

**ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E,
PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS
COM FIBRAS DE RAMI**

FREDERICO MUYLAERT MARGEM

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE

UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

2009

ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E ,PROPRIEDADES DE
COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE RAMI

FREDERICO MUYLAERT MARGEM

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 de Materiais.

ORIENTADOR: PROF. SERGIO NEVES MONTEIRO

CAMPOS DOS GOYTACAZES

DEZEMBRO DE 2009

ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E,
PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS
REFORÇADOS COM FIBRAS DE RAMI

FREDERICO MUYLAERT MARGEM

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 DE
MATERIAIS.

Avaliada em 14 Dezembro de 2009.

Comissão Examinadora:

Prof. Ailton da Silva Ferreira, D.sc.- UCAM/Campos

Prof^a. Amanda Camerini Lima, D.sc. – Redentor/Itaperuna

Prof. Jonas Alexandre D.sc. – UENF/Campos

Prof. Sergio Neves Monteiro, PhD. – UENF/Campos
ORIENTADOR

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Sergio Neves Monteiro, por toda ajuda, auxílio e compreensão, pelas preciosas horas de conhecimento passado e pela experiência de vida acumulada.

À Universidade Estadual do Norte Fluminense pela bolsa concedida durante esta pesquisa.

A Martha Marcelle Alexandre Bastos, minha noiva, que em todos os momentos ao meu lado foi a minha principal incentivadora.

A Afrodite por todo o carinho e amor, que me fazem seguir sempre adiante.

A minha família, Meus pais Antônio Elias Margem e Lilia Menezes Muylaert pela criação que me deram e por todo o suporte e amor. Meus irmãos Lucas Muylaert Margem e Eduardo Muylaert Margem pelo carinho, suporte e amor.

Ao companheiro Felipe Perissé Duarte Lopes por toda a sua ajuda no desenvolvimento do trabalho.

Ao grupo GR.com (Denise Cristina de oliveira, Felipe Perissé, HÉlvio Santa Fé, Ludy, Netinho, Lucas, Luis Fernando, Rômulo, Aílton e Amanda, Jarbas, Bambam) e a Carlan e Renan.

À Jonas Alexandre por me encaminhar me colocando na direção certa, e me ajudando a nunca desistir.

A Amanda pelo suporte, ajuda e atenção.

E a todos os outros que de certa forma auxiliaram para que este estudo fosse cumprido e concluído.

SUMÁRIO:

Índice de Figuras	III
Índice de Tabelas	VII
Resumo da Tese	VIII
Abstract	IX
CAPÍTULO 1	10
1.1. INTRODUÇÃO	10
1.2. OBJETIVOS	15
1.2.1. Objetivo Geral	15
1.2.2. Objetivo Específico	15
1.3. JUSTIFICATIVA	16
1.4. O INEDITISMO	17
CAPÍTULO 2	19
2.1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.2. Fibras Naturais	19
2.3. A Classificação das Fibras Naturais	20
2.4. O rami	21
2.5. Resinas	25
2.6. Compósitos	28
2.7. Compósitos Poliméricos	29
2.8. Particularidades dos Compósitos Poliméricos	30
2.9. Compósitos Poliméricos com Fibras de Rami	32
2.9.1. Considerações Gerais	32
2.9.2. Resultados do artigo 1	32
2.9.3. Resultados do artigo 2	38
2.9.4. Resultados dos artigos 3 e 4	41
2.9.5. Resultados do artigo 5	48
CAPÍTULO 3	52
3.1. MATERIAIS E MÉTODOS	52
3.2. A Fibra de Rami	52
3.3. Caracterização Dimensional da Fibra de Rami	52
3.4. Determinação da Densidade da Fibra	53
3.5. Difração de Raios-X	54
3.6. A matriz Polimérica	55
3.7. Resina Poliéster	55

3.8. Resina Epóxi	55
3.9. Preparação de Compósitos	55
3.9.1. Mistura e Homogeneização	56
3.10. Prensagem de Corpos de Prova	56
3.11. Moldagem dos Corpos em Formas de Silicone	57
3.12. Ensaio de Flexão Estático	58
3.13. Ensaio de Impacto de Charpy e Izod	59
3.14. Ensaio de Pullout	59
3.15. DMA – Análise Dinâmico-Mecânica	60
CAPÍTULO 4	64
4.1. RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
4.2. A Caracterização das Fibras	64
4.3. Ensaio Pullout com Matriz de Poliéster	67
4.4. Ensaio de Flexão com Poliéster	72
4.5. Ensaio de Flexão com Epóxi	74
4.6. Ensaio de Impacto Charpy em Matriz de Poliéster	80
4.7. Ensaio de Impacto Charpy em Matriz de Epóxi	85
4.8. Ensaio de Impacto Izod em Matriz de Poliéster	91
4.9. Ensaio de Impacto Izod em Matriz de Epóxi	96
4.10. Ensaio DMA com Matriz Poliéster	102
CAPÍTULO 5	107
5.1. CONCLUSÕES	107
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1	Planta de rami	14
Figura 2	O processo produtivo da fibra de rami	22
Figura 3	A extração da fibra de rami	24
Figura 4	Tecido composto por fibras de rami trançado bidirecional	33
Figura 5	Corpos de prova de tração e flexão	33
Figura 6	Tensão de ruptura x Geometria dos Compósitos	34
Figura 7	Módulo de elasticidade em função da geometria dos materiais	35
Figura 8	Corpo de prova após ensaio de Flexão	36
Figura 9	(a) Curvas de resistência à tração no ponto de escoamento (MPa) e (b) Curvas do módulo de elasticidade, ambas em função da porcentagem de fibra de rami	40
Figura 10	Imagem por MEV de uma única fibra de rami	42
Figura 11	MEV de uma única fibra de rami em secção transversal	43
Figura 12	Diâmetro de fibras de rami ao longo do comprimento	43
Figura 13	Gráfico de Weibull para resistência a tensão em fibras de rami	43
Figura 14	Efeito do tratamento térmico sobre a resistência a tensão	43
Figura 15	Efeito do tratamento térmico sobre o módulo de Young	46
Figura 16	Fibra de rami tratada termicamente a 200° C por 2 horas	47
Figura 17	Resina epóxi baseada em madeira	49
Figura 18	Tecido de fibras de rami	49
Figura 19	Compósito com tecido de fibras de rami e resina epóxi baseada e madeira	50
Figura 20	Resistência a flexão e modulo de flexão de compósitos reforçados com tecido de fibra de rami	50
Figura 21	MEV da área de fratura de um compósito de tecido de fibras de rami e resina epoxídica feita a base de madeira	51
Figura 22	Fibras longas de rami como comercializadas	52
Figura 23	Projeter de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de rami	53
Figura 24	Difrator de raio-X Modelo Shimadzu XRD 7000	54
Figura 25	MEV da fibra de rami com aumento de 1200 vezes	55
Figura 26	Matriz de flexão e de impacto (Fonte própria)	57
Figura 27	Figuras dos moldes de silicone, (a) tração, (b) DMA e (c)	57

	pullout	
Figura 28	Máquina Instron modelo 5582	58
Figura 29	Pêndulo de impacto EMIC	59
Figura 30	Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de pullout	60
Figura 31	Ensaio de pullout realizado em uma máquina Instron, modelo 1101	60
Figura 32	Equipamento de DMA TA Instruments, modelo Q800	61
Figura 33	Corpos de prova dos compósitos incorporados com diferentes frações de fibras de rami	63
Figura 34	Histograma com o valor com a frequência de comprimentos das fibras de rami	65
Figura 35	Histograma do diâmetro médio das fibras de rami medido com Micrômetro (mm)	66
Figura 36	Histograma do diâmetro médio das fibras de rami medido com Projetor de Perfil (mm)	66
Figura 37	Medidas de diâmetro (mm) utilizando o projetor de perfil e o micrômetro para as mesmas fibras	67
Figura 38	Variação da resistência a flexão com a quantidade de fibras de rami em compósitos poliméricos	68
Figura 39	Fractografia do poliéster pura, (a) aspecto geral e (b) detalhe do padrão típico associado com a propagação de trincas transversais	70
Figura 40	Fractografias da fratura de uma corpo de prova com 10% de fibras de rami acrescentadas. A imagem (a) com menor aumento mostra a visão geral da fratura enquanto a imagem (b) com maior aumento deixa clara o descolamento de fibras na interfaz	70
Figura 41	Fractografias por MEV da fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami; (a) vista geral e (b) detalhe da interface fibra/matriz demonstrando o descolamento longitudinal	71
Figura 42	Figura 42 - Variação da Resistência a flexão com a variação da porcentagem de fibras de rami no compósito	73
Figura 43	Figura 43 – Fractografias da fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami; (a) vista geral da fratura e (b) detalhe do descolamento na interface fibra/matriz	74
Figura 44	Variação da energia de impacto Charpy de compósitos de poliéster com fração em volume de fibras de rami	75
Figura 45	Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Charpy	78
Figura 46	Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster	79

	pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura; (b) detalhe da ruptura	
Figura 47	Figura 47 – Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% em volume de fibra de rami	79
Figura 48	Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com fração em volume de fibras de rami	81
Figura 49	Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Charpy	83
Figura 50	Superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra de rami): (a) Vista geral com baixo aumento e (b) detalhes com maior aumento	84
Figura 51	Superfície de fratura do corpo de prova do compósito epoxídico com 30% de fibras de rami (a) Vista geral com baixo aumento; (b) detalhes com maior aumento	85
Figura 52	Variação da energia de impacto Izod com a fração de fibras de rami	87
Figura 53	Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibras de rami	89
Figura 54	Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura; (b) detalhe da ruptura	90
Figura 55	Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% em volume de fibra de rami,(a) com menor aumento(30x) e (b) com maior aumento (800x)	90
Figura 56	Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com fração em volume de fibras de rami	92
Figura 57	Corpos de prova típicos de compósitos de matriz epóxi com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Izod	94
Figura 58	Figura 58 – Superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra de rami): (a) Vista geral com baixo aumento e (b) detalhes com maior aumento	95
Figura 59	Superfície de fratura do corpo de prova do compósito epoxídico com 30% de fibras de rami (a) Vista geral com baixo aumento; (b) detalhes com maior aumento	96
Figura 60	Curvas de DMA correspondentes ao corpo de prova de resina poliéster pura, 0% de fibra	97
Figura 61	Curvas de DMA para o compósito de poliéster com 30% de fibras de rami	97
Figura 62	Curvas do módulo de armazenamento em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados	98

	com diferentes frações de fibras de rami	
Figura 63	Curvas do módulo de perda em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados com diferentes frações de fibras de rami	99
Figura 64	Curvas da tangente δ em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados com diferentes frações de fibras de ram	100
Figura 65	Variação da tensão de Pullout conforme varia-se o comprimento de embutimento da fibra na	103
Figura 66	Aspecto típico da fibra de rami (A) antes do ensaio e (B) depois do ensaio	105

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1	Algumas fibras vegetais	12
Tabela 2	Propriedades Mecânicas das Fibras	20
Tabela 3	Características e Limitações das Resinas Termorrígidas	27
Tabela 4	Propriedades os Materiais	34
Tabela 5	Propriedades de tensão da fibra de rami	44
Tabela 6	Escala e parâmetro de forma para fibras tratadas e não tratadas de rami	46
Tabela 7	Resistência a flexão deslocamento total para compósitos de fibras de rami	67
Tabela 8	Resistência a flexão para compósitos epoxídicos com fibras de rami	72
Tabela 9	Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas	76
Tabela 10	Energia de impacto Charpy para compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami	80
Tabela 11	Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas	82
Tabela 12	Energias de impacto Izod para compósitos poliéster com fibra de rami	86
Tabela 13	Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais	87
Tabela 14	Energia de impacto Izod para compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami	91
Tabela 15	Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas	93
Tabela 16	Média da resistência a tensão para cada comprimento de fibra de rami embebida em matriz poliéster	102

RESUMO

ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE RAMI

Fibras de rami (*Boehmeria nivea*) estão entre as lignocelulósicas naturais menos conhecidas e investigadas nos dias de hoje. Embora diversos estudos já venham sendo realizados, poucas informações existem sobre características estruturais e as propriedades de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas e alinhadas de rami. Assim, o presente estudo avalia algumas destas propriedades, como a resistência a flexão, ao impacto, a modificação estruturais mediante aquecimento, e a resistência ao arrancamento. Os ensaios foram realizados com corpos de prova normalizados confeccionados com percentuais de até 30% em volume de fibras de rami, essas fibras foram alinhadas ao longo de todo o comprimento. As fibras foram embutidas sob pressão em matrizes de resina poliéster ou epóxi, misturadas com endurecedores ou catalisadores e específicos para cada tipo de resina, a cura se deu à temperatura ambiente por 24 horas. Os corpos de prova foram ensaiados em máquinas, Instron para flexão e pullout, pêndulo Emic de impacto Charpy e Izod e TA Instruments para DMA, quando fraturados as superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura. Como conclusão geral podemos destacar que quando as fibras de rami são acrescentadas a matrizes poliéster ou epóxi, uma melhora significativa nas propriedades são obtidas.

ABSTRACT

A ANALYSIS OF STRUCTURAL CHARACTERISTICS AND PROPERTIES OF POLYMERIC COMPOSITES REINFORCED WITH RAMIE FIBERS

Ramie Fibers(*Boehmeria nivea*) are among the least known natural lignocellulosic fiber investigated today. Several studies are being conducted, Although just a little information exists about the structural characteristics and properties of polymer composites reinforced with continuous and aligned ramie fibers. The present study evaluates some of these properties, such as resistance to bending and impact, structural modification upon heating, and the pullout resistance. The tests were performed with normalized specimens made with rates up to 30% in volume of ramie fibers, these fibers were aligned along the entire length. The fibers were embedded under pressure with polyester or epoxy resin, were used curing agents or catalysts, both of them specific to each type of resin, the cure process least 24 hours at room temperature. The samples were tested in machines, Instron for bending and pullout, Emic pendulum for impact Charpy and Izod and a TA Instruments for DMA, when fractured, the fracture surface were analyzed by scanning electron microscopy. As a general conclusion we may point out that when the ramie fibers are added to polyester or epoxy matrix, a significant improvement in properties are obtained.

CAPÍTULO 1

1.1. INTRODUÇÃO:

O mundo vive dias difíceis, a população cresce cada vez mais, com ela crescem a produção de resíduos, o consumo de energia, o consumo de recursos não renováveis e a produção de gases do efeito estufa (GORE, 2008).

Cada dia que passa é um dia a menos para nosso planeta, a temperatura média da terra aumenta em cerca de 1° C por ano, os picos gelados mais famosos do mundo vem perdendo em media 15% de sua massa por ano, o efeito do sol sobre a população mundial se torna cada vez mais devastador (GORE, 2008).

Diante de uma verdade tão inconveniente, como buscar melhorias e reduções que garantam para futuras gerações um planeta habitável e saudável? Esta pergunta deve ser respondida com respostas inovadoras que direcionem o conhecimento do homem, na busca de novas tecnologias e processos que sejam limpos e capazes de melhorar a vida do ser humano na terra (GORE, 2008).

O crescente interesse em fibras naturais por parte dos pesquisadores se ancora em características dessas fibras que são bem interessantes, tais como, ser um material renovável, reciclável, de baixo custo (CASTRO, 1976).

Entretanto outros aspectos chamam a atenção, primeiramente por ser um processo que envolva plantio e colheita, para posterior beneficiamento, podemos caracterizar os produtos elaborados com fibras naturais como neutros em relação à emissão de gases de efeito estufa, pois enquanto planta essas fibras consomem CO e CO₂, equilibrando a balança com a produção desses gases durante o beneficiamento (GORE, 2008).

Outro aspecto marcante para assegurar o interesse da pesquisa em relação a essas fibras se deu com o avanço tecnológico, muitas dessas fibras fazem parte da matriz de muitos tecidos utilizados pelo homem, entretanto, com o avanço tecnológico fibras sintéticas mais baratas e muitas vezes com maior qualidade específica tem substituído o uso dessas fibras nas fabricas e tecelagens (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

Para o modelo de agricultura brasileiro, extremamente familiar e desestruturado, a decadência na extração de algumas fibras naturais cria flagelos sociais marcantes, o que se tornou uma nova motivação para o uso destes materiais em pesquisa (BNDES, 1993).

No planeta terra, o uso de materiais pode ser dividido em quatro grandes grupos, os metais, os polímeros, os cerâmicos e os compósitos, o modelo atual de desenvolvimento humano objetiva cada vez mais materiais específicos, capazes de realizar façanhas incríveis, nesta linha de raciocínio podemos ver que o material compósito se destaca, principalmente devido as suas propriedades que podem ser a soma das propriedades de vários materiais (CALLISTER, 2000).

O interesse sobre os compósitos não ocorre somente no nível da pesquisa, mas também no ramo industrial, devida a uma ampla capacidade dos compósitos de atender a demandas específicas em vários setores da sociedade (CHAWLA, 1987).

Muitos pesquisadores têm demonstrado interesse no estudo de compósitos quando estes são utilizados como reforços ou matrizes, tanto em materiais metálicos como em materiais cerâmicos e poliméricos (CHAWLA, 1987).

O compósito não reflete somente a união das propriedades dos materiais que lhe deram origem, mas um conjunto de aspectos ligados as esses materiais, mas também ligadas a questões como orientação de distribuição no compósito, formato de interface, característica do processo de produção, dentre outros aspectos. (CALLISTER, 2000).

Nos últimos anos setores de alta tecnologia, tais como setor aeroespacial, automobilístico, armamentista, tem empregado cada vez compósitos em seus produtos, são os ditos compósitos de alto padrão, como mantas balísticas confeccionadas com aramida, compósitos de fibras de carbono usados nos aviões, e etc. Entretanto utilizações bem mais simples e corriqueiras utilizam-se na tecnologia dos compósitos, materiais do dia a dia podem ser exemplo disso como uma folha de papelão, ou uma caixa de leite, uma prancha de surf, peças de forração de automóveis, cascos de barcos dentre vários outros, isso se deve principalmente a relação excepcional de custo/benefício que esses materiais oferecem (MONTEIRO ET AL 2009).

Mesmo crescente, o uso de materiais compósitos ainda é muito recente, o marco inicial da exploração e pesquisa deste tipo de material se situa na década de setenta, sua utilização foi iniciada nos EUA e se espalhou para o mundo a partir dos anos de 1972 e 1973 (PADILHA, 2000).

Um das características mais valorizadas pelos pesquisadores no material compósito é a sua capacidade de reciclagem de resíduos de todos os tipos, no processo de confecção de um compósito quase qualquer tipo de resíduos pode ser aproveitado, esses podem entrar como carga na matriz ou como reforçadores da estrutura. Quando falamos de resíduos estamos nos referindo a sobras não aproveitadas em processos produtivos de qualquer tipo (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

Além de fibras sintéticas e resíduos industriais, outros materiais podem ser utilizados para a confecção de compósitos, um dos exemplos mais atuais e interessantes para pesquisa tem sido o uso de fibras naturais, tanto de origem animal, mineral e vegetal (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

As fibras de origem vegetal, chamadas de lignocelulósicas, se destacam devido à característica de neutralidade quanto à emissão de gases de efeito estufa, devido ao baixo custo de produção, a renovabilidade, além da baixa densidade, resistência específica e módulo de elasticidade elevado; a não abrasividade e, portanto, o não desgaste dos equipamentos de processamento (MONTEIRO ET AL, 2008).

Sem falar que essas fibras não são tóxicas, podem ser facilmente modificadas por agentes químicos e são extremamente abundantes.

A tabela 1 ilustra os principais centros brasileiros produtores e/ou processadores de alguns tipos de fibras vegetais

Tabela 1 - Algumas fibras vegetais. (Adaptado de NETO E PARDINI, 2006).

Fibra	Nome Botânico	Parte Da Planta	Centros Produtores,
<i>Rami</i>	Boemmiria nivea	Caule	Norte Paulista
<i>Curauá</i>	Ananás erectifolius	Folha	Amazônia paraense
<i>Sisal</i>	Agave sisalana	Folha	Bahia e da Paraíba
<i>Coco</i>	Cocos nucifera	Fruto	Recife e Aracaju
<i>Algodão</i>	Gossypium herbaceum	Semente	Campina Grande
<i>Juta</i>	Corchorus capsularis	Caule	Amazônia
<i>Eucalipto</i>	Eucalyptus grandis	Caule	Aracruz, ES
<i>Piaçava</i>	Attalea funifera	Bainha foliar	Valença, BA

Essa lista praticamente inumerável de vantagens das fibras naturais lignocelulósicas tem despertado muito interesse na pesquisa sobre a confecção de compósitos poliméricos reforçados com fibras naturais lignocelulósicas, alguns fatores corroboram esse raciocínio (LEÃO ET AL, 1997):

- 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.

Entretanto nem todas as propriedades das fibras naturais lignocelulósicas são vantajosas, por exemplo as fibras vegetais não possuem propriedades uniformes, apresentando uma grande variação nos valores das suas propriedades (LEÃO ET AL, 1998).

Fibras lignocelulósicas de qualquer origem apresentam desvios padrões extremamente elevados quando comparados aos padrões alcançados por materiais sintéticos como fibras de vidro, carbono e aramida, isso devido principalmente a suas características de heterogeneidade (NETO E PARDINI, 2006).

No Brasil existem inúmeros tipos de fibras vegetais que podem ser utilizadas para confecção e estudo de compósitos, entretanto, vale à pena lembrar que em geral esse material possui propriedades mecânicas baixas quando comparadas a materiais sintéticos, entretanto, seu uso é caracterizado como ecologicamente correto e aconselhável em termos ambientais e, além disso, uma pesquisa mais detalhada pode nos direcionar a tipos de fibras com mais altas capacidades mecânicas (MONTEIRO ET AL, 2008).

A fibra de rami é um exemplo de fibra vegetal que pode se enquadrar neste caso, possui poucos estudos realizados até então, mas aponta através de resultados preliminares excelentes propriedades a serem exploradas (WALDO, 1948).

O rami é amplamente cultivado no norte do estado de São Paulo onde sua produção se destina a confecções fabris e nos estados do nordeste

brasileiro, principalmente Bahia e Pernambuco onde se destina ao artesanato local e subsistência de famílias agricultoras (WALDO, 1948).

A planta do rami cresce em qualquer solo, é das famílias das plantas urticantes, mas não tem os pelos que geram as queimaduras e o desconforto, suas fibras são retiradas do caule e o arbusto pode atingir cerca de dois metro de altura (MEDINA 2005).

Nas confecções é muito utilizadas para fazer pecas de tapeçaria, cordoamento, no nordeste da origem a capas usadas pelos tropeiros para atravessar as arvores espinhentas do sertão e nas mãos das talentosas mulheres do sertão vira artesanato de luxo para turistas. Entretanto seu uso principal é como componente barateador do linho, ou a confecção do chamado “linho rami”(BNDES, 1993).

A decadência do rami vem da sua principal utilização, pois com o avanço tecnológico, novos tipos de fibras sintéticas, mais baratas e de melhor qualidade, vêm substituindo o rami na composição do linho, e deixado muitos produtores sem ter para onde vender sua produção anual (BNDES 1998).

A figura 1 ilustra o aspecto da planta de rami.



Figura 1 – Planta de rami (Adaptado de MEDINA, 2005).

Neste contexto a proposta da presente estudo é investigar as principais características físicas, mecânicas e térmicas de compósitos reforçados por fibras rami, utilizaremos como matriz as resinas poliéster e epóxi.

Esta análise buscará verificar a possibilidade de substituição de matérias primas não renováveis utilizadas na indústria de hoje como, por exemplo, a

madeira compensada e outros materiais afins.

1.2. OBJETIVOS:

1.2.1. Objetivo Geral:

O objetivo principal do trabalho desenvolvido é estudar o comportamento de materiais compósitos elaborados a partir da união entre as fibras naturais de rami e uma matriz polimérica. A questão pertinente é a de criar um material que possua características físicas, mecânicas e de acabamento, capazes de substituir outros materiais não renovável em uso, sobre tudo aqueles a base de fibra de vidro.

Para efetiva verificação das propriedades de um novo material deve-se então estudar características tais como suas propriedades térmicas, mecânicas e seus dados estruturais.

O compósito polimérico produzido terá reforço com fibras de rami longas contínuas e alinhadas em relação ao comprimento dos corpos de prova, e serão usadas sem nenhum tipo de tratamento superficial.

Além dos compósitos deve-se dar uma atenção especial ao estudo paralelo das fibras, o rami é uma das fibras menos estudadas até os dias de hoje o que garantirá alguns resultados inéditos dentre as verificações de propriedades e características específicas.

1.2.2. Objetivo Específico:

1. Caracterização da fibra de rami sem tratamento específico.
2. Produzir corpos de prova do compósito de rami com matriz polimérica (poliéster e epóxi) para determinar qual a melhor composição de cada um dos dois na mistura, serão observados também os valores ótimos para a pressão de compactação da mistura e o tempo e o ciclo de temperatura do compósito.
3. Analisar microestruturalmente os compósitos de rami para se determinar as frações de vazios e a distribuição do reforço-matriz, já que tais

parâmetros dependem das condições de processamento e podem afetar as propriedades finais do material.

4. Verificar o comportamento do material quando exposto a variação de temperatura, comparando com outros materiais já analisados.
5. Buscar melhorar padrões de tensões de ruptura utilizados nas indústria moderna para materiais finitos, tais como:
 - a. 20 a 35 MPa como substituto de revestimentos cerâmicos.
 - b. 50 a 100 MPa como substituto de madeira integral , PVC , etc

1.3. JUSTIFICATIVAS:

O trabalho proposto mostra relevâncias ambientais, científicas, econômicas, tecnológicas, energéticas e para a sociedade.

O estudo pode ser claramente justificado pela necessidade do uso de materiais novos e biorenováveis, capazes de substituir matérias primas usadas de forma predatória pela sociedade humana à milênios. Os compósitos de fibras naturais aparecem como uma alternativa “verde” a materiais escassos e com fim certo.

Outro detalhe importante que não pode deixar de ser mencionado é o ineditismo nas análises e estudos efetuados com a fibra de rami até então pouco conhecida e usada em projetos em pequenas doses homeopáticas.

O rami até hoje em dia era mais amplamente utilizado na indústria de têxtil, como um componente barateador do linho clássico como conhecemos, nas cordoarias e tapeçarias e no artesanato manual do interior do nordeste brasileiro, mas poucos estudos verificaram as superiores características mecânicas da fibra tornando-a uma excelente alternativa para reforço de um suposto material polimérico.

Nesse contexto, o presente estudo tem por justificativa principal, a análise de compósitos poliméricos reforçados com fibras de rami, para substituição de matérias primas não renováveis e também para substituir compósitos de custo mais elevados ou com piores propriedades mecânicas ou térmicas.

Do ponto de vista ambiental justifica-se pelo aproveitamento integral dessas fibras, inclusive os resíduos industriais, deve-se também mencionar o

ciclo neutro em relação à produção de gases de efeito estufa e da possibilidade de substituição de matéria prima não renovável.

Do ponto de vista científico justifica-se devido ao grande interesse em relação ao estudo dos compósitos com fibras naturais, e pelo destaque atingido pelo assunto na atual conjuntura.

Do ponto de vista econômico, o produto seria criado a partir de resina e fibra, ambos possuem custos extremamente baixos quando comparados com outros tipos de materiais concorrentes, e o processo de confecção dos compósitos também é em sua essência simples e barato, o que geraria um produto final com reduzido custo e grande capacidade competitiva.

A simplicidade no processo produtivo permite ainda o fácil aprendizado das técnicas produtivas, garantindo a absorção do produto pelos setores da produção e consumo.

Esses fatores geram a atenção clara de grandes indústrias em processos científicos como esses, o que pode gerar um atrativo para implantação de indústrias locais, que visariam suprir os mercados de grandes centros.

O estudo pretende criar um material de baixo custo e razoável padrão mecânico e térmico para competir em igualdade com outros produtos convencionais, sobretudo aqueles a base de fibras não renováveis e matérias primas com previsão de escassez iminente.

1.4. O INEDITISMO:

Devido ao ineditismo na pesquisa utilizando a fibra de rami, nossos ensaios buscaram percorrer o caminho completo para a correta verificação das propriedades desse compósito em particular. Desta forma a solução para a escassez bibliográfica em relação ao padrão da fibra forma ensaios com fibras similares e as próprias caracterizações realizadas com o rami. Outra questão complicadora foi a limitação de tempo para realização de outros ensaios que poderiam melhorar nossos resultados.

O primeiro passo da pesquisa foi uma análise estatística das fibras, onde foram levantados dados como densidade média e volume médio das mesmas.

