

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**NOAN TONINI SIMONASSI**

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA A TRAÇÃO E IMPACTO IZOD DE  
COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS COM  
FIBRAS NATURAIS DE CURAUÁ DE ALTO DESEMPENHO.**

**Rio de Janeiro**

**2017**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NOAN TONINI SIMONASSI

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA A TRAÇÃO E IMPACTO IZOD DE  
COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS COM  
FIBRAS NATURAIS DE CURAÚÁ DE ALTO DESEMPENHO.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Sérgio Neves Monteiro – Ph.D.

Rio de Janeiro

2017

c2017

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

620.1	Simonassi, Noan Tonini
S596e	Estudo da resistência a tração de compósitos de matriz polimérica reforçados com fibras naturais de curauá de alto desempenho / Noan Tonini Simonassi; orientado por Sergio Neves Monteiro – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2016.
	79p.: il.
	Dissertação (Mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2017.
	1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Compósitos. 3. Poliéster. I. Monteiro, Artur Neves. II. Título. III. Instituto Militar de Engenharia.

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

NOAN TONINI SIMONASSI

ESTUDO DA RESISTÊNCIA A TRAÇÃO E IMPACTO IZOD DE COMPÓSITOS DE  
MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS COM FIBRAS NATURAIS DE CURAUÁ DE  
ALTO DESEMPENHO.

Dissertação de mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Sérgio Neves Monteiro – Ph.D. do IME

Aprovada em 31 de janeiro de 2017 pela seguinte Banca Examinadora:

---

Prof. Sérgio Neves Monteiro – Ph.D. do IME – Presidente

---

Prof. André Ben-Hur da Silva Figueiredo – D.C. do IME

---

Prof. Luís

Carlos da Silva– D.C. da faculdade SENAI

Rio de Janeiro 2017

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por me conceder confiança, coragem e persistência para superar os desafios e aprender com os erros.

À minha família, especialmente meus pais Antônio e Eliana, por estarem comigo nos bons e maus momentos, por serem pessoas maravilhosas que não medem esforços para me ajudar.

Ao meu orientador, professor, conselheiro e amigo Sérgio Neves Monteiro, por todo o suporte que possibilitou a conclusão deste trabalho, pelos sábios conselhos motivacionais que foram muito além da área acadêmica.

Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do IME, por serem excelentes profissionais que trabalham em benefício da educação brasileira

Ao colega e amigo Fábio Braga, pelas várias vezes que me ajudou nos processos laboratoriais, repassando seu conhecimento com paciência e atenção, e pelo auxílio durante os ensaios balísticos.

Aos demais colegas do IME, dentre eles: Eustáquio, Ramon, Felipe, Letícia, Fernanda, Cap. Lúcio, Artur, Foluke e Cap. Édio pela ajuda e pelos bons momentos de convívio.

Ao Flávio, pelo auxílio na operação do MEV, que possibilitou obter micrografias de qualidade.

À CAPES, pelo suporte financeiro para o desenvolvimento deste trabalho.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....</b>	<b>7</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>9</b>
<b>LISTA DE EQUAÇÕES.....</b>	<b>10</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....</b>	<b>11</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
<b>2. OBJETIVO DO ESTUDO .....</b>	<b>16</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>17</b>
3.1. FIBRAS NATURAIS .....	17
3.1.1. FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS .....	18
3.1.2. CONSTITUINTES PRINCIPAIS DAS FNL .....	21
3.2. O CURAUÁ.....	22
3.2.1. A FIBRA DE CURAUÁ.....	23
3.3. RESINAS POLIMÉRICAS .....	25
3.3.1. O POLIÉSTER.....	26
3.4. MATERIAIS COMPÓSITOS.....	27
3.5. COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FNL .....	28
3.6. COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CURAUÁ.....	30
3.7. MÉTODO ESTATÍSTICO DE WEIBULL .....	31
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>32</b>
4.1. FIBRAS DE CURAUÁ .....	32
4.2. A RESINA POLIÉSTER .....	33
4.3. ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	34
4.3.1. O MOLDE DE TRAÇÃO.....	34
4.3.2. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	35
4.3.3. ENSAIOS.....	37
4.4. ENSAIOS DE IMPACTO IZOD .....	39
4.4.1. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	39
4.4.2. ENSAIOS.....	41
4.5. ENSAIOS DE FLEXÃO.....	41
4.5.1. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	41
4.5.2. ENSAIOS.....	42
4.6. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA .....	43
4.7. AVALIAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS.....	44
<b>5. RESULTADOS E DICUSSÃO.....</b>	<b>45</b>
5.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	45
5.1.1. RESULTADOS PRELIMINARES.....	45
5.1.2. RESULTADOS DEFINITIVOS DE TRAÇÃO .....	47
5.1.3. A SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	52
5.2. ENSAIOS DE IMPACTO .....	55
5.2.1. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO.....	55
5.2.2. A SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	57
5.3. ENSAIOS DE FLEXÃO.....	61
5.3.1. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLEXÃO.....	61

