

**CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES DE
COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS
LONGAS DE CURAUÁ**

AILTON DA SILVA FERREIRA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE

UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

2009

CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS
POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS LONGAS DE CURAUÁ

AILTON DA SILVA FERREIRA

Tese de doutoramento apresentada ao
Centro de Ciência e Tecnologia da
Universidade Estadual do Norte Fluminense
como parte dos requisitos necessários para
a obtenção do título de Doutor em
Engenharia e de Ciencia dos Materiais.

ORIENTADOR: PROF. SERGIO NEVES MONTEIRO

CAMPOS DOS GOYTACAZES

OUTUBRO DE 2009

CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES DE
COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS LONGAS
CURAUÁ

AILTON DA SILVA FERREIRA

TESE DO DOUTORAMENTO APRESENTADA
AO CENTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DA
UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE
FLUMINENSE COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE DOUTOR EM ENGENHARIA E CIENCIA DOS
MATERIAIS.

Avaliada em 21 Outubro de 2009.

Comissão Examinadora:

Prof. Eduardo Atem, PhD.- UENF

Prof. Lucio Petrucci, D.sc. - FAETEC/Campos

Prof. Gustavo Wagner de Menezes, D.sc. – IFF/Campos

Prof. Sergio Neves Monteiro, PhD. - UENF

ORIENTADOR

Dedico este trabalho à minha mãe
pelo constante incentivo e à
memória de meu pai (Altair
Ferreira) (†).

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Sergio Neves Monteiro pela paciência e oportunidade de me desenvolver pessoalmente com a sua orientação.

Aos professores Eduardo Atem e Rogério Atem, Ana Lucia Diegues, Luis Guilherme, Rubens Sanches, Lucio Petrucci, Gustavo Vagner de Menezes pelo incentivo e atenção. À Universidade Estadual do Norte Fluminense pela bolsa concedida durante esta pesquisa.

Aos parceiros Alander Ornellas, Luis Carlos Queiroz, André Velásquez e Rodrigo Resende que tanto me ajudaram, incentivaram e se dedicaram exaustivamente, para a conclusão do meu trabalho, com revisões e até proposições e aos professores do mestrado em produção Renato campos, Helder Gomes Costa, Arica, Gudelia, Galdino e André Policani, demonstrando o valor da amizade. A estas pessoas especiais meus sinceros agradecimentos e que Deus os abençoe. A minha namorada Denise Cristina pelo companheirismo nas horas necessárias.

Aos amigos Luciano Saad, Gilberto Binoti e Frederico Saad pelo incentivo em todos os momentos da realização deste trabalho e aos amigos e graduados da UFF Erik Oliveira, Waidson Bitão Suet, Cristiano Marins, Denise Cristina, Sheila Canto Carvalho e Manaara Yack Cozendei, Sergio, Sheila Davi, Mario Ramom, Emerson e Isaias que estiveram sempre presentes em todos os momentos, elucidando minhas dúvidas e também pela atenção dispensada em todos os instantes de aflições e alegrias. A todos os funcionários que me apoiaram para que o ambiente fosse o melhor possível à realização desta tese, como nossos amigos do grupo GR.com (Denise Cristina de Oliveira, Felipe Perrisse, Helvio Santa Fé, Ludy, Netinho, Lucas, Luis Fernando, Rômulo, Frederico Margem e Amanda) e a Carlan e Renan.

Agradecimento especial ao amigo Perisse pelo auxílio na confecção de corpos de prova e pelo companheirismo no trabalho.

À minha família (Maurina, Magali, Marlene, Mailza, Marli, Anai, Alailton, Alai), em especial à minha mãe (Maria Ricardina) e meu Pai (Altair Ferreira), e amigos de Itaperuna: Vera Pinheiro Sampaio, Luis Pinheiro Sampaio, Eduardo Pinheiro Sampaio, Luciana Pinheiro Sampaio, André Luis, Emerson, Primo, Paulinho, Joaquim, Edinho, Crei, Cláudio Ivan e Tiago Macedo.

*A garantia de sermos derrotados ou vitoriosos
está em nossas mãos e em
nossas alianças*

SUN TZU

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS _____	XII
LISTA DE TABELAS _____	XIX
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS _____	XX
RESUMO _____	XXI
ABSTRACT _____	XXII
CAPITULO I – CONSIDERAÇÕES INICIAIS _____	1
1.1 . INTRODUÇÃO _____	1
1.2. OBJETIVOS _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.2.1. OBJETIVO GERAL _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS. _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.3. MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVAS _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
1.4. ESTRUTURA DA TESE _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
CAPITULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.1 COMPÓSITOS _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.2. CLASSIFICAÇÃO _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.2.1. COMPÓSITOS POLIMÉRICOS _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.2.2. FIBRAS NATURAIS VEGETAIS _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.2.3. CLASSIFICAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS VEGETAIS	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.2.4.UTILIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.3.CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS LIGNOCELULÓSICAS. ____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.3.1. SISAL _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.3.2.COCO _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.3.3. PIAÇAV _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.
2.3.4.RAMI _____	ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.

2.3.5. JUTA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

2.4. CURAUÁ: UMA FIBRA BRASILEIRA COM GRANDE POTENCIAL CIENTIFICO.
_____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

2.5. MATRIZ POLIMÉRICA PARA COMPÓSITOS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

2.6. CONSIDERAÇÕES SOBRE COMPÓSITOS DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

CAPITULO III - MATERIAIS E MÉTODOS **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.1. FLUXOGRAMA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2. MATERIAIS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.1. MATÉRIA- PRIMA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.2. A FIBRA DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.2.1. CARACTERIZAÇÃO DIMENSIONAL DA FIBRA DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.2.2. DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE DA FIBRA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.2.3. TRATAMENTO QUÍMICO DA FIBRA DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.3. A MATRIZ POLIMÉRICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.3.1. RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.2.3.2. RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.3. ANÁLISE QUÍMICA DAS FIBRAS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.3.1. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.3.2. EDS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.3.3. DETERMINAÇÃO DO TEOR DE CELULOSE _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.4. ENSAIO DAS FIBRAS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.4.1. ENSAIO DE TRAÇÃO _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.4.2. ANÁLISE ESTATÍSTICA DE WEIBULL DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
 _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.4.3. ENSAIO DE PULLOUT _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.5. CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.6. PREPARAÇÃO DE COMPÓSITOS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.6.1. MISTURA E HOMOGENEIZAÇÃO , _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.6.2. Prensagem de corpos de prova _ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.6.3. CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.6.3.1. ENSAIO DE FLEXÃO ESTÁTICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.7. ENSAIO DE IMPACTO DE CHARPY E IZOD _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.8. CARACTERIZAÇÃO FÍSICA DO COMPÓSITO _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.9. ANÁLISE TÉRMICA : DMA DO COMPÓSITO. _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

3.10. CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

CAPITULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÃO **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1. CARACTERIZAÇÃO DA FIBRA DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.1. CARACTERIZAÇÃO FÍSICO-QUÍMICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.2. DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.3. ANÁLISE QUÍMICA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.3.1. DIFRAÇÃO DE RAIOS – X _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.3.2. EDS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.1.3.3. DETERMINAÇÃO DE CELULOSE. _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2. ENSAIOS MECÂNICOS NA FIBRA DE CURAUÁ _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.1. ENSAIO DE TRAÇÃO DA FIBRA _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.2. TRATAMENTO ESTATÍSTICO DE WEIBULL NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO DA FIBRA DO CURAUÁ. _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.3. FRATURA EM TRAÇÃO DA FIBRA DE CURAUÁ. ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.4. ENSAIO PULLOUT _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.4.1. ENSAIO DE PULLOUT DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI. _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.4.2. ENSAIO DE PULLOUT DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER. _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.2.4.3. ASPECTOS DAS FIBRAS APÓS ENSAIO DE PULLOUT. **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3. ENSAIOS MECÂNICOS NO COMPÓSITO DE CURAUÁ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.1. DENSIDADE DOS COMPÓSITOS ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2. ENSAIO DE FLEXÃO DE TRÊS PONTOS **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.1. ENSAIO DE FLEXÃO NO COMPÓSITO DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.2. FRATURA EM FLEXÃO DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.3 RESULTADOS DO ENSAIO DE FLEXÃO NO COMPÓSITO DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER, COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.4. FRATURA EM FLEXÃO DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER COM FIBRA TRATADA NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.5. ENSAIO DE FLEXÃO NO COMPÓSITO DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.6. FRATURA EM FLEXÃO DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.7. RESULTADOS DO ENSAIO DE FLEXÃO NO COMPÓSITO DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI, COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.2.8. FRATURA EM FLEXÃO DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI COM TRATAMENTO DE NAOH _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.3. ENSAIO DE IMPACTO DE COMPÓSITO DE CURAUÁ ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

4.3.3.1 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

- 4.3.3.2. FRATURA EM CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.3 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.4. FRATURA EM CHARPY DE COMPOSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.5. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.6. FRATURA EM CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.7. ENSAIO DE IMPACTO CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI COM TRATAMENTO DE NAOH _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.8. FRATURA EM CHARPY DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI COM TRATAMENTO DE NAOH _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.9 ENSAIO DE IMPACTO IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.10. FRATURA EM IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.11 ENSAIO DE IMPACTO IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI COM TRATAMENTO DE NAOH _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.12. FRATURA EM IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI COM TRATAMENTO DE NAOH _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.13. RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.14. FRATURA EM IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.15. ENSAIO DE IMPACTO IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.3.3.16. FRATURA EM IZOD DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER COM TRATAMENTO DE NAOH ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.4. ENSAIOS TÉRMICOS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.4.1. DMA DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA EPÓXI _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.4.1. DMA DE COMPÓSITOS DE CURAUÁ COM RESINA POLIÉSTER ____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**
- 4.5. ANALISE ECONÔMICA DOS COMPÓSITOS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

CAPITULO V- CONSIDERAÇÕES FINAIS **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

5. 1. CONCLUSOES _____**ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

5. 2. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS _ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

5. 3. ARTIGOS PUBLICADOS RELACIONADOS A TESE. _ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS _____ **ERRO! INDICADOR NÃO DEFINIDO.**

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Evolução de alguns materiais nos EUA.	3
Figura 1.2:	Planta e processamento do curauá.(a) Planta de curauá mostrando fruto e folhas no campo, (b) Fibras <i>in natura</i> no processo industrial, (c) Fibras longas de curauá em processo de lavagem.	6
Figura 2.1:	Um esquema de classificação para os vários tipos de compósitos.	13
Figura 2.2:	Compósitos Utilizados na Aeronave Tucano da Embraer	15
Figura 2.3:	Classificação das Fibras Celulósicas.	23
Figura 2.4:	linho, juta, cânhamo, coco, sisal e a fibra de bananeira	25
Figura 2.5:	Design de Materiais Compósitos.	26
Figura 2.6:	BMW série 7 e as fibras vegetais	27
Figura 2.7:	Cultivo da Planta de Sisal.	29
Figura 2.8:	Cultivo da Planta de coco.	31
Figura 2.9:	Partes do de coco.	32
Figura 2.10:	Cabana com teto forrado por Piaçava	32
Figura 2.11:	Piaçava (Planta)	33
Figura 2.12:	Rami.	34
Figura 2.13:	Juta.	
Figura 2.14:	A e B – Aspecto de uma parcela do plantio de curauá com 6 e 18 meses de idade plantado nas entrelinhas plantio de paricá 2001. Fazenda Tramontina, Aurora-do-Pará, 2004.	37
Figura 2.15:	Resultados de tração dos compósitos com fibras <i>in natura</i> , secas e lavadas.	42
Figura 2.16:	Resultados de flexão dos compósitos com fibras <i>in natura</i> , secas e lavadas.	43
Figura 2.17:	Resistência ao impacto dos compósitos com fibras <i>in natura</i> , secas e lavadas.	43
Figura 2.18:	Configuração do Laminado híbrido vidro/curauá.	45
Figura 2.19:	Curvas Tensão x Deflexão do Laminado híbrido vidro/curauá.	45

Figura 2.20:	Análise comparativa da resistência à flexão dos laminados.	46
Figura 2.22:	Análise comparativa da deformação máxima dos laminados.	47
Figura 2.23:	Curvas TG para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.	48
Figura 2.24:	Curvas DTG para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.	48
Figura 2.25:	Curvas DTA para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.	49
Figura 2.26:	Propriedades Mecânicas para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.	50
Figura 3.1:	Fluxograma de processamento do compósito de curauá.	51
Figura 3.2:	Fibras longas de curauá como comercializadas.	52
Figura 3.3:	Projetor de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de curauá.	54
Figura 3.4:	Mechas de fibra de Curauá: (a) sem tratamento (b) com tratamento NaOH 10% por 1 hora.	55
Figura 3.5 :	Difrator de raio-X Modelo Shimadzu XRD 7000	56
Figura 3.6:	MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura Modelo Shimadzu SSX 550.	57
Figura 3.7:	Aparelho digestor de fibra - MA 450.	58
Figura 3.8:	Forno Mufa Usado para incineração das fibras.	58
Figura 3.9:	Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de pull out.	60
Figura 3.10:	Corpos de prova de Curauá com Resina Epóxi.	60
Figura 3.11:	Matriz a ser empregada para compactação dos corpos de prova de Flexão.	61
Figura 3.12:	Máquina Instron modelo 5582.	62
Figura 3.13:	Pêndulo de impacto EMIC	63
Figura 3.14:	Equipamento de DMA TA Instruments, modelo Q800.	65
Figura 4.1:	Distribuição estatística do comprimento (a) e do diâmetro (b) das fibras.	67
Figura 4.2:	Espectro de raio-X do Curauá.	68
Figura 4.3:	Resultado do EDS com a Presença de Carbono e Oxigênio.	69

Figura 4.4:	Curvas de tração típicas para fibras de curauá com diferentes diâmetros correspondentes a cada intervalo estatisticamente considerado.	71
Figura 4.5:	Gráficos da probabilidade de Weibull para os intervalos considerados de diâmetros das fibras de curauá.	73
Figura 4.6:	Tensão máxima característica, θ , em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados.	75
Figura 4.7:	Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados.	76
Figura 4.8:	Micromorfologia por MEV das curauá: (a) X 300, e (b) X 1000	77
Figura 4.9:	Micromorfologia por MEV das curauá: (a) X 50, e (b) X 500.	78
Figura 4.10:	Fractografia por MEV das pontas rompidas de fibras de curauá: (a) mais fina, $d= 0,08$ mm, e (b) mais grossa, $d= 0,12$ mm.	78
Figura 4.11:	Ensaio de pull-out.	79
Figura 4.12:	Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados do ensaio de pullout com resina epóxi.	81
Figura 4.13:	Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados do ensaio de pullout com resina poliéster.	82
Figura 4.14:	Aspecto típico da fibra de curauá (a) antes do teste de pullout (b) depois do ensaio de Pullout com resina epóxi.	84
Figura 4.15:	Ensaio de Flexão de 3 pontos com corpo de prova de curauá.	86
Figura 4.16:	Curvas de carga vs. deslocamento flexão por três pontos.	86
Figura 4.17:	Curva de variação da resistência máxima à flexão dos compósitos de matriz poliéster com a fração de fibra de curauá.	87
Figura 4.18:	Fibra de curauá após descolamento da matriz de poliéster.	88

Figura 4.19:	Feixe de fibrilas de uma fibra de curauá.	89
Figura 4.20:	Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá, com e sem tratamento.	90
Figura 4.21:	Micrografia da fratura em flexão da resina poliéster pura. 400 x	91
Figura 4.22:	Micrografia MEV da fratura de compósito com 10% de fibra de curauá tratada em NaOH 0,1% por 1 minuto.	92
Figura 4.23:	Detalhe da Fig. 4.22, mostrando a participação dos filamentos desligados da fibra, devido à mercerização, nas trincas da matriz.	93
Figura 4.24:	Micrografia MEV da fratura de compósito com 30% de fibra de curauá tratada em NaOH 10% por 1 hora.	94
Figura 4.25:	Detalhe com maior aumento da Fig. 4.24, mostrando o efeito de reforço da fibra de curauá.	94
Figura 4.26:	Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão de compósitos epoxídicos reforçados com diferentes frações de fibras de curauá.	96
Figura 4.27:	Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá.	96
Figura 4.28:	Micrografia da fratura em flexão da resina epóxi pura. (a) 30 x; (b) 800 x.	97
Figura 4.29:	Aspecto geral da superfície de fratura dos compósitos com diferentes frações de fibras de curauá. (a) 10%; (b) 20% e (c) 30%.	98
Figura 4.30:	Detalhe de uma fibra de curauá formada por filamentos, que se projeta da matriz onde está aderida.	99
Figura 4.31:	Descolamento dos filamentos de uma fibra da matriz formando uma falha na resina epóxi.	100
Figura 4.32:	Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão de compósitos epoxídicos reforçados com diferentes frações de fibras de curauá.	101
Figura 4.33:	Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá, com e sem tratamento.	103
Figura 4.34:	Fractografia por MEV da resina epóxi pura.	104
Figura 4.35:	Fractografia por MEV do compósito com 20% de fibras de curauá tratadas com fraca mercerização de 0,1% de NaOH	104

por 1 minuto.

Figura 4.36:	Fractografia por MEV do compósito com 30% de fibras de curauá tratadas com forte mercerização de 10% de NaOH por 1 hora.	105
Figura 4.37:	Variação da energia de impacto Charpy com a fração em peso do reforço de fibras de curauá.	106
Figura 4.38:	Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações de fibra de curauá, rompidos por impacto Charpy.	107
Figura 4.39:	Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura 25x; (b) detalhe da ruptura 500x.	108
Figura 4.40:	Fratura por impacto do corpo de prova do compósito de curauá com resina poliéster com 40% em peso de fibra de curauá aumento de 100x.	109
Figura 4.41:	Variação da energia de impacto Charpy com a fração em peso do reforço de fibras de curauá com tratamento NaOH.	110
Figura 4.42:	Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações de fibra de curauá, rompidos por impacto Charpy com tratamento de NaOH.	110
Figura 4.43:	Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão da superfície com aumento de 50x; (b) visão com aumento de 2000x.	111
Figura 4.44:	Fratura por impacto do corpo de prova do compósito de curauá com mercerização de 10% de NaOH a 1 hora, com resina poliéster com 30% em peso de fibra de curauá (a) 1000x (b)500 .	112
Figura 4.45:	Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com a fração em peso do reforço de fibras de curauá.	113
Figura 4.46:	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Charpy de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá.	114
Figura 4.47:	Fratura Charpy do corpo de prova de resina epóxi. (a) 27 x; (b) 800 x.	115
Figura 4.48:	Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com	117

30% de fibras de curauá: (a) 27 x; (b) 1700 x.

Figura 4.49:	Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com a fração em peso do reforço de fibras de curauá merceirizadas.	118
Figura 4.50:	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Charpy de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.	119
Figura 4.51:	Fratura Charpy do corpo de prova de resina epóxi. (a) 1000 x; (b) 50 x.	121
Figura 4.52:	Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% de fibras de curauá com tratamento de NaOH de 10% a 1 hora: (a) 60 x; (b) 1000 x.	121
Figura 4.53:	Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.	122
Figura 4.54:	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá.	123
Figura 4.55:	Fratura do corpo de prova com 30% de curauá. (a) 27 x; (b) 1000 x.	124
Figura 4.56:	Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com a fração em volume do reforço de fibras de curauá merceirizadas.	125
Figura 4.57:	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.	126
Figura 4.58:	Fractografia Izod do corpo de prova de resina epóxi com 10% de fibra de curauá tratada a merceirização de 1% a 1 minuto. (a) 100 x; (b) 10000 x.	127
Figura 4.59:	Fratura Izod do corpo de prova de resina epóxi com 30% de fibras de curauá com merceirização de 30% a 1 hora. (a) 50 x; (b) 500 x.	127
Figura 4.60:	Variação da energia de impacto Izod de compósitos poliéster com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.	128
Figura 4.61:	Análise da superfície de impacto Izod para a resina poliéster	129

	pura. (a) visão geral, (b) detalhes da fratura transversal da resina poliéster.	
Figura 4.62:	Superfície de fratura de impacto de compositos poliéster reforçados com 30 % de curauá: (a) 30X and (b) 500X.	130
Figura 4.63:	Variação da energia de impacto Izod de compósitos poliéster com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.	130
Figura 4.64:	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.	131
Figura 4.65:	Fractografia do corpo de Izod prova de resina poliéster. (a) 27 x; (b) 800 x.	133
Figura 4.66:	Fractografia do corpo de prova izod de resina epóxi. (a) 27 x; (b) 800 x.	134
Figura 4.67:	Curvas de DMA para a primeira corrida do compósito com 30% de fibra.	135
Figura 4.68:	Curvas de DMA para a segunda corrida do compósito com 30% de fibra.	135
Figura 4.69:	Variação de E' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.	136
Figura 4.70:	Variação de E'' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.	137
Figura 4.71:	Variação de $\tan \delta$ com a temperatura para os compósitos de curauá.	138
Figura 4.72:	Curvas de DMA com a resina poliéster.	139
Figura 4.73:	Curvas de DMA com a resina poliéster com a incorporação de 30 de fibras de curauá.	140
Figura 4.74:	Variação de E' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.	141
Figura 4.75:	Variação de $\tan \delta$ com a temperatura para os compósitos de curauá.	142
Figura 4.76:	Gráfico específico comparação de resistência de materiais para a construção civil.	143

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1. Algumas fibras vegetais_____	4
Tabela 2.1. Principais características de polímeros termoplásticos e termorrígidos._____	16
Tabela 2.2: Propriedades Mecânicas de Algumas Fibras_____	28
Tabela 2.3: Composição química provável de algumas fibras vegetais_____	29
Tabela 2.4: Composição do Curauá _____	39
Tabela 2.5 - Principais Características e Limitações das Resinas Termorrígidas, adptado de Neto & Pardini, 2006 ._____	40
Tabela 2.6: Densidade e fração volumétrica de vazios dos compósitos. _____	44
Tabela 4.1: Teor de Celulose, lignina e hemicelulose de fibras. _____	70
Tabela 4.2: Parâmetros de Weibull para os intervalos considerados de diâmetros das fibras de curauá _____	74
Tabela 4.3: Tensão Média de Pullout para a fibra de Curauá embutida no compósito de resina Epóxi._____	80
Tabela 4.4: Comparação entre as tensões cisalhantes interfacial_____	84
Tabela 4.5: Densidade do compósito de curauá com matriz epoxidica_____	85
Tabela 4.6: Percentual x Densidade do compósito de curauá com matriz poliéster. _____	85
Tabela 4.6: Tensão máxima dos compósitos de fibra de curauá reforçando resina poliéster. _____	87
Tabela 4.7: Tensão máxima dos compósitos de fibra de curauá reforçando resina poliéster, com tratamento de NaOH._____	90
Tabela 4.8: Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais._____	120
Tabela 4.9: Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais._____	132

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DSC: Differential Scanning Calorimetry (Caloria Exploratória Diferencial).

DMA: Dynamical Mechanical Analysis (Análise Dinâmico Mecânica).

DTA- Analise Termogravimetrica

DTG- Termogravimetria

DTG: Termogravimetria Derivada

EDS- Espectrometria por dispersão de raio-X

IENICA: Institute of European Research (Instituto de Pesquisa Européia).

MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura.

NaOH: Hidróxido de Sódio

TGA: Thermal Gravimetric Analysis (Análise Termogravimétrica).

TG: Termogravimetria

RESUMO

FERREIRA, Ailton da Silva. CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS LONGAS DE CURAUÁ. 2009. Tese (**Doutorado em Ciências: Área de Engenharia de Materiais**) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. UENF, Campos dos Goytacazes - RJ.

O desenvolvimento da moderna sociedade está atrelado a sua capacidade de produzir e utilizar novos materiais. A pesquisa nos últimos anos tem concentrado seus esforços na busca de materiais que apresentem propriedades melhores e diferenciadas em relação aos materiais convencionais. Os materiais recicláveis e biodegradáveis que não eram tão importantes no passado tornaram-se decisivos, atualmente, em função de paradigmas ambientais.

O desenvolvimento de compósitos de fibras vegetais reforçando matrizes poliméricas apresenta vantagens em relação as fibras sintéticas por serem de baixo custo, biodegradáveis, reaproveitáveis e não tóxicas. Assim, no presente trabalho avaliram-se as propriedades mecânicas da fibra de curauá e as propriedades mecânicas e térmicas de compósitos de fibra de curauá em matrizes de poliéster e de epoxi.

Os compósitos de curauá, em matriz poliéster e epoxídica, foram confeccionado variando de 0 a 30 % em fração volumétrica das fibras. As propriedades mecânicas destes compósitos foram avaliadas. Além disso, caracterizou-se por microscopia eletrônica de varredura, após ruptura de corpos de prova nos ensaios de flexão e impacto, analisando as fases na região da fratura.

Os resultados mostram que estes compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá, possuem um grande potencial, quando comparados a outras fibras lignocelulosicas e até a fibras sintéticas.

Palavras-Chave: Compósitos poliméricos, Fibra de Curauá, Propriedades Mecânicas e Propriedades Térmicas.

ABSTRACT

FERREIRA, Ailton da Silva. STRUCTURAL CHARACTERISTICS AND PROPERTIES OF COMPOSITE POLYMERIC WITH LONG FIBRES OF CURAUÁ. 2009. Thesis (Doctor in Sciences: area of Engineering of sciencia of the Materials) - Program of After-Graduation in Engineering of Materials. UENF, Campos dos Goytacazes - RIO DE JANEIRO.

The development of the modern society, is bond to its capacity to produce and to use new materials. The research in recent years has concentrated its efforts in the search of materials that present better and differentiated properties in relation to the conventional materials. The recyclable and biodegradable materials that were not so important in the past have currently become decisive as an function of ambient paradigms.

The of development vegetal fiber reinforced polimeric matrix composites presents advantages in relation to the synthetic fiber ones for being less expensive, biodegradable, renewable and non toxic. Thus the present work evaluated the mechanical properties of the curauá fiber as well as the mechanical and thermal properties of composite reinforced with curauá of fiber of in epoxy and polyester matrices.

The composite of curauá in polimeric matrices, were fabricated by varying in volumetric fraction of fibers up to 30%. The mechanical and thermal, properties of these composite had been evaluated. Moreover, it was characterized by scanning electron microscopy, after the rupture of flexural and impact tested specimens, the phases in and mechanisms of fracture.

The results showed that these polimeric composites, reinforced with of curauá fibers, possess a great potential, when compared with other lignocellulosic fibers and synthetic fibers.

Key words: Polymeric Composite, Curauá Fibers, Mechanical Properties, Thermal Properties.

“A estratégia é a busca de um caminho ideal.”

RAIMAR RICHER

CAPITULO I – CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Neste capítulo apresentam-se considerações sobre compósitos, fibras e compósitos reforçados com fibras, enfatizando, assim, a importância, motivação e justificativa do objeto de estudo desta tese de doutoramento: compósitos de fibras longas de curauá reforçando matriz polimérica termofixas, tanto de resina epóxi, quanto poliéster.

1.1 . Introdução

O rápido crescimento populacional, a escassez de recursos minerais e energéticos, a crescente produção de resíduos e fatores sociais como o êxodo rural criam, atualmente, um cenário favorável para a busca de materiais renováveis, recicláveis e de baixo custo como as fibras naturais que vêm sendo alvo do trabalho de inúmeros pesquisadores (Blezdki & Gassan, 1999; Mohanty et al, 2002; Crocker, 2008; Eichhorn et al, 2001). Essas fibras sempre foram utilizadas em artigos de baixo valor agregado como tecidos, cordas, cesto, etc, passam agora a competir com as fibras sintéticas no reforço de compósitos com maior valor agregado. Antes de se comentar especificamente sobre os compósitos reforçados com fibras naturais será genericamente feita uma breve apreciação dos materiais compósitos.

Os materiais, de maneira geral, podem ser divididos em quatro grandes categorias: metais, polímeros, cerâmicos e compósitos. Dentre essas categorias, a que mais cresce ultimamente é a dos materiais compósitos tanto pelo desenvolvimento científico, quanto pela necessidade de produção industrial.

Os materiais compósitos atendem também pela necessidade de se conseguirem novas propriedades e aplicações em vários setores da sociedade (Neto e Pardini, 2006; Mazumdar, 2002; Van Vlack, 1984; Schwartz , 1992; Hollaway, 1994; Hull & Clyne, 1996).

A grande ênfase dos materiais compósitos vem de suas aplicações diversificadas, principalmente quando associadas a reforços e matrizes de todos os tipos como metálicos, cerâmicos e poliméricos (Mazumdar, 2002; Chawla, 1993; Askeland, 1985; Ashbee, 1993; Chou et al, 1986).

Diante dessa diversidade de aplicações, os tipos de materiais compósitos não têm sua importância ligada somente à possibilidade de inovar com a obtenção de novos materiais, mas também pela possibilidade de se ter uma maior flexibilização de novos projetos, a partir não só do material, mas também da orientação, da distribuição e da seleção apropriada do reforço (Callister, 2000; Crockejr, 2008; Eichhorn et al, 2001; Ashbee, 1993; Chou et al, 1986).

Em décadas recentes, os compósitos reforçados com fibras sintéticas têm sido estrategicamente utilizados em aplicações envolvendo alta tecnologia, tais como componentes para setores aeroespaciais e sistemas de defesa. Todavia, a maioria dos compósitos é hoje usada em aplicações relativamente simples como artigos esportivos, peças de automóveis, cascos de embarcações e muitas outras dependentes de um custo benefício vantajoso. Para algumas empresas o custo é intrinsecamente importante, sendo necessário o emprego de fibras mais econômicas, como a fibra de vidro, para garantir um custo benefício competitivo (Callister, 2000; Mazumdar, 2002; Van Vlack, 1984; Blezdki & Gassan, 1999).

A transição para a valorização dos materiais compósitos é relativamente recente. Mesmo com a grande utilização dos materiais metálicos, ocorreu uma grande expansão no desenvolvimento e no uso dos materiais compósitos na década de 1970, nos EUA conforme mostra a fig 1.1, e, posteriormente, no mundo (Padilha, 2000; Lavengoogle & Silver, 1988).

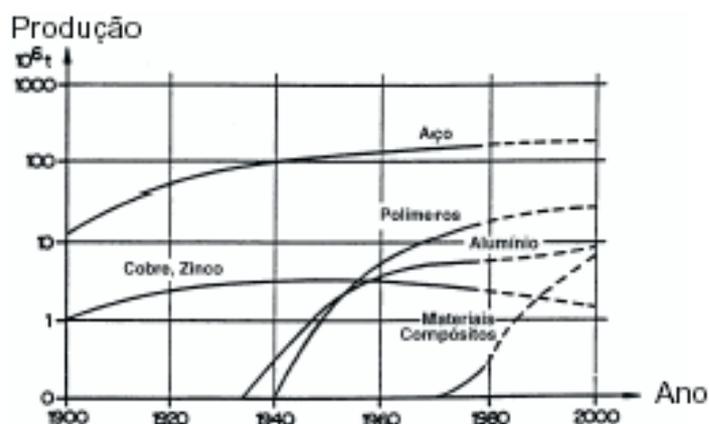


Figura 1.1: Evolução de alguns materiais nos EUA.

Fonte: Padilha, 2000

Uma vantagem dos compósitos é a maior possibilidade de aproveitamento de resíduos do que os materiais convencionais monolíticos. Os resíduos podem entrar como carga na matriz ou, até, como materiais reforçadores. Os resíduos podem ser resultantes de materiais recicláveis, ou mesmo de materiais naturais inerentes da agroindústria (Savastano jr et al , 1997; Hull & Clyne, 1996).

Alem das fibras sintéticas e de resíduos industriais, hoje já está sendo utilizadas fibras naturais como reforço de compósitos com matriz polimérica (Wanbua et al, 2003).

Em particular as fibras lignocelulósicas extraída de vegetais apresentam muitas características que tornam seu uso vantajoso como: baixo custo, baixa densidade, resistência específica e módulo de elasticidade elevado; não são abrasivas e, portanto, não desgastam os equipamentos de processo. Além disto, estas fibras não tóxicas podem ser facilmente modificadas por agentes químicos, são abundantes e provêm de fontes renováveis (Joseph, et al, 1981).

A tabela 1.1, a seguir, ilustra os principais centros brasileiros produtores e/ou processadores de alguns tipos de fibras vegetais (Savastano jr et al, 1997).

Tabela 1.1 Algumas fibras vegetais. Adaptado de (Neto e Pardini, 2006).

Fibra	Nome Botânico	Parte Da Planta	Centros Produtivos Da Processadores e/ou
Curauá	Ananás erectifolius	Folha	Amazônia paraense
Sisal	Agave sisalana Perrine	Folha	Semi-árido da Bahia e da Paraíba
Piçava	Attalea funifera Mart.	Bainha foliar	Região de Valença BA
Coco	Cocos nucifera Linn.	Mesocarpo do fruto	Região de Recife PE e Aracaju SE
Algodão	Gossypium herbaceum Linn.	Semente	Campina Grande PB
Celulose de eucalipto	Eucalyptus grandis – clones	Caule	Aracruz ES
Rami	Boemmiria nivea Gaud.	Caule	Região de Londrina PR
Juta	Corchorus capsularis	Caule	Amazônia

Fonte: Neto e Pardini, 2006

Existe atualmente um grande interesse, em nível mundial, para a fabricação de compósitos que utilizem fibras lignocelulósicas. De acordo com Leão e Frollini.(1997), este fato deve-se a alguns fatores já mencionados e enfatizados abaixo:

- As fibras vegetais são mais baratas do que as fibras comumente utilizadas, tais como as de vidro e de aramida;
- As fibras vegetais são biodegradáveis, o que torna o seu emprego bastante atraente no mercado;
- As fibras vegetais representam recursos renováveis.

Porém, o emprego destas fibras apresenta algumas desvantagens citando, como exemplo, o fato de que as fibras vegetais não possuem propriedades

uniformes, apresentando uma grande variação nos valores das suas propriedades (Leão et al, 1998). Segundo Neto e Pardini (2006) os ensaios mecânicos em fibras vegetais lignocelulósicas apresentam desvios padrão maiores que os apresentados pelas fibras sintéticas, pela heterogeneidade da fibra e por suas características hidrofílicas.

A utilização de fibras vegetais lignocelulósicas, como material de reforço pelo homem já existe há muito tempo. O capim, a palha de arroz ou o milho eram misturados ao barro na fabricação de tijolos ou paredes reforçadas para diminuir a fragilidade deste, tornando-o menos quebradiço. Essa prática persiste até os dias de hoje, mais crescente o interesse em empregar fibras já conhecidas em produtos de maior valor agregado em vários setores tecnológicos (Joseph et al, 1981).

A forma fibrosa apresentada pela celulose e suas características estruturais proporcionam a este material requisitos necessários para diversas aplicações na área de engenharia. A utilização desses materiais, inicialmente de maneira empírica e intuitiva, deu origem à nova área de ciência e engenharia de materiais com características tecnológicas e econômicas bem definidas (Joseph et al, 1981).

As fibras vegetais, em sua maioria, apresentam propriedades mecânicas relativamente baixas, porém são materiais com vantagens próprias e que não devem ser desconsideradas, principalmente, pelo caráter ecológico de benefício ao meio ambiente. Essas fibras existem em grande quantidade no Brasil e são de fácil manufatura (Silva, 1991).

Um exemplo de fibra vegetal que está sendo estudada é o curauá. Esta fibra provém de uma planta característica da Amazônia paraense que cresce em solo arenoso e pouco fértil chegando a atingir um metro e meio de altura. A característica mais conhecida dessa planta é a sua fibra, descoberta pelos povos primitivos da floresta. Os índios já usavam a fibra resistente contida nas folhas longas e duras do curauá para amarrar embarcações, fazer redes e cestaria (ZAH, et al, 2006). A figura 1.2, a seguir, ilustra o aspecto da planta de curauá e o processamento de suas fibras.

A importância econômica desta fibra está atrelada a sua utilização e

processamento, permitindo que seja utilizada na fabricação de tecidos, papel, plástico e até um tipo de anestésico (Alves Filho, 2004). Adicionalmente a fibra de curauá apresenta um grande potencial como reforço de compósitos que certamente agregará maior valor econômico ao produto final.



Figura 1.2: Planta e processamento do curauá.(a) Planta de curauá mostrando fruto e folhas no campo, (b) Fibras *in natura* no processo industrial, (c) Fibras longas de curauá em processo de lavagem.

Fonte: Amazom Paper, 2003

Neste contexto a proposta da presente tese é investigar as principais características físicas, mecânicas e térmicas de compósitos reforçados por fibras contínuas e alinhadas, de uma das mais promissoras fibras lignocelulósicas: o curauá, com matriz de resina polimérica, tanto epóxi, quanto poliéster. Serão também investigadas as características estruturais e avaliada a possibilidade destes compósitos substituírem materiais convencionais empregados na construção civil.

1.2. Objetivos

1.2.1. Objetivo Geral

Esta tese de doutoramento tem como objetivo geral analisar as características estruturais bem como as propriedades físicas, mecânicas e térmicas tanto das fibras quanto de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá, sem tratamento ou tratadas por mercerização.

1.2.2. Objetivos Específicos.

- Caracterizar a fibra de curauá;
- Avaliar a interação com resinas poliméricas;
- Produzir amostras de compósitos com diferentes percentuais;
- Avaliar as propriedades físicas e mecânicas;
- Analisar a tenacidade ao impacto;
- Avaliar as propriedades térmicas;
- Caracterizar macro e micro estruturalmente os compósitos de fibras de curauá com resinas epóxi e poliéster.

1.3. Motivação e Justificativas

O trabalho proposto poderá trazer vantagens ambientais, científicas, tecnológicas, sociais e econômicas, permitindo o aproveitamento das fibras de curauá e valorizando, assim, um produto natural da região amazônica.

Do ponto de vista ambiental, justifica-se o trabalho pelo aproveitamento de fibras e pela possível substituição de produtos convencionais, sobretudo aqueles à base de madeira, contribuindo-se, assim, para evitar o desmatamento na Amazônia.

Do ponto de vista científico, justifica-se pelo entendimento dos mecanismos de reforço entre a fibra de curauá e a matriz epóxi e poliéster, bem como a possibilidade de obterem compósitos com elevado desempenho mecânico.

Do ponto de vista econômico e social, justifica-se pelo custo inicialmente baixo, quando comparado com fibras sintéticas, como a fibra de vidro ou de carbono. Podendo assim ser um incentivo para a região amazônica e para o Brasil no aspecto social, por contribuir para, aumentar a produção e renda dos trabalhadores da região, dedicados ao cultivo do curauá.

1.4. Estrutura da Tese

O trabalho a ser apresentado está organizado e disposto da seguinte forma:

Capítulo I - Introdução: apresenta os aspectos relevantes inerentes ao trabalho, como sua motivação, justificativa e os objetivos a serem atingidos.

Capítulo II – Revisão bibliográfica: apresenta uma revisão sucinta da bibliografia sobre compósitos, fibras naturais, fibra de curauá, materiais poliméricos e compósitos poliméricos.

Capítulo III – Método e Materiais: são descritos os procedimentos experimentais empregados, assim como a metodologia utilizada no preparo de corpos de prova.

Capítulo IV – Resultados: são apresentados e discutidos os resultados obtidos nos ensaios realizados nesta tese.

Capítulo V – Conclusão: neste capítulo são apresentadas as considerações finais alcançadas e as proposições de trabalhos futuros.

“Já disse, numa expressão feliz, que a contribuição brasileira para civilização será a cordialidade.”

SÉRGIO BUARQUE DE HOLANDA

CAPITULO II - Revisão Bibliográfica

Neste capítulo é apresentada uma revisão bibliográfica onde inicialmente é realizada uma análise generalista sobre compósitos. Procura-se descrever as principais fibras existentes e, em especial o curauá, e compósitos poliméricos reforçados com estas fibras. Por fim, são descritos algumas características dos compósitos de curauá, enfatizando o fato de que, por se tratar de um compósito inovador, a literatura ainda é, relativamente pouco abrangente.

2.1 Compósitos

A grande questão que permeia os materiais é a sua utilidade. Neste âmbito existe uma necessidade da vida moderna de se conseguirem materiais adequados aos segmentos industriais e aplicações decorrentes. Sendo assim, os pesquisadores dedicam-se a desenvolver produtos específicos para o atendimento da satisfação da sociedade e do progresso tecnológico. Este é o caso dos materiais compósitos, que será enfatizado após um breve histórico sobre os materiais.

Os materiais estão a nossa volta, engajados em nossa cultura e presentes em nossa existência, sendo tão ligados à ascensão do homem no tempo, e ajudando a nomear as idades ou eras das civilizações.

Como a Idade da Pedra, cerca de 2,5 milhões de anos atrás, quando nossos ancestrais utilizavam pedras para a caça ; a Era do Bronze, existiu aproximadamente a 4000 e 3000 a. C na Europa tendo como característica a utilização do cobre e estanho; a Era do Ferro cerca de 1000 até 1 a.C, quando

ligas de ferro substituíram o bronze e, finalmente, a Era do Plástico uma referência aos materiais poliméricos leves e baratos que despontaram no século passado (Van Vlack, 1982).

A necessidade de se conseguir materiais que, atendessem a uma quantidade maior de características em termos de estrutura e propriedades, gerou a idéia de se unir um ou mais materiais, visando obter novos materiais, com propriedades ainda não exibidas por materiais convencionais (Neto e Pardini, 2006; Hull & Clyne, 1996). Surgiram, assim, os materiais compósitos.

Segundo Chawla (1993); Callister (2000) e Morozov e Vaziliev (1989) os materiais compósitos também podem ser denominados de materiais compostos, conjugados ou reforçados. Um grande progresso tem sido feito no entendimento e desenvolvimento de materiais avançados, porém persistem desafios tecnológicos que requerem materiais cada vez mais sofisticados e especializados ao mesmo tempo em que surgem desafios econômicos e ambientais.

Os compósitos são materiais que apresentam excelentes propriedades mecânicas, químicas e físicas, quando comparadas com os seus componentes isolados. Estes aspectos despertaram a atenção do meio científico, técnico e produtivo. Os principais aspectos norteadores são o alto custo dos materiais chamados convencionais e, no âmbito ambiental, a responsabilidade de aproveitamento de resíduos rurais e industriais (Broutman & Krock 1967; Kristiina, et al, 2009).

Os materiais compósitos ainda podem ser definidos como a combinação de dois ou mais materiais, seja em escalas macroscópica ou microscópica, de diferentes formas. Estas combinações podem ser contínuas, descontínuas e aleatórias além de composições químicas, em que um dos componentes, descontínuo, oferece a principal resistência ao carregamento (componente reforçador), e o outro, contínuo, oferece o meio de transferência desse carregamento (componente matricial ou matriz). É importante que os componentes sejam insolúveis, entre si, e tenham as propriedades desejadas (Chou et al, 1986 ;Hollaway, 1994).

O material compósito tem como características básicas dois tipos de fases: a matriz que tem a finalidade de proteger sua estrutura e as outras fases contra a ação do meio ambiente e, particularmente, corrosão e abrasão, e o reforço que

altera as propriedades da matriz, podendo proporcionar uma maior resistência (Gassam & Bledzki, 1999; Argawal & Broutman, 1990).

Para Zafeiropoulos et al (2007) enfatizam que os materiais compósitos, podem ser descritos como a combinação de dois ou mais diferentes materiais, o que resulta em propriedades não apresentadas pelos constituintes individuais. Além disso, os materiais constituintes do material compósito não dissolvem um no outro e exibem uma interface bem definida entre eles. Esses materiais podem ser divididos em materiais compósitos naturais ou tradicionais e em materiais compósitos avançados.

Já para Folkes (1982) o componente reforço tem por finalidade aumenta a resistência mecânica e resistência à fluência da matriz, sendo fundamental estudar a interface matriz e o reforço, pois a influência da interface é muito importante no desacoplamento da fibra na matriz.

Para Gassam (2002) o tipo da fibra, a textura e a arquitetura estrutural são fatores importantes na adesão da fibra matriz. Porém, conforme citado por Folkes (1982) a interface e a morfologia também merecem destaque.

Os materiais compósitos são projetados de modo a conjugar características desejáveis de dois ou mais materiais. Um exemplo típico é o compósito de fibra de vidro em matriz polimérica. A fibra de vidro confere resistência mecânica, enquanto a matriz polimérica, é responsável pela flexibilidade do compósito. Na verdade, a matriz pode ser polimérica, metálica ou cerâmica. O mesmo vale para o reforço, que pode estar na forma de dispersão de partículas, fibras, bastonetes, lâminas ou plaquetas (Jones, 1994; Ratnam et al, 2008).

A palavra compósito foi criada quando a indústria exigiu uma expressão mais abrangente que reforço “plástico reforçado” para descrever o produto final resultante de associações de matrizes de resina e os diversos reforços (Piggott, 1980). Vale a pena ilustrar a opinião de alguns pesquisadores sobre esta terminologia.

A partir desse conceito de mistura Chawla (1993) considera como compósito como um material que existe em duas ou mais fases químicas distintas, das quais uma é reforço e outra, o meio de transferência do reforço.

Já para Schwartz (1992) o compósito é um material composto de pelo menos, duas fases, uma carga (agente de reforço) e um aglutinante matricial (ou resina), que são selecionados para algum fim.

Do ponto de vista de Strong (1989) os principais compósitos são formados pela associação de um polímero com um sólido não polímericos.

Já no conceito sugerido por Callister (2000) um compósito é um material multifásico feito artificialmente, em contraste com um material que ocorre ou se forma naturalmente.

Ainda para Schwartz (1992), os materiais compósitos representam um caso particular, dentro de um grupo de misturas imiscíveis, resultantes da combinação de dois ou mais materiais.

Assim, tendo em vista esta diversidade de conceitos, aliada à dicotomia de critérios auferidos pode-se dizer que os compósitos constituem uma classe heterogênea, multifásica, sendo polímero ou não. Pelo que foi visto, os conceitos de um material compósito se complementam e não se contradizem.

2.2. Classificação

Os compósitos, como materiais, oferecem maior versatilidade para atender às exigências do mercado, sobretudo para os casos apresentados por especificações pouco comuns, bem como responder aos desafios representados no ambiente como o calor, umidade, frio etc (Weeton, 1986).

Os elementos de um compósito podem ser orgânicos ou inorgânicos, de forma regular ou irregular, fibrosos ou não, com fragmentos ou como fibras curtas. Sendo que os parâmetros estruturais afetam o desempenho dos compósitos, tais como a concentração da fibra, adesão da fibra à matriz e os espaços vazios entre as fibras (Aquino et al, 2005; Ashbee, 1993).

As principais características desejáveis nos compósitos são o aumento da rigidez, tenacidade à fratura, resistência ao impacto entre outros desempenhos mecânicos e térmicos (Woishnis, 1993).

Muitos materiais compósitos são compostos apenas por duas fases, a matriz e a fase dispersa, sendo que as principais propriedades dos compósitos variam em função de sua fase dispersa. Segundo Callister (2000) os materiais

compósitos se classificam em três divisões principais, os compósitos reforçados por fibras; os compósitos reforçados por partículas e os compósitos estruturais, conforme pode ser observado na figura 2.1:

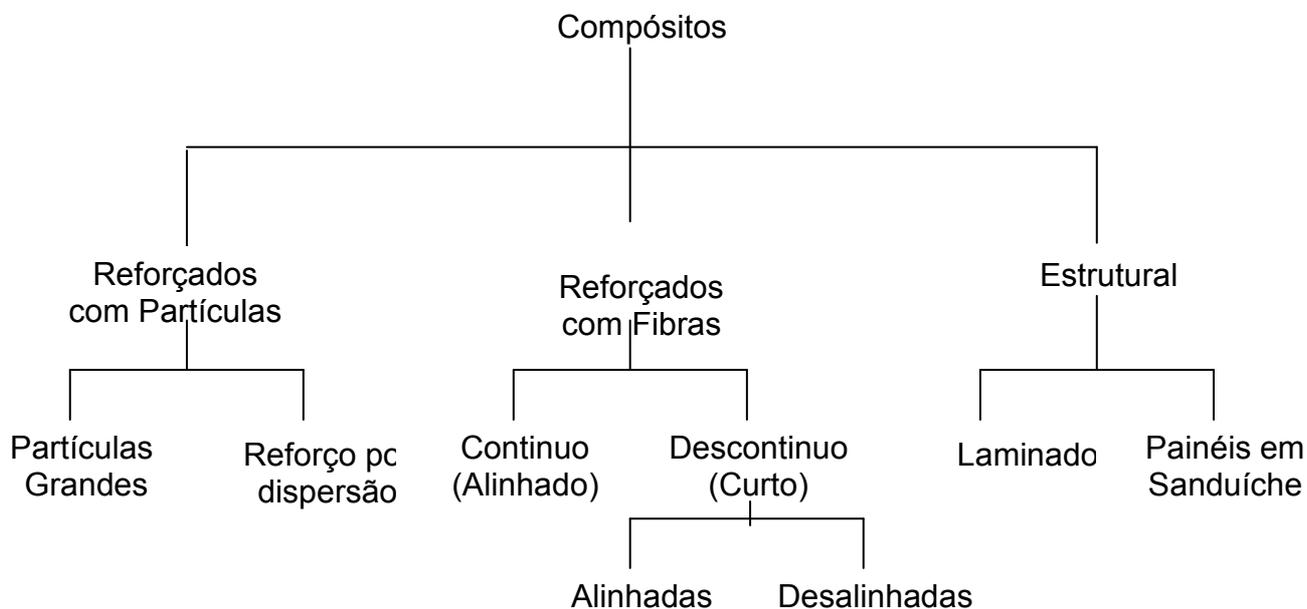


Figura 2.1: Um esquema de classificação para os vários tipos de compósitos.

Fonte: Callister, 2000

2.2.1. Compósitos Poliméricos

Os materiais compósitos com matriz polimérica, além de aliarem uma boa resistência mecânica com boa ductilidade, oferecem a possibilidade de se obterem materiais com boas combinações de propriedades desejadas (Aquino, 2003).

No século XX, o desenvolvimento das pesquisas sobre compósitos para aplicações estruturais foi enfatizado sobretudo pela necessidade de desempenho tecnológico. Assim a principal motivação desse amplo desenvolvimento foi a probabilidade de se produzirem compósitos com excelentes características mecânicas e baixas densidades que, potencialmente, poderiam substituir materiais usualmente utilizados como o aço e a madeira (Weeton, 1986).

A combinação de polímeros de elevado desempenho com fibras cerâmicas ou poliméricas de elevado módulo elástico e resistência mecânica permitiu o

desenvolvimento de novos compósitos com propriedades específicas semelhantes ou superiores ao aço, alumínio e outros. Esses compósitos puderam proporcionar materiais com elevados módulos de elasticidade e resistência superiores e, principalmente, com o custo menor que o dos materiais cerâmicos, poliméricos e metálicos (Chawla, 1993; Garcia et al, 2000; Piggotti, 1980).

A tendência em se obterem ligas poliméricas, misturas e compósitos existe devido a alguns fatores: elevado custo no desenvolvimento de novos polímeros; aplicações específicas de compósitos e ligas; aperfeiçoamento de propriedades e redução de custos através da combinação de materiais caros com materiais mais baratos; entre outros (Rowell et al, 1997).

Os reforços aplicados aos compósitos poliméricos propiciam melhorias em suas propriedades físicas e térmicas, modificam sua aparência superficial e características de processamento, além de reduzirem o custo do material (Lavengood & Silver, 1988). As cargas podem ser classificadas como unidimensionais, como fibra de vidro ou como fibras de carbono; bidimensionais, como mica, asbestos e carbonato de cálcio, ou tridimensionais, como talco e caulim (Freire, 2002, Rowell et al, 1997).

A constituição de compósitos poliméricos reforçados por fibras são: a fibra, matriz e interface, sendo a interface responsável por assegurar a ligação entre a matriz e a fibra (Rowell et al, 1997).

As matrizes poliméricas em compósitos reforçados por fibras são utilizadas para proteger, alinhar e estabilizar as fibras, bem como para assegurar a transferência de tensão de uma fibra para outra. Em geral, tanto a rigidez quanto a resistência da matriz são inferiores às das fibras reforçadoras (Lach, 1998).

Como indicado, os reforços conferem aos compósitos as seguintes vantagens: boa resistência térmica e mecânica, boa condutividade térmica, boa resistência à abrasão, boa resistência superficial, baixo custo e baixa contração. Como desvantagens têm-se limites no processo de fabricação e inibição de cura em algumas resinas termorrígidas (Wilqueres, Greene, Joseph, 1995; Torreira, 1989).

A partir da década de 60, os compósitos de desempenho superior foram introduzidos na indústria aeroespacial. Fibras de carbono, boro, quartzo apresentaram ao projetista propriedades de melhoria nos projetos estruturais,

permitindo, assim, maior *performance* em vôo de aeronaves e veículos de reentrada na atmosfera (Rezende & Botelho, 2000).

A figura 2.2 apresenta a aeronave Tucano produzida pela EMBRAER, mostrando os componentes fabricados em compósitos termorrígidos, utilizando como reforço fibras de carbono, kevlar e vidro (Rezende & Botelho, 2000).