A seqüência de experimentos seguiu-se com a confecção de corpos de prova para os ensaios de flexão, pullout (buscou-se definir o comprimento crítico da fibra de rami), a verificação de resistência ao impacto (pelo método de Charpy e Izod), a investigação do desempenho dinâmico mecânico através de ensaios DMA (Análise dinâmico-mecânica) e a medição das fibras com projetor de perfil e com micrômetro, na tentativa de determinar do erro na medição manual.

As características estruturais tanto das fibras quanto dos compósitos foram analisadas por técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), sempre que realizado qualquer tipo de ensaio com o material.

O foco principal do estudo foi o desenvolvimento e o teste de um novo material, com desempenho capaz de substituir um tipo específico de matéria não renovável usada diretamente no ciclo industrial dos dias de hoje.

Para isso usou-se fibras de rami, selecionadas previamente para fazer parte de um compósito polimérico. A metodologia de confecção do compósito envolve a impregnação do rami com resinas poliméricas (poliéster e epóxi), seguido de compactação da mistura para se obter um material com resistência mecânica e tenacidade superiores a matérias primas não renováveis utilizadas nos dias de hoje e outros compósitos reforçados com diferentes tipos de fibras naturais ou sintéticas.

CAPÍTULO 2

2.1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA:

2.2. Fibras Naturais.

A idéia de se usar fibras naturais no processo industrial não é de hoje, já a muito tempo o homem usa essas fibras como forma de reforço em suas construções e ferramentas (PACHECO & DIAS JUNIOR, 1990).

O tijolo de adobe é um material vernacular usado na construção civil sendo um dos antecedentes históricos do tijolo de barro, é considerado o primeiro material compósito que se tem notícia, e data de 500 A.C (PACHECO & DIAS JUNIOR, 1990).

Adobes são tijolos de terra crua, água e palha e algumas vezes outras fibras naturais, moldados em fôrmas por processo artesanal ou semi-industrial (PACHECO & DIAS JUNIOR, 1990).

O capim, palha de arroz ou de milho eram misturados ao barro para a fabricação de paredes reforçadas, diminuindo a fragilidade deste e tornando-os menos quebradiço. Essa prática resiste até os dias de hoje, sendo cada vez mais crescente, tanto em seu interesse como em quantidade de fibras já conhecidas (JOSEPH apud AQUINO, 2004).

Outro aspecto importante de ser lembrado é que o número de plantas fornecedoras de fibras ou de materiais fibrosos é bastante extenso, independente do fim ou modo de uso, a oferta de material será sempre estável e os produtos em consequência acessíveis (MONTEIRO ET AL, 2008).

Porém o emprego destas fibras apresenta algumas desvantagens, podendo-se citar, por exemplo, que as fibras naturais não possuem propriedades uniformes, apresentando uma grande variação nos valores das suas propriedades, as quais estão diretamente relacionadas com a composição dos seus constituintes: celulose, hemicelulose e lignina (LEÃO, 1997).

Mas também temos grandes vantagens no uso de fibras naturais, tais como a baixa massa específica; maciez e abrasividade reduzida, recicláveis, não toxicidade e biodegradabilidade; baixo custo e baixo consumo de energia

na produção, sendo assim estudadas as características mecânicas (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

A tabela 2, a seguir mostra as propriedades mecânicas de algumas fibras naturais, dentre elas, o módulo de resistência a tração (σ_T (MPa)), o módulo de elasticidade (E (GPa)), deformação a ruptura (ϵ_T (%)) e a massa específica (P (g/cm³)).

Tabela 2- Propriedades Mecânicas das Fibras, adaptado de (Adaptado de SATYANARAYANA ET AL, 2007).

Tipo de Fibra	σ_T (Mpa)	E (GPa)	ϵ_T(%)	P (g/cm³)
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
Juta	320-500	12,0-100	1,3-2,8	1,50
Malva	160	17,4	5,2	1,41
Rami	393-900	7,30-25,0	1,8-5,3	1,51
Piaçava	143	5,60	5,9	1,05

2.3. A Classificação das Fibras Naturais.

As fibras naturais podem ser classificadas segundo suas características e suas origens, como famílias botânicas de acordo com sua natureza.

De acordo com essa questão natural podem-se dividir as fibras em três grupos distintos (CARVALHO, 1996):

1. Vegetal (Celulósicas).
2. Animal (Seda, Lã ou pelugem).
3. Mineral (asbestos).

A grande diversidade das fibras resulta em dificuldade para sua classificação, entretanto é comum classificar o material de acordo com o local da extração (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

Desta forma no estudo a ênfase de análise se deu sobre as fibras vegetais, também classificadas de acordo com a sua origem (ANGELINI, ET AL 2000), como por exemplo:

- Sementes e frutos: Algodão e Luffa.

- Relvas e Gramíneas: Retiradas das hastes das monocotiledôneas. Exemplos: trigo, aveia, cevada, arroz, junco, bambu e bagaço de cana.
- Folha: Retiradas ao longo do comprimento das folhas das plantas monocotiledôneas: Curauá, sisal, abacá, henequém, cântala, 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 angiosperma e do gimnosperma: Eucalipto, abeto e pinho.

Desta forma fica clara a possibilidade de classificação das fibras vegetais segundo a origem anatômica, a natureza química, econômica e botânica (MEDINA *apud* AQUINO, 2004).

2.4. O rami

O rami é uma planta (*boehmeria nivea*) com cultura permanente e duração 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 & NOLASCO, 1997).

Até o final da década de noventa grande parte da cultura de rami se concentrava no Paraná, principalmente no município de Londrina, onde o número de produtores girava em torno de 130, esses eram na maioria pequenos produtores, e cultivavam uma área média de 15 hectares cada, (SAVASTANO, LUZ & NOLASCO, 1997).

Com o passar dos anos o cultivo dessa planta tem se direcionado cada vez mais para estados do nordeste brasileiro como Pernambuco e Bahia, onde a fibra é muito utilizada como matéria prima para o produtos artesanais (BNDES, 1998).

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

- A primeira etapa realizada em campo através de máquinas desfibriladoras, processos chamados de degomagem e descorticagem.

- A segunda etapa realizada nas indústrias via processos químicos.

O rami é uma planta natural do norte e nordeste paulista que possui qualidades interessantes e capazes de colocá-la encabeçando pesquisas no uso de fibras lignocelulósicas (WALDO, 1948).

Inicialmente plantada no sul do estado em 1939 passou por uma migração para o norte e nordeste do estado, acompanhando o processo de industrialização (BNDES, 1998).

A fibra do rami, pertencente à família das fibras longas, tem em média 150 a 200 milímetros de comprimento, a exemplo do linho, juta, sisal e cânhamo. Apresenta alta resistência, sendo considerada três vezes superior à do cânhamo, quatro vezes à do linho e oito vezes à do algodão (ZHAO-TIE Et AL, 2007).

O processo de beneficiamento é constituído da descorticação e da desgoma. A primeira etapa é feita ainda no campo, através de máquinas desfibradoras ou descortificadoras, sendo as mais utilizadas conhecidas como “periquitos”, que pode ser vista na Figura 2 abaixo, que separam as cascas das hastes. Já a desgomagem é feita nas indústrias via processos químicos (CIARAMELLO, ET AL 1963).

Em termos de processo produtivo, esta cultura apresenta baixo padrão tecnológico, sendo bastante intensiva no uso da mão-de-obra, da qual exige muito esforço físico. Além disso, as máquinas utilizadas, utilizada na sua descorticação é perigosa e ineficiente, redundando na alta incidência de acidentes de trabalho (WALDO, 1948).



Figura 2 – O processo produtivo da fibra de rami, (adaptado de SOBREIRA, 2008).

O rami pode ser utilizado em diversos segmentos: fabricação de tecidos, cordas e barbantes, como também pode gerar a celulose para a produção de papel moeda, devido à sua resistência (ISHIKAWA ET AL, 1997). Além disso pode ser empregada na fabricação de mangueiras, pneus, fios de pára-quadras, etc.

O rami é mais abrasivo que o linho, de forma que os tecidos são mais ásperos e menos agradáveis ao uso, embora essas características possam ser bastante minimizadas através de processos de acabamento e/ou misturas com algumas fibras sintéticas (WALDO, 1948).

Apesar dessas características, os tecidos são facilmente laváveis, apresentando grande vantagem na retenção de corantes quando comparado a qualquer outra fibra vegetal. Além disso, seu emprego é extremamente adequado nos países de clima quente, como o Brasil (WALDO, 1948).

Os tecidos de rami têm boa aceitação no mercado, podendo ser considerados como um produto substituto muito próximo do linho, com a vantagem ser relativamente mais barato. Em geral, é vendido ao consumidor final como se fosse linho ou com o nome de “linho rami”, pois, dificilmente as pessoas conseguem distinguir o rami do linho, seja sob a forma de roupa pronta ou de tecido para ser confeccionado (BNDES, 1998).

A fibra de rami, uma planta nativa do sudeste de São Paulo, pertencente à família das urticárias, tem se tornado foco na pesquisa de novos materiais e vem sendo pesquisada para substituir outras fibras no reforço de compósitos poliméricos (CASTRO, 1976).

Embora seja uma planta de frutos, o interesse econômico pelo rami está primordialmente associado às fibras extraídas de seu caule como mostrado na Figura 3. Os caules são rígidos e eretos, podendo alcançar quase dois metros de comprimento e quatro centímetros de largura (BNDES, 1998).

As fibras extraídas são relativamente macias e com elevada resistência mecânica, comparativamente com outras fibras lignocelulósicas (SATYANARAYANA, ET AL 2007).



Figura 3 – A extração da fibra de rami, (Adaptado de SOBREIRA, 2008).

Entretanto, a principal características que chama a atenção na fibra de rami é o seu reduzido valor econômico, quando comparada a fibras sintéticas, como a fibra de vidro e aramida, chega a ter um valor dez vezes menor (SHIHONG ET AL, 1994).

Outra característica importante é a questão da abrasão, sendo menos abrasiva aos equipamentos de processamento, estes ganham maior vida útil (ANGELINI ET AL, 2000).

Essa pesquisa realizada com rami mostrou que as fibras naturais levam algumas vantagens em relação as fibras sintéticas (MONTEIRO ET AL 2008), tais como:

1. A matéria-prima é obtida a partir de uma fonte renovável, que é a planta da região Sudeste de São Paulo.
2. Trata-se de material biodegradável.
3. O custo é pelo menos dez vezes inferior ao de fibras sintéticas, como vidro, aramida e carbono.
4. É menos abrasiva.
5. Exige menor quantidade de energia para ser processada.

Há tecnologia ainda a ser testada, que possibilita uso de fibras vegetais lignocelulósicas no reforço de compósitos poliméricos, não somente pelo método de formatação e cura básica, mas também por injeção de compósito em formas à vácuo, obtendo assim peças de maior complexidade (MONTEIRO, ET AL 2009).

Exemplo de aplicação dessas peças, são citados produtos das indústrias automobilística e de eletrodomésticos (MONTEIRO, ET AL 2009).

2.5. Resinas

Dentre todos os tipos de materiais poliméricos e resinas existentes, as principais utilizadas na confecção de materiais alternativos, como painéis artificiais de madeira, são os fenol-formaldeídos, um tipo de amina. Dentre elas destacam-se o poliéster e o epóxi que são as mais comuns comercialmente falando (NETO &PARDINI, 2006).

Outro tipo de produto, o obtido com resina fenólica, é menos solúveis em água, no entanto algumas características físicas deste produto, reduzem a probabilidade de seu uso, por exemplo, a sua cor enegrecida, que acarreta menor possibilidade de padronização e acabamento, deixando esse material menos viável para compósitos poliméricos de uso industrial (ASKELAND, 1985).

Outros tipos de resinas são bastante solúveis em água, entretanto dominam a produção de painéis de madeira, são os produtos obtidos com a uréia-formaldeído (UF), (ASKELAND, 1985).

As resinas feitas a partir de melaminas-formaldeídos não são solúveis em água e formam os plásticos com maior resistência a abrasão, sendo usado para produção de utensílios domésticos (pratos, mesas, etc.). Seu mercado, entretanto, é reduzido devido ao seu alto custo (ASKELAND, 1985).

Na construção de painéis externos, sujeitos a altos índices de umidade, usamos materiais a base de fenólicas e as de melamina. Outro aspecto que não pode deixar de ser mencionado é a busca por substitutos ao formaldeído, devido ao seu alto índice de toxicidade, entretanto, esse seria um catalisador básico, difícil de substituir (SATYANARAYANA, ET AL 2007).

Uma das principais aplicações da resina poliéster é o compósito reforçado com fibra de vidro, esse material possui inúmeras propriedades que o credenciam a situações práticas diversas, como alta resistência por unidade de peso, resistência ao impacto, estabilidade dimensional, boa resistência química e às intempéries, facilidade de fabricação e boa dureza superficial (MALLICK, 1993).

Os produtos confeccionados a partir das resinas poliéster constituem o grupo de polímeros termofixos, são os mais utilizados na indústria devido à sua grande versatilidade e boas propriedades mecânicas, a um custo relativamente baixo. Essas resinas apresentam ainda boa estabilidade dimensional e são de fácil manuseio (MALLICK, 1993).

Outro material que merece ser analisado é a resina epóxi líquida, que possui baixa viscosidade, se convertendo rapidamente à fase termofixa, pela mistura de agentes de cura apropriados.

As seguintes propriedades se combinam neste material:

1. Baixa viscosidade da resina e de seu endurecedor (fácil manuseio).
2. A cura se dá rapidamente na faixa entre 5 a 150° C, dependendo do agente utilizado.
3. Ocorre baixa contração durante a cura (aproximadamente 3%), outras resinas como fenólicas e acrílicas, liberam água e apresentam alta contração.
4. Possui alta adesão; alto isolamento elétrico e boa inércia química.
5. As resinas epóxi curadas, dependendo do agente de cura, possuem boa resistência a ácidos e reagentes cáusticos e boa versatilidade.

Devido a todas essas propriedades utilizamos esse tipo de resina em inúmeras aplicações, sendo a principal delas em compósitos de fibras (CANTWELL, 1997).

A resina epóxi líquida é muito utilizada em laminados de fibra sintéticas como o de vidro, carbono e kevlar e também com naturais como juta, sisal, algodão, etc. Devido à sua alta resistência mecânica e química, ela é utilizada em laminados especiais onde as resinas convencionais de laminação, como os poliésteres insaturados, não atendem o necessário. São muito utilizados em tubulações, tanques, aeronaves, embarcações, veículos de alta performance, artigos esportivos, revestimentos especiais, etc (BLEDZKI, & GASSAN, 1999).

A tabela 3 ilustra as características e limitações das resinas termorrígidas mais comumente utilizadas (ROSATO & ROSATO, 2004)

Tabela 3 – Características e Limitações das Resinas Termorrígidas (Adaptado de ROSATO & ROSATO, 1994)

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

2.6. Compósitos

Os materiais compósitos podem ser definidos como materiais formados de dois ou mais constituintes com distintas composições, estruturas e propriedades e que estão separados por uma interface (CALLISTER, 2000).

O objetivo principal em se produzir compósitos é de combinar diferentes materiais para produzir um único dispositivo com propriedades superiores às dos componentes unitários. Dessa forma, compósitos com finalidades ópticas, estruturais, elétricas, opto-eletrônicas, químicas e outras são facilmente encontrados em modernos dispositivos e sistemas (ASKELAND, 1985).

Vários tipos de classificação são disponíveis para compósitos. Um desses tipos de classificação define compósitos em termos da morfologia de seus agentes de reforço: compósitos particulados, com fibras e laminados (CALLISTER, 2000).

Os compósitos apresentam excepcional inércia química, o que permite sua utilização em uma ampla gama de ambientes agressivos quimicamente. Além disso, aditivos especiais e resinas específicas estão à disposição dos técnicos para solucionar aplicações que requeiram propriedades além das usuais (CHAWLA, 1987).

Umidade, vento, sol, oscilações térmicas tem baixa ação prejudicial sobre os compósitos. E quando características não usuais são requeridas, aditivos como protetores de UV, agentes anti-dust, resinas especiais são amplamente utilizáveis (MONTEIRO ET AL, 2006).

Os compósitos têm uma grande vantagem sobre outros materiais estruturais, pois moldes com formas complexas são facilmente adaptáveis aos processos em utilização. Curvas, formas diferenciadas, detalhes arquitetônicos das empresas de materiais compósitos (LEÃO & FROLLINI, 1997).

Os compósitos além de sua longevidade tradicional apresentam fáceis e simples técnicas de reparo e manutenção.

Então a leveza, flexibilidade, durabilidade, resistência, adaptabilidade são algumas das propriedades que garantem aos compósitos o título de produto do futuro. Engenheiros, técnicos, procuram cada vez mais os

compósitos como solução para seus projetos de engenharia (LEÃO & FROLLINI, 1997).

Estado Unidos, Japão, Canadá, Europa e Brasil, têm no compósito um mercado em franca expansão, como dizem os parisienses: “Les composites ont les vents en poupe” ou seja os Compósitos evoluem de vento em poupa (CHRETIEN, 1986).

Compósitos são sinônimos de produtos feitos sob medida. Decidir pela utilização de um compósito é ter à sua disposição a possibilidade de resolver seus problemas de engenharia com um produto feito sob medida, isto é, um produto fabricado na medida certa e exata de sua necessidade (CHAWLA, 1987).

2.7. Compósito Polimérico

Compósitos poliméricos são materiais de moldagem estrutural, formados por uma fase contínua polimérica (matriz) que é reforçada por uma fase descontínua (fibras), essa se agrega físico-quimicamente após um processo de crosslinking polimérico (cura). Normalmente a fase descontínua é formada por fibra de vidro, aramida, de carbono, fibras naturais lignocelulósicas ou de origem animal, dependendo da aplicação final (AQUINO, 2005).

A fase polimérica é geralmente composta por uma resina termofixa do tipo poliéster insaturada (ortoftálica, tereftálica, isoftálica ou bisfenólica), dissolvida em solvente reativo como estireno ou ainda uma resina éster vinílica ou epóxi. Resinas especiais como as fenólicas, de poliuretano e de silicone são utilizadas em aplicações especiais (MENEZES ET AL, 2002).

Na moldagem destas duas fases ocorre um crosslinking polimérico através de um processo de cura, que acopla as duas fases proporcionando ao material final propriedades especiais que definem sua moderna e ampla aplicabilidade (BOYNARD ET AL, 2003).

O compósito, devido à sua composição e ao crosslinking polimérico formado durante o processo de moldagem, apresenta como característica uma alta durabilidade (MENEZES ET AL, 2002).

Devido ao peso específico das resinas e das fibras de reforço, os produtos fabricados a partir dos compósitos apresentam um baixo peso

específico. Devido a esta e a outras propriedades características dos materiais compósitos é que eles são amplamente utilizados nos setores de aeronáutica, naval, automobilístico e outros (CANEVAROLO, 1991).

Devido às suas características e à variedade de combinações que podem ser realizadas entre as resinas e os materiais de reforço, os compósitos poliméricos apresentam soluções para quase todo tipo de problema e uma excelente resistência mecânica, o que possibilita a sua utilização em aplicações no setor de aeronáutica, naval, automobilístico e outras (MONTEIRO, ET AL 2008).

2.8. Particularidades dos Compósitos Poliméricos

Alguns fatores são predominantes na busca por ligas poliméricas, misturas e compósitos (ROWELL, 1997):

1. O elevado custo no desenvolvimento de novos polímeros.
2. As aplicações específicas dos novos compósitos e ligas.
3. O aperfeiçoamento de propriedades e redução de custos através da combinação de materiais caros com materiais mais baratos.
4. Entre outros.

Os reforços aplicados aos compósitos poliméricos propiciam melhorias em suas propriedades físicas e térmicas, modificam sua aparência superficial e características de processamento, além de reduzir o custo do material (LAVENGOOD e SILVER, 1988).

As cargas podem ser classificadas como unidimensionais, representadas pelas fibra de vidro, fibras de carbono, fibras naturais lignocelulósicas ou de origem animal ; bidimensionais, exemplificadas pelas mica, os asbestos e os carbonatos de cálcio, ou tridimensionais, como o talco e caulim (FREIRE, 1992).

Essas cargas de outros materiais conferem aos compósitos algumas vantagens como (WILQUERES, 1995):

1. Boa condutividade térmica.
2. Boa resistência à abrasão.
3. Boa resistência superficial.
4. , Baixo custo.

5. Baixa contração.

Entretanto esse procedimento também acarreta desvantagens, tais como (WILQUERES, 1995):

1. A limitação no processo de fabricação.
2. A inibição da cura de algumas resinas termorrígidas.

As cargas fibrosas têm como finalidade, melhorar a rigidez, a resistência mecânica, a estabilidade dimensional e o bom desempenho do material à temperaturas elevadas (FREIRE, 1992).

Os materiais termorrígidos apresentam algumas vantagens sobre os termoplásticos, tais como: O aumento da molhabilidade, através da facilitação de incorporação de cargas ou componentes reforçadores, pois antes da cura a viscosidade é muito mais baixa, já que a resina se encontra na forma de monômeros ou oligômeros.

Devido a isso, geralmente essas resinas são usadas na confecção de compósitos de fibras contínuas. Esses monômeros devem ser mantidos em ambientes refrigerados, seu aquecimento durante um curto espaço de tempo, pode representar modificações químicas que comprometam as propriedades desejadas (LACH, 1988).

O uso de matrizes poliméricas em compósitos poliméricos tem a função primária de proteger alinhar e estabilizar as fibras, e também assegurar a transferência de uma fibra para a outra, normalmente, tanto a rigidez quanto a resistência da matriz são inferiores as das fibras reforçadoras (LACH, 1988).

Simplificando, podemos dizer que os compósitos poliméricos reforçados por fibras são formados por três constituintes: fibra, matriz e interface. Esta última é responsável por assegurar a ligação entre a matriz e a fibra (ROWELL, 1997).

A forma com a qual os compósitos se deformam e fraturam irá depender das propriedades químicas e mecânicas desses três constituintes (ARGAWAL e BROUTMAN, 1980).

A força de ligação entre a matriz e a fibra reforçadora é um fator determinante na performance de muitos compósitos poliméricos. Compósitos com baixa força de ligação matriz/fibra irão falhar a tensões relativamente baixas quando ensaiados na direção transversal as fibras.

Existe atualmente uma série de tratamentos feitos nas superfícies das fibras com a finalidade de se aumentar a força de ligação entre a matriz/fibra. O nível de tratamento aplicado na superfície das fibras em um material compósito pode ter um grande efeito sobre sua resistência mecânica (CANTWELL, 1991).

2.9. Compósitos Poliméricos com Fibras de Rami:

2.9.1. Considerações Gerais

A utilização de fibras naturais para reforço em materiais poliméricos não é um novo segmento de pesquisas no meio científico, entretanto, algumas fibras como é o caso do rami ainda são pouco conhecidas e pouco aproveitadas.

A fibra de rami embora muito utilizada para a confecção de roupa, cordoaria em geral, tapetes, papel moeda, artesanato e outras várias finalidades, ainda não possui grande utilização como componente de reforço em produtos industrializados.

Embora suas características conhecidas, como resistência, densidade, demonstrem um grande potencial para uso como material de reforço, poucas iniciativas de aprofundamento destes estudos foram localizadas na literatura.

Os resultados localizados na literatura foram utilizados como aspectos necessários para uma coerência no estudo e forma listados a seguir.

2.9.2. Resultados do artigo Propriedades mecânicas de compósitos formados por matriz epoxídica reforçada com fibras

O professor Antonio Sabariz, da Universidade Federal de São João Del Rey, realizou em seu estudo verificações quanto a propriedades mecânicas de compósitos formados de matriz epoxídica e fibras naturais, foram utilizadas fibras de rami no formato de tecido bidirecional trançado.

Através do processo de Hand Lay-Up (moldagem manual), tecido e resinas foram dispostos, de forma alternada, em um molde de vidro com 3mm de espessura, os corpos de prova permaneceram por temperatura ambiente por pelo menos 24 horas e depois foram desmoldados.

A matriz utilizada foi a resina epóxi Araldite LY - 1553 juntamente com o Catalisador HY 956, misturados em uma proporção de 5/1, ou seja, para cada 5 partes em peso de resina é necessária uma parte de catalisador.



Figura 4 – Tecido composto por fibras de rami trançado bidirecional (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

Corpos de prova tanto dos compósitos nas diversas condições analisadas, quanto da resina sem reforço, foram preparados para a realização de ensaios de tração, e corpos de prova da resina e do compósito moldado com 4 camadas de fibras também foram submetidos a ensaio de flexão em três pontos. A Figura 5 mostra o aspecto dos corpos de prova para ensaio de tração e flexão dos compósitos.



Figura 5 – Corpos de prova de tração e flexão (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

As principais características geométricas dos materiais e os valores médios das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios são listados na Tabela 4:

Tabela 4 – Propriedades os Materiais (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

Propriedades		Resina epóxi	Características geométricas do compósito			
			02 camadas	04 camadas	06 camadas	04 camadas transversais
Fração Vol. (%)		-	29	28	26	30
Densidade [g/cm ³]		1,154	1,03	1,045	1,02	1,054
Tração	Tensão de Ruptura [MPa]	48,38	30,86	35,57	38,43	18,58
	Mód. Elasticidade [MPa]	620,1	537,5	556,3	632,4	402,9
	Deformação	0,10016	0,0799	0,0878	0,08392	0,07232
Flexão	Tensão de Ruptura [MPa]	107,39	-	75,03	-	-
	Mód. Elasticidade [GPa]	2,64	-	1,87	-	-

Todos os compósitos apresentaram densidade menor que a resina epóxi, sendo essa uma das principais vantagens das fibras vegetais, quando incorporadas a materiais poliméricos para formação de compósitos, a desmaterialização. O compósito de melhor adequação a essa tendência foi o formado por três camadas de tecido.

A figura 6 mostra o comportamento dos compósitos quanto à resistência à tração, sendo o valor de resistência da resina estabelecido como referência para as análises.

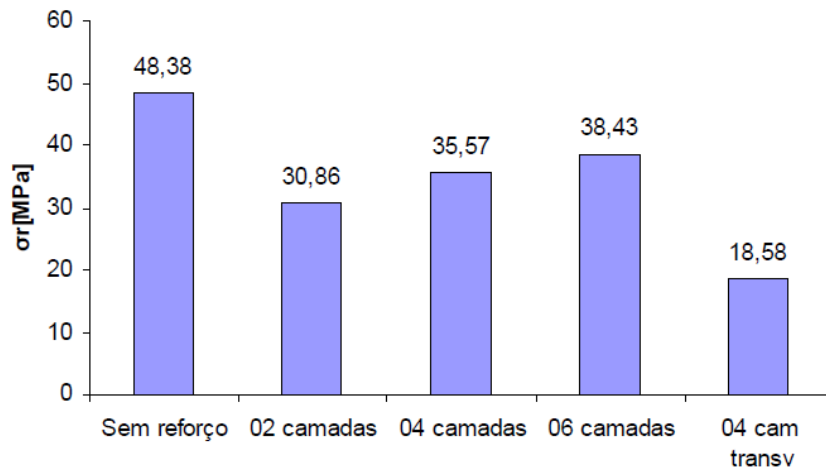


Figura 6 – Tensão de ruptura x Geometria dos compósitos (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

Com o emprego de tecidos com menor quantidade de fibra por fio, foi possível diminuir a quantidade de fibras na direção transversal do laminado e aumentar a quantidade de fibras na direção principal. Dessa forma aproximou-se mais da condição de reforço unidirecional, onde segundo a literatura a melhor eficiência do reforço por fibras alinhadas é alcançada.

Essa é uma das razões que explicam o melhor desempenho do compósito moldado com 06 camadas de fibras. Uma outra justificativa para esse melhor desempenho é o fato de com camadas mais finas, a molhabilidade das fibras pela resina aumenta. Com isso há uma maior transmissão de esforço para as fibras aumentando, conseqüentemente, o desempenho da fibra. Além disso, os pontos de entrelaçamento dos fios menos grosseiros nos tecidos mais finos, tornam as fibras mais alinhadas o que contribui para um melhor comportamento das mesmas.

O compósito moldado apenas com um tecido foi o que apresentou menor tensão de ruptura como pode ser visto na figura 6. No entanto, é o que possui melhores condições de isotropia, uma vez que foi utilizado tecido com a mesma quantidade de fibras em ambas as direções principais no plano do laminado.

Já os compósitos que foram moldados com 04 e 06 camadas de fibras são mais anisotrópicos. Isso porque o espaçamento dos fios do urdume do tecido foi mantido o mesmo para todos os tecidos acarretando em uma diminuição de fibras nessa direção e um aumento na direção de trama. Assim o

compósito quando testado na direção de urdume apresentou menor resistência como pode ser observado na figura 6.