5.3.2. A SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	62
5.4. CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	65
5.4.1. A FERRAMENTA MOLDE DE TRAÇÃO E PRESSÃO.....	65
5.4.2. A FIBRA DE CURAUÁ NO COMPÓSITO .....	66
<b>6. CONCLUSÕES.....</b>	<b>68</b>
<b>7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>70</b>
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>71</b>

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 3.1: Estrutura das fibras lignocelulósicas. ....	19
FIG. 3.2: Dispersão das microfibrilas na matriz de hemicelulose/Lignina. (Bledzki e Gassan 1999). ....	19
FIG. 3.3: Resistência a tração média em função do diâmetro médio destas de fibras de sisal (a), juta (b), piaçava (c) e rami (d). (Adaptado de Monteiro et al., 2011a). ....	20
FIG. 3.4: Estrutura da cadeia de celulose (Mohanty, Misra e Drzal, 2005). ....	21
FIG. 3.5: Estrutura da cadeia de Lignina (Mohanty, Misra e Drzal, 2005). ....	21
FIG. 3.6: Plantação familiar de curauá (a) e utilização de suas fibras na fabricação de papel (b) (Ramalho, 2005). ....	22
FIG. 3.7: Cultivo do curauá. Plantio (a) e plantação formada (b) (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005). ....	23
FIG. 3.8: Processo de moagem (a) e as fibras processadas (b) (John, 2016). ....	23
FIG. 3.9: Fibras postas para secar em estufa (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005). ....	24
FIG. 3.10: Distribuição estatística do diâmetro da fibra de curauá (Simonassi et al., 2012). ....	24
FIG. 3.11: Densidade e Módulo de Elasticidade da fibra de curauá em função do diâmetro médio da fibra (Simonassi et al., 2012). ....	25
FIG. 3.12: Etapas para a obtenção do Poliéster (adaptado de Dholakiya, 2012). ....	27
FIG. 3.13: Classificação dos compósitos (Callister Jr. e Rethwisch, 2014). ....	28
FIG. 4.1: Os cachos da fibra como fornecidos (a) processo de escovação (b), separação manual (c) e fibras cortadas no tamanho do molde (d). ....	33
FIG. 4.2: Ferramenta desmontada (a) e as peças que a compõem: topo (em vista invertida) (b), molde (c) e base (d). ....	34
FIG. 4.3: Dimensões de norma do corpo de prova. ....	35
FIG. 4.4: Prensa hidráulica SKAY. ....	35
FIG. 4.5: Corpos de prova de tração. ....	36
FIG. 4.6: Máquina de ensaio de tração INSTRON 3365. ....	37
FIG. 4.7: Corpo de prova preso à máquina pronto para o ensaio. ....	38
FIG. 4.8: Gráfico de resultados típicos dos ensaios de tração. ....	39
FIG. 4.9: Molde para confecção das placas. ....	40
FIG. 4.10: Corpos de prova de impacto. ....	40

FIG. 4.11: Ensaio Izod (a) e a pêndulo utilizado no ensaio (b).....	41
FIG. 4.12: Corpos de prova de flexão. ....	42
FIG. 4.13: máquina EMIC DL10000 .....	43
FIG. 4.14: Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL modelo 5800 LV.....	43
FIG. 5.1: Curvas de resistência à tração para fibras de curauá pela fração.....	45
FIG. 5.2: Aspecto dos corpos de prova incorporados com fração volumétrica de 80% após o ensaio.....	46
FIG. 5.3: Gráficos logarítmicos de Weibull para compósitos FFS/P (a), FFC/P (b) e FDA (c). ....	49
FIG. 5.4: Curvas da distribuição de probabilidade de Weibull da Resistência a Tração dos compósitos estudados.....	49
FIG. 5.5: Curvas da regra das misturas para compósitos reforçados com fibras finas e fibras de diâmetro aleatório.....	51
FIG. 5.6: Comparativo entre o valor teórico da regra das misturas e valores de ensaio.....	52
FIG. 5.7: Diferentes tipos de fratura para compósitos reforçados com fibras finas.....	53
FIG. 5.8: Fibra sacada da matriz durante o ensaio.....	53
FIG. 5.9: Ponta de uma fibra rompida sacada da matriz durante o ensaio de tração.....	54
FIG. 5.10: Fibra rompida sem sacar durante o ensaio.....	54
FIG. 5.11: Gráficos da resistência ao impacto do material.....	56
FIG. 5.12: Aspecto da fratura dos corpos de prova; RP (a), FParE (b) e FPerE (c). ....	57
FIG. 5.13: MEV da superfície de fratura de compósitos FParE.....	58
FIG. 5.14: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova poliéster.....	58
FIG. 5.15: Superfície de fratura no entalhe de compósito FPerE .....	59
FIG. 5.16: Superfície de fratura de compósitos FPerE.....	60
FIG. 5.17: Resistência a flexão para o poliéster puro (RP), e os compósitos FlexParC e FlexPerC.....	61
FIG. 5.18: Corpos de prova de flexão rompidos para RP, FlexParC e FlexPerC.....	62
FIG. 5.19: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova RP.....	63
FIG. 5.20: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova FlexParC.....	63
FIG. 5.21: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova FlexParC.....	64