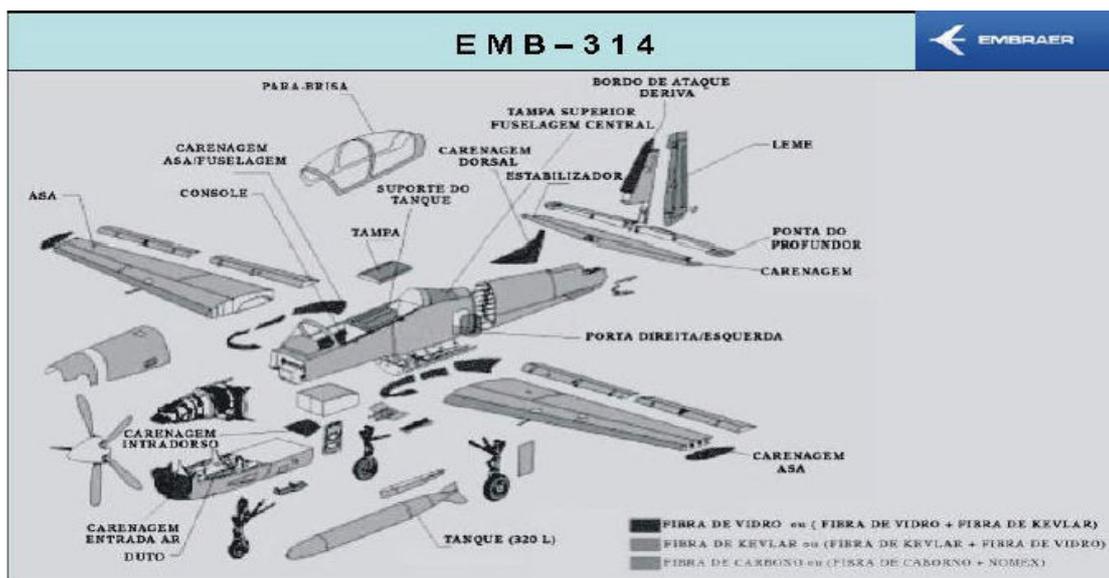


Figura 2.2: Compósitos Utilizados na Aeronave Tucano da Embraer

Fonte: Rezende e Botelho, 2000.

Os compósitos poliméricos podem ser classificados segundo a matriz como termoplásticos ou termorrígidos. A principal diferença entre eles está no comportamento característico quando se eleva a temperatura. Os compósitos termoplásticos possuem matriz de polímeros capazes de serem moldadas várias vezes devido às suas características de se tornarem fluidos sob ação da temperatura e depois se solidificarem quando há um decréscimo de temperatura. Já os termorrígidos não se tornam fluidos devido à presença de ligações cruzadas e reticuladas entre as cadeias macromoleculares (Cantwell & Morton, 1991).

A Tabela 2.1. a seguir, apresenta as principais características de polímeros termoplásticos e termorrígidos.

Tabela 2.1. : Principais características de polímeros termoplásticos e termorrígidos

<i>Comparação entre propriedade dos materiais</i>		<i>Termoplásticos e Termorrígidos</i>
Termoplástico		Termorrígidos
Reciclável Mecanicamente		Não reciclável mecanicamente
Tempo ilimitado de armazenamento	de	Tempo limitado durante o processamento
Alta viscosidade quando fundido		Alta resistência à fluência
Baixa resistência à Fluência		Alta resistência térmica e dimensional
Temperatura de uso limitada.		
Baixa Estabilidade Térmica		

Fonte: Cantwell & Morton, 1991.

O emprego dos polímeros termoplásticos teve seu desenvolvimento incrementado desde a criação dos novos termoplásticos resistentes a elevadas temperaturas tais como as poliamidas, polisulfonas, poliéter sulfona e poliéter éter sulfona dentre outros materiais (Santos, 2006).

Os polímeros termorrígidos também são bastante empregados como matrizes em materiais compósitos, por apresentarem algumas vantagens em relação aos termoplásticos, tais como elevada estabilidade térmica, rigidez, estabilidade dimensional e, também, resistência à deformação sob carregamento (Santos et al, 2008).

As resinas termorrígidas mais usadas e mais baratas são os poliésteres, epóxi, poliuretanos, vinil-éster e resinas fenólicas, sendo usadas principalmente para compor compósitos reforçados com fibras de vidro. As resinas epóxi têm um custo mais elevado, e são muito utilizadas em aplicações aeroespaciais por possuírem melhores propriedades mecânicas e melhores resistências à umidade do que os poliésteres, poliuretanos e as resinas vinílicas. Esses materiais podem,

também, ser misturados, fisicamente, com fibras em métodos de processamento (Strong, 1989).

A maior desvantagem dos compósitos poliméricos em relação aos demais materiais é seu baixo desempenho em elevadas temperaturas, tipicamente entre 300 a 400 °C. A matriz orgânica decompõe-se, com a liberação de calor, produzindo fumaça e produtos tóxicos voláteis (Moutriz & Gibson, 2006).

A interface entre a fibra e a matriz é a região onde ocorre o contato entre as principais fases do compósito. Vale repetir que a região interfacial é a principal responsável pela transferência da solicitação mecânica da matriz para o reforço. A adesão inadequada entre as fases envolvidas na interface poderá provocar o início das falhas, comprometendo o desempenho dos compósitos (Cantwell & Morton, 1991; Yue et al, 1995).

A interação entre os elementos ou materiais, na região interfacial, depende na prática de dois fatores: o grau de contato das superfícies na interface, e das forças-ligação nesta região (Gassan, 2002; Cantwell & Morton, 1991). Os fatores de ligação e contato são dependentes porque, se a área contato entre os componentes for deficiente, será difícil assegurar boa adesividade entre as fases. A força de ligação de uma superfície à outra depende, por sua vez, tanto da energia superficial destas quanto da área superficial de contato (Gassan, 2002; Yue et al, 1995).

Tecnologicamente, os compósitos mais importantes são aqueles nos quais as fases dispersas estão na forma de uma fibra. Os compósitos reforçados com fibra têm como objetivo principal a alta resistência mecânica e/ou rigidez numa base de peso. Estas características estão expressas em termos dos parâmetros resistência mecânica específica e módulo específico, que correspondem, respectivamente, às razões de resistência mecânica para massa específica e módulo de elasticidade para massa específica. Compósitos reforçados com fibras com, excepcionalmente, altas resistências mecânicas e módulos têm sido produzidos e utilizam materiais de fibra e de matriz de baixas densidades (Callister, 2000; Yue & Cheung, 1992).

As características mecânicas de um compósito reforçado com fibra dependem não apenas das propriedades da fibra, mas também do grau no qual uma carga aplicada é transmitida às fibras pela fase matriz. Importante para a

extensão desta transmissão de carga é a magnitude da ligação interfacial entre as fases fibra e matriz. Sob a aplicação de uma tensão, esta ligação fibra-matriz cessa nas pontas das fibras, fornecendo um modelo de deformação da matriz esquematicamente (Gassan, 2002).

As propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados por fibras dependem de muitos aspectos como adesão fibra-matriz, fração volumétrica de fibras, razão de aspecto das fibras e orientação (Young, 1997; Agarwal & Broutman, 1990).

As frações volumétricas e mássicas das fibras são de grande relevância, haja vista que há uma faixa mínima e máxima que irá influenciar no reforço. Comumente, o aumento do reforço promove as propriedades mecânicas, embora um elevado carregamento de reforço poderá favorecer o agrupamento de fibras e a baixa dispersão da matriz (Satyanaryana et al, 2005).

A orientação das fibras também é outro fator extremamente importante no que tange às propriedades mecânicas dos compósitos. As fibras orientadas, podem ter uma maior resistência à tração, quando comparadas a fibras desorientadas, ao longo da matriz e a transferência de tensão no compósito assim produzido é favorecida (Folkes, 1982; Young, 1996).

As cargas fibrosas têm como finalidade melhorar a rigidez, a resistência mecânica, a estabilidade dimensional e o bom desempenho a temperaturas elevadas (Freire, 1992). Estas vantagens superam as desvantagens, sendo o objeto de estudo desta tese. Dentre as fibras utilizadas em compósitos poliméricos, as naturais lignocelulósicas, ou seja, extraídas de plantas, estão sendo cada vez mais valorizadas como reforço de compósitos poliméricos.

Ainda nos primórdios da civilização humana surgiram os primeiros compósitos reforçados com fibras naturais como, por exemplo, a mistura de barro com palha para fabricar tijolos de adobe. Até algumas décadas atrás, pouco interesse tecnológico existia em relação a estes compósitos naturais, pois todo o esforço de desenvolvimento concentrava-se nas fibras sintéticas, sobretudo a fibra de vidro e a de carbono, como reforço à matriz de compósitos (Crocker, 2008; Monteiro, et al 2009a). Atualmente esta situação está mudando como será discutido a seguir.

2.2.2. Fibras Naturais Vegetais

Registros históricos mostram que a utilização das fibras vegetais vem desde a antiguidade. As primeiras fibras naturais a serem empregadas, foram para uso têxtil há milhares de anos: O linho há 7000 anos, no Egito, e a seda, na China; a lã na Europa e Oriente Médio; o algodão na Índia e América há 5000 anos.. Entre outras evidências, relatos demonstram que o homem sabia torcer fibras para formar cordas e fios (Zangiacomì, 2002).

A crise do petróleo de 1970 atrelou o apelo econômico ao ecológico e à consciência para o problema da vulnerabilidade do mercado e sua dependência de materiais provenientes de fontes não-renováveis (Askeland, 1985).

As fibras naturais são derivadas de animais, vegetais e até minerais como o amianto. As propriedades físicas de uma fibra dependem de sua estrutura química e cada uma tem seu próprio aspecto quando analisada ao microscópio. As fibras vegetais, em particular, são bastante heterogêneas, mesmo dentro de uma única espécie, pois dependem do tipo de solo, das condições climáticas, dos fertilizantes utilizados, do tipo de colheita, das folhas, dos frutos ou do caule dos vegetais (Santos, 2006).

Buscando opções para substituir insumos sintéticos, a indústria automobilística está desenvolvendo pesquisas sobre maior utilização dos recursos naturais como as fibras vegetais. Tais fibras já são utilizadas na fabricação de componentes internos de automóveis proporcionando qualidade e bem-estar ao usuário. Dentre suas formas de aplicação estão o uso no enchimento de bancos e encostos de cabeça, laterais e painéis de portas, painel de instrumentos, canal de ar, revestimento do teto, caixa de rodas e outros. Para tal aplicação são utilizados o sisal, juta, curauá, fibra de coco, cana, entre outras (Satyanarayana et al, 2005 ; Satyanaryana et al, 2007 ; Leão et al, 1998a; Leão et al, 1998b) .

As fibras vegetais têm sido investigadas para uso como reforço em compósitos de matrizes poliméricas, pois aliam propriedades que levam em

consideração aspectos ecológicos, e características como baixo custo. Ainda deve ser destacado o fato das fibras vegetais serem atóxicas e não abrasivas (Bledzki & Gassan, 1996).

O emprego de fibras vegetais na indústria contribui para gerar riquezas e diminuir o impacto ambiental causado pela produção de uma fonte renovável, resultando assim em um melhor aproveitamento do potencial agrícola brasileiro (Santos, 2006; Campanha Filho et al, 1997).

Na verdade as fibras vegetais com características lignocelulósicas constituem-se em um dos maiores e mais importantes grupos de fibras naturais, por sua extensão, diversidade e emprego mais difundido no mundo (Medina, 1970).

A quantidade de plantas que fornecem fibras é extremamente elevada e quase inesgotável, porém várias dessas fibras, não são exploradas de maneira plena, por vários motivos, entre eles (Medina, 1970):

- Falta de conhecimento em relação ao comportamento das plantas quando introduzidas no meio científico;
- Insuficiência no preparo das fibras;
- Falta de conhecimento da similaridade do comportamento industrial das fibras vegetais em contraste com as fibras sintéticas.
- Descontinuidade de oferta comercial de produto.

Em 1872, havia estimativas da existência de mais de 550 fibras lignocelulósicas conhecidas e utilizadas. Ainda hoje o mundo carece de mais estudos para determinar com exatidão o número de plantas que proporcionam fibras (Medina, 1970).

Algumas fibras se destacam pela sua utilização no mundo, sendo agrupadas na seguinte forma (Medina, 1970):

- Sementes: Algodão;
- Líber: Juta, linho, cânhamo;
- Folha: Sisal, abacá, caroá, piaçava, curauá;
- Fruto: Coco e paina;
- Raiz: zacatão.

Detalhes sobre esta divisão serão apresentados no item seguinte dedicado à classificação das fibras naturais.

No que tange à significância econômica destacam-se o algodão, a juta, o linho, o sisal e o cânhamo. Atualmente pode ser incorporada a este grupo a fibra do curauá pela sua aplicação no artesanato, setor automotivo entre outros (Leão et al, 1998b).

A indústria têxtil é a que mais se beneficia com a utilização, contudo dentro do grande número de fibras conhecidas a proporção utilizada é relativamente reduzida, por questões como região e desconhecimento. Outra aplicação é a utilização dessas fibras como uso medicinal, já descoberto vários anos pelos povos indígenas (Medina, 1970).

Pretende-se através da pesquisa enfatizar melhor sua utilização, podendo assim quebrar o paradigma da utilização de fibras vegetais lignoleculósicas em grande utilização e abrangência de uso das fibras sintéticas.

2.2.3. Classificação das Fibras Naturais Vegetais

Como foi dito, a utilização de fibras naturais como material de reforço pelo homem, já existe há muito tempo. Essa prática resiste até os dias de hoje, sendo crescente, tanto em seu interesse como em quantidade de fibras já conhecidas (Aquino, 2003; Frollini et al, 2000).

O termo fibra natural em um sentido mais abrangente não significa apenas fibras orgânicas que são utilizadas na indústria têxtil, mas também, aquelas que têm aplicações diversas no meio científico ou industrial, ou mesmo no artesanato. Assim os materiais fibrosos utilizados para enchimento, como painas e sedas, ou na confecção de cestos, como junco; ou na manufatura de escovas e vassouras como a piaçava, estão incluídos nesta designação (Rowell et al, 1997; Young, 1996).

É praticamente impossível determinar com precisão o número de plantas que proporcionam fibras, seja para fins têxteis seja para outros fins, como simples material fibroso (Aquino et al, 2003). Hoje estima-se em cerca de 600.

Uma vez mais, é importante discutir a classificação das fibras lignocelulósicas. Para Young (1997) a diversidade das fibras resulta em dificuldades para sua classificação. Porém, o pesquisador classificou as fibras vegetais ou lignocelulósicas segundo o local de que são retiradas, semelhante ao proposto por Medina (1970).

Assim, do ponto de vista de Young (1997) as fibras vegetais, as quais são classificadas, dependendo da parte e tipo que foram retiradas:

- Sementes e fruto: algodão e Luffa;
- Relvas e Gramíneas: retiradas das hastes das monocotiledôneas. Exemplos: trigo, aveia, cevada, arroz, junco, bambu e bagaço de cana;
- Folha: retirada ao longo do comprimento das folhas das plantas monocotiledôneas: curauá, sisal, abacá, henequém, cantala, formio, caroá, istle, pita, piaçava;
- Caule: maços de fibras retirados do interior da casca (caule) de hastes de plantas monocotiledôneas: linho, juta, cânhamo, rami, kenaf;
- Madeira: fibras oriundas do xilema do vegetal angiosperna e do gimnospermana: eucalipto, abeto e pinho.

Assim, pode-se concluir que as fibras vegetais podem ser classificadas segundo a origem anatômica, a natureza química, econômica e a origem botânica (Medina, 1970).

Da diversidade de distribuição das fibras resultam as dificuldades de sua classificação. Para Young (1997) as fibras lignocelulósicas poderiam cientificamente ser classificadas em apenas dois grandes grupos:

- Fibras intraxilares: compreendendo as fibras que são partes integrantes do xilema ou lenho;
- Fibras extraxilares: compreendendo as fibras que são morfologicamente uma parte do floema ou líber, bem como aquelas que revestem os feixes vasculares e que ocorrem no tecido fundamental do caule, da raiz e da folha.

Já para Instituto de Pesquisa Européia (IENICA, 2000), as fibras celulósicas têm a classificação em 5 níveis, conforme demonstrado na figura em seqüência:

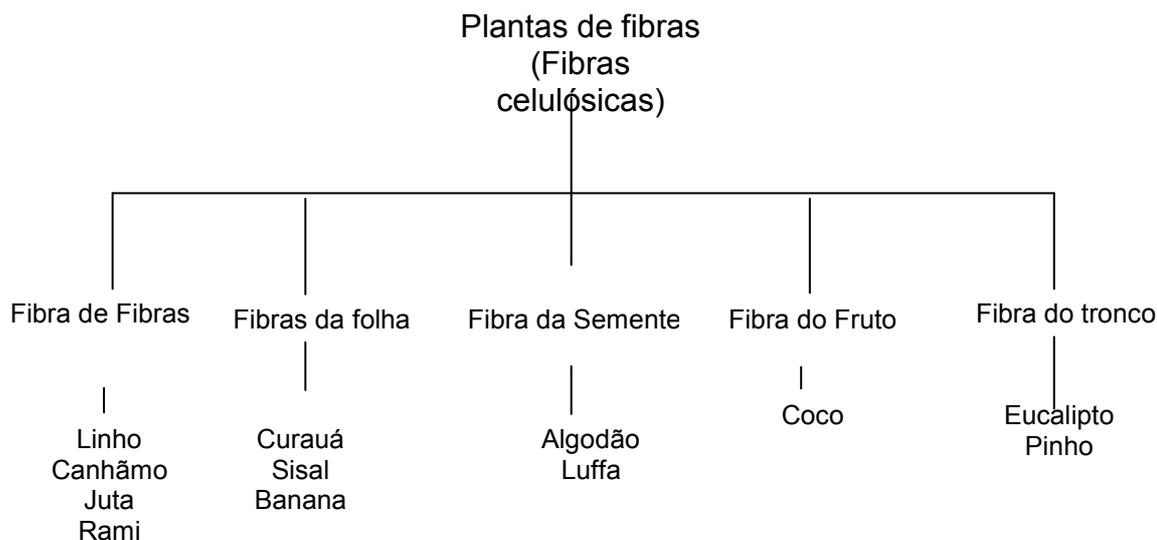


Figura 2.3: Classificação das Fibras Celulósicas.

Fonte: Instituto de Pesquisa Européia (IENICA), 2000.

As fibras vegetais podem ainda ser classificadas por suas características, segundo sua origem, como famílias botânicas e, de acordo com a sua natureza (Carvalho, 1996; Peijs, 2000).

A classificação botânica é aquela cientificamente difundida pelo mundo. Ela possibilita reconhecer as afinidades entre as espécies, permitindo reconhecer que certas famílias fornecem materiais fibrosos similares (Medina, 1970). Segundo a classificação botânica, as fibras se dividem em monocotiledôneas e dicotiledôneas.

A) Monocotiledôneas

São fibras chamadas de fibras da folha, duras, vasculares e em feixes ou fibrilas compostas por células individuais denominadas de fibrilas, soldadas entre si por uma ligação vegetal (gomas e ceras), com extremidades se sobrepondo de maneira a formar filamentos contínuos, porém endógenos, ou seja, com crescimento para dentro (Young, 1997; Medina, 1970).

Entre os principais exemplos de fibras monocotiledôneas pode-se citar o sisal, a piaçava, pita, henequém e o abacá, sendo que as fibras da folha são comercializadas em formas de feixes em todo o seu comprimento original. Estes

feixes, após a separação dos demais tecidos da folha, são denominados como filamentos (Young, 1997; Medina, 1970).

B) Dicotiledôneas

As fibras relativamente macias são obtidas dos caules de plantas dicotiledôneas ou exógenas, isto é, crescimento para fora. O lenho ou xilema é onde se situa região a fibrosa, abaixo do caule (Young, 1997; Medina, 1970).

A função dos feixes fibrosos é sustentar a resistência ao caule da planta, sendo que estes feixes fibrosos são cimentados pelos tecidos celulares do floema e por substâncias gomosas e ceras que também compõem células individuais (Young, 1997; Medina, 1970).

Entre os principais exemplos de dicotiledôneas pode-se citar o cânhamo, o linho e a juta. Pois, ao contrário das fibras monocotiledôneas, os feixes fibrosos das monocotiledôneas formam uma rede em que os feixes não têm identidade individual (Young, 1997; Medina, 1970).

As fibras dicotiledôneas, atualmente comercializadas, destinam-se principalmente à indústria têxtil para a manufatura de tecidos e sacarias (Young, 1997; Medina, 1970).

2.2.4. Utilização das Fibras Naturais Lignocelulósicas

No meio comercial e industrial inúmeras fibras lignocelulósicas vêm sendo utilizadas na fabricação de materiais automotivos, artesanato, cobertura de casas, entre outras utilizações, sendo que algumas apresentam excelentes propriedades mecânicas, quando comparadas aos materiais convencionais. Segundo Symington et al (2008) as fibras lignocelulósicas estão entre as mais utilizadas na prática. Entre elas, podem-se citar o linho, juta, cânhamo, coco, sisal e a fibra de bananeira. A figura 2.4 exemplifica algumas das fibras lignocelulósicas mais utilizadas sob o ponto de vista industrial.

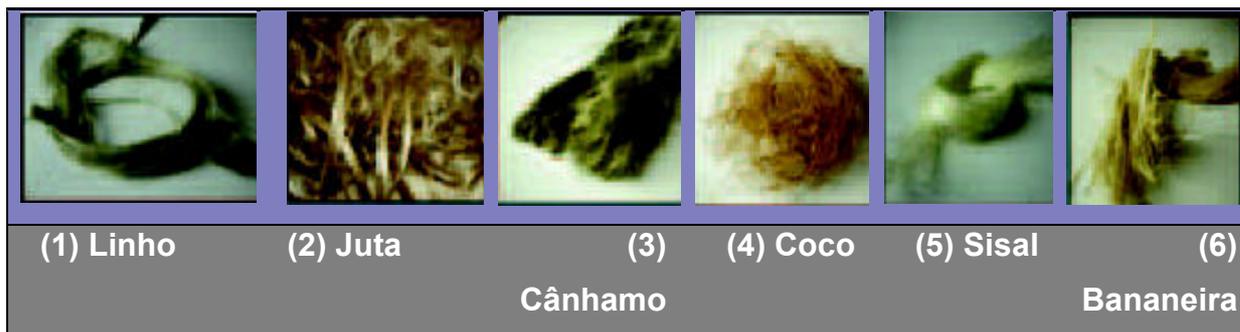


Figura 2.4: linho, juta, cânhamo, coco, sisal e a fibra de bananeira

Fonte: Symington et al, (2008).

As fibras lignocelulósicas têm historicamente o início de sua produção atrelado ao artesanato e a especiarias, porém a partir da década de 80 a indústria automotiva começou a aproveitar a melhor utilização de compósitos com fibras não sintéticas por razões econômicas. Nas aplicações automobilísticas as fibras lignocelulósicas surgiram como uma alternativa aos materiais sintéticos, sobretudo aqueles a base de fibra de vidro, e sua utilização tem crescido consideravelmente nos últimos anos. As fibras lignocelulósicas apresentam ainda um potencial de redução do peso dos componentes específicos do veículo em até 40% quando comparadas com as fibras de vidro, que estão presentes na maioria dos compósitos da indústria automotiva (Zah et al, 2006).

Em recente artigo Costa e Barbosa (2007) mostraram até a aplicação decorativa de compósitos em design com fibras vegetais como o curauá, e o coco, conforme mostrado na fig. 2.5.

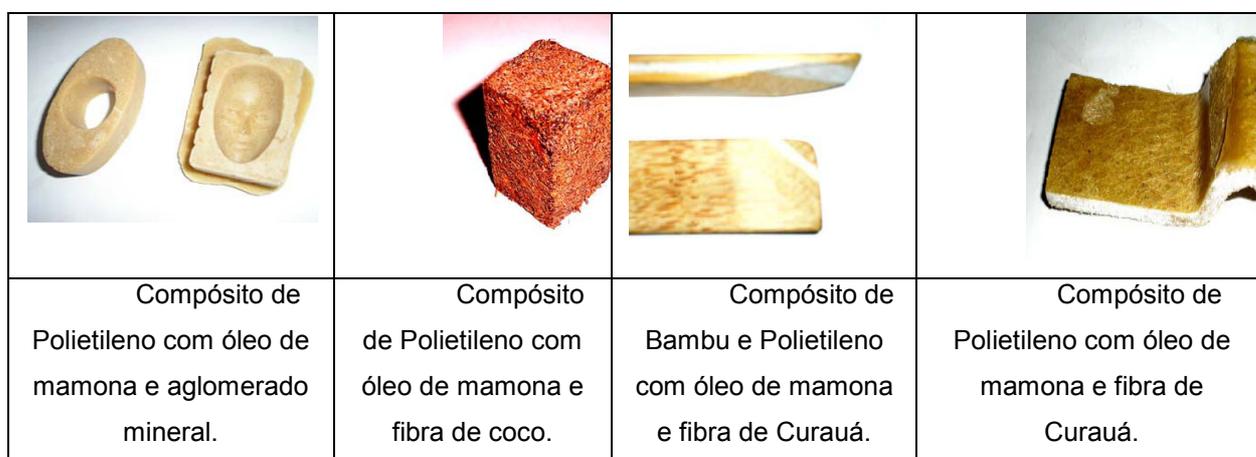


Figura 2.5: Design de Materiais Compósitos.

Fonte: Costa e Barbosa (2007).

A indústria automotiva alemã elevou o seu uso de fibras lignocelulósicas de 4.000 toneladas, em 1996, para 15.500 toneladas, em 1999. No entanto, o continente Europeu teve seu consumo aumentado de 300 toneladas para 6.900 toneladas no mesmo período (Sudell et al, 2002; Heitzmann, 2001).

As principais projeções para 2005 e 2010 sugerem que o consumo de fibras lignocelulósicas na indústria automotiva europeia cresça de 50 a 70 mil toneladas, em 2005, para mais de 100.000 toneladas em 2010 (Sudell et al, 2002; Heitzmann, 2001).

As fibras naturais passaram a ser consideradas como alternativas viáveis por diversos setores industriais. Em particular, no setor automobilístico, estima-se um crescimento de aproximadamente 20% no emprego de componentes baseados em compósitos reforçados com fibras naturais (Sudell et al, 2002)

O crescimento da utilização das fibras lignocelulósicas no setor automotivo pode ser mensurado pela procura de grandes montadores como Fiat, Woskvagem, Ford e GM (Leão et al, 1998a). Um exemplo da utilização destas fibras pode ser observado pela BMW que investe, ininterruptamente no desenvolvimento destes materiais buscando enfatizar, assim, a responsabilidade social com as questões ecológicas, o preço e a disponibilidade destes materiais na natureza (BMW GROUP, 2006). O BMW série 7, por exemplo, emprega 24 kg de materiais renováveis, dentre os quais mais de 13 Kg são fibras lignocelulósicas, como demonstrado na fig 2.6. Estes materiais são utilizados nos revestimentos de portas além de outras partes internas do veículo (Sudell et al, 2002).



Figura 2.6: BMW série 7 e as fibras vegetais.

Fonte: BMW Group, 2006.

2.3. Caracterização das Fibras Lignocelulósicas

A seguir são apresentadas de forma sucinta algumas fibras lignocelulósicas com potencial para emprego em compósitos poliméricos, bem como as características necessárias a caracterização dessas fibras. Para dar suporte a esta apresentação individual das fibras, preliminarmente, são reapresentadas suas vantagens de um modo geral.

As principais vantagens das fibras vegetais são a baixa massa específica; maciez e abrasividade reduzida, recicláveis, não tóxicas e biodegradáveis; baixo custo e baixo consumo de energia na produção, sendo assim estudadas as características mecânicas (Neto e Pardini, 2006).

As características físicas e macroscópicas de maior interesse, no estudo das fibras, são aquelas relacionadas do comportamento dos compósitos. Assim as seguintes propriedades físicas e mecânicas das fibras são (Sosa Griffin, 1994; Agopyan & Savastano Jr, 1997):

- Dimensão: a relação entre o comprimento e diâmetro das fibras é um fator determinante na transferência de esforços para a matriz.
- Volume de vazios e absorção de água: em razão do grande percentual de volumétrico de vazios permeáveis, a absorção é muito alta já nos

primeiros instantes da imersão.

- Resistência à tração: a resistência da fibra à tração é importante no que tange a fibras lignocelulósicas pela sua heterogeneidade.
- Módulo de elasticidade: as fibras vegetais classificam-se como de baixo módulo de elasticidade, quando comparadas a matrizes cimentícias.

A variação das propriedades físicas e mecânicas das fibras vegetais pode ser alterada pelo seu plantio, ou utilização de fertilizantes, entretanto o custo e diversidade do solo brasileiro propiciam a grande variedade existente no Brasil. A tabela 2.2 demonstra algumas destas características para um número limitado de fibras. Esta tabela exemplifica que as fibras vegetais apresentam uma grande variação nas propriedades mecânicas enfatizando o módulo de resistência à tração [σ_T (MPa)], o módulo de elasticidade [E (GPa)], deformação a ruptura [ϵ_T (%)] e a massa específica [P (g/cm³)] (Neto e Pardini, 2006).

Tabela 2.2: Propriedades Mecânicas de Algumas Fibras.

Tipo de Fibra	σ_T (Mpa)	E (GPa)	ϵ_T (%)	P (g/cm ³)
Sisal	126-800	3,80-62,0	2,80-10	1,27-1,50
Coco	95-149	2,80-13,7	3,3-5,1	1,18-1,45
Piaçava	143	5,60	5,9	1,05
Rami	393-900	7,30-25,0	1,8-5,3	1,51
Juta	320-500	12,0-100	1,3-2,8	1,50

Fonte : Pardini e Neto (2006).

A composição química das fibras naturais apresenta uma grande variação não só para cada tipo de fibra, como também para cada região, onde a mesma foi cultivada, ou mesmo pelos produtos agroquímicos utilizados.

A tabela 2.3 mostra a caracterização química de algumas dessas fibras (Young, 1996).

Tabela 2. 3: Composição química provável de algumas fibras vegetais (% Peso).

<i>Tipo de Fibra</i>	<i>Sisal</i>	<i>Coco</i>	<i>Piaçava</i>	<i>Rami</i>	<i>Juta</i>
Celulose	67- 68	36-43	82,7	68,6	61-71,5
Hemicelulose	10-14,2	0.15- 0,25	5,7	13,1	13,6-0,4
Lignina	8-11	41-45	—	0,6	12-13
Pectina	10	3-4	5,7	1,9	0,2
Solúveis em água	16,2	----	1,0	5,5	1,1
Cera	2	----	0,6	0,3	0,5
Teor de unidade	11,0	----	10,0	8,0	12.6

Fonte: Bledzki & Gassan, 1996.

2.3.1. *Sisal*

O sisal, *Agave sisalana*, é uma planta originária do México, sendo sua difusão constatada no Brasil, a partir da década de 20, tendo a sua ênfase econômica sido atingida durante as décadas de 60 a 70. As folhas do sisal podem atingir cerca de 140 cm de comprimento, podendo resultar em fibras de 90 a 120 cm, conforme pode ser observado na fig 2.7 (D' Almeida et al, 1999; Monteiro et al, 2009b) .



Figura 2.7: Cultivo da Planta de Sisal.

Fonte: D' Almeida, Monteiro e Rodrigues, 1999.

O sisal é uma importante fibra nacional usada, principalmente, no artesanato e como reforço em aplicações em gesso, no entanto estudos

revelaram que esta fibra pode ter seu valor elevado como reforço de compósitos poliméricos (Amico et al, 2001).

O sisal é uma fibra lignocelulósica leve e atóxica, que apresenta alto módulo de elasticidade e resistência específica considerável, custando, aproximadamente, dez vezes menos que a fibra de vidro (Amico et al, 2001).

Entre outras vantagens do sisal pode-se apontar que o mesmo pode ser colhido o ano todo e também a facilidade de modificação superficial. Uma característica importante do sisal é a, sua abundância no Brasil, além do fato de ser um material biodegradável que provém de fonte renovável e apresentar boas propriedades como isolante térmico e acústico (Amico et al, 2001). Dependendo do tipo de extração (mecânica ou química) a fibra de sisal pode apresentar diferentes propriedades mas é relevante comentar que ela é vulnerável ao ataque microbiológico se não for protegido por aditivos. (Amico et al, 2001).

A fibra de sisal, que é extraída de folhas, apresenta estabilidade térmica limitada já que as fibras vegetais são suscetíveis ao desenvolvimento de reações de degradação se expostas a altas temperaturas. Contudo, o teor de lignina e de celulose varia com a idade da planta. Entre outros fatores, as fibras podem apresentar diferentes propriedades e diâmetro variável até em um mesmo lote (Amico et al, 2001).

2.3.2. Coco

Na fibra de coco, o que mais interessa industrialmente é a parte fibrosa contida entre a casca externa do fruto e o seu núcleo. O coqueiro ou palma de coco *coconut nucifera* é um vegetal dos mais conhecidos no mundo sobretudo em países como a Índia, onde é importante economicamente. Seu cultivo ocorre predominante nos trópicos e áreas quentes do planeta e na maioria das regiões subtropicais (Venkataswamy et al, 1987; Monteiro et al, 2005).

Ele é uma palma alta e reta, usualmente de 10 a 20 m de altura, sendo o seu fruto utilizado como fonte de alimentação e bebida, óleo, fibra, combustível, madeira e outros produtos, onde seus frutos estão presentes em mais de oitenta países ao redor do globo (Fig. 2.8) (Satyanayrana et al, 2007; Santos, 2006; Monteiro et al, 2005).

O coco é cultivado e utilizado na Ásia Continental há, pelo menos, 3000 anos e, hoje, é cultivado em toda área brasileira (Satyanayrana et al, 2005; Santos, 2006; Venkataswamy et al, 1987). Segundo Tassara (1996), o Coqueiro chegou ao Brasil (Bahia) em 1553, a bordo das embarcações portuguesas, tendo seu maior cultivo na região do Recôncavo Baiano (Mendes et al, 2000).



Figura 2.8: Cultivo da Planta de coco.

Fonte: Santos, 2006

No Brasil, os coqueiros mais comuns são encontrados em duas variedades: a gigante e a anã. Os frutos obtidos, tanto numa variedade como na outra, têm as mesmas características e utilidades. O coqueiro é uma planta de grande longevidade, podendo viver além dos 150 anos, chega a atingir 35 metros de altura. (Venkataswamy et al, 1987, Monteiro et al, 2005, Costa et al, 2008; Pino, 2005).

A remoção da fibra do coco pode ser feita por um período de algumas semanas, para facilitar sua extração, presumidamente devido ao processo bacteriológico. (Satyanaryana et al, 2007; Santos, 2006). O aproveitamento é de treze a quinze cocos que fornecem mais ou menos 1 Kg de fibras. A fibra de melhor qualidade é usada na produção de cordas e esteiras; as fibras curtas e grossas usadas com o preenchimento de colchões e assentos (Santos, 2006; Venkataswamy et al, 1987).

A casca do coco é a parte fibrosa interna (o endocarpo) que é dura e claramente visível na superfície exterior, uma vez que a casca é removida (Fig. 2.9) (Satyanaryana et al, 2007; Santos, 2006; Santa Fé, Costa e Monteiro, 2008).

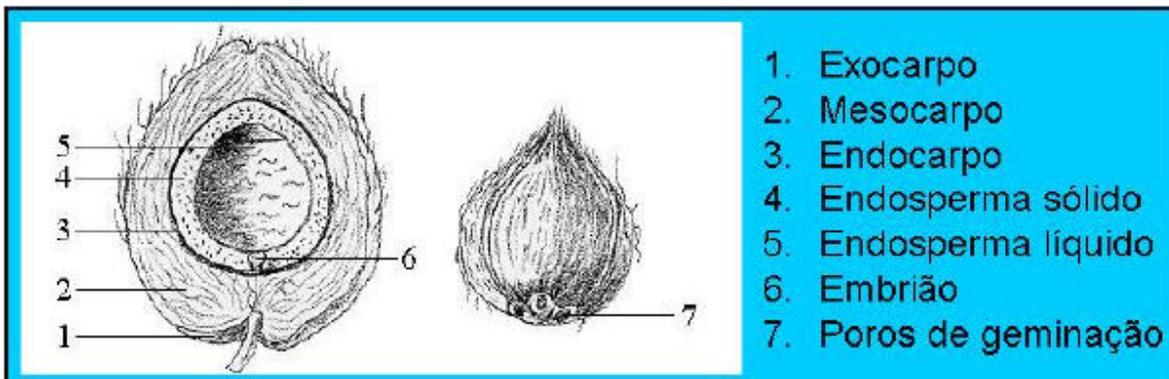


Figura 2.9: Partes do de coco.

Fonte: Santos, 2006

2.3.3. Piaçava

A piaçava é uma fibra natural extraída de várias palmeiras. No Brasil é explorada desde o período colonial e a Bahia é responsável por 95% do total da produção nacional, sendo utilizada para produção de vassouras, escovas, cordas para navios, cestos, capachos, e coberturas, conforme demonstrado na figura 2.10 (Aquino et al, 2005):



Figura 2.10: Cabana com teto forrado por Piaçava

Fonte: Aquino (2005).

Cientificamente a piaçava da Bahia é uma palmeira conhecida por *Attalea funifera*, sendo esta espécie tipicamente do estado da Bahia. (Aquino et al, 2005; Satyanayrana et al, 2007). As fibras desta piaçava são longas, resistentes e

rígidas e essa palmeira se desenvolve bem em solos de baixa fertilidade e com características físicas inadequadas para a exploração econômica de muitos cultivos à exceção da piaçaveira, conforme mostrado na fig 2.11 (Schuchardt et al, 1995; D' Almeida et al, 2006).



Figura 2.11: Piaçava (Planta).

Fonte: Satyanayrana et al, 2007.

O cultivo da piaçaveira apresenta-se como uma boa opção em função da necessidade de poucos recursos financeiros para o plantio, bem como a sua manutenção e exploração (Schuchardt et al, 1995; Satyanayrana et al, 2007; D' Almeida et al, 2006).

O custo para a comercialização da piaçava inclui despesas com limpeza, transporte e arrumação em fardos. No entanto o rendimento proporcionado pela piaçaveira é superior ao obtido com culturas perenes como a seringueira, o cacau, o cravo-da-índia, dendê, o coco, a macadamia, o mamão, a mandioca, a pupunha, o cupuaçu, e frutas cítricas o que torna a atividade rentável para o produtor e também para o trabalhador, que consegue extrair da atividade um rendimento médio (Schuchardt et al, 1995).

Isso demonstra a importância da produção de piaçavas do ponto de vista social, pois nas áreas produtoras, centenas de empregos são mantidos nos depósitos de piaçava, onde é feito o seu beneficiamento, assegurando o sustento de muitas famílias (Schuchardt et al, 1995; Satyanayrana et al, 2007).

2.3.4. Rami

O rami é uma planta (*boehmeria nivea*) com cultura permanente e duração de cerca de 20 anos. No entanto, uma lavoura média produz durante cerca de nove anos, contando-se a partir do segundo ano, com rendimentos máximos entre as idades de três a cinco anos e decrescentes a partir de então (Savastano, Luz e Nolasco, 1997).

A fibra, pertencente à família de fibras longas, apresenta, em média, 150 a 200 milímetros de comprimento (a exemplo do linho, juta, sisal e cânhamo) e possui alta resistência, sendo considerada três vezes superior à do cânhamo, quatro vezes à do linho e oito vezes à do algodão, conforme demonstrado na fig. 2.12 (Monteiro et al, 2008c; Satyanayrana et al, 2005).

A cultura do rami está concentrada no Paraná, principalmente no município de Londrina, onde o número de produtores gira em torno de 130, na sua maioria compostos por pequenos produtores, com uma área média de 15 hectares, aproximadamente (Savastano et al, 1997).



Figura 2.12: Rami.

Fonte: Satyanayrana et al, 2005.

Para a obtenção da fibra existem processos realizados, sendo esta produção constituída de duas etapas:

- A primeira etapa realizada em campo através de máquinas desfibradoras;
- A segunda etapa realizada nas indústrias via processos químicos.

O rami pode ser utilizado em diversos segmentos, como, por exemplo, na fabricação de tecidos, cordas e barbantes, na geração de celulose para a produção de papel-moeda, devido à sua resistência, na fabricação de mangueiras, pneus, fios de pára-quadras etc (Savastano et al, 1997; Satyanaryana et al, 2007).

2.3.5. Juta

A juta é uma planta nativa da família das tiliáceas (*Corchorus capsularis*), originária da Índia e de Bangladesh. No Brasil, ela está concentrada em regiões alagadiças da Amazônia, junto às populações ribeirinhas, sendo uma cultura de subsistência cujos requisitos necessários para o cultivo são a abundância de água e as altas temperaturas, como mostrado na fig 2.13 (Bledzki & Gassan, 1999; Medina, 1959).



Figura 2.13: Juta.

Fonte: Satyanayrana et al,2007

Apresentando excelentes propriedades ecológicas, pois além de ser biodegradável, e durante seu crescimento controla a erosão, a fibra da juta é considerada longa, variando de 25 mm até 300 mm, sendo utilizada em sacarias, especialmente para armazenamento de produtos agrícolas e bolsas esportivas. No Brasil, são amplamente utilizadas para acondicionamento de batata, café e açúcar, principalmente em produtos que serão exportados, sobretudo para países que adotam criterioso controle ambiental (Savastano et al, 1997; Satyanaryana et al, 2007; Bledzki & Gassan, 1999; Medina, 1970).

Ao longo das duas últimas décadas, ocorreram várias mudanças na estrutura da indústria usuária de juta, devido à crescente utilização de polipropileno para sacarias, além de problemas relacionados com as safras

agrícolas dos principais produtores (Savastano et al, 1997; Satyanaryana et al, 2007).

Recentemente a fibra do curauá, foi caracterizada quimicamente, com varias particularidades a serem estudadas, que serão demonstradas posteriormente.

2.4. Curauá: uma fibra brasileira com grande potencial científico

No Brasil, um dos exemplos dessas fibras para reforço de compósitos poliméricos é o curauá. No caso da fibra de curauá, a principal vantagem é a sua resistência à tração, da ordem de 500 MPa, comparável à das fibras de sisal e juta (Monteiro & Lopes, 2006; Monteiro et al, 2008a).

A fibra de curauá tem sido muito enfatizada atualmente pelos seus aspectos econômicos, tecnológicos e científicos vislumbrados por artigos científicos desenvolvidos no Brasil e no Mundo.

Dentre todas as fibras de origem brasileira e até mesmo mundial como a fibra da banana, piaçava, juta, malva, entre outras, o curauá é uma das que detém melhores propriedades mecânicas (Monteiro, et al, 2006.a; Monteiro, et al, 2009.a; Aquino et al, 2006; Leão, Tan,Craschi, 1998; Ferreira et al, 2008b, Ferreira et al, 2009a)

O curauá é uma planta (*Ananás erectifolius*) monocotiledônea, herbácea, perene, pertencente à família das bromélias e produtora de fibras estruturais, ou também chamadas de vasculares, as quais produzem feixes ou fascículos compostos de células individuais denominados de fibrilas, ligadas por gomas de cera, sendo chamada pelos índios de “Oyampis” do alto do yapoque que significa corda de alta resistência (Silva Paes, 2006; Silva & Aquino, 2008; Silva et al, 2001; Marques & Gutierrez, 2007)

O cultivo de plantas fibrosas na Amazônia, mais especificamente no Pará, tanto de espécies nativas como o curauá, quanto introdutoras como o rami, juta e malva, vêm conquistando o mercado consumidor (Gomes et al, 2007; Pinto, 2007; Monteiro et al 2008.a; Monteiro et al, 2006b; Ferreira et al, 2008b). O curauá não apresenta raiz pivotante, explorando solos arenosos de até 20 cm de arenosidade. Ainda como característica principal suas folhas atingem,

aproximadamente, 1,5 m de comprimento, com peso de 83 gramas (Campanha filho et al, 1997; Pinto, 2007).

O curauá é uma espécie hidrofílica que não necessita de solos, férteis para seu cultivo, exigindo, entretanto uma boa drenagem e aeração (Albim, et al, 2005; Ledo, 1967; Monteiro et al, 2008.b). Com características de fibras hidrofílicas, a fibra de curauá apresenta como desvantagens problemas relacionados à elevação da temperatura em seu processamento (Araújo, 2003; Araújo et al, 2002).

A importância econômica desta fibra para a região paraense é elevada por garantir o sustento de várias famílias. Porém, a importância principal vem sendo comprovada tecnologicamente pelo estudo de suas propriedades mecânicas superiores às de outras fibras, conseguindo, assim, um grande destaque tecnológico (Aquino et al, 2008; Monteiro et al, 2008.c; Lopes et al, 2007).

Além da importância econômica e tecnológica a importância ecológica é ressaltada pelo seu fácil cultivo e processamento, podendo ser cultivada em consórcio com outras culturas, inclusive em áreas de reflorestamento e produção de madeira, podendo ser colocada como mais uma fonte de renda e diversificação de culturas para pequenos agricultores ou ser cultivada em grandes plantações, como pode ser observado na fig. 2.14 (Cordeiro et al, 2005; Albim, et al, 2005; Ledo, 1967, Chretien, 1986).



(A) Plantio com 6 meses

Plantio com 18 meses

Figura 2.14: A e B – Aspecto de uma parcela do plantio de curauá com 6 e 18 meses de idade plantado nas entrelinhas plantio de paricá 2001. Fazenda Tramontina, Aurora-do-Pará, 2004.

Fonte: Cordeiro et al, 2005.

A fibra de curauá extraída das folhas de uma espécie amazônica, correspondente ao mesmo gênero do abacaxi, tem grande potencial como um novo material para aplicações em engenharia (Trindade et al, 2005; Ferreira et al, 2008 c, Ferreira et al, 2008 d; Monteiro et al, 2006.b).

O cultivo da planta de curauá pertence à cultura pré-colombiana, cujos ambientes naturais no Brasil são as áreas mais altas das margens dos rios da Amazônia. Este vegetal produz uma fibra lignocelulósica de alta resistência quando comparadas com outras fibras vegetais como coco, piaçava, juta e sisal, podendo ser utilizada em compósitos com possíveis aplicações no dia a dia e principalmente de alta tecnologia (Ferreira et al, 2008d; Silva & Aquino, 2007; Caraschi & Leão, 1999; Caraschi & Leão, 2000).

As aplicações da fibra, até a década de 60, eram restritas ao artesanato e cordas, porém com o grande potencial econômico e científico, está cotada para substituir a fibra de vidro empregada como reforço ao plástico na fabricação de peças com características reduzidas e detalhadas, produzidas pelo processo de moldagem por injeção, como botões do painel de carros, maçanetas e dobradiças de quebra-sol (Baley, et al, 1997; Spinace et al, 2009; Ferreira et al, 2009b, Monteiro et al, 2006c; Suddell et al, 2002; Monteiro et al, 2009 a; Monteiro et al, 2009 b).

O mercado de fibras naturais no Brasil representa cerca de 1 milhão de empregos em áreas economicamente menos favorecidas. O surgimento de novos materiais ecológicos cria uma perspectiva de melhoria da qualidade de vida dos pequenos. Recentes estudos garantem que a fibra de curauá tem grande potencial de utilização na indústria automobilística (Spinace et al, 2009, Fujihashi & Barbosa, 2002, Monteiro & D' Almeida, 2006; Zah et al, 2006).

A fibra extraída de folhas de curauá possui alta resistência mecânica, superior a de seus concorrentes tradicionais como o sisal, juta e linho. Sua composição é mostrada na Tabela 2.4 (Santos & Gironi, 2008; Paula Santos, 2006; Sabaa, 1991; Tomakzak et al, 2007; Leão et al, 1988).

Tabela 2.4: Composição do Curauá adaptado de Santos & Gironi, 2008.

Composição do Curauá	
<i>Celulose</i>	74 %
<i>Hemicelulose</i>	11 %
<i>Lignina</i>	7 %
<i>Umidade</i>	8 %
<i>Teor de Cinzas</i>	1 %

Fonte: Horeau et al, 2004

As características principais químicas da fibra possibilitam a sua utilização sem toxicidade (Horeau et al, 2004 a; Horeau et al, 2004 b).

A seguir é apresentado uma breve revisão sobre os polímeros que normalmente participam da matriz de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas.

2.5. Matriz polimérica para compósitos

As principais resinas termofixas utilizadas em compósitos de fibras naturais como a madeira são: fenol-formaldeídos, aminas, com destaque para poliéster e epóxi (*Ullmann's Encyclopedia*), sendo estas as mais comuns comercialmente (*Encyclopedia of Chemical Technology*) (Neto & Pardini, 2006).

Os produtos obtidos com resinas fenólicas são menos solúveis em água, porém a sua cor enegrecida oferece menor possibilidade de padronização para a construção civil (Askeland, 1985). Já os produtos obtidos com resinas uréia-formaldeído (UF), embora solúveis em água, dominam a produção de painéis de madeira. As resinas melaminas-formaldeídos não são solúveis em água e formam os plásticos com maior resistência à abrasão sendo usado para produção de utensílios domésticos (pratos, mesas, etc.). Seu mercado, entretanto, é reduzido devido ao seu alto custo (Askeland, 1985).

As resinas fenólicas e as de melamina são utilizadas, geralmente para painéis que serão expostos a altos níveis de umidade e em exteriores. Em nível mundial se vem estudando vários métodos para redução do conteúdo de formaldeído e pela toxicidade que a mesma provoca, sendo ainda conhecidas

como catalisadores básicos (Neto & Pardini, 2006; Sy Fu et al, 1999).

A resina poliéster tem suas aplicações mais comuns em compósitos reforçados com fibra de vidro, mas também está sendo cada vez mais usadas em compósitos reforçados com fibras naturais. Esta resina apresenta diversas propriedades de engenharia que a tornam adequada a inúmeras situações práticas como, por exemplo: alta resistência por unidade de peso, resistência ao impacto, estabilidade dimensional, boa resistência química às intempéries, facilidade de fabricação e boa dureza superficial (Mallick, 1993; Torreira, 1999).

Os produtos obtidos com a resina poliéster constituem-se em um dos polímeros termofixos mais largamente usados na indústria devido a sua grande versatilidade e boas propriedades mecânicas a um custo relativamente baixo. A resina poliéster apresenta ainda boa estabilidade dimensional e é de fácil manuseio (Mallick, 1993; Tanaka et al, 2002; Wilkeres, 1995).

A tabela 2.5 ilustra as principais características e limitações das resinas termorrígidas mais comumente utilizadas (Neto & Pardini, 2006).

Tabela 2.5 - Principais Características e Limitações das Resinas Termorrígidas

RESINA	CARACTERÍSTICAS	LIMITAÇÕES
Epóxi	<ul style="list-style-type: none"> - excelente propriedade em compósitos - muito boa resistência química e propriedades elétricas - boas propriedades térmicas - baixa contração na cura 	<ul style="list-style-type: none"> - longos ciclos de cura - melhores propriedades obtidas em altas temperaturas de cura
Fenólica	<ul style="list-style-type: none"> - ótimas propriedades térmicas - boa resistência ao fogo - boas propriedades elétricas 	<ul style="list-style-type: none"> - cor
Poliéster	<ul style="list-style-type: none"> - amplamente utilizada - fácil uso - cura a temperatura ambiente - ótimas propriedades em compósitos - boa resistência química - boas propriedades elétricas 	<ul style="list-style-type: none"> - emissão de estireno - contração durante a cura - inflamável
Poliamida	<ul style="list-style-type: none"> - excelentes propriedades térmicas - boas propriedades em compósitos - boa resistência ao fogo - boas propriedades elétricas 	<ul style="list-style-type: none"> - cor

Poliuretano	<ul style="list-style-type: none"> - boas propriedades em compósitos - muito boa resistência química - alta dureza (resistência ao impacto) - boa resistência a abrasão 	<ul style="list-style-type: none"> - cor - isocianetos como agentes de cura
Silicone	<ul style="list-style-type: none"> - ótimas propriedades térmicas - excelente resistência química - ótimas propriedades elétricas - resistente a hidrólise e oxidação - boa resistência ao fogo - não tóxico 	<ul style="list-style-type: none"> - adesão - longos ciclos de cura - cura somente a altas temperaturas
Vinil Ester	<ul style="list-style-type: none"> - boa resistência à fadiga - excelente propriedades em compósitos - muito boa resistência química - boa dureza 	<ul style="list-style-type: none"> - emissão de estireno - contração durante a cura - inflamável

Fonte: Neto & Pardini, 2006.