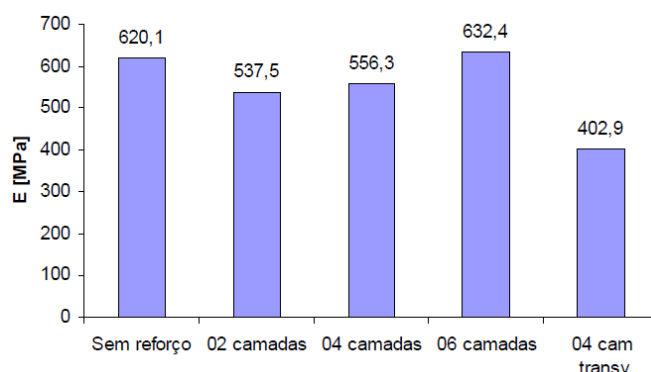


Figura 7 - Módulo de elasticidade em função da geometria dos materiais (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

Em relação ao módulo de elasticidade, conforme pode ser visto na figura 7, houve um melhor comportamento dos compósitos, comparativamente ao da resina epóxi. O compósito com 06 camadas de tecido apresentou módulo ligeiramente superior ao da resina.

O melhor comportamento do módulo de elasticidade dos compósitos deve-se ao efeito de reforçamento das fibras, em outras palavras, um material de maior módulo, as fibras, substitui o de menor módulo, a matriz. Assim, pode-se dizer que com relação ao módulo de elasticidade, as fibras, dependendo da geometria e da condição de tratamento, podem atuar efetivamente como reforçamento para o compósito.

Em relação à deformação foi observado que ambos os compósitos romperam com níveis de deformação menores ao apresentado pela resina quando testada sem reforço. O valor de deformação aumentou ao passar de 02 para 04 camadas de fibras no compósito, e posteriormente diminuiu para o moldado com 06 camadas.

Em relação ao comportamento do compósito ensaiado em flexão houve uma perda significativa, em torno de 30%, de resistência do material. O que foi observado em termos de fratura foi que a trinca se iniciou no lado trativo propagando-se pelo corpo de prova, não havendo, entretanto ruptura das fibras nessa região, ficando o aspecto dos corpos de prova segundo a Figura 8.



Figura 8 - Corpo de prova após ensaio de Flexão (Adaptado de SABARIZ ET AL 2006).

Sabe-se que no ensaio de flexão, a resistência à flexão e o módulo de elasticidade são controlados pela resistência do material localizado na superfície do compósito. A trinca sempre se inicia na região trativa do corpo de prova e se propaga para o lado compressivo. Desta forma, as fibras que efetivamente atuam no reforçamento do compósito são as localizadas do lado trativo do corpo de prova e orientadas na direção da tensão aplicada. Como essas fibras no compósito testado não se romperam juntamente com a matriz pode-se dizer que não houve uma boa adesão entre as fibras e a matriz o que acarretou em uma fraca eficiência do reforço de fibras.

Além disso, um outro fator são as fibras com orientação perpendicular à do esforço aplicado que atuam no sentido de diminuir a resistência mecânica do compósito e, neste caso, a resistência à flexão é dominada pela resistência à flexão da matriz. No material testado como o reforço foi empregado na forma de tecido as fibras perpendiculares também contribuíram para a baixa resistência do compósito.

CONCLUSÕES

O compósito com 03 camadas de tecidos de fibras apresentou o melhor desempenho entre os compósitos testados, verificando-se uma tendência de melhoria das propriedades mecânicas na medida em que o número de camadas de fibras no compósito aumenta. Pode-se concluir então que para compósitos reforçados com tecidos, estes devem ser produzidos com fios da

menor espessura possível de modo a se conseguir um compósito com maior número de camadas. Com isso a adesão entre fibras e matriz é melhorada aumentando a eficiência do reforço.

O que se pode concluir também é que quanto menor a quantidade de fibras perpendiculares à direção de carregamento melhor é o comportamento do compósito, aproximando mais da condição de reforço unidirecional que é a mais eficiente. No entanto para reforço bidirecional na forma de tecido a quantidade de fibras na direção de trama e de urdume devem ser a mesma para se obter um compósito com propriedades mecânicas iguais em ambas as direções.

2.9.3. Resultados do artigo A utilização de fibras vegetais para reforço de plásticos

Segundo Mattoso ET AL 1996, com relação ao rami, a maior utilização, até algum anos atrás, era quase que exclusivamente em tecidos e cordoarias. Isso, de certa forma, justifica a falta de pesquisa na área, sendo poucos e muito antigos os trabalhos científicos publicados. No entanto, com o advento das fibras plásticas sintéticas (polipropileno, polietileno e náilon), tem-se procurado diversificar o mercado, buscando-se novas aplicações.

Atualmente, as indústrias automotivas e de plásticos estão recuperando o interesse em fibras vegetais, devido às suas vantagens para a substituição de fibras inorgânicas/minerais, tais como a fibra de vidro, comumente utilizada na indústria em formulação com diferentes resinas, plásticos e borrachas.

O rami pode ser utilizado de maneira bastante satisfatória para o reforço de peças plásticas com diferentes aplicações na indústria automobilística. Várias indústrias fornecedoras de peças plásticas para as montadoras de automóveis, ônibus e caminhões já vêm utilizando fibras vegetais em suas formulações, dentre os quais se destacam fibras vegetais nas seguintes peças (MORASSI,1994): revestimentos internos da cabina (teto, parede traseira e portas), apoio de cabeça e encosto de banco, pára-sol externo, painel de instrumentos, bolsa de ferramentas, encapsulamento de cabina/motor e pára-choque.

Existe, também, o desenvolvimento desses materiais plásticos reforçados com fibras de naturais para o uso na construção civil, como por exemplo em substituição de placas de madeira ou em formulação com argamassa.

O trabalho sendo desenvolvido no CNPDIA visa à produção de compósitos (plásticos reforçados com fibras) de um polímero termoplástico comercial (polipropileno) com fibras de rami, utilizando técnicas convencionais de processamento de polímeros.

A EMBRAPA possui vários projetos de desenvolvimento do cultivo de plantas fibrosas, por exemplo, esta em andamento o projeto de revitalização e desenvolvimento da cultura do rami nas regiões semi-áridas do nordeste brasileiro, onde várias condições de cultivos, assim como a espécie *boehmeria nivea* já é uma velha conhecida.

Pretende-se avaliar a influência das condições de cultivo e tratamento pós-cultivo (químico e/ou físico) nas propriedades das fibras, visando a obtenção de fibras que resultem em compósitos de melhor desempenho.

A caracterização das fibras e dos compósitos está sendo feita por microscopia eletrônica de varredura e de força atômica, teste de resistência à tração, à flexão e ao impacto, e análise térmica. O desempenho final do compósito também será estudado em função do tempo e da temperatura de uso para avaliar a sua durabilidade.

As propriedades mecânicas do compósito reforçado com fibras de rami (fibras fornecidas pela INCOMAR Ind. e Com., picotadas para um tamanho médio de 5 a 30 mm) estão sendo investigadas em função da fração volumétrica e orientação da fibra no compósito, por técnicas mais rápidas, versáteis e produtivas de processamento (fabricação) dos compósitos, a saber: calandragem, injeção e extrusão por rosca simples e dupla.

O desempenho de um compósito também pode ser melhorado, aumentando-se a transferência de solicitação mecânica da matriz plástica para a fibra, que possui maior resistência mecânica e reforçará, portanto, o plástico. Isso é conseguido com a compatibilização entre a fibra hidrofílica e o polímero hidrofóbico, o que promove um aumento na adesão fibra/matriz. Essa maior adesão é obtida pela modificação química da superfície da fibra ou pela adição

de grupos polares na matriz polimérica (apolar). Está sendo utilizado a silanização como método de modificação superficial da fibra.

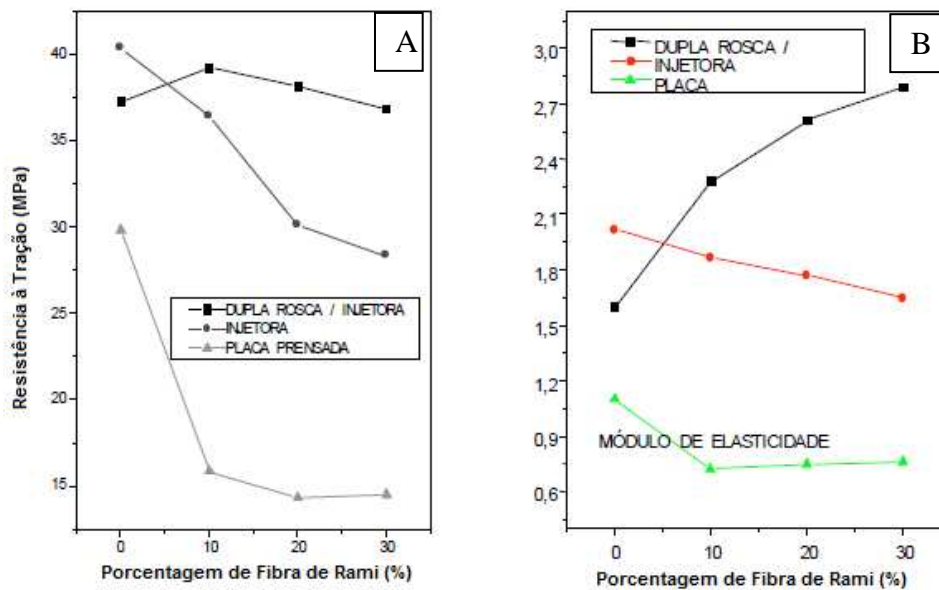


Figura 9 – (a) Curvas de resistência à tração no ponto de escoamento (MPa) e (b) Curvas do módulo de elasticidade, ambas em função da porcentagem de fibra de rami (Adaptado de MATTOSO ET AL, 1996).

Embora este projeto ainda se encontre em sua fase inicial, os resultados obtidos até o momento são promissores, conforme pode ser observado nas Figuras 9 (a) e (b). É importante notar que esses primeiros resultados são bastante satisfatórios, pois demonstram que é possível incorporar até 30% de rami na matriz plástica, praticamente sem perda da resistência mecânica (figura 9a), utilizando-se técnicas convencionais de processamento de polímeros comumente empregados pelas indústrias de transformação de plásticos.

Além disso, observa-se que a técnica utilizada influi decisivamente na qualidade do compósito produzido. Destaca-se a extrusão de rosca dupla, para a qual os melhores valores de resistência à tração foram obtidos. A figura 9b mostra que o módulo de elasticidade pode ser aumentado consideravelmente com a incorporação das fibras de rami, o que é de interesse para várias aplicações na indústria automobilística e de construção civil.

Novamente os melhores resultados foram obtidos pela técnica de extrusão de rosca dupla, pelo fato desse método proporcionar melhor distribuição da fibra na matriz plástica, conforme demonstraram estudos de microscopia eletrônica de varredura. Dessa forma, este trabalho está demonstrando a possibilidade da utilização de fibras de rami para o reforço de polipropileno por várias técnicas de processamento de polímeros, utilizadas na indústria de transformação de plásticos para a produção de compósitos com potencial de aplicação, por exemplo, na indústria automobilística.

Considerando-se as tendências ambientalistas globais, esta é uma grande oportunidade de agregação de valor das fibras vegetais e de desenvolvimento tecnológico para países produtores agrícolas, como o Brasil.

2.9.4. Resultados dos artigos *Green Composites I – Physical Properties of Ramie Fibers for Environment-friendly Green Composites* e *Green Composites. II - Environment-friendly, Biodegradable Composites Using Ramie Fibers and Soy Protein Concentrate (SPC) Resin*

Os autores Sunghyun Nam e Anil N Netravali, da universidade de Cornell, em Ithaca, no estado de Nova York, vêm desenvolvendo pesquisas com compósitos utilizando fibras de rami.

Segundo Nam & Netravali (2006) as fibras utilizadas foram adquiridas em Seocheon-gun na Coréia, estas fibras tem comprimentos entre 600 e 1700 mm e os diâmetro foram medidos em cinco fibras com 1700 mm, foram tomadas duas medidas com diferenças de 90° devido a características de não uniformidades das fibras, cada fibra foi medida pelo menos 15 vezes, essas medições geraram as medias de diâmetros utilizadas como padrão das fibras de rami.

Em seguida examinou-se a resposta das fibras de rami diante do aquecimento das mesmas, uma fibra isolada foi exposta a temperaturas distintas que variaram de 100 a 200° C em fornos com circulação de ar por períodos de tempo de 0,5 a 2h. O tempo de exposição e as temperaturas foram determinadas por processos de fabricação de compósitos como prensagem a quente, cura de resinas e outros aspectos relacionados.

Após os exames térmicos as fibras foram dispostas em temperatura ambiente por pelo menos 24 horas para descansar.

O próximo passo do trabalho foi à verificação das propriedades do material sobre tensão, foram testados, a resistência a tensão, o módulo de Young, tensão de fratura e a energia necessária para romper as fibra de rami, todos Ester resultados foram feitos seguindo a norma ASTM D 3379-89, usando uma maquina Instron, modelo 1122.

Extremidades de fibras individuais foram montadas com super cola sobre folhas de papel cartão e os ensaios foram realizados com uma velocidade de 20mm por minuto.

Cinqüenta fibras foram escolhidas aleatoriamente e testadas, os dados foram analisados segundo padrões da distribuição de Weibull gerando resultados surpreendentes muitas vezes comparáveis a fibras sintéticas como Grafite e Kevlar.

Em seguida buscou-se uma caracterização superficial, foram feitos cortes longitudinais e transversais da fibra de rami e esses foram caracterizados usando MEV modelo Leica 440X, todos os corpos de prova foram metalizados com uma camada de ouro para melhor condutividade, e para visão facilitar a visualização dos corte as amostras foram embutidas em resina.

Resultados de topografia da superfície e diâmetro, a figura 10 mostra a característica de uma fibra simples de rami.

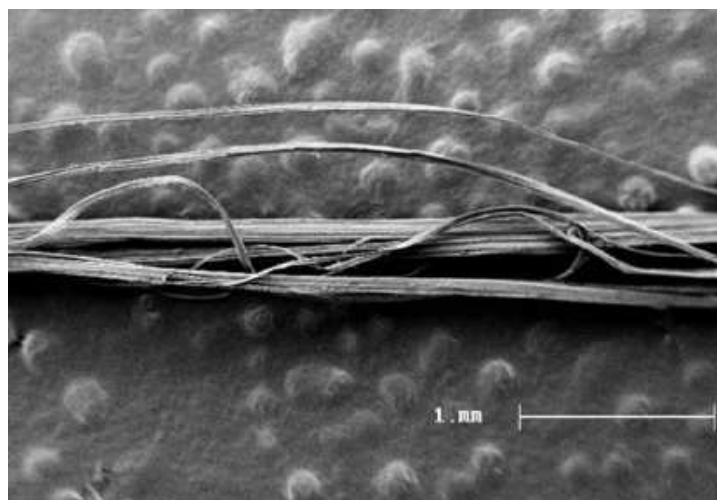


Figura 10 – Imagem por MEV de uma única fibra de rami (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006)

A figura 11 mostra a seguir a seção transversal de uma única fibra, a circunferência não é circular, e nem mesmo regular, ela poderia ser enquadrada como uma elipse irregular, a separação interfibrilar, que também pode ser observada na figura 10, pode ser claramente vista na visão transversal da fibra.

Esta pode ser claramente a responsável pela não uniformidade dos diâmetros obtidos quando medidos no mesmo ponto, mas com 90° de defasagem angular. Essa variação no diâmetro pode gerar erros, elevando os valores obtidos pelo ensaio para de resistência a fratura da fibra.

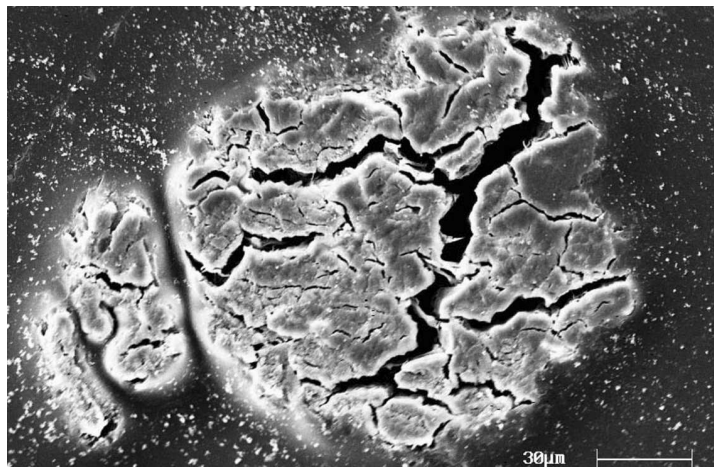


Figura 11 – MEV de uma única fibra de rami em secção transversal (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

A característica de rugosidade da superfície da fibra de rami contribui para uma melhor resistência ao cisalhamento interfacial quando em conjunto com resinas poliméricas, pois atua no entrelaçamento mecânico e aumento da área interfacial.

Também a forma tubular das fibras de rami promete gerar bom isolamento térmico e sonoro.

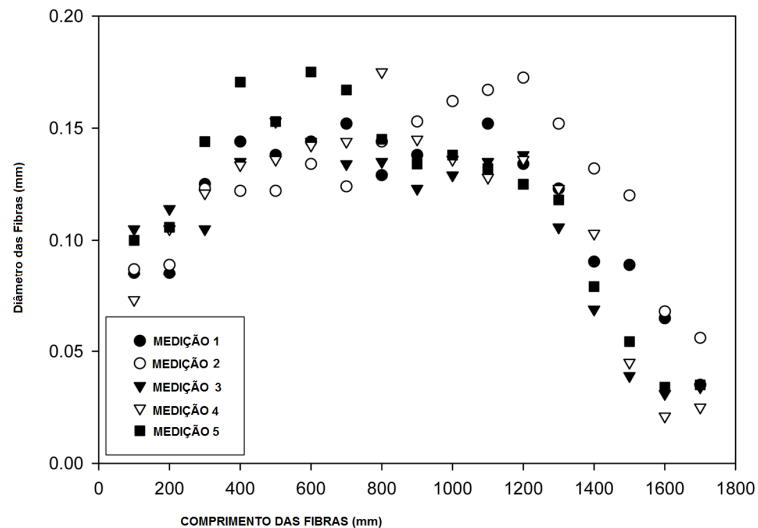


Figura 12 – Diâmetro de fibras de rami ao longo do comprimento (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

As fibras de rami como várias outras fibras naturais provenientes de plantas, possuem uma grande variabilidade de diâmetros, além de uma grande irregularidade em relação a padrões e formas da secção reta.

A tabela 5 as propriedades de tensão para fibras de rami, fica claro a grande dispersão para os resultados obtidos com este tipo de fibras, a razão direta deste tipo de dispersão é em geral a falta de uniformidade das características da fibra, tais como diâmetro, densidade entre outras.

Tabela 5 – Propriedades de tensão da fibra de rami (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

Propriedade	Valores
Densidade (g/cm ³)	1,5
Resistência a Tensão (MPa)	627
Tensão Específica (MPa.cm ³ /g)	418
Tensão de Fratura (%)	2,7
Módulo de Young (GPa)	31,8
Energia para Fratura (J)	7,8

As propriedades de tensão para as fibras de rami foram compatibilizadas com uma distribuição de Weibull de dois parâmetros que é mostrado na equação 1.

$$W(X) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{X}{X_0}\right)^R\right] \quad (1)$$

Onde X é a resistência a tensão da fibra e $W(X)$ é a probabilidade que a resistência a tensão da fibra seja menor do que X , X_0 é o parâmetro de escala e R é o parâmetro de forma.

O gráfico da análise de Weibull aparece na figura 13 e demonstra que a distribuição de probabilidade de Weibull corrobora com os dados obtidos experimentalmente para as propriedades de tensão.

Segundo a análise estatística de Weibull a resistência a tensão foi calculada em 696,3 MPa.

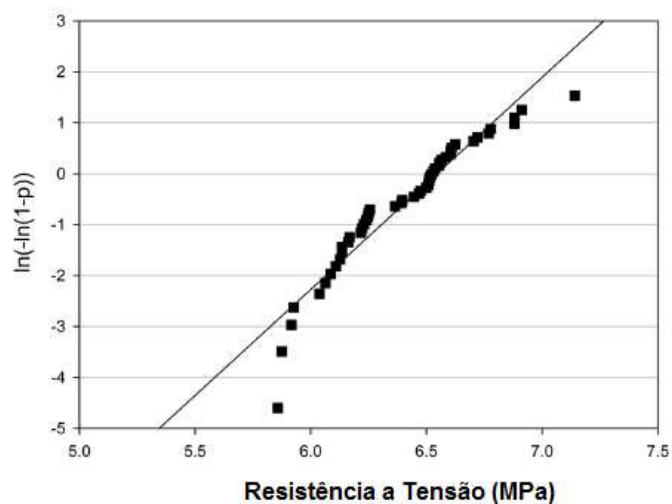


Figura 13 – Gráfico de Weibull para resistência a tensão em fibras de rami (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

Modificações nas propriedades mecânicas das fibras de rami foram investigadas quando estas passam por tratamentos térmicos, sobre várias faixas de temperatura e tempos de exposição.

As figuras 14 e 15 mostram os efeitos da temperaturas e do tempo de exposição a temperatura em na resistência a tensão e no modulo de Young.

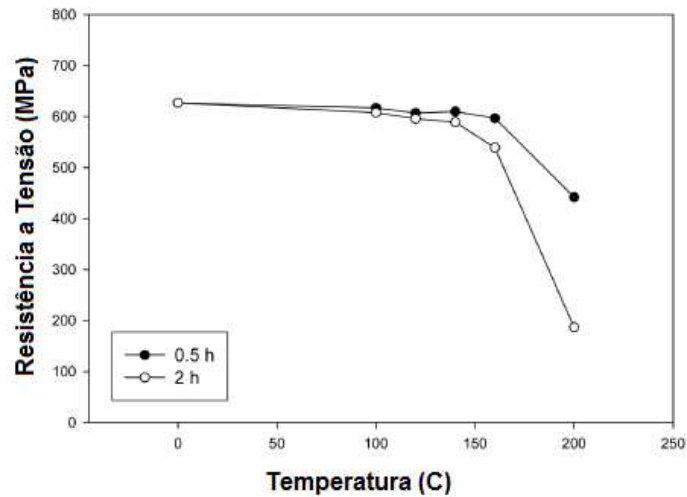


Figura 14 – Efeito do tratamento térmico sobre a resistência a tensão (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

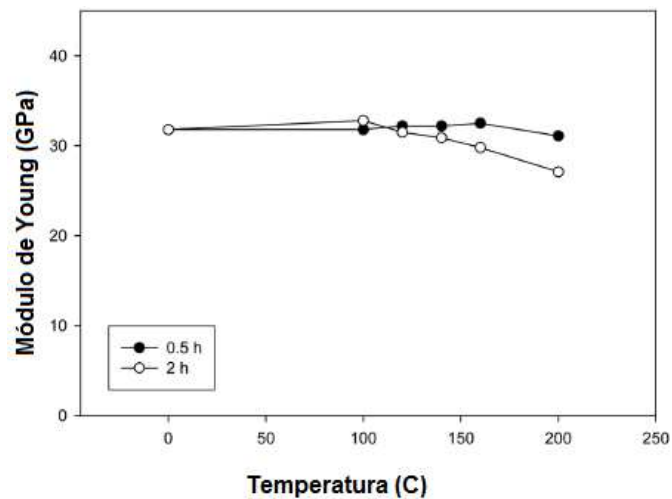


Figura 15 – Efeito do tratamento térmico sobre o módulo de Young (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

A tabela 6 apresenta a escala de Weibull e o parâmetro de forma para a fibra de controle (não tratada termicamente) e para as fibras termicamente tratadas de rami. Todas as fibras após o tratamento térmico mantiveram a característica de uma fratura frágil.

Tabela 6 – Escala e parâmetro de forma para fibras tratadas e não tratadas de rami (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

Tratamento em temperatura/tempo	Parâmetro de Escala (MPa)	Parâmetro de Forma
Controle (sem tratamento)	696.3	4.16
100 °C/0.5 h	711.7	5.83
100 °C/2 h	642.6	5.03
120 °C/0.5 h	639.1	5.23
120 °C/2 h	649.8	4.90
140 °C/0.5 h	656.5	4.31
140 °C/2 h	594.7	6.19
160 °C/0.5 h	667.9	4.37
160 °C/2 h	574.5	7.63
200 °C/0.5 h	459.7	7.40
200 °C/2 h	200.5	6.80

Para temperaturas acima de 160° C não se observa nenhuma diferença estatística quanto a resistência a tensão, independente do tempo de aquecimento. Já para o módulo de Young não ocorreram diferenças significativas entre fibras aquecida e fibras não aquecidas, entretanto o modulo se reduz acentuadamente a 200° C.

O comportamento de estabilidade térmica de fibras naturais lignocelulósicas se deve as paredes das células que se submetem a pirólise, entretanto com o aumento da temperatura as camadas externas contribuem com a formação de canais nas paredes celulares, uma vez formados esses canais insuflam o centro das fibras levando a degradação térmica, fenômeno que ocorre de forma muito marcante a temperatura de 200° C, esse processo pode ser visto na figura 16 que mostra um MEV de uma fibra de rami tratada a 200° C por 2 horas.

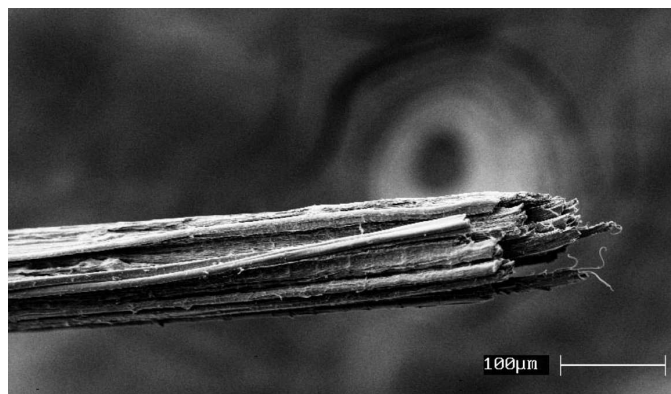


Figura 16 – Fibra de rami tratada termicamente a 200° C por 2 horas (Adaptado de NAM & NETRAVALI, 2006).

Conclusões:

No estudo apresentado as propriedades das fibras de rami foram estudadas como reforço para compósitos poliméricos amigáveis ao meio ambiente, gerando as seguintes conclusões:

- As fibras de rami tem diâmetro variável com media de 0,123mm a análise por MEV revelou uma estrutura fibrilar e que possui uma secção transversal bem irregular.
- As fibras de rami tem uma boa media de resistência a tensão em torno de 627 MPa, módulo de Young de 31,8 GPa e deformação até a fratura de 2,7% o que configuram propriedades específicas de tensão bem elevadas, logo essas fibras são boas candidatas a uso como reforço em compósitos poliméricos.
- Os tratamentos térmicos só começaram a causar efeito na fibra a partir de 160° C e as fibras de rami se mostraram com características hidrofílicas, entretanto o patamar de 200° C deve ser evitado para esse tipo de fibra.

2.9.5. Resultados do artigo Wood-based epoxy resins and the ramie fiber reinforced composites

Os autores Hajime Kishi e Akira Fujita da universidade de Hyogo, no estado de Himeji, no Japão, estão realizando estudos com a fibra de rami e materiais poliméricos, mais especificamente eles estão criando uma resina epóxi baseada em madeira e adicionando a esta resina tecido de fibras de rami para o reforço.

Para a criação da resina epóxi baseada em madeira utilizou-se um abeto alemão (*picea abies*) em forma de pó, particulado entre 20 e 80 mesh, essa madeira foi então liquefeita e a ela acrescentada reagente, sobre esse processo não ocorreram outros processos de purificação.

Para controle das propriedades na nova resina utilizou-se a resina ether diglicidil do bisfenol A, produzida e vendida pela Japan Epoxy Resin Inc.

Próximo passo foi à confecção de corpos de prova, em primeiro lugar filmes nas dimensões de 90 mm X 90 mm são impregnados com a resina, em

seguida o tecido de fibras de rami é cortado com as mesmas dimensões e são dispostas camadas, filme, fibra, filme fibra.

Em seguida uma forma de nylon é pensada à vácuo para gerar uma pré-compactação, o próximo passo é uma máquina de prensa e cura a quente. A cura ocorre sobre pressão de 10 MPa, sobre duas situações, 130° C por 4 horas ou então 140° C por 3 horas, as placas geradas são cortadas com serra de diamante para os ensaios.