## LISTA DE TABELAS

TAB. 3.1: Propriedades das FNL em comparação com fibras sintéticas (adaptado de Monteiro <i>et al.</i> , 2011a).....	18
TAB. 3.2: Valores de Weibull da resistência a tração da fibra de curauá segundo seu intervalo de diâmetro (Simonassi, 2015).....	25
TAB. 3.3: Valores de resistência à tração de compósitos reforçados com várias FNL para diferentes matrizes e frações de fibra. Adaptado de: Shah <sup>1</sup> , (2013), Faruk <sup>2</sup> <i>et al.</i> (2012), Summerscales <sup>3</sup> <i>et al.</i> , (2010), Bledzki e Gassan <sup>4</sup> (1999), Gupta e Srivastava <sup>5</sup> (2014), (2014), Santafé Jr. <sup>6</sup> , <i>et al.</i> (2010), Obele e Ishidi <sup>7</sup> (2015), Rong <sup>8</sup> <i>et al.</i> (2001), Oksman <sup>9</sup> <i>et al.</i> (2002), Ochi <sup>10</sup> , (2012), Le e Pickering <sup>11</sup> , (2015), Newman <sup>12</sup> <i>et al.</i> , (2010). ....	29
TAB. 3.4: Propriedades da fibra de curauá quando incorporada em diferentes quantidades, matrizes e tratamentos. Adaptado de Santos <sup>1</sup> <i>et al.</i> (2009); Lopes <sup>2</sup> (2011) Da Luz e Lenz <sup>3</sup> (2011), Gomes <sup>4</sup> <i>et al.</i> , (2007).....	30
TAB. 4.1: Valores de ensaio de um corpo compósito reforçado com 60% de fibras finas de curauá. ....	38
TAB. 5.1: Resultados preliminares de tração.....	45
TAB. 5.2: Resultados definitivos de tração para compósitos reforçados com fibras de curauá em fração volumétrica de 60 %.....	47
TAB. 5.3: Dados de Análise de Weibull.....	48
TAB. 5.4: Comparação entre os valores de ensaio e a regra das misturas.....	51
TAB. 5.5: Valores de impacto Izod dos compósitos reforçados com fibra de curauá. ....	55
TAB. 5.6: Valores de Resistência a Flexão de compósitos reforçados com fibras de curauá. ....	61

## LISTA DE EQUAÇÕES

EQ. 3.1. ....	28
EQ. 3.2. ....	28

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

% Mas.	- Fração mássica de fibra.
% Vol.	- Fração volumétrica de fibra.
ASTM	- American Society for Testing and Materials.
BNDES	- Banco Nacional de Desenvolvimento Econômico e Social.
COPPE	- Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia.
FDA	- Compósitos reforçados com fibras de diâmetros aleatórios.
FFC/P	- Compósitos reforçados com fibras finas com pressão durante a cura.
FFS/P	- Compósitos reforçados com fibras finas sem pressão durante a cura.
FlexParC	- Fibras Naturais Lignocelulósicas.
FlexPerC	- Fibras Naturais Lignocelulósicas.
FNL	- Fibras Naturais Lignocelulósicas.
FParE	- Compósitos de flexão com fibras em sentido paralelo ao cutelo.
FPerE	- Compósitos de flexão com fibras em sentido perpendicular ao cutelo.
IBGE	- Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística.
LNDC	- Laboratório de Ensaio não Destrutivos Corrosão e Soldagem.
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura.
PHB-V	- Poli-hidroxibutirato-co-valerato.
RP	- Corpos de prova de resina pura.
UFRJ	- Universidade Federal do Rio de Janeiro.
$\beta$	- Módulo de Weibull.
$\theta$	- Unidade Característica de Weibull.
$\rho$	- Densidade.