Já a resina epóxi líquida possui baixa viscosidade e rapidamente se converte à fase termofixa pela mistura de agentes de cura apropriados. Estas resinas possuem uma combinação das seguintes propriedades: baixa viscosidade da resina e de seu endurecedor (fácil manuseio); podem ser curadas rapidamente na faixa entre 5 a 150 °C, dependendo do agente utilizado; baixa contração durante a cura (aproximadamente 3%). Outras resinas como fenólicas e acrílicas liberam água e apresentam alta contração; alta adesão; alto isolamento elétrico ; boa inércia química – as resinas epóxi curadas, dependendo do agente de cura, possuem boa resistência a ácidos e a reagentes cáusticos e versatilidade, sendo por isso, utilizadas para inúmeras aplicações, sendo a principal delas em compósitos de fibras (Cantwell & Morton 1991; Wambua, et al, 2003; Weeton, 1986; Richardson, 1987).

2.6. Considerações sobre compósitos de Curauá

A tentativa de se obter informações sobre o desenvolvimento de compósitos poliméricos com fibra de curauá, esbarra em relativamente poucas

informações na literatura. Encontraram-se algumas informações como análises mecânicas e químicas de compósitos de curauá que são analisadas e comparadas com sobre outras fibras trabalhos, isto torna do presente projeto com razoavelmente original.

Em recentes pesquisas Moraes et al, (2008) analisaram compósitos de curauá, nos percentuais de incorporação de fibras até 30%, com matriz de resina poliéster insaturada, isoftálica, de média viscosidade (400 – 600 cP) – UCEFLEX UC ISO 1005 – da Elekeiroz. Após a confecção de corpos de prova foram realizados ensaios, na proporção de 1,5% em volume de resina, foi utilizado BUTANOX M-50 (Peróxido de metil-etil-cetona, 33% em dimetil-ftalato). Os compósitos foram moldados por compressão a quente com mantas de fibras provenientes de diferentes pré-tratamentos (fibras in natura, fibras secas e fibras lavadas) e diferentes comprimentos (10, 20, 30, 40 e 50 mm), sendo posteriormente caracterizados por ensaios mecânicos tração, flexão e impacto (Silva et al, 2008a; Moraes et al, 2008).

Nos resultados dos ensaios de tração dos compósitos, realizados nos compósitos moldados na primeira fase com fibras naturais, secas e lavadas, onde não se obteve resultados significantes nas propriedades mecânicas, conforme pode ser observado na figura 2.15 (Silva et al, 2008a; Moraes et al, 2008).

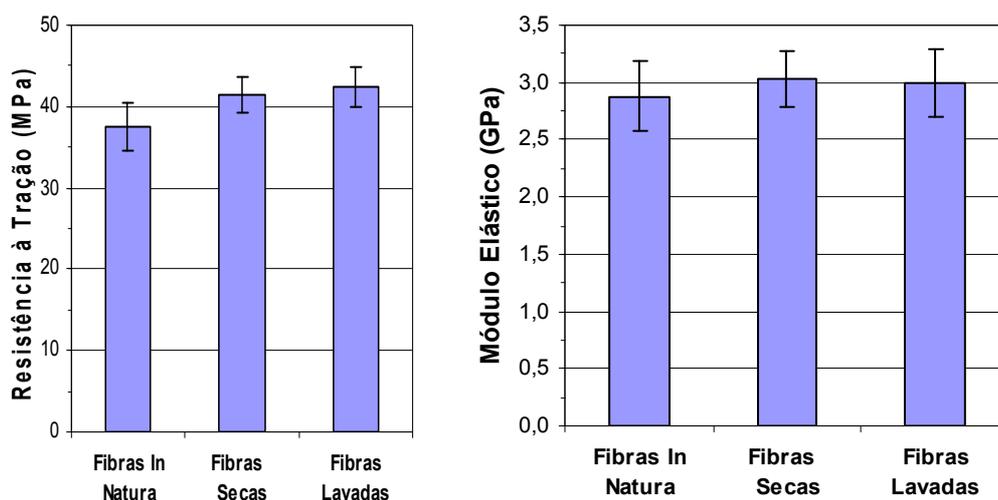


Figura 2.15: Resultados de tração dos compósitos com fibras in natura, secas e lavadas.

Fonte: Moraes et al, 2008.

Nos ensaios de flexão dos compósitos, pode-se examinar as propriedades com a lavagem e secagem das fibras. O valores médios de resistência à flexão para os compósitos com fibras lavadas foi de 67,7 MPa, com fibras secas 63,3 MPa e com fibras naturais 48,3 MPa, conforme mostrado na fig. 2.16 (Silva et al, 2008b; Moraes et al, 2008).

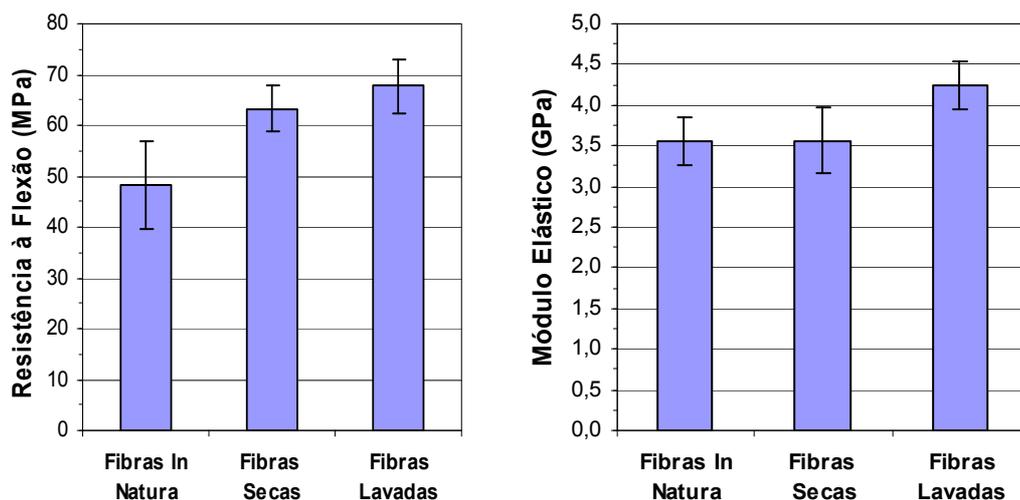


Figura 2.16: Resultados de flexão dos compósitos com fibras in natura, secas e lavadas.

Fonte: Moraes et al, 2008.

Nos ensaios Charpy, os compósitos com fibras lavadas absorveram maior energia ao impacto com valores médios de resistência ao impacto de 25,3 kJ/m², com fibras secas 20,0 kJ/m² e com fibras naturais 15,8 kJ/m². Observa-se também um elevado desvio padrão nos valores obtidos, conforme mostrado na fig. 2.17, a seguir (Silva et al, 2008c; Moraes et al, 2008).

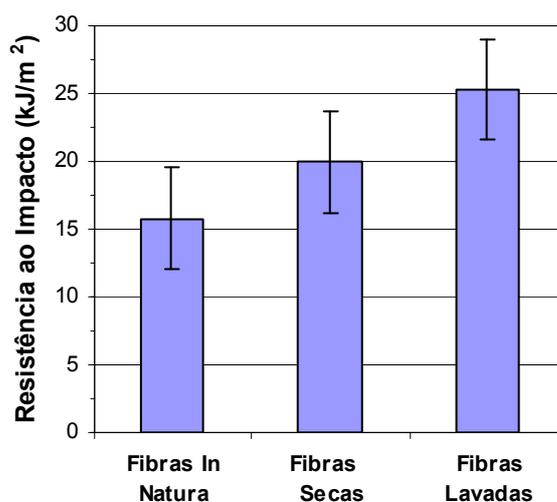


Figura 2.17: Resistência ao impacto dos compósitos com fibras in natura, secas e lavadas.

Fonte: Moraes et al, 2008.

Na Tabela 2.6, observa-se que o procedimento de lavagem e secagem das fibras colaborou consideravelmente para a redução da fração volumétrica de vazios e que o comprimento das fibras utilizadas no reforço não tem influência significativa neste aspecto dentro do desvio observado.

Tabela 2.6: Densidade e fração volumétrica de vazios dos compósitos.

Tipo de Compósito	Densidade (g/cm ³)	Fração volumétrica de vazios (%)	Desvio padrão
Fibras naturais	1,087	11,76	1,21
Fibras secas	1,217	2,56	0,81
Fibras lavadas	1,197	3,02	1,03
Lavadas - 10 mm	1,202	2,72	0,82
Lavadas - 20 mm	1,216	2,38	0,52
Lavadas - 30 mm	1,213	2,48	0,53
Lavadas - 40 mm	1,217	2,33	0,41
Lavadas - 50 mm	1,209	2,42	0,47

* Resina poliéster isoftálica – densidade de 1,20 g/cm³.

Fonte: Moraes et al, 2008.

Em outro estudo de Silva et al (2008a) foi realizado a fabricação a fabricação dos laminados compósitos foi utilizada a resina poliéster ortoftálica como matriz e fibras de vidro-E e curauá como reforços. A fibra de vidro-E (manta de fibras curtas com 450 g/m^2), foi fornecida pela indústria responsável pela fabricação dos laminados.

Os compósitos laminados foram fabricados por uma indústria local utilizando a técnica de moldagem manual. Três tipos de laminados compósitos foram fabricados (Silva et al, 2008 a,b):

- LV - laminado com sete camadas de mantas de fibras de vidro ($100 \times 100 \text{ cm}^2$ com $0,6 (\pm 0,3) \text{ cm}$ de espessura);
- LH - laminado híbrido com quatro camadas de mantas de fibras de vidro intercaladas com três camadas de mantas de fibras contínuas de curauá ($95 \times 65 \text{ cm}^2$ com $0,56 (\pm 0,3) \text{ cm}$ de espessura);
- LC - laminado com 7 camadas de mantas de fibras contínuas de curauá ($60 \times 30 \text{ cm}^2$ com $0,67 (\pm 0,3) \text{ cm}$ de espessura).

A configuração do laminado híbrido é mostrada na Fig. 2.18 A densidade dos laminados foi determinada segundo a norma ASTM D792-91 (Silva et al, 2008 a,b).

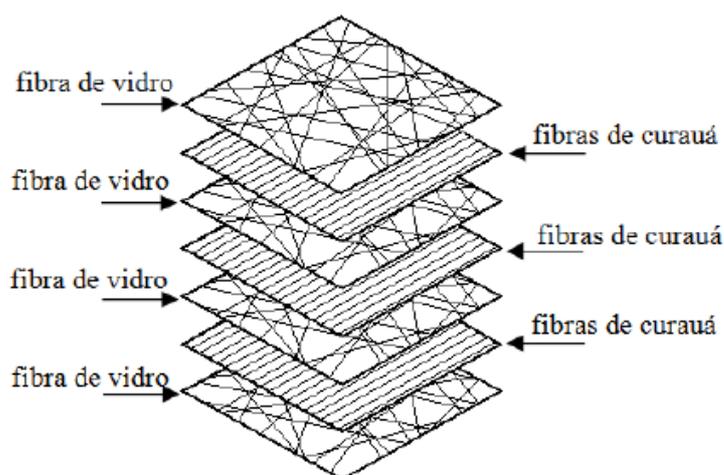


Figura 2.18: Configuração do Laminado híbrido vidro/curauá.

Fonte: Silva et al, 2008 a,b.

Ainda nas pesquisas realizadas por Silva et al (2008, a,b) foram realizados ensaios de flexão em três pontos foram realizados de acordo com a norma ASTM

D790-96 em temperatura ambiente analisados na fig. 2.19 os gráficos de Tensão x Deflexão, obtidos nos ensaios de flexão.

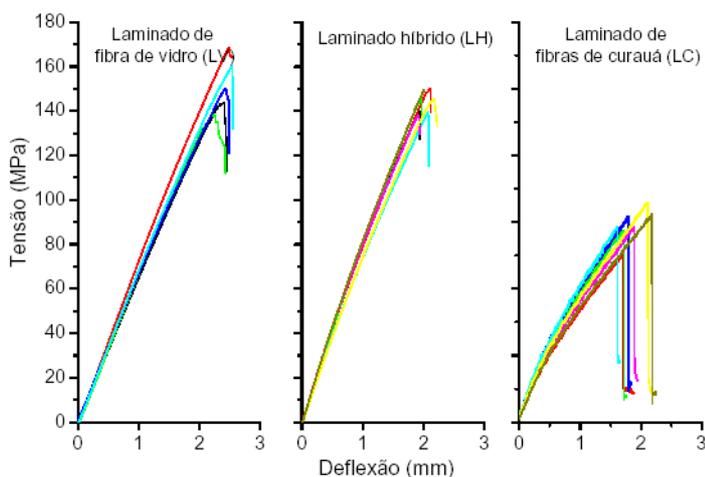


Figura 2.19: Curvas Tensão x Deflexão do Laminado híbrido vidro/curauá.

Fonte: Silva et al, 2008 a,b.

O compósito LV apresentou um comportamento linear até a fratura final; comum à maioria dos compósitos com matrizes termofixas e fibras sintéticas. Já os compósitos LH e LC apresentaram um comportamento médio linear até aproximadamente 50% da tensão máxima, quando se observa desvio na linearidade, o que é mais evidente para o LC (Silva et al, 2008b; Moraes et al, 2008).

A análise comparativa das propriedades mecânicas dos laminados é apresentada nas Fig., 2.20, 2.21 e 2.23. As propriedades de resistência à flexão, módulo elástico em flexão e deformação máxima possuem valores próximos para os compósitos LV e LH (Silva et al, 2008a; Moraes et al, 2008).

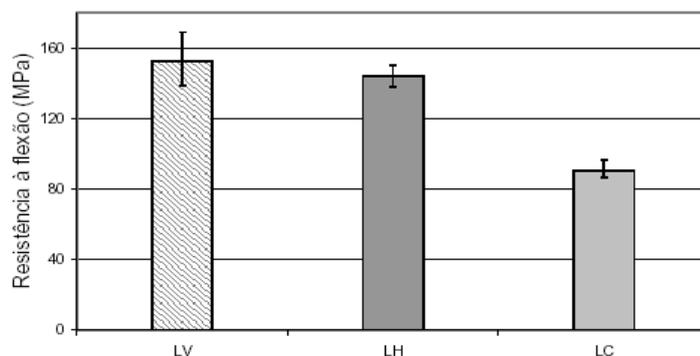


Figura 2.20: Análise comparativa da resistência à flexão dos laminados.

Fonte: Silva et al, 2008 a,b.

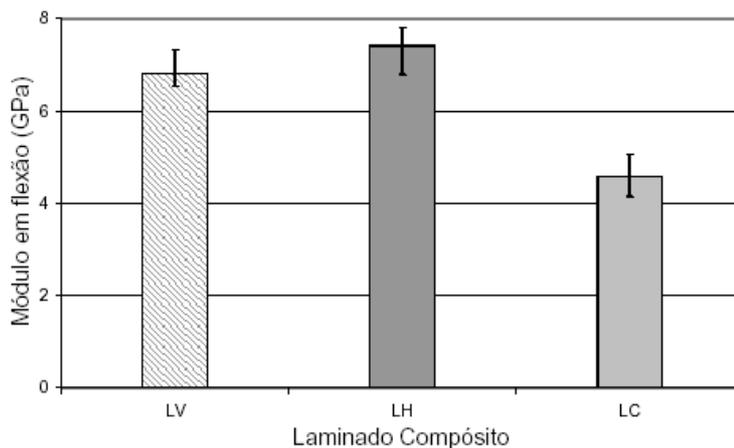


FIGURA 2.21: Análise comparativa do módulo elástico em flexão dos laminados.

Fonte: Silva et al, 2008 a,b.

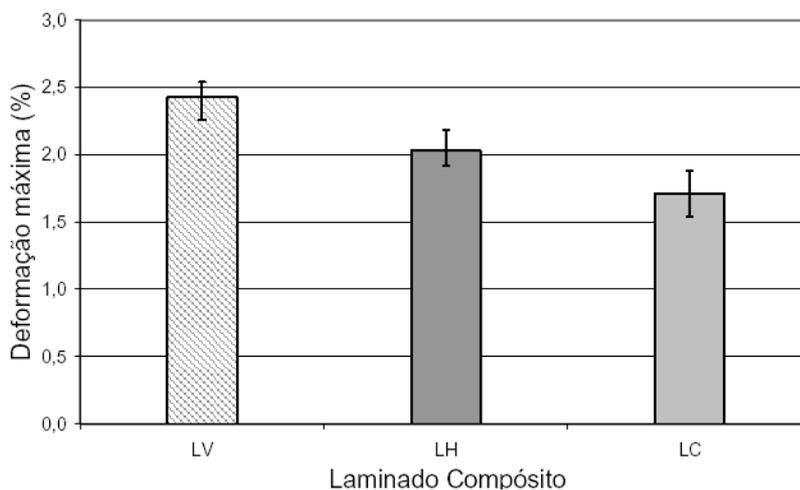


Figura 2.22: Análise comparativa da deformação máxima dos laminados.

Fonte: Silva et al, 2008 a,b.

O compósito LC mostrou um desempenho relativamente inferior apesar do uso de fibras contínuas de curauá que maximiza a transferência de carga para as fibras otimizando o desempenho mecânico do compósito. Vale lembrar que a técnica empregada na fabricação dos compósitos é bastante artesanal o que facilita possíveis desalinhamentos das fibras contribuindo para o baixo desempenho final do laminado (Silva et al, 2008b; Moraes et al, 2008).

Mothe e Araújo (2004) pesquisaram o comportamento térmico e o mecanismo de decomposição térmica de compósitos de poliuretano a base de polioli-poliéster (Elastômero de poliuretano termoplástico) nas proporções de: 5, 10 e 20% (p/p) de fibras moída de curauá.

Curvas Termogravimétricas (TG) foram obtidas para o poliuretano (PU) comercial e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá. As amostras apresentaram dois estágios de decomposição similares (Araújo et al, 2002; Araújo 2003; Araújo, 1998).

Na fig. 2.23 para o PU comercial, o primeiro estágio foi atribuído à decomposição do segmento rígido e para os compósitos, à presença de segmentos rígidos e celulose na fibra. O PU comercial apresentou maior estabilidade térmica que os compósitos de PU/curauá. A estabilidade térmica dos compósitos com 5, 10 e 20 % de curauá foi semelhante, com pequenas diferenças, seguindo a ordem: PU80CU20 < PU90CU10 < PU95CU05 (Mothe & Araújo, 2004; Araújo, 2003; Araújo & Mothe, 1998).

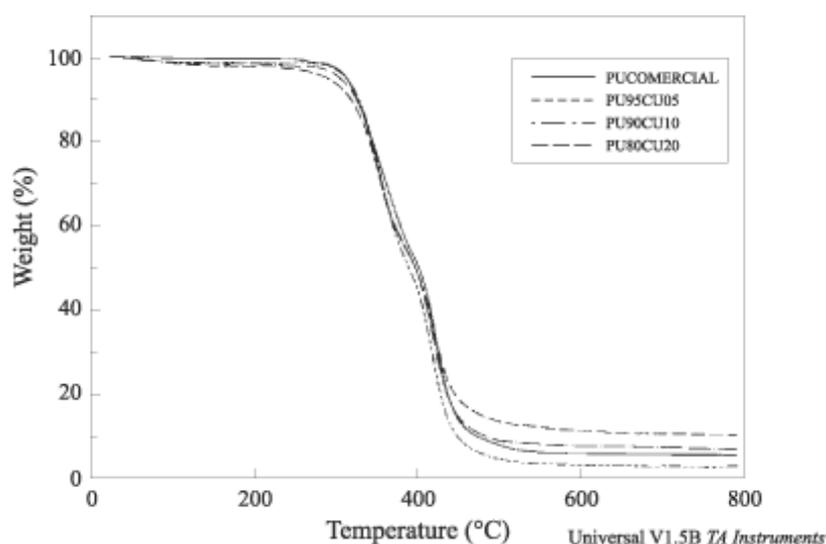


Figura 2.23: Curvas TG para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.

Fonte: Mothe e Araújo (2004).

As curvas da Termogravimetria Derivada (DTG) sobrepostas, para o PU comercial e compósitos, apresentaram estágios de decomposição semelhantes fig 2.24. Os compósitos com 10 e 20 % de curauá apresentaram um pico discreto em torno de 60 °C, referente à presença de água na fibra. Não foi observado nenhum estágio na DTG por volta de 200 °C, referente à presença de lignina, conforme

observado pela figura 2.23 (Araújo et al, 2002; Mothe & Araújo, 1998; Mothe & Araújo, 2004).

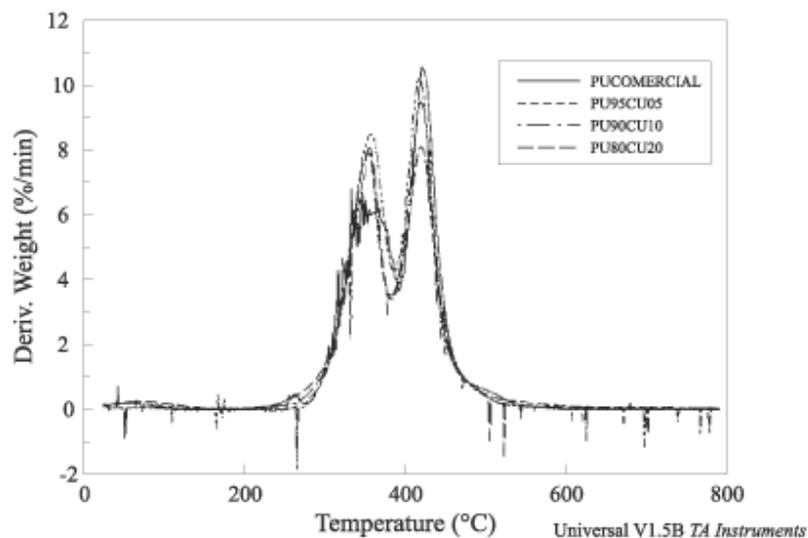


Figura 2.24: Curvas DTG para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.

Fonte: Mothe e Araújo (2004).

A Figura 2.25 mostra as curvas da análise Térmica Diferencial (DTA) sobrepostas. As amostras de PU comercial e compósito apresentaram um evento endotérmico em torno de 230 °C, referente à presença de aditivos no PU. Tal evento não foi observado para os compósitos com 10 e 20 % de curauá, provavelmente devido à maior concentração de fibra. Os demais eventos encontrados corroboraram com os dados encontrados na DTG (Mothe & Araújo 1998; Araújo, 2003).

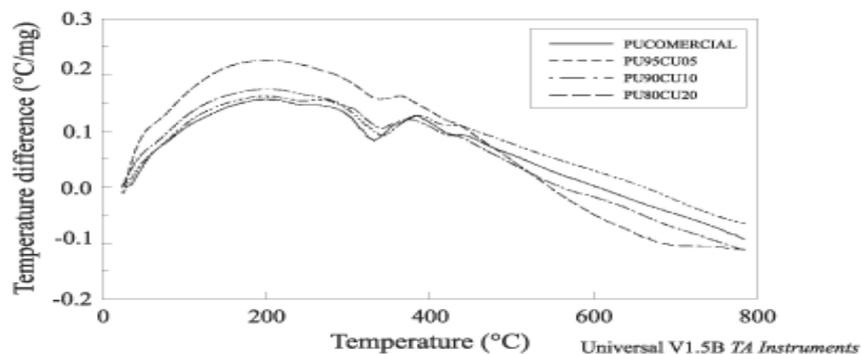


Figura 2.25: Curvas DTA para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.

Fonte: Mothe e Araújo (2004).

A Figura 2.26 apresenta as propriedades mecânicas para os compósitos com 5, 10 e 20 % de curauá. Os compósitos apresentaram resistência à tração inferior ao PU comercial puro. Dentre os compósitos, o que apresentou melhor resistência à tração foi o compósito com 5% de fibra com 14,7 MPa. A deformação na ruptura decresce de 362 % (compósito com 5% de fibra) para 28,1 % (compósito com 20 % de fibra), conforme esperado. O Módulo de Young mostrou um progressivo aumento, chegando a um máximo de 98,3 MPa, para o compósito PU80CU20 também esperado, visto que o módulo é dependente da concentração de fibra (Mothe & Araújo, 1998; Mothe & Araújo 2004).

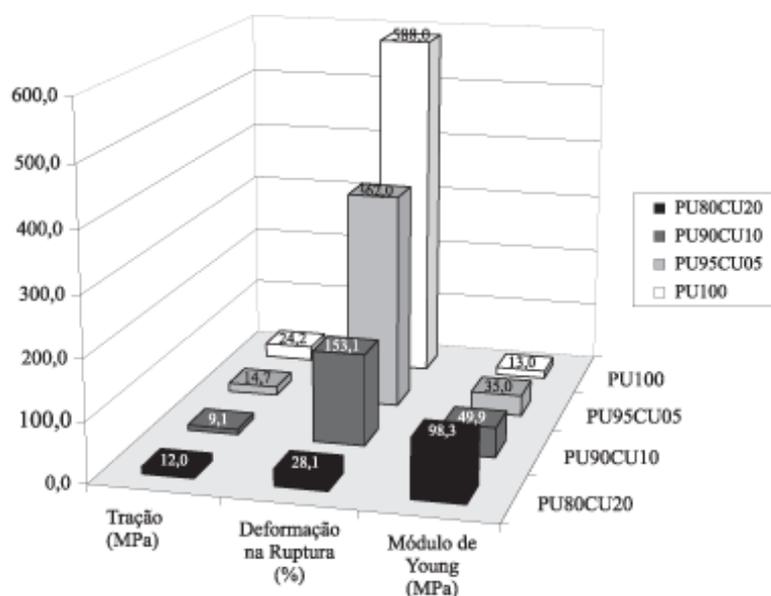


Figura 2.26: Propriedades Mecânicas para Poliuretano e compósitos com 5, 10 e 20% de curauá.

Fonte: Mothe e Araújo (2004).

Contudo ainda não foram analisados ensaios mecânicos e térmicos com compósitos de curauá com fibras longas e com matriz resina epóxi (éter diglicídílico do bisfenol) e poliéster (ortoftálica), o que evidência o ineditismo da tese no âmbito científico.

Capítulo III - Metodologia

Neste capítulo são apresentados os materiais utilizados na caracterização e investigação da fibra de curauá e nos compósitos de curauá/poliéster e curauá/epóxi, bem como os métodos de fabricação e ensaios e caracterização.

3.1. Fluxograma

A figura abaixo mostra o esquema de produção de compósitos, a partir da utilização de fibras de curauá, demonstrando o fluxo de processamento que serviu de base para a metodologia empregada nesta tese.

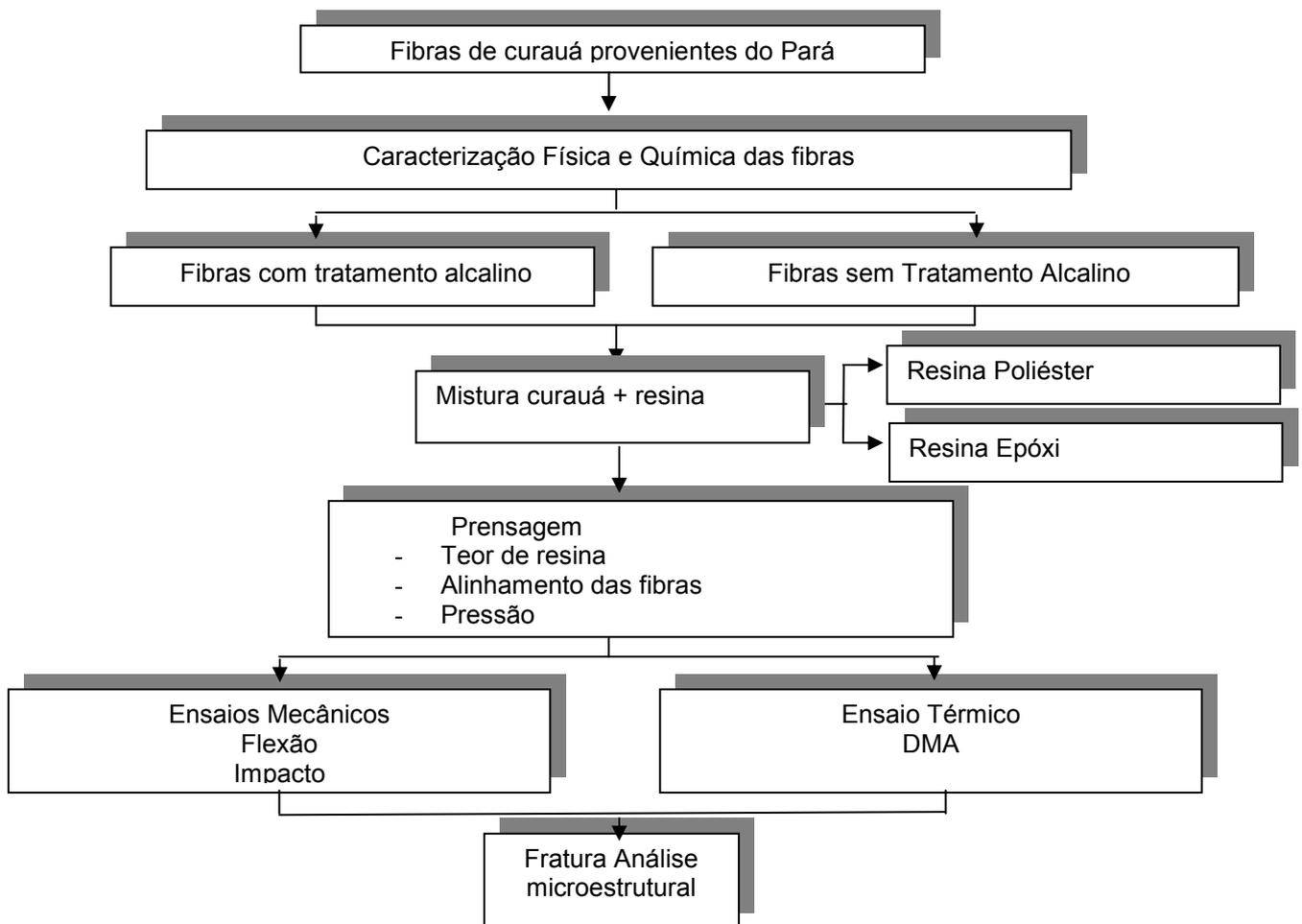


Figura 3.1: Fluxograma de processamento do compósito de curauá.

3.2. Materiais

3.2.1. Matéria- Prima

Os produtos primários que se constituíram na matéria prima para a produção dos compósitos foram:

- Fibra de Curauá para incorporação;
- Como Matrizes: Resina Poliéster insaturada ortoftálica e Resina epóxi (éter diglicidílico do bisfenol);
- Como catalisador: Base de metil-etil cetona, para a resina poliéster;
- E trietileno tetramina para a resina epóxi.

3.2.2. A Fibra de Curauá

As fibras longas de curauá foram adquiridas da firma Amazom Paper que comercializa o produto vindo diretamente do Estado do Pará. A Figura 3.2 ilustra o aspecto das fibras de curauá utilizadas em recentes publicações de pesquisa (Monteiro, et al 2006a).



Figura 3.2: Fibras longas de curauá como comercializadas. Adaptado de Monteiro et al (2006).

Do lote adquirido realizou-se uma: classificação em relação ao diâmetro, comprimento e caracterização físico-química da fibra (Spinace et al, 2009).

3.2.2.1. Caracterização Dimensional da fibra de Curauá

Para a caracterização dimensional da fibra de curauá retirou-se aleatoriamente 100 fibras e efetuaram-se medidas de diâmetro em um projetor de perfil Nikon modelo 6C, da COOPE/UFRJ, mostrado na figura 3.3. As medidas de diâmetro foram realizadas em 5 posições ao longo da fibra. Em cada posição obteve-se uma segunda medida girando a fibra em 90 °C e considerando-se a média das duas medidas nesta posição. Este procedimento foi devido ao fato da seção reta da fibra não ser perfeitamente circular. Ou seja, como toda fibra lignocelulósica existe uma excentricidade no diâmetro. O comprimento das fibras foi medido com o paquímetro.

Com base nestas medidas de diâmetro e comprimento das 100 fibras, realizou-se uma análise estatística com elaboração de histogramas de distribuição dimensional e calculo dos diâmetros e comprimento medidos.



Figura 3.3: Projetor de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de curauá.
Fonte: Própria

3.2.2.2. Determinação da densidade da fibra

Com base nas dimensões obtidas com projetor de perfil, a densidade da fibra de curauá foi determinada pela relação:

$$\rho = \frac{P}{V}$$

Onde:

ρ = Densidade (g/cm³);

P = Peso do corpo de prova (g);

V = volume do corpo de prova (cm³).

3.2.2.3. Tratamento Químico da fibra de Curauá

Após um processo de limpeza e secagem em estufa a 60 °C, mechas de fibra de curauá foram submetidas à mercerização em soluções aquosas de 0,1 e 10% de NaOH (Hidróxido de sódio) durante tempos respectivos de 1 minuto e 1 hora. Fibras também foram mantidas sem tratamento para fabricação de compósitos. A Figura 3.4 ilustra a aparência de mechas de curauá, uma sem tratamento e outra com o tratamento mais forte em NaOH 10% por 1 hora.



Figura 3.4: Mechas de fibra de Curauá: (a) sem tratamento (b) com tratamento NaOH 10% por 1 hora.

Fonte: Própria

3.2.3. A matriz Polimérica

Dois diferentes polímeros termofixos, epóxi e poliéster, foram utilizados separadamente como matriz dos compósitos, incorporados com fibras de curauá.

3.2.3.1. Resina Epóxi

Utilizou-se a resina epoxídica do tipo éter diglicidílico do bisfenol A (DGEBA), devidamente misturada ao endurecedor trietileno tetramina (TETA) na proporção estequiométrica correspondente ao phr =13 (13 partes de endurecedor por 100 partes de resina). Esta proporção estequiométrica em princípio equivale a abertura de todos os anéis epóxi por ligação com as moléculas de amina (Monteiro et al, 2008a).

3.2.3.2. Resina Poliéster

Utilizou-se a resina poliéster insaturada ortoflálca, rígida e de alta viscosidade, não sendo solúvel em água. A resina foi endurecida com 0,5% de catalisador à base de metil-etil cetona.

3.3. Análise Química das Fibras

Uma das informações mais importantes das fibras é sua composição química, onde as características e especificações das fibras lignocelulósicas são determinantes, para uma boa associação da fibra com a resina (Aquino, 2003).

A informação química das fibras foi inicialmente determinada, por meio da difração de raios-X, Espectrometria de raios-X e teor de celulose, hemicelulose e lignina pelo método de análise gravimétrica de fibras, desenvolvido por Meterns (2002).

3.3.1. Difração de Raios-X

A estrutura cristalina e composição química das fibras foram inicialmente determinadas por meio da difração de raios-X. Para realizar a análise, uma amostra de curauá foi triturada. A voltagem aplicada foi de 35 kV e a corrente de 40 mA.



Figura 3.5 : Difrator de raio-X Modelo Shimadzu XRD 7000

Fonte: Própria

3.3.2. EDS

A espectrometria dispersiva de raios-X é um método de análise que se baseia no fato que os elementos químicos emitem a radiação característica. Quando sujeito a radiação provocada por partículas aceleradas ou pela incidência de radiação proveniente de raios-X.

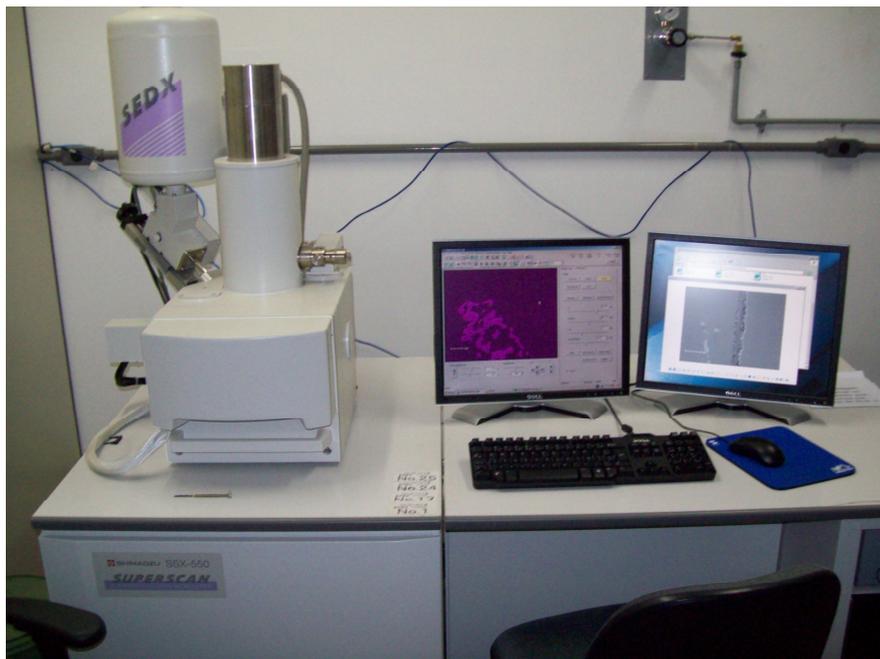


Figura 3.6: MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura Modelo Shimadzu SSX 550.

Fonte: Própria

3.3.3. Determinação do Teor de Celulose

Para determinação do teor de celulose e lignina foi utilizado o método Meterns (2002), sendo o método mais utilizado para a esta determinação do teor de fibra insolúvel. A seqüência do método é:

1. As fibras são moídas;
2. Por meio de um detergente neutro, é possível separar o conteúdo celular (solúvel em detergente neutro), da parede celular (insolúvel do detergente), as fibras são pesadas em uma balança analítica;
3. As fibras moídas são lavadas com água quente (fig.3.7), a seguir;



Figura 3.7: Aparelho digestor de fibra - MA 450.
Fonte: Própria

4. As fibras incineradas são colocadas em uma estufa a temperatura de 150 graus (fig 3.8);
5. Depois pesadas em uma balança analítica de precisão Mitutoyo modelo Bd 150 .



Figura 3.8: Forno Mufa Usado para incineração das fibras.
Fonte: Própria

3.4. Ensaio das Fibras

3.4.1. Ensaio de Tração

Com o objetivo de caracterizar as propriedades mecânicas da fibra de curauá foram investigadas suas propriedades a tração.

Para a execução, foi utilizada uma máquina universal Instron modelo 1101, com pressão nas garras pneumáticas de 0,3 MPa, velocidade de 0,1 mm/min e capacidade de 100 kN. Os ensaios serão executados segundo os procedimentos recomendados. Os resultados serão analisados por meio da estatística Weibull.

3.4.2. Análise Estatística de Weibull das propriedades Mecânicas

Nomeada em homenagem ao professor sueco Walodi Weibull, essa distribuição possui uma ampla utilização (Carvalho, 2007). Weibull demonstrou a capacidade da distribuição para pequenas amostras e sua flexibilidade para fornecer uma utilidade adequada para uma grande variedade de dados estabelecidos (Ferreira et al, 2009; Dias, 2002; Peres & Carvalho, 2003; Portela et al, 2009). Nesta tese a análise de Weibull foi realizada utilizando o programa de computador Weibull Analysis.

3.4.3. Ensaio de Pullout

A proposta do ensaio de pullout foi avaliar o comprimento da fibra de curauá embutida na resina poliéster e epóxi, com o objetivo de estudar a adesão entre a fibra e a matriz polimérica e determinar o comprimento crítico da fibra (Kelly e Tyson, 1965).

Os corpos de prova foram preparados com a resina epóxi e poliéster sobre um molde com diâmetro de 10 milímetros e comprimento do embutimento variando de 3 a 40 milímetros (3,5, 10, 20, 30, 40 mm) conforme demonstrado nas figuras 3.9 e 3.10.

Os materiais fabricados foram, então, testados em uma máquina de ensaio universal Instron, modelo 1101 com 100kn de capacidade e garras pneumáticas, em ensaio de pullout para determinação da tensão de ruptura. A velocidade do ensaio utilizada foi de 5 mm/min, temperatura de 22 °C e pressão na garra de 0,3 MPa. Em media foram analisados 5 corpos de prova (Monteiro et al, 2006d).

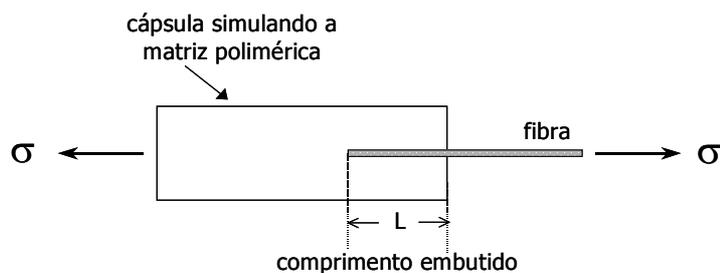


Figura 3.9: Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de pull out.

Fonte: Kelly e Tyson, 1965.

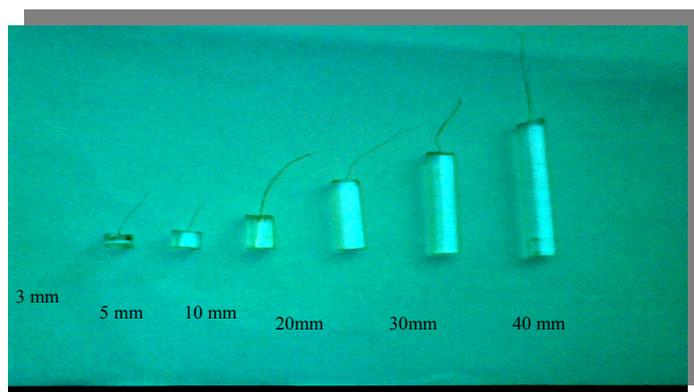


Figura 3.10: Corpos de prova de Curauá com Resina Epóxi.
Fonte: Própria

3.5. Caracterização Morfológica

Foi realizada uma análise morfológica da fibra por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), a fim de se interpretarem suas propriedades (Young, 1997). Para tal, avaliou-se, qualitativamente, a superfície das fibras longitudinalmente e transversalmente. As análises foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura, modelo Zeiss DSM 960, sendo empregada uma voltagem de elétrons de 10-20 Kv e usou-se o modo de elétrons secundários

3.6. Preparação de Compósitos

3.6.1. Mistura e Homogeneização

Os compósitos de curauá com as resinas poliméricas, foram preparados vertendo-se a resina poliéster sobre as fibras dispostas no molde. Foram fabricados compósitos com fração de fibras variando de 5 a 30%, em fração volumétrica, sendo as fibras foram dispostas nos sentidos longitudinal ao molde.

3.6.2. Prensagem de corpos de prova

As placas retangulares destes compósitos foram fabricadas em um molde fechado de aço são de medidas diferenciadas para ensaios de flexão e Charpy. Ainda foram utilizadas moldes de silicone para confeccionar corpos de prova de DMA, sendo que todos os moldes tem suas medidas variadas de acordo com a norma ASTM ,conforme mostrado na figura 3.11:

- A) Molde para ensaio de flexão estática 152 x 122 x7 mm;
- B) Molde para ensaios de impacto, tanto izod como charpy 152 x 125 x 10mm;
- C) Molde para ensaio de DMA 56,30 x 12 x 3,5mm;
- D) Molde para ensaio de Pullout com variação de comprimento de 3 a 40 mm de embutimento da fibra na resina.

Neste molde, as fibras de curauá foram colocadas, na quantidade desejada, paralelamente e em toda a extensão da largura de 122 mm e 125mm, quando fabricadas respectivamente para flexão e charpy. A quantidade complementar foi de resina poliéster e epóxi misturada com o catalisador, mas ainda no estado líquido, sendo misturada com as fibras.

Foi aplicada durante a cura, uma carga de uma tonelada sobre a tampa do molde para facilitar a impregnação da resina por entre as fibras.

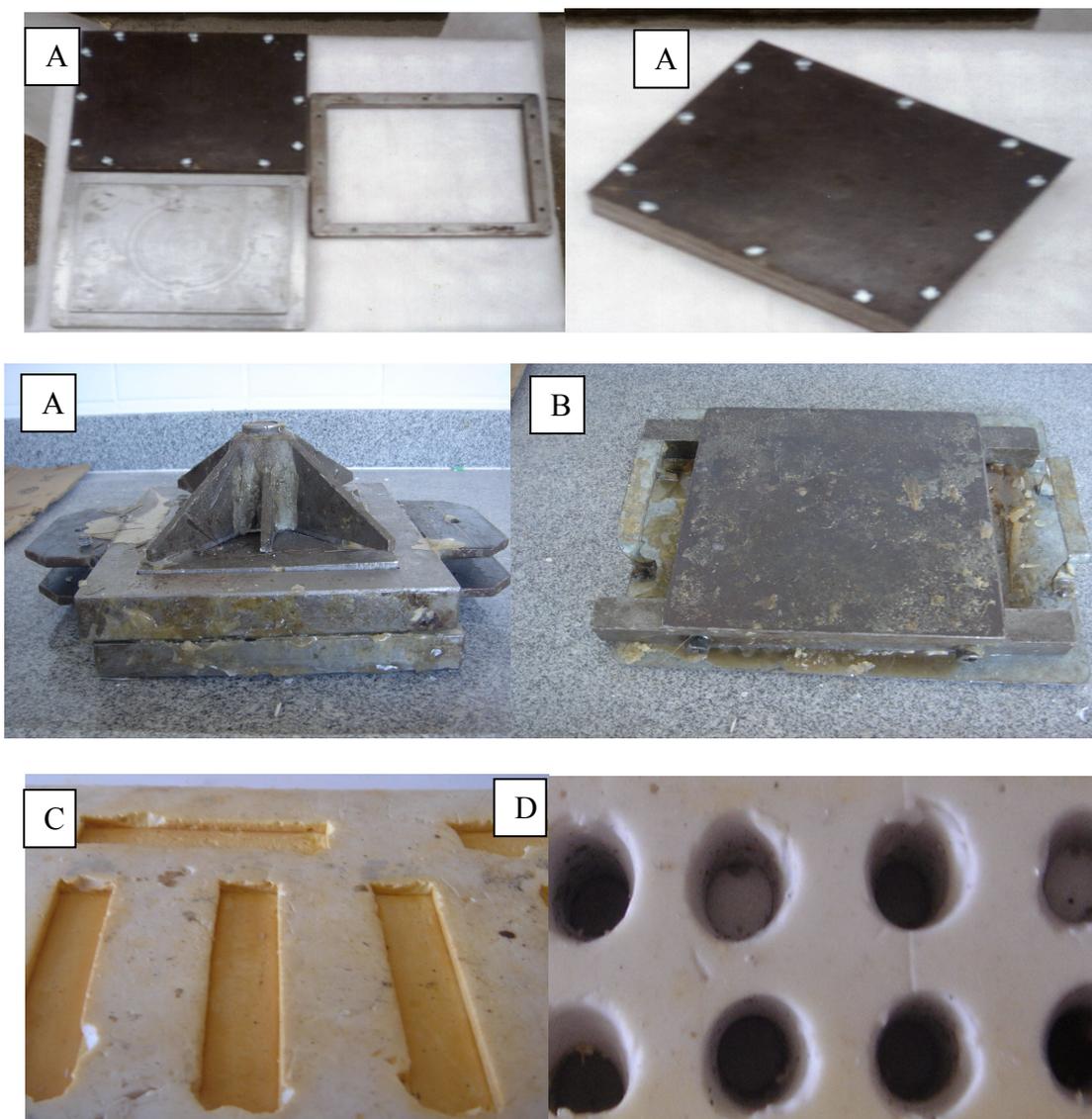


Figura 3.11: Matriz a ser empregada para compactação dos corpos de prova de (a) Impacto, (b) Flexão e (c) DMA, (d) Pullout,.
Fonte: Própria

3.6.3. Caracterização dos corpos de prova

Foram realizados ensaios de resistência a flexão estática com 10 amostras para cada formulação. Após serem compactados, serão caracterizados pela realização dos ensaios de resistência à flexão estática.

Os materiais fabricados serão, então, testados em flexão em três pontos para determinação da tensão de ruptura, T_r , empregando-se máquina Instron modelo 5582 de ensaios de 100kN de capacidade. A carga será aplicada pelo

cutelo superior, numa velocidade de 1mm/min até a ruptura do corpo de prova. Ainda não foram estabelecidas normas para compósitos de curauá, pois se trata de um produto original.

3.6.3.1. Ensaio de Flexão Estática

Os corpos-de-prova serão ensaiados por flexão, usando a técnica de 3 pontos em máquina Instron modelo 5582 , conforme demonstrado abaixo na fig. 3.12 com capacidade de 100 kV a uma taxa de deformação de $1,6 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.



Figura 3.12: Máquina Instron modelo 5582.
Fonte: Própria

Foi realizado, ainda, um ensaio de carga máxima Q_m calculando a tensão máxima associada à resistência do compósito por meio da equação (Monteiro et al, 2008a):

$$\sigma_m = \frac{3LQ_m}{2bd^2} \quad [1]$$

Sendo:

- L a distância entre suportes
- b a largura igual a 25 mm
- d a espessura.

3.7. Ensaio de Impacto de Charpy e Izod

Para a confecção do entalhe com 2,54 mm de profundidade, ângulo de 45° e raio de curvatura de 0,25 mm no fundo do entalhe, utilizou-se uma fresa alemã em aço rápido atendendo à norma DIN 847. Os corpos de prova foram ensaiados em um pêndulo da marca EMIC, em configuração Charpy, pertencente ao Instituto de Xistoquímica da UFRJ. A figura 3.13 apresenta uma imagem do pêndulo Charpy utilizado nas medidas de resistência ao impacto dos compósitos estudados.



Figura 3.13: Pêndulo de impacto EMIC.
Fonte: Própria

3.8. Caracterização Física do Compósito

A densidade dos corpos de prova foi determinada pela relação:

$$\rho = \frac{P}{V}$$

Onde:

ρ = Densidade (g/cm³);

P = Peso do corpo de prova (g);

V = volume do corpo de prova (cm³).

Foram confeccionados corpos de prova nas proporções de fibras de 5, 10, 20 e 30% em peso de fibras de curauá.

3.9. Análise Térmica: DMA do compósito.

A) DMA – Análise Dinâmico-Mecânica

A análise dinâmico-mecânica (DMA) ou análise termodinâmico-mecânica (DMTA) tem como um dos principais objetivos relacionar as propriedades macroscópicas, tais como as propriedades mecânicas, as relaxações moleculares associadas a mudanças conformacionais e as deformações microscópicas geradas a partir de rearranjos moleculares (Cassu & Felisberto, 2005).

As propriedades mecânicas dos materiais são avaliadas a partir de uma solicitação, na forma de uma deformação ou na aplicação de uma tensão, com o monitoramento da resposta do material, expressa como tensão ou como deformação, respectivamente. Ensaio mecânicos são classificados como estáticos, uma vez que se aplica ao material uma tensão ou deformação constante, ou a taxas constantes. Estes experimentos são destrutivos, já que uma de suas finalidades é a determinação de propriedade-limite do material (Cassu & Felisberto, 2005; Santa Fé et al, 2008; Monteiro et al, 2007).

A análise dinâmico-mecânica consiste, de modo geral, em se aplicar uma tensão ou deformação mecânica oscilatória, normalmente senoidal, de baixa amplitude a um sólido ou líquido viscoso, medindo-se a deformação sofrida por este ou a tensão resultante, respectivamente, sob variação de frequência ou de temperatura (Cassu e Felisberto, 2005; Monteiro et al, 2007).

Para a realização da análise dinâmico-mecânica (DMA) utilizou-se um equipamento da TA Instruments, modelo Q800, empregando o dispositivo de ensaio de flexão em três pontos.

A Figura 3.14 ilustra o equipamento de DMA do Instituto de Macromoléculas da UFRJ utilizado neste trabalho.



Figura 3.14: Equipamento de DMA TA Instruments, modelo Q800.
Fonte: Própria

Os parâmetros de ensaio usados foram os seguintes:

- Amplitude = 20 μm ,
- Freqüência = 1 Hz,
- Faixa de aquecimento = 25 a 195 $^{\circ}\text{C}$,
- Força estática = 550 mN,
- Força dinâmica = 500 mN
- Taxa de aquecimento = 3 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$, sob fluxo de nitrogênio.

3.10. Caracterização Morfológica

Por meio da microscopia eletrônica de varredura, foi realizada uma análise morfológica da região da fratura após os ensaios de Flexão, Impacto, Pullout. Esta análise tem como objetivo a interpretação das propriedades do compósito.

As análises foram realizadas em microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando imagens geradas por elétrons secundários a 20 kV em um

microscópio Jeol, modelo JSM-460 LV do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, PEMM/COPPE/UFRJ, também foi utilizado o microscópio o. Microscópio Eletrônico de Varredura Modelo Shimadzu SSX 550 do LAMAV/UENF, mostrado na figura 3.6.

“A verdade é uma virtude que devemos viver.”

AUTOR DESCONHECIDO

Capítulo IV - resultados e discussões

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos a partir da caracterização da fibra de curauá, bem como do processamento e caracterização dos compósitos poliméricos produzidos.

4.1. Caracterização da fibra de curauá

Uma análise estatística efetuada com 100 fibras individuais revelou uma distribuição de comprimentos e diâmetros apresentados na Fig. 4.1. Estas distribuições correspondem a um comprimento médio de 846 mm e a um diâmetro médio de 70 μm .

