD, N. A. N. Agrohybrid Composite: The Effects on Mechanical and Physical Properties of Oil Palm Fiber (EFB)/



Glass Hybrid Reinforced Polyester Composites. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 26 (2), pp. 203-218, 2007.

[88] REDDY, G. V.; NAIDU, S. V.; RANI, T. S. Kapok/Glass Polyester Hybrid Composites: Tensile and Hardness Properties. **Journal of Reinforced Plastics and Composites**, 27 (16-17), pp. 1775-1787, 2008.

[89] GOWDA, T. M.; NAIDU, A. C. B.; CHHAYA, R. Some Mechanical Properties of Untreated Jute Fabric-Reinforced Polyester Composites. **Composites: Part A - Applied Science and Manufacturing**, 30 (3), pp. 277-284, 1999.

[90] JAWAID, M.; KHALIL, H. P. S. A.; BAKAR, A. A.; KHANAM, P. N. Chemical Resistance, Void Content and Tensile Properties of Oil Palm/Jute Fibre Reinforced Polymer Hybrid Composites. **Materials and Design**, 32 (2), pp. 1014-1019, 2011.

[91] AHMED, K. S.; VIJAYARANGAN, S. Tensile, Flexural and Interlaminar Shear Properties of Woven Jute and Jute-Glass Fabric Reinforced Polyester Composites. **Journal of Materials Processing Technology**, 207 (1-3), pp. 330-335, 2008.

[92] KIM, J. K.; MAI, Y. W. Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites. Ed. Elsevier, 1998.

[93] SOUZA, E. B. Resistência ao Cisalhamento Iosipescu do Compósito Laminado Reforçado com Tecido de Fibras de Vidro/Epóxi, Dissertação (Mestrado) - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá – MG, (2006).

[94] MANALO, A. C.; ARAVINTHAN, T.; KARUNASENA, W. In-Plane Shear Behaviour of Fibre Composite Sandwich Beams Using Asymmetrical Beam Shear Test. **Construction and Building Materials**, 24 (10), pp. 1952-1960, 2010.