## RESUMO

Devido à facilidade de serem processadas, baixo custo e sua abundante disponibilidade, as fibras naturais são utilizadas pelo homem na confecção de objetos simples, tais como, cordas e cestas desde tempos remotos. Recentemente, vem crescendo o número de pesquisas sugerindo fibras naturais, em especial as do tipo lignocelulósicas extraídas de plantas, como possíveis substitutos de fibras sintéticas na confecção de materiais compósitos devido as vantagens técnicas, ambientais e socioeconômicas que estas apresentam. Assim, o presente trabalho, tem como objetivo determinar alguns dos parâmetros da confecção de compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras de curauá para se obter materiais de alto desempenho. As fibras utilizadas nos compósitos estudados neste trabalho são extraídas das folhas da planta. Para tal as fibras foram limpas e separadas segundo seu diâmetro médio para a confecção de corpos de prova de tração de compósitos reforçados com frações volumétricas variando de 0 a 90% em uma matriz polimérica de poliéster cristal. Também foram confeccionados amostras para ensaios de impacto Izod e flexão onde foi analisada a influência do alinhamento das fibras em relação ao carregamento aplicado. Após as análises estatísticas dos resultados, bem como a verificação da superfície de fratura, foi constatado que, quando contínuas e alinhadas em sentido ortogonal ao carregamento, as fibras de curauá promovem um aumento de resistência ao impacto de cerca de 2000% e de 100% de resistência a tração. Quando o alinhamento é invertido, as fibras irão atuar como defeito no caso dos ensaios de flexão ou não farão diferença para o caso de Impacto. A seleção do diâmetro médio das fibras promoveu uma aumento significativo na resistência a tração do compósito quando comparadas com fibras onde não houve seleção de diâmetro. E por fim, a pressão tem papel fundamental na confecção de compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras de curauá de alto desempenho, sendo responsável por um aumento de mais de 100% na resistência à tração quando comparados com compósitos feitos sem a pressão, além de diminuir a dispersão dos resultados.

## ABSTRACT

Since ancient times, humans, in the making of simple objects, such as ropes and baskets use natural fibers due to the ease of being processed, low cost and abundant availability. Recently, the number of researches suggesting natural fibers as possible substitutes for synthetic fibers, especially those lignocellulosic extracted from plants, in the manufacture of composite materials thanks to the technical, environmental and socio-economic advantages they present. Therefore, the present work, aims to determine some of the parameters of the preparation of polyester matrix composites reinforced with curauá fibers to obtain high performance materials. The fibers used in the composites studied in this work were extracted from the leaves of the curauá plant. For this the fibers were cleaned and separated according to their mean diameter for the making of tensile test specimens of composites reinforced with up to 90% volumetric fraction of fiber in a polymeric polyester matrix. Samples were also made for Izod impact and flexural tests where the influence of the fiber alignment in relation to the applied load was analyzed. After the statistical analyzes of the results, as well as the verification of the fracture surface, it was verified that, when continuous and in the orthogonal direction to the loading, the curauá fibers promote an increase in impact strength of about 2000% and 100% in flexural strength. However, the fibers will act as a defect in the case of bending tests or will not make any difference in the Impact tests when the alignment is reversed. The selection of the mean diameter of the fibers promoted a significant increase in the tensile strength of the composite when compared to fibers where it does not hear diameter selection. Finally, the pressure has a key role in the manufacture of polyester matrix composites reinforced with curauá fibers of high performance, being responsible for an increase of more than 100% in tensile strength when compared to composites made without pressure in addition to reducing the dispersion of results.

## 1. INTRODUÇÃO

Comumente encontradas na natureza, e de fácil extração, fibras naturais vem sendo utilizadas como matérias primas para confecção de cordas, cestas, vestuário, redes de pesca ou até mesmo como material de construção civil por gerações desde os primórdios da humanidade (Bledzki e Gassan, 1999).

Com o avanço contínuo do desenvolvimento de novas tecnologias no último século, as fibras naturais perderam espaço para fibras sintéticas em setores tradicionalmente ocupados por estas como o da indústria têxtil. Entretanto, devido à necessidade de se encontrar materiais que combinem o alto desempenho com o baixo impacto ambiental fez com que, nas últimas décadas, aumentasse o número de pesquisas propondo fibras naturais, em especial as do tipo lignocelulósicas, extraída de plantas, tais como: juta, sisal, coco, algodão, cânhamo, rami, bambu, curauá entre muitas outras, como materiais de engenharia na confecção de compósitos em substituição das tradicionalmente utilizadas fibras sintéticas (Crocker, 2008; Faruk et al. 2012; Güven et al., 2016; John e Thomas, 2008; Mohanty, Misra e Drzal, 2002; Monteiro et al. 2009; Monteiro et al., 2009; Monteiro et al., 2011a; Nascimento, Lopes e Monteiro 2010; Netravali e Chabba, 2003; Pappu et al., 2015; Sahed e Jong, 1999; Satyanarayana, Arizaga e Wypych, 2009; Thakur, Thakur e Gupta, 2014).

Em comparação com as fibras sintéticas, as fibras naturais apresentam vantagens, não só do ponto de vista ambiental, como também do ponto de vista econômico, social e técnicos o que levanta uma série de questões sobre o uso destas como material de engenharia apesar de algumas desvantagens em relação às fibras sintéticas (Monteiro et al., 2011a). Como desvantagens pode-se citar a alta variação em relação as propriedades mecânicas e sua baixa temperatura de degradação que limitam a utilização destes materiais.