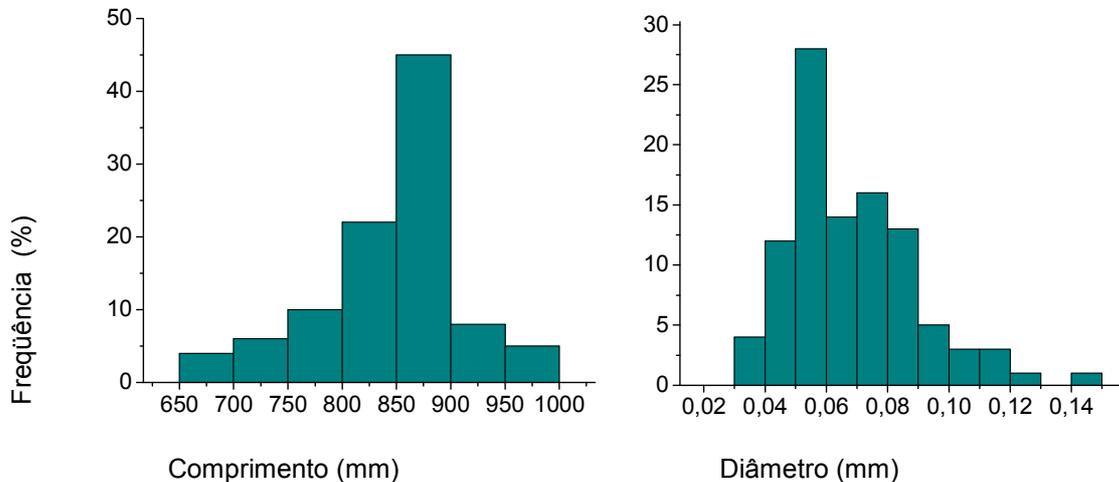


Figura 4.1: Distribuição estatística do comprimento (a) e do diâmetro (b) das fibras.

4.1.1. Caracterização Físico-Química

4.1.2. Determinação da Densidade

A densidade média da fibra é de $0,0520 \text{ g/cm}^3$, calculada por meio da variação do peso médio e do volume médio da fibra.

4.1.3. Análise Química

A composição química das fibras lignocelulósicas varia amplamente, conforme o cultivo é a época (Santos e Girioni, 2008).

A análise química da fibra de curauá foi obtida através dos seguintes ensaios: Difração de Raios-X, EDS e Determinação de Celulose pelo método desenvolvido por Meterns (2002).

4.1.3.1. Difração de Raios – X

O espectro de raios-X do curauá está apresentado na figura 4.2. O resultado reflete o arranjo cristalino da celulose, com tendências a uma fase amorfa no início. Conforme pode ser observado na fig. 4.2 o pico em 2θ de 22° evidência a presença de celulose e dos elementos carbono, hidrogênio e oxigênio.

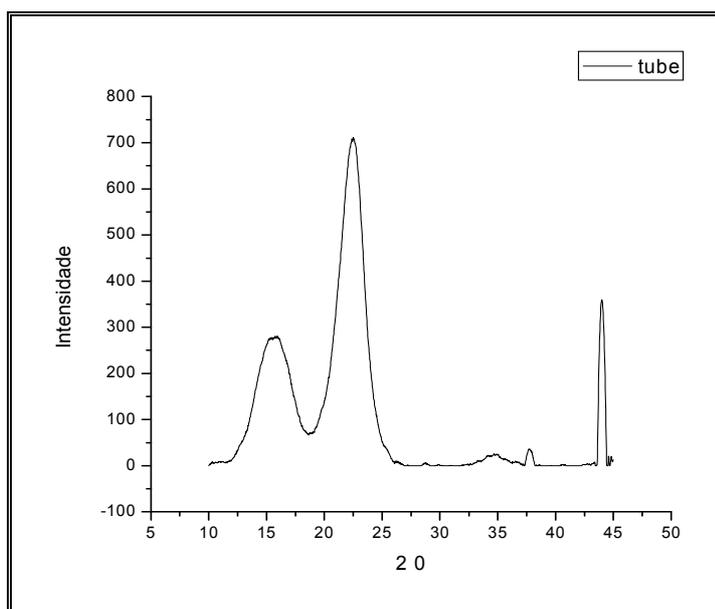


Figura 4.2: Espectro de raio-X do Curauá.

Na figura 4.2 é mostrada a difração do curauá que ratificam os resultados de Spynace et al (2009) onde três picos foram observados para todas as amostras em $2\Theta = 16^\circ$; 22.8° e 34.7° . Estas são características das fibras lignocelulósicas com grande teor de celulose. O pico em 16° corresponde (110) e (111) planos cristalográficos e os picos em $2\Theta = 22.6^\circ$ e o 34.7° correspondem ao (002), e (023) ou (004) planos, respectivamente. Para os com índice mais elevado da celulose, caracterizados pelo pico mais extenso $2\Theta = 22,8^\circ$ foi observado devido à presença de materiais com tendência amorfa como a lignina, a hemicelulose e a celulose amorfa, que cobrem os dois picos.

4.1.3.2. EDS – Espectrometria por dispersão de raio-X

Na figura 4.3 pode se observar a presença de carbono e oxigênio na composição química da fibra de curauá, onde fica evidenciada a elevada presença de carbono até 1 keV.

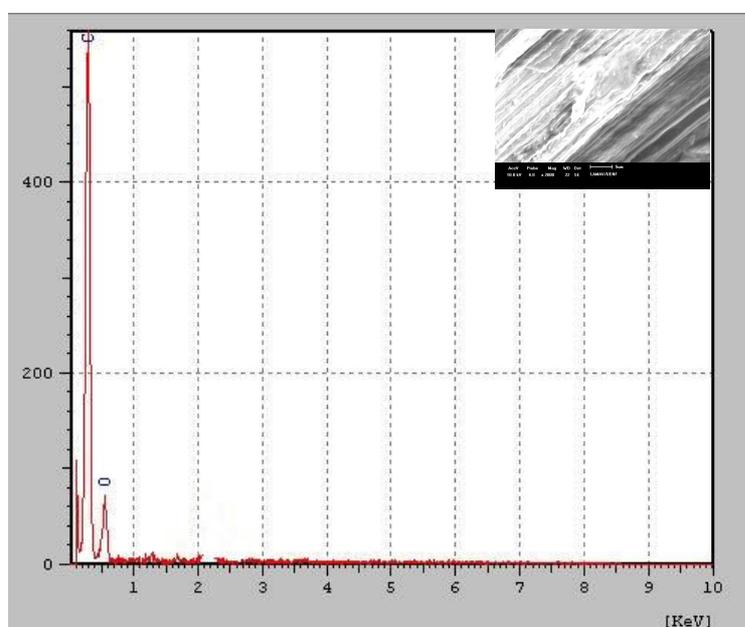


Figura 4.3: Resultado do EDS com a Presença de Carbono e Oxigênio.

4.1.3.3. Determinação de Celulose

De acordo com a análise realizada pelo método gravimétrico de análise de diferença de massa desenvolvida por Meterns (2002) onde a fibra de curauá em seu fracionamento obteve um teor de fibras totais de 82,1%, onde esse percentual é determinado pelo teor de celulose, lignina, hemicelulose em termos totais, com valores semelhantes a fibra piaçava, coco e juta como adaptado por Schuchardt et al (1995) na tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição Química de Fibras lignocelulósicas (%).

Fibra	Celulose	Hemicelulose	Lignina	Fibras totais	Referências
Curauá	71	8	3,1	82,1	Presente Tese de Doutorado
Piaçava	31,6	10,5	48,4	88,3	Aquino (2003)
Coco	45	43	0,3	90	Schuchardt (1995)
Bagaço	48	22	20	77	Schuchardt (1995)
Bambu	35	15	27	88	Schuchardt (1995)
Cana	45	20	23	80	Schuchardt (1995)
Linho	60	16	4	91	Schuchardt (1995)
Juta	60	15	16	91	Schuchardt (1995)
Cânhamo	67	16	8	83	Schuchardt (1995)
Rami	69	13	1	82	Schuchardt (1995)
Sisal	60	12	10	92	Schuchardt (1995)
Madeira	45	22	25	88,3	Schuchardt (1995)

4.2. Ensaio Mecânicos na Fibra de Curauá

4.2.1. Ensaio de Tração da fibra

Os ensaios de tração na fibra, realizados para determinar as propriedades mecânicas da fibra foram realizados na máquina Instron o ensaio de 100 fibras e são mostrados representados alguns lotes na fig. 4.4, a seguir (Ferreira et al, 2009b).

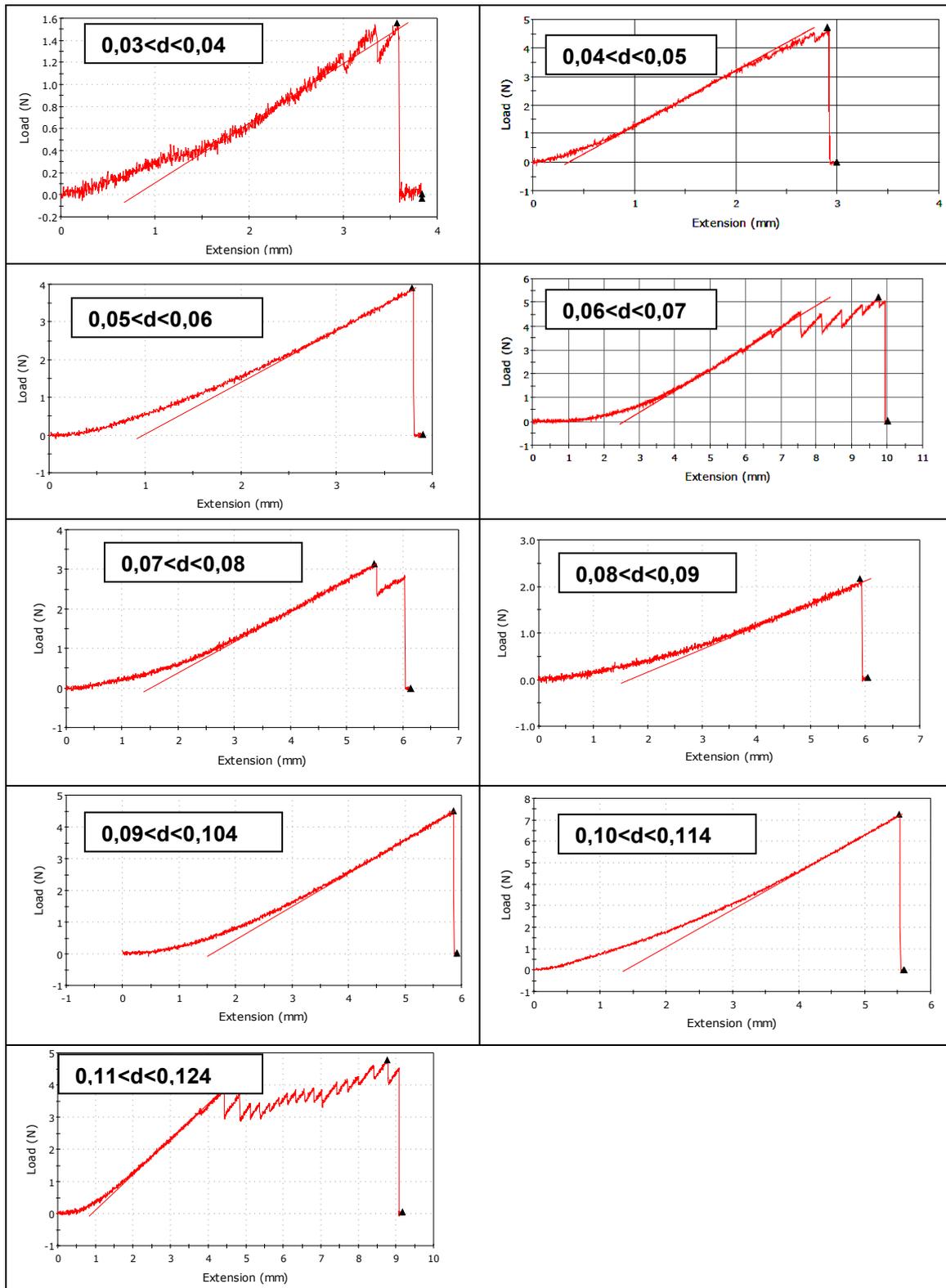


Figura 4.4: Curvas de tração típicas para fibras de curauá com diferentes diâmetros (mm) correspondentes a cada intervalo estatisticamente considerado.

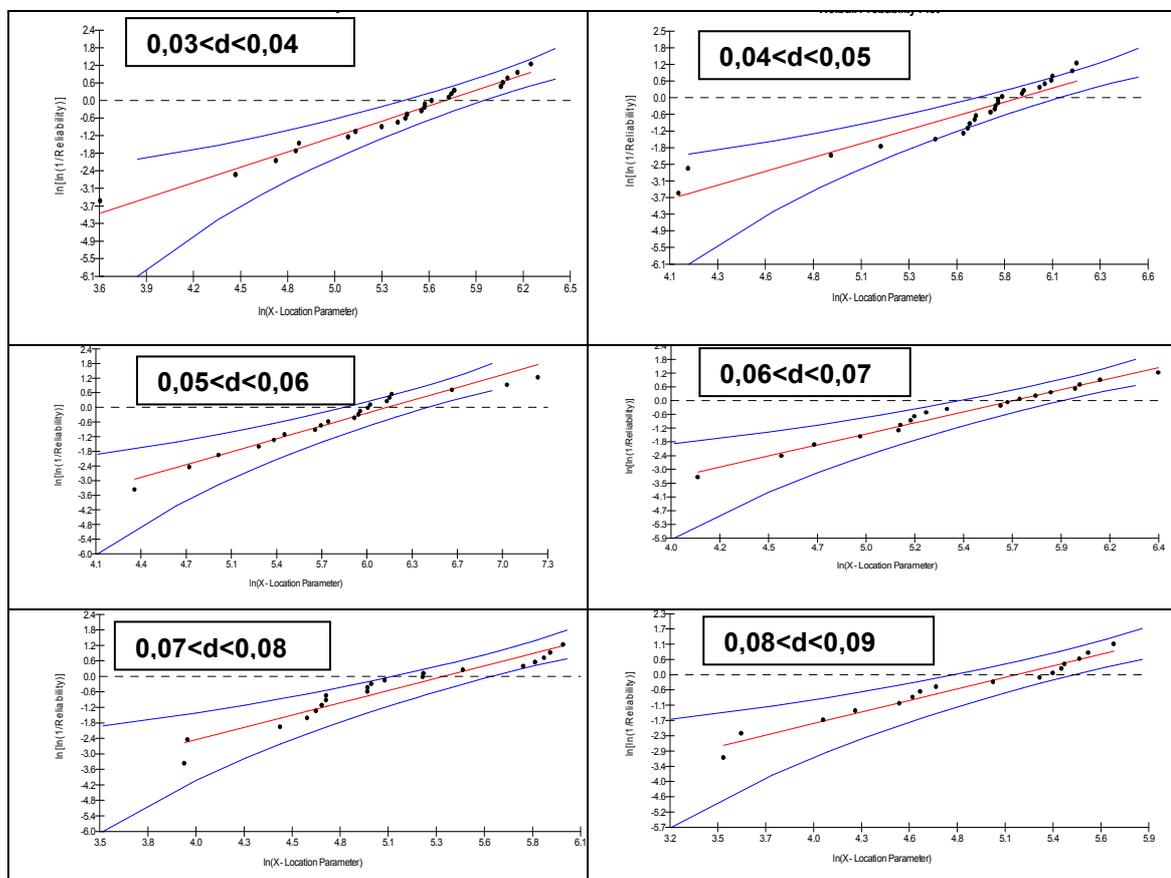
Em boa parte das curvas obtidas, notam-se oscilações nos valores da carga de resistência da fibra à solicitação mecânica da máquina Instron. Estas

oscilações, que também podem ser consideradas como serrilhações na curva, correspondem ao processo gradativo de separação dos filamentos que compõem uma fibra de curauá (Ferreira et al, 2009b).

Para cargas mais altas, aproximando-se da ruptura da fibra, os filamentos vão, aos poucos, se rompendo e, com isto, as serrilhações são amplificadas. Isto está exemplificado na curva do intervalo dos diâmetros maiores, entre 0,11 e 0,12 mm, na Fig. 4.4. Naturalmente, por se tratar de um diâmetro maior, esta fibra possui mais filamentos para serem rompidos.

4.2.2. Tratamento estatístico de Weibull nos ensaios de tração da fibra do curauá.

O conjunto das curvas de tração, como as ilustradas na Fig.4.4 foi analisada pelo método estatístico de Weibull. A Figura 4.5 apresenta os gráficos da probabilidade de Weibull obtidos (Ferreira et al, 2009b).



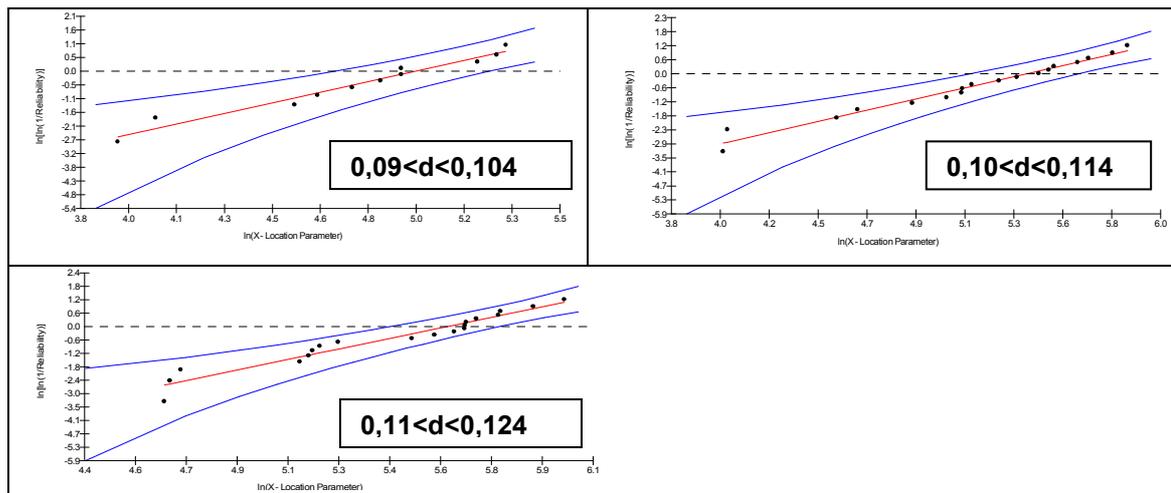


Figura 4.5: Gráficos da probabilidade de Weibull para os intervalos considerados de diâmetros(mm) das fibras de curauá.

Os gráficos, nesta figura, são referentes aos resultados da máxima tensão em tração para cada intervalo de diâmetros considerado para as fibras de curauá. Neles é possível observar uma reta central que se ajusta às tensões máximas referentes às 20 ou mais fibras consideradas para aquele intervalo de diâmetro, dentre as 100 fibras ensaiadas.

O programa *Weibull Analysis* também traça duas curvas limitando o intervalo considerado para efeito de determinação dos parâmetros de probabilidade (Ferreira et al, 2009b).

Considerando-se os gráficos de Weibull na Fig. 4.5 para os distintos intervalos de diâmetros, o programa calculou os valores dos parâmetros de probabilidade estatística de Weibull, utilizando o Método da Máxima Verossimilhança (Kapur & Lamberson, 1977), conforme listado na Tabela 4.2. Neste método, considerou-se o parâmetro de posição, δ , como sendo nulo. Caso fosse atribuído um valor diferente de zero para δ , seriam obtidas probabilidades negativas.

Tabela 4.2: Parâmetros de Weibull para os intervalos considerados de diâmetros das fibras de curauá

Intervalo de diâmetro (mm)	β	θ	R^2	Tensão Média (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
0,03 - 0,04	1,85	307,4	0,977	273,1	153,5
0,04 - 0,05	2,09	374,3	0,879	331,5	166,7
0,05 - 0,06	1,64	475,2	0,949	425,2	266,6
0,06 - 0,07	1,98	293,4	0,981	260,1	137,0
0,07 - 0,08	1,82	212,7	0,921	189,0	107,5
0,08 - 0,09	1,61	172,6	0,962	254,6	98,3
0,09 - 0,10	2,43	146,7	0,964	130,9	58,0
0,10 - 0,11	2,13	221,1	0,974	195,9	96,9
0,11 - 0,12	2,73	273,4	0,942	243,2	96,7

É importante lembrar que os parâmetros da Tabela 4.2 possuem as seguintes características (Carvalho, 2007):

β – é o parâmetro de forma, mais conhecido como Módulo de Weibull. De um modo geral, β possui valores entre 0,5 e 15. Quanto mais próximo β estiver de 15, mais o valor médio se aproximará do parâmetro de escala e a variância tenderá a zero.

θ - é o parâmetro de escala que indica o valor característico do que se está medindo com uma confiança de 63,8%. No presente trabalho, θ representa a tensão máxima em tração característica das fibras de curauá.

R^2 – é o parâmetro de ajuste, pois indica o quanto os pontos do gráfico de Weibull estarão bem ajustados à sua reta central. O valor de R^2 pode variar de 0 a 1. Quanto mais próximo o parâmetro estiver de 1, melhor ajustados estarão os pontos experimentais à reta central.

Com relação aos valores apresentados na Tabela 4.2, é importante comentar que β para todos os intervalos é relativamente baixo, não ultrapassando o valor de 3. Em princípio, isto significa que as distribuições de pontos associadas aos gráficos de Weibull da Fig. 4.5 têm baixa representatividade estatística.

Com base nos valores de da tensão máxima característica na Tabela 4.2, construíram-se os gráficos de suas variações com os respectivos diâmetros médios de cada intervalo como está mostrado na Fig. 4.5. O fato marcante desta figura é a aparente seqüência contínua dos pontos. Basicamente, este

comportamento das tensões máximas características implicaria em uma provável correlação com o diâmetro das fibras. Entretanto, os pontos das tensões se distribuem como se fosse uma onda senoidal, Fig. 4.5. Esta variação com o diâmetro não tem aparentemente um sentido físico. Tomczak et al (2007) também investigaram a influência do diâmetro sobre a tensão máxima sobre propriedades das fibras de curauá. Embora os autores tenham limitado a investigação a somente 5 intervalos de diâmetro, sem indicar a precisão nos valores (barra de erro), os resultados mostram uma tendência da tensão máxima variar inversamente com o diâmetro (Ferreira et al, 2009b).

Na figura 4.6 parece também existir esta tendência inversa. Entretanto, como foi mencionado, β na Tabela 4.2 tem valores relativamente baixos, o que compromete a representatividade estatística dos resultados. Para tentar esclarecer esta dúvida de como varia a tensão com o diâmetro, foi elaborada a curva de variação do valor médio das tensões máximas com os respectivos desvios padrão, dados na Tabela 4,2 em função dos correspondentes diâmetros médios de cada intervalo (Ferreira et al, 2009b).

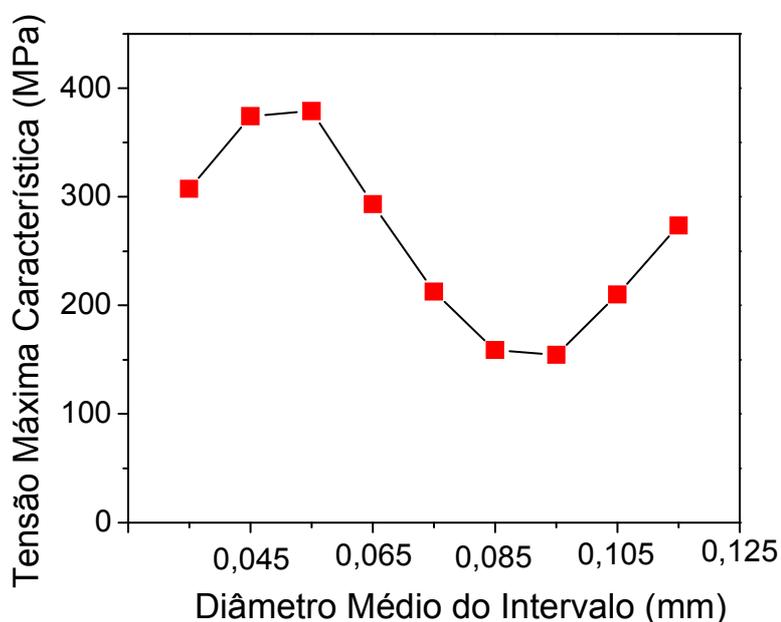


Figura 4.6: Tensão máxima característica, θ , em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados.

A Figura 4.7 apresenta esta curva onde devem ser notadas a grandes barras de erro associadas aos desvios-padrão. Esta figura esclarece a dúvida quanto à correlação entre tensão máxima e diâmetro. Na realidade, dentro da faixa de variação das barras de erro, é possível traçar uma reta horizontal em um nível ligeiramente abaixo de 200 MPa. Isto significa um valor constante da tensão máxima com o diâmetro da fibra de curauá como indicado pela reta horizontal (A), vermelha pontilhada, na Fig. 4.7. Entretanto, é possível também traçar uma reta (B), azul tracejada, com inclinação negativa por entre todas as barras de erro. Mais importante ainda, não é possível traçar por entre todas as faixas de barras de erro uma reta com inclinação positiva (Ferreira et al, 2009b).

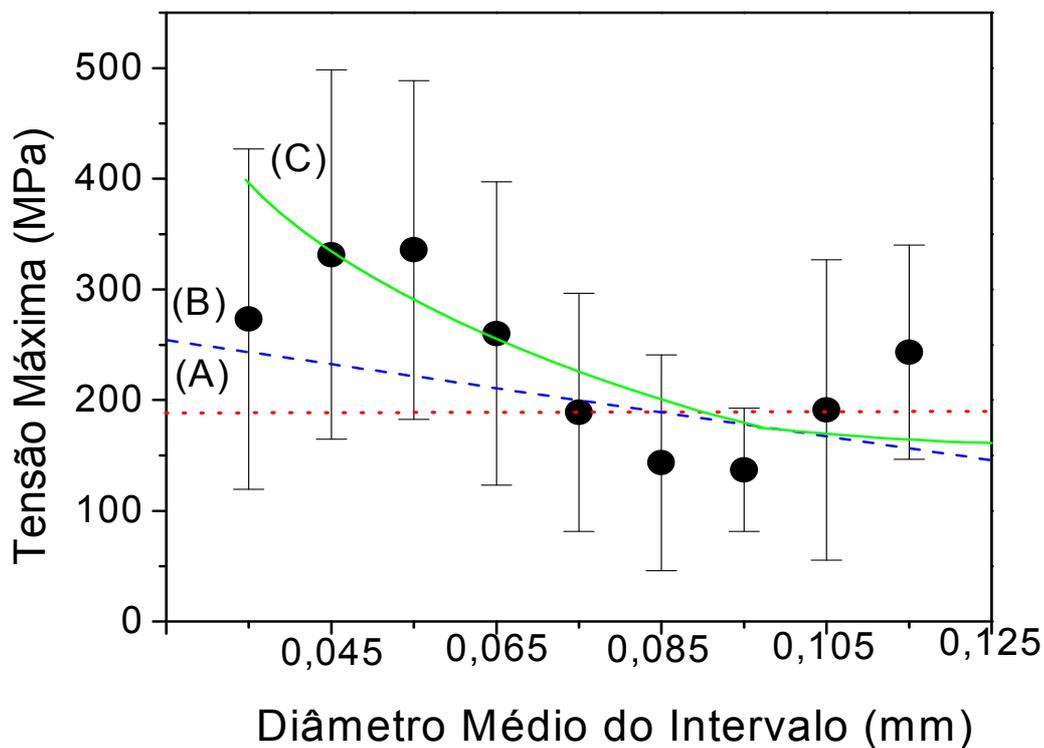


Figura 4.7: Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos nove intervalos considerados.

Preliminarmente, desta avaliação estatística pode-se concluir que para as fibras de curauá a tensão máxima em tração: ou não varia (horizontal (A)) ou então varia inversamente (reta (B)) com o diâmetro da fibra, como no artigo de Tomczak et al (2007).

Naturalmente que outras correlações, como curvas senoidais ou polinomiais, podem ser traçadas entre as barras de erro da Figura 4,7. No entanto, essas outras correlações oscilantes carecem de qualquer sentido físico aparente e assim devem ser desconsideradas. Apesar de permanecer uma certa dúvida, no presente trabalho sugere-se que a tensão máxima esteja variando hiperbolicamente com o diâmetro das fibras de curauá. Esta variação corresponde à curva (C), verde contínua, que também pode ser traçada por entre todas as barras de erro da Fig. 4.7 (Ferreira et al, 2009b).

4.2.3. Fratura em Tração da Fibra de Curauá.

Nas Figuras 4.8 e 4.9 são mostrados os MEVs das fibras antes do ensaio de tração. Em relação à Figura 4.8 são mostrados aspectos filamentosares da fibra de curauá. Na figura 4.8 (a), o principal aspecto a ser analisado é o conjunto de fibrilas, onde ocorrem pequenas desfibrilizações. Na fig. 4.8 (b) estas fibras unidas por lignina agem como um mini-compósito com superfície.

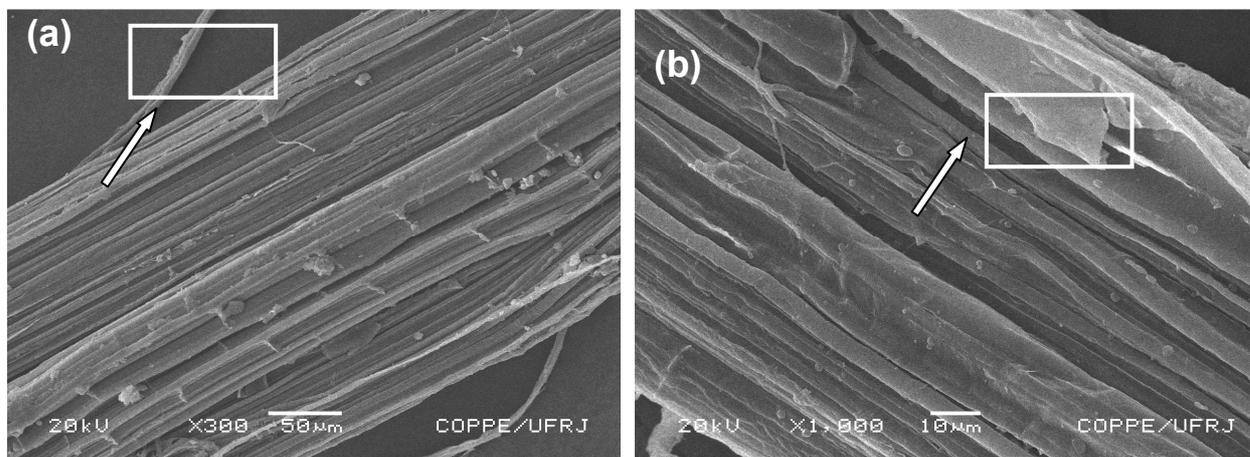


Figura 4.8: Micromorfologia por MEV das curauá: (a) X 300, e (b) X 1000

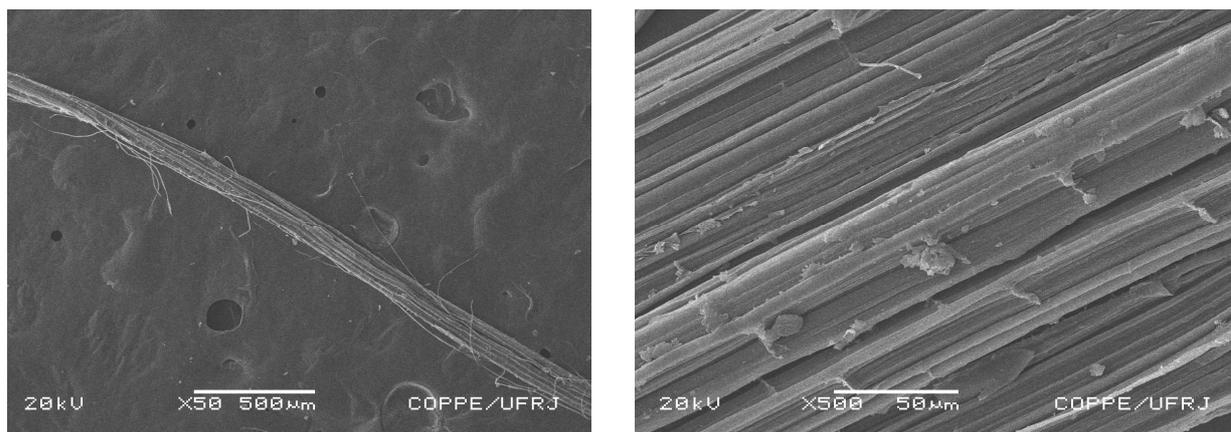


Figura 4.9: Micromorfologia por MEV de fibras de curauá: (a) X 50, e (b) X 500.

Na figura 4.9 são apresentadas as fractografias referentes à análise da fibra após os ensaios de tração. Estas observações por MEV das pontas rompidas em tração das fibras de curauá mostram a fratura de fibras de curauá com diferentes diâmetros. Já nas fractografias para o menor diâmetro, Fig. 4.10 (a), nota-se uma fratura mais uniforme envolvendo os poucos filamentos que compõem a fibra.

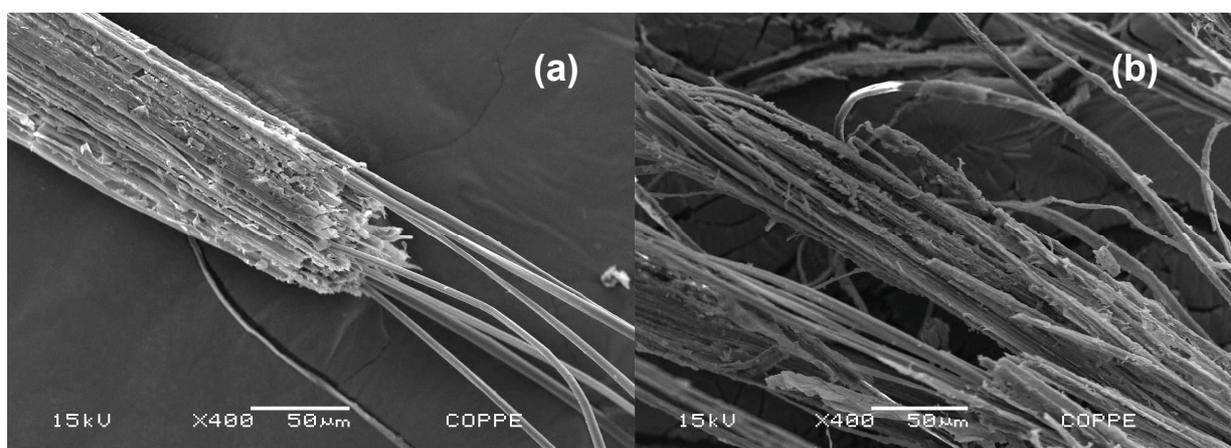


Figura 4.10: Fractografia por MEV das pontas rompidas de fibras de curauá: (a) mais fina, $d = 0,08$ mm, e (b) mais grossa, $d = 0,12$ mm.

Por outro lado, a fibra com maior diâmetro, Fig. 4.10 (b) tem fratura menos uniforme associada a partes distintas e envolvendo maior número de filamentos. Sob o ponto de vista estatístico, se a fibra deve romper todos os filamentos para sua total fratura, aquela que possuir maior número, por ser mais grossa, terá

maior chance de iniciar a ruptura de um dos seus filamentos à tensão menor do que a fibra mais fina com poucos filamentos na sua área da seção reta. Ou seja, com menor número de filamentos há mais chances de a fibra mais fina resistir até tensões comparativamente mais altas.

4.2.4. Ensaio pullout

Foram realizados ensaios de pullout, onde o comprimento da fibra de curauá variou entre 3 a 40 mm, envolvida nas resinas poliéster e epóxi. A figura 4.11 ilustra as garras necessárias para o ensaio de pullout dos compostos.



Figura 4.11: Ensaio de pullout.

4.2.4.1. Ensaio de pullout de compósitos de curauá com resina Epóxi

Nos ensaios de pullout, os corpos de prova foram embutidos na resina de 3 a 40 mm, tracionado por garras especiais prendendo ambas as extremidades, a da fibra e a oposta da cápsula, foram conduzidos em um equipamento EMIC modelo DL 10.000 com capacidade de 100 kN a uma velocidade constante de $3,3 \times 10^{-5}$ m/s. A pressão nas garras foi ajustada para permitir que tanto a fibra

quanto a cápsula de epóxi fossem firmemente apertadas sem escorregarem para fora da garra mas também sem serem danificadas pelo aperto.

Os valores obtidos para a tensão de escorregamento fibra/matriz nos ensaios em mais de 100 fibras retiradas são demonstrados na tabela 4.3, a seguir, onde os valores foram obtidos do ensaio de 10 corpos de prova.

Tabela 4.3: Tensão Média de Pullout para a fibra de Curauá embutida no compósito de resina Epóxi.

Embutimento (mm)	Tensão (MPa)
3	454.4 ± 359.6
5	316.8 ± 270
10	461.1 ± 185.3
20	356.0 ± 175.3
30	458.0 ± 280.8
40	451.4 ± 259.5

O valor médio obtido para a tensão média da fibra é:

$$\sigma_m = 559 \pm 314 \text{ MPa}$$

Os dados da Tabela 4.3, mostram a variação da tensão de pullout para as fibras com embutimento em milímetros variados, indicando uma elevada dispersão que pode ser observada conseqüentemente na tabela 4.3. O primeiro aspecto a ser observado na figura 4.12, como já enfatizado é a sua alta variação, sendo prevista como uma característica intrínseca das fibras lignocelulósicas (Shan & Lakkad, 1981). A despeito das dificuldades inerentes ao ensaio de pullout, este tipo de teste vem sendo utilizado para se determinar o comprimento crítico tanto de fibras sintéticas (Yue & Cheung, 1999; Tanaka, et al, 2002) quanto de fibras naturais (Aquino et al, 2003; Monteiro et al, 2006 a,b,c).

A Figura 4.12 apresenta a curva de pullout para fibras de curauá embutidas em resina epóxi, seguindo o esquema de ensaio da Fig. 4.12. Além das tensões máximas (pullout stress) com suas respectivas barras de erro, correspondentes à média e desvio padrão dos ensaios de pullout para cada comprimento embutido.

Considerando os valores médios e seus limites estatísticos na Fig. 4.12, cabe a seguinte interpretação para a variação da força da retirada do compósito:

para valores de embutimento abaixo de 3 milímetros, a fibra desliza normalmente fora do compósito de epóxi sem ruptura (Callister, 2000;Monteiro, Lopes, Ferreira, 2009b).

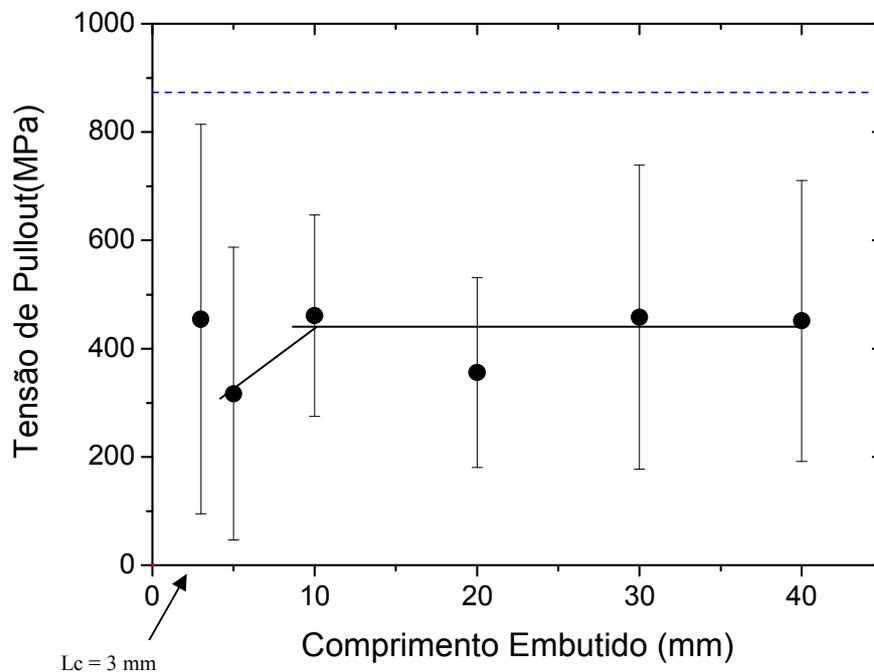


Figura 4.12: Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos seis intervalos considerados do ensaio de pullout com resina epóxi.

A análise das linhas horizontais na Fig. 4.12 permite a determinação do valor do comprimento crítico (l_c). Isto corresponde ao comprimento embutido mínimo investigado.

$$l_c = 3 \text{ mm}$$

Uma avaliação mais precisa do comprimento crítico pudesse talvez ser feita considerando o comprimento embutido menor. Entretanto, a dispersão relativamente grande nos limites estatísticos faz tal consideração no caso das fibras do curauá de pouca relevância. Além disto, através do comprimento crítico, obtido no ensaio de pullout, é possível se avaliar também a tensão cisalhante interfacial, τ_c , que mede a resistência na interface fibra/matriz. Com o valor do comprimento crítico de 3 mm, pode-se calcular a força de tensão cisalhante relação da fibra de curauá/epóxi usando a seguinte equação (Monteiro, Lopes, Ferreira, 2009b)(1).

$$\tau_c = \frac{d\sigma_f}{2l_c} \quad (1)$$

Onde d é o diâmetro da fibra, l_c é o comprimento crítico e σ_f sua resistência à tração.

Para calcular a tensão cisalhante interfacial o diâmetro médio de 0,03, obtido na figura 4.12 é considerado.

$$\tau_c = 6.52 \text{ MPa}$$

4.2.4.2. Ensaio de pullout de compósitos de curauá com resina poliéster

A Figura 4.13 apresenta as curvas de pull-out para fibras de curauá embutidas em cápsulas de poliéster (Monteiro & D Almeida, 2006; Monteiro et al, 2005; Monteiro et al, 2009b; Monteiro & Rangel, 2006).

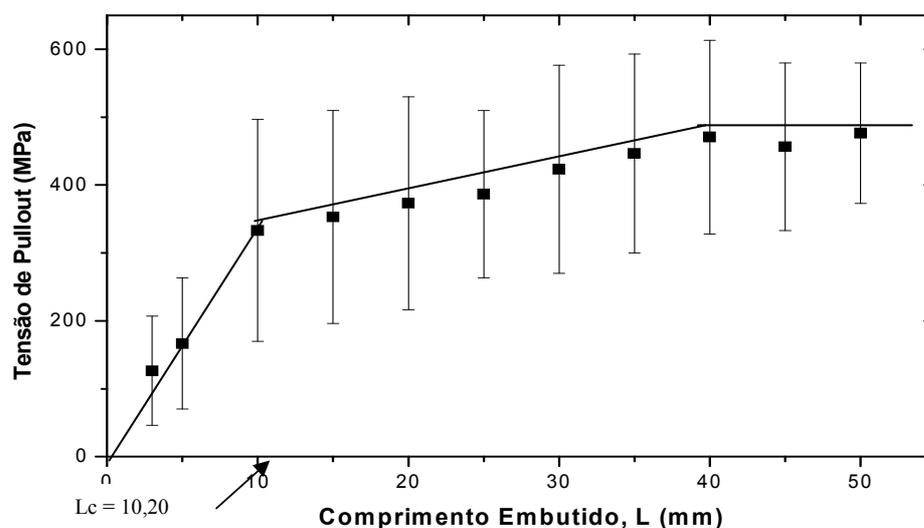


Figura 4.13: Valor médio da tensão máxima em tração em função do diâmetro médio de cada um dos onze intervalos considerados do ensaio de pullout com resina poliéster.

Nesta, entre os valores $10 \leq L \leq 35$ mm, pode-se ajustar uma reta cuja equação corresponde a (3):

$$\sigma = 4,37 L + 283,76 \quad (3)$$

Para os três primeiros pontos, $L = 3, 5$ e 10 mm, juntamente com a origem, ajustou-se uma reta com a equação 4:

$$\sigma = 32,19 L \quad (4)$$

A interseção das Equações 3 e 4 ocorre para o valor de $l_c = 10,20$ mm, que seria o comprimento crítico limite para livre desacoplamento proposto neste trabalho. Pode-se também imaginar um valor $L_c = 38,83$ mm do comprimento a partir do qual não ocorre mais desacoplamento da fibra em relação à matriz. Este valor corresponderia à interseção do segundo trecho linear, Equação 3 com o último trecho horizontal associado a $\sigma = 453,45$ MPa (Monteiro & D Almeida, 2006; Monteiro et al, 2005).

Considerando-se os limites superior e inferior para os desvios padrão na Figura 4.13, é possível, também, por interseção de retas, obter-se prováveis intervalos para a variação de $l_c = 0,53$ mm e $L_c = 1,37$ mm.

Comparando o valor da tensão cisalhante interfacial do curauá com outros relatados na literatura, pode-se pressupor que a relação da fibra/poliéster do curauá é relativamente forte, obtendo uma tensão cisalhante relativamente baixa com a resina poliéster $\tau_c = 0,50$ MPa, conforme pode ser observado na Tabela 4.4. Isto corrobora a tendência comum encontrada quando as fibras lignocelulosicas (Aquino et al, 2003; Monteiro et al, 2006a) são usadas para reforçar compostos poliméricos .

Tabela 4.4: Comparação entre as tensões cisalhantes interfacial.

Fibra/Matriz	τ_c (MPa)	Referencia
Curaua/ Poliéster	0.50	(Monteiro, D Almeida, De Deus, 2005) (Monteiro, Ferreira, Lopes, 2009)
Curaua/Epóxi	6.52	(Monteiro, Ferreira, Lopes, 2009)
Coco/Epóxi	3.37	(Costa, Santa Fé Junior, Monteiro, Lopes, 2008)
Coco/Poliéster	0.43	(Monteiro et al, 2008)
Piaçava/Poliéster	2,35	(Monteiro, D deus, D' Almeida, 2005)
Piaçava/Epóxi	10.00	(Nascimento, Monteiro, Motta, Lopes, Aquino, 2008)
Sisal/ Poliéster	7.47	(Monteiro, Inácio, Lopes, Costa, Santos Jr, 2009)

4.2.4.3. Aspectos das fibras após Ensaio de Pullout

A Figura 4.14 mostra os MEV da fibra de curauá após o teste de pullout. o aspecto de uma fibra do curauá antes e depois do teste. É importante, nesta figura, observar a característica heterogênea da fibra, que é compor-se de muitos filamentos naturalmente limitados que corroboram a análise de Monteiro e Rangel (2006).

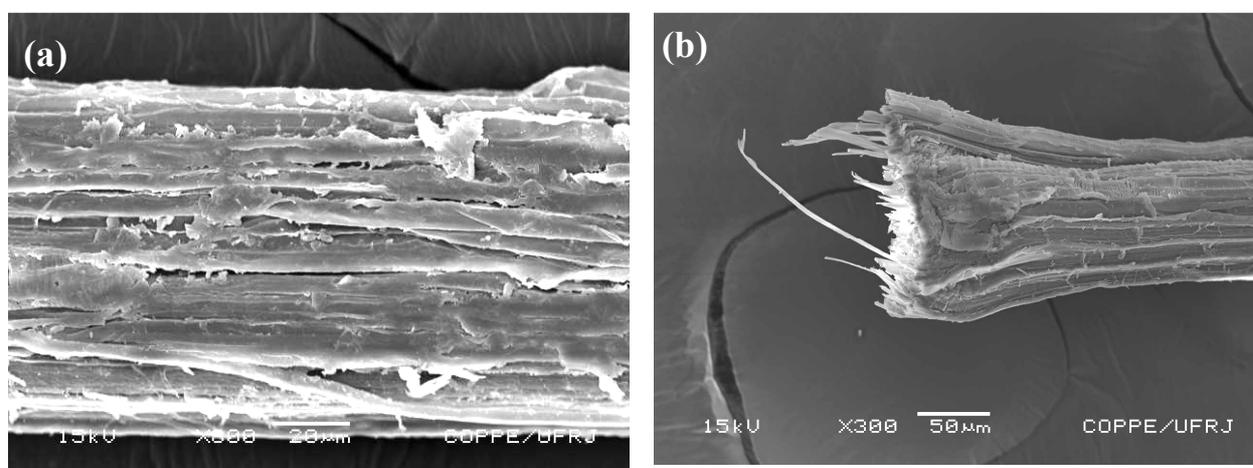


Figura 4.14: Aspecto típico da fibra de curauá (a) antes do teste de pullout (b) depois do ensaio de Pullout com resina epóxi.

4.3. Ensaio Mecânico no compósito de Curauá

4.3.1. Densidade dos Compósitos

A caracterização da densidade do compósito de curauá, foi obtida pela mensuração do peso e volume dos compósitos, sendo a tabela 4.5 referente a compósitos de curauá com resina epoxidica e a tabela 4.6 referente à curauá com resina poliéster.

Tabela 4.5: Densidade do compósito de curauá com matriz epoxídica.

% de fibra	Densidade (g/cm ³)
0	1,15
5	1,15
10	1,14
15	1,15
20	1,16
25	1,17
30	1,19

Tabela 4.6: Percentual x Densidade do compósito de curauá com matriz poliéster.

% de fibra	Densidade (g/cm ³)
0	1,18
5	1,20
10	1,17
15	1,17
20	1,22
25	1,21
30	1,19

4.3.2. Ensaio de flexão de três pontos

Na Figura 4.15 foi apresentada a foto exibindo o comportamento do corpo de prova durante o ensaio de flexão. O comportamento macroscópico dos corpos de prova pode ser de ruptura total, ou parcial, ou mesmo pode não haver a ruptura dos compósitos.



Figura 4.15: Ensaio de Flexão de 3 pontos com corpo de prova de curauá.

4.3.2.1. Ensaio de flexão no compósito de curauá com resina poliéster

A Figura 4.16 ilustra o aspecto das curvas de carga vs. deslocamento obtidas nos ensaios de flexão de três pontos para corpos de prova com diferentes frações de fibra de curauá com a resina poliéster (Monteiro et al, 2006 a,b;Monteiro et al, 2008 a; Aquino et al, 2006) .

Nestas curvas observa-se que algumas curvas são contínuas, como a do corpo de prova com 30% de curauá enquanto a do corpo de prova com 5% de curauá apresenta descontinuidades logo após a carga máxima (Monteiro et al, 2006 a,b;Monteiro et al, 2008 a; Aquino et al, 2006).

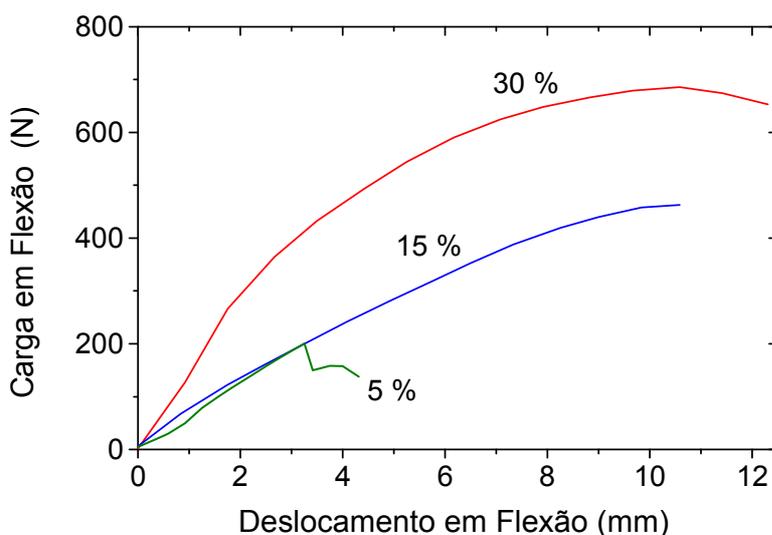


Figura 4.16: Curvas de carga vs. deslocamento flexão por três pontos.

A partir dos resultados de curvas como as da Fig. 4.16 obteve-se o valor das cargas máximas e calculou-se a tensão máxima para os diversos compósitos investigados.

A Tabela 4.6 apresenta os resultados das médias da tensão máxima em flexão de corpos de prova para cada fração de fibra de curauá investigada. Nesta tabela também estão apresentados os correspondentes desvios-padrão para cada valor de σ_m (Monteiro et al, 2006 a,b;Monteiro et al, 2008 a; Aquino et al, 2006).

Tabela 4.6: Tensão máxima dos compósitos de fibra de curauá reforçando resina poliéster.

Fração em peso da fibra de curauá (%)	Tensão máxima em flexão (MPa)
0	41,40 ± 6,92
5	47,04 ± 15,20
10	79,99 ± 20,30
15	80,06 ± 23,06
20	96,60 ± 12,95
25	90,97 ± 23,57
30	94,01 ± 16,50

Com base nos dados da Tabela 4.6, construiu-se a curva de variação da resistência máxima à flexão dos compósitos em função da fração em peso de fibras de curauá como está representado na Figura 4.17 (Monteiro et al, 2006 a,b;Monteiro et al, 2008 a; Aquino et al, 2006).