Figura 17 – Resina epóxi baseada em madeira (adaptado de KISHI & FUJITA, 2008).

Na figura 17 podemos ver o resultado para a resina feita com base em madeira do abeto alemão. A análise pertinente neste ponto são as comparações dos corpos de prova confeccionados com os dois tipos de resina epóxi, a baseada em madeira, e a baseada em petróleo, ou seja, a ether diglicidil do bisfenol A.

O tecido de rami utilizado na fabricação pode ser visto na figura 18 e o padrão dos corpos de prova criados na figura 19, é interessante notas a similaridade aparente com compósitos com fibras sintética como fibras de carbono e Kevlar.



Figura 18 – Tecido de fibras de rami (adaptado de KISHI & FUJITA, 2008).



Figura 19 – Compósito com tecido de fibras de rami e resina epóxi baseada e madeira (adaptado de KISHI & FUJITA, 2008).

Foram testadas as propriedades de flexão da fibra de rami reforçando os dois tipos de matrizes, a figura 20 mostra os resultados obtidos para a resistência a flexão e para o módulo de flexão, com compósitos de tecido de fibras de rami, com epóxi de madeira e epóxi de petróleo.

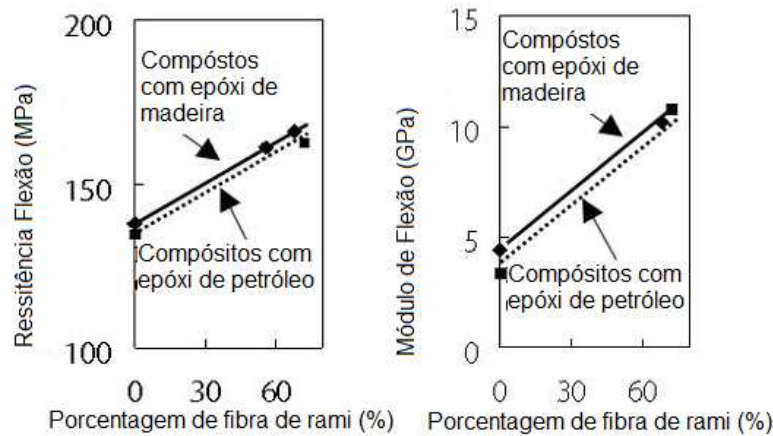


Figura 20 – Resistência a flexão e módulo de flexão de compósitos reforçados com tecido de fibra de rami (adaptado de KISHI & FUJITA, 2008).

Tanto a resistência a flexão quanto o módulo de flexão, aumentaram com o aumento da porcentagem de fibras de rami nos compósitos, entretanto, o aspecto mais relevante a ser visto é que para a resina ambientalmente correta, feita a base de madeira, os valores de resistência a flexão e de módulo de flexão, são similares e compatíveis, o que nos leva a conclusão que os materiais seriam extremamente similares quando relacionado às propriedades atingidas.

A superfície da fratura dos compósitos foi analisada em MEV para determinar a razão para o reforço, o processo de arrancamento das fibras é um tipo de indexador de adesão o que contribui para o reforço do material conforme aumentamos a quantidade de fibras incluídas na matriz.

A presença de moléculas de celulose e lignina na matriz epóxi feita a base de madeira pode explicar os resultados sensivelmente melhores que esses compósitos obtiveram em relação aos compósitos com resinas a base de petróleo.

Podemos ver a superfície do compósito e o mecanismo de reforço de forma clara nas imagens de MEV mostradas na figura 21.

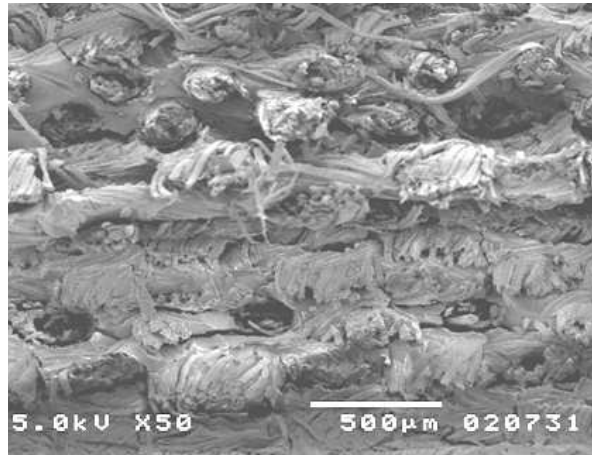


Figura 21 – MEV da área de fratura de um compósito de tecido de fibras de rami e resina epoxídica feita a base de madeira (adaptado de KISHI & FUJITA, 2008).

Um aspecto que merece atenção em relação ao trabalho realizado e a ausência de similaridade em publicações existentes até então, podemos afirmar que após pesquisa bibliográfica cautelosa não existe até então nada similar a esta pesquisa, onde as fibras de rami são combinadas com materiais poliméricos na tentativa de se encontrar um novo material com características mecânicas e físicas específicas inexistentes nos dias de hoje.

CAPÍTULO 3

3.1. MATERIAIS E MÉTODOS:

3.2. A fibra de rami

Um lote de cinco quilos com fibras longas de rami foi adquirido da firma Sisalsul Fibra LTDA, que comercializa o produto vindo diretamente do norte paulista e do sul de estados nordestinos como Pernambuco e Bahia. A figura 22 ilustra o aspecto das fibras de rami utilizadas em recentes publicações de pesquisa (MONTEIRO ET AL, 2008).



Figura 22 – Fibras longas de rami como comercializadas (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Do lote adquirido realizou-se uma: classificação em relação ao diâmetro, comprimento

3.3. Caracterização Dimensional da fibra de rami

Para a caracterização dimensional da fibra de rami 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 23. 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 noventa graus 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, característica da variabilidade de fibras naturais.

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 cálculo do diâmetro e comprimento médios.

Vale ressaltar que todas as medições realizadas com o projetor de perfil já haviam sido realizadas anteriormente com micrômetro o que gerou a possibilidade de uma comparação direta entre os equipamentos e a decorrente verificação do erro causado pelo equipamento manual.



Figura 23 - Projetor de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008)

3.4. Determinação da densidade da fibra

O próximo passo foi a pesagem das fibras em uma balança de precisão, da marca Inner Scan, do LAMAV na UENF, obtendo-se o peso para cada fibra analisada.

Com posse dos dados de comprimento e diâmetro calculou-se o volume de cada fibra.

Por fim, a densidade da fibra de rami foi determinada pela da relação:

$$\rho = \frac{P}{V} \quad (2)$$

Onde:

ρ = Densidade (g/cm³);

P = Peso do corpo de prova (g);

V = volume do corpo de prova (cm³).

3.5. Difração de Raios-X

A fibras de rami foram então analisadas em Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), para análise de sua microestrutura, e detalhamento de características individuais da fibra, a varredura se deu voltagem aplicada de 35 kV e a corrente de 40 mA.



Figura 24 – Difrator de raio-X Modelo Shimadzu XRD 7000 (Fonte própria).

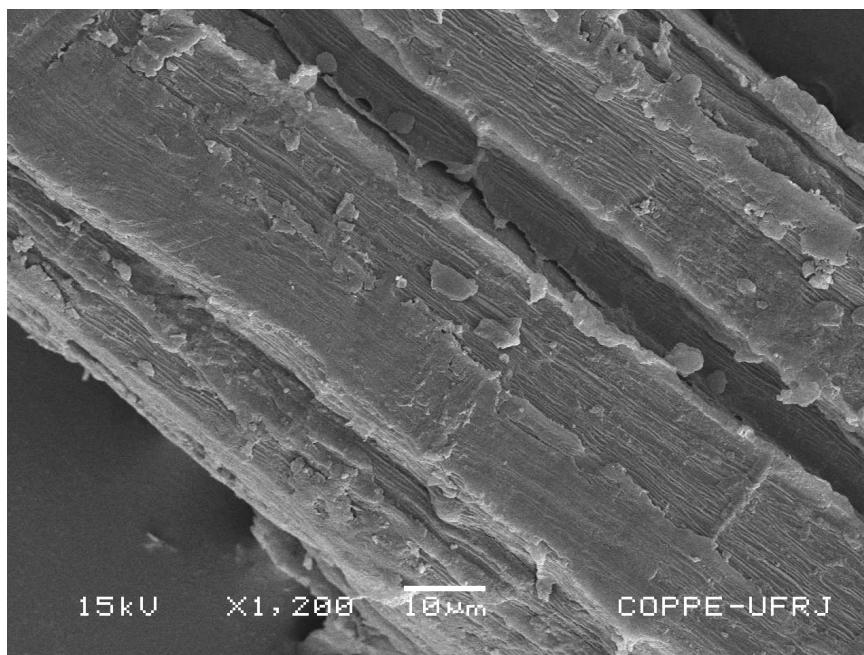


Figura 25 – MEV da fibra de rami com aumento de 1200 vezes (Adaptado de MONTEIRO ET AL 2008).

3.6. A matriz Polimérica

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

3.7. Resina Poliéster

Utilizou-se a resina poliéster insaturada ortoflálíca, 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.

3.8. 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 $\text{phr} = 13$ (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.

3.9. Preparação de Compósitos

3.9.1. Mistura e Homogeneização

Os compósitos foram preparados vertendo-se a resina poliéster ou epóxi sobre as fibras dispostas em moldes. Foram fabricados compósitos com fração de fibras variando de 0 a 30%, em fração volumétrica, e as fibras foram dispostas nos sentidos longitudinal e/ou transversal aos moldes.

Alguns ensaios como flexão estática, impacto izod e impacto charpy utilizaram matrizes metálicas para a conformação de placas que dariam origem as corpos de prova, essas matrizes possibilitaram o processo de prensagem, moldagem e cura correta dos compósitos.

Já outros ensaios utilizaram formas de silicone para obtenção dos corpos de prova, são exemplos destes o ensaio de DMA, e tração. No caso dos ensaios pullout tubos plásticos foram usados para criar os corpos de prova a serem ensaiados.

3.10. Prensagem de corpos de prova

Para os ensaios de impacto, tanto izod como charpy, placas retangulares de compósitos são criadas em moldes metálicos medindo 152 x 125 x 10 mm, como pode ser visto na figura 6b. Neste molde, as fibras de rami são colocadas, na quantidade desejada, paralelamente e em toda a extensão da largura de 125 mm do mesmo. Verti-se sobre essas fibras resina poliéster ou epóxi, misturada com o catalisador ou endurecedor.

Esta matriz é então selada com a tampa e se aplica pressão constante de uma tonelada, visando facilitar e garantir a correta impregnação das fibras, durante todo o processo de cura, que se dá à temperatura ambiente em um período não inferior a 24 horas.

Para corpos de prova de ensaio de flexão estática todo o processo de prensagem é bem similar, entretanto a matriz metálica tem proporções distintas, de 152 x 122 x 7 mm, como pode ser vista na figura 6a, para atender a norma padrão de corpos de prova de flexão.

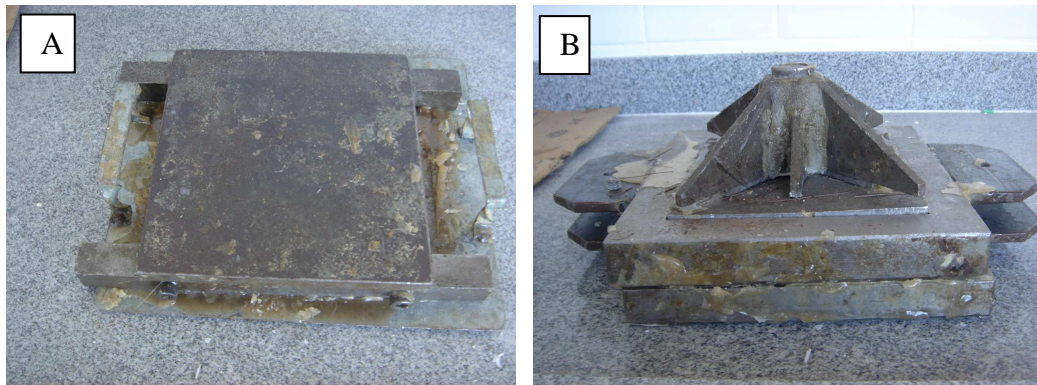


Figura 26 – Matriz de flexão e de impacto (Fonte própria).

3.11. Moldagem dos corpos em forma de silicone

Para os ensaios de tração, pullout e DMA foram utilizadas formas de silicone, projetadas de acordo com a norma específica de realização de cada um dos ensaios em questão.

Podemos ver na figura 27 abaixo o padrão utilizado em cada um dos três tipos de ensaio.

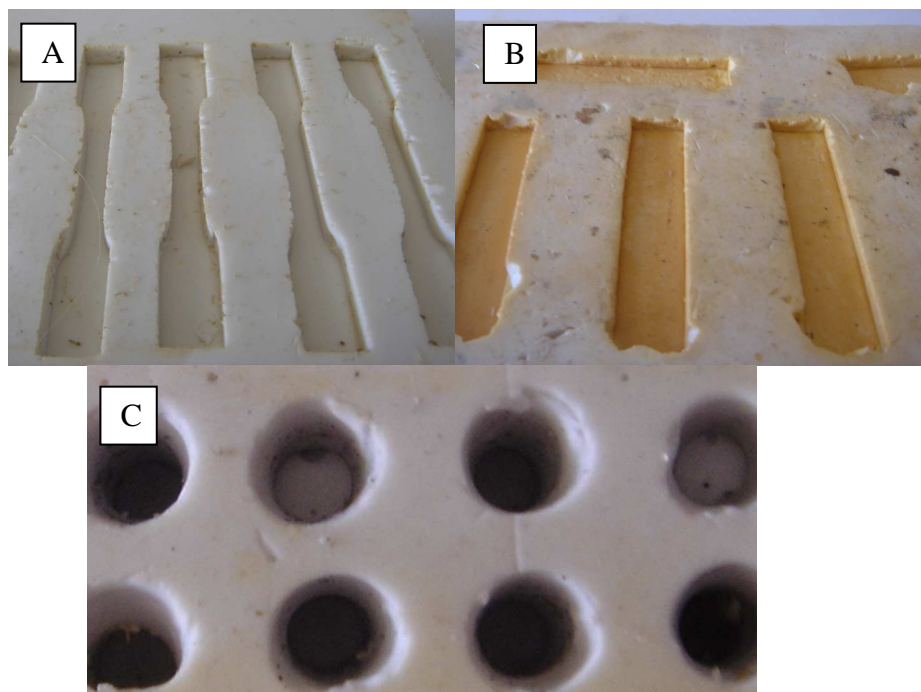


Figura 27 - Figuras dos moldes de silicone, (a) tração, (b) DMA e (c) pullout (Fonte própria).

3.12. Ensaio de flexão estático.

As placas de compósitos foram cortadas dando origem a seis corpos de prova para cada placa produzida, cada corpo de prova tinha dimensões 122 x 25x 7 mm.

Os corpos de prova foram ensaiados por flexão, usando a técnica de 3 pontos em máquina Instron modelo 5582 , conforme demonstrado abaixo na figura 28 com capacidade de 100 kV a uma taxa de deformação de $1,0 \times 10^{-2}$ por segundo.



Figura 28 – 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:

$$\sigma_m = \frac{3LQ_m}{2bd^2} \quad (3)$$

Sendo:

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

3.13. Ensaio de Impacto de Charpy e Izod

Novamente as placas geradas foram cortadas dando origem a seis corpos de prova com dimensões 125 x 12,7 x 10 mm para os ensaios Charpy e a 12 corpos de prova com dimensões 62,5 x 12,7 x 10 mm para os ensaios 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 29 apresenta uma imagem do pêndulo Charpy utilizado nas medidas de resistência ao impacto dos compósitos estudados.



Figura 29 – Pêndulo de impacto EMIC (Fonte própria).

3.14. Ensaio de Pullout

A proposta do ensaio de pullout foi avaliar o comprimento da fibra de rami 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 & 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 1 a 30 milímetros (1, 3, 5, 10, 15, 20, 30 mm) seguindo esquema mostrado na figura 30.

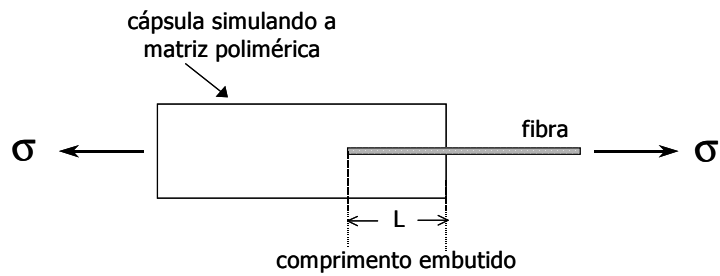


Figura 30 – Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de pullout (Adaptado de Kelly e Tyson, 1965).

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, como pode ser visto na figura 31. 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, 2006)).

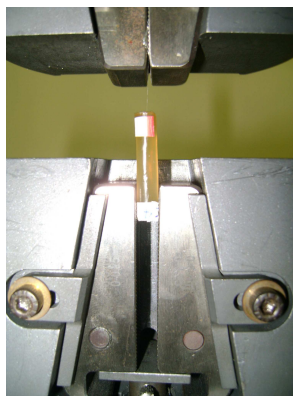


Figura 31 - Ensaio de pullout realizado em uma maquina Instron, modelo 1101 (Fonte Própria).

3.15. 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. Ensaios 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; MONTEIRO 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 & 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 32 ilustra o equipamento de DMA do Laboratório de materiais avançados LAMAV, UENF, utilizado neste trabalho.



Figura 32 - 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 °C,
- Força estática = 550 mN,
- Força dinâmica = 500 mN
- Taxa de aquecimento = 3 °C/min, sob fluxo de nitrogênio.

Fibras extraídas do caule do rami foram obtidas da empresa Sisalsul Indústria de fibras LTDA como um lote de 5 kg de fibras.

Corpos de prova retangulares com dimensões nominais de 50 x 13 x 5 mm foram utilizados nos ensaios de DMA. A fabricação destes corpos de prova iniciou-se com a colocação, separadamente, de 10, 20 e 30% em volume de fibras alinhadas segundo o comprimento de um molde de silicone. A resina poliéster ainda líquida, acrescida de 0,5% de catalisador à base de metil-etil-cetona, conforme indicado pelo fabricante, foi vertida sobre as fibras de rami dentro do moldes.

Este procedimento deu origem aos corpos de prova dos compósitos de fibras de rami reforçados com matriz de poliéster, entretanto o mesmo procedimento se repetiu com resina epóxi misturada a endurecedor na proporção estequiométrica.

Os corpos de prova, após colocação da resina no molde, foram curados à temperatura ambiente, cerca de 25°C por pelo menos 24 horas. A figura 33 mostra os aspectos dos corpos de prova de DMA utilizados no presente trabalho.

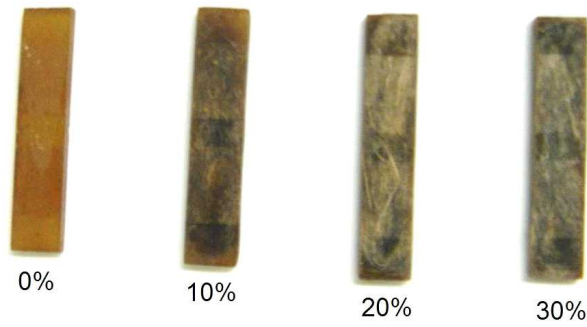


Figura 33 - Corpos de prova dos compósitos incorporados com diferentes frações de fibras de rami.

Cada corpo de prova, inclusive de pura resina poliéster, isto é, 0% de fibra, foi submetido a ensaio de DMA no módulo de flexão de três pontos em um equipamento da TA Instruments, modelo Q800, operando com frequência de 1 Hz a uma taxa de aquecimento de 3°C/min e sob fluxo de nitrogênio. Curvas de variação de E' , E'' e $\tan \delta$ com a temperatura foram simultaneamente registradas entre 20 e 180°C.

CAPÍTULO 4

4.1. RESULTADOS E DISCUSSÃO:

4.2. A caracterização das fibras:

Como já foi mencionado anteriormente no estudo, foi adquirido um lote de cinco quilos de fibras naturais de rami da empresa Sisalsul Comércio de Fibras e Cordoaria LTDA.

O primeiro procedimento com as fibra em mãos, passou a ser a caracterização das mesmas para obtenção de dados necessários para todo o estudo, tais como densidade média, comprimento médio, peso médio, diâmetro médio, volume médio e etc.

A primeira etapa para obtenção de tais dados foi a obtenção aleatória de cem (100) fibras dentre o lote adquirido.

Cada uma dessas fibras foi então medida quanto ao comprimento com paquímetro e pesada em uma balança de precisão e identificada com uma numeração correspondente.

O próximo passo consistiu em uma mediação do diâmetro das fibras na tentativa da obtenção do diâmetro médio de cada uma delas, essa medição foi realizada com o auxílio do micrômetro.

Cada fibra foi medida em sete pontos diferentes e aleatórios de sua circunferência, e cada medição foi repetida com a fibra rotacionada de 90° devido a características heterogêneas das fibras naturais, para se evitar erros na obtenção do diâmetro médio.

Após estes procedimentos pudemos obter os dados de diâmetro médio, peso e comprimento de cada fibra, o que nos levou ao cálculo do seu volume, e posteriormente a densidade média das fibras de rami.

Segundo a medição realizada a densidade média das fibras de rami é de 3,46 g/cm³, já os dados para comprimento médio 16,42 cm, o comprimento médio deu origem a um histograma de dispersão mostrado abaixo na figura 34.

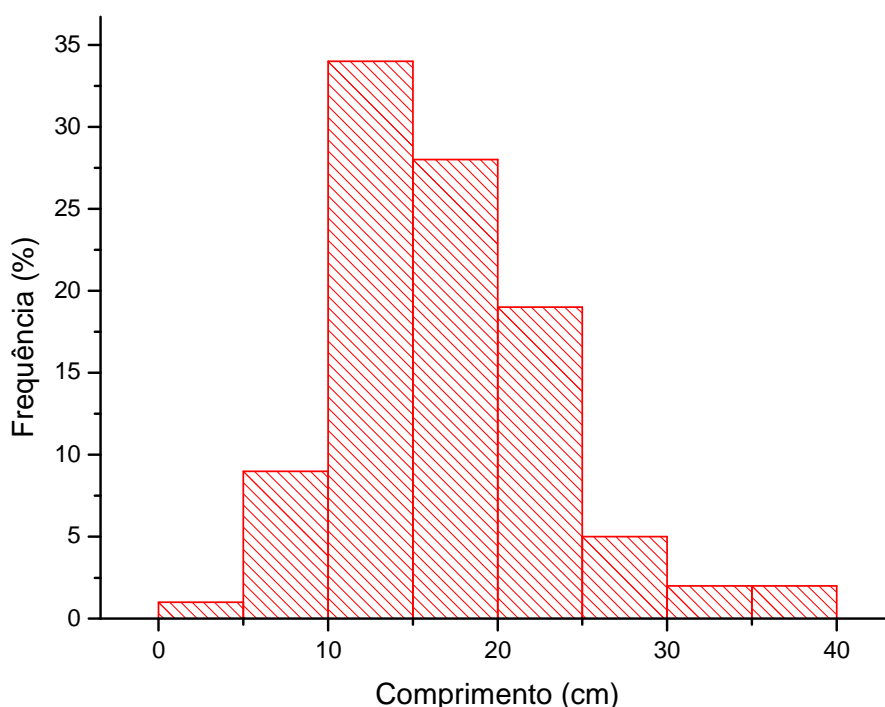


Figura 34 – Histograma com o valor com a frequência de comprimentos das fibras de rami (Fonte Própria).

Em seguida foi realizada a projeção em histograma do diâmetro médio para as fibras de rami, o valor médio para a mediação realizada com o micrômetro foi de 0,0915 mm, e o histograma descrito por essa medição pode ser visto na figura 35.

Entretanto a medição realizada com o micrômetro foi analisada como suspeita devido à necessidade do esmagamento da superfície da fibra pelo instrumento durante a medição, esta situação nos fornecia valores mais baixos do que os valores reais para o sistema.

Essa conclusão nos levou a utilizar um método adicional, que não esmagasse as fibras, para isso utilizamos o projetor de perfil, procedimento que analisa o diâmetro das fibras sobre uma luz projetada na direção de uma escala.

Essa segunda análise mostrou que conforme o diâmetro da fibra aumentava, aumentava também o erro causado pela medição com o micrômetro, para demonstrar tais resultados, foi então criado para as mesmas fibras, o fluxograma dos diâmetros medidos, visto na figura 36, e também um

gráfico de contra análise entre os diâmetros medidos com o projetor de perfil e com o micrômetro para as mesmas fibras como pode ser visto na figura 37.

Vale ressaltar que para as medições com o projetor de perfil a média dos diâmetros sobe para 0,0955 mm, uma diferença média de 4,37%.

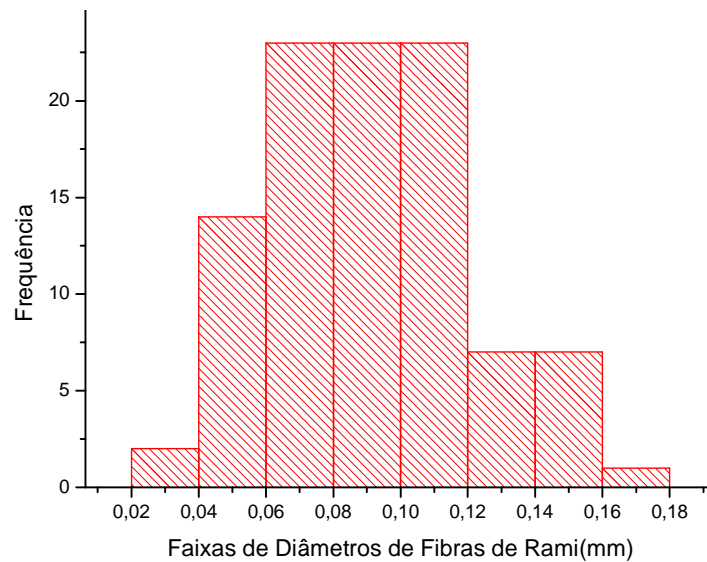


Figura 35 – Histograma do diâmetro médio das fibras de rami medido com Micrômetro (mm), (Fonte Própria).

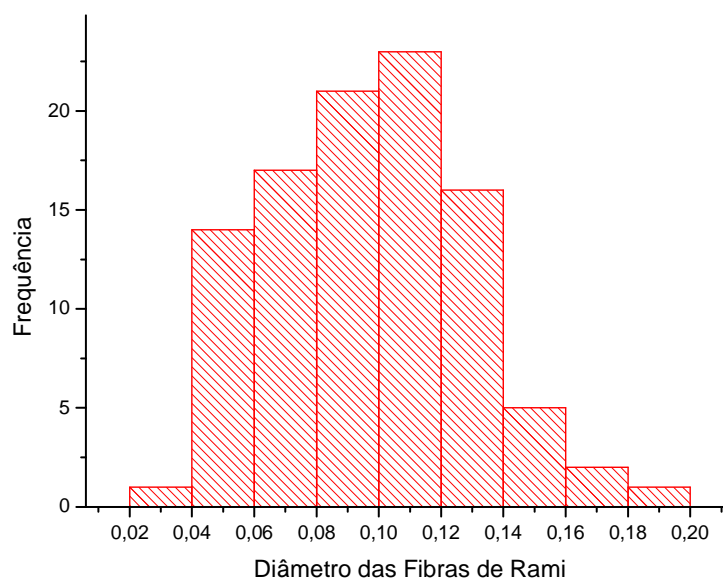


Figura 36 – Histograma do diâmetro médio das fibras de rami medido com Projetor de Perfil (mm), (Fonte Própria).

O gráfico 37 demonstra claramente a tendência de aumento de erro entre as medições de diâmetro com projetor de perfil e micrometro

conforme se aumenta o diâmetro da fibra, ou quanto mais grossa for a fibra medida com o micrômetro maior será o erro causado pela medição.