A confecção de materiais compósitos reforçados com fibras naturais lignocelulósicas (FNL) extraídas de plantas é, de certa maneira, simples uma vez que estas necessitam de pouco ou nenhum processamento para serem utilizadas. Como consequência disso, as fibras naturais são muitas vezes empregadas em sua forma natural, ou seja, sem que tenha sido feito algum tipo de tratamento. Entretanto, é possível melhorar o desempenho dos compósitos com tratamentos de mercerização ou qualquer outro tipo de tratamento químico ou mecânico que melhore a aderência da fibra na matriz ou a resistência da própria fibra.

Os compósitos reforçados com FNL são nas mais variadas aplicações como na indústria automobilística (Holbery e Houston, 2006; Zah *et al.*, 2007; Thomas *et al.*, 2011;) e,

particularmente como reforço em blindagens balísticas (Wambua *et al.*, 2007; Abidin *et al.*, 2013; Da Luz *et al.*, 2015; Da Cruz *et al.*, 2015; Monteiro *et al.*, 2015; Rohen *et al.*, 2015;)

Nesse cenário o Brasil, devido a sua vasta extensão territorial, é um potencial candidato para o cultivo de fibras naturais. Segundo o IBGE (Brasil, 2016), entre janeiro e fevereiro de 2015, a área cultivada pelas principais culturas do país compreende cerca de 73 milhões de hectares, correspondendo apenas a 8,6 % da extensão territorial do país. Mesmo se considerarmos as regiões ocupadas pela população, as reservas legais, ou qualquer outro tipo de área em que seja inviável o cultivo, o Brasil ainda possui área cultivável de sobra para atender o possível surgimento de um novo setor da indústria, o de materiais compósitos reforçados com FNL, sem que ocorra algum tipo de prejuízo com relação ao cultivo de alimentos ou criações de animais.

Além disso, verifica-se que, no Brasil, a produção de fibras sintéticas é baixíssima devido ao pequeno número de patentes e à baixa produção industrial em relação ao consumo interno, fato que fica evidente no caso da fibra de carbono (BNDES, 2014).

Assim, devido as boas propriedades das FNL, juntamente com o potencial do Brasil para cultivo e a necessidade do mercado de desenvolver materiais ambientalmente corretos de alto desempenho, o país se encontra em uma situação favorável com relação ao desenvolvimento de compósitos reforçados com estas fibras. Esse assunto serve de base para esta dissertação que propõe estudar compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras de curauá. A seguir a revisão bibliográfica.

## 2. OBJETIVO DO ESTUDO

Visando a possível utilização das fibras naturais de curauá como substituto de fibras sintéticas, o trabalho terá como objetivo geral determinar alguns dos parâmetros da confecção de compósitos de matriz poliéster reforçados com estas para se obter materiais de alto desempenho.

Para se alcançar o objetivo geral serão realizados uma série de análises a fim de aumentar o conhecimento do material. Essas análises compreendem os objetivos secundários do trabalho, que são:

- Mostrar que é possível de se obter compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras de curauá de alto desempenho sem que seja necessário tratamentos químicos na fibra reduzindo, assim, o custo de confecção;
- Verificar como a variação das propriedades das fibras de curauá influenciam nas propriedades finais dos compósitos;
- Verificar como a orientação das fibras de curauá refletem no comportamento mecânico do compósito submetidos a ensaios de impacto e flexão.
- Analisar a superfície de fratura dos compósitos a fim de se verificar os mecanismos de fratura presentes e como estes influenciam a resistência do material.
- Determinar qual a fração volumétrica ótima de fibra de curauá a ser incorporado para a confecção de compósitos de alto desempenho.
- Realizar análises estatísticas a fim de se determinar qual o valor das propriedade mecânicas do compósito e qual o nível de confiabilidade dos resultados.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. FIBRAS NATURAIS

As fibras naturais são obtidas de diversas fontes de origem animal como a seda, a lã e a teia de aranha, mineral como o amianto e de origem vegetal como as lignocelulósicas (Bledzki e Gassan, 1999). Estas fibras são obtidas em sua forma natural e requerem pouco ou nenhum processamento para que sejam utilizadas como matérias primas.

Devido sua enorme biodiversidade e extensão territorial, o Brasil é um país que possui uma vantagem natural na disponibilidade de fibras naturais para utilização na indústria têxtil ou como material de engenharia (Satyanarayana *et al.*, 2005; Satyanarayana, Guimarães e Wypych, 2007; Medina, 1959).

Com o recente interesse da comunidade científica na procura de materiais ambientalmente corretos, é crescente o número de pesquisas sugerindo fibras naturais de origem vegetal, em especial as (FNL) como reforço em compósitos. Apesar de ser possível extrair fibras naturais de diversas variedades de plantas, nem sempre estas podem ser utilizadas como materiais de engenharia.