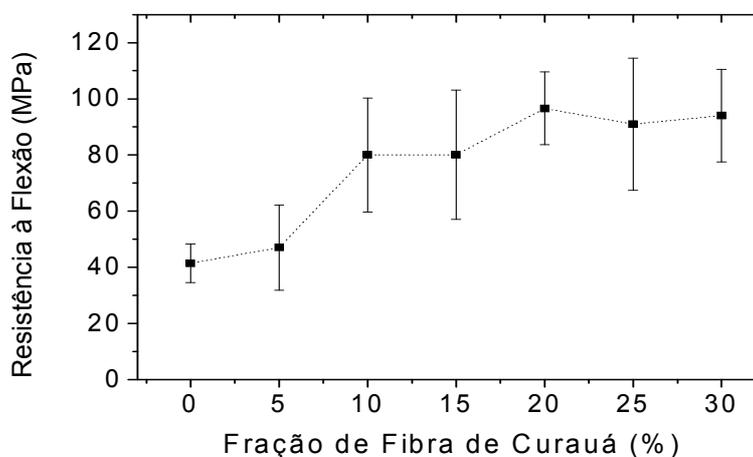


Figura 4.17: Curva de variação da resistência máxima à flexão dos compósitos de matriz poliéster com a fração de fibra de curauá.

Nesta curva, observa-se um significativo aumento na resistência com introdução de fibras longas de curauá na matriz de poliéster. Acima de 15% de fibra nota-se uma tendência de nivelamento do valor da resistência pouco abaixo de 100 MPa. Na verdade, individualmente, um dos corpos de prova atingiu resistência à flexão de 110 MPa. Estes valores são praticamente o triplo dos maiores valores até agora obtidos em compósitos com fibras curtas (Frollini et al, 2000). Deve-se, ainda, mencionar que a quantidade de fibras curtas daquele trabalho chegava a 50%.

4.3.2.2. Fratura em Flexão de compósitos de curauá com resina Poliéster

A Figura 4.18 mostra uma fibra de curauá, parcialmente impregnada com resina poliéster, após descolar-se da matriz.

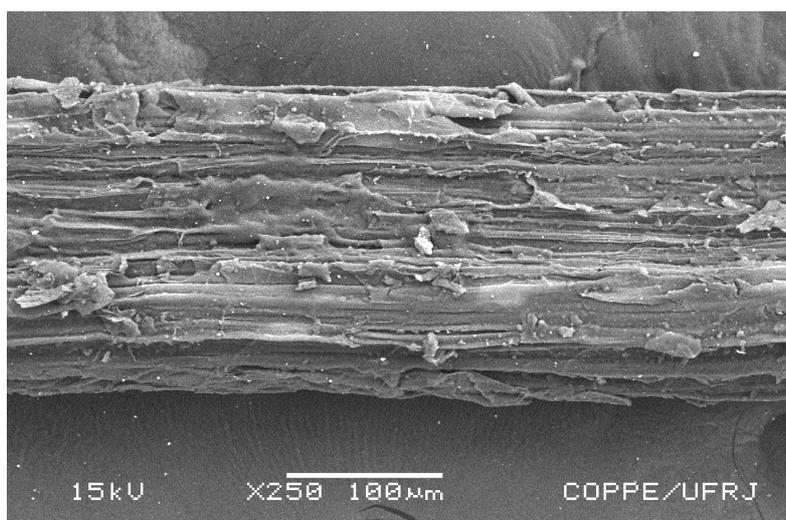


Figura 4.18: Fibra de curauá após descolamento da matriz de poliéster.

Nesta figura fica evidente a boa aderência da resina à fibra acompanhando o feixe de fibrilas. A dificuldade em deslocar as fibrilas superficiais da cobertura de poliéster se traduz em eficiente adesão e capacidade de serem transferidos esforços mecânicos da matriz para toda a fibra.

A Figura 4.19, com maior aumento ilustra o feixe de fibrilas revelado por baixo de uma camada aderida de poliéster.

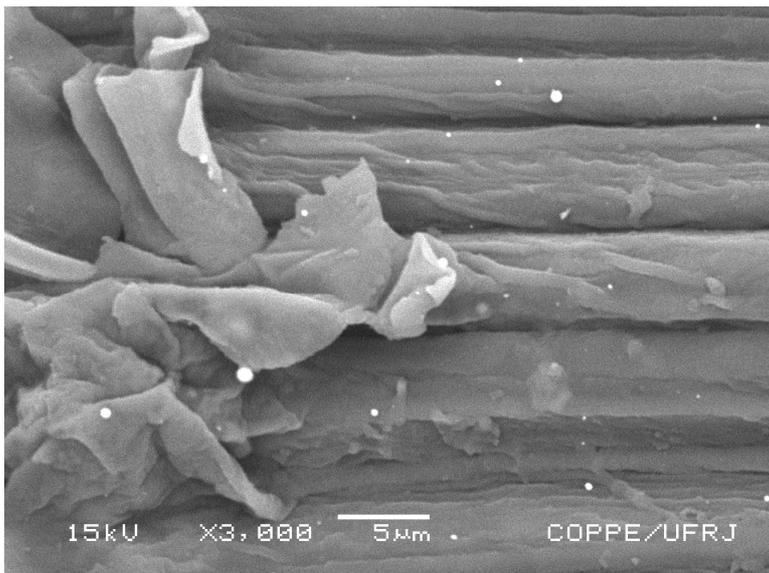


Figura 4.19: Feixe de fibrilas de uma fibra de curauá.

Nesta figura é relevante destacar a topografia do feixe de fibrilas que permite a penetração da resina de poliéster, quando ainda líquida durante o processamento, por entre as próprias fibrilas. Assim, além do efeito das fibras contínuas e alinhadas de curauá com diâmetro médio de 0,17 mm, Fig.4.19, pode-se também imaginar a formação de mini-compósitos com as próprias fibrilas, com diâmetro médio de 5 μm , reforçando a superfície da fibra à qual pertencem.

4.3.2.3 Resultados do ensaio de flexão no compósito de curauá com resina poliéster, com tratamento de NaOH

Os tratamentos nas fibras de curauá de mercerização em solução aquosa de NaOH foram realizados nas concentrações de 0,1 e 10 % de NaOH e nos tempos de mercerização de 1min e 1hora .Os resultados com corpos de prova merceirizados com compósitos poliéster, podem ser comparados na Tabela 4.7 (Lopes et al, 2007; Ferreira et al, 2009a).

Tabela 4.7: Tensão máxima dos compósitos de fibra de curauá reforçando resina poliéster, com tratamento de NaOH.

Tratamento	Fração em peso de fibra de curauá (%)	Tensão máxima em flexão (MPa)
nenhum	0	72,6 ± 5,8
	10	80,0 ± 20,3
	20	96,6 ± 13,0
	30	94,0 ± 16,5
10%NaOH 1 hora	10	66,4 ± 5,6
	20	68,7 ± 13,5
	30	87,7 ± 10,0
0,1% NaOH 1 hora	10	59,9 ± 6,6
	20	85,6 ± 20,0
	30	81,2 ± 7,5
10%NaOH 1 min	10	53,9 ± 15,9
	20	69,2 ± 13,4
	30	84,2 ± 17,9
0,1% NaOH 1 min	10	55,4 ± 24,7
	20	65,2 ± 4,8
	30	98,2 ± 13,7

Com base nos dados da Tabela 4.7 construiu-se a curva de variação da resistência máxima à flexão dos compósitos em função da fração em peso de fibras de curauá como está representado na Figura 4.20 (Lopes et al, 2007; Ferreira et al, 2009a).

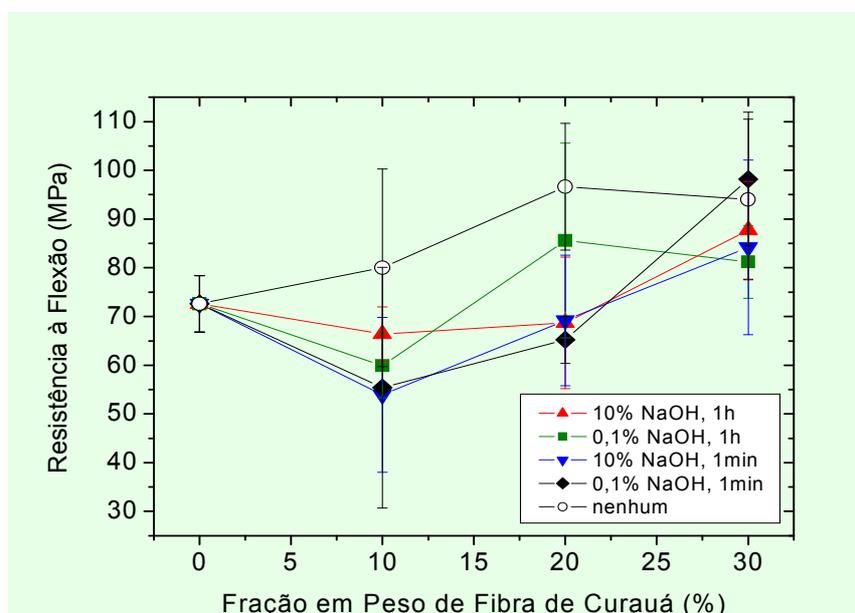


Figura 4.20: Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá, com e sem tratamento.

Na Figura 4.20 podemos concluir que, para até 20% de fibras nos compósitos, o tratamento de mercerização não se mostrou vantajoso. Já para 30% de fibras submetidas ao mais leve tratamento de 0,1% NaOH por 1 minuto, o compósito é aparentemente mais resistente. No intervalo do erro estatístico, não parece haver vantagem na mercerização das fibras de curauá para servirem de reforço em compósitos de poliéster (Lopes et al, 2007; Ferreira et al, 2009a).

4.3.2.4. Fratura em Flexão de compósitos de curauá com resina Poliéster com fibra tratada NaOH

A análise da microestrutura por MEV esclarece algumas questões relativas ao sofrível desempenho mecânico de compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de curauá mercerizadas. A Figura 4.21 apresenta detalhes da superfície de fratura de um compósito com 0% de fibra, ou seja, pura resina poliéster. Nesta figura, observam-se aspectos característicos da ruptura do poliéster, tais como superfícies planas com marcas que podem ser associadas à propagação de trincas (Lopes et al, 2007; Ferreira et al, 2009a).

Vale também mencionar que a resistência à flexão do poliéster, cerca de 73 MPa, indica que se trata de uma resina de boa qualidade e cuja cura foi bem processada.

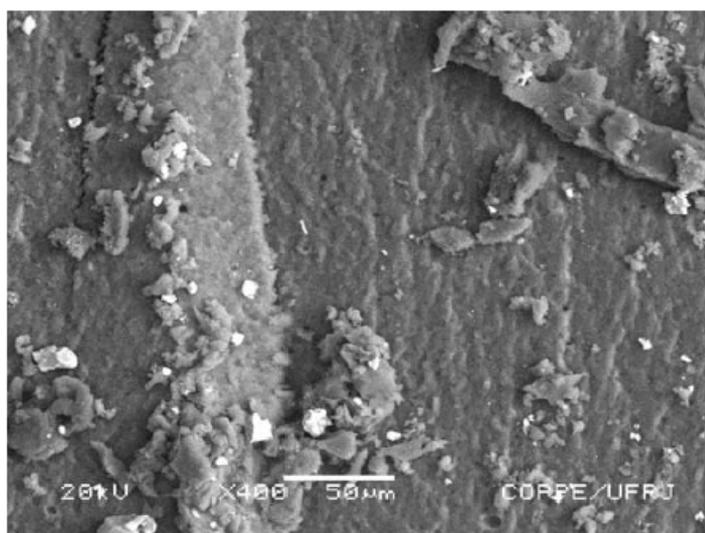


Figura 4.21: Micrografia da fratura em flexão da resina poliéster pura. 400 x

A Figura 4.22 apresenta a superfície de fratura de um compósito com matriz poliéster reforçado com 10 % de curauá tratada em solução de 0,1% de NaOH por 1 minuto. Este tratamento, apesar de leve, resultou em um baixo desempenho do compósito, como mostrado na Fig. 4.21, inferior ao da resina poliéster pura. Ou seja, a fibra de curauá nesta quantidade incorporada não oferece reforço à matriz de poliéster. A provável razão para este fato é a degradação acarretada à fibra pela mercerização em qualquer solução ou tempo. Esta eficiente degradação está associada à separação dos filamentos que compõem cada fibra de curauá. Isto é, o NaOH corrompe a ligação entre os filamentos que estão na superfície, soltando-os individualmente (Lopes, Santos, Monteiro, 2007; Ferreira, Monteiro, Lopes, 2009).

Este fato pode ser constatado na Figura 4.22 pelo grande número de finos filamentos espalhados em toda a área observada juntamente com algumas fibras mais grossas embutidas na matriz.

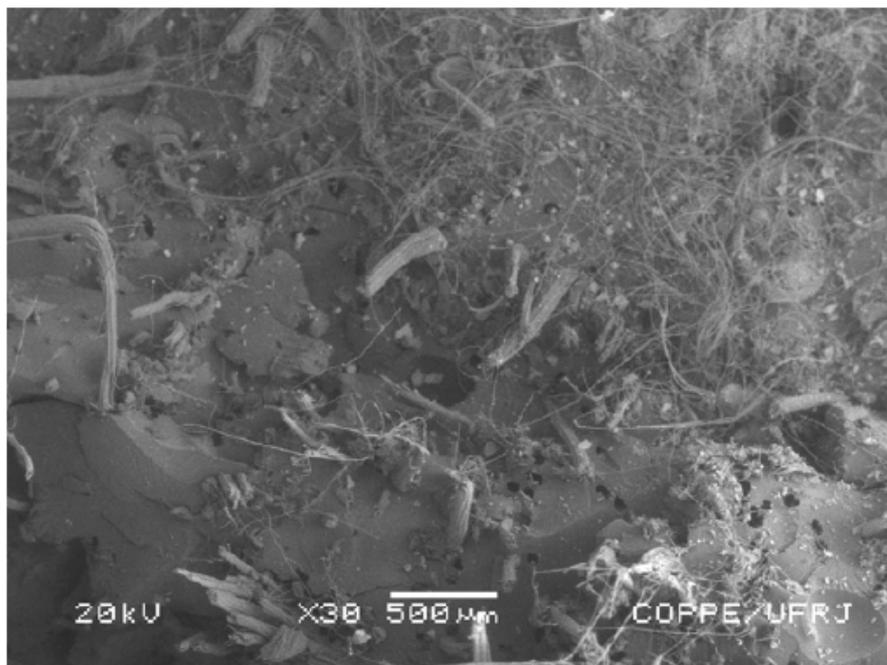


Figura 4.22: Micrografia MEV da fratura de compósito com 10% de fibra de curauá tratada em NaOH 0,1% por 1 minuto.30 X.

A Figura 4.23 revela, com maior aumento da fratura do compósito da Fig. 4.22, evidências que a separação dos filamentos na superfície da fibra interfere

no acoplamento da fibra com a matriz, contribuindo para trincas que causam ruptura do compósito.

Com maior quantidade de fibra, 30%, e tratamento mais vigoroso, 10% NaOH por 1 hora, mostrado na micrografia da Figura 4.24, prevalece a separação da fibra em filamentos. Observam-se também muitos vazios redondos correspondentes aos locais onde fibras foram sacadas da matriz. Apesar destas características deletérias, ainda assim a incorporação de 30% de fibras oferece condições de reforço ao compósito para qualquer tratamento efetuado, embora não seja melhor que as fibras sem tratamento. Uma possível explicação é a elevada resistência da fibra de curauá que, a despeito da degradação devida à mercerização, ainda reforça a matriz, como mostra a Figura 4.25 (Lopes et al, 2007; Ferreira et al, 2009a).

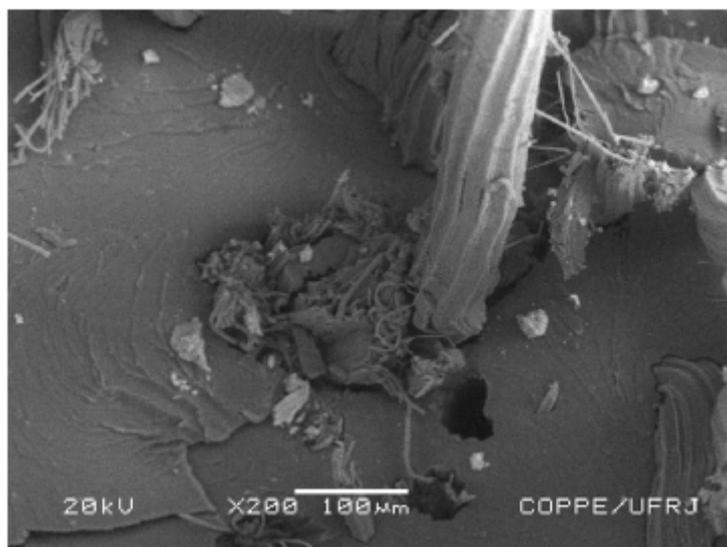


Figura 4.23: Detalhe da Fig. 4.22, mostrando a participação dos filamentos desligados da fibra, devido à mercerização, nas trincas da matriz.

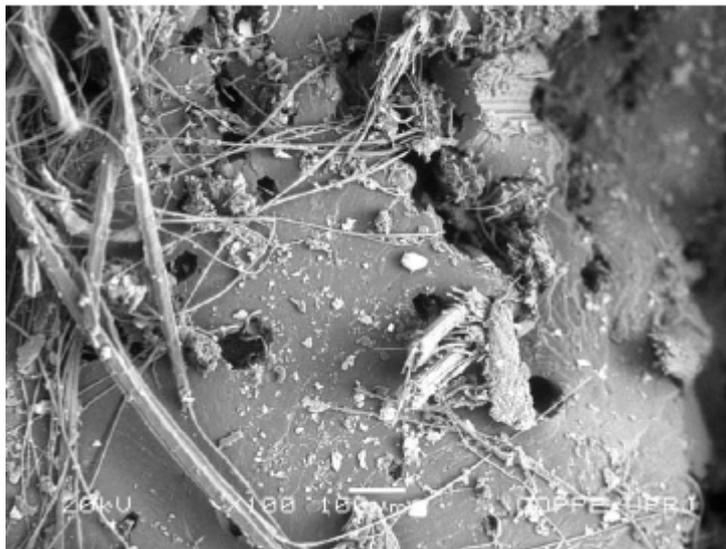


Figura 4.24: Micrografia MEV da fratura de compósito com 30% de fibra de curauá tratada em NaOH 10% por 1 hora.

Em suma, a mercerização produz degradação nas fibras de curauá induzindo mecanismos de ruptura que se sobressaem ao efeito do reforço.

Entretanto, para quantidades relativamente grande de fibras, superiores a 20% em peso, a elevada resistência de cada fibra, no conjunto, sobrepuja as trincas provocadas pela separação em filamentos. Têm-se assim condições de reforço do compósito.

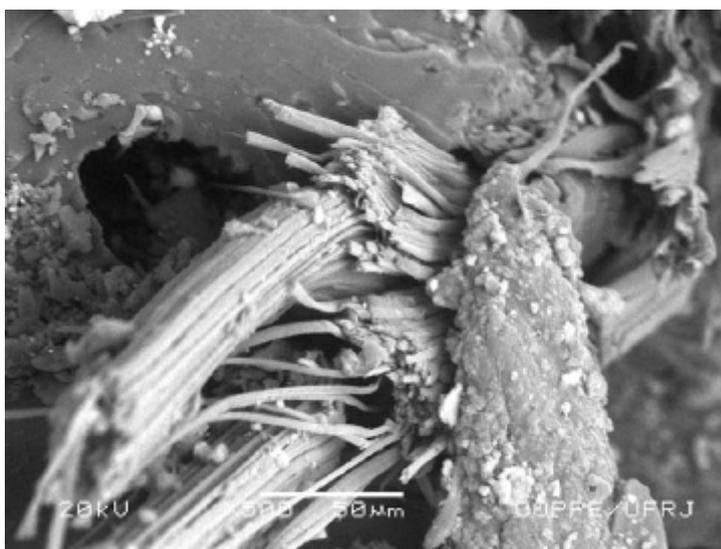


Figura 4.25: Detalhe com maior aumento da Fig. 4.24, mostrando o efeito de reforço da fibra de curauá.

4.3.2.5. Ensaio de flexão no compósito de curauá com resina Epóxi

Os resultados das propriedades mecânicas dos compósitos de curauá após realizados ensaios de flexão, podem ser demonstrados inicialmente na Fig. 4.26, em que se, ilustra o aspecto típico das curvas de carga vs. deslocamento, obtidas nos ensaios de flexão de três pontos, para corpos de prova representativos das diferentes frações de fibras de curauá. Nesta figura observa-se que, como esperado, a curva de flexão da epóxi pura é linear, correspondendo ao regime elástico até a ruptura, o que caracteriza um comportamento frágil. O mesmo acontece com a maioria das curvas dos compósitos com 10 e 20% de fibras de curauá, como exemplificado na Fig. 4.26, que também apresenta características frágeis. Isto significa que, ao se atingir o ponto de máxima resistência, a ruptura é súbita com imediata queda de, praticamente, toda a carga aplicada (Ferreira et al, 2008d; Monteiro et al, 2009a).

Nos compósitos com 30% de fibra, como o exemplo da Fig. 4.26, após um início linear, as curvas apresentam um trecho parabólico com suave inclinação característica de uma certa plasticidade. Além disto, ao se atingir o máximo não ocorre uma fratura súbita e a carga oscila no seu lento decréscimo. Isto se deve à efetiva resistência que o maior número de fibras oferece à propagação de trincas por meio da frágil matriz epoxídica. Ou seja, com 30% de fibra, não existirá mais um percurso fácil entre as fibras que permita uma única trinca propagar-se imediatamente por toda a seção do corpo de prova para súbita ruptura, como acontece com os compósitos com 10 e 20% de fibra na Fig. 4.26 (Ferreira et al, 2008d).

Em conseqüência, a total ruptura dos corpos de prova, com 30% de fibra de curauá, só ocorre após extensa flexão plástica dos mesmos. Isto está associado a uma elevada tenacidade destes compósitos (Ferreira et al, 2008d).

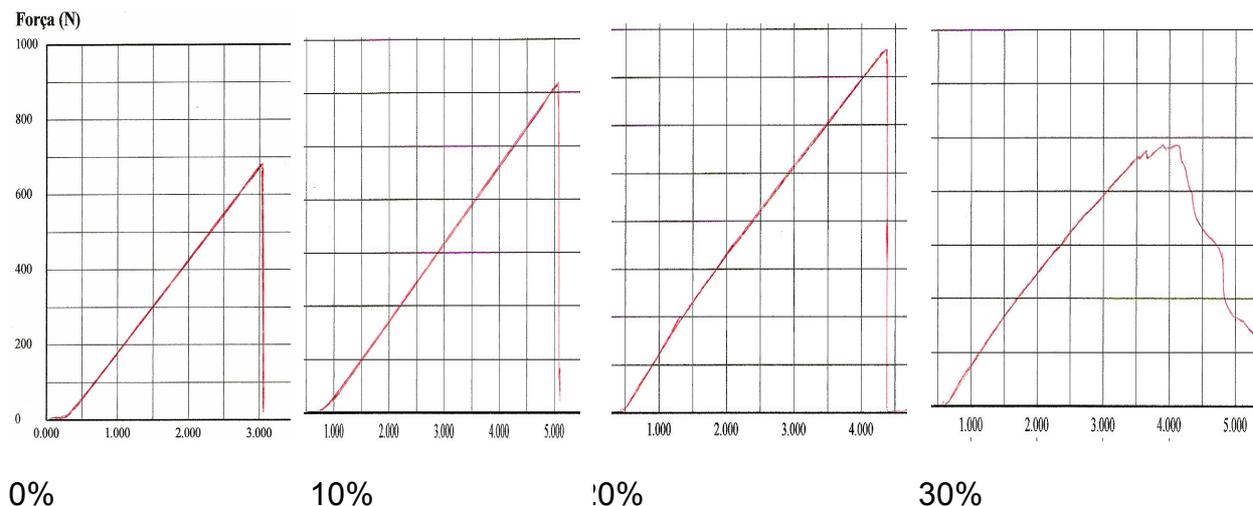


Figura 4.26: Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão de compósitos epoxídicos reforçados com diferentes frações de fibras de curauá.

A partir de curvas, como as da Fig. 4.26, obteve-se o valor das cargas máximas, Q_m , e calculou-se a tensão máxima, σ_m , também conhecida como módulo de ruptura em flexão. Com base nestes valores, construiu-se o gráfico de variação da resistência à flexão dos compósitos em função da fração em peso de fibras de curauá, como mostrado na Fig. 4.27 (Ferreira et al, 2008d; Monteiro et al, 2009a).

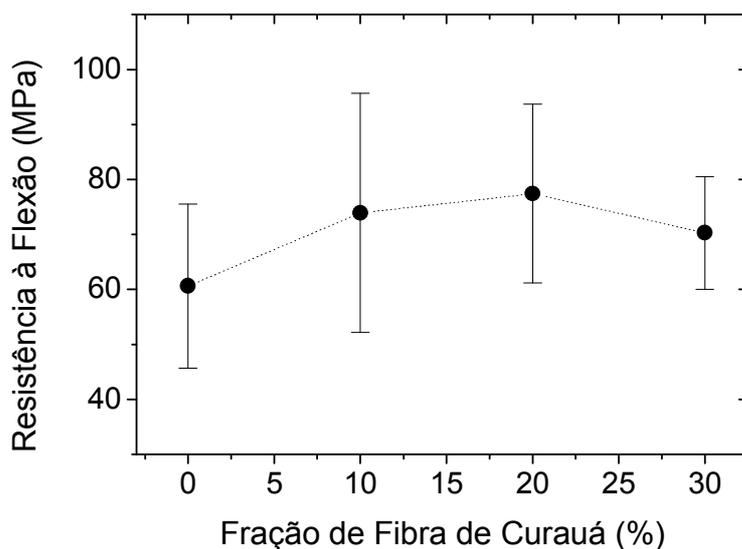


Figura 4.27: Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá.

No gráfico da Fig. 4.27 nota-se um aumento na resistência dos compósitos relativamente à epóxi pura, 0% de fibra. Com a incorporação de fibras de curauá, a matriz epoxídica atinge, em média, resistências superiores a 70 MPa. É importante mencionar que existe uma grande dispersão nos valores, o que, em princípio, poderia suscitar dúvida quanto à eficácia do reforço das fibras de curauá na matriz epoxídica. Entretanto, alguns valores individuais obtidos para a resistência dos compósitos, como 106 MPa, correspondem a um nível superior ao máximo esperado de 90 MPa para as resinas epoxídicas (Callister, 2000). Isto sugere que uma investigação com um número de corpos de prova bem maior do que os dez (para cada fração) do presente trabalho deva ser realizada.

4.3.2.6. Fratura em Flexão de compósitos de curauá com resina epóxi

A Figura 4.28 apresenta uma micrografia por MEV da superfície de fratura de um corpo de prova de resina epóxi pura.

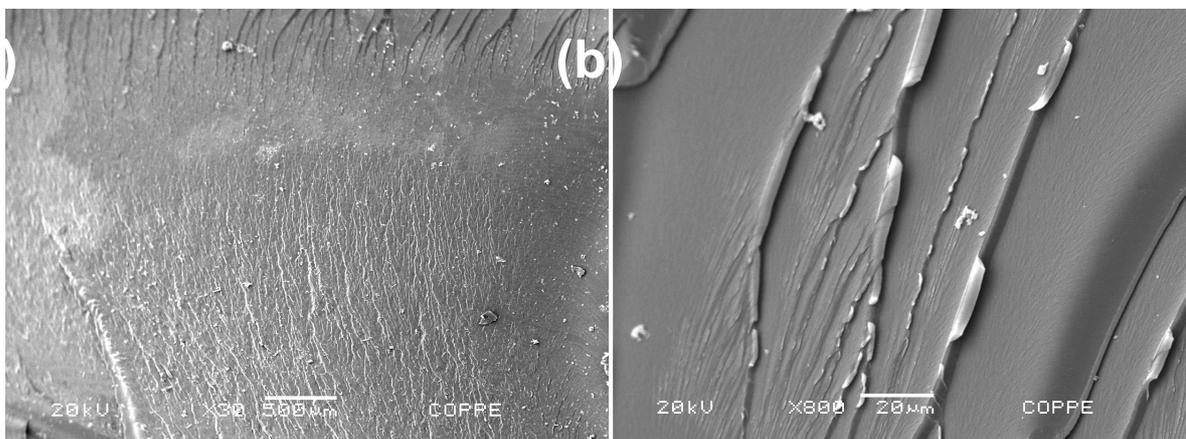


Figura 4.28: Micrografia da fratura em flexão da resina epóxi pura. (a) 30 x; (b) 800 x.

Com menor aumento, observa-se na Fig. 4.28 (a) uma superfície relativamente lisa, típica da ruptura por propagação transversal de uma única trinca. Com maior aumento, Fig. 4.28 (b), observam-se regiões onde a trinca

deixou marcas ramificadas (*river patterns*) características deste tipo de propagação frágil (Ferreira et al, 2008d).

A Figura 4.29 apresenta os aspectos gerais da superfície de fratura dos três tipos de compósitos (10, 20 e 30 % de fibras de curauá) investigados. Nestes três tipos de compósitos nota-se que fibras de curauá estão ligadas à matriz epoxídica e projetam um certo comprimento além da superfície de ruptura da resina DGEBA/TETA. Isto indica que parte das fibras foi destacada da matriz, ou seja, trincas também se propagaram na interface fibra/matriz. Além disto, as pontas rompidas de cada fibra revelam a contribuição individual no processo de ruptura (Ferreira et al, 2008d).

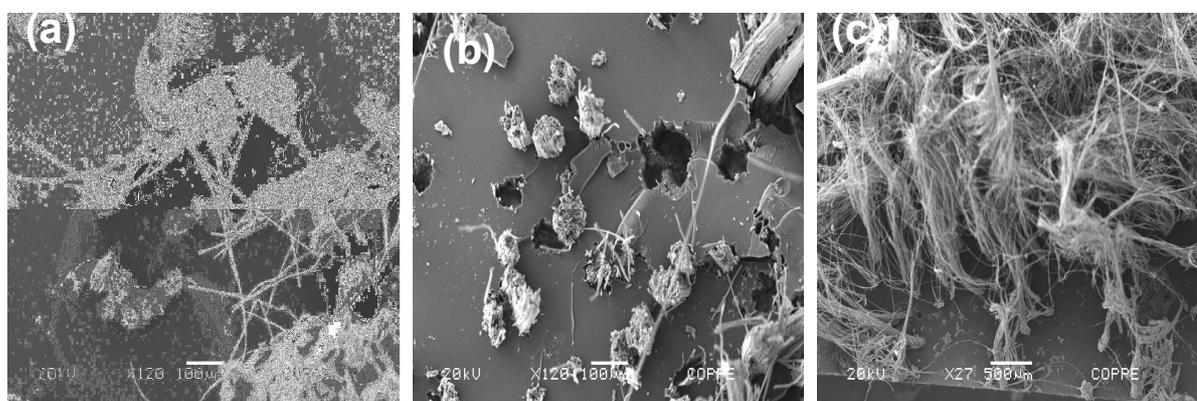


Figura 4.29: Aspecto geral da superfície de fratura dos compósitos com diferentes frações de fibras de curauá. (a) 10% x 120; (b) 20% x 120 e (c) 30% x 27.

Outro aspecto importante de ser notado na Fig. 4.29 é o desdobramento das fibras em filamentos, muito acentuado na Fig. 4.29 (c), correspondente ao compósito com 30% em peso de fibra de curauá. A estrutura filamentar das fibras de curauá foi estudada em outra publicação que revelou este fenômeno de desdobramento no processo de ruptura.

A Figura 4.30 exemplifica, em um compósito com fração de 30%, a estrutura filamentar de uma fibra aderida à superfície de ruptura da matriz epoxídica. Nesta figura, nota-se que alguns filamentos já estão desprendidos da fibra. Este processo de desdobramento filamentar, com possibilidade subsequente de ruptura independente de cada filamento, Fig. 4.29(c), contribui para a extensa deformação do compósito com 30% de fibra de curauá (Ferreira et al, 2008d).

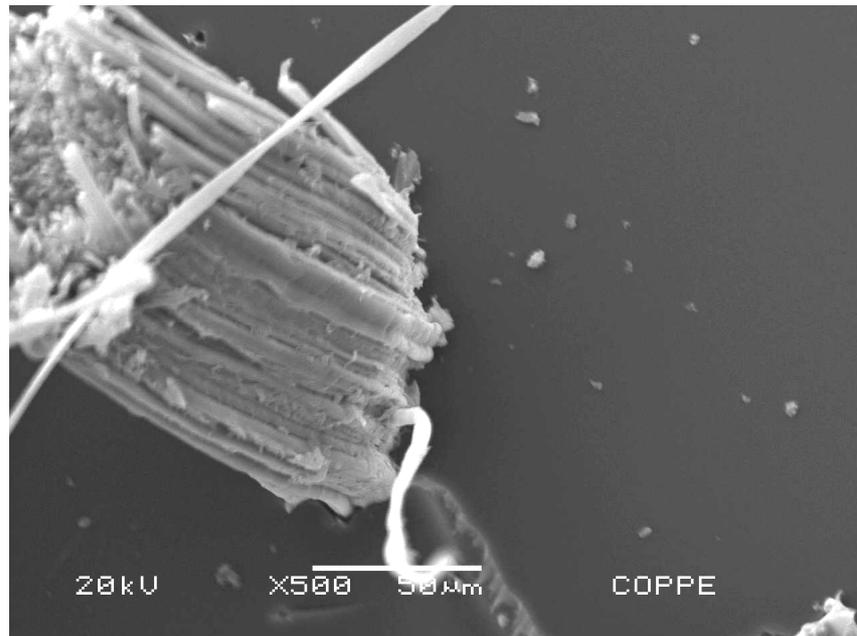


Figura 4.30: Detalhe de uma fibra de curauá formada por filamentos, que se projeta da matriz onde está aderida.

Os dois aspectos acima mencionados, de ruptura da interface fibra/matriz e ruptura na própria fibra, possuem papéis distintos na fratura do compósito. Uma alta tensão cisalhante interfacial, como no caso das fibras de curauá em matriz polimérica, tende a facilitar o início do processo de ruptura devido à formação de falhas na matriz epoxídica, como mostrado na Fig. 4.31. Em consequência, a tensão máxima na fratura é reduzida. Isto explicaria o decréscimo ocorrido na resistência do compósito com 30% de fibra.

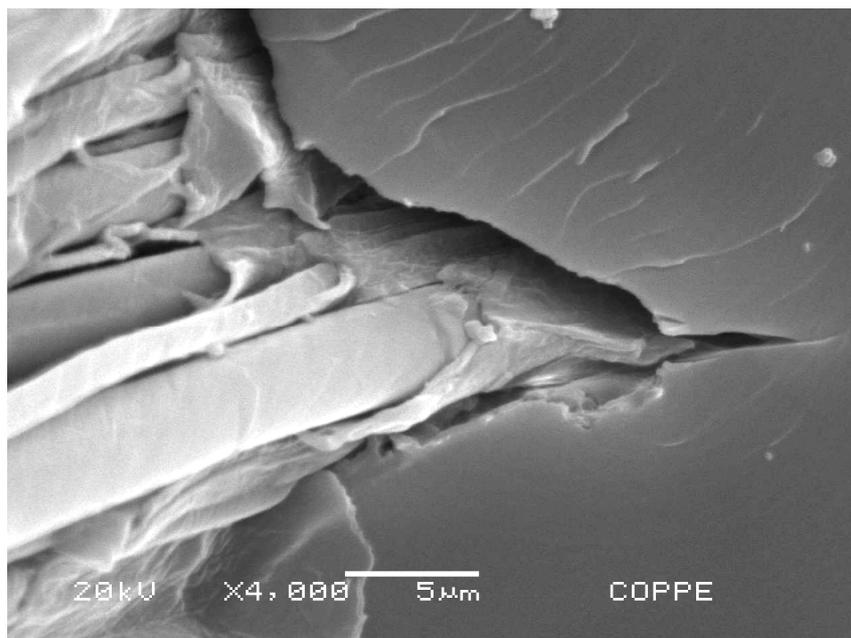


Figura 4.31: Descolamento dos filamentos de uma fibra da matriz formando uma falha na resina epóxi.

4.3.2.7. Resultados do ensaio de flexão no compósito de curauá com resina Epóxi, com tratamento de NaOH

Após o tratamento por mercerização, os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de flexão de três pontos. A Figura 4.32 ilustra o aspecto típico das curvas de carga vs. deslocamento, obtidas nos ensaios de flexão de três pontos, para corpos de prova representativos das diferentes frações de fibras de curauá com tratamento de 0,1 % NaOH a 1 minuto. Nas figuras representativas de 0 %, 10 % e 20 % observa-se que a curva de flexão do compósito é linear, correspondendo ao regime elástico até a ruptura, o que caracteriza um comportamento frágil. Isto significa que, ao se atingir o ponto de máxima resistência, a ruptura é súbita com queda de praticamente toda a carga aplicada. Esse comportamento é similar ao de compósitos de fibras de curauá reforçando a matriz de epóxi sem tratamento (Ferreira et al, 2009a).

Nos compósitos com 30% de fibra, Fig. 4.32, após um início linear, as curvas apresentam um trecho com comportamento não linear com suave inclinação característica de uma certa plasticidade (Ferreira et al, 2009a). Além disto, ao se atingir o máximo, não ocorre uma fratura súbita e a carga oscila no seu lento decréscimo. Isto se deve à efetiva resistência que o maior número de

fibras oferece à propagação de trincas por meio da frágil matriz epoxídica. Ou seja, com 30% de fibra, não existirá mais um percurso fácil entre as fibras que permita uma única trinca propagar-se imediatamente por toda a seção do corpo de prova para súbita ruptura, como acontece com os compósitos com 10 e 20% de fibra na Fig. 4.32, em um comportamento similar ao de compósitos sem tratamento (Ferreira et al, 2008d).

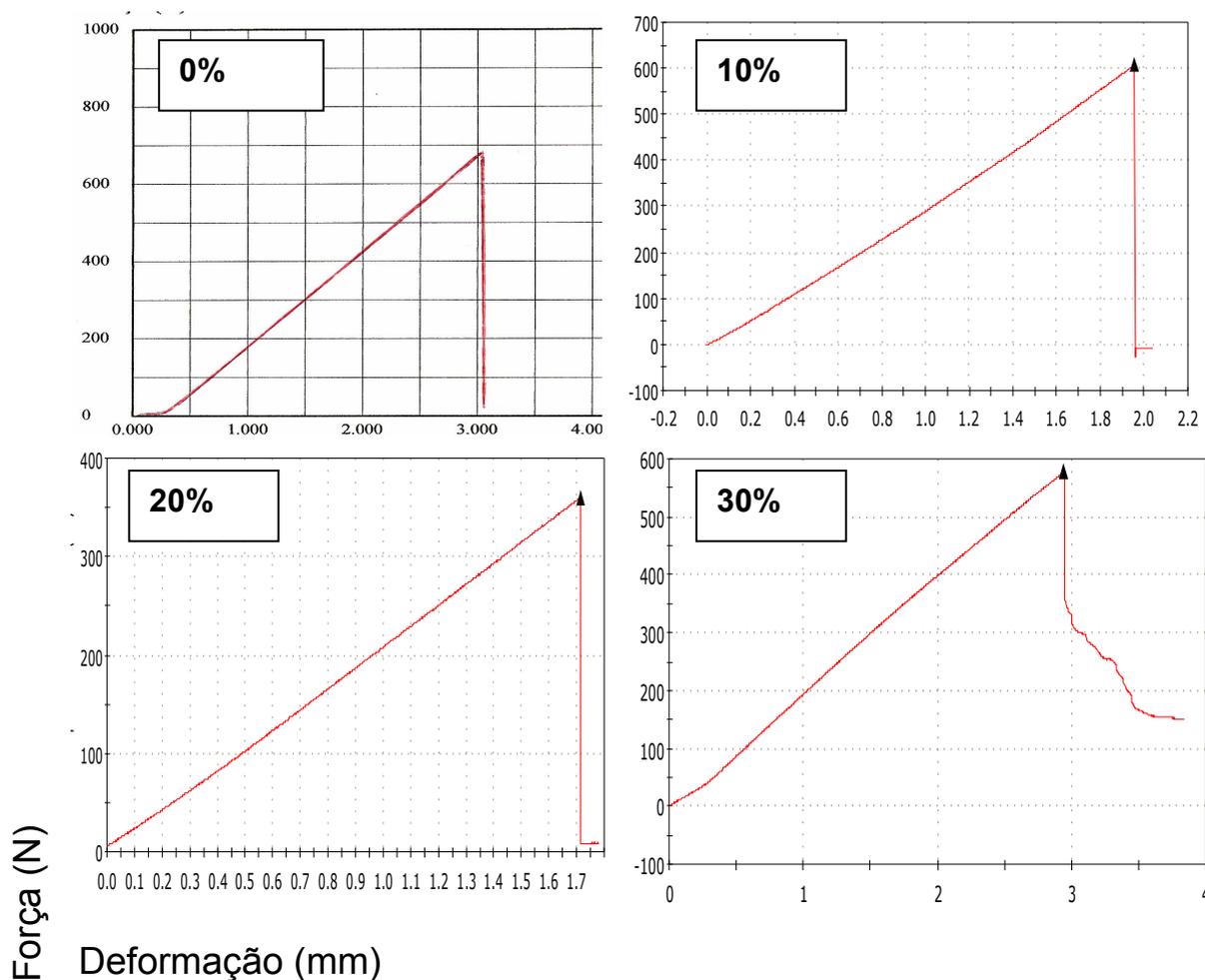


Figura 4.32: Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão de compósitos epoxídicos com tratamento de 0,1 NaoH a 1 minuto, reforçados com diferentes frações de fibras de curauá.

A partir de curvas, como as da Fig. 4.32, obteve-se o valor das cargas máximas, Q_m , e calculou-se a tensão máxima, σ_m , também conhecida como tensão de ruptura em flexão. Com base nestes valores, construiu-se o gráfico de variação da resistência à flexão dos compósitos em função da fração em peso de fibras de curauá, incorporadas à matriz epoxídica para diferentes condições de

tratamento. Verifica-se nesta figura que, para todos os pontos dos gráficos correspondentes aos distintos tratamentos, têm-se grandes dispersões nos desvio-padrão associados às barras de erro. No caso dos compósitos, estas dispersões são decorrentes da natural heterogeneidade das fibras lignocelulósicas (Bledzki & Gassan, 1999; Eichhorn et al, 2001). A dispersão nos valores de resistência também pode ser atribuída ao processamento manual dos corpos de prova o que introduz bolhas de ar e falhas no material.

Considerando-se somente os valores médios na Fig 4.33 existe uma tendência da resistência dos compósitos sem tratamento a permanecer constante com o aumento da fração de fibra de curauá. Resultado semelhante foi obtido, dentro dos intervalos de erro, e relatado em recente publicação relacionada com a resistência à flexão de compósitos com matriz epoxídica reforçada com fibras de curauá (Ferreira, et al, 2008d). No que diz respeito aos compósitos com fibras tratadas, os valores médios da resistência tendem a diminuir com a fração de fibra de curauá ate 20%. Somente para o tratamento mais forte, 10% NaOH por 1 hora, a média na resistência do compósito com 30% de fibra foi superior à da resina epóxi pura de forma idênticas fibras tratadas em matriz de poliéster (Lopes et al, 2007).

De um modo geral, os resultados da Fig 4.33 indicam que, dentro do erro estatístico, tratamentos de mercerização, tanto fracos quanto fortes, pouco influem na resistência mecânica à flexão de compósitos epoxídicos reforçados com fibras tratadas de curauá. Os resultados mostram a baixa eficácia do reforço proporcionado pela fibras de curauá, mercerizadas ou não, em matriz epoxídica (Ferreira, et al, 2008d; Lopes et al, 2007). Em termos práticos, a ausência do tratamento de mercerização das fibras de curauá é economicamente mais vantajosa para os compósitos epoxídicos, ainda que possa haver algum pequeno reforço como no caso de 30% de fibras fortemente tratadas, Fig 4.33.

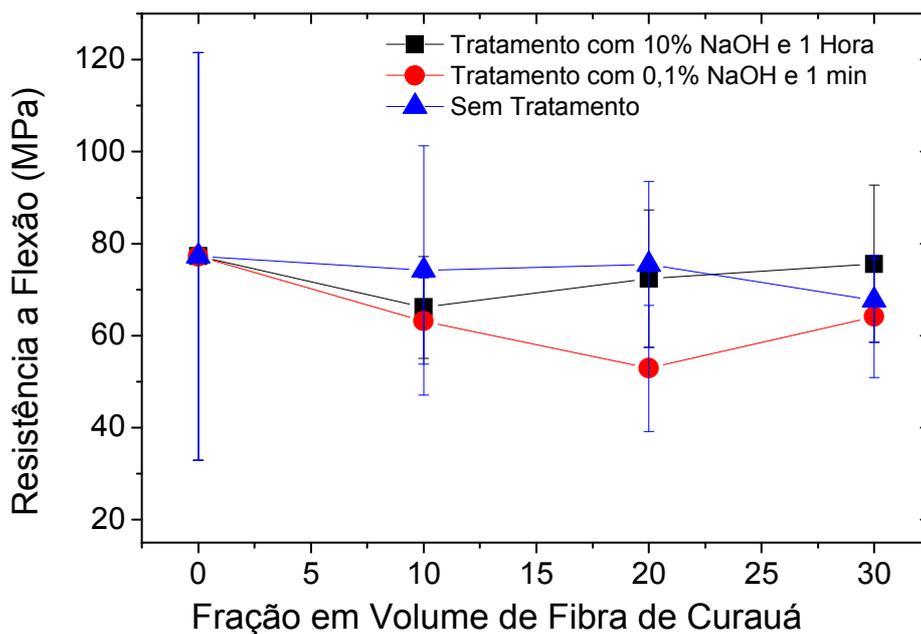


Figura 4.33: Variação da resistência à flexão dos compósitos epoxídicos com quantidade incorporada de fibras de curauá, com e sem tratamento.

4.3.2.8. Fratura em Flexão de compósitos de curauá com resina epóxi com tratamento de NaOH

Uma análise da fratura dos corpos de prova rompidos em flexão permite entender com maiores detalhes as causas da pouca efetividade do tratamento de mercerização nas fibras de curauá. Assim a fractografia por MEV do corpo de prova de pura resina epóxi, ou seja, 0% de fibra, mostrada na Fig.4.34, revela uma ruptura frágil possivelmente causada pela propagação de uma só trinca. Vale aqui comentar que a tensão de ruptura obtida por flexão, da ordem de 77 MPa, Fig.4.34, caracteriza uma epóxi com relativamente boa resistência. Isto significa que a própria matriz dos compósitos já oferece um nível elevado de resistência ao compósito.

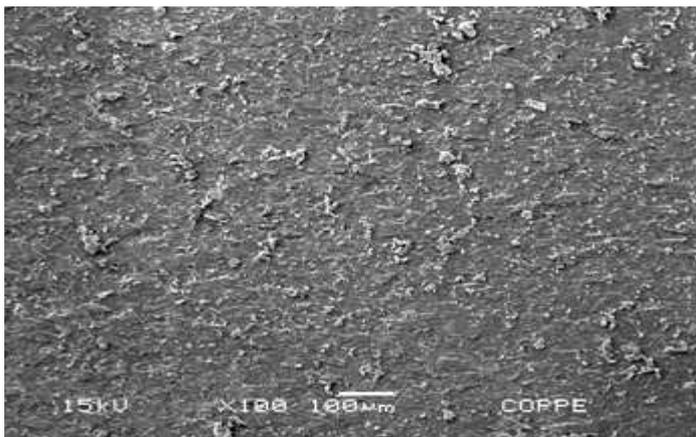


Figura 4.34: Fractografia por MEV da resina epóxi pura.

A introdução de fibras de curauá tratadas na matriz epoxídica pouco contribui para reforçar o compósito. A Figura 4.35 mostra a superfície de fratura do compósito reforçado com 20% de fibras de curauá com a fraca mercerização de 0,1% de NaOH por 1 minuto, que resultou na menor resistência, Fig 4.35, entre os compósitos investigados. Apesar de fraco, este tratamento aparentemente já foi suficiente para degradar parcialmente as fibras de curauá, separando-as em filamentos. Isto pode ser verificado na Fig.4.35 em associação com a grande quantidade de filamentos dispersos observados juntamente com fibras inteiras embutidas na matriz epoxídica. Provavelmente, o ataque com NaOH, ainda que fraco, rompe a ligação entre os filamentos em muitas fibras diminuindo a eficiência do reforço. Por ser uma fraca alcalinização, não ocorre melhoria na adesão da fibra o que resulta em baixa resistência do compósito, como pode ser visto na Fig.4.35.

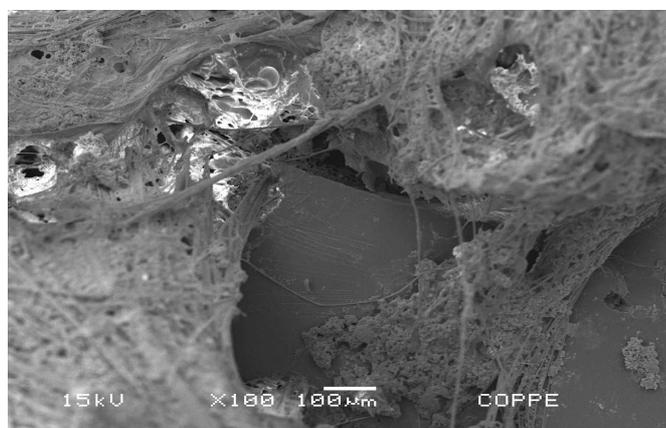


Figura 4.35: Fractografia por MEV do compósito com 20% de fibras de curauá tratadas com fraca mercerização de 0,1% de NaOH por 1 minuto.

Para o caso da maior resistência obtida entre os compósitos epoxídicos, isto é, 30% de fibras tratadas com forte mercerização de 10% de NaOH por 1 hora, a Fig.4.36 também mostra filamentos soltos das fibras que dificultam o reforço a matriz epoxídica. Mesmo assim, a quantidade relativamente grande de fibras tratadas de curauá com elevada resistência mecânica, ainda garante um pequeno reforço a matriz epoxídica. Resultados similares foram obtidos para idênticas fibras de curauá incorporadas em compósitos de matriz poliéster. O presente trabalho corrobora, assim, os resultados anteriores (Ferreira et al, 2008d), indicando que qualquer nível de mercerização degrada as fibras macias e longas de curauá, induzindo mecanismos de ruptura associados a separação em filamentos. Estes mecanismos de degradação sobrepujam a vantagem de melhor aderência promovida pelo tratamento. Entretanto, a elevada resistência das fibras de curauá, quando incorporadas em quantidades maiores que 20% e fortemente alcalinizadas por mercerização, ainda garante um certo reforço ao compósito.

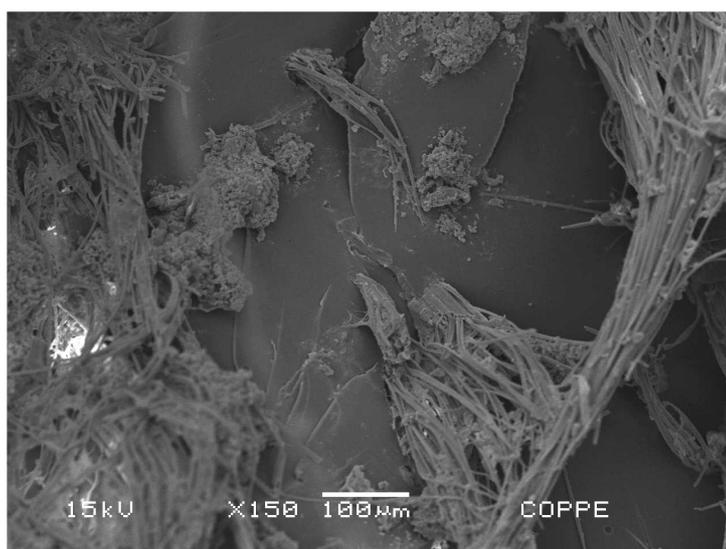


Figura 4.36: Fractografia por MEV do compósito com 30% de fibras de curauá tratadas com forte mercerização de 10% de NaOH por 1 hora.

4.3.3. Ensaio de Impacto de compósito de Curauá

4.3.3.1 Ensaio de impacto Charpy de compósitos de curauá com resina poliéster

A variação da energia de impacto Charpy, obtida segundo a norma ASTM D256, com a fração em peso das fibras de curauá nos compósitos está

apresentada na Fig. 4.37 (Monteiro et al, 2006; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c).