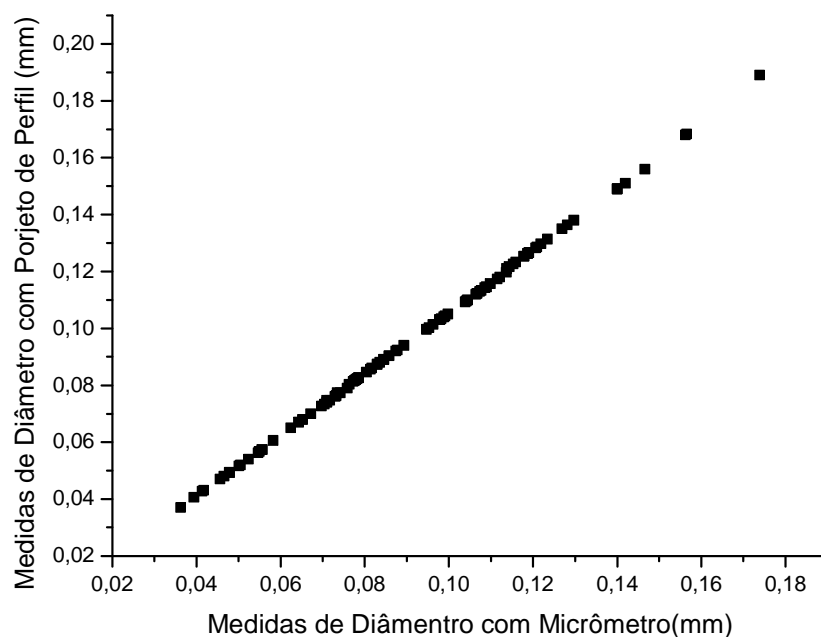


Figura 37 – Medidas de diâmetro (mm) utilizando o projetor de perfil e o micrômetro para as mesmas fibras, (Fonte Própria).

4.3. Ensaio Pullout com matriz de poliéster

Os resultados de mais de uma centena de ensaio de pullout estão resumidas na tabela 16 abaixo.

Tabela 16 - Média da resistência a tensão para cada comprimento de fibra de rami embebida em matriz poliéster (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

<i>L</i> (mm)	<i>Resistência a tensão</i> (MPa)
1	1069.3 ± 644.4
2	1462.4 ± 506.1
3	1176.1 ± 571.0
5	1539.8 ± 673.8
10	1448.0 ± 625.3
20	1588.7 ± 630.6
30	1688.9 ± 515.9

Além dos ensaios de pullout tradicionais foram realizados 25 ensaios em fibras soltas para caracterizar a resistência média à tração para fibras individuais de rami do lote em questão, esses ensaios nos geraram resultados que podem ser mostrados na fórmula abaixo com o devido desvio padrão associado:

$$\sigma_m = 1803,2 \pm 679,1 \text{ MPa} \quad (8)$$

Este resultado é bastante superior aos valores relatados na literatura para a resistência à ruptura das fibras de rami (SATYANARAYANA ET AL, 2007).

Uma possível razão para esta discrepância poderia ser o procedimento para a medição de diâmetro, que, neste trabalho, foi feito por projetor de perfil, que garante a melhor precisão.

O valor na eq. (8) acima, dentro do desvio padrão, é comparável aos obtidos para os ensaios de pullout apresentados na tabela 16. A partir dos dados nesta tabela, a variação da força de pullout com o comprimento da fibra incorporado a matriz, L, foi descrito na figura 65.

O gráfico composto por segmentos lineares vermelho nesta figura é conhecido como a curva de pullout. Além dos resultados de pullout, o gráfico da figura 65, também descreve com linhas azuis tracejadas horizontais os limites do valor da força de tração determinada pelo desvio padrão de equação 8.

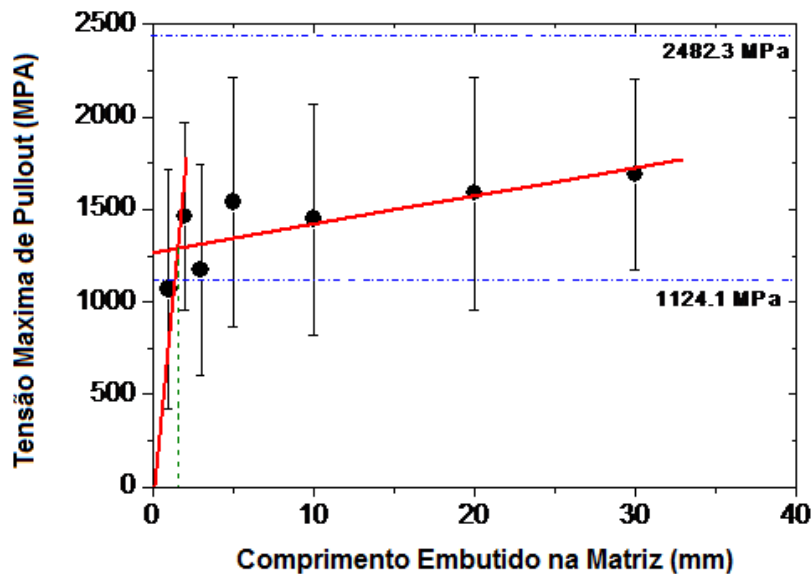


Figura 65 – Variação da tensão de Pullout conforme varia-se o comprimento de embutimento da fibra na matriz (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

O primeiro comentário a ser feito sobre o gráfico da figura 65 é a dispersão relativamente grande dada pelas barras de erro associadas ao desvio-padrão dos resultados obtidos. Esta é uma consequência das características heterogêneas intrínsecas de qualquer fibra natural (WAMBUA ET AL, 2003).

Como consequência, não importa quão grande poderia ser o número de amostras testadas para cada valor de L , uma dispersão considerável seria sempre encontrado. Apesar destas dispersões grande, há uma tendência na no gráfico da figura 65 de uma menor resistência ao arrancamento dos menores valores L .

Na verdade, presume-se que, para $L = 1$ mm ocorre o deslizamento da fibra para fora da matriz de poliéster sem o rompimento da fibra, então o comprimento crítico, ℓ_c , já teria sido alcançado.

Assim, seguindo um procedimento convencional (KELLY & TYSON, 1965), uma linha reta foi elaborado através de $L = 0$ com o melhor ajuste com os pontos para milímetros $L = 1$ e 2 . Esta linha intercepta a linha correspondente ao melhor ajuste linear para $L = 3, 5, 10, 20$ e 30 mm, em um ponto considerado como o comprimento crítico.

$$\ell_c = 1.6 \text{ mm} \quad (9)$$

Avaliação mais precisa do comprimento crítico talvez pudesse ser feita considerando de menor comprimento embutido. No entanto, a dispersão relativamente grande no limite estatístico faz dessa consideração, no caso das fibras de rami sem relevância. Com o valor de ℓ_c da eq. (9), pode-se calcular a resistência ao cisalhamento na fibra de rami / interface de poliéster, utilizando a eq. (10).

$$\tau_i = \frac{r \sigma_f}{2\ell_c} \quad (10)$$

Nesta equação o valor de r pode ser uma fonte de erro para as fibras naturais, já que a seção transversal não são, geralmente, circular. Além disso, a área resultante da fibra pode variar com formas e dimensões mais variadas possíveis (AQUINO ET AL, 2003)

Para o cálculo da resistência ao cisalhamento da interface utilizaremos os valores do raio médio $r = 0,055$ mm e os valores calculados correspondentes aos limites estatísticos de τ_i , desta forma chegamos ao seguinte resultado:

$$\tau_i = 3.10 \pm 1.17 \text{ MPa} \quad (11)$$

Comparando esses valores com outros demonstrados na literatura, podemos presumir que a interface fibra de rami/poliéster é relativamente mais forte O que corrobora com a tendência do uso de fibras lignocelulósicas como forma interessante de reforço em compósitos de matrizes poliméricas (MONTEIRO ET AL 2008).

Por exemplo, a interface fibra poliéster para piaçava pode alcançar $\tau_i = 2.8$ MPa (AQUINO ET AL, 2003), enquanto a interface fibra de sisal poliéster estima valores da ordem de $\tau_i = 2.2$ MPa (MONTEIRO ET AL, 2008). Como contraste as interfaces obtidas para fibras sintética como carbono vidro e aramida são bem mais fortes, como exemplo a interface fibra de vidro

polipropileno chega a $\tau_i = 15.2$ MPa e a interface fibra de carbono polipropileno chega a $\tau_i = 18.2$ MPa (YUE ET AL 1995).

As figuras 66 mostram por imagens de MEV o aspecto da fibra de rami antes e depois do teste, na figura 66(a) é importante notar a forma heterogênea que é característica das fibras naturais.

Na figura 66(b) é relevante verificar que dentre as inúmeras fibrilas, filamentos e fibras que foram arrancadas da matriz, podem ser vistos vestígios de resina poliéster na sua superfície fibrilar.

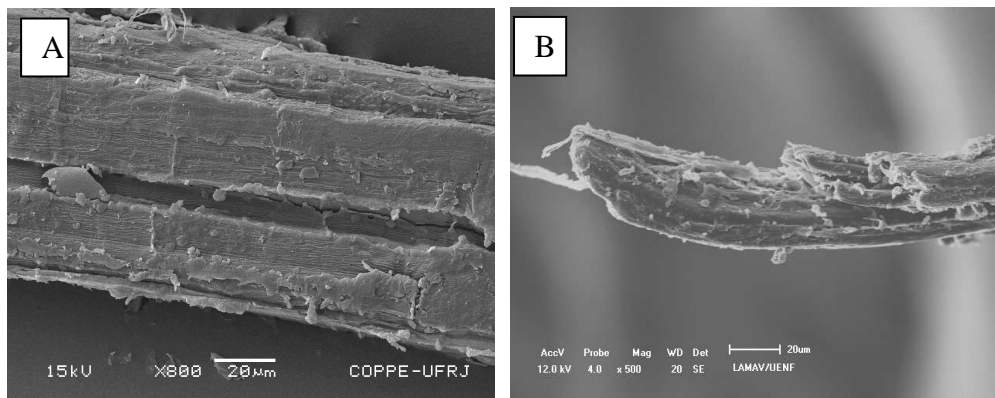


Figura 66 – Aspecto típico da fibra de rami (A) antes do ensaio e (B) depois do ensaio (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

O valor experimental determinado em nosso estudo para o comprimento crítico de fibras de rami embutidas em matriz de poliéster é de relevante interesse prático, já que as fibras naturais retiradas do caule do rami tem comprimento médio que atinge $l = 180$ mm, enquanto o comprimento crítico é muito menor, e atinge o padrão recomendado pela literatura para boa adesão, cerca de $l > 15 l_c$ (YUE ET AL, 1995), desta forma estas fibras são definidas como fibras longas e contínuas.

Devido a isso as fibras naturais de rami terão ação normalmente como fibras contínuas para aplicações de suporte de carga ou quando usadas para reforço em compósitos poliméricos.

4.4. Ensaio de flexão com poliéster:

A tabela 7 apresenta os valores de resistência à flexão, dada pela ruptura devido a estresse no ensaio de flexão de três pontos, e o deslocamento total até ruptura de compósitos com diferentes quantidades de fibras de rami.

Tabela 7 – Resistência a flexão deslocamento total para compósitos de fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL 2008).

Porcentagem de fibra de rami (% vol)	Resistência flexão até a ruptura (MPa)	Deslocamento total até ruptura (mm)
0	64.67 ± 30.23	4.98 ± 2.42
10	70.04 ± 14.80	6.35 ± 1.21
20	58.41 ± 10.36	20.79 ± 13.23 (3 corpos de prova não quebraram)
30	21.05 ± 12.02	(nenhum corpo de prova quebrou)

A figura 38 mostra, a partir dos resultados da tabela 7, a variação da resistência à flexão dos compósitos de poliéster com a quantidade de fibra de rami. Nesta figura, deve-se notar que a e força para ruptura aumenta ligeiramente quando a fração acrescentada de fibra de rami, a matriz de poliéster, é de 10%. No entanto, para maiores quantidades de incorporação de fibras, a resistência dos compósitos é significativamente reduzida.

Em particular, para 30% de fibras, a redução da força em relação ao valor alcançado para 10% em peso é da ordem de 70%.

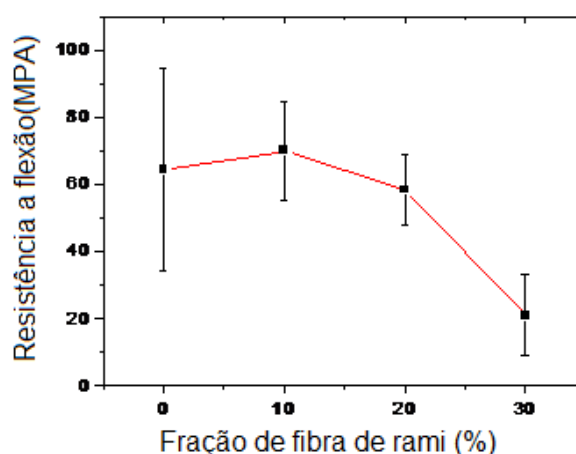


Figura 38 - Variação da resistência a flexão com a quantidade de fibras de rami em compósitos poliméricos (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Conseqüentemente, pode-se afirmar que as fibras de rami geram um comportamento distinto de outras fibras, como a juta, a piaçava e o curauá que melhoram a resistência conforme se acrescenta fibras (MONTEIRO ET AL, 2007).

Para as fibras de rami nota-se um pequeno acréscimo para a porcentagem de 10% de fibras na matriz polimérica, mas conforme esse valor aumenta ocorre à redução da resistência a ruptura como ficou claro na figura 38.

Na verdade, a razão para este desempenho inferior dos compósitos de fibra de rami no teste de flexão pode ser explicada pela forma como a natureza da interação matriz de fibra afeta o comportamento de ruptura.

Para corpos de prova de poliéster pura, ou seja, 0.% de fibras de rami, a fratura devido a flexão, ocorre por uma ruptura transversal no ponto médio, onde a máquina de teste comprime o espécime.

Para corpos de prova com acréscimo de 10% de fibras de rami a ruptura é também transversal, mas as fibras agem como um obstáculo para a propagação de trincas através da matriz de fibra de rami e poliéster. Isso aumenta a resistência ao composto.

Entretanto, para maiores quantidades de fibras, 20 a 30 %, a ruptura não é necessariamente nucleadas no ponto médio. A área muito maior interfaces de fibra/matriz tende a permitir a nucleação de fissuras, em seguida essas se propagam entre a superfície da fibra e da matriz de poliéster.

Este será um caminho de propagação preferencial, devido à baixa tensão interfacial de cisalhamento entre a fibra de rami e a matriz de poliéster (MONTEIRO ET AL, 2005).

A conseqüência, a ocorrência da laminação, ou seja, a ruptura longitudinal predomina em associação com menor valor para a tensão de ruptura. Isto significa que as fibras não estão mais bloqueando fendas transversais na matriz. Muito ao contrário, a superfície da fibra está ajudando fraturas a serem nucleadas e a se propagarem longitudinalmente através da interface com a matriz.

A figura 39 mostra, por MEV, a superfície de fratura típicas de uma ruptura transversal para corpo de prova de resina pura, ou seja, 0% de fibra de

rami. Com menor aumento na figura 39(a) podemos ver uma ruptura clássica de uma única trinca percorrendo a matriz, já com maior ampliação, a figura 39(b), deixa clara imperfeições da estrutura, provavelmente criadas durante o processo ruptura pela propagação das trincas pelo poliéster puro.

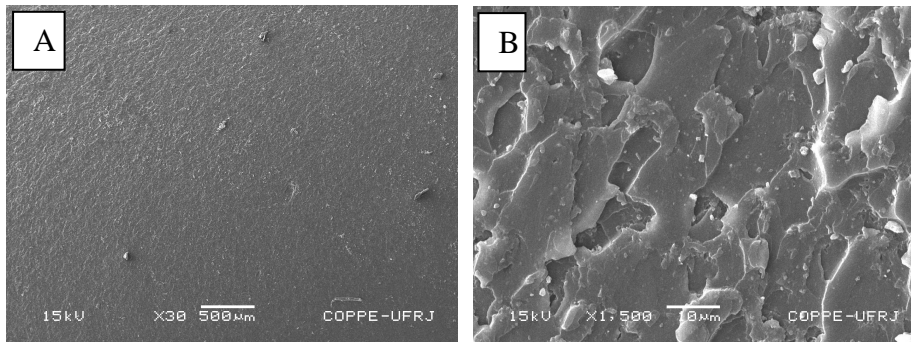


Figura 39 - Fractografia do poliéster pura, (a) aspecto geral e (b) detalhe do padrão típico associado com a propagação de trincas transversais (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

A figura 40 mostra fractografias em MEV de uma ruptura típica para compósitos com 10% de fibra de rami. Nesta figura, pode-se observar, com menor ampliação, figura 40(a), a matriz de poliéster fraturado transversalmente com fibras arrancadas e vazios correspondentes aos buracos de onde outras fibras foram puxadas para fora.

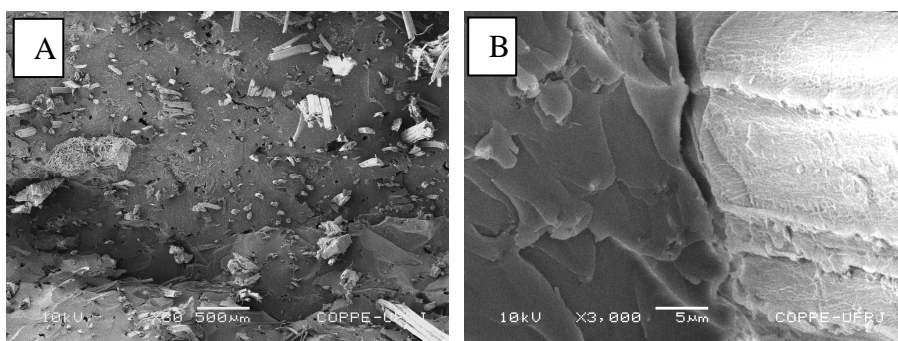


Figura 40 - Fractografias da fratura de uma corpo de prova com 10% de fibras de rami acrescentadas. A imagem (a) com menor aumento mostra a visão geral da fratura enquanto a imagem (b) com maior aumento deixa clara o descolamento de fibras na interface (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Com maior aumento, figura 40(b), é revelado que a interface entre a fibra de rami e da matriz de poliéster não é contínua. Na verdade, a maioria da interface apresenta evidências de descolagem na forma de uma separação da superfície da fibra e da matriz de poliéster. Isto é certamente devido à tensão de cisalhamento interfacial encontrada para este tipo de composto.

Já a figura 41 mostra uma fractografia de uma ruptura típica para compósitos acrescidos de 30% de fibra de rami, menor ampliação, a figura 41(a), pode-se ver o aspecto geral de uma ruptura longitudinal, que é característica da delaminação da amostra. Com maior aumento, a figura 41(b), há outra evidência de descolamento interfacial, gerando a delaminação, que é associada com a resistência muito baixa tensão de cisalhamento (MONTEIRO, ET AL 2005).

A diferença com relação à fratura de corpos de prova com 10% de fibra na figura 40 é a maior participação da superfície da fibra no processo de ruptura. Isto é associado com uma maior área de ruptura, paralela à direção das fibras de alinhamento, bem como uma maior absorção de energia mecânica.

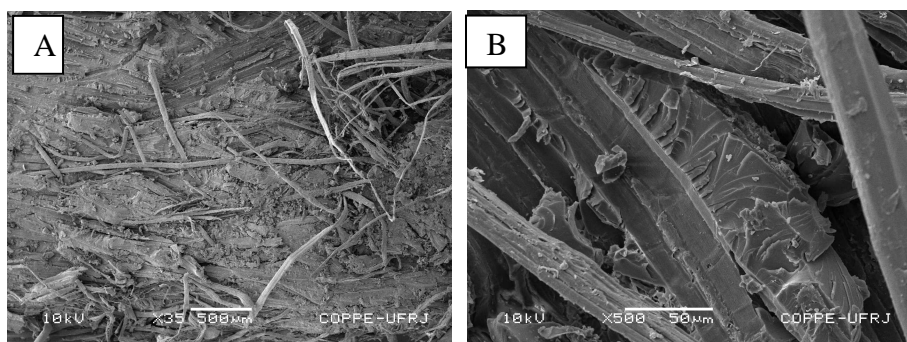


Figura 41 - Fractografias por MEV da fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami; (a) vista geral e (b) detalhe da interface fibra/matriz demonstrando o descolamento longitudinal (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Finalmente, é relevante discutir as implicações destes dois modos de ruptura para a resposta mecânica dos compósitos.

A ruptura que se inicia dentro da matriz de poliéster e propaga-se transversalmente ao alinhamento das fibras, figura 40, corresponde a um

mecanismo de reforço efetivo. Este tipo de fratura permite uma melhora na resistência do compósito, como mostrado para os corpos de prova com acréscimo de 10% de fibra de rami.

Em contrapartida, uma ruptura que inicia na interface fibra / matriz e propaga-se longitudinalmente entre a superfície da fibra e poliéster, figura 41, corresponde a um mecanismo de maior absorção de energia mecânica. Este forma de ruptura não fornecerá reforço para o composto, como revelado pela menor resistências dos corpos de prova acrescidos de 20 e 30% de fibra de rami.

No entanto, uma ruptura longitudinal melhora sensivelmente a deformação, fator que é medido pelo deslocamento total na ruptura. Na verdade os corpos de prova com 30% de fibra de rami não romperam, nem quebraram apesar de toda extensão de deformação.

4.5. Ensaio de flexão com epóxi:

A tabela 8 apresenta os valores de resistência à flexão, gerada pelo ensaio de flexão em três pontos, com diferentes quantidades de fibras de rami.

Tabela 8 – Resistência a flexão para compósitos epoxídicos com fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL 2008).

<i>Quantidade de fibra de rami (Vol %)</i>	<i>Resistência a flexão(MPa)</i>
0	60.6 ± 14.9
10	76.2 ± 2.2
20	91.9 ± 7.1
30	113.4 ± 8.4

A figura 42 mostra, a partir dos resultados da tabela 8, a variação da resistência à flexão dos compósitos de epóxi de acordo com a variação da quantidade de fibra de rami. Nesta figura, deve-se notar que a resistência do

compósito aumenta significativamente quando a quantidade de fibras de rami incorporadas na matriz de epóxi também aumenta.

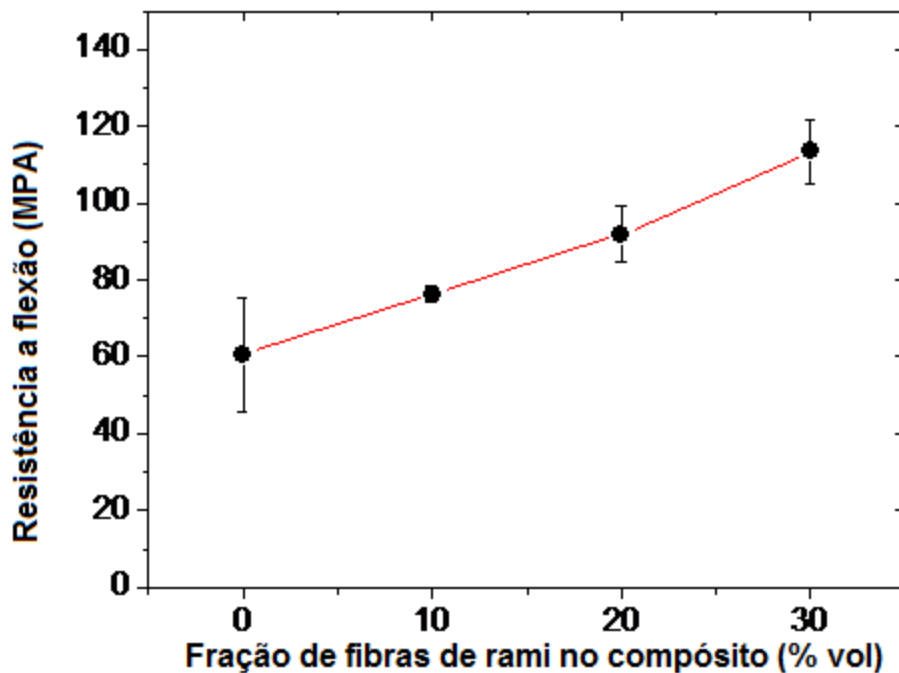


Figura 42 - Variação da Resistência a flexão com a variação da porcentagem de fibras de rami no compósito (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Conseqüentemente, as fibras de rami, semelhante a outras fibras lignocelulósicas melhora sensivelmente a resistência de compósitos de epóxi, como visto na figura 42.

Na verdade, a razão para este desempenho superior dos compósitos de fibra de rami no ensaio de flexão pode ser explicada pela natureza da interação matriz/fibra, e como esta afeta o comportamento de ruptura.

Para o epóxi puro, ou seja, 0% de fibra, a ruptura se dá através da flexão que resulta em uma ruptura transversal no ponto médio do corpo de prova, onde a máquina de teste comprime o espécime.

Para os compósitos de fibra de rami, a ruptura é também transversal, mas a fibra age como um obstáculo para a propagação de trincas através da matriz epóxi o que aumenta a resistência ao composto.

A figura 43 mostra fractografias em MEV típicas de uma ruptura de um corpo de prova acrescido de 30% de fibras de rami. Nesta figura, pode-se observar, com menor ampliação, na figura 43(a), a matriz de epóxi fraturada a

transversalmente, com fibras que escorregaram da matriz e vazios correspondentes aos buracos de onde fibras foram puxadas para fora.

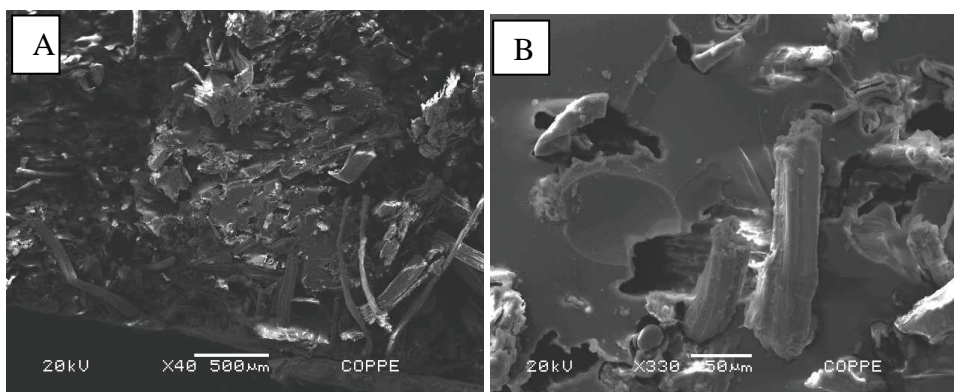


Figura 43 – Fractografias da fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami; (a) vista geral da fratura e (b) detalhe do descolamento na interface fibra/matriz (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Com maior aumento, na figura 43(b) é revelado que a interface entre a fibra de rami e da matriz epóxi não é contínua. Na verdade, a maioria da interface apresenta evidências de descolagem na forma de separação fibra/matriz

Isto é certamente devido ao estresse de cisalhamento interfacial baixa encontrada para este tipo de compósito (MONTEIRO ET AL, 2005).

Finalmente, é relevante discutir as implicações desta modalidade de ruptura quando relacionada ao comportamento mecânico dos compósitos de fibra de rami.

A ruptura que se inicia dentro da matriz epoxídica se propaga transversalmente ao alinhamento das fibras, como vimos nas figuras 43, isso corresponde a um mecanismo de reforço efetivo. Este modo de fratura permite uma melhora substancial na resistência a flexão do material, como mostrado para o compósito com acréscimo de 30% de fibras de rami.

4.6. Ensaio de impacto charpy em matriz de poliéster:

A variação da energia específica (J/m) obtida em ensaios Charpy em função da percentagem em volume das fibras de rami nos compósitos com

matriz poliéster está mostrada na figura 44. Nota-se nesta figura que a incorporação de fibras de rami aumenta substancialmente a tenacidade do compósito, medida pela energia absorvida no impacto do martelo Charpy.

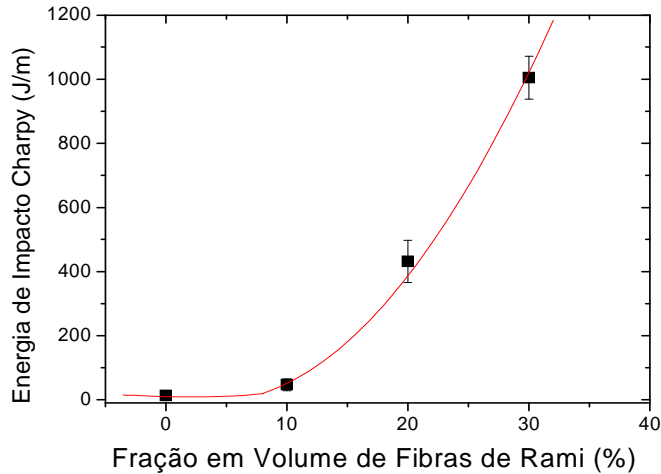


Figura 44 – Variação da energia de impacto Charpy de compósitos de poliéster com fração em volume de fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2008).