As FNL se apresentam como uma parcela viável das fibras naturais a serem estudadas. O fato de serem baratas, biodegradáveis, renováveis, demandarem pouca tecnologia para sua extração, abundantes ao redor do mundo e virtualmente infinitas, já que podem ser cultivadas, aliadas às boas propriedades mecânicas são listadas como algumas das vantagens (Bledzki e Gassan, 1999; Crocker, 2008; Faruk *et al.*, 2012; Güven *et al.*, 2016; John e Thomas, 2008; Mohanty, Misra e Drzal, 2002; Mohanty, Misra e Hinrichsen, 2000; Monteiro *et al.*, 2009; Monteiro *et al.*, 2011a; Nascimento, Lopes e Monteiro 2010; Netravali e Chabba, 2003; Pappu *et al.*, 2015; Sahed e Jong, 1999; Satyanarayana, Arizaga e Wypych, 2009; Thakur, Thakur e Gupta, 2014) das FNL em relação às fibras sintéticas.

### 3.1.1. FIBRAS NATURAIS LIGNOCELULÓSICAS

Em comparação com as fibras sintéticas algumas fibras lignocelulósicas apresentam boas propriedades mecânicas. Na TAB. 3.1 (adaptado de Monteiro *et al.*, 2011a) estão listadas algumas das propriedades de certas FNL em comparação com fibras sintéticas.

TAB. 3.1: Propriedades das FNL em comparação com fibras sintéticas (adaptado de Monteiro *et al.*, 2011a).

Fibra	Densidade “ $\rho$ ”	Resistência à tração “ $\sigma$ ” (MPa)	Módulo de Elasticidade “E” (GPa)
<b>Bagaço de cana-de-açúcar</b>	0,34-0,49	135-222	15-17
<b>Bambu</b>	1,03-1,21	106-204	---
<b>Banana</b>	0,67-1,50	700-800	27-32
<b>Buriti</b>	0,63-1,12	129-254	---
<b>Coco</b>	1,15-1,52	95-220	4-6
<b>Algodão</b>	1,51-1,60	287-800	6-13
<b>Curauá</b>	0,57-0,92	117-3000	27-80
<b>Linho</b>	1,30-1,50	344-1035	26-28
<b>Juta</b>	1,30-1,45	393-800	13-27
<b>Piaçava</b>	1,10-1,45	109-1750	5-6
<b>Abacaxi</b>	1,44-1,56	362-1627	35-86
<b>Rami</b>	1,5	128-1080	61-128
<b>Sisal</b>	1,26-1,50	287-913	9-28
<b>Fibra de vidro (E-glass)</b>	2,50-2,58	2000-3450	70-73
<b>Carbono</b>	1,78-1,81	2500-6350	230-400
<b>Aramida</b>	1,44	3000-4100	63-131

Pode ser observado que, de maneira geral, as FNL apresentam baixa densidade em relação às fibras sintéticas. Devido a esta característica é possível a incorporação destas como reforço em materiais compósitos levando a materiais de propriedades superiores e com baixo peso.

A estrutura que dá à FNL suas propriedades é constituída por várias células vegetais. Cada célula vegetal é composta por microfibrilas que crescem ao redor do lúmen em várias camadas formando uma parede celular primária e secundárias em forma espiral com diferentes ângulos. Estas microfibrilas, por sua vez, são formadas por cristais de moléculas de celulose chamados de micelas. As microfibrilas estão dispersas em uma matriz composta de hemicelulose e lignina. A FIG. 3.1 mostra a estrutura de uma fibra natural enquanto a FIG. 3.2 (adaptado de Bledzki e Gassan 1999) mostra como as microfibrilas estão dispersas

de maneira tridimensional (FIG. 3.2 a) e bidimensional (FIG. 3.2 b) na matriz de hemicelulose e lignina.