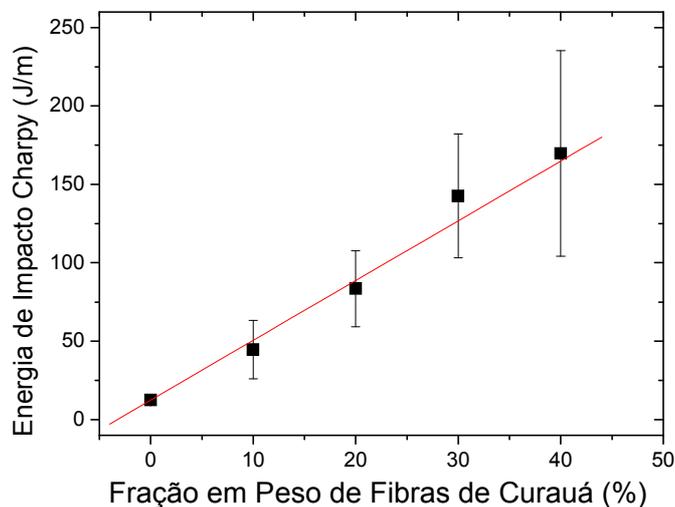


Figura 4.37: Variação da energia de impacto Charpy com a fração em peso do reforço de fibras de curauá.

Nesta figura, observa-se que a incorporação de fibra de curauá à matriz de poliéster aumenta significativamente a tenacidade do compósito. Este aumento, dentro dos limites do desvio padrão, pode ser considerado como linear até o máximo de 40% de fibra quando ainda foi possível fabricar-se o compósito. É importante mencionar que, com o aumento da fração da fibra, aumenta também a dispersão dos valores de tenacidade, traduzindo-se em maiores desvios-padrão. Este fato é reconhecido como uma característica das fibras lignocelulósicas (Bledzki & Gassan, 1999; Monteiro et al, 2006f).

A curva mostrada na Fig. 4.37 é consistente com resultados da literatura, já que o reforço de fibras, tanto sintéticas (FU, S.Y. et al, 1999) quanto naturais (Monteiro et al, 2006 a; Leão et al, 1998) aumenta a tenacidade ao impacto de compósitos com matriz polimérica.

Características macroestruturais da ruptura dos corpos de prova estão apresentadas na Fig. 4.38. Nesta figura, exemplos típicos das duas partes de corpos de prova rompidos após o impacto Charpy, estão relacionados com a percentagem em peso de fibra de curauá no compósito. Observa-se que a incorporação de fibra acarreta um comportamento marcante em relação ao

poliéster puro, 0% de fibra. Mesmo com somente 10% de fibra, a área de fratura não é totalmente transversal, pois uma parte acompanha o sentido longitudinal de alinhamento das fibras. Isto indica que as trincas geradas no entalhe pelo impacto, iniciam uma propagação transversal pela matriz, como se espera em polímeros, mas ao esbarrarem nas fibras, tendem a se propagar na interface fibra/matriz. Isto está de acordo com o mecanismo de ruptura em compósitos com fraca resistência interfacial (Yue, 1995). Embora pareça paradoxal, uma baixa resistência interfacial acarreta maior tenacidade, pois gera maior área de fratura e, conseqüentemente, maior energia absorvida no impacto (Monteiro et al, 2006a; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008 c).

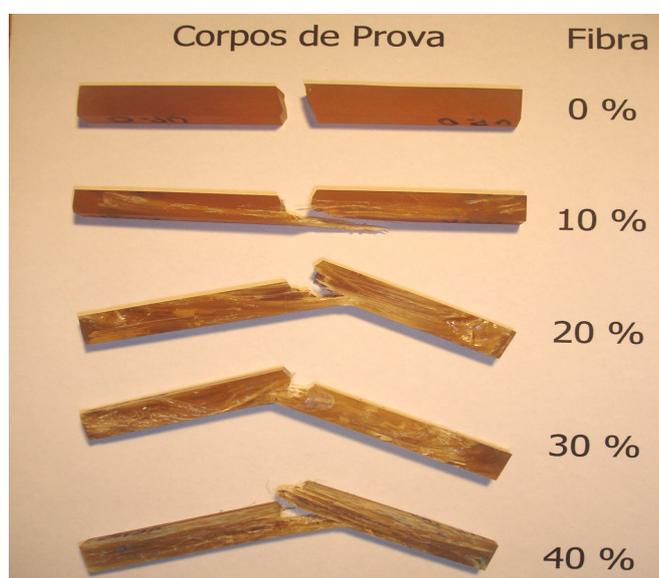


Figura 4.38: Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações de fibra de curauá, rompidos por impacto Charpy.

Para frações de fibra de curauá de 20, 30 e 40%, Fig. 4.38, muitos corpos de prova nem sequer foram rompidos no impacto. Isto se deve à elevada resistência à tração da fibra de curauá, evitando a ruptura total. Para estas maiores frações de fibra, a parte não rompida do corpo de prova dobrou-se o suficiente para permitir que suas extremidades se soltassem dos batentes do equipamento. Neste caso, o resultado da energia de impacto Charpy não pode ser comparado com outros em que o corpo de prova é totalmente rompido. Entretanto, a não ruptura no impacto indica uma elevada tenacidade do

compósito, conforme mostrado na Fig. 4.38 (Monteiro et al, 2006a; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008 c; Fu Sy et al, 1999).

4.3.3.2. *Fratura em Charpy de compósitos de curauá com resina Poliéster*

A análise da microestrutura por MEV na região de fratura resultante do impacto Charpy permitiu melhor compreensão dos mecanismos responsáveis pela elevada tenacidade dos compósitos reforçados com fibras de curauá. Em relação à resina pura, Fig.4,39, o aspecto da fratura é típico do poliéster. Com menor aumento, Fig. 4.39 (a), tem-se uma faixa superior mais marcada e escura, correspondente ao entalhe feito pela fresa. A parte inferior, mais lisa e clara, corresponde à fratura transversal por impacto. Esta fratura, mostrada com maior aumento na Fig. 4.39 (b), revela rugosidade associada à propagação da única trinca, nucleada no entalhe, que ocasionou a ruptura. A trinca acarretou, também, pequenas cavidades, provavelmente resultantes da porosidade causada pelas condições de processamento (Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c).

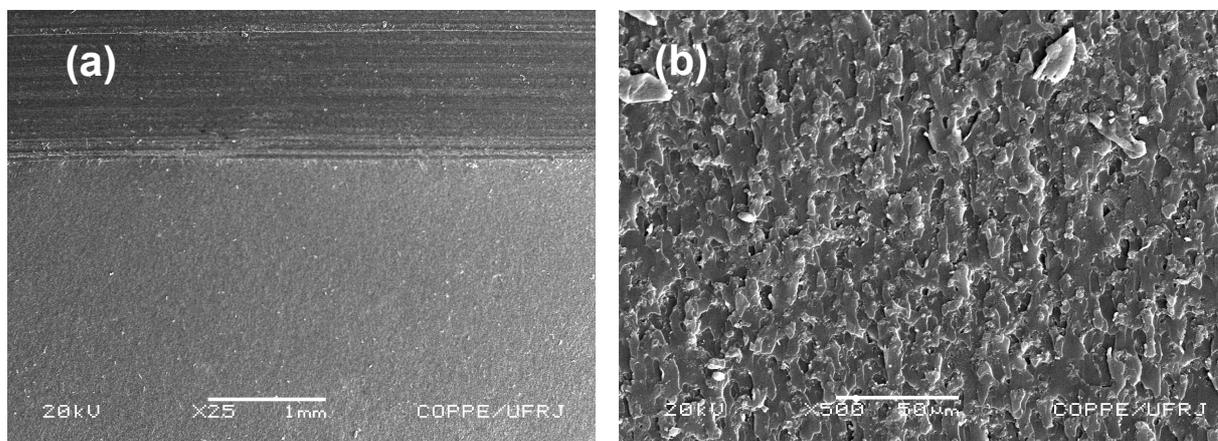


Figura 4.39: Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura 25x; (b) detalhe da ruptura 500x.

A Figura 4.40 apresenta por MEV detalhes da superfície rompida por impacto Charpy de um corpo de prova com 40% em peso de fibras de curauá reforçando matriz poliéster.

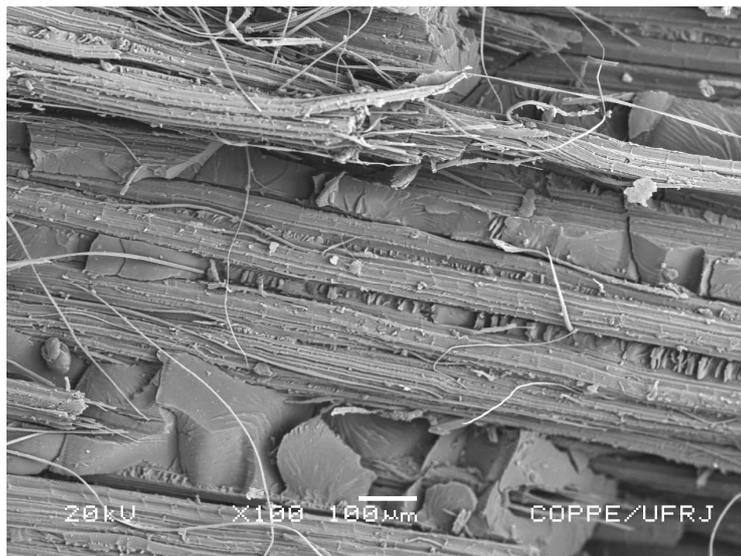


Figura 4.40: Fratura por impacto do corpo de prova do compósito de curauá com resina poliéster com 40% em peso de fibra de curauá aumento de 100x.

É importante notar que a Fig.4.40, observada na região em que a fratura propagou-se, longitudinalmente, seguindo a interface fibra/matriz, mostra evidências de descolamento interfacial. Este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura através de trincas que se propagam, preferencialmente, entre a fibra e a matriz devido à fraca resistência interfacial (Yue et al,1995). A maior área longitudinal de ruptura dos compósitos, como consequência do reforço das fibras contínuas e alinhadas de curauá, justifica a elevada energia absorvida no impacto, bem como seu aumento com a fração de fibra (Monteiro et al, 2006a; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008 c).

4.3.3.3 Ensaio de impacto Charpy de compósitos de curauá com resina poliéster com tratamento de NaOH

Na figura 4.41, a fibra tratada com forte ou menor tratamento de mercerização, traz uma diminuição expressiva no aumento da tenacidade como nos ensaios de charpy não tratada, isso pode ser explicado pela degradação da fibra como citado por (Ferreira et al, 2008c). A grande dispersão pode ser explicada tanto pelo tratamento alcalino quanto pelas características das fibras lignocelulósicas (Bledzki & Gassan, 1999).

O ensaio charpy com compósitos com fibras tratadas, com 10% de NaOH a 1 hora obtiveram um maior resistência com a incorporação de 30% de fibra. Já com o tratamento de 1 % de NaOH a minuto, foi caracterizado uma diminuição da resistência com a incorporação de 30 % de fibras em relação a a incorporação de 20% de fibras.

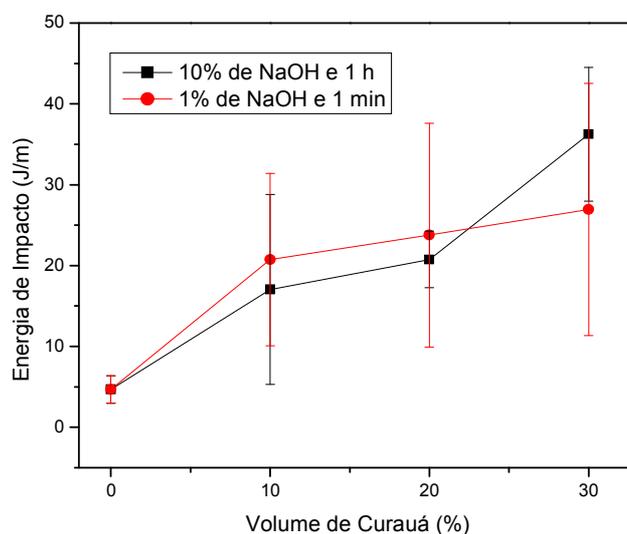


Figura 4.41: Variação da energia de impacto Charpy com a fração em peso do reforço de fibras de curauá com tratamento NaOH.

Analisando-se as características macroestruturais da ruptura dos corpos de prova estão apresentadas na Fig. 4.42. A figura mostra os corpos de prova rompidos após o ensaio de charpy. Os corpos de prova até 20% foram rompidos, porém com 30% de incorporação de fibras tratadas os corpos de prova não se romperam totalmente.

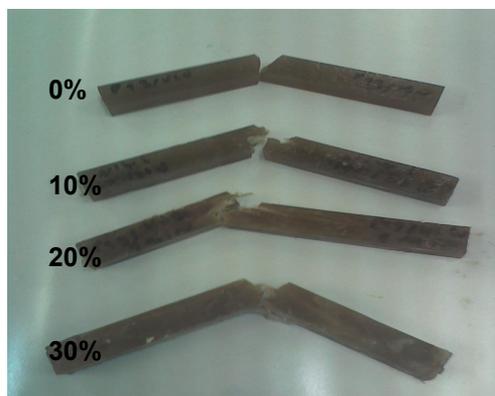


Figura 4.42: Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações de fibra de curauá, rompidos por impacto Charpy com tratamento de NaOH.

4.3.3.4. Fratura em Charpy de compositos de curauá com resina Poliéster com tratamento de NaOH

A análise da microestrutura por MEV na região evidência um aspecto de fratura de um corpo de prova de poliéster pura. Na fractografia 4.43 (a) pode ser analisada a superfície lisa característica de fraturas frágeis. Na fractografia 4.43 (b) revela marcas lineares associada à propagação da única trinca e ao processamento.

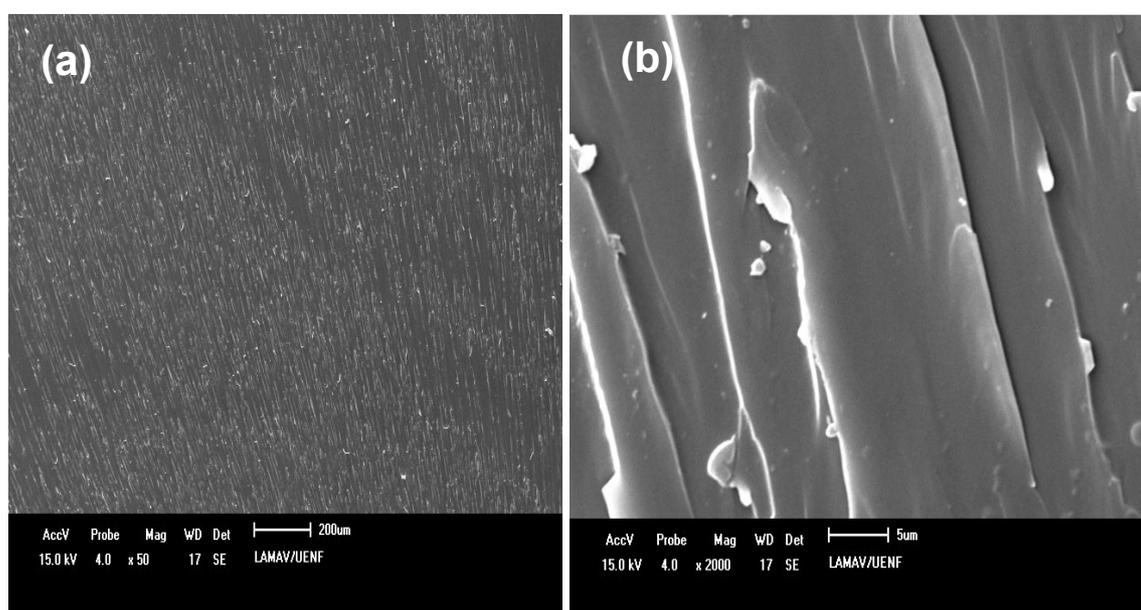


Figura 4.43: Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão da superfície com aumento de 50x; (b) visão com aumento de 2000x.

A Figura 4.44 apresenta por MEV detalhes da superfície rompida por impacto Charpy de um corpo de prova com 30% em peso de fibras de curauá reforçando matriz poliéster.

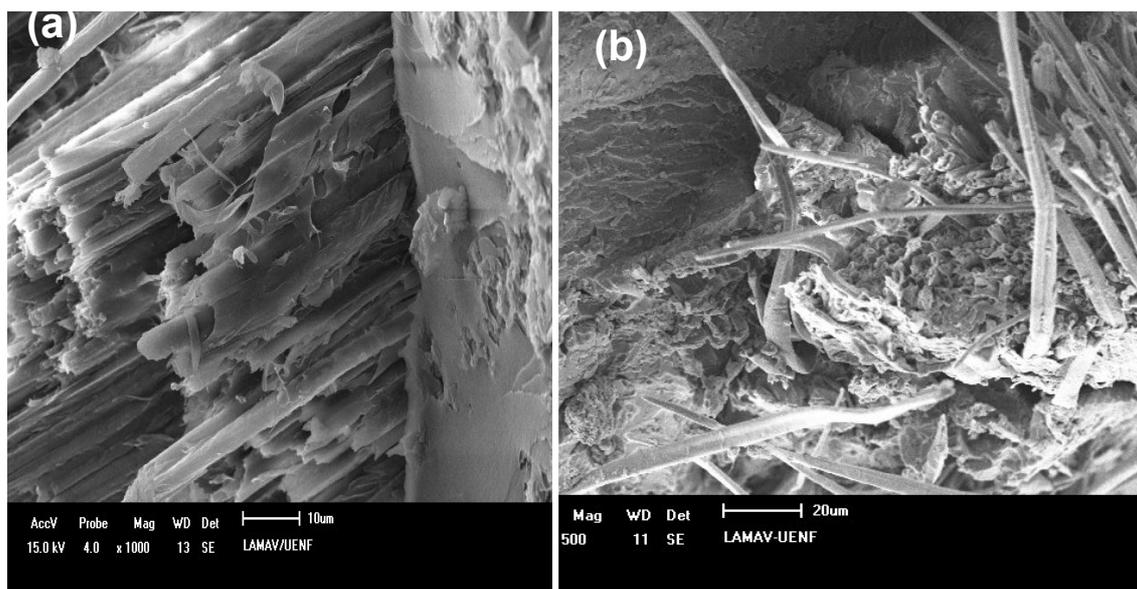


Figura 4.44: Fratura por impacto do corpo de prova do composto de curauá com mercerização de 10% de NaoH a 1 hora, com resina poliéster com 30% em peso de fibra de curauá (a) 1000x (b)500 .

É importante notar que a Fig.4.44 (a), que a degradação da fibra propaga-se a partir da fratura, longitudinalmente, seguindo a interface fibra/matriz, mostra evidências de descolamento interfacial. Já na figura com menor aumento pode se mostrar a consequência do reforço das fibras mercerizadas com o maior degradação e desalinhamento das mesmas na matriz. A fibra separa-se em fibrilas pela sua degradação usual após o tratamento com maior teor de NaoH, ou seja 10% NaoH a 1 hora.

4.3.3.5. Ensaio de impacto Charpy de compósitos de curauá com resina epóxi

A variação da energia específica, obtida pela norma para ensaio Charpy, em função da fração em peso das fibras de curauá nos compósitos epoxídicos está mostrada na Fig. 4.45. Observa-se no gráfico desta figura que a incorporação de fibra de curauá como reforço à matriz epoxídica aumenta significativamente a tenacidade do compósito. Dentro dos limites das barras de erro, estatisticamente correspondentes ao desvio-padrão, o aumento pode ser considerado linear, obedecendo à relação (Ferreira et al, 2008c).

$$E = 3,0 F + 16,8$$

onde E é a energia de impacto e F a fração em peso das fibras de curauá.

Vale mencionar que a dispersão dos valores de energia mostrada na Fig.4.45 aumenta sensivelmente com a fração de fibra de curauá. Ou seja, quanto maior a quantidade de fibra incorporada, maior se torna o desvio padrão. Esta imprecisão nos valores é reconhecida como uma característica da heterogeneidade própria das fibras lignocelulósicas (Bledzki & Gassan, 1999).

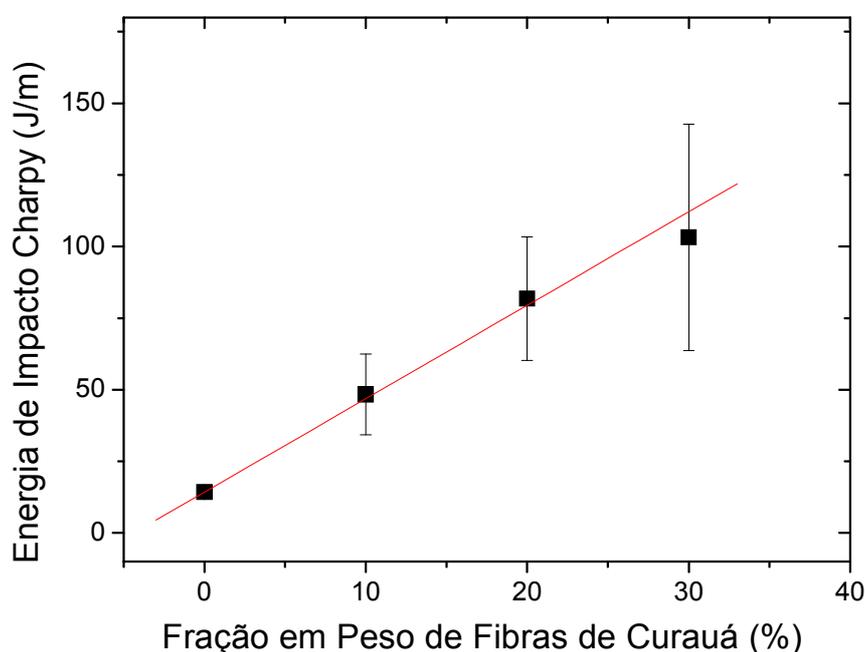


Figura 4.45: Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com a fração em peso do reforço de fibras de curauá.

O comportamento registrado na Fig. 4.45 é similar ao obtido para ensaios Charpy do mesmo tipo de fibra de curauá reforçando a matriz de poliéster (Monteiro et al, 2006; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c). Este comportamento também é consistente com outros resultados de impacto, tanto de fibras sintéticas (FU,S.Y, et al, 1999) quanto naturais (Monteiro et al, 2006a; Leão et al, 1988) nos quais o reforço fibroso aumenta a tenacidade ao impacto de compósitos com matriz polimérica.

Outro fator que também contribui para maior tenacidade associada ao reforço de fibras contínuas e alinhadas de curauá à matriz polimérica é a

resistência ao dobramento destas fibras. Como consequência desta resistência, constatou-se que compósitos com matriz epoxi não sofreram ruptura total após ensaio de impacto (Monteiro & Lopes, 2007), como mostrados na fig. 4.46.

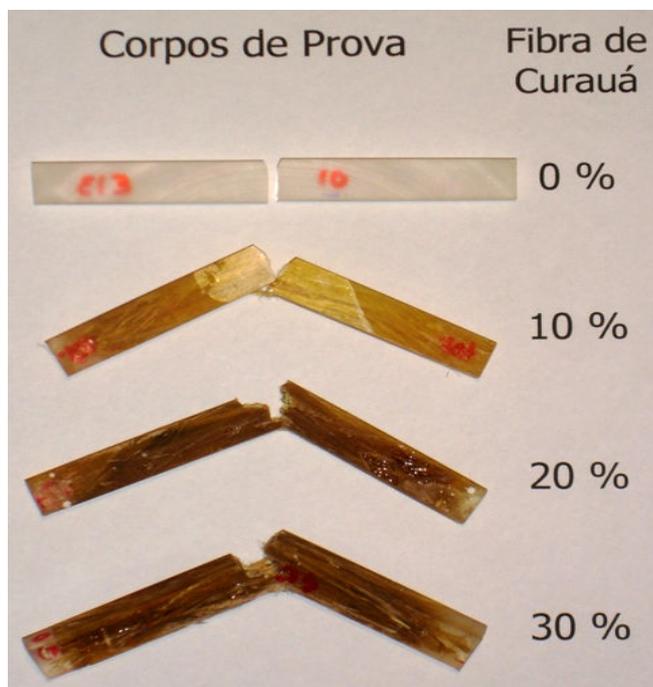


Figura 4.46: Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Charpy de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá.

Nota-se, na Fig.4.46, que a incorporação de fibras de curauá ocasiona, macroestruturalmente, uma diferença significativa entre os corpos de prova dos compósitos relativamente aos de epóxi pura. A partir de 10% de incorporação, alguns corpos de prova não se separam totalmente após o impacto. Com 30% de incorporação, praticamente todos os corpos de prova, embora dobrados, permaneceram inteiros, Fig. 4.46, com o impacto Charpy. O principal motivo para essa resistência à separação é o comportamento das fibras contínuas de curauá que não se romperam com o impacto. O mesmo comportamento foi registrado para compósitos com matriz de poliéster (Monteiro et al, 2006; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c).

A existência de fibras de curauá contínuas e alinhadas no compósito altera o seu modo de ruptura. Para a epóxi pura, ou qualquer outra resina pouco tenaz como a poliéster, a ruptura após o impacto é frágil e transversal. Entretanto, mesmo com somente 10% de fibra, a ruptura já é parcialmente transversal e

relativamente tenaz. Trincas geradas no entalhe devido ao impacto iniciam uma propagação transversal pela matriz polimérica que é pouco tenaz. Ao se defrontarem com as resistentes fibras de curauá (Tomczak et al, 2007; Monteiro et al, 2006 a,b,c), estas trincas mudam a direção de propagação para um sentido longitudinal que tende a acompanhar a interface fibra/matriz, relativamente menos resistente (Monteiro et al, 2008 a,b). Embora não pareça lógico, uma baixa resistência interfacial está associada à maior tenacidade (Yue et al,1995) por gerar maior área de fratura, o que se traduz em maior energia absorvida no impacto.

Casos em que os corpos de prova Charpy não se rompem por maior que seja o martelo empregado, como no presente trabalho, não estão previstos na norma ASTM D 256. Esses casos não podem ser comparados com outros nos quais o corpo de prova é totalmente separado.

4.3.3.6. Fratura em Charpy de compósitos de curauá com resina Epóxi

A tenacidade dos compósitos epoxídicos, reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá pode ser obtida pela análise por MEV da fratura por impacto Charpy. A Figura 4.47 apresenta a fractografia por MEV de um corpo de prova de epóxi pura.

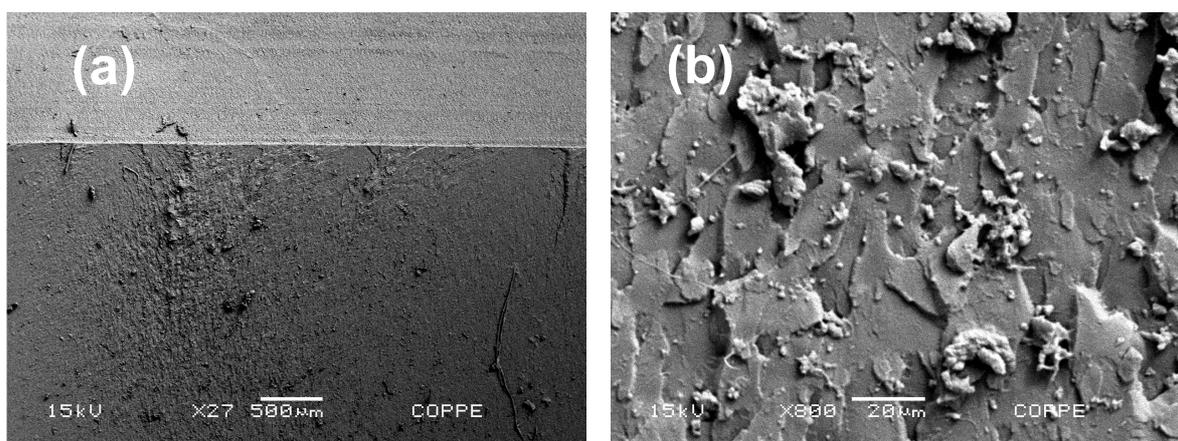


Figura 4.47: Fratura Charpy do corpo de prova de resina epóxi. (a) 27 x; (b) 800 x.

Com menor aumento, Fig. 4.47 (a), tem-se uma faixa horizontal mais clara, na parte superior, correspondente ao entalhe feito pela fresa. A parte inferior,

mais escura, corresponde à superfície transversal da fratura ocasionada pelo impacto. Com maior aumento, Fig. 4.47 (b), esta superfície de fratura revela aspectos e marcas que podem estar associados à ruptura por propagação de uma trinca nucleada a partir do entalhe. Estes aspectos, inclusive pequenas depressões resultantes da porosidade introduzida pelas condições de processamento, são típicos de polímeros termofixos com baixa tenacidade.

A Figura 4.47 ilustra a típica superfície de fratura por impacto Charpy de um corpo de prova com 30% de fibras contínuas e alinhadas de curauá. Com baixo aumento, Fig. 4.47(a), observa-se a superfície do entalhe como uma faixa horizontal superior contendo as marcas arredondadas das fibras cortadas pela fresa. Na parte inferior, tem-se a superfície transversal de fratura, com fibras de curauá projetando-se da matriz epoxídica. Em todas essas fibras são visíveis os filamentos que as constituem e que foram separados, individualmente, devido ao processo de ruptura por impacto. Também na Fig. 4.47(a), notam-se alguns vazios redondos correspondentes à porosidade introduzida durante a fabricação do compósito. Esta porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto, mas é por larga margem compensada pelo modo de propagação das trincas que aumenta, substancialmente, a energia absorvida no ensaio Charpy.

A Figura 4.48 ilustra a típica superfície de fratura por impacto de um corpo de prova de compósito com 30% de fibras contínuas e alinhadas de curauá com resina epóxi. Com baixo aumento, Fig. 4.48 (a), observa-se a superfície do entalhe como uma faixa horizontal superior contendo as marcas arredondadas das fibras cortadas pela fresa. Na parte inferior, tem-se a superfície transversal de fratura, com fibras de curauá projetando-se da matriz epoxídica. Em todas essas fibras são visíveis os filamentos que as constituem e que foram separados, individualmente, devido ao processo de ruptura por impacto. Também na Fig. 4.48(a), notam-se alguns vazios redondos correspondentes à porosidade introduzida durante a fabricação do compósito. Esta porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto, mas é por larga margem compensada pelo modo de propagação das trincas que aumenta, substancialmente, a energia absorvida no ensaio Charpy, como apresentado a seguir.

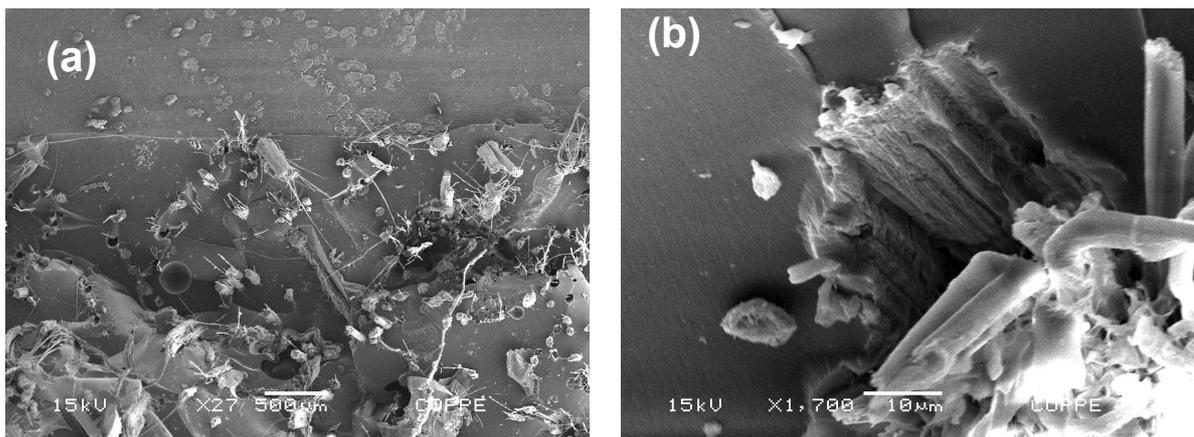


Figura 4.48: Fratura por impacto do corpo de prova do composto com 30% de fibras de curauá: (a) 27 x; (b) 1700 x.

A Figura 4.48 (b) mostra um detalhe da interface entre a matriz epoxídica (esquerda) e uma fibra de curauá (direita). A fibra está desagregada nos filamentos cilíndricos que a compõem (Monteiro et al, 2007). Esses filamentos projetam-se para fora do foco, feito na superfície da matriz. O detalhe mais importante da Fig. 4.48 (b) é a separação existente na interface fibra/matriz. Nesta separação, do lado da matriz epoxídica, ficou nitidamente impressa a marca dos filamentos que dali se desprenderam. Isto indica, como havia sido relatado em outra publicação de fibras de curauá reforçando matriz de poliéster (Monteiro et al, 2007), que ocorreu propagação de trinca pela interface. Este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura entre a fibra de curauá e a matriz epoxídica associado à fraca resistência interfacial (Monteiro et al, 2008a). Assim, a maior área de fratura dos compósitos, como consequência do reforço de fibras com baixa tensão de cisalhamento na interface com a matriz, justifica a elevada energia absorvida no impacto (YUE et al, 1995). Naturalmente que, quanto maior a fração de fibras contínuas e alinhadas de curauá, maior a superfície de ruptura interfacial e, conseqüentemente, maior a energia absorvida no impacto.

4.3.3.7. Ensaio de impacto Charpy de compósitos de curauá com resina epóxi com tratamento de NaOH

A variação da energia específica, obtida pela norma para ensaio Charpy, para compósitos com mercerização em função da fração em peso das fibras de curauá com tratamento de NaOH nos compósitos epoxídicos está mostrada na Fig. 4.49. Observa-se no gráfico desta figura que existe uma grande variação já relatada em estudos de Ferreira et al (2008c), porém neste ensaio houve um grande dispersão e diminuição da energia de impacto pela degradação da fibra.

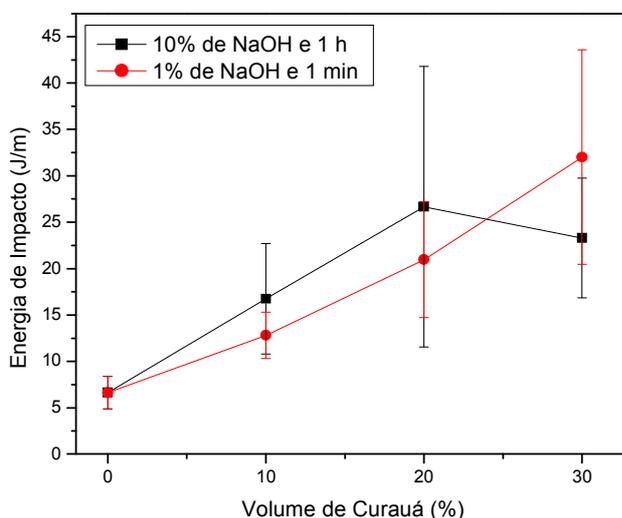


Figura 4.49: Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com a fração em peso do reforço de fibras de curauá mercerizadas.

Na figura 4.49 pode-se notar que o tratamento mais elevado de NaOH aumenta a resistência ao impacto até a incorporação de 20% das fibras mercerizadas, porém o tratamento com menor intensidade traz uma elevação na energia ao impacto a partir de 30%. A queda na energia ao impacto com a incorporação de 30% das fibras pode ser explicada, pela maior degradação da fibra ao tratamento elevado, onde as fibras se desfibrilizam e não acarretam um reforço tão eficiente quando não mercerizadas, ou mesmo quando mercerizadas com menor tratamento (Ferreira et al, 2008 c).

Na figura 4.50 são analisados os aspectos macroestruturais dos compósitos, após o tratamento. Assim como a análise realizada por Ferreira et al (2008 c) a incorporação de fibras de curauá ocasiona, macroestruturalmente, uma diferença significativa entre os corpos de prova dos compósitos, principalmente no que tange ao comportamento da resina epóxi pura que registra o rompimento de todos os corpos de prova. No entanto existe uma tendência ao dobramento dos corpos de prova, porém diferentemente do fato acontecido com os compósitos com resina epóxi e curauá sem mercerização, onde todos os corpos permaneceram inteiros, apenas um pequeno percentual continuaram inteiros quando merceirizados ao tratamento forte e em menor quantidade ainda foram constatados com tratamento mais forte de 10% de NaOH a 1 hora (Monteiro et al, 2006; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c).

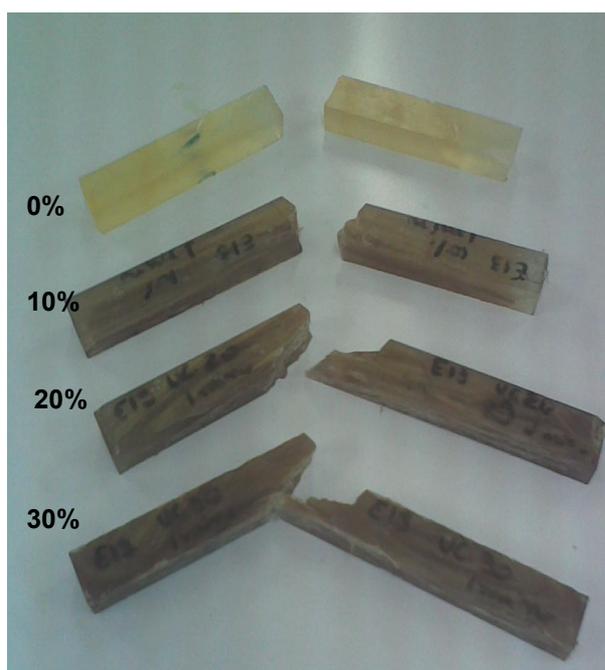


Figura 4.50: Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Charpy de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.

A Tabela 4.8 apresenta valores da tenacidade ao impacto, obtidos em compósitos de matriz tanto termofixa quanto termoplástica, reforçadas com diferentes fibras naturais.

Tabela 4.8: Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais.

Compósito	Fibra (% em peso)	Martelo	Tenacidade ao Impacto (J/m)	Referência
Curauá/epóxi	30 (contínua)	Charpy	103	(Ferreira et al, 2008)
Curauá/Poliéster	30 (contínua)	Charpy	138	(Monteiro et al, 2007)
Curauá com fibra tratada a 1 hora com NaOH /epóxi	30 (contínua)	Charpy	32,5	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 minuto de NaOH/Epóxi	30 (contínua)	Charpy	23,5	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 hora com NaOH/Poliéster	30 (contínua)	Charpy	38	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 minuto de NaOH/Poliéster	30 (contínua)	Charpy	27	Presente trabalho
Piaçava/Poliéster	40 (contínua)	Charpy	94	(Monteiro et al, 2006)

Observa-se na Tabela 4.8 um fato relevante são os valores elevados dos compósitos de curauá sem tratamento com a respectiva resina poliéster chega-se a 138 J/M e com resina epóxi a 103 J/m. Porém quando compara-se com os valores obtidos com compósitos de curauá com tratamento fraco com a respectiva resina poliéster chega-se a 38 J/m e com resina epóxi a 27 J/m, sendo valores relativamente baixos devido a grande degradação e desfibrilização da fibra.

4.3.3.8. Fratura em Charpy de compósitos de curauá com resina epóxi com tratamento de NaOH

A tenacidade dos compósitos epoxídicos, reforçados com fibras mercerizadas de curauá pode ser obtida pela análise por MEV da fratura por impacto Charpy. A Figura 4.51 apresenta a fractografia por MEV de um corpo de prova de epóxi pura.

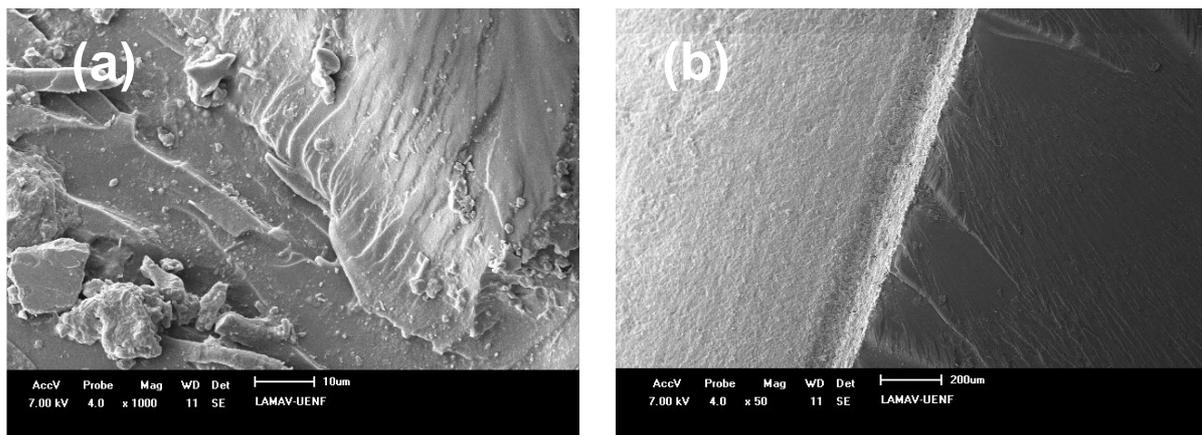


Figura 4.51: Fratura Charpy do corpo de prova de resina epóxi. (a) 1000 x; (b) 50 x.

Com maior aumento, Fig. 4.51 (a), pode-se observar marcas superficiais rugosas a superfície de fratura revela aspectos e marcas que podem estar associados à ruptura por propagação e com menor aumento, inclusive pequenas depressões resultantes do processamento Fig. 4.51 (b), tem-se uma faixa horizontal mais clara, na parte superior, correspondente ao entalhe feito pela fresa. A parte inferior, mais escura, corresponde à superfície transversal da fratura ocasionada pelo impacto.

A fractografia 4.52 (a) ilustra a típica superfície de fratura por impacto de um corpo de prova de compósito com 30% de fibras tratadas de curauá com maior mercerização de curauá com resina epóxi, onde pode-se observado um processo de desfibrilização e a pouca aderência da fibra a matriz. Com maior aumento, Fig. 4.52 (b), o desacoplamento da fibra da matriz e a porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto.

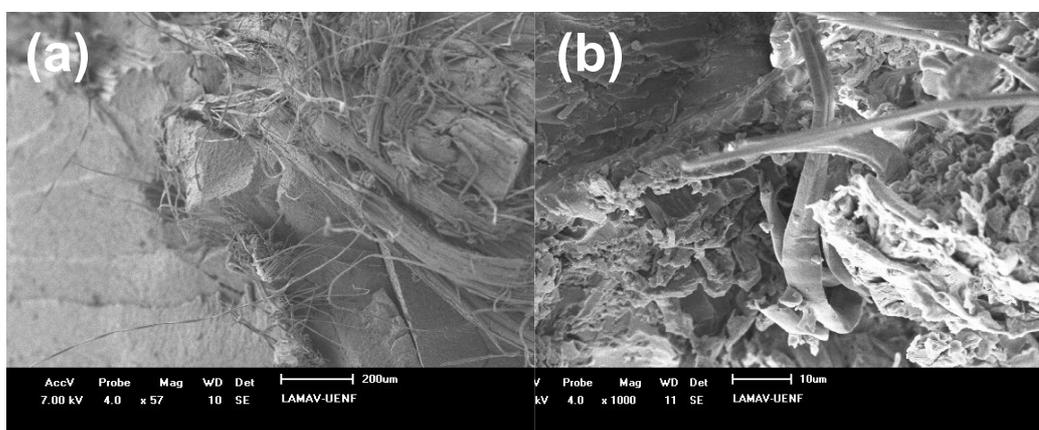


Figura 4.52: Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% de fibras de curauá com tratamento de NaOH de 10% a 1 hora: (a) 60 x; (b) 1000 x.

4.3.3.9 Ensaio de impacto Izod de compósitos de curauá com resina epóxi

A Figura 4.53 apresenta a variação da energia de impacto dos compósitos com a fração volumétrica de fibras de curauá. Nesta figura, nota-se que os valores de energia aumentam sensivelmente com a fração de fibra de curauá. O desvio padrão também aumenta com a incorporação da fibra. Esta imprecisão nos valores é reconhecida como uma característica da heterogeneidade própria das fibras lignocelulósicas (Monteiro et al, 2009a).

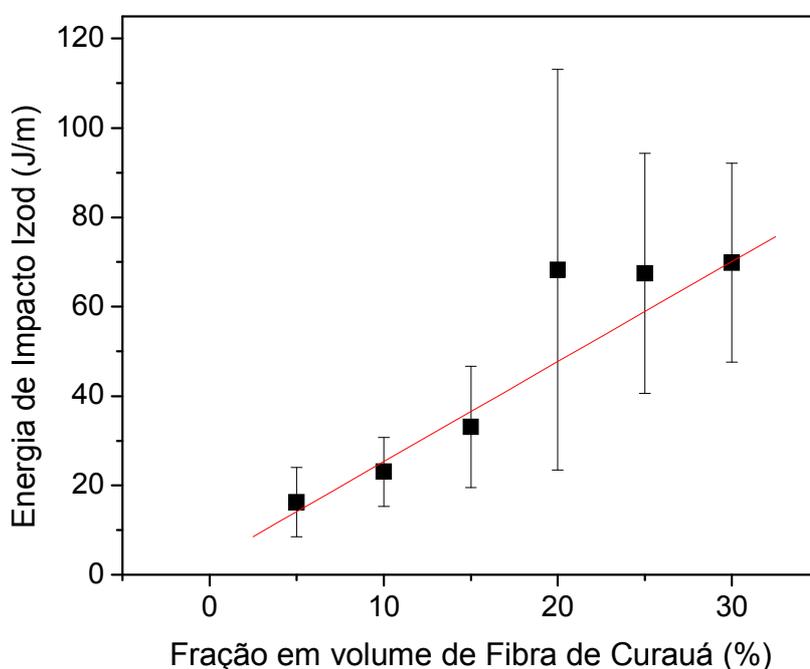


Figura 4.53: Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.

O comportamento das fibras mostrado na Fig. 4.53 é similar ao de outros compósitos com fibras curauá, em ensaio de Charpy realizado com a matriz de poliéster (Monteiro & Lopes, 2007). É importante mencionar que o curauá, como muitas fibras naturais lignocelulósicas prevelem as características próprias, como a existência de fibrilas cilíndricas, que constituem a micromorfologia destas fibras (Monteiro & Rangel, 2006).

A figura 4.54 apresenta o aspecto macroestrutural da ruptura por impacto Izod dos corpos de prova de compósitos epoxídicos reforçados com fibras de

curauá. A maior concentração de fibras no compósito ocasiona uma diferença significativa entre os corpos de prova destes compósitos. A partir de 20% de incorporação, alguns corpos de prova não se separam totalmente após o impacto. Com 30% existe uma etapa de dobramento dos corpos de prova (Monteiro et al, 2009 a). Contudo, estes permaneceram inteiros após o impacto Izod. O principal motivo para essa resistência à separação é o comportamento das fibras contínuas de curauá que não se romperam com o impacto. O mesmo comportamento foi registrado para compósitos com fibras de curauá reforçando resina epóxi em ensaios de Charpy (Ferreira et al, 2008c).

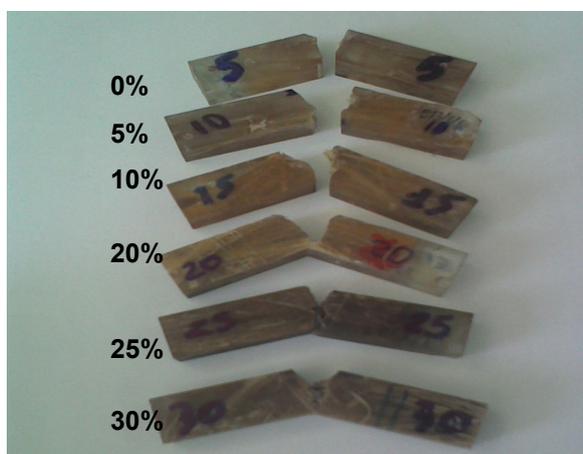


Figura 4.54: Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá.

4.3.3.10. Fratura em Izod de compósitos de curauá com resina epóxi

A Figura 4.55 ilustra a típica superfície de fratura por impacto Izod de um corpo de prova epoxídico com 30% de fibras contínuas e alinhadas de curauá. Com baixo aumento, Fig. 4.55 (a), observa-se a superfície do entalhe como uma faixa horizontal superior contendo as marcas arredondadas das fibras cortadas pela fresa. Na parte inferior, tem-se a superfície transversal de fratura, com fibras de curauá projetando-se da matriz epoxídica. Em todas essas fibras são visíveis os filamentos que as constituem e que foram separados, individualmente, devido ao processo de ruptura por impacto. Também na Fig. 4.55(a), notam-se alguns vazios redondos correspondentes à porosidade introduzida durante a fabricação

do compósito. Esta porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto, mas é por larga margem compensada pelo modo de propagação das trincas que aumenta, substancialmente, a energia absorvida no ensaio Izod.

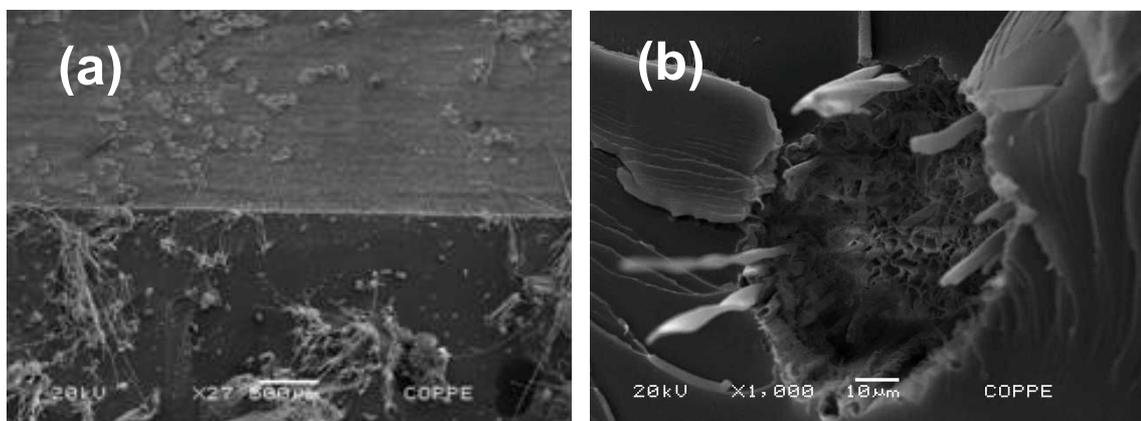


Figura 4.55: Fratura do corpo de prova com 30% de curauá. (a) 27 x; (b) 1000 x.

A Figura 4.55 (b) mostra um detalhe da interface entre a matriz epoxídica e uma fibra de curauá. Esta fibra está desagregada em filamentos cilíndricos que a compõem. Alguns destes filamentos projetam-se para fora do foco, feito na superfície da matriz. O detalhe mais importante da Fig. 4.55 (b) é a separação existente na interface fibra/matriz. Nesta separação, do lado da matriz epoxídica, ficou nitidamente impressa a marca dos filamentos que dali se desprenderam. Isto indica, como havia sido relatado para o caso de fibras de curauá reforçando matriz poliéster (Monteiro et al, 2007a), que ocorreu propagação de trinca pela interface. Este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura entre a fibra de curauá e a matriz epoxídica associado à fraca resistência interfacial (Monteiro et al, 2007b; Monteiro et al, 2006e). Assim, a maior área de fratura dos compósitos devido ao reforço de fibras com baixa tensão de cisalhamento na interface com a matriz, justifica a alta energia absorvida no impacto (Yue, Looi, Quek, 1995).

4.3.3.11 Ensaio de impacto Izod de compósitos de curauá com resina epóxi com tratamento de NaOH

A Figura 4.56 apresenta a variação da energia de impacto Izod dos compósitos com a fração em peso de fibras de curauá após a merceirização. Nesta figura, nota-se que os valores de energia aumentam e ainda consta uma grande variação com o aumento da fração de fibra de curauá, corroborando com os resultados pós merceirização de ensaios de impacto de charpy com compósitos de resina epóxi realizadas por Ferreira et al (2008 c).

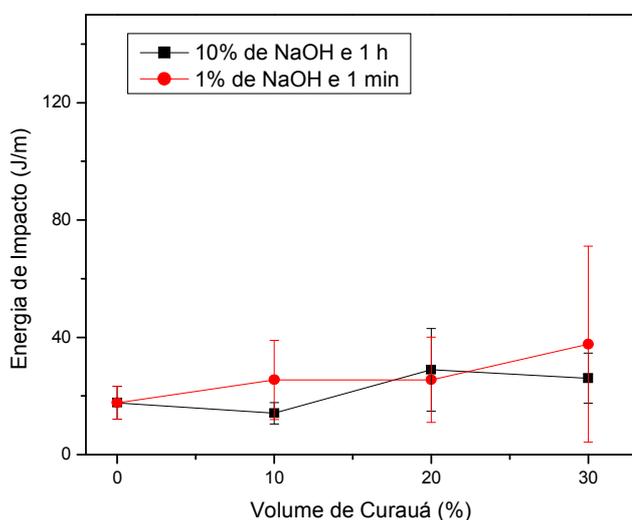


Figura 4.56: Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com a fração em volume do reforço de fibras de curauá merceirizadas.