Dentro dos limites das barras de erro, associadas ao desvio padrão, o aumento da energia na figura 44 corresponde a uma relação exponencial entre a energia de impacto, E , e a fração de fibras de rami, F :

$$E = 2,68 \cdot \exp(F) \quad (4)]$$

É importante notar que a dispersão dos valores da energia, representada na figura 44 pelas barras de erro, aumenta com a fração de fibra de rami. Esta imprecisão nos valores é reconhecida como uma característica própria das fibras lignocelulósicas (PAIVA JÚNIOR ET AL, 2005).

O comportamento obtido para a tenacidade ao entalhe dos compósitos com matriz poliéster reforçada com fibras de rami é consistente com outros resultados de impacto envolvendo tanto fibras sintéticas (FU ET AL, 1999) quanto fibras naturais (LEÃO ET AL, 1998).

Na verdade, no caso das fibras de rami têm-se os maiores valores, como visto na figura 44 acima, até agora obtidos em ensaios de impacto Charpy de compósitos poliméricos.

A tabela 9 apresenta valores da tenacidade ao impacto obtidos para compósitos com diferentes matrizes poliméricas reforçadas com diversas fibras naturais. No presente trabalho, utilizando-se fibras contínuas e alinhadas de rami, os níveis alcançados são bem superiores a todos os outros indicados até agora na literatura. Estes valores podem dar uma idéia comparativa da maior tenacidade de compósitos, quando reforçados com fibras contínuas e alinhadas de rami.

Em confronto com compósitos de matriz polimérica reforçados com outras fibras naturais (MONTEIRO ET AL, 2008), a tabela 4 mostra que os valores alcançados para compósitos com fibras contínuas de rami na figura 23 superam em muito os de todas as outras. A razão para este desempenho pode ser explicada através das características da fratura.

Yue ET AL (1995) sugerem que uma baixa resistência interfacial fibra/matriz contribui para uma ineficiente transferência de esforço da matriz para a fibra, resultando assim em maior energia absorvida no impacto. Por outro lado, existe outro fator que também contribui para a maior tenacidade associada ao reforço de fibras contínuas e alinhadas de rami na matriz polimérica. Este fato é uma consequência da resistência ao dobramento destas fibras.

Tabela 9 – Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2008).

Compósito	Fibra (% em Volume)	Tipo de Ensaio	Tenacidade ao Impacto (J/m)
Rami	30(contínua)	Charpy	1005
Curauá/Poliéster	40 (contínua)	Charpy	170
Piaçava/Poliéster	40 (contínua)	Charpy	94
Curauá/PP	50 (picada)	Izod	54
Madeira/PP	50 (picada)	Izod	28
Coco/PP	50 (picada)	Izod	46
Linho/PP	50 (picada)	Izod	38
Juta/PP	50 (picada)	Izod	39
Sisal/PP	50 (picada)	Izod	51

Características micro-estruturais da ruptura dos corpos de prova estão apresentadas na figura 45. Nesta figura, exemplos típicos das duas partes de corpos de prova rompidos após o impacto Charpy estão relacionados com a percentagem em volume de fibra de rami 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 frágeis, 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 ET AL, 1995).

Embora pareça paradoxal, uma baixa resistência interfacial acarreta em maior tenacidade, pois gera maior área de fratura e, conseqüentemente, maior energia absorvida no impacto.

Para frações volumétricas de fibra de rami de 20 e 30%, figura 45, os corpos de prova nem sequer foram rompidos no impacto. Isto se deve à elevada resistência à tração da fibra de rami (SATYANARAYANA ET AL 2007), 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 no gráfico da figura 44.

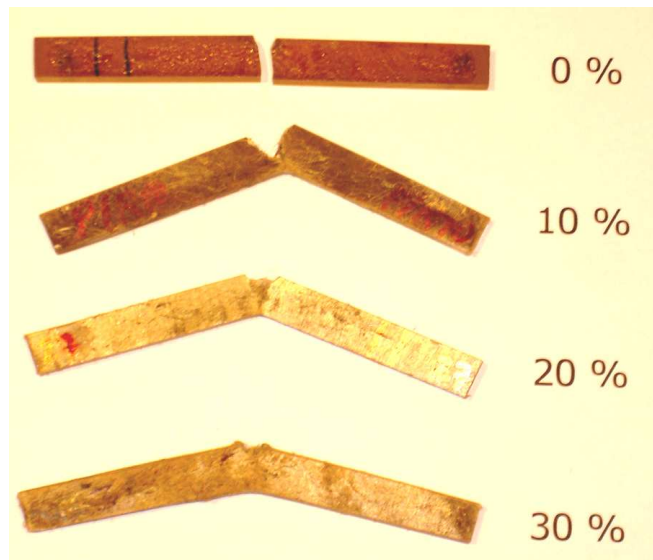


Figura 45 – Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Charpy (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2008).

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 rami. Em relação à resina pura, figura 46, o aspecto da fratura é típico do poliéster. Com menor aumento, figura 46(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 figura 46(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, como já havia sido sugerido (MONTEIRO ET AL 2006).

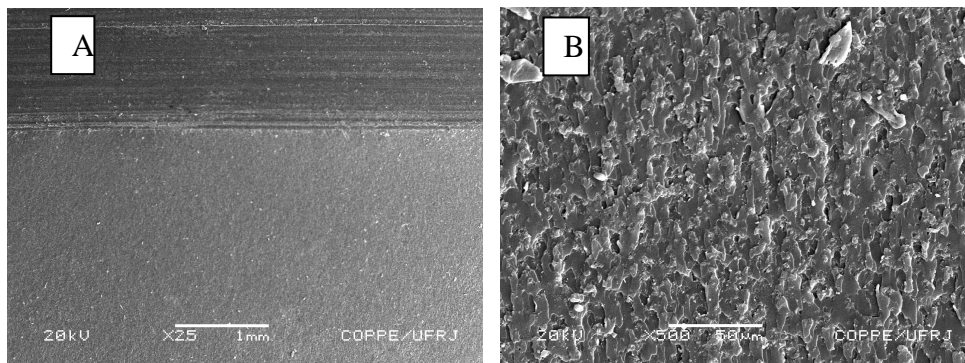


Figura 46 – Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura; (b) detalhe da ruptura (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2008).

A Figura 47 apresenta por MEV detalhes da superfície rompida por impacto Charpy de um corpo de prova com 30% em volume de fibras de rami.

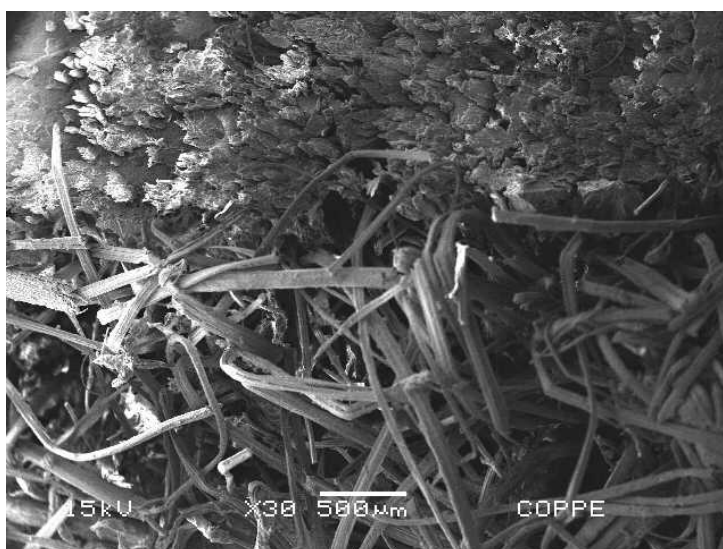


Figura 47 – Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% em volume de fibra de Rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2008).

É importante notar na figura 47, observada na região em que a fratura propagou-se seguindo a interface fibra/matriz, 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 superficial de ruptura dos compósitos como consequência do reforço das fibras contínuas e alinhadas de rami, justifica a elevada energia absorvida no impacto, bem como seu aumento com a fração de fibra.

4.7. Ensaio de impacto charpy em matriz de epóxi:

O resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy dos compósitos de matriz epoxídica reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de rami estão apresentados na tabela 10.

Tabela 10 - Energia de impacto Charpy para compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Fração volumétrica da fibras de rami (%)	Energia de impacto Charpy (J/m)
0%	12,43 ± 0,98
10%	45,00 ± 6,38
20%	101,80 ± 34,65
30%	211,71 ± 23,90

A partir dos dados da tabela 10 construiu-se a curva de variação da energia absorvida no impacto Charpy em função do volume relativo de fibras de rami na matriz epoxídica mostrada na figura 48.

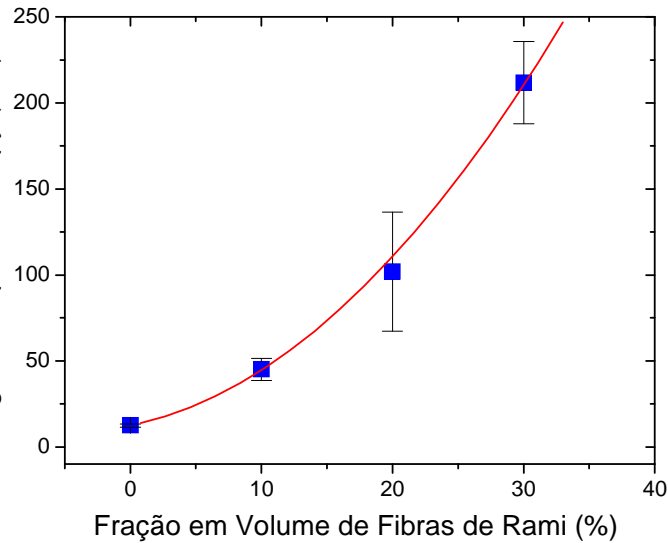


Figura 48 – Variação da energia de impacto Charpy de compósitos epoxídicos com fração em volume de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Nesta figura observa-se o aumento marcante na energia de impacto Charpy com a fração volumétrica de fibras de rami. Também é importante notar que os pontos referentes aos compósitos possuem barras de erro, referentes ao desvio padrão, relativamente grandes. Isto se deve à natureza heterogênea das fibras naturais, o que acarreta substancial dispersão nas propriedades dos compósitos por elas reforçados (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

Mesmo considerando as barras de erro, é possível interpretar o aumento da energia de impacto, isto é, da tenacidade dos compósitos na figura 48, como variando de forma exponencial com a fração volumétrica de fibras de rami. Uma linha passando pela média dos pontos demonstra esse crescimento exponencial. A interpretação matemática para este crescimento corresponde, preliminarmente, a equação:

$$E_e = 13 \exp 0,10F \quad (5)$$

Onde E_e é a energia absorvida pelo compósito com matriz epoxídica no impacto Charpy em J/m e F a fração volumétrica de fibras de rami em percentagem. Um comportamento exponencial para a energia absorvida no

impacto Charpy em compósitos também reforçados com fibra de rami foi apresentado em recente publicação (MONTEIRO ET AL, 2008).

Nesse trabalho (MONTEIRO ET AL, 2008), a matriz era poliéster e não epóxi como no presente caso. Entre o desempenho do compósito com matriz poliéster do trabalho anterior e este com matriz epóxi, uma diferença marcante foi encontrada, sendo a matriz de poliéster, reforçada com a mesma quantidade de fibras de rami, quase cinco vezes mais tenaz que a matriz epóxi do presente trabalho. De fato, a equação para energia de impacto Charpy dos compósitos de poliéster, E_p , reforçadas com fibra de rami traduz esta diferença:

$$E_p = 2,7 \exp 0,14F \quad (6)$$

Em qualquer dos casos, matriz de poliéster (MONTEIRO ET AL, 2008), ou de epóxi do presente trabalho, o reforço com fibras de rami aumenta consideravelmente a resistência do compósito. Na realidade como mostrado na tabela 11, utilizando-se fibras longas e alinhadas para os compósitos de rami obtêm-se tenacidades ao impacto relativamente superiores a compósitos com outras fibras.

Tabela 11 – Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Compósitos com 30% de fibras	Tipo de Impacto	Tenacidade ao Impacto(J/m)
rami/epóxi	Charpy	211,7
rami/poliéster	Charpy	1004,8
coco/poliéster	Charpy	241,2
coco/epóxi	Charpy	174,7
curauá/poliéster	Charpy	169,7
curauá/epóxi	Charpy	103,2

Outro aspecto importante de ser comentado é a característica macroscópica da ruptura dos corpos de prova após o ensaio. A figura 49 abaixo ilustra a característica típica de ruptura dos corpos de prova de compósitos de epóxi com diferentes frações incorporadas de fibras de rami. Nesta figura está mostrado que o corpo de prova com 30% de fibras de rami, ou seja, aquele com maior tenacidade, não foi separado em duas partes após o

impacto. Na verdade, para alguns destes corpos de prova o impacto do martelo Charpy não provocou ruptura transversal à sua maior dimensão, isto é, à direção de alinhamento das fibras.

Isto indica que a trinca nucleada no entalhe, propaga-se no início transversalmente pela frágil matriz epoxídica. Até 20% de fibras de rami a trinca procede pela matriz até total ruptura. Entretanto com 30% de rami, a trinca é bloqueada pelas fibras e a ruptura passa a ocorrer longitudinalmente pela interface fibra/matriz. O corpo de prova então se curva em torno da cabeça do martelo, mas não se separa devido à flexibilidade das fibras que não são rompidas. Pelo fato de não ocorrer ruptura total, figura 49, para o corpo de prova com 30% de fibra subestima-se a tenacidade do compósito. Caso todas as fibras fossem rompidas, levando o corpo de prova a separar-se em duas partes a energia absorvida seria ainda maior.

A razão para se ter uma trinca nucleada no entalhe, mudando sua trajetória ao atingir as fibras de rami, e passando a se propagar pela interface com a matriz é devido à baixa resistência interfacial. Isto é consequência da incompatibilidade causada pelo fato das fibras lignocelulósicas serem hidrofóbicas enquanto a matriz polimérica é hidrofóbica (BLEDZKI & GASSAN, 1999).

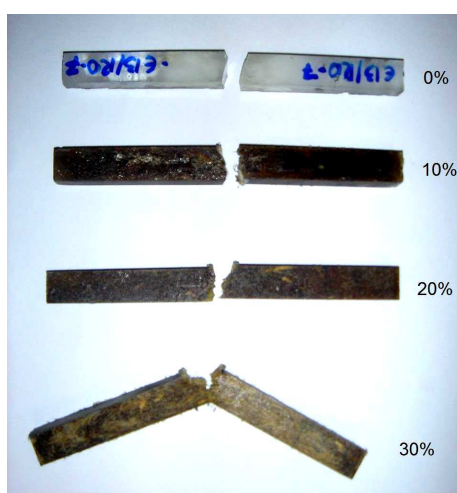


Figura 49 – Corpos de prova típicos de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Charpy (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Observações por MEV nas figuras 50(a) e 50(b) permitem ter uma melhor compreensão do mecanismo responsável pelo aumento exponencial, demonstrado no gráfico da figura 48, da tenacidade dos compósitos epoxídicos com a quantidade de fibra de rami. Inicialmente, as figuras 50. apresentam a superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra). Com pequeno aumento, figura 50(a), observa-se logo abaixo do entalhe, uma superfície aparentemente lisa, correspondente à fratura transversal através da frágil da resina epóxi. Esta figura sugere que uma única trinca propagou-se rompendo o corpo de prova. Com maior aumento, figura 50(b), tem-se as marcas características da superfície rompida pela passagem de uma única trinca através de pequenos defeitos na estrutura da epóxi, como bolhas de ar introduzidas na fabricação do corpo de prova.

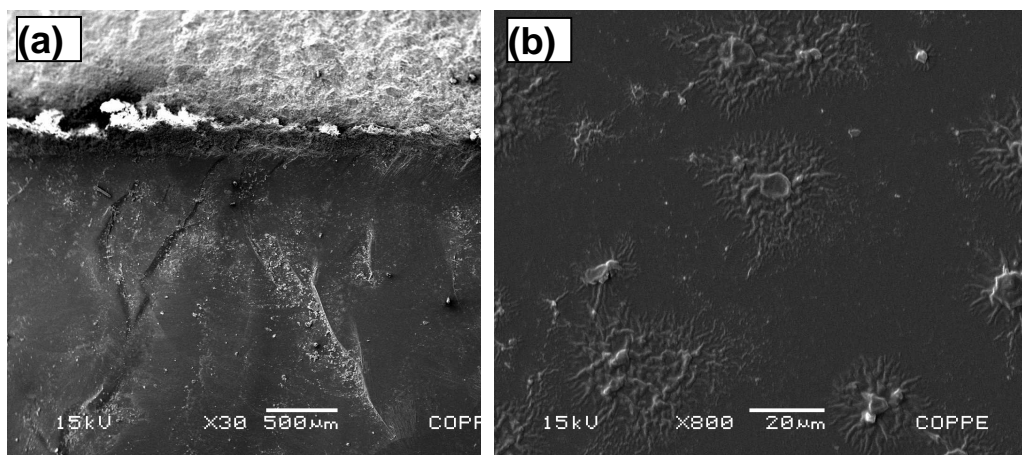


Figura 50 – Superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra de rami): (a) Vista geral com baixo aumento e (b) detalhes com maior aumento (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Como exemplo para um compósito, as figuras 51 apresentam a superfície de fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami na matriz epoxídica. Com baixo aumento, figura 51(a), observa-se, na parte superior, a faixa horizontal do entalhe com evidências das fibras seccionadas pela fresa. Na parte inferior, a fratura por impacto mostra sinais de adesão entre as fibras de rami e a matriz epoxídica. Algumas fibras estão descoladas da matriz e outras foram rompidas no impacto. Nota-se uma tendência da

ruptura ter ocorrido longitudinalmente através da interface fibra/matriz. Com maior aumento, figura 51(b), são mostrados detalhes desta ruptura longitudinal onde a área de fratura está associada à longa superfície das próprias fibras embutidas na resina epóxi.

Este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura por trincas que, devido à baixa tensão de cisalhamento interfacial, propagam-se preferencialmente entre a superfície das fibras de rami e a matriz epoxídica (YUE ET AL, 1995).

Isto resulta em uma área longitudinal de fratura relativamente grande se comparada à fratura transversal dos corpos de prova com até 20% de fibra de rami. Em conseqüência tem-se maior energia de impacto para romper uma área comparativamente maior como indicado por Yue ET AL (1995). Resultados similares foram encontrados em compósitos de matriz poliéster reforçadas com fibra de rami (MONTEIRO ET AL, 2008). Isto indica que a fibra de rami, além de resistente, proporciona elevada tenacidade às matrizes poliméricas por ela reforçadas.

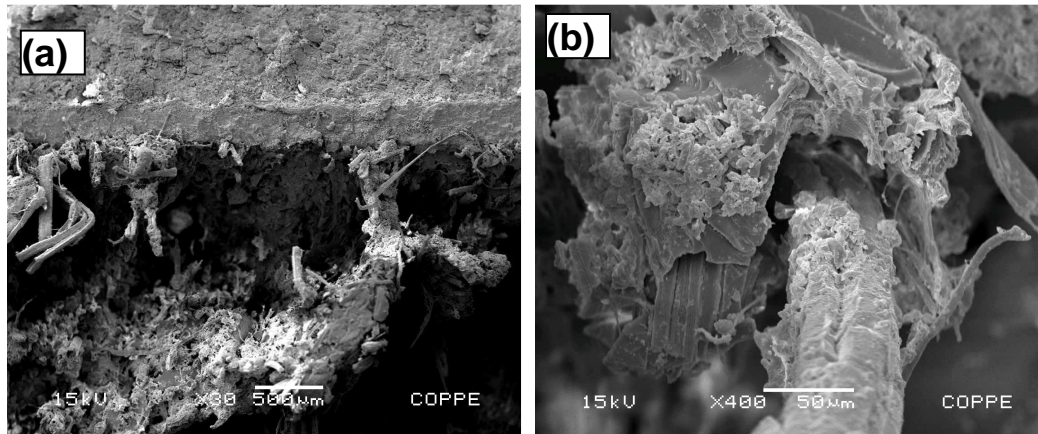


Figura 51 – Superfície de fratura do corpo de prova do compósito epoxídico com 30% de fibras de rami (a) Vista geral com baixo aumento; (b) detalhes com maior aumento (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

4.8. Ensaio de impacto Izod em matriz de poliéster:

Os resultados dos ensaios de impacto em termos de média e de desvio padrão da energia absorvida para cada compósito estão mostrados na tabela 12.

Tabela 12 – Energias de impacto Izod para compósitos poliéster com fibra de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Porcentagem de Fibra de Rami	Energia (J/m)
0	15,33 ± 0,52
10	84,60 ± 37,75
20	463,60 ± 140,82
30	537,60 ± 101,14

A variação da energia de impacto Izod com a fração em peso das fibras de rami nos compósitos está apresentada na figura 52. Nesta figura, observa-se que a incorporação de fibra de rami aumenta consideravelmente a tenacidade do compósito. Este aumento, dentro dos limites do desvio padrão, pode ser considerado como exponencial até o máximo de 30% de fibra. Na realidade o aumento exponencial ocorre dentro de uma extensa faixa indicada pelas linhas do gráfico da figura 52, passando pelos limites de precisão das barras de erro.

É importante também 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).

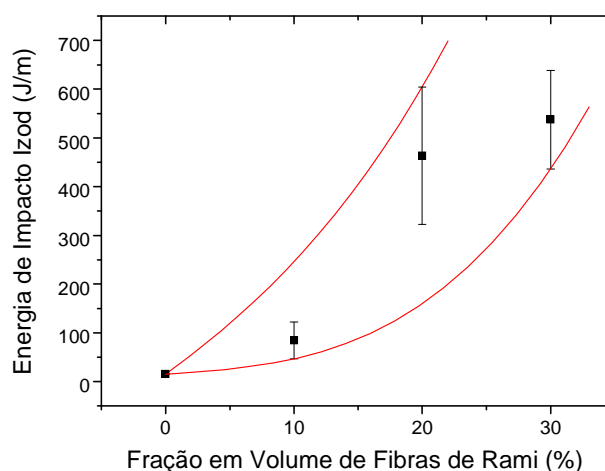


Figura 52– Variação da energia de impacto Izod com a fração de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

A curva mostrada na figura 52 é consistente com resultados da literatura, já que o reforço de fibras, tanto sintéticas (YUE ET AL, 1995) quanto naturais (SATYANARAYANA ET AL, 2007) aumenta a tenacidade ao impacto de compósitos com matriz polimérica. A tabela 13 apresenta valores da tenacidade ao impacto obtida em corpos de prova entalhados para compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras naturais.

Tabela 13 – Valores de tenacidade ao impacto de fibras naturais (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Compósito	Fibra (% em peso)	Martelo	Tenacidade ao Impacto (J/m)
Rami/Poliéster	30(continua)	Izod	580
Curauá/PP	50 (picada)	Izod	54
Madeira/PP	50 (picada)	Izod	28
Coco/PP	50 (picada)	Izod	46
Linho/PP	50 (picada)	Izod	38
Juta/PP	50 (picada)	Izod	39
Sisal/PP	50 (picada)	Izod	51

No presente trabalho, utilizando-se fibras contínuas e alinhadas de rami, os níveis alcançados são bem superiores aos indicados na literatura (LEÃO AT AL, 1998) para tenacidade ao entalhe obtida por impacto Izod em compósitos com matriz de polipropileno, PP, reforçada com 50% de outras fibras.

Obviamente a matriz, PP é diferente da matriz de poliéster usada no presente trabalho, porém podem dar uma idéia comparativa da maior tenacidade de compósitos, quando reforçados com fibras contínuas e alinhadas de rami.

Em confronto com compósitos de matriz polimérica reforçados com outras fibras naturais picadas (LEÃO ET AL, 1998), a Tabela 13, mostra que os valores alcançados para compósitos com fibras contínuas, tanto de rami no gráfico da figura 52, quanto de piaçava (MONTEIRO ET AL, 2006), superam em muito todas as outras. A razão para este desempenho pode ser explicada através das características da fratura.

Yue ET AL, (1995) sugerem que uma baixa resistência interfacial fibra/matriz contribui para uma ineficiente transferência de esforço da matriz para a fibra, resultando assim em maior energia absorvida no impacto. Por outro lado, existe outro fator que também contribui para a maior tenacidade associada ao reforço de fibras contínuas e alinhadas de rami na matriz polimérica. Este fato é uma consequência da resistência ao dobramento destas fibras.

A figura 53 abaixo mostra que, macroscopicamente, a incorporação da fibra de rami 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 ET AL, 1995).

Embora pareça paradoxal, uma baixa resistência interfacial acarreta em maior tenacidade, pois gera maior área de fratura e, conseqüentemente, maior energia absorvida no impacto.

Para frações de fibra de rami de 20 e 30%, figura 53 os corpos de prova nem sequer foram rompidos no impacto. Isto se deve à elevada resistência à tração da fibra de rami, 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 Izod não pode ser comparado com outros em que o corpo de prova é totalmente rompido. Entretanto, a não ocorrência de ruptura no impacto indica uma elevada tenacidade do compósito já que, caso ocorresse a ruptura, a energia absorvida seria ainda superior.



Figura 53 – Aspectos macroestruturais da ruptura por impacto Izod de compósitos de matriz poliéster com diferentes frações volumétricas de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

A análise da microestrutura por MEV na região de fratura resultante do impacto Izod permitiu melhor compreensão dos mecanismos responsáveis pela elevada tenacidade dos compósitos reforçados com fibras de rami.

Em relação à resina pura, as figura 54 demonstram, o aspecto da fratura típico do poliéster. Com menor aumento, a figura 54(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 figura 54(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.

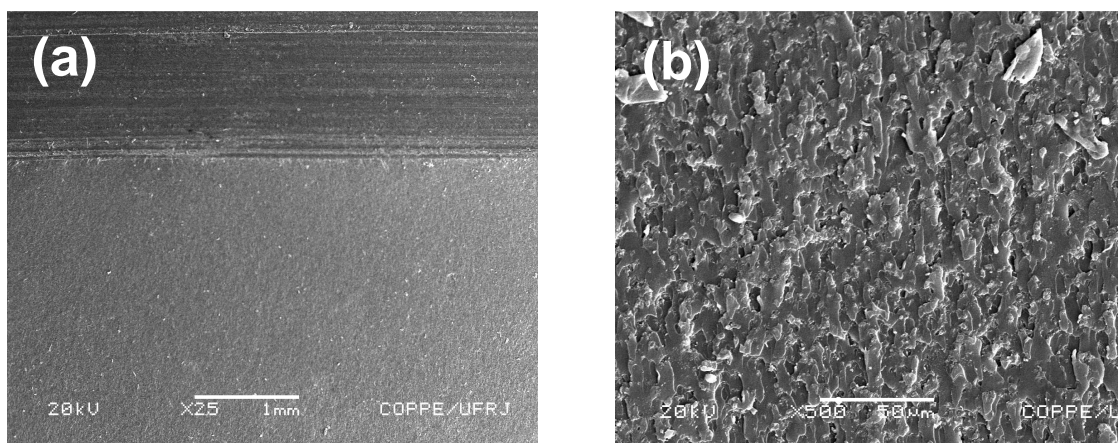


Figura 54 – Fratura por impacto do corpo de prova de resina poliéster pura. (a) visão do entalhe e da superfície transversal de ruptura; (b) detalhe da ruptura (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

A Figura 55(a) com menor aumento, apresenta por MEV aspectos gerais da superfície rompida por impacto Izod de um corpo de prova com 30% em volume de fibras de rami reforçando matriz poliéster.

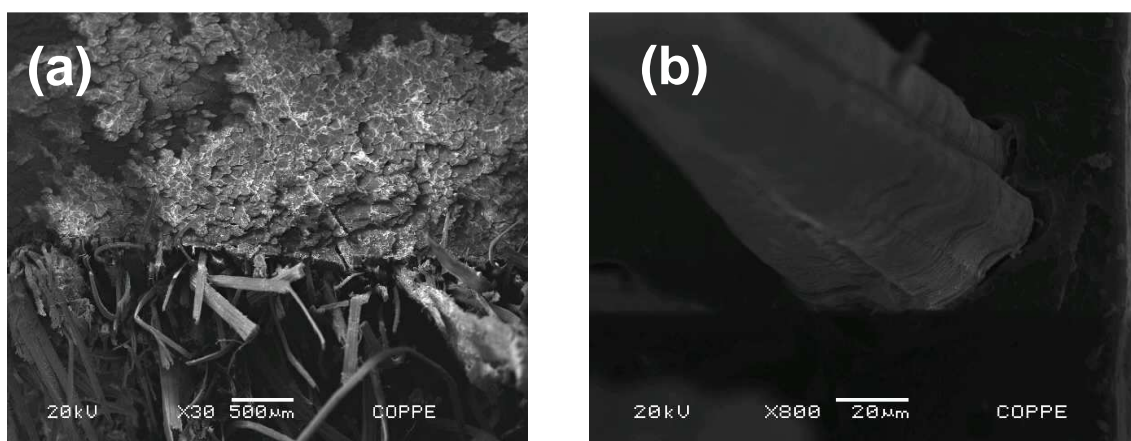


Figura 55 – Fratura por impacto do corpo de prova do compósito com 30% em volume de fibra de rami, (a) com menor aumento (30x) e (b) com maior aumento (800x), (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

É importante notar que na figura 55(b), observada com maior aumento na região em que a fratura propagou-se seguindo a interface fibra/matriz, existem 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 (MONTEIRO ET AL 2008).