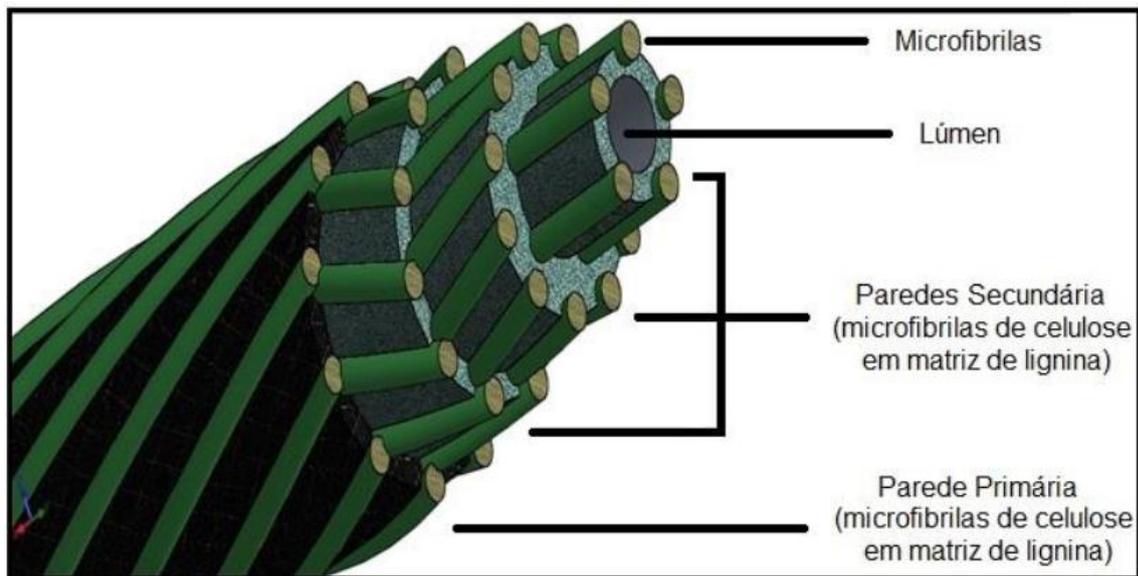


FIG. 3.1: Estrutura das fibras lignocelulósicas.

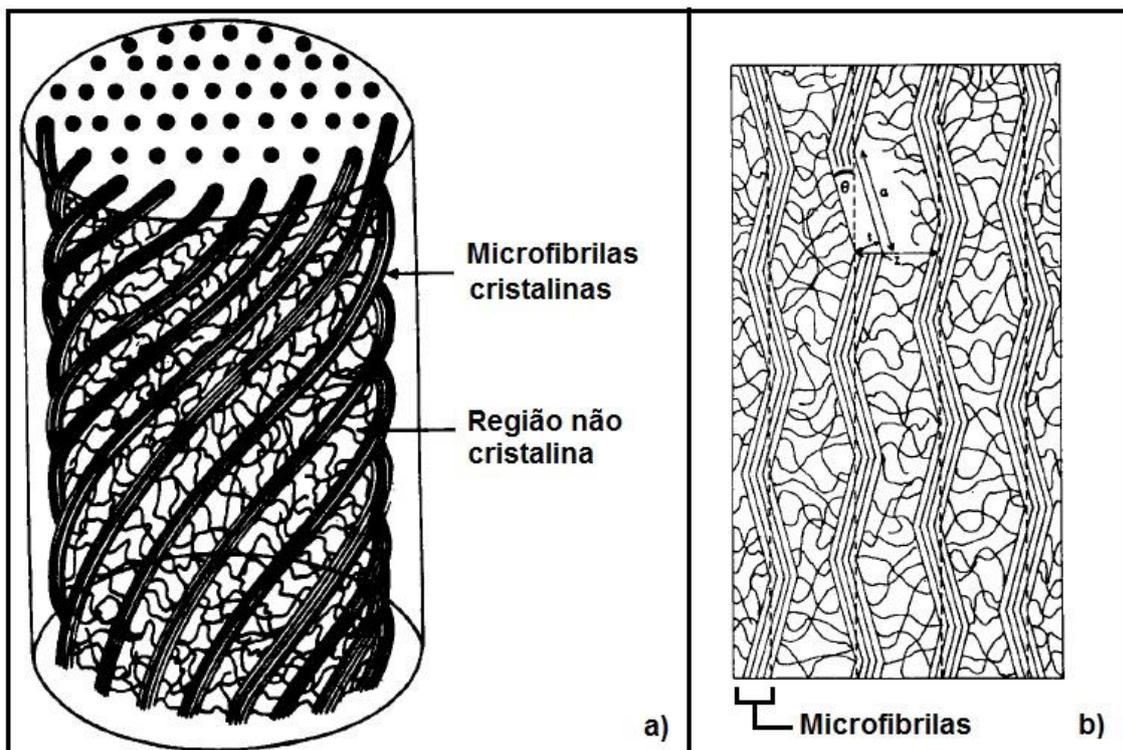


FIG. 3.2: Dispersão das microfibrilas na matriz de hemicelulose/Lignina. (Bledzki e Gassan 1999).

Na TAB. 3.1 pode ser observada uma grande dispersão nos valores das propriedades das FNL. Como o crescimento desta complexa estrutura é controlado pelo metabolismo celular vegetal, a configuração de cada fibra é portanto influenciado pelos fatores que controlam esse processo. Tais fatores, como composição do solo, abundância hídrica,

quantidade de luminosidade ou até mesmo a carga genética de cada planta (Fernandes, 2012) por se apresentarem de maneira não homogênea, acarretam variações nos teores de celulose, hemicelulose e lignina, além da variação do ângulo espiral das microfibrilas em relação à orientação do lúmen, características estas que estão diretamente relacionadas com as propriedades destas fibras (Bledzki e Gassan 1999).