Na figura 4.57 são analisados os aspectos macroestruturais dos compósitos, após o tratamento. Assim como a análise realizada por Monteiro, Ferreira e Lopes (2009b) que tange ao comportamento da resina epóxi pura que registra o rompimento de todos os corpos de prova, contudo o mesmo não acontece com os compósitos com resina epóxi e curauá sem merceirização, onde todos os corpos permaneceram inteiros, apenas um pequeno percentual continuou inteiro quando merceirizados ao tratamento forte e em menor quantidade ainda foram constatados com tratamento mais forte de 10% de NaOH a 1 hora (Monteiro et al, 2006; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c).

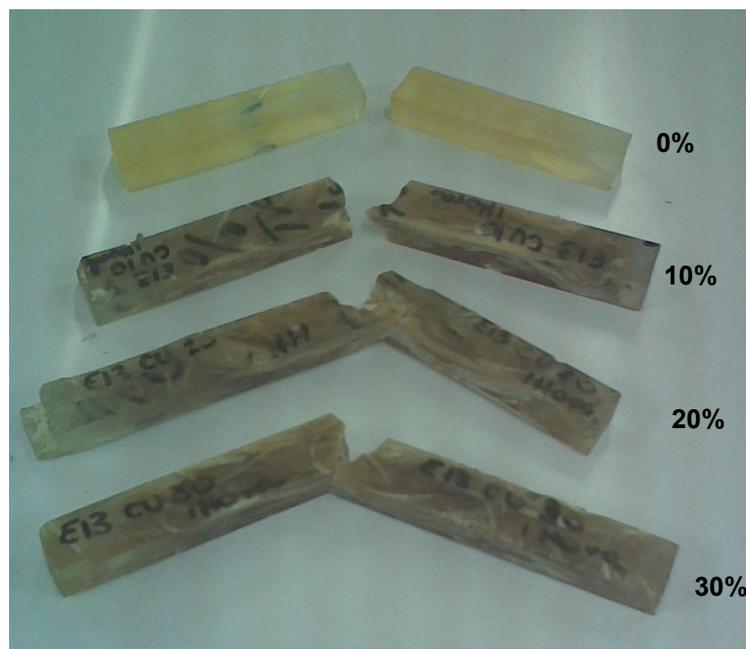


Figura 4.57: Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídicas com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.

4.3.3.12. Fratura em Izod de compósitos de curauá com resina epóxi com tratamento de NaOH

A Figura 4.58 ilustra uma superfície de fratura por impacto Izod de um corpo de prova epoxídico com 10% de fibras contínuas e alinhadas de curauá com mercerização de 1% a 1 minuto. Com baixo aumento, Fig. 4.58 (a), observa-se a propagação de uma trinca única, com característica de uma fratura frágil. Ainda pode-se observar o princípio do reforço da fibra como barreira a propagação dessa trinca. Ainda pode se observar no detalhe da fibra que os filamentos que as constituem e que foram separados, individualmente, devido ao processo de ruptura por impacto. Também na Fig. 4.58(b), notam-se em um maior aumento a separação de fibrilas resultante do processo de mercerização, bem como as marcas de porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto, propagação das trincas que aumenta, substancialmente, a energia absorvida no ensaio Izod.

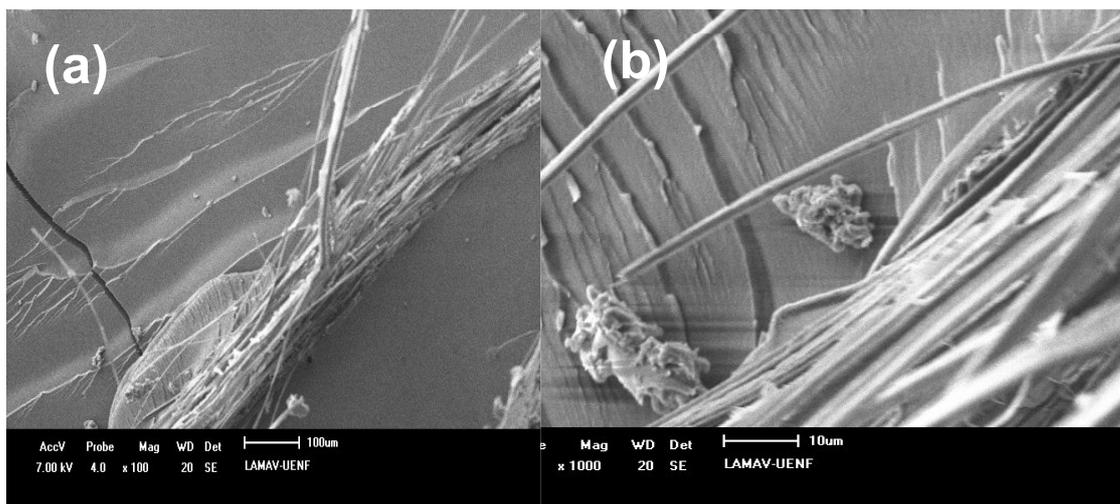


Figura 4.58: Fractografia Izod do corpo de prova de resina epóxi com 10% de fibra de curauá tratada a merceirização de 1% a 1 minuto. (a) 100 x; (b) 10000 x.

A Figura 4.59 (a) mostra um detalhe da interface entre a matriz epoxídica com a incorporação de 30% de fibra de curauá ao tratamento de merceirização de 10% a 1 hora. Nota-se a formação de núcleos e a grande separação das fibras impregnadas de resina. O detalhe mais importante da Fig. 4.59 (b) é o desacoplamento da fibra da matriz. Nesta separação pode ser observada a desfibrilização e a fraca interface fibra/matriz pelo seu desacoplamento parcial da fibra este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura entre a fibra de curauá e a matriz epoxídica associado à fraca resistência interfacial (Monteiro et al, 2008a).

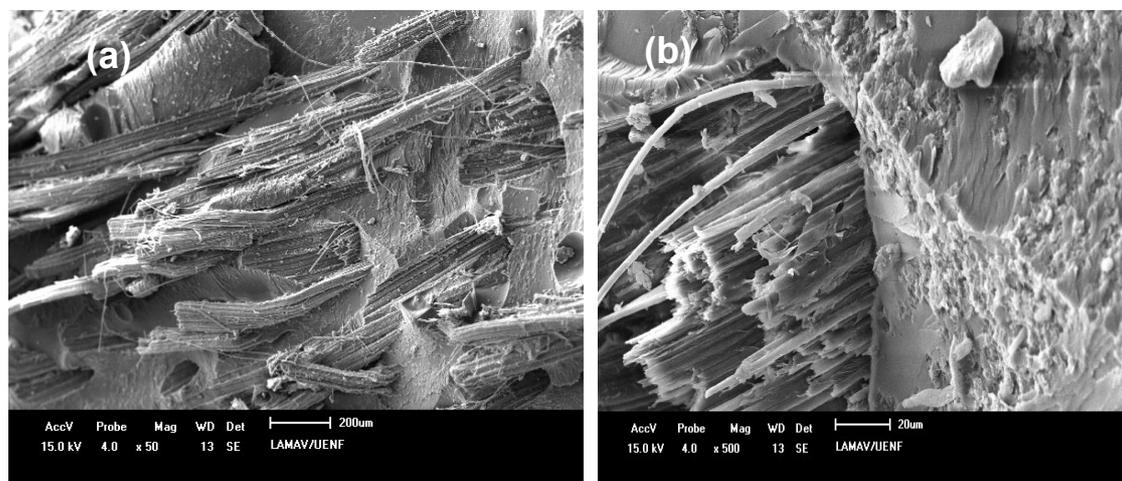


Figura 4.59: Fratura Izod do corpo de prova de resina epóxi com 30% de fibras de curauá com merceirização de 10% a 1 hora. (a) 50 x; (b) 500 x.

4.3.3.13. Resultados do ensaio de impacto Izod de compósitos de curauá com resina poliéster

A variação da energia a impacto Izod com compósitos de curauá e resina poliéster são mostrados na figura 4.60.

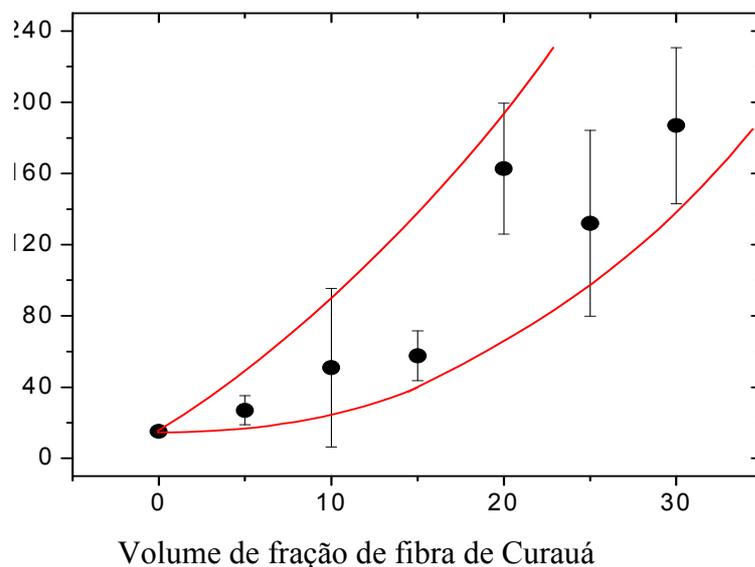


Figura 4.60: Variação da energia de impacto Izod de compósitos poliéster com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.

Nesta figura, pode-se observar que a incorporação da fibra do curauá na matriz do poliéster melhora, significativamente, a resistência ao impacto do composto. Esta melhoria pode ser considerada como uma função exponencial no que diz respeito à quantidade de fibra do curauá até 30%. A dispersão relativamente elevada dos valores, dada pelas barras de erro associadas com os pontos de porcentagem mais elevados da fibra em Fig. 4.60 é uma característica da não uniformidade conhecida das fibras lignocelulosicas (Bledzki & Gassan, 1999). Os valores mostrados nesta figura são compatíveis com os resultados relatados na literatura.

4.3.3.14. Fratura em Izod de compósitos de curauá com resina poliéster

A análise dos MEV da fratura do impacto de Izod com compósitos de resina poliéster permite para que se tenha uma compreensão melhor do mecanismo

responsável pela maior elevação da resistência dos compostos do poliéster reforçados com a fibra longa do curauá. A Figura 4.61 mostra o aspecto da superfície da fratura de uma resina de poliéster pura. Com mais baixa ampliação, a camada mais escura superior no fractografia, Fig 4.61 (a), corresponde ao entalhe na resina, revelando as marcas horizontais fazendo à máquina. A parte superior camada cinzenta corresponde embaixo à superfície transversal da fratura. A fratura na Fig. 4.61 sugere que uma única rachadura seja responsável pela ruptura com a aspereza na fig 4.61 (b), sendo associado com os vácuos e as imperfeições durante o processamento.

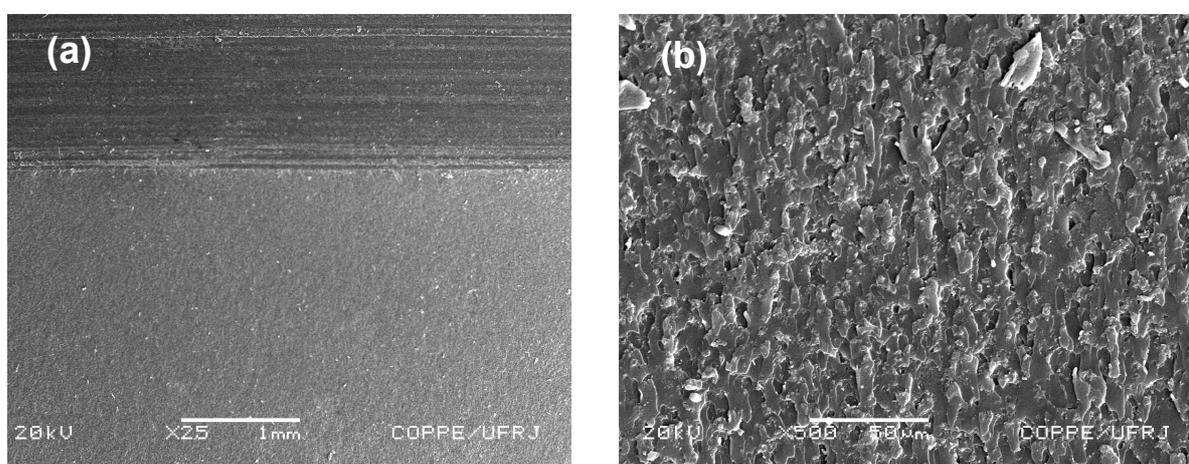


Figura 4.61: Análise da superfície de impacto Izod para a resina poliéster pura. (a) visão geral, (b) detalhes da fratura transversal da resina poliéster.

A Figura 4.62 apresenta detalhes da superfície da fratura do impacto Izod de um composto do poliéster com os 30% de fibras do curauá. Este fractografia mostra uma adesão eficaz entre as fibras e a matriz do poliéster, onde as fraturas que propagam. Algumas das fibras foram retiradas da matriz e outras eram quebradas durante o impacto. Pelo contraste, a parte do compósito em que a ruptura ocorreu preferencial longitudinalmente através da relação da fibra/matriz revela que a maioria da área da fratura está associada com a superfície da fibra.

Este comportamento corrobora o mecanismo da ruptura das fraturas que propagam entre a superfície da fibra do curauá e a matriz do poliéster devido à baixa força interfacial (Yue et al, 1995). A área maior da fratura, Fig. 4.62, associada com as fibras longas e alinhadas atuam como o reforço para o compósito.

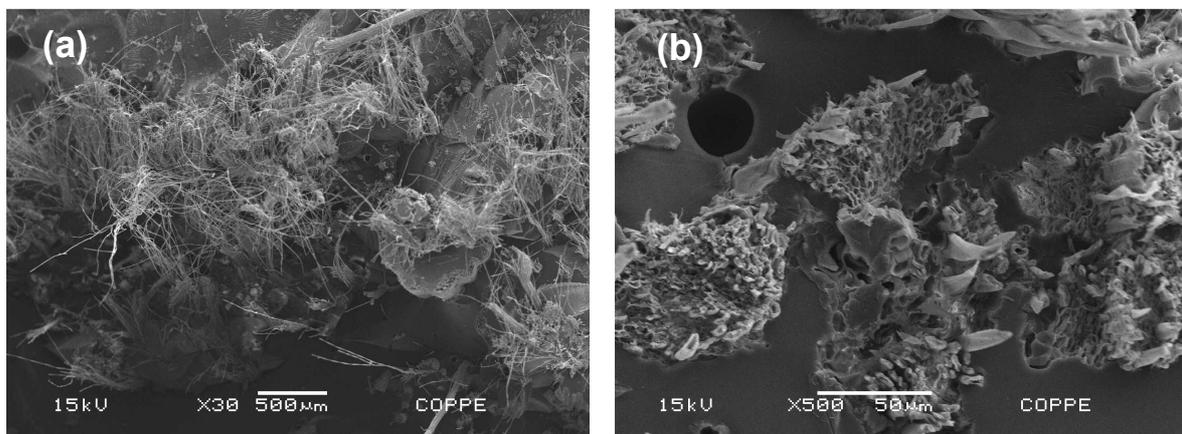


Figura 4.62: Superfície de fratura de impacto de compostos poliéster reforçados com 30 % de curauá: (a) 30X and (b) 500X.

4.3.3.15. Ensaio de impacto Izod de compósitos de curauá com resina poliéster com tratamento de NaOH

A variação da energia a impacto Izod com compósitos de curauá e resina poliéster são mostrados na figura 4.63.

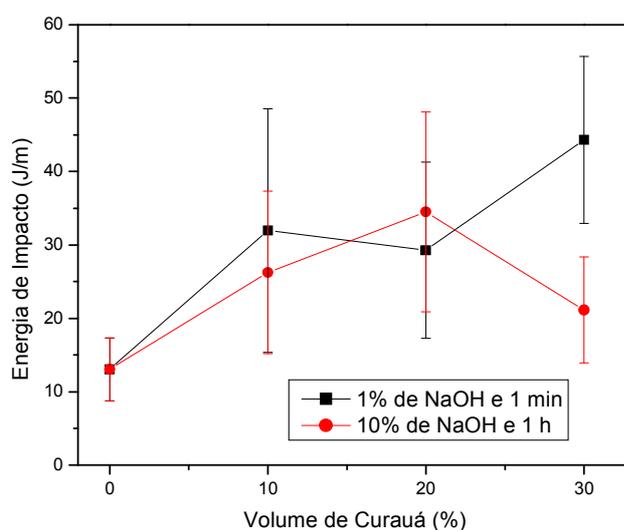


Figura 4.63: Variação da energia de impacto Izod de compostos poliéster com a fração em volume do reforço de fibras de curauá.

Na figura 4.64 são analisados os aspectos macroestruturais dos compósitos, após o tratamento. Assim como a análise realizada por Monteiro et al (2009b) que tange ao comportamento da resina poliéster pura que registra o rompimento de todos os corpos de prova, contudo o mesmo não acontece com os compósitos com resina poliéster e curauá sem merceirização. Porém em uma análise superficial, pode-se constatar que com tratamento mais forte de 10% de NaOH a 1 hora existe uma tendência aos corpos de prova a dobrar-se, contudo apenas poucos corpos de prova obtiveram esse comportamento quando incorporada 30% de fibra tratada (Monteiro et al, 2006e; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c; Ferreira et al, 2008e; Monteiro et al, 2009a).

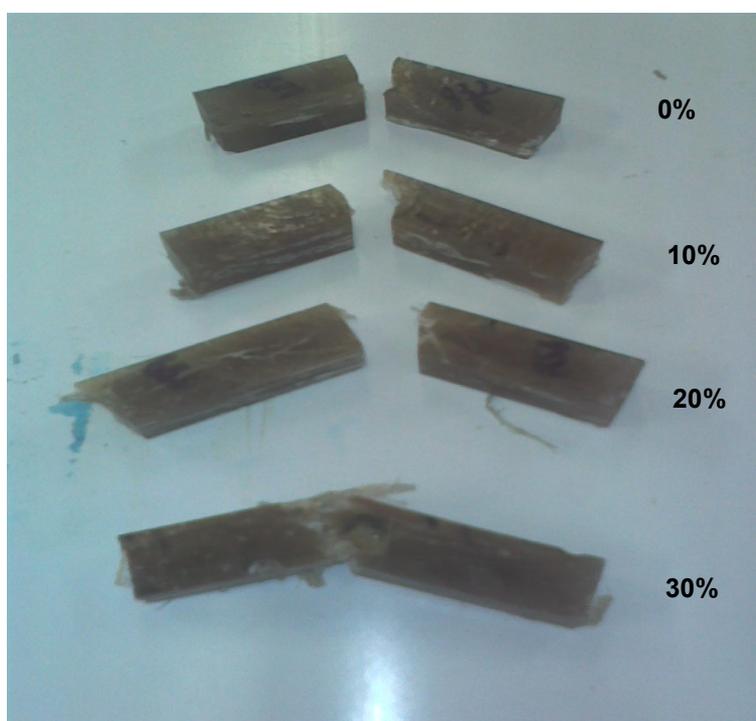


Figura 4.64: Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz epoxídica com diferentes frações de fibras de curauá merceirizadas.

A título de comparação, a Tabela 4.9 apresenta valores da tenacidade ao impacto obtido em compósitos de matriz tanto termofixa quanto termoplástica, reforçadas com diferentes fibras naturais (Leão et al, 1998; Monteiro et al, 2006e; Monteiro & Lopes, 2007; Ferreira et al, 2008c; Ferreira et al, 2008e; Monteiro et al, 2009a).

Tabela 4.9: Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais.

<i>Fibra/Compósito</i>	<i>Fibra (%)</i>	<i>Martelo</i>	<i>Tenacidade ao Impacto (J/m)</i>	<i>Referência</i>
Curauá/Poliéster	30 (Continua)	Izod	129	(Monteiro, Ferreira, Lopes, 2009)
Curauá/Epóxi	30 (Continua)	Izod	69	(Ferreira, Monteiro, Lopes 2008)
Curauá com fibra tratada a 1 hora com NaOH /epóxi	30 (contínua)	Izod	30	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 minuto de NaOH/Epóxi	30 (contínua)	Izod	26	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 hora com NaOH/Poliéster	30 (contínua)	Izod	45	Presente trabalho
Curauá com fibra tratada a 1 minuto de NaOH/Poliéster	30 (contínua)	Izod	23	Presente trabalho
Madeira/PP	50 (picada)	Izod	28	(Leão et al, 1988)
Coco/PP	50 (picada)	Izod	46	(Leão et al, 1988)
Linho/PP	50 (picada)	Izod	38	(Leão et al, 1988)
Juta/PP	50 (picada)	Izod	39	(Leão et al, 1988)
Sisal/PP	50 (picada)	Izod	51	(Leão et al, 1988)

Observa-se na Tabela 4.9 que o compósito de matriz epoxídica reforçada com fibras alinhadas e contínuas de curauá apresenta tenacidade ao impacto bem superior àqueles com matriz de polipropileno reforçada com fibras picadas, ou seja, curtas e aleatórias, porém quando analisa-se a incorporação de 30% fibra não tratada com as resinas poliéster (129 J/m) e epóxi (69 J/m) são resultados muito superiores aos encontrados com a fibra merceirizada onde com a resina poliéster ao tratamento de 10% a 1 hora foram encontrados os resultados de 45 J/m e resina epóxi ao tratamento de 10% a 1 hora 30 J/m. A principal explicação para menor tenacidade compósitos com fibras contínuas e alinhadas tratadas a mercerização pode ser explicada pela característica de degradação e desfibrilização ocorrida na fibra (Monteiro & Lopes, 2007).

4.3.3.16. Fratura em Izod de compósitos de curauá com resina poliéster com tratamento de NaOH

A Fig. 4.65 (a), pode-se observar com menor aumento a incorporação de 10% de fibra tratada 1% a 1 minuto uma pequena desfibrilização ocasionada pela merceirização e a ocorrência de trincas nucleadas. Fig. 4.65 (b), pode-se observar a grande desfibrilização de uma fibra após o impacto e a fraca interação da fibra matriz pelo seu desacoplamento não uniforme, ainda é possível observar fratura do compósito e a criação de uma barreira pela incorporação da fibra.

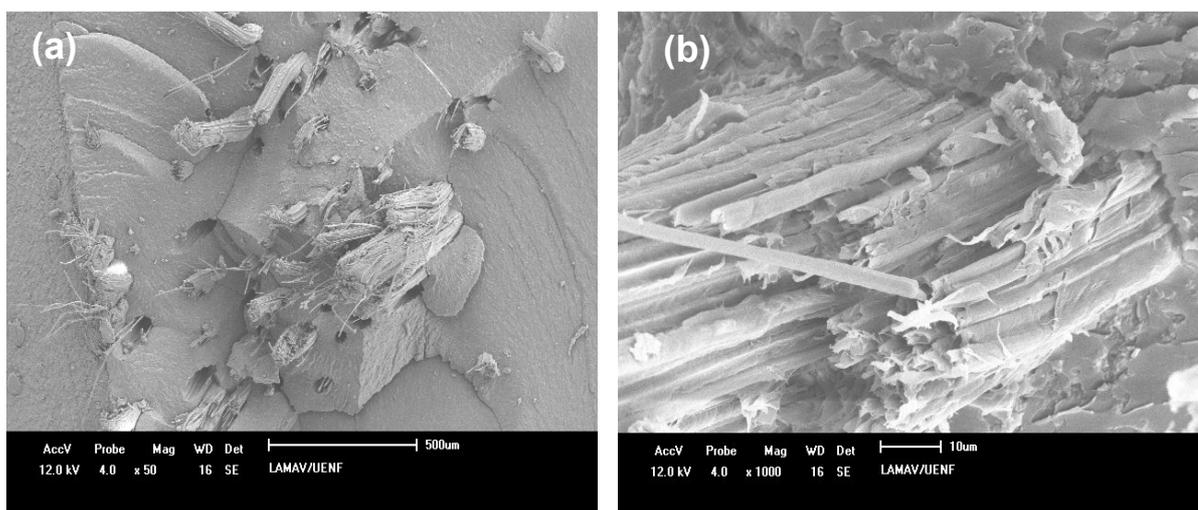


Figura 4.65: Fractografia do corpo de Izod prova de resina poliéster. (a) 27 x; (b) 800 x.

A fractografia 4.66 (a) ilustra a típica superfície de fratura por impacto de um corpo de prova de compósito com 30% de fibras tratadas de curauá com maior merceirização de curauá com resina poliéster, onde pode-se observado um processo de desfibrilização e a pouca aderência da fibra a matriz. Com maior aumento, Fig. 4.66 (b), o desacoplamento da fibra da matriz e a porosidade tende a reduzir a resistência ao impacto, sendo acelerado o processo de desfibrilização ocorre ainda um processo de fratura, ainda pode ser observada impregnação de resina na fibra.

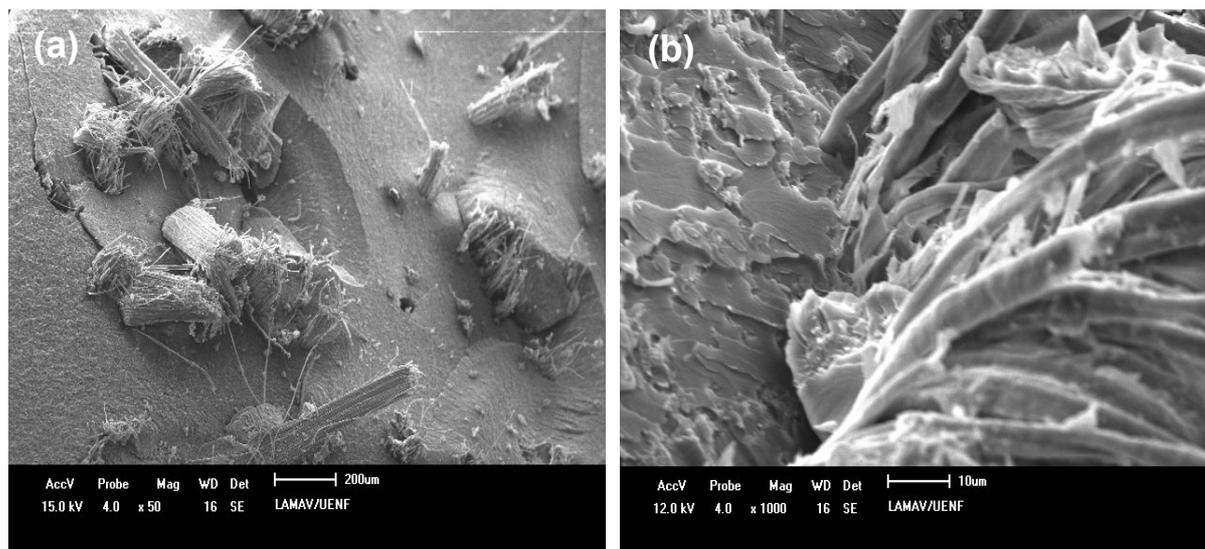


Figura 4.66: Fractografia do corpo de prova izod de resina poliéster. (a) 27 x; (b) 800 x.

4.4. Ensaios Térmicos

4.4.1. DMA de compósitos de curauá com resina epóxi

A Figura 4.67 ilustra as curvas de DMA obtidas em uma primeira corrida de ensaio para o compósito com 30% de fibras de curauá após sua cura a 25°C. As curvas da Fig. 4.67 serviram de comparação para as respectivas curvas obtidas em segunda corrida de ensaio, após o corpo de prova ter sido levado até 195°C em uma rampa de temperatura de 3°C/min correspondente a um tempo total de aproximadamente 1 hora. A Figura 4.68 apresenta as respectivas curvas de DMA obtidas na segunda corrida do mesmo corpo de prova da Fig. 4.67. Comparando-se as duas curvas, da primeira corrida (Fig. 4.67) e de segunda corrida (Fig 4.68) nota-se um aumento significativo da temperatura correspondente aos picos de $\tan \delta$ e E'' . Em particular, a temperatura no pico da $\tan \delta$ está associada à temperatura de transição vítrea, T_g (Mohanty et al, 2006; Lopes et al, 2008).

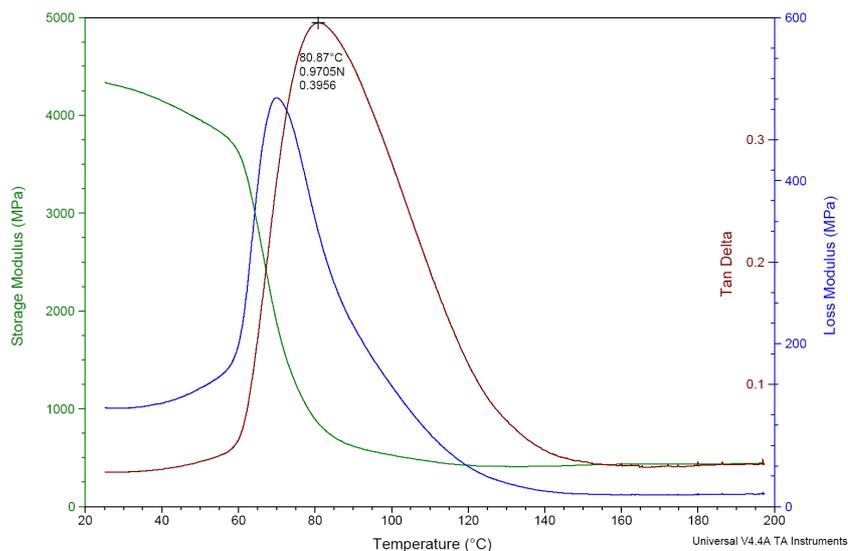


Figura 4.67: Curvas de DMA para a primeira corrida do compósito com 30% de fibra.

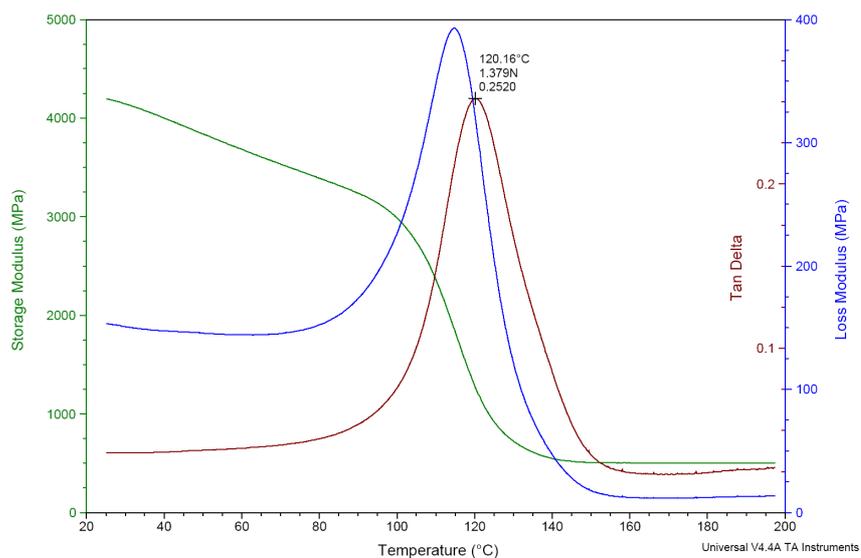


Figura 4.68: Curvas de DMA para a segunda corrida do compósito com 30% de fibra.

Outros aspectos relevantes na comparação das curvas das Fig. 4.67 e 4.68 são as alterações provocadas no módulo de armazenamento. Nas curvas de E' , relacionadas com a rigidez viscoelástica do material (Monteiro et al, 2006c), tem-se um deslocamento para temperaturas mais elevadas. Isso indica que o reaquecimento do compósito aumentou o início da transição vítrea. A causa para este fenômeno pode ser entendida como uma evolução do processo de cura. Aumentando-se a temperatura, como aconteceu durante a primeira corrida, o

endurecedor TETA na matriz continua reagindo com os anéis da molécula epoxídica DGEBA.

O efeito da incorporação da fibra de curauá pode ser avaliado nas curvas de DMA que se seguem. A Figura 4.69 apresenta a variação do módulo de armazenamento E' com a temperatura para os compósitos investigados. Nesta figura, nota-se uma tendência a maiores níveis de E' quanto maior o percentual de fibra incorporado. O valor de E' está diretamente ligado à capacidade de o material suportar cargas mecânicas com deformação recuperável (Mohanty et al, 2006). Vale comentar que em recente trabalho (Santafe Jr et al, 2008). O valor do E' , para a mesma resina epóxi do presente trabalho, situa-se por volta de 2600 MPa. Ou seja, para a matriz correspondente à epóxi pura, E' é menor do que nos compósitos com fibra de curauá.

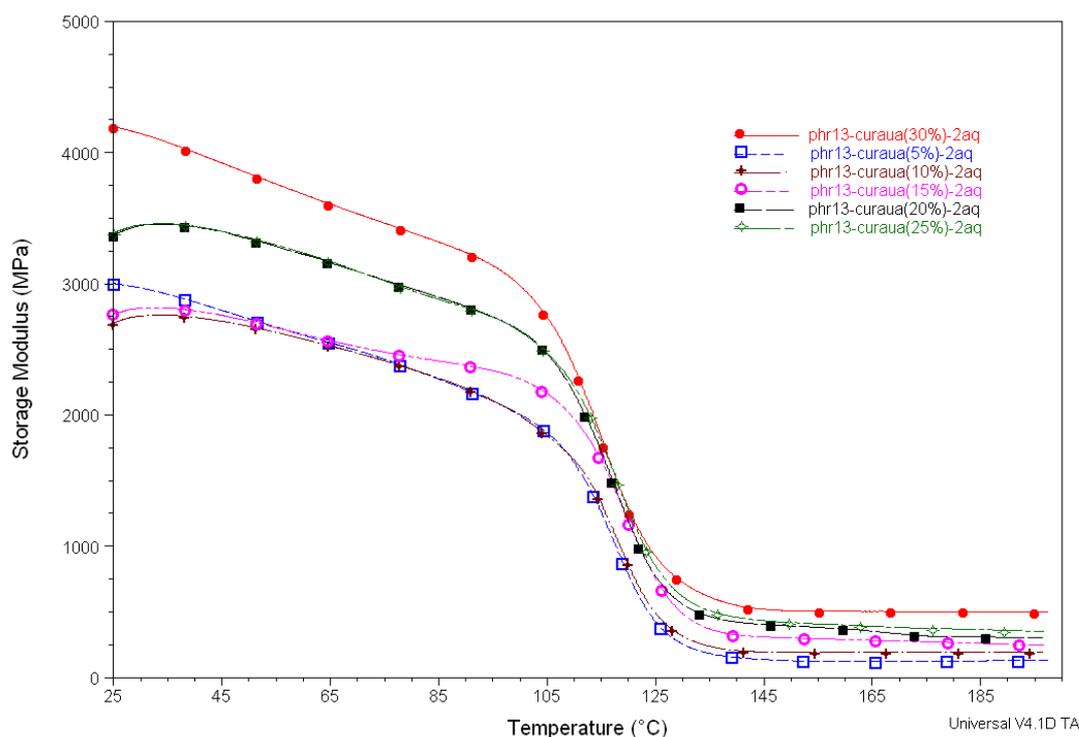


Figura 4.69: Variação de E' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.

Isto indica que a introdução da fibra de curauá tende a aumentar a rigidez dinâmica dos compósitos. A tendência a maiores valores de E' com a quantidade de fibra de curauá, Fig. 4.69 corrobora este fato. É interessante notar que no caso das fibras de coco (Santafe Jr et al, 2008), muito mais fracas que as de curauá

(Satyanarayana et al, 2005), existe uma tendência de E' não variar muito nos compósitos.

A Figura 4.70 apresenta a variação do módulo de perda E'' com a temperatura para os compósitos investigados. De um modo geral, estas curvas de E'' mostram picos por volta de 110°C que podem ser identificados como os picos α de relaxação. Considerando-se o nível do pico, aproximadamente 300 MPa para a mesma epóxi pura (Santafe Jr et al, 2008), tem-se uma indicação de aumento em E'' com a introdução de fibras na matriz epoxídica. Sugere-se que as fibras de curauá causem redução na flexibilidade molecular dos compósitos epoxídicos.

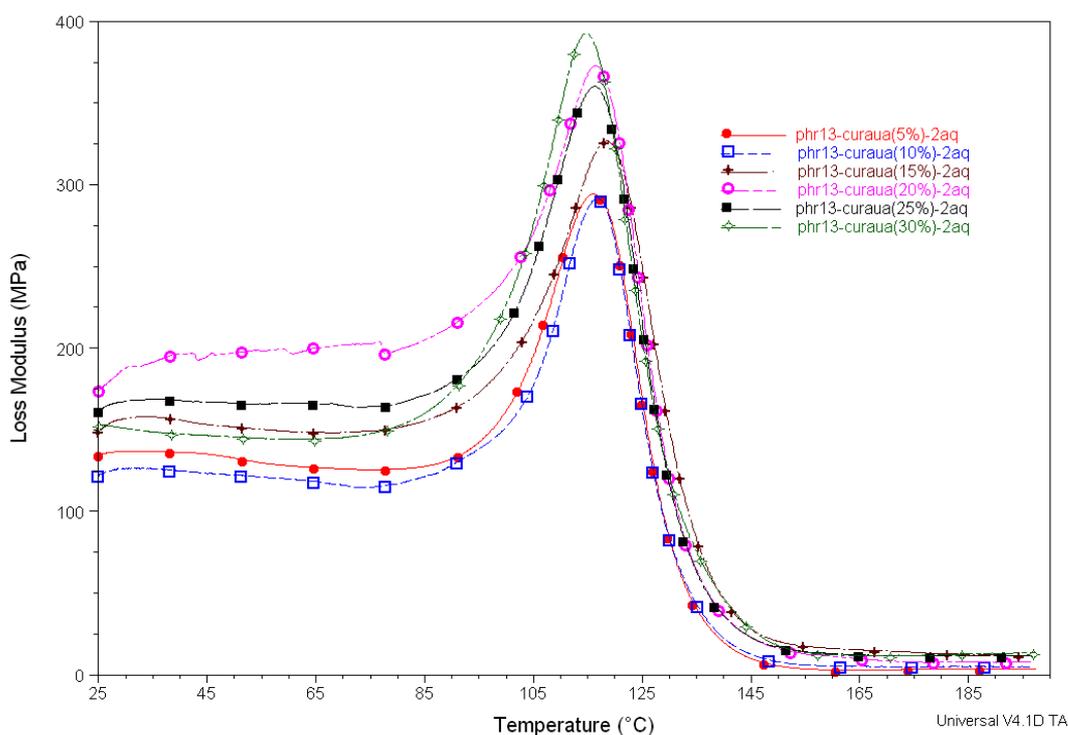


Figura 4.70: Variação de E'' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.

A Figura 4.71 apresenta a variação da $\tan \delta$ com a temperatura para os compósitos investigados. Nesta figura, fica evidente a sensível redução na amplitude dos picos com o aumento da fração de fibras de curauá incorporada aos compósitos. No caso da epóxi pura, como já apresentado em outro trabalho (Santafe Jr et al, 2008), ou seja, significativamente superior à dos compósitos com fibras de curauá.

É importante recordar que a $\tan \delta$ representa o fator de perda mecânica, medido pela razão E''/E' , que se traduz na capacidade de amortecimento do material. Este amortecimento está associado a fase elástica e fase viscosa em uma estrutura polimérica, no caso, a epoxídica da matriz dos compósitos reforçados com fibras de curauá.

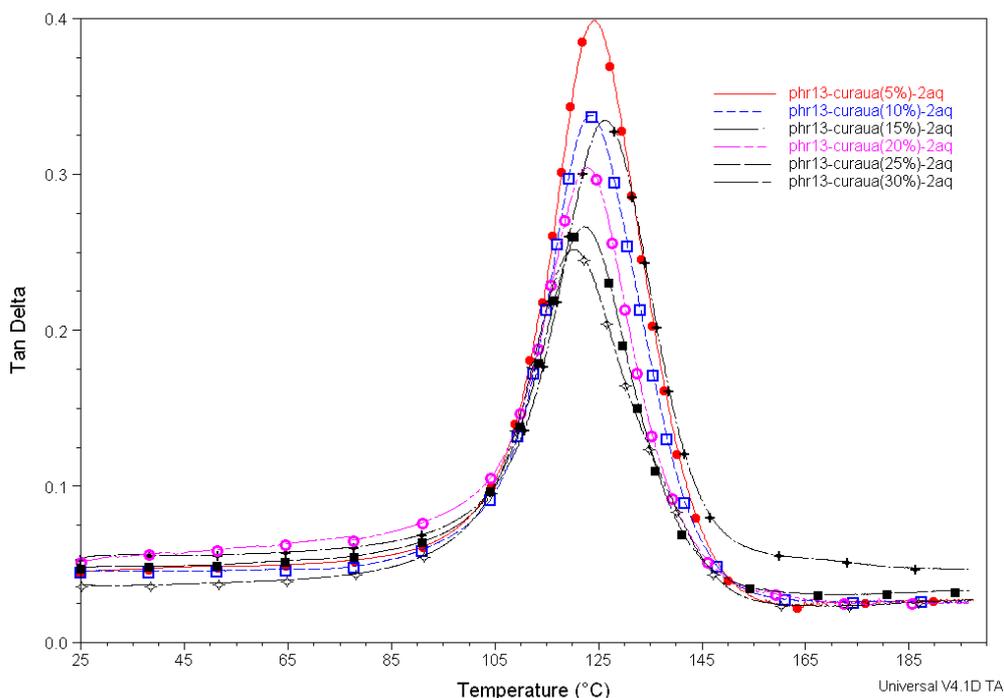


Figura 4.71: Variação de $\tan \delta$ com a temperatura para os compósitos de curauá.

O fato de o aumento da fração de fibras de curauá resultar em redução na amplitude, Fig. 4.71, dos picos de $\tan \delta$ dos compósitos é uma consequência das fibras suportarem parcialmente a tensão dinâmica aplicada. Assim, somente parte desta tensão pode ser transferida para deformar a interface fibra/matriz. Deste modo, a dissipação de energia fica restrita à matriz e à interface. Quanto mais resistente for a interface, consequentemente menor será a dissipação de energia (Santafe Jr et al, 2008).

Como foi verificado anteriormente (Santafe Jr et al, 2008), a temperatura do pico de $\tan \delta$ da resina epóxi pura é aproximadamente de 125°C. Por outro lado, Fig. 4.71, os compósitos reforçados com fibras de curauá possuem picos pouco abaixo deste valor, por volta de 115°C. Isto indica que essas fibras, como

acontece com outras lignocelulósicas (Santafe Jr et al, 2008), tendem a amorfizar os compósitos epoxídicos reduzindo o valor da sua T_g .

4.4.2. DMA de compósitos de curauá com resina poliéster

A Figura 4.72 ilustra as curvas de DMA obtidas pelo ensaio para o resina poliéster após sua cura a 25°C. As curvas da Fig. 4.67 serviram de comparação para as respectivas curvas obtidas com a resina epóxi, após o corpo de prova ter sido levado a temperatura de 160°C em uma rampa de temperatura de 3°C/min correspondente a um tempo total de aproximadamente 1 hora (Lope et al, 2008). Estas temperaturas estão relacionadas à transformação do compósito de um estado parcialmente cristalino para amorfo corroboram com trabalhos publicas inerentes(Lopes et al, 2008; Lucas et al, 2001) .

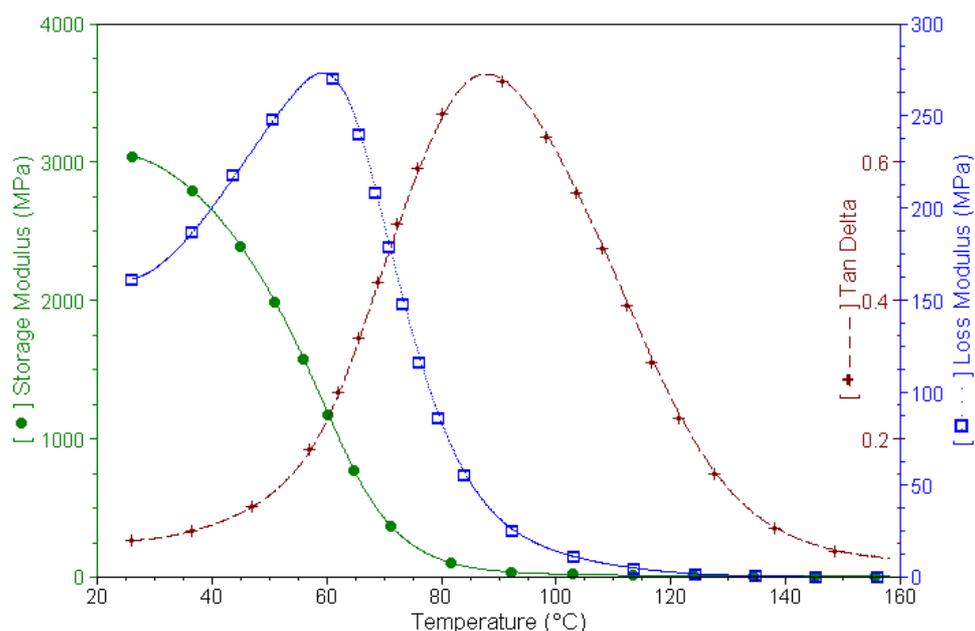


Figura 4.72: Curvas de DMA com a resina poliéster.

Na incorporação de 30% de fibras pode ser analisada o fato de o aumento da fração de fibras de curauá resultar em redução na amplitude, Fig. 4.73, dos picos de $\tan \delta$ dos compósitos é uma consequência das fibras suportarem parcialmente a tensão dinâmica aplicada (Wilkeres et al, 1995) .

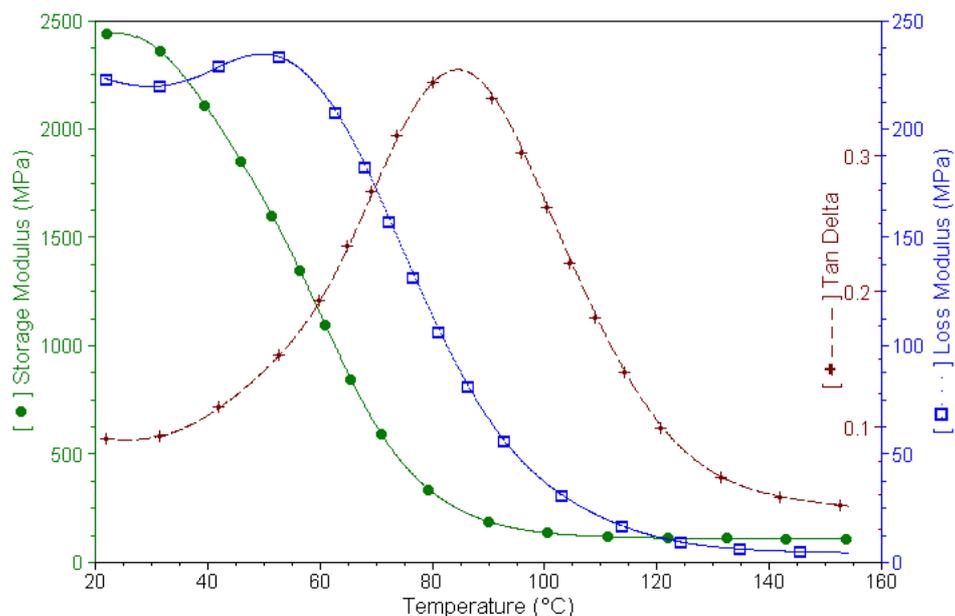


Figura 4.73: Curvas de DMA com a resina poliéster com a incorporação de 30 de fibras de curauá.

As alterações provocadas no módulo de armazenamento da fig 4.73. Nas curvas de E' , relacionadas com a rigidez viscoelástica do material (Monteiro et al, 2006c), tem-se um deslocamento para temperaturas mais elevadas. Isso indica que o reaquecimento do compósito aumentou o início da transição vítrea. A resina poliéster pode retardar a amorfização da estrutura, tornam-a mais plástica fig 4.74.

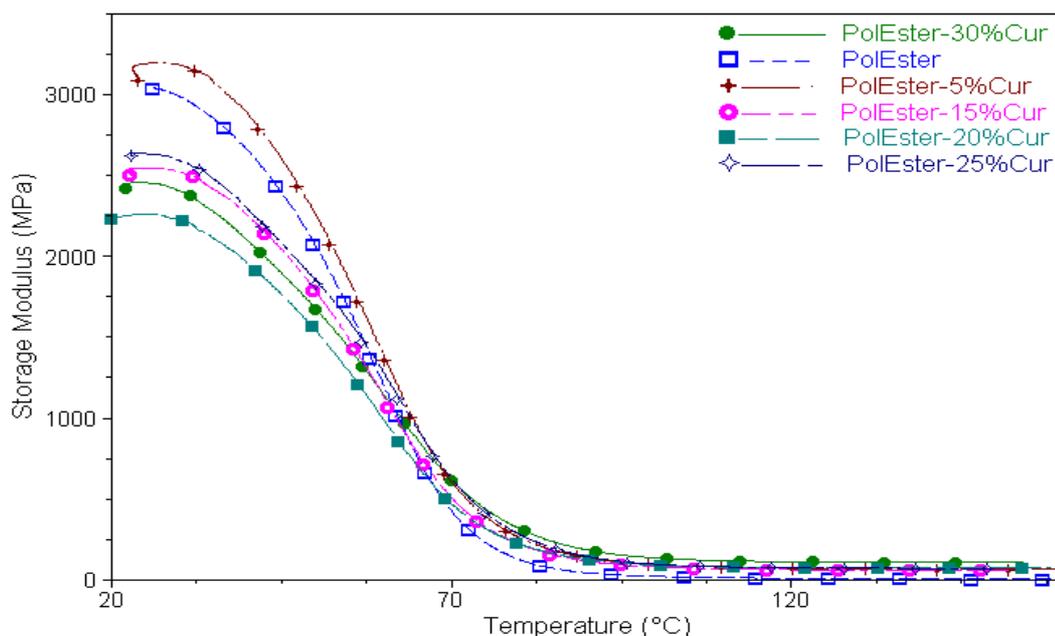


Figura 4.74: Variação de E' com a temperatura para os compósitos de fibra de curauá.

A Figura 4.74 apresenta a variação do módulo de armazenamento E' com a temperatura para os compósitos. Nesta figura, nota-se uma tendência a menores níveis de E' quanto maior o percentual de fibra incorporado. O valor de E' está diretamente ligado à capacidade de o material suportar cargas mecânicas com deformação recuperável, sendo influenciado diretamente pela incorporação da fibra (Mohanty et al, 2006; Lopes et al, 2008).

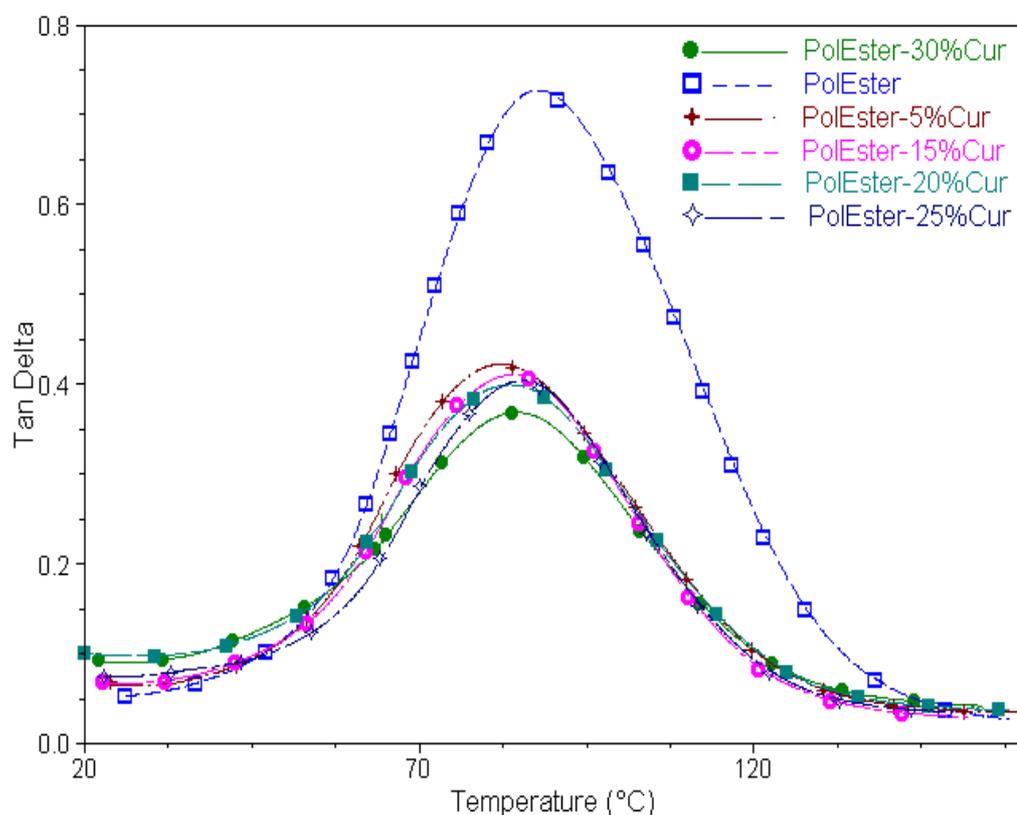


Figura 4.75: Variação de $\tan \delta$ com a temperatura para os compósitos de curauá.