A maior área longitudinal de ruptura dos compósitos como consequência do reforço das fibras contínuas e alinhadas de rami, justifica a elevada energia absorvida no impacto, bem como seu aumento com a fração de fibra.

4.9. Ensaio de impacto Izod em matriz de Epóxi:

O resultados obtidos nos ensaios de impacto Izod dos compósitos de matriz epoxídica reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de rami estão apresentados na Tabela 14.

Tabela 14 – Energia de impacto Izod para compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2009).

<i>Fração volumétrica da fibras de rami</i> (%)	Energia de impacto Izod (J/m)
0%	39 ± 12,74
10%	144,4 ± 28.19
20%	235.06 ± 28,75
30%	353,38 ± 46,29

A partir dos dados da Tabela 14, construiu-se a curva de variação da energia absorvida no impacto Izod em função do volume relativo de fibras de rami na matriz epoxídica mostrada na figura 56.

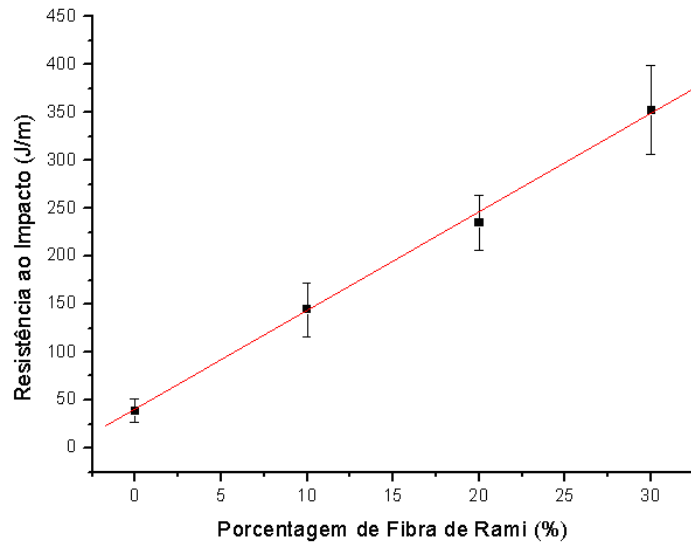


Figura 56 – Variação da energia de impacto Izod de compósitos epoxídicos com fração em volume de fibras de rami (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2009).

Nesta figura observa-se o aumento marcante na energia de impacto Izod com a fração volumétrica de fibras de rami. Também é importante notar que os pontos referentes aos compósitos possuem barras de erro, referentes ao desvio padrão, relativamente grandes. Isto se deve à natureza heterogênea das fibras naturais, o que acarreta substancial dispersão nas propriedades dos compósitos por elas reforçados.

Mesmo considerando as barras de erro, é possível interpretar o aumento da energia de impacto, isto é, da tenacidade dos compósitos na figura 56, como variando de forma linear com a fração volumétrica de fibras de rami. Uma linha passando pela média dos pontos demonstra este crescimento. A interpretação matemática para este crescimento corresponde, preliminarmente, a equação:

$$E_e = 10,48F + 19 \tag{7}$$

Onde E_e é a energia absorvida pelo compósito com matriz epoxídica no impacto Izod em J/m e F a fração volumétrica de fibras de rami em percentagem.

Fica clara então a natureza de reforço menos eficaz deste compósito, já que quando comparada com reforço de fibras de rami em matriz poliéster, ensaiado em impacto Izod o resultado atingido alcança valores muito mais elevados pra resistência ao impacto (MONTEIRO ET AL, 2008). Entre o desempenho do compósito com matriz poliéster do trabalho anterior (MONTEIRO ET AL, 2008).

Em qualquer dos casos, matriz de poliéster ou de epóxi do presente trabalho, o reforço com fibras de rami aumenta consideravelmente a resistência do compósito. Na realidade como mostrado na tabela 15, utilizando-se fibras longas e alinhadas para os compósitos de rami obtêm-se tenacidades ao impacto relativamente superiores a compósitos com outras fibras.

Tabela 15 – Valores de tenacidade ao impacto de compósitos reforçados com fibras lignocelulósicas (Adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Compósitos com 30% de fibras	Tipo de Impacto	Tenacidade ao Impacto(J/m)
rami/epóxi	Izod	353,38
rami/poliéster	Charpy	1004,8
coco/poliéster	Charpy	241,2
coco/epóxi	Charpy	174,7
curauá/poliéster	Charpy	169,7
curauá/epóxi	Charpy	103,2

Outro aspecto importante de ser comentado é a característica macroscópica da ruptura dos corpos de prova após o ensaio. A figura 57 ilustra a característica típica de ruptura dos corpos de prova de compósitos de epóxi com diferentes frações incorporadas de fibras de rami. Nesta figura está mostrado que os corpos de prova com 20% e 30% de fibras de rami, ou seja, aquele com maior tenacidade, não foram separado em duas partes após o impacto. Na verdade, para alguns destes corpos de prova o impacto do martelo Izod não provocou ruptura transversal à sua maior dimensão, isto é, à direção de alinhamento das fibras.

Isto indica que a trinca nucleada no entalhe, propaga-se no início transversalmente pela frágil matriz epoxídica. Até 10% de fibras de rami a trinca procede pela matriz até total ruptura. Entretanto com 20% e 30% de rami, a trinca é bloqueada pelas fibras e a ruptura passa a ocorrer longitudinalmente pela interface fibra/matriz. O corpo de prova então se curva em torno da cabeça do martelo, mas não se separa devido à flexibilidade das fibras que não são rompidas. Pelo fato de não ocorrer ruptura total, figura 57, para o corpo de prova com 20% e 30% de fibra subestima-se a tenacidade do compósito. Caso todas as fibras fossem rompidas, levando o corpo de prova a separar-se em duas partes a energia absorvida seria ainda maior.

A razão para se ter uma trinca nucleada no entalhe, mudando sua trajetória ao atingir as fibras de rami, e passando a se propagar pela interface com a matriz é devido à baixa resistência interfacial. Isto é consequência da incompatibilidade causada pelo fato das fibras lignocelulósicas serem hidrofóbicas enquanto a matriz polimérica é hidrofóbica.

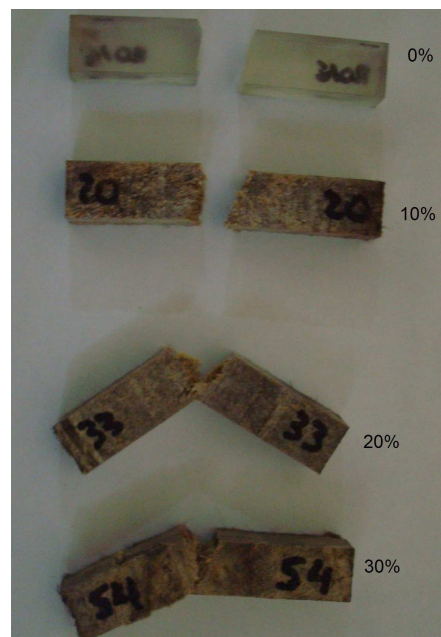


Figura 57 – Corpos de prova típicos de compósitos de matriz epóxi com diferentes frações volumétricas de fibra de rami, rompidos por impacto Izod (MONTEIRO ET AL, 2009).

Observações por MEV nas figuras 58 e 59 permitem ter-se melhor compreensão do mecanismo responsável pelo aumento expressivo,

demonstrado no gráfico da figura 56, da tenacidade dos compósitos epoxídicos com a quantidade de fibra de rami. Inicialmente, a figura 58 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra). Com pequeno aumento, figura 58(a), observa-se logo abaixo do entalhe, uma superfície aparentemente lisa, correspondente à fratura transversal através da frágil da resina epóxi. Esta figura sugere que uma única trinca propagou-se rompendo o corpo de prova. Com maior aumento, figura 58(b), tem-se as marcas características da superfície rompida pela passagem de uma única trinca através de pequenos defeitos na estrutura da epóxi, como bolhas de ar introduzidas na fabricação do corpo de prova.

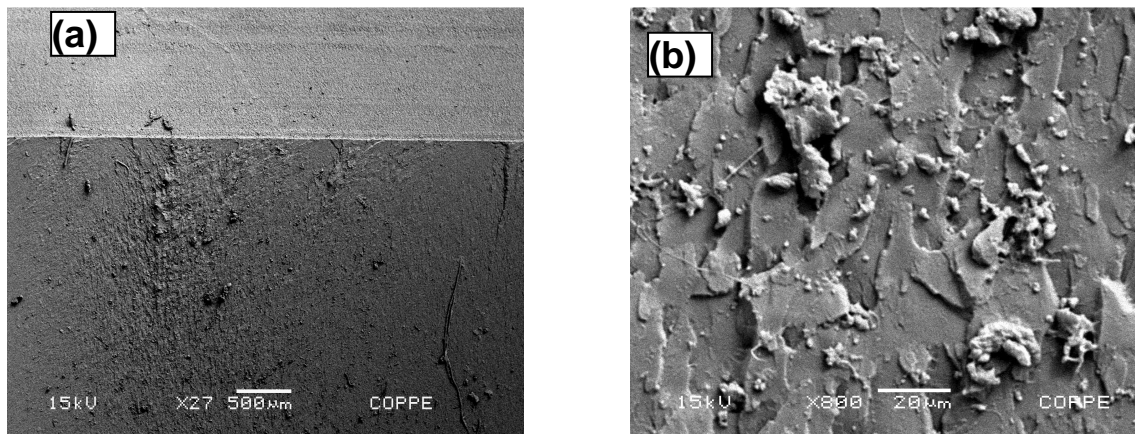


Figura 58 – Superfície de fratura do corpo de prova de epóxi pura (0% de fibra de rami): (a) Vista geral com baixo aumento e (b) detalhes com maior aumento (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2009)

Como exemplo para um compósito, a figura 59 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova com 30% de fibras de rami na matriz epoxídica. Com baixo aumento, figura 59(a), observa-se, na parte superior, a faixa horizontal do entalhe com evidências das fibras seccionadas pela fresa. Na parte inferior, a fratura por impacto mostra sinais de adesão entre as fibras de rami e a matriz epoxídica. Algumas fibras estão descoladas da matriz e outras foram rompidas no impacto. Nota-se uma tendência da ruptura ter ocorrido longitudinalmente através da interface fibra/matriz. Com maior aumento, figura 59(b), são mostrados detalhes desta ruptura longitudinal onde a área de fratura

está associada à longa superfície das próprias fibras embutidas na resina epóxi.

Este comportamento corrobora o mecanismo de ruptura por trincas que, devido à baixa tensão de cisalhamento interfacial, propagam-se preferencialmente entre a superfície das fibras de rami e a matriz epoxídica.

Isto resulta em uma área longitudinal de fratura relativamente grande se comparada à fratura transversal dos corpos de prova com até 10% de fibra de rami, figura 59. Em conseqüência tem-se maior energia de impacto para romper uma área comparativamente maior como indicado por Yue ET AL (2005).

Resultados similares foram encontrados em compósitos de matriz poliéster reforçadas com fibra de rami (MONTEIRO ET AL 2008). Isto indica que a fibra de rami, além de resistente, proporciona elevada tenacidade às matrizes poliméricas por ela reforçadas.

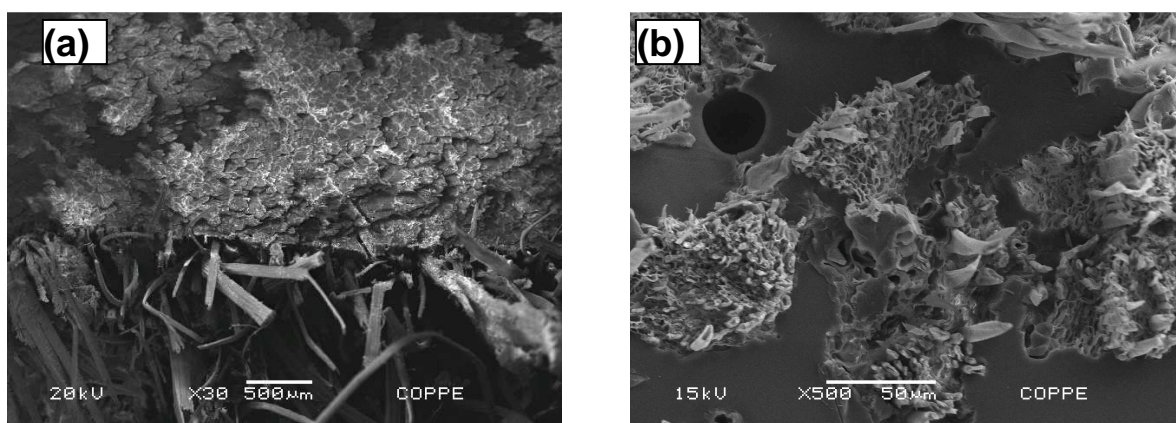


Figura 59 – Superfície de fratura do corpo de prova do compósito epoxídico com 30% de fibras de rami (a) Vista geral com baixo aumento; (b) detalhes com maior aumento (Adaptado de MONTEIRO ET AL, 2009).

4.10. Ensaio DMA com matriz poliéster:

A figura 60 apresenta curvas associadas aos parâmetros dinâmico-mecânicos, E' , E'' e $\tan \delta$, em função da temperatura para o corpo de prova com 0% de fibra ou seja, resina poliéster pura. Estas curvas correspondem a primeira corrida dos ensaios de DMA. A figura 61 apresenta curvas

semelhantes para o compósito com 30% de fibras de rami. Analisando-se comparativamente as curvas das figuras 60 e 61, bem como as outras curvas para compósitos com 10 e 20% de fibras de rami, obteve-se o efeito causado pela introdução destas fibras no comportamento dinâmico viscoelástico dos materiais investigados.

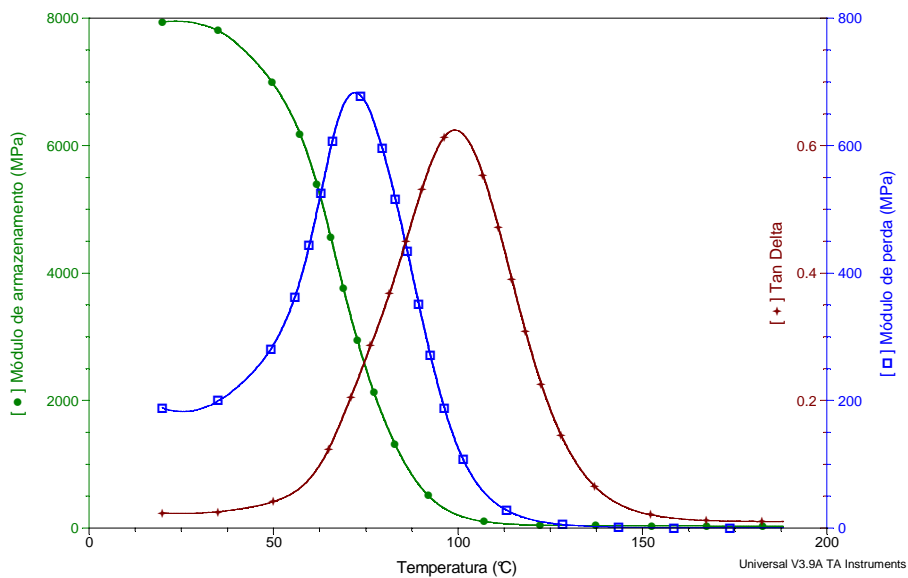


Figura 60 – Curvas de DMA correspondentes ao corpo de prova de resina poliéster pura, 0% de fibra (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

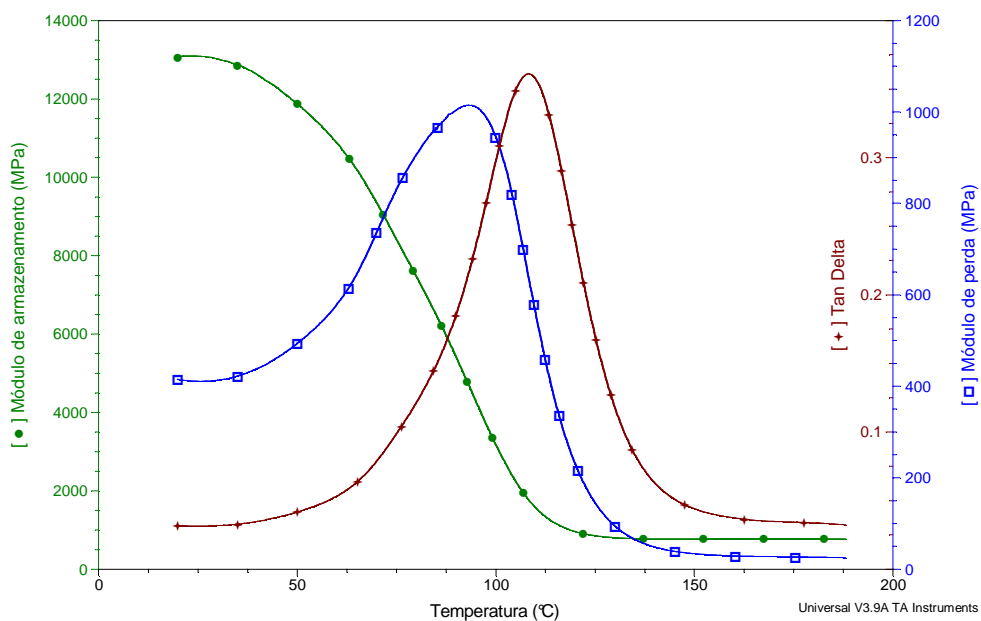


Figura 61 – Curvas de DMA para o compósito de poliéster com 30% de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Inicialmente foram identificadas as posições dos diversos picos encontrados nas curvas de DMA como as das figuras 60 e 61. Estes picos correspondem a transformações na estrutura do material, particularmente a transição de uma estrutura cristalina para a vítrea caracterizada pela sua temperatura T_g .

Experimentalmente, o valor das temperaturas dos diferentes picos, indicados em cada uma das curvas, são estimativas visuais que permitem comparar-se a evolução das transições estruturais ocorridas com a incorporação das fibras de rami na matriz poliéster dos compósitos. Dentre os picos encontrados nas curvas de DMA, aquele associado a mais alta temperatura é o da $\tan \delta$, considerado o limite máximo para T_g .

Comparando-se este pico nos diferentes compósitos, verifica-se uma tendência de deslocamento da T_g para maiores temperaturas com a fração de fibra de rami. Em princípio isto significa que a interação entre as fibras de rami e as cadeias poliméricas da matriz amplia a capacidade do poliéster de cristalizar-se a temperaturas mais elevada, como sugerido por Rana ET AL (1999), para compósitos de polipropileno reforçados com fibras de juta.

Estas interpretações sobre o comportamento estrutural serão discutidas ao longo da apresentação dos outros resultados.

A figura 62, compara a variação do módulo de armazenamento, E' , com a temperatura para os diferentes compósitos investigados. As curvas desta figura mostram que o valor de E' é relativamente elevado a 20°C, entre 13 e 14 GPa, o que significa uma estrutura bem rígida para materiais poliméricos.

Além disso, para todos os níveis de temperatura, o valor de E' para os compósitos com fibras de rami é superior ao da resina epóxi pura, isto é 0% de fibra. Na realidade, o valor de E' está diretamente relacionado com a capacidade do material suportar cargas mecânicas com deformação viscoelástica recuperável. No caso do ensaio de DMA deste trabalho, E' é análogo ao módulo de flexão (MOHANTY ET AL, 2006).

Com o aumento da temperatura, figura 62, tem-se um rápido decréscimo no valor de E' a partir de 25°C até se atingir um patamar inferior a 1 GPa.

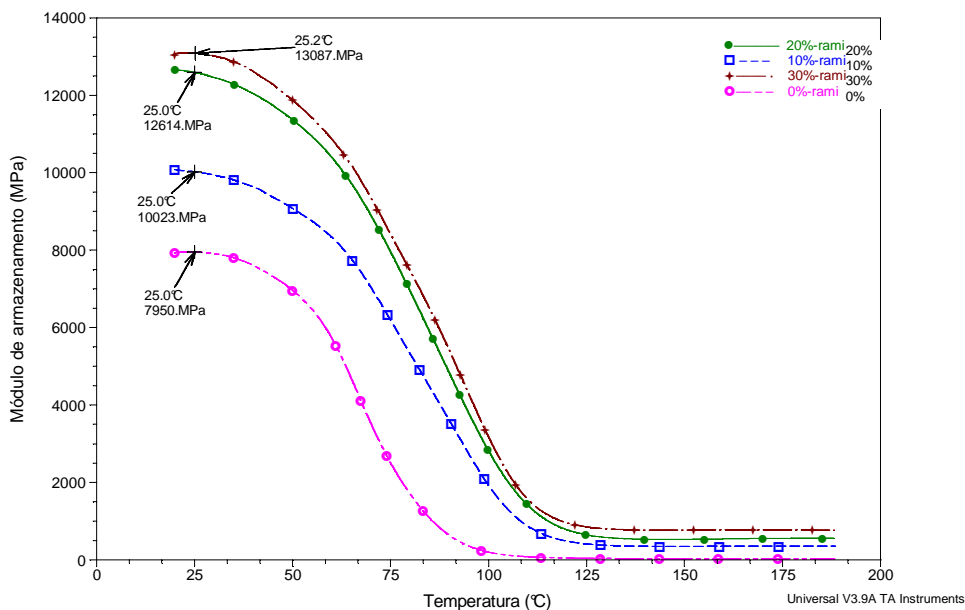


Figura 62 – Curvas do módulo de armazenamento em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados com diferentes frações de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Para a resina poliéster pura, isto é, 0% de fibra, este patamar de amolecimento térmico inicia-se por volta de 100° C como observado em outras publicações (MONTEIRO ET AL 2008).

Entretanto, com a incorporação das fibras de rami, o início do amolecimento térmico estende-se até 120° C. Este deslocamento do amolecimento térmico correspondente ao módulo de armazenamento, para temperaturas mais altas com a introdução de fibras de rami, figura 62, sugere um efeito de reforço dinâmico. Por outro lado, em flexão quase-estática (MONTEIRO ET AL 2008), a fibra de rami com alta resistência não mostra capacidade de reforçar a matriz poliéster. Assim, para as condições dinâmicas do presente trabalho, aparentemente a fibra de rami interage melhor com a resina poliéster, permitindo transferência mais efetiva de esforços viscoelásticos da matriz para a fibra.

A figura 63, compara a variação do módulo de perda, E'' , com a temperatura para a resina poliéster pura e os compósitos investigados. Todas as curvas desta figura passam por um valor máximo bem delineado que pode ser associado ao pico α de relaxação.

Segundo Mohanty ET AL (2006), esta relaxação é atribuída à mobilidade das cadeias na fase cristalina do polímero, no caso deste trabalho, a matriz poliéster. Para os compósitos com fibras de rami, figura 63, os picos α nas curvas de E'' estão deslocados em cerca de 20°C para maiores temperaturas. Isto é, possivelmente, devido à redução na flexibilidade da matriz do compósito (MACHADO ET AL, 2002), causada pela interação de suas cadeias da resina poliéster com as fibras de rami. Este efeito também contribui para reforçar dinamicamente o compósito incorporado com fibra de rami.

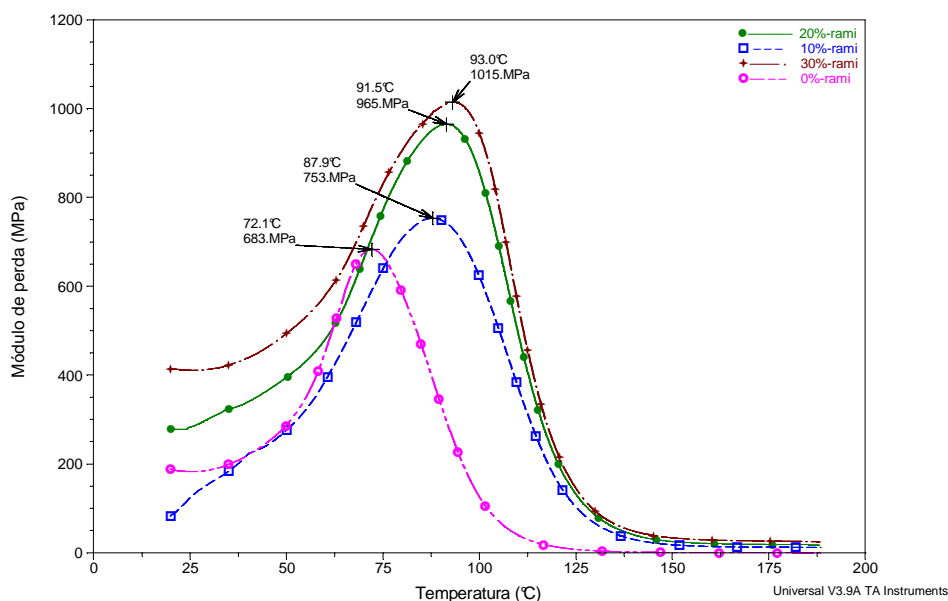


Figura 63 – Curvas do módulo de perda em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados com diferentes frações de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

A variação da tangente δ com a temperatura para a resina poliéster pura e os compósitos incorporados com fibras de rami está apresentada na figura 64. Nesta figura pode ser visto que tanto os compósitos quanto a resina poliéster apresentam os picos característicos do valor superior para a temperatura de transição vítrea. É importante ter-se em mente que a $\tan \delta$ esta associada à capacidade de amortecimento do material (MOHANTY ET AL 2006).

Esse amortecimento é maximizado no equilíbrio entre as estruturas amorfa e cristalina, caracterizando assim a T_g . Observa-se na figura 64, que os

compósitos apresentam picos com amplitude inferior e deslocados para maiores temperaturas relativamente à resina poliéster pura. Isto sugere que, como também verificado para os módulos de armazenamento, figura 62, e de perda, figura 63, as fibras de rami efetivamente interagem com as cadeias da matriz poliéster dificultando a sua mobilidade e reduzindo sua capacidade de amortecimento estrutural.

A menor mobilidade das cadeias estende a cristalinidade da matriz, ou seja, o valor de T_g , para mais altas temperaturas, ao mesmo que diminui a amplitude dos picos de $\tan \delta$, figura 64, nos compósitos. Em relação ao valor superior de T_g , verifica-se que a introdução de fibra de rami até 30% em volume, figura 64, desloca em cerca de 10°C esse valor para maiores temperaturas.

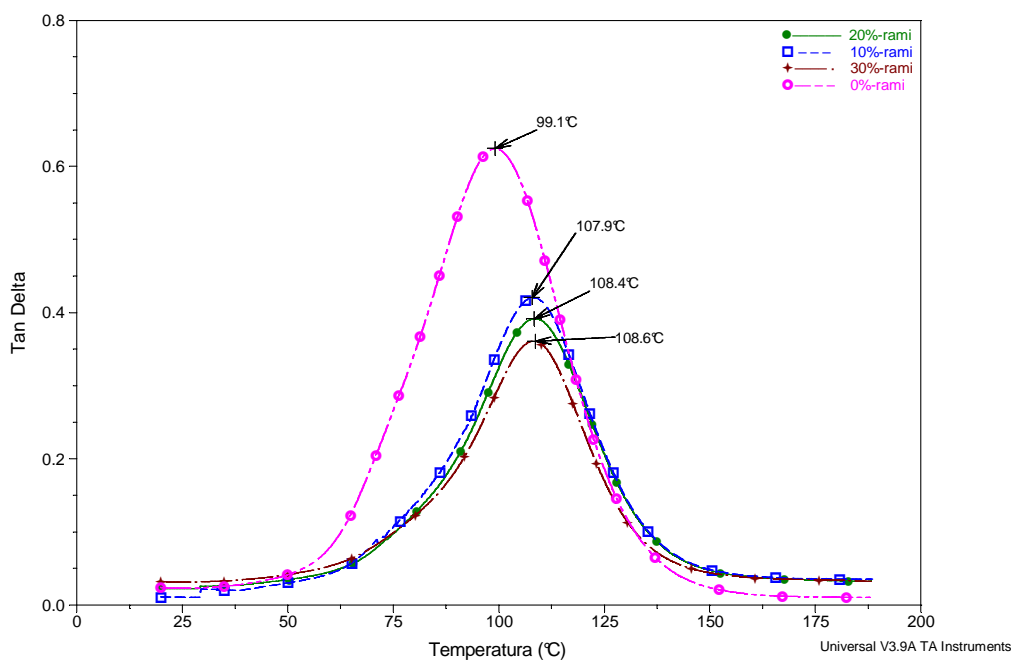


Figura 64 – Curvas da tangente δ em função da temperatura para o poliéster puro e compósitos reforçados com diferentes frações de fibras de rami (adaptada de MONTEIRO ET AL, 2009).

Como observação final, vale mencionar que as fibras de rami incorporadas à matriz poliéster não formam boa ligação interfacial fibra/matriz devido à incompatibilidade natural de uma fibra lignocelulósica hidrofílica com

um polímero hidrofóbico (MONTEIRO ET AL, 2009). Entretanto, solicitações dinâmico-mecânicas, diferente das solicitações quase-estáticas, permitem uma interação mais efetiva entre as fibras de rami e as cadeias da resina poliéster. Com isto, tem-se retardo no amolecimento térmico do compósito e na sua temperatura de transição vítrea, bem como menor amortecimento estrutural.

CAPÍTULO 5

5.1. CONCLUSÕES:

Neste ponto do estudo serão realizadas as análises dos resultados obtidos em todos os ensaios durante o projeto, cada um dos ensaios em particular gerou um conjunto de conclusões sobre o uso das fibras de rami, seja em matriz de poliéster ou em matriz de epóxi.

Serão detalhadas as conclusões para cada um dos ensaios em particular, e de forma geral se buscará uma compatibilização destes resultados, com o fim de produzir um resultado aceitável para a questão principal do estudo, como se comportam compósitos poliméricos com o acréscimo de fibras de rami.

Através da análise detalhada dos resultados obtidos em cada um dos ensaios realizados, o estudo poderá responder a questões importantes, como, que tipos de materiais podem ser substituídos pelo material criado com o compósito pesquisado, quais aspectos merecem ser melhorados no compósito pesquisado para que esse se torne mais comercial, qual a real empregabilidade do material criado para o meio industrial.

Compósitos de poliéster reforçado com fibras de rami apresentam comportamento mecânicos diferentes dependendo do tipo de ruptura do compósito.

Corpos de prova acrescidos de até 10% em fibras de rami possuem uma ruptura que se inicia e se propaga transversalmente (perpendicular ao alinhamento da fibra) através da matriz de poliéster, resultando em uma melhoria efetiva da resistência devido a obstáculos impostos pela fibra na propagação de trincas.

Corpos de prova acrescidos com mais do que 10% em fibras de rami iniciam a ruptura na interface fibra/matriz e essa se propaga de forma longitudinal (paralela ao alinhamento da fibra), entre a superfície da fibra e da matriz de poliéster. Isso resulta em uma menor resistência a ruptura mas uma maior deformação total do composto.

Compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami apresentam um comportamento mecânico superior, associado a um modo de ruptura específica.

Corpos de prova com até 30% em volume de fibra de rami, iniciam o processo de ruptura e a propagação de trincas de forma transversal (perpendicular ao alinhamento da fibra), através da matriz epóxi, resultando em uma melhoria efetiva da resistência a flexão devido aos obstáculos das fibras na propagação de trincas.

Compósitos constituídos de fibras contínuas e alinhadas de rami reforçando a matriz poliéster, curada à temperatura ambiente, apresentam um aumento exponencial na tenacidade ao entalhe, medida em ensaios de impacto Charpy, em relação à resina poliéster pura.

Nestes compósitos, para a fração de fibra incorporada até 30% em volume, atinge-se a maior tenacidade já registrada em fibras lignocelulósicas. Parte deste aumento na tenacidade é devido à baixa tensão interfacial entre a fibra de rami e a resina poliéster. Isto acarreta maior energia absorvida no impacto em decorrência da propagação 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 rami superiores a 10% em volume, 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 reforçada com fibras contínuas e alinhadas de rami apresentam um aumento exponencial na tenacidade, medida por impacto Charpy, em função da fração volumétrica das fibras.

Este aumento em tenacidade é aparentemente devido à baixa tensão cisalhante na interface entre as fibras de rami e a matriz epoxídica. Isto resulta em uma alta energia absorvida em consequência da propagação longitudinal de trincas através da interface, o que gera uma área de fratura relativamente grande se comparada à simples fratura transversal.

Frações volumétricas superiores a 20% estão associadas à fratura incompleta de corpos de prova devido à flexibilidade das fibras de rami que, a pesar do impacto curvam-se, mas não são rompidas.

Compósitos constituídos de fibras contínuas e alinhadas de rami reforçando matriz poliéster, curada à temperatura ambiente, apresentam um aumento exponencial na tenacidade ao entalhe, medida em ensaios de impacto Izod, em relação à resina poliéster pura.

Nestes compósitos, para a fração de fibra incorporada de até 30% em volume, atingem-se as mais altas tenacidades já registradas em fibras lignocelulósicas. Parte deste aumento na tenacidade é devido à baixa tensão interfacial entre a fibra de rami e a resina poliéster. Isto acarreta maior energia absorvida no impacto em decorrência da propagação 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 rami superiores a 10% em volume, 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 Izod.

Compósitos com matriz epoxídica reforçada com fibras contínuas e alinhadas de rami apresentam um aumento substancial na tenacidade, medida por impacto Izod, em função da fração volumétrica das fibras.

Este aumento em tenacidade é aparentemente devido à baixa tensão cisalhante na interface entre as fibras de rami e a matriz epoxídica. Isto resulta em uma alta energia absorvida em consequência da propagação longitudinal de trincas através da interface, o que gera uma área de fratura relativamente grande se comparada à simples fratura transversal.

Frações volumétricas superiores a 10% estão associadas à fratura incompleta de corpos de prova devido à flexibilidade das fibras de rami que, a pesar do impacto curvam-se, mas não são rompidas.

Ensaio de DMA em compósitos com até 30% em volume de fibras de rami incorporadas à matriz de poliéster acarretam significativas alterações dos parâmetros dinâmico-mecânicos.

A introdução das fibras de rami eleva o nível de rigidez viscoelástica e tende a deslocar as curvas do módulo de armazenamento, E' , para temperaturas mais altas. Isto acarreta um retardo no início do amolecimento térmico do compósito.

O pico α do módulo de perda, E'' , é também deslocado para temperaturas mais altas, indicando menor mobilidade nas cadeias da resina poliéster da matriz por interação com as fibras de rami.

O máximo nas curvas da $\tan \delta$ sofre não só redução na sua amplitude, mas também deslocamento para mais altas temperaturas com a introdução de fibras de rami. Sugere-se que a interação destas fibras com as cadeias de poliéster estenda a cristalinidade da matriz, aumentando não só o valor da temperatura de transição vítrea como a dificuldade de amortecimento dos compósitos.

Fibras de rami estão entre as mais fortes fibras lignocelulósicas com resistência a tensão da ordem de 1000 MPa.

O comprimento crítico medido pelos testes de pullout encontrou o valor de $l_c = 1.6 \text{ mm}$, o que é comparável com outros encontrados para outras fibras naturais como piaçava e sisal.

A resistência a tensão de interface calculada para a o conjunto fibra de rami matriz de poliéster foi de $\tau_i = 3.10 \pm 1.17 \text{ MPa}$ o que é relativamente mais forte quando comparada a valores obtidos por outros tipos de fibra naturais.

Em termos de fibras comercializáveis o rami pode ser enquadrada como uma fibra longa e contínua, o que é bastante relevante para uso em reforço de materiais poliméricos e para a geração de compósitos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

ANGELINI, L. G.; LAZZERI, A.; LEVITA, G.; FONTANELLI, D.; BOZZI, C. Ramie (*Boehmeria nivea* (L.) Gaud.) and Spanish Broom (*Spartium junceum* L.) fibers for composite materials: agronomical aspects, morphology and mechanical properties, *Industrial Crops and Products*, v.11(2-3), p.145-161, 2000.

AQUINO, R.C.M.P.; MONTEIRO, S.N.; D'ALMEIDA, J.R.M. *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; *Desenvolvimento de compósitos de Fibras de Piaçava da espécie Attalea Funifera e Matriz de Resina.*, Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais) Rio de Janeiro, UENF, Universidade Estadual do Norte Fluminense, (2004). P-13.

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.

AQUINO, R. C. M. P.; ALMEIDA, J. R. M; MONTEIRO, S.N. *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 2005, Belo Horizonte, MG, Brasil.

ARGAWAL, B.D. and BROUTMAN, L. J; *Analysis and Performace of Fiber Composites.* Jonh Wiley & Sons Journal, New York, 1980.

ASKELAND, D. R; *The Science and Engineering of Materials*, Cap 3 – Resins, 3rd edition, Publishing Company ETL, 1985.

BLEDZKI, A.K.; GASSAN, J. *Composites Reinforced with Cellulose-Based Fibres*. Prog. Polym. Sci, v. 24, p. 221-274, 1999.

BNDES - *Principais matérias-primas utilizadas na indústria têxtil*, Informe Setorial (1993) – Banco de Desenvolvimento Econômico e Social – BNDES, site oficial - www.bndes.gov.br.

BNDES - *Produção e consumo de algodão e as indústrias de fiações de algodão e linho no Paraná*, Informe Setorial (1998) - Banco de Desenvolvimento Econômico e Social – BNDES, site oficial - www.bndes.gov.br.

BOYNARD, C.A.; MONTEIRO, S.N.; D'ALMEIDA, J.R.M. Aspects of Alkali Treatment of Sponge Gourd (*Luffa cylindrica*) Fibers on the Flexural Properties of Polyester Matrix Composites. J. Appl. Polym. Sci. v. 87 p.1927-1932, 2003.

CALLISTER W. D. Jr - *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução* – Rio de Janeiro, RJ - LTC, Livros Técnicos e Científicos, 2000.

CANEVAROLO, S.V; *Análise dinâmico-mecânica para sistemas poliméricos*, Revista da ABPol, 1991, Boletim 6 Abpol, São Paulo, SP, Brasil.

CANTWELL, W. J. e MORTON, J., *The Impact Resistance of Composites Materials* – Review – Composites; Vol 22, n.5; 1997.

CARVALHO , I. H; *International Lignocellulosics-Plastics Composites*, Department of Mechanical Engineering, Polymers and Composites Group-POLYCOM, Catholic University of Peru, Av. Universitária Cdra. 18. s/n, Lima 32, Peru, 1996, P. 197-222.

CASSU, S. N.; FELISBERTI, M. I; *Comportamento Dinâmico – Mecânico e Relaxações em Polímeros e Blendas Poliméricas*, Universidade Campinas, São Paulo, 2005.

CASTRO, G.A.P; *A fineza e comprimento de fibra de dez variedades de rami*, UNICAMP, campus Bragantina, Campinas, SP, 1976.

CHAWLA, K. K, *Composite Materials; Science and Engineering*, Springer-Valley, New York, Amber Editor, (1987), 391p.

CHRETIEN, G.(1986), *Matériaux Composites à Matrice Organique*, Technique et Documentation, Paris, 1986.

CIARAMELLO, D; MEDINA, J.C; SALGADO, A.L.B; *Comprimento e diâmetro dos caules de rami e as características da fibra*, Unicamp, campus Bragantina, Campinas, 1963.

FREIRE, E; *Caracterização e Análise Estrutural de Polipropileno Reforçados com fibra de vidro Através do Método de Elementos Finitos*. Tese (Mestrado em Ciência e tecnologia de Polímeros), Rio de Janeiro – Rj, Instituto de Macromoléculas da Universidade Federal do Rio de Janeiro – IMA/UFRJ, 1-27P, 1992.

FU, S.Y.; LAUKE, B.; MÄDER, E.; Hu, X.; YUE C.Y; *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.

GORE, A; [*An Inconvenient Truth*](#), *Uma Verdade Incoveniente*, Documentário e Livro, Editora Manole, New York, 2008, 328p.

ISHIKAWA, A.; OKANO, T.; SUGIYAMA, S.; *Fine structure and tensile properties of ramie fibres in the crystalline form of cellulose; I, II, III, and IV*. Polymer, v. 38(2), p.463-468, 1997.

JOSEPH, K. et. Al; *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, 1981, p. 1243-1250.

KELLY, A., TYSON, W.R., *High Strength Materials*, Nova York, Wiley, 1965

KISHI, H; & FUJITA, A; *Wood-based epoxy resins and the ramie fiberreinforced composites*, Graduate School of Engineering, University of Hyogo, 2167, Shosha, Himeji, Hyogo 671-2201, published in the University Journal Japan, 2008.

LACH, D (1998) *Developments and Applications of Continuous fibre Reinforced Thermoplastics*, New York: Van Nostrand Reinhold Co, 576-588p.

LAVENGOOD, R; SILVER, F. M. *Engineering Materials Handbook Engineering Plastic: Interpreting Supplier Data Sheets*. Metals Park: ASM International; v.2 638-345p, 1988.

LEÃO, A. L, F.X., FROLLINI, E, *Lignocellulose-Plastics Composites, plastic composite*. Periódico, USP & UNESP, p 118 - 132, 1997.

LEÃO, A.L.; ROWELL, R.; TAVARES, N; *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.

MACHADO, M.A.L., BIAGIOTTI, J.; KENNY, J.M. *Comparative study of the effects of different fibres on the processing and properties of ternary composites based on PP-EPDM blends*. Poly. Compos. v. 23, p. 779-789, 2002.

MALLICK, P. K; *Fiber Reinforced Composites* – Livro: Materials Manufacturing and Design, 2a edition, Ed Athenas, 1993, 112p.

MATTOSO, L.H.C; PEREIRA, N; De SOUZA, M.L; AGNELLI, J.A.M; *A utilização de fibras vegetais para reforço de plásticos*, Embrapa – Empresa Brasileira de Pesquisa Agropecuária, Publicação Anual, 4p 1996.

MEDINA, J. C; *Plantas Fibrosas da Flora Mundial*, Instituto Agronômico de Campinas, SP, 1970, Brasil.

MEDINA J.C, *Comprimento e diâmetro dos caules de rami e as características da fibra*, Periódico, Bragantina, Campinas, 2005, p 68 – 84, 2005.

MENEZES, G. W. , MONTEIRO, S. N. ; NOGUEIRA NETO, H. S. ;. *Modificações das Propriedades Mecânicas de um sistema Epóxi através da Variação endurecedor/resina*. Campos dos Goytacazes - RJ: Anais do 7o Encontro de Iniciação Científica, 2002 (Resumos publicados em anais de congressos).

MONTEIRO, S. N. ; LIMA, A C ; TERRONES, L.A.H. ; MARQUES, L S . *Toughness characterization of recycled polyethylene composites reinforced with post-used jute fabric*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 119-126.

MONTEIRO, S. N; NASCIMENTO, D.C.O; MOTTA, L.C; *Characterization of the toughness of piassava fiber reinforced epoxy matrix by izod impact test*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 127-133.

MONTEIRO, S. N. ; FERREIRA, A.S. ; LOPES, F.P.D . *Pullout tests of curaua fibers in epoxy matrix for evaluation of interfacial strength*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 135-141.

MONTEIRO, S. N. ; SANTAFÉ Jr, H.P. ; Da COSTA, L.L. . *Mechanical behavior of polyester composites reinforced with alkali treated coir fibers*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 227-233.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM, F.M. ; Dos SANTOS , L F L . *Characterization of the mechanical behavior of epoxy matrix composites reinforced with ramie fibers*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 235-240.

MONTEIRO, S. N; LOPES, F. P. D; Da COSTA, L.L. ; Dos SANTOS , L F L . *Characterization of the critical length of sisal fibers for polyester composite reinforcement*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 255-262.

MONTEIRO, S. N. ; FERREIRA, A.S. ; LOPES, F. P. D . *Izod impact energy of polyester matrix composites reinforced with aligned curaua fibers*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 287-294.

MONTEIRO, S. N. ; LOPES, F. P. D; MOTTA L. D.; MARQUES, L S ; PORTELA, T.G.R. . *Statistical analysis to characterize the uniformity of mechanical properties of buriti fibers*. In: EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009, 2009, San Francisco (CA) USA. Proceedings of the EPD Congress: Characterization of Minerals, Metals and Materials - TMS Conference 2009. Warrendale (PA) USA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2009. v. 1. p. 295-300.

MONTEIRO, S. N; LIMA, A. C; SOUZA, D; SANCHÉZ, R. J. ; MARQUES, L S ; *Análise dinâmico-mecânica em compósitos de matriz de polietileno reforçados com tecido de juta*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-9.

MONTEIRO, S. N; PORTELA, T.G.R. ; LOPES, F. P. D ; LOIOLA, R L ; CARVALHO, E. A. *Avaliação da influência do diâmetro na resistência à tração das fibras de buriti pelo método de weibull*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-10.

MONTEIRO, S. N; NASCIMENTO, D.C.O; SOARES, B G; SANCHÉZ, R. *Comportamento dinâmico medido por ensaios de DMA de compósitos de fibras de piaçava*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-10.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM, F. M; SANCHÉZ, R.J; SOUZA, D. .
Comportamento dinâmico-mecânico de compósitos de matriz poliéster reforçados com fibra de rami. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte. Anais do. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-8.

MONTEIRO, S. N; Da COSTA, L.L; SANTAFÉ Jr, H.P; *Compósitos de fibras de coco em matriz epoxídica ensaiadas por impacto izod.* In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-8.

MONTEIRO, S. N, INÁCIO, I P; LOPES, F. P. D; *Compósitos de resina poliéster incorporada com fibra de sisal propriedades mecânicas e características de fratura.* In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-9.

MONTEIRO, S. N; NASCIMENTO, D.C.O; AQUINO, R. C. M. P. .
Determinação da resistência interfacial através de ensaios de pullout de fibras de piaçava embutidas em resina poliéster. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. v. 1. p. 1-11.

MONTEIRO, S. N; SANTAFÉ Jr, H.P; Da COSTA, L.L.; *Distribuição weibull como instrumento de análise estatística de ensaio de tração em fibras de coco.* In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-10.

MONTEIRO, S. N; LOPES, F. P. D; MENEZES, G. W; *Influência da cinética de cura nas propriedades mecânicas da epóxi dgeba-teta para diferentes phr*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. v. 1. p. 1-9.

MONTEIRO, S. N; MARGEM F. M.; Dos SANTOS, L F L . *Tenacidade ao impacto charpy de compósitos epoxídicos reforçados com fibras de rami*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-9.

MONTEIRO, S. N, FERREIRA, A.S; LOPES, F. P. D; *Efeito do tratamento das fibras de curauá nas propriedades mecânicas de compósitos com matriz epoxídica*. In: 64 Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte - MG. Anais do 64 Congresso Anual da ABM. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2009. v. 1. p. 1-9.

MONTEIRO, S. N; SATYANARAYANA, K.G; LOPES, F. P. D . *High Strength Natural Fibers for Improved Polymer Matrix Composites*. In: International Conference on PROCESSING & MANUFACTURING OF ADVANCED MATERIALS - THERMEC 2009, 2009, Belin - Alemanha. Proceedings of THERMEC 2009. New South Wales, Australia - : University of Wollongong, 2009. v. 1. p. 1-6.

MONTEIRO, S. N; MARGEM F. M; *Mechanical characterization of ramie fiber reinforced polyester composites*. In: TMS 2008 - 137th Annual Meeting & Exhibition, 2008, New Orleans, LA - EUA. Proceedings of the TMS 2008: Materials Characterization, Computation and Modeling. Warrendale, PA - EUA : TMS - The Minerals, Metals & Materials Society, 2008. v. 2. p. 33-39.

MONTEIRO, S. N. ; SANCHÉZ, R. J; SANTAFÉ H.P.G; *Dynamic thermo-mechanical characterization of coir fiber reinforced polymeric composites*. In: TMS 2008 - 137th Annual Meeting & Exhibition, 2008, New Orleans, LA - EUA. Proceedings of the TMS 2008: Materials Characterization, Computation and Modeling. Warrendale, PA - EUA : TMS - The Minerals, Metals & Materials Society, 2008. v. 2. p. 55-61.

MONTEIRO, S. N. ; AQUINO, R. C. M. P; NASCIMENTO, D. C. T. *Mechanical behavior of epoxy matrix composites reinforced with piassava fibers*. In: TMS 2008 - 137th Annual Meeting & Exhibition, 2008, New Orleans, LA - EUA. Proceedings of the TMS 2008: Materials Characterization, Computation and Modeling. Warrendale, PA - EUA : TMS - The Minerals, Metals & Materials Society, 2008. v. 2. p. 69-74.

MONTEIRO, S. N; FERREIRA, A.S.; LOPES, F. P.D; *Rupture mechanisms in composites reinforced with curaua fibers*. In: TMS 2008 - 137th Annual Meeting & Exhibition, 2008, New Orleans, LA - EUA. Proceedings of the TMS 2008: Materials Characterization, Computation and Modeling. Warrendale, PA - EUA : TMS - The Minerals, Metals & Materials Society, 2008. v. 2. p. 117-123.

MONTEIRO, S. N. ; Da COSTA , L.L. ; LOPES, F. P. D ;. *Characterization of the impact resistance of coir fiber reinforced polyester composites*. In: TMS 2008 - 137th Annual Meeting & Exhibition, 2008, New Orleans, LA - EUA. Proceedings of the TMS 2008: Materials Characterization, Computation and Modeling. Warrendale, PA - EUA : TMS - The Minerals, Metals & Materials Society, 2008. v. 2. p. 131-137.

MONTEIRO, S. N. ; Frederico M Margem ; Santos, L.F. . *Ensaio de impacto em compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de rami*. In: 63 Congresso Anual da ABM, 2008, Santos, SP. Anais do 63 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. v. 1. p. 563-571.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM F.M; SANTOS, L.F; *Ensaio de impacto em compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de rami*. In: 63 Congresso Anual da ABM, 2008, Santos, SP. Anais do 63 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. v. 1. p. 563-571.

MONTEIRO, S. N, Da COSTA, L.L; SANTAFÉ, H.P *Caracterização da resistência ao impacto charpy de compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de coco*. In: 63 Congresso Anual da ABM, 2008, Santos, SP. Anais do 63 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. v. 1. p. 572-580.

MONTEIRO, S. N; MARGEM F.M; SANTOS, L.F; *Ensaio de impacto em compósitos de matriz poliéster reforçada com fibras de rami*. In: 63 Congresso Anual da ABM, 2008, Santos, SP. Anais do 63 Congresso Anual da ABM. São Paulo, SP : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008. v. 1. p. 563-571.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM, F. M; SANTOS, L F L; *Tenacidade ao entalhe por impacto charpy de compósitos de poliéster reforçados com fibras de buriti*. In: 18 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais CBECIMAT, 2008, Porto de Galinhas -PE. Anais do 18 CBECIMAT. Recife - PE : Universidade Federal de Pernambuco, 2008. v. 1. p. 3357-3368.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM F.M; SANTOS, L F L;. *Impact resistance of polyester composites reinforced with ramie waste fibers*. In: Global Symposium on Recycling, Waste Treatment and Clean Technology - REWAS 2008, 2008, Cancun, Mexico. Proceedings of the 2008 Global Symposium on Recycling, Waste Treatment and Clean Technology - REWAS 2008. Warrendale, PA, EUA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2008. v. 1. p. 505-510.

MONTEIRO, S. N. ; MARGEM, F.M; SANTOS, L F L; LOPES, F.P. D; *Cost-benefit evaluation of ramie waste reinforced composites as substitute for conventional building materials*. In: Global Symposium on Recycling, Waste Treatment and Clean Technology - REWAS 2008, 2008, Cancun, Mexico. Proceedings of the 2008 Global Symposium on Recycling, Waste Treatment and Clean Technology - REWAS 2008. Warrendale, PA, EUA : The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2008. v. 1. p. 499-504.

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. 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, 2006.

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: 60° CONGRESSO ANUAL DA ABM, Jul. 2005, Belo Horizonte, Brasil, p.1-10.

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.

MORASSI, J.O Fibras naturais: aspectos gerais e aplicação na indústria automobilística. Local: Mercedes Benz do Brasil, 1994 p.1259-1262.

NAM, S. & NETRAVALI, A.N; *Green Composites I – Physical Properties of Ramie Fibers for Environment-friendly Green Composites*, Fiber Science Program, Cornell University, Ithaca, NY 14853-4401, USA, published in the University Journal at December 4, 2006.

NAM, S. & NETRAVALI, A.N; *Green Composites. II - Environment-friendly, Biodegradable Composites Using Ramie Fibers and Soy Protein Concentrate (SPC) Resin*, Fiber Science Program, Cornell University, Ithaca, NY 14853-4401, USA, published in the University Journal at December 30, 2006.

NETO, F. L. & PARDINI, L. C, *Compósitos Estruturais: Ciência e Tecnologia*. São Paulo, Editora Edgar Blucher, 2006 418p.

PACHECO, A. A. R. C.; DIAS JÚNIOR, M. S. *Estudo comparativo de métodos de campo e laboratório aplicados à confecção de blocos em adobe*. Livro Editora Atlas, 1990. 14 p

PADILHA, N. F, *Materiais de Engenharia: microestrutura e propriedade*. Curitiba, Paraná, Hemuns livraria, distribuidora e editora S.A, 2000, 118p.

PAIVA JÚNIOR, C. Z.; CARVALHO, L. H.; FONSECA, V. M.; MONTEIRO, S. N.; D'ALMEIDA, J. R. M. *Analysis of the tensile strength of polyester/hybrid ramie–cotton fabric composites*, Polymer Testing, v. 23(2), p. 131-135, 2005.

RANA, A.K.; MITRA, B.C.; BANERJEE, A.N. *Short jute fibre-reinforced polypropylene composites: dynamic mechanical study*. J. Appl. Polym. Sci. v. 71, p. 5331-539, 1999.

ROSATO, D. V & ROSATO, D. V; *The Reinforced Plastics Handbook*, Livro, Editora: Elsevier Advanced Technology, 1994, 328p.

ROWELL, R; SANADE A. R; CAULFRELD. D. F. e JACOLSON, R. E, *Utilization of Natural Fiber in Plastic Composites: Problems and Opportunities*, 1997.

SABARIZ, A; SILVA, V.R.V; Da SILVA, L.J; MARQUES, D; *Propriedades mecânicas de compósitos formados por matriz epoxídica reforçada com fibras vegetais*, 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

SATYANARAYANA, K.G.; GUIMARÃES, J.L.; WYPYCH, F. *Studies on lignocellulosic fibers of Brazil*. Part I: Source, production, morphology, properties and applications. Composites: Part A, v. 38, p. 1694-1709, 2007.

SAVASTANO Jr., H. LUZ, PHC. NOLASCO, A.M; *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, 1997, P107-12.

SHIHONG, L.; BENLIAN, Z.; QIYUN, Z.; XIANRONG, B., A new kind of super-hybrid composite material for civil use - ramie fibre/Al, *Composites*, v. 25(3), p. 225-228, 1994.

SOBREIRA, G, *Imagens de colheitas e plantios de fibras em geral*, Terrastock, Banco de Imagens e Fotos. Fotografia de Gerson Sobreira. Pecuária, Agricultura, Rural. Stock Photos, Agriculture & Livestock Photography, 2008.

WALDO, W.G; A fibra de rami e seus sub-produtos, uma cultura em expansão - *Revista de Agricultura de Porto Rico*, Porto Rico, USA, 1948.

WAMBUA, P; IVENS, J; VERPOEST, I; (2003) - *The Composites Science and Technology*, 63, 1259, New York Journal, NY, USA.

WILKERES, James O., GREENE, JOSEPH P; *Steady-State and Dynamic Properties of Concentrated Fiber-Filled Thermoplastics*. *Polymer Engineering and Science*, MID-November, v. 35, n. 21, p. 1-12, 1995.

YUE, C.Y.; LOOI, H.C; QUEK, M.Y. Assessment of Fibre-Matrix Adhesion and Interfacial Properties Using the Pullout Test. *Int. J. Adhesion and Adhesives*, v. 15, p. 73-80, 1995.

ZHAO-TIE, L.; YANI, Y.; GANI, Y.; LILI, Z.; PING, S.; ZHONG-WEN, L.; JIAN, L.; HEPING, X.; YUANDE, P.; SHOUWEI, T. *A green route to prepare cellulose acetate particle from ramie fiber*, *Reactive and Functional Polymers*, v. 67(2), p. 104-112. 2007.