Na figura 4.75 aspecto relevante da $\tan \delta$ é a sua associação com o limite superior no valor da temperatura de transição vítrea, T_g , do compósito. Como foi verificado anteriormente (Lopes et al, 2008; Santafe Jr et al, 2008), a temperatura do pico de $\tan \delta$ da resina epóxi pura é da ordem de 80°C . Por outro lado, Fig. 4.75, os compósitos reforçados com fibras de curauá possuem picos pouco abaixo deste valor, por volta de 90°C . Isto indica que o comportamento dessas

fibras é similar a outras lignocelulósicas (Lopes et al, 2008, Santafe Jr et al, 2008), isto é, tendem a amorfizar os compósitos epoxídicos reduzindo o valor da sua T_g .

Em relação a amplitude do pico da $\tan \delta$ ocorre uma sensível diminuição no valor dos compósitos comparativamente com a resina poliéster pura. Isto se deve a interferência da fibra de curauá no amortecimento das cadeias moleculares da matriz poliéster (Mohanty et al, 2006; Lopes et al, 2008).

4.5. Análise econômica dos Compósitos

O desempenho mecânico dos compósitos reforçados com curauá realça a possibilidade dos usos destes como materiais para construção de edifícios. A Figura 4.76 mostra a comparação do custo do compósito de curauá, com matriz epoxídica com materiais convencionais.

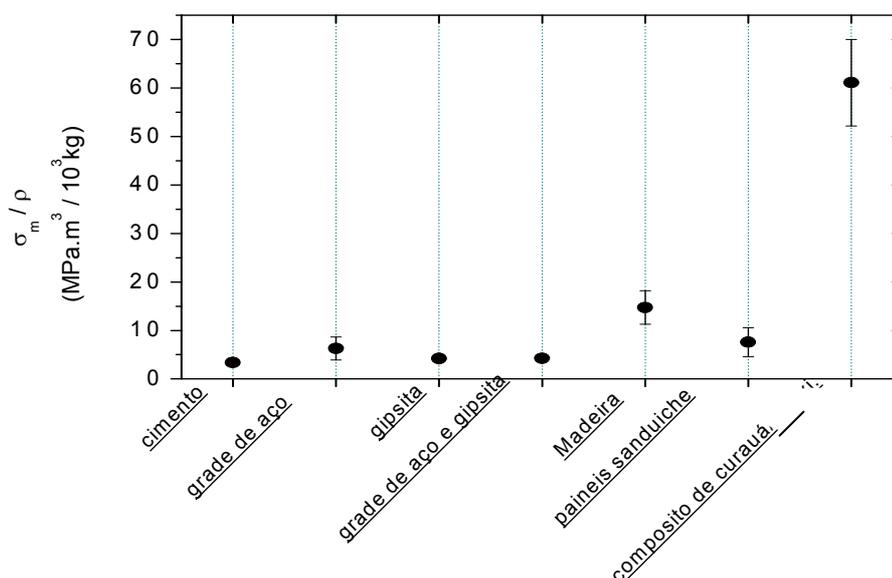


Figura 4.76: Gráfico específico comparação de resistência de materiais para a construção civil.

A figura 4.76 salienta o benefício financeiro dos compósitos de curauá com resina epóxi ou poliéster em detrimento a outros materiais da indústria. Os benefícios foram relacionados com materiais usuais da construção civil, onde o

custo/benefício se demonstrou muito superior à aqueles mostrados por Calister (2000).

O desempenho dos compósitos de curauá com resina poliéster e epóxi são extremamente mais elevados que os materiais usuais, mostrando assim a possibilidade de seu uso na construção civil também.

Capitulo V- Considerações finais

5. 1. Conclusões

- Os resultados obtidos para as propriedades das fibras de curauá e do compósito de curauá mostram o grande potencial de aplicação deste material tanto em comparação a outras fibras lignocelulósicas quanto a algumas fibras sintéticas.
- A fibra apresenta valores de resistência mecânica mecânica a flexão superiores à fibra de sisal, juta, piaçava, coco, bem como outras menos utilizadas.
- O método de probabilidade de Weibull aplicado a tensões máximas em tração de fibras de curauá não foi capaz de identificar, com precisão, uma relação com o diâmetro da fibra. O parâmetro de escala, θ , e o módulo de Weibull, β , por seus valores não permitiram estabelecer uma equação com significado físico que pudesse correlacionar a tensão máxima com o diâmetro das fibras de curauá. Foi constatada, todavia, uma aparente variação inversa.
- Compósitos fabricados com fibras contínuas e alinhadas de curauá reforçando matriz de poliéster apresentaram resistência à flexão em nível superior ao de outros compósitos poliméricos reforçados com fibras lignocelulósicas. A partir de 20% em peso de fibra de curauá os compósitos atingem resistência próxima a 100 MPa o que é o triplo do melhor até agora obtido com fibras descontínuas e aleatórias.
- As características compactas e alinhadas das fibrilas que formam cada fibra de curauá contribuem para maior aderência da resina poliéster, formando mini-compósitos que ,efetivamente, participam na transferência dos esforços da matriz e, conseqüentemente, para o aumento da resistência do compósito.

- O tratamento de mercerização de fibras de curauá, posteriormente incorporadas em matriz de epóxi e poliéster de compósitos, degrada a superfície da fibra para qualquer solução de NaOH e tempo de imersão estudados, não sendo vantajoso como reforço para compósito.
- Compósitos de matriz epoxídica estequiométrica DGEBA/TETA reforçada com fibras contínuas e alinhadas de curauá apresentam resistência à flexão em nível superior ao da matriz epoxídica pura. Compósitos com matriz epoxídica incorporada, com fibras longas de curauá, previamente tratadas em distintos níveis de mercerização, um forte correspondente a 10% de NaOH por 1 hora e outro fraco em 0,1% de NaOH por 1 minuto, não apresentaram aumento comparativo na resistência à flexão em relação a compósitos com fibras sem tratamento.
- O tratamento de mercerização de fibras de curauá, posteriormente incorporadas em matriz de poliéster de compósitos, degrada a superfície da fibra para qualquer solução de NaOH e tempo de imersão estudados. Para quantidades de fibra até 20% em peso, a separação da superfície em filamentos induz trincas na interface que diminuem a resistência da matriz de poliéster. Quantidades de fibra superiores a 20% em peso compensam as trincas que causam ruptura em virtude da elevada resistência de cada fibra que, no conjunto, oferecem condição de reforço.
- Compósitos constituídos de fibras contínuas e alinhadas de curauá reforçando matriz poliéster, curada à temperatura ambiente, apresentam um significativo aumento na tenacidade ao entalhe, medida em ensaios de impacto Charpy, em relação à resina poliéster pura. Dentre estes compósitos, quanto maior a fração de fibra incorporada até 40% em peso, maior a tenacidade ao entalhe. Parte deste aumento na tenacidade é devido à baixa tensão interfacial entre a fibra de curauá e a resina poliéster. Isto acarreta maior energia absorvida no impacto em decorrência da propagação longitudinal de trincas na interface fibra/matriz, gerando maior área de ruptura em relação a uma fratura transversal que ocorra na matriz rompendo as fibras. Para frações de fibra de curauá superiores a 10% em peso, o aumento da tenacidade ao entalhe pode

também, em parte ser devido à energia despendida em se dobrar as fibras que não são rompidas após o impacto do martelo Charpy.

- Compósitos com matriz epoxídica do sistema estequiométrico DGEBA/TETA reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá, apresentam significativo aumento na energia específica medida por meio de ensaios de impacto Charpy, quando comparados a outras fibras lignocelulósicas. Essa energia associada à tenacidade ao entalhe, aumenta linearmente com a fração reforçadora de fibras. O aumento é decorrente de maior área de fratura devido à propagação de trincas na interface relativamente fraca entre a fibra de curauá e matriz epoxídica.
- Nos ensaios de charpy com fibras tratadas de curauá, mostraram um declínio da resistência ao impacto, caracterizado pela degradação da fibra.
- Os ensaios de Izod, enfatizaram que a energia associada a tenacidade ao impacto, aumenta linearmente com a fração reforçadora de fibras em compósitos de fibras de curauá com matriz epoxídica.
- Compósitos com matriz epoxídica do sistema estequiométrico DGEBA/TETA, tanto quanto os compósitos com matriz poliéster reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá, apresentam significativo aumento na energia específica medida por ensaios de impacto Izod, quando comparados a outras fibras lignocelulósicas.
- Nos ensaios de Izod de compósitos de fibras de curauá com matriz poliéster, observa-se um aumento relativo da energia ao impacto com a incorporação de fibras até o percentual de 30%.
- Nos ensaios de Izod com fibras tratadas de curauá, mostraram um declínio da resistência ao impacto, caracterizado pela degradação da fibra, atrelada a a separação da superfície em filamentos induz trincas na interface que diminuem a resistência da matriz.
- Comparando com outras fibras lignocelulósicas, a fibra de curauá demonstrou um excelente adesão fibra/matriz nos ensaios de pullout com resina poliéster e epóxi superior a outras fibras.

- O comprimento crítico obtido no ensaio de pullout com resina epóxi foi de 3 mm, sendo comparável com outros resultados de outras fibras lignocelulósicas.
- O comprimento crítico obtido no ensaio de pullout com resina poliéster foi de 10,7 mm, sendo superior a resina epoxi. Curvas de *pullout* mostram inconsistência se forem considerados somente dois trechos lineares, sendo o último horizontal, para maiores comprimentos embutidos, associado à tensão de ruptura da fibra. Um trecho inicial passando pela origem permite determinar um comprimento limite, l_c , para livre desacoplamento da fibra em relação à matriz. O valor de l_c pode ser obtido na interseção deste primeiro trecho com um segundo trecho bem antes de ser atingido o patamar horizontal. Para fibras lignocelulósicas embutidas em resina polimérica, caso dos sistemas curauá e coco em cápsulas de poliéster, foi proposta uma metodologia de três trechos lineares.
- Ensaio de DMA em compósitos com matriz epoxídica DGEBA/TETA, estequiométrica, reforçada com até 30% em volume de fibras de curauá mostraram sensíveis diferenças nos parâmetros obtidos após uma segunda corrida de ensaio até 195 °C. A introdução da fibra de curauá tende a aumentar os valores de E' e E'' pela maior rigidez elástica ocasionada à matriz pelas fibras mais resistentes. O amortecimento dinâmico associado à amplitude do pico de $\tan \delta$ diminui com a adição da fibra de curauá pelo fato de somente parte da tensão aplicada ser usada para deformar a interface fibra/matriz.
- Ensaio de DMA em compósitos com matriz poliéster, reforçada com até 30% em volume de fibras de curauá mostraram também sensíveis diferenças nos parâmetros do ensaio até 160 °C. A introdução da fibra de curauá tende a aumentar os valores de E' e E'' pela maior rigidez elástica ocasionada à matriz pelas fibras mais resistentes. O amortecimento dinâmico associado à amplitude do pico de $\tan \delta$ diminui com a adição da fibra de curauá pelo fato de somente parte da tensão aplicada na interface fibra/matriz.
- Os materiais compósitos da fibra do curauá apresentam a força mecânica específica bem acima daquelas dos materiais convencionais de uso geral na

construção civil. Entretanto, a possibilidade para que o composto substitua os materiais convencionais igualmente depende de seu custo final, que inclui o preço das matérias-primas assim como as despesas de fabricação.

5. 2. Recomendações para trabalhos futuros

Nesta tese de doutoramento foi dada prioridade a ensaios mecânicos da fibra e do compósito, com tratamento de mercerização, deixando como recomendações futuras:

- Tratar superficialmente o curauá com outros métodos.
- Fazer outros ensaios térmicos DSc e TGA.
- Verificar a influência da porosidade na resistência.
- Verificar a variação cinética nos compósitos.
- Modificar o processamento dos compósitos com fibras contínuas e alinhadas.
- Verificar a influência no compósito de fibras mais resistentes.
- Utilizar a resina epóxi com PHR diferente da recomendada estequiometricamente.
- Fazer ensaios de tração para comparação com a literatura.
- Fazer compósitos com fibras de menor diâmetro.
- Fazer compósitos laminados de curauá com fibras longas em sentidos opostos.
- Fazer compósitos com fibras descontínuas e picadas.

5. 3. Artigos Publicados relacionados à tese

AQUINO, R.C.M.P; FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D. Comportamento mecânico do compósito curauá/resina poliéster. In: 17 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - *CBECIMAT, 2006, Foz do Iguaçu. Anais do 17 CBECIMAT. São Paulo : IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2006. v. 1. p. -10.*

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D., AQUINO, R.C.M.P. Análise da resistência ao impacto Charpy de compósitos com fibras alinhadas de curauá reforçando matriz de resina epóxi. In: 63º CONGRESSO ANUAL DO CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2008, Santos, Brasil, p. 1-10.

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; AQUINO, R.C.M.P. Características estruturais e comportamento mecânico de compósitos epoxídicos reforçados com fibras de curauá. In: 63º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2008, Santos, Brasil, p. 1-10.

FERREIRA, A. S., MONTEIRO, S. N., LOPES, F. P. D., MENEZES, G. W. Análise da resistência ao impacto Izod de compósitos com fibras alinhadas de curauá reforçando matriz de resina epóxi. In: 18º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Porto de Galinhas, PE, Brasil, 2008, p. 1-12.

FERREIRA, A. S.; MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D,Carvalho, E. A. Avaliação das propriedades Mecânicas da Fibra do Curauá, utilizando Análise de Weibull. *64º Congresso Anual do Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 28 de julho a 01 de agosto de 2009 – Belo Horizonte – MG*

FERREIRA, A. S.; MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D, Efeito do Tratamento das fibras de Curauá nas propriedades Mecânicas de Compósitos com Matriz Epoxidica. In: *64º Congresso Anual do Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 28 de julho a 01 de agosto de 2009 – Belo Horizonte – MG*

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; AQUINO, R.C.M.P. Fracture Behavior of Curua Fiber Reinforced Polyester Composites. Symposium TMS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.1-10.USA.2008

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; MENEZES, G.W. Análise da resistência ao impacto izod de compósitos com fibras alinhadas de curauá reforçando matriz de resina epóxi. In: 18º CONGRESSO BRASILEIRO DE

ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS – CBECIMAT 2008, Nov. 2008, Porto de Galinhas, PE, p. 1-12.

LOPES, F. P. D.; MONTEIRO, S. N.; FERREIRA, A. S.; RODRIGUEZ, R. S.; SOARES, B. G. Comportamento Dinâmico-Mecânico em compósitos epoxídicos reforçados com fibra de curauá. In: 18º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Porto de Galinhas, PE, Brasil, 2008, p. 12-14.

MONTEIRO, S.N.; FERREIRA, A.S.; LOPES, F.P.D. A comparative study of curaua waste fibers reinforced epoxy matrix composites as building material. In: GLOBAL SYMPOSIUM ON RECYCLING WASTE TREATMENT AND CLEAN TECHNOLOGY – REWAS 2008, Out. 2008, Cancun, México, p. 1-6.

MONTEIRO, S.N.; FERREIRA, A.S.; LOPES, F.P.D. Rupture mechanism in composites reinforced with curaua fibers. In: CHARACTERIZATION OF MINERALS, METALS & MATERIALS – TMS CONFERENCE, Mar. 2008, New Orleans, EUA, p.1-6.

MONTEIRO, S.N.; FERREIRA, A.S.; LOPES, F.P.D. A Comparative Study of Curaua Waste Fibers Reinforced Epoxy Matrix Composites as Building Material. Symposium REWAS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30. CANCEM. 2008

MONTEIRO, S. N. LOPES, F. P. D. (2006) Ensaios de Impacto em Compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá. In: 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

MONTEIRO S.N.; LOPES, F.P.D.; FERREIRA, A.S.; NASCIMENTO, D.C.O. Natural fiber polymer matrix composites: cheaper, tougher and environmentally friendly. JOM, v. 61, n. 1, p. 17-22, 2009.

MONTEIRO, S. N.; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S.; NASCIMENTO, D. C. O. Natural-Fiber Polymer-Matrix Composites: Cheaper, Tougher, and Environmentally Friendly. Journal TMS. Volume 61, numero 1. 2009.

MONTEIRO, S. N.; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S. Izod Impact Energy of Polyester Matrix Composites Reinforced with Aligned Curaua Fibers. Symposium REWAS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30. São Francisco. 2009

MONTEIRO, S. N.; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S. Pullout Tests of Curaua Fibers in Epoxy Matrix for Evaluation of Interfacial Strength. Symposium TMS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30. São Francisco. 2009.

Referencias Bibliográficas

AQUINO, R. C. M. P.; ALMEIDA, J. R. M; MONTEIRO, S.N. (2005). Análise do Compósito de Piaçava/Resina poliéster, como substituto da Madeira. In: 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Belo Horizonte, MG, Brasil.

AQUINO, R.C.M.P.; MONTEIRO, S.N.; D'ALMEIDA, J.R.M. (2003) Evaluation of the critical fiber length of piassava (*Attalea funifera*) fibers using the pullout test, *Journal of Materials Science Letters*, v. 22, p. 1495-1497, 2003.

AQUINO, RCMP.,(2003) Desenvolvimento de compósitos de Fibras de Piaçava da espécie *Attalea Funifera* Mart e Matriz de Resina., Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) Rio de Janeiro, UENF, Universidade Estadual do Norte Fluminense, P-13.

AQUINO, R.C.M.P; FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.(2006). Comportamento mecânico do compósito curauá/resina poliéster. In: 17 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT, 2006, Foz do Iguaçu. Anais do 17 CBECIMAT. São Paulo: IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2006. v. 1. p. 10.

AQUINO, R. V; RODRIGUES, A. R.F; BARROS, A. R. F .(2008) Curaua/Glass Hybrid Composite: The Effect of Water Aging on the Mechanical Properties. *Journal of Reinforced Plastics and Composites OnlineFirst*, published on August 19, 2008

AGOPYAN, V; SAVASTANO Jr, H. (1997) Uso de materiais alternativos à base de fibras vegetais na construção civil: experiência brasileira. In: Seminário Iberoamericano de materiais Fibrorreforzados, 1. Y Reunion del projecto Pop VIII. 5. Cytel, 3 Calli, 1997; p, 23-40.

ALBIM, E. M. S.; LAMEIRA, O. A.; REIS, L. N. R. S; PANTOJA, S. S. P. (2005). Assepia e estabelecimento em vitro de gemas axiliares de curauá. *Revista de ciências Agrárias*, Universidade Federal Rural da Amazônia, UFRR, 17-29.

ALVEZ FILHO, F. (2004). Material extraído de Planta Amazônica substitui fibra de vidro com vantagens. Disponível em: <http://www.unicamp.br/unicamp/unicamp_hoje/ju/marco2004/ju245pag04a.html>. acesso em 18/05/2006.

AMICO, S. C.; COSTA, T. H. S.; CARRERA, L. C. Carrera; SANTANA, W. ; GALVÃO, D. A. G. (2001) Caracterização de Fibras de Sisal da Região Nordeste do Brasil. 16th Brazilian Congresso f Mechanical Engineering, 2001.

AMAZOM PAPER.(2003) Como surge o trabalho da fibra de curauá. Disponível em : <http://amazompaper.com.br/surge.asp>

ARGAWAL, B.D. and BROUTMAN, L. J. (1990) Analysis and Performance of Fiber Composites. John Wiley & Sons, New York.

ASKELAND, D. R. (1985), The Science and Engineering of Materials, 3rd edition, Publishing Company.

ASHBEE, K. H. G. (1993). Fundamental Principles of fiber Reinforced Composites, 2nd edition, Technomic Publishing Company, Inc. Lancaster, PA.

ARAÚJO, C. R. (2003) "Cinética de Decomposição Térmica de Compósitos Poliméricos com Fibras de Curauá", Tese de Doutorado, Escola de Química, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Brasil, 2003.

ARAÚJO, C. R. (1998) "Compósitos Elastoméricos de Poliuretanos com Fibras Naturais", Tese de Mestrado, Escola de Química, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Brasil, 1998.

ARAÚJO, C. R.; PERLAZA, L. C.; MOTHÉ, C. G. - "Thermal Properties of Commercial and Castor Oil Polyurethane Composites with Curaua Fiber". in Fourth International Symposium on Natural Polymers and Composites, São Paulo - SP (2002).

ARAÚJO, C. R.; MOTHÉ, C. G. - "Characterization of Natural Fiber Reinforced Polyurethane Composites", in: Second International Symposium on Natural Polymers and Composites, p.123-126, São Paulo - SP (1998) .

BALEY , C. D' ALSELME T. , GUYADER J. (1997), Matériaux Composites Renforcés par des Fibres Naturelles. Composites, 37 (22): 28-34.

BLEDZKI, AK, Reixhmane S., GASSAN J. (1996). Properties and modification methods for vegetable fibers for natural fiber composites. J.Appl.Polym.Sci. 59: 1329-1336.

BLEDZKI, A. K.; GASSAN, J. Composite Reinforced with Celulose Based Fibers . Prog. Polym. Sci., Elsevier, v.24, p.200-272, 1999.

BROUTMAN, L.J. and R. H. KROCK (1967), Modern Composite Materials, Addison-Wesley Publishing Co., Reading, MA.

BMW GROUP, Renewable raw materials in car production. Disponível em <http://www.nnfcc.co.uk/nnfcclibrary/productreport/download.cfm?id=78#search=%22bmw%20%22renewable%20raw%20materials%22%22>>. Acesso em 09 janeiro. 2009

CARVALHO , I. H. (1996) International Lignocellulosics-Plastics Composites, P. 197-222.

CARVALHO, E.A.(2007) Avaliação da influência do fator de localização e rank mediano no valor do módulo de Weibull em materiais frágeis. In: 62º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2007, Vitória, ES, Brasil, p. 1-10.

CALLISTER, W.D., (2000) Materials Science and Engineering- 2n Introduction, John Wiley and Sons, Canadá P445.

CAMPANHA FILHO, S. P. , FROLLINI, E., CURVELO, A.A.S. (1997) Organosolo Delignification of Ligonocellulose Materials: Preparation and Characterization of Lignin and Celulose Derivates, Inst de Quim São Carlos-USP.

CANTWELL, W. J. e MORTON, J. The impact Resistance of Composites Materials – a Review – Composites; vol. 22, n.5. 1991.

CASSU, S. N.; FELISBERTI, M. I. (2005) Comportamento Dinâmico – Mecânico e Relaxações em Polimeros e Blendas Polimeras.. Universidade Campinas, São Paulo.

CARASCHI, J.C.; LEÃO, A.L. (1999) Chemical and thermal characterization of curaua fiber. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRONTIERS OF POLYMERS AND ADVANCED MATERIALS, Poznan, Polonia, 1999, p. 13-14.

CARASCHI, J.C.; LEÃO, A.L. Characterization of curaua fiber. Mol. Cryst. Liq. Cryst., v. 353, p. 149-152, 2000.

CHAWLA, K. K. (1993) Composite Materials. Science and Engineering, Springer-Verlag, New York.

CHOU. T.W.R.L. MCCULLOUGH, and R.B. PIPES. (1986) “composites” Scientific American, vol 255, N0 4 october 1986, pp. 192-203.

CHRETIEN, G.(1986), Matériau x Composites à Matrice Organique, Technique et Documentation, Paris.The low velocity impact response of non-woven hemp .bre reinforced unsaturated polyester composites

COSTA, P. Z. R., BARBOSA, J. C. L. (2007) O uso do poliuretano de óleo de mamona no design de produtos. 4 International Conference on Research Design Brasil. 11 a 17 de outubro de 2007.

COSTA , L. L.; SANTAFÉ JÚNIOR, H. P. G.; MONTEIRO,S. N.; LOPES, F. P. D. (2008) Ensaio de Pullout de Fibras de coco em Matriz Epxidica.: 63º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2008, Santos, Brasil, p. 1-10.

CORDEIRO, I. M. C.C. C.; LAMEIRA, O. A.; OLIVEIRA, E. C. P. (2005) . Comportamento do Curauá (*Ananas erectifolius* L.B.Smith) EM PLANTIO DE PARICÁ *Schizolobium amazonicum* Hube ex Ducke) DE DIFERENTES IDADES.

CROCKER, J.. (2008) Natural materials - Innovative natural composites. *Mater. Technol.*, v. 2-3 n. 3 p. 174-178.

D' ALMEIDA, J. R. M; MONTEIRO, S. N; RODRIGUES , R. J. S. (1999) in proc of the Global Symposium on Recycling, Waste Treat. An Technol. REWAS ' 99, San Sebastian Spain; p. 435.

D' ALMEIDA, J. R. M; MONTEIRO, S. N. (2003). Compósitos reforçados por fibras naturais – Oportunidades e Desafios. In: 58 Congresso Anual da ABM, pp1-10, Rio de Janeiro, Julho de 2003.

D'ALMEIDA J.F. de Deus, J.R.M.,MONTEIRO,S.N. ,AQUINO, R.C.M.P., “Tensile Mechanical Properties, Morphological Aspects and Chemical Characterization of Piassava (*Attalea funifera*) Fibers”. *Composites. Part A*, 37 (2006), 1473-1479.

EICHHORN, S. J.; BAILLIE, C.A.; ZAFEIROPOULOS, N.; MWAKAMBO, L.Y.; ANSELL, M.P.; DUFRESNE, A.(2001) Review of current international research into cellulosic fibres and composites. *J. Mater. Science*, v. 36, p. 2107-2113, 2001.

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; AQUINO, R.C.M.P. Fracture Behavior of Curua Fiber Reinforced Polyester Composites. Symposium TMS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.1-10.USA.2008a.

FERREIRA, A. S., MONTEIRO,S. N., LOPES, F. P. D., MENEZES, G. W. (2008)Análise da resistência ao impacto Izod de compósitos com fibras alinhadas de curauá reforçando matriz de resina epóxi. In: 18º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Porto de Galinhas, PE, Brasil, 2008, p. 1-12,2008b.

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D., AQUINO, R.C.M.P. (2008)Análise da resistência ao impacto Charpy de compósitos com fibras alinhadas de curauá reforçando matriz de resina epóxi. In: 63º CONGRESSO ANUAL DO CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2008, Santos, Brasil, p. 1-10,2008c.

FERREIRA, A.S.; MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; AQUINO, R.C.M.P.(2008) Características estruturais e comportamento mecânico de compósitos epoxídicos reforçados com fibras de curauá. In: 63º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2008, Santos, Brasil, p. 1-10,2008d.

FERREIRA, A. S.;MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D,(2009) Efeito do Tratamento das fibras de Curauá nas propriedades Mecânicas de Compósitos com Matriz Epoxidica. In: 64º Congresso Anual do Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 28 de julho a 01 de agosto de 2009 – Belo

Horizonte, MG, p,1-12 ,2009.

FERREIRA, A. S.;MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D,CARVALHO, E.(2009) A. Avaliação das propriedades Mecânicas da Fibra do Curauá, utilizando Análise de Weibull. In: 64º Congresso Anual do Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 28 de julho a 01 de agosto de 2009 – Belo Horizonte , MG, 2009,p-28-35,2009.

FOLKES, M. J. (1982). Short fibre Reinforced Thermoplastics. John Willey & Sons, New York.

FREIRE, E. (1992) Caracterização e Análise Estrutural de Polipropileno Reforçados com fibra de vidro Através do Metodo de Elementos Finitos. Tese (Mestrado em Ciência e tecnologia de Polímeros), Rio de Janeiro – Rj, Instituto de Macromoléculas Professora Eloísa/Universidade do Rio de Janeiro-IMA/UFRJ, 1-27P.

FROLLINI, E.; LEÃO, A.L.; MATTOSO, L.H.S. (2000) Natural Polymers and Agrofibers Composites. Botucatu, Brasil: USP e UNESP, 2000, p. 257 – 272.

FUJIHASHI, G. A.; BARBOSA, W. L. R. (2002) Ananas erectifolius (curauá):Padronização dos extratos, frações e do material vegetal. Rev. Científica UFPA 2002.

FU, S.Y.; LAUKE, B.; MÄDER, E.; Hu, X.; YUE C.Y. (1999) Fracture Resistance of Short-Glass-Fiber-Reinforced and Short-Carbon-Fiber-Reinforced Poly-propylene under Charpy Impact Load and its Dependence on Processing. J. Mater. Process. Technol., v. 89/90, p. 501-507, 1999

GASSAN. J, A.K. BLEDZKI. (1999) “Effect of cyclic moisture absorption/desorption on the mechanical properties of silanized jute-epoxy composites. Polymer Composites, v. 20, n. 4, p. 604-611.

GASSAN. J. (2002) A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of the natural fibre composite. Composite: Parte A , applied science and manufacturing.

GARCIA. A. SPIM, J. A. SANTOS, C. A . (2000) Ensaio de Materiais. 1 edição. Rio de Janeiro, Ed: LTC.

GOMES, A.; MATSUO, T.; GODA, K. ; OHGI, J. (2007). Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites. Composite Part A: Applied Science Manufacturing, 1811–1820, 2007.

HEITZMANN, L. F. et al. (2001) Aplicação de materiais de fontes renováveis na indústria automobilística – Daimler Chrysler do Brasil Ltda. SIMEA, 2001.

HULL, D and W. Clyne. (1996) An introduction to composite materials, 2nd edition. Cambridge University Press. Cambridge.

HOLLAWAY, L. (1994). Handbook of polymer Composite for Engineers, Woodhead Publishing. Ltd. Cambridge.

HOAREAU, W.; WANDERSON, G.T.; SIEGMUND, Bernard; CASTELLAN, Alain; FROLLINI, E. (2004). Sugar cane bagasse and curaua lignins oxidized by chlorine dioxide and reacted with furfuryl alcohol: characterization and stability. *Polimer Degradation and Stability*. 567-576 a.

HOAREAU, W.; Trindade, W. G.; Siegmund, B.; Castellan, A.; Frollini, E. (2004) Sugar cane bagasse and curauá lignins oxidized by chlorine dioxide and reacted with furfuryl alcohol: Characterization and stability. *Polym. Degrad. Stab.* 2004, 86, 567-576b.

KAPUR, K.C.; LAMBERSON, L.R. Reliability in Engineering Design. Nova York: John Wiley & Sons, 1977

KELLY, A., TYSON, W.R., *High Strength Materials*, Nova York, Wiley, 1965

KRISTIINA O, AJI P. MATHEW, RUNAR LÅNGSTRÖM, BIRGITHA NYSTRÖM, KURUVILLA JOSEPH. (2009). The influence of fibre microstructure on fibre breakage and mechanical properties of natural fibre reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology*, 25 March 2009

IENICA. Summary Report – Fibre Crops, august 2000.

JOSEPH, K. et. al. (1981) Influence of Interfacial Adhesion on the Mechanical Properties and Fracture Behaviour os Short Sisal Fibre Reinforced Polymer Composites. *Eur. Polym. J.* , v.32, n.10, p. 1243-1250.

JONES, F. R. (1994) Handbook of Polymer-fibre Composite, Longman Scientific & Technical, Harlow, England (reprinted by halstead Press a divison of john Wiley & Sons. New York.

LACH, D (1998) Developments and Applications of Contiunous fibre Reiforced Thermoplastics, NeW York: Van Nostrand Reinhold Co, 576-588p.

LAVENGOOD, R.; SILVER, F. M. (1988). Engineering Materials Handbook Engineering Plastic: Interpreting Sipplier Data Sheets. Metals Park: ASM International; v.2 638-345p.

LEÃO, A.L.; ROWELL, R.; TAVARES, N. (1998) Application of natural fibers in automotive industry in Brazil. *Science and Technology of Polymers and Advanced Materials*. Nova York: Plenum Press, 1998, p. 755-761.

LEÃO, A.L., TAN, I.H., CRASCHI, J.C. (1998) "Curaua fiber – A tropical natural fibers from Amazon - Potential and Application in Composites", In: *International Conference on Advanced Composites*, pp. 557–564, Hurghada, Egito, 1998

LEÃO, A. L.; F.X., FROLLINI, E. (1997) Lignocellulose-Plastics Composites, plastic composite. USP & UNESP.

LEDO, I. A. (1967) O cultivo do curauá no lago grande de franca. Belém banco de credito da amazônia, 1967, 23p.

LOPES, F. P. D.; SANTOS, L. F. L. ; MONTEIRO, N. S. (2007) Efeito do Tratamento das fibras de Curauá nas propriedades mecânicas de Compósitos com Matriz Poliéster. In. 62. Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais- ABM; 23-27 de julho de 2007, Vitória, Brasil.

LOPES, F. P. D , MONTEIRO, S. N; FERREIRA, A. S, Rodriguez, R. S. SOARES, B. G. (2008). Comportamento Dinâmico-Mecânico em compósitos epoxidicos reforçados com fibra de curauá. In: 18º CBECIMAT - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Porto de Galinhas, PE, Brasil, 2008, p. 12-14.

LUCAS, E. F.; SOARES, B. G; MONTEIRO E. E. C. (2001) Caracterização de Polímeros: Determinação de Peso Molecular. 1 ed. Rio de Janeiro. Ed: UFRJ.

MAZUMDAR, Sanjay K. (2002). Composites manufacturing : materials, product, and process engineering, CRC Press, New York.

MARQUES, G.; GUTIERREZ, A.; D. R., J.C. Chemical characterization of lignin and lipophilic fractions from leaf fibers of curaua (*Ananas erectifolius*). J. Agric. Food Chem. v. 55, p. 1327-1336, 2007.

MALLICK, P. K., (1993) Fiber Reinforced Composites – Materials Manufacturing and Design, 2 edition.

MEDINA, J. C . (1970). Plantas Fibrosas da Flora Mundial, Instituto Agronômico de Campinas, SP, Brasil.

MENDES, J. U. L.; LADCHUMANANANDASIVAM, R.; SILVA, L. C. F.; MARINHO, G. S. (2000) A fibra do coco como isolante térmico. In: Simpósio Internacional de Engenharia Têxtil, 1, 2000, UFRGN.

METERNS, R. R. (2002). Gravimetric of analyse-treated neutral detergent fiber in feeds with refluxing in beakers of crucibles: Callaborative study. Journal of ADAC international 85, 1217-1240.

MONTEIRO, S.N. , D'ALMEIDA, J.R.M.; TERRONES, L. A. H; LOPES, J. R. M. (2005) "Mechanical Strength of Polyester Matrix Composites Reinforced with Coconut Fiber Wastes", Rev. Mater., 10(4) 571-576, 2005.

MONTEIRO, S.N.; D'ALMEIDA, J.R.M.; DE DEUS, J.F. (2005) .Ensaio de pullout para avaliar o tamanho crítico de fibras naturais, In: 60º CONGRESSO ANUAL DA ABM, Jul. 2005, Belo Horizonte, Brasil, p.1-10.

MONTEIRO, S. N. LOPES, F. P. D. (2006) Ensaio de Impacto em Compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá. .. In: 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

MONTEIRO, S. N. ; RANGEL, J. J. (2006). Efeito de Micromorfologia das fibras de Curauá como reforço em compósitos d e matriz polimérica. In: 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

MONTEIRO S. N; D ALMEIDA, J. R. M. ; (2006) Ensaio de Pullout em Fibras Lignocelulósicas: Uma Metodologia de análise. V11, N3. PP. 189-196.

MONTEIRO, S.N.,R,AQUINO,C.M. P; LOPES, F. P. D; CARVALHO, E. A. ; D'ALMEIDA, J.R.M., (2006) Compósitos de Matriz Poliéster reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá.. In: 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006a.

MONTEIRO, S.N.,R,AQUINO,C.M. P; LOPES, F. P. D; CARVALHO, E. A. ; D'ALMEIDA, J.R.M., (2006). Comportamento Mecânico e Características Estruturais dos Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras contínuas e Alinhadas de Curauá. Revista Matéria, Rio de Janeiro, Brasil. v. 11, n. 3, pp. 197 – 203, 2006b.

MONTEIRO, S. N.; MENEZES, G. W.; SHURY, A. L.; LOPES, F. P.; SANCHES. L. R. (2006) Propriedades Mecânicas e Termomecânicas de Compósitos com Partículas de diamante Dispersas em Matriz Epoxídica Modificada na razão Resina / Endurecedor. Revista Matéria, Rio de Janeiro :Brasil, 2006c.

MONTEIRO, S.N.; DE DEUS, J.F.; AQUINO, R.C.M.P.; D'ALMEIDA, J.R.M. (2006). Pullout tests of coir fiber to evaluate the interface strength in polyester composites, In: CHARACTERIZATION OF MINERALS, METALS & MATERIALS - TMS CONFERENCE, Fev. 2006. San Antonio, USA, p. 1-8, 2006d.

MONTEIRO,S.N. , J.F. de Deus, AQUINO, R.C.M.P.,D'ALMEIDA, J.R.M. “Charpy Notch Toughness of Polyester Composites Reinforced with Piassava Fibers” (in Portuguese). Rev. Mater., 11(3) (2006) 204-210., 2006e.

MONTEIRO,S.N. , J.F. de Deus, AQUINO, R.C.M.P.,D'ALMEIDA, J.R.M., “Pullout Tests of Coir Fibers to Evaluate the Interface Strength in Polyester Composites”, Proceedings of the TMS Conference (San Antonio, EUA, March 2006) 1-8, 2006f.

MONTEIRO, S.N.; SANCHÉZ, R.J.; LOPES, F.P.D.; MENEZES, G.W.(2007). Avaliação de DMA de compósitos de matriz poliéster incorporada com fibras de coco. In: 62º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2007, Vitória, ES. p. 852-860.

MONTEIRO, S. N. LOPES, F. P. D. (2007) Ensaio de Impacto em Compósitos poliméricos reforçados com fibras de curauá. n: 62º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2007, Vitória, ES. p. 852-860,2007.

MONTEIRO, S.N.; FERREIRA, A.S.; LOPES, F.P.D. (2008) Rupture mechanism in composites reinforced with curaua fibers. In: CHARACTERIZATION OF MINERALS, METALS & MATERIALS – TMS CONFERENCE, Mar. 2008, New Orleans, EUA, p.1-6,2008a.

MONTEIRO, S.N.; FERREIRA, A.S.; LOPES, F.P.D. (2008). A Comparative Study of Curaua Waste Fibers Reinforced Epoxy Matrix Composites as Building Material.Symposium REWAS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30.CANCUM.2008b.

MONTEIRO,S.N.,SANTOS, L.F.L., MARGEM,F.M, (2008) “Mechanical characterization of ramie fiber reinforced polyester composites ”, Proceedings of the TMS Conference, (New Orleans, LA, USA, March, 2008) 1-6c.

MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S. ; NASCIMENTO, D. C. O. (2009)Natural-Fiber Polymer-Matrix Composites: Cheaper, Tougher, and Environmentally Friendly. Journal TMS. Volume 61, numero 1, 2009a.

MONTEIRO, S. N. INACIO, W.P.; LOPES, F. P. D COSTA, L. L. ,SANTOS JR L F. L. (2009) Characterization of the Critical Length of Sisal Fibers for Polyester Composite Reinforcement.. Proceedings of the TMS Conference, New York, LA, USA, March, 2009b.

MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S. (2009) Izod Impact Energy of Polyester Matrix Composites Reinforced with Aligned Curaua Fibers. Symposium REWAS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30. São Francisco,2009a.

MONTEIRO, S. N; LOPES, F.P. D, FERREIRA, A. S. (2009) Pullout Tests of Curaua Fibers in Epoxy Matrix for Evaluation of Interfacial Strength. Symposium TMS: Characterization of Minerals, Metals, and Materials. P.20-30. São Francisco.2009b.

MONTE C G.; ARAUJO R.A.(2004). Caracterização térmica e mecânica de compósitos poliuretanos com fibras de curauá. Polímero: Ciência e tecnologia, ano/volume.14, 2004 . Associação brasileira de polímeros. São Carlos. Brasil.p.274-278

MOTHÉ, C. G.; ARAÚJO, C. R. (1998) "thermal Properties of Natural Fiber-Reinforced Polyurethane Composites", in: Twenty-Sixth Conference of the North American Thermal Analysis Society, p. 260-265, Ohio - USA (1998) .

MORAES, A. G. O. ; JUNQUEIRA, D. ; FRACASSI, F. T. ; SILVA, H. S. P. ; SIERAKOWSKI, M. R. ; AMICO, S. C. . Estudo preliminar de agente de proteção no tratamento alcalino superficial de fibras vegetais para compósitos poliméricos.

In: 18 CBECiMat - 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008, Porto de Galinhas. 18 CBECiMat - 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008. p. 4730-4740.

MOHANTY, A.K.; MISRA, M.; DRZAL, L.T. Sustainable biocomposites from renewable resources: Opportunities and challenges in the green materials world. *J. Polym. Environ.* v. 10, p. 19-26, 2002.

MOHANTY, S.; VERMA, S.K; NAYAK, S.K. Dynamic mechanical and thermal properties of MAPE treated jute/HDPE composites. *Compos. Sci. Technol.* v. 66, p. 538-547, 2006.

MOUTRIZ, A. P; GIBSON, A. G. (2006) *Fire Properties of polymer Composite Materials*. Springer, 2006.

MOROZOV, Eugeni; VAZILIEV, Valery. (1989) *Mechanics and Analysis of Composite Materials*. Elsevier.

NETO, F. L.; PARDINI, L. C. (2006). *Compósitos Estruturais: Ciência e Tecnologia*. Ed. São Paulo: Edgar Blucher.

PADILHA, N. F. (2000) *Materiais de Engenharia: microestrutura e propriedade*. Curitiba: Hemuns livraria, distribuidora e editora S.A.

PAULA SANTOS, P. A. Uso de fibras de curauá como agente de reforço para poliamida. Dissertação - Universidade Estadual de Campinas, Instituto de Química. Campinas, SP, 2006.

PEIJS, T. (2000) Natural Fiber based composites. *Mater. Technol*; 15:281-285.

PERES, P.I.S.; Carvalho, E.A.(2003) Efeito da Geometria e Ganulometria no Módulo de Weibull determinado por Compressão Diametral, *Anais do 58º Congresso da ABM*, RJ.

PINO, G. A. H. Biossorção de Metais Pesados utilizando Pó da Casca de Coco Verde (*Cocos nucifera*). Rio de Janeiro, 2005. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, PUC – RJ.

PINTO, André Ricardo Alves Guedes (2007). Fibras de curauá e sisal como reforço em matrizes de solo . Dissertação (mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Civil. RJ.2007.

PIGOTT, M. R. *Load-Bearing* (1980). *Fibre Composite*, Pergamom Press, Oxford.

PORTELA, T.G.R.; LOPES, F.P.D.; LOIOLA, R.L.; MONTEIRO, S.N.; CARVALHO, E.A. Avaliação da influencia do diâmetro na resistência à tração das fibras de buriti pelo método de Weibull. In: 64º CONGRESSO ANUAL DA

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS – ABM, Jul. 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil, p. 1-11.

ROWELL, R.; SANADE A. R.; CAULFREUD, D. F. e JACOLSON, R. E. (1997). Utilization of Natural Fibers in Plastic Composites: Problems and Opportunities.

SABAA, M.W. Mechanical properties of curaua fibers. *Polymeric Degradation and Stability*, v. 32, p. 209 – 218, 1991.

SANTAFE JR., H.P.G.; COSTA, L.L.; MONTEIRO, S.N. (2008) Análise de DMA de compósitos de epoxídicos reforçados com fibras de coco. In: 63º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2008, Santos, SP, p. 922-929.

SANTOS, Alexandre Maneira. (2006) Estudo de compósitos Híbridos Polipropileno/fibras de vidro e coco para aplicações em Engenharia. Dissertação de Engenharia, Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006.

SANTOS, P. A. ; GIRIOLI, J. C. USO DE FIBRAS VEGETAIS COMO AGENTE DE RERFORÇO PARA TERMOPLÁSTICOS, SPE Brasil – Society of Plastics Engineers - Newsletter - Agosto de 2008

SAVASTANO Jr., H. LUZ, PHC. NOLASCO, A.M. (1997) Seleção de Resíduos de alguns tipos de fibras vegetal, para reforço de componentes de construção. In: Encontro Nacional Sobre Edificações e Comunidades Sustentáveis, 1. Canela, nov Anais. Porto Alegre, Antac. P107-12.

SATYANARAYANA, K. G., GUIMARÃES, J. L., WYPYCH, F. (2007) Studies on lignocellulosic fibers of Brazil. Part I: Source, production, morphology, properties and applications. *Composites: Part A*, v. 38, 2007, p. 1694-1709.

SATYANARAYANA, K.G.; WYPYCH, F.; GUIMARÃES, J.L.; AMICO, C.S.; SYDENSTRICKER, T.H.D.; RAMOS, L.P.(2005) Studies on natural fibers of Brazil and green composites. *Met. Mater. Proc.*, v. 17(3-4), p. 183-194, 2005.

SCHWARTZ. M. M. (1992). *Composite Materials Handbook*, 2nd edition, McGraw-Hill Book Company, New York, 1992.

SCHUCHARDT U.; Bianchi M. L; GONÇALVES, A. R.; CURVELO A. A. S; BISCOLLA, F. C. PERES. L. O. (1995). Piassava Fibers (*attalea funifera*). Chemical analysis, extration and reactivity of its lignin. *Celulose Chem. & Technol*; 29: 705-712.

SILVA, J.L.G (1991) estudo do comportamento das fibras de carbono do tipo I e do Tipo II em simples e Tração em Nó. Tese (Mestrado em Materiais, Processos e Dinâmica de sistemas), São José dos Campos-SP, Instituto Tecnológico da Aeronáutica-IT, 1-4P.

SILVA, R. V. AQUINO, E.M.F, RODRIGUES, L. P. S, BARROS, A.R.F.(2008) Desenvolvimento de compósitos laminado híbrido com fibras naturais e sintética. revista matéria,v.13, n1, pp.154-161,2008. a

SILVA, R.V, AQUINO, E. M. F, RODRIGUES L.P.S AND BARROS A.R.F. (2008) Curauá/Glass Híbrido Composite: The Effect of Water Aging on the Mechanical Properties. Journal of Reinforced Plastics and Composites onlineFrist, 19 august 2008.b

SILVA, H. S. P. ; JUNQUEIRA, D. ; MORAES, A. G. O. ; AMICO, S. C.(2008) . Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos Termorrígidos com Fibras de Curauá. In: 18 CBECiMat - 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008, Porto de Galinhas. CBECiMat - 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2008. p. 4558-4569, 2008c.

SILVA, R.V, AQUINO, E. M. F.(2008) Curauá Fiber: A New Alternative to polymeric composite. Journal of Reinforced Plastics and Composites onlineFrist, 19 august 2008.

SILVA, G. S.; ASSIS, M. B.; BARBOSA, W. L. R. Investigação fitoquímica e microbiológica da espécie Ananas erectifolius (curauá). ReV. Virtual Iniciação Acad. UFPA 2001.

SILVA PAES, R.N.(2006) Crescimento de Sintomas de deficiências de macronutrientes em plantas de curauá. Dissertação de Mestrado da Universidade Federal Rural da Amazônia, Belém 2006.

SYMINGTON , MARK C., BANKS ,W. M. , PETHRICK ,R.(2008) A.,Tensile Testing of Cellulose Based Natural Fibers for Structural .Journal of Composite Applications. Vol. 01, No. 01/2008.

S.Y. Fu, B. Lauke, E. Mäder, X. Hu and C.Y. Yue, "Fracture Resistance of Short-Glass-Fiber-Reinforced and Short-Carbon-Fiber-Reinforced Poly-propylene under Charpy Impact Load and Dependence on Processing", J. Mater. Process. Technol., 89/90 (1999), 501-507.

SOSA GRIFFIN, M. (1994). Utilización de materiais primas vegetais para la producción de materiales de construcción: analisis critico. Caracas, p.11, Tabajo especial . Faculd de Arquitectura y Urbanismo, Universidad Central de venezuela.

STRONG, A. B. (1989) Fundamental of composite: Materials. Methods, and applications, Society of Manufacturing Engineeres, Dearbons, ML, 1989.

SUDDLELL, B. C., EVANS, W. J., ISAAC, D. H., CROSKY, A., A survey into the application of natural fibre composites in the automotive industry. Natural Polymers and Composites, 4, 2002, São Paulo. Anais...São Paulo, 2002. p. 455-460.

SPINACE, M. A. S.; LAMBERT, C. S.; FERMOSELLI, K. K. G.; PAOLI, M. (2009). Characterization of lignocellulosic curaua .Carbohydrate Polymers, 1-7.

TANAKA, K.; MINOSHIMA, K.; GRELA, W.; KOMAI, K. Characterization of the aramid/epoxy interfacial properties by means of pullout test and influence of water absorption. Composites Science Technology, v. 62, p.2169-2177, 2002.

TASSARA, H. Frutas no Brasil. Disponível em: <<http://www.bibvirt.futuro.usp.br/especiais/frutasnobrasil/coco.html>> Acesso em 09 out. 2006.

TOMCZAK, F.; SATYANARAYANA, K.G.; SYDENSTRICKER, T.H.D.(2007) Studies on lignocellulosic fibers of Brazil: Part III – Morphology and properties of Brazilian curaua fibers. Composites: Part A. v. 38, p. 2227-2236, 2007.

TORREIRA, R. P. (1989): Fluidos Térmicos São Paulo. Editora Hemus, Ltda. V.2, P.285.

TRINDADE, W. G; HOAREAU, MEGIATTO, J.D; RAZERA, A; CASTELLAN, A.; FROLLINI, E.(2005).Thermoset Phenolic Matrices Reinforced with Unmodified and Surface-Grafted Furfuryl Alcohol Sugar Cane Bagasse and Curaua Fibers: Properties of Fibers and Composites, Biomacromules, 2005.

VAN VLACK, Lawrence Hall. Principios de Ciencia e Tecnología dos Materiais. Tradução Edson Monteiro. Rio de Janeiro: Elsevier, 1984.

VENKATASWAMY, M, A. PILLAI C. S. K., PRASAD V. S.; SATYANARAYANA K. G. (1987) Effect of Weathering on the mechanical properties of midribs of coconut leaves. J Mater, Sci. 22.

REZENDE, M.C.; BOTELHO, E. C. O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. Polímeros, São Carlos, v. 10, n. 2, Jun. 2000.

RICHARDSON, M. O. W. (1987). Polymer Engineering Composites, Applied Science Publish-ers. Ltd. London.

ROWELL, R. ; Sanade A. R. ; Caulfreld. D. F. e Jacolson, R. E, (1997) Utilization of Natural Fiber in Plastic Composites: Problems and Opportunities.

WAMBUA P.; IVENS I.; VERPOEST I. Natural fibers: can they replace glass and fibre reinforced plastics?" Composites Science and Technology, v. 63, p. 1259-1264, 2003.

WEETON, J. W. (1986) .Engineers Guide to Composite Materials, Americam Society for Metals, Metals Park, OH, 1986.

WILKERES, James O., GREENE, JOSEPH P. (1995).Steady-State and Dynamic Properties of Concentrated Fiber-Filled Thermoplastics. Polymer Engineering and Science, MID-November, v. 35, n. 21, p. 1-12.

WOISHNIS, W. A. (1993). Engineering Plastics and Composite, 2nd edition, ASM International, Materials Park. OH, 1993.

ZANGIACOMI, M. H.(2002) Desenvolvimento e Análise de Compósitos reforçados com fibras de panox e fibras de aramida utilizados em materiais de fricção em freios automotivos. Dissertação (mestrado em Engenharia Química), Campinas – SP, Universidade Estadual de Campinas.

ZAFEIROPOLUS, N.E; DIJON, G.G.; BAILLIE, C.A. (2007). A study of the effect of surface treatments on the tensile strength of flax fibres: Part I Application of gaussian statisitc. Composites. Part A : Aplied Science and manufacturing.

ZAH. R. HISCHIER, R., LEÃO, A. L., BRAUM, I. (2006). Curauá fibers in the automobile industry – a sustainability assessment. Jornal of Cleaner Production , p. 1-9.

YUE, C.Y.; LOOI, H.C; QUEK, M.Y. (1995). Assessment of fibre-matrix adhesion and interfacial properties using the pullout test. Int. J. Adhesion and Adhesives, v. 15, p. 73-80, 1995.

YUE, C.Y.; CHEUNG, W.L. (1992) Interfacial properties of fibrous composites: Part I. Model for the debonding and pullout processes. Journal of Materials Science, v. 27, p. 3173-3180, 1992.

YOUNG R. A, (1996) INTERNATIONAL LIGNOCELLULOSICS- PLASTICS COMPOSITES, P. 1-22.

YOUNG, R. A. (1997). Utilization of Natural Fibers: Characterization, Modification and Aplications. Madison, USA.