Monteiro *et al.* (2011a) mostram ainda que existe uma tendência de aumento das propriedades mecânicas de algumas FNL com o inverso do diâmetro destas fibras. A explicação desse fenômeno se dá pela menor quantidade de defeitos apresentado nas fibras de menor diâmetro em relação às fibras de maior diâmetro, que torna as fibras mais finas mais resistentes. A FIG. 3.3 (adaptado de Monteiro *et al.*, 2011a) mostra gráficos plotados a partir de dados experimentais da resistência a tração média de algumas FNL em função do diâmetro médio destas.

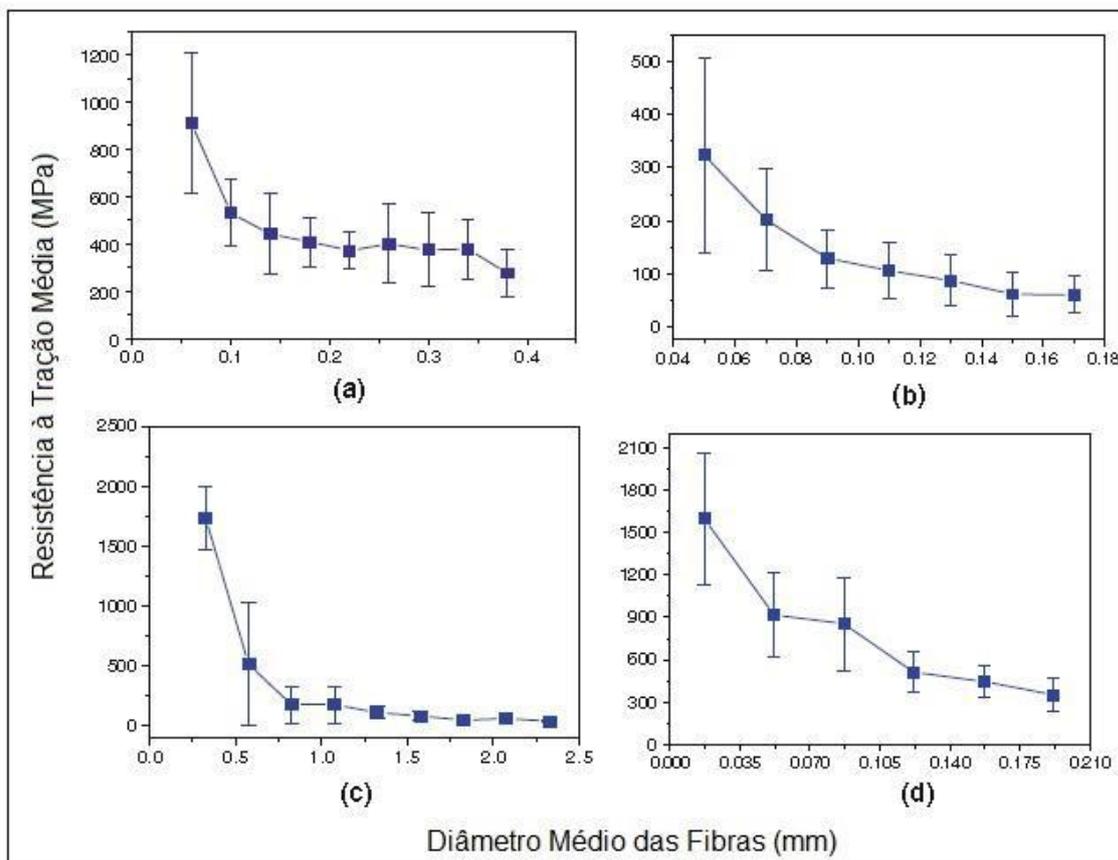


FIG. 3.3: Resistência a tração média em função do diâmetro médio destas de fibras de sisal (a), juta (b), piaçava (c) e rami (d). (Adaptado de Monteiro *et al.*, 2011a).

A padronização dos métodos de cultivo juntamente com a seleção das matrizes genéticas das plantas tende a tornar as composições de constituintes mais homogêneas dentro da mesma espécie, sugerindo uma diminuição na variação das propriedades finais das FNL.

### 3.1.2. CONSTITUINTES PRINCIPAIS DAS FNL

Dentre os componentes principais das FNL, estão a celulose, a hemicelulose e a lignina (Bledzki e Gassan 1999). A celulose é um polímero natural linear composto por unidades de D-anidroglicopiranosose unidas por ligações  $\beta$ -1,4-glicosídicas. Já a hemicelulose é um polissacarídeo que apesar de ter sua estrutura similar à da celulose, apresenta diferentes características como menor grau de polimerização, alto grau de inter cruzamento e é constituída por diferentes açúcares ao contrário da celulose. A FIG. 3.4 mostra a estrutura da cadeia de celulose (Mohanty, Misra e Drzal, 2005).

As ligninas são hidrocarbonetos complexos compostos por anéis alifáticos e aromáticos e se apresentam de maneira amorfa. A estrutura da lignina estrutura é mostrada na FIG. 3.5. (Mohanty, Misra e Drzal, 2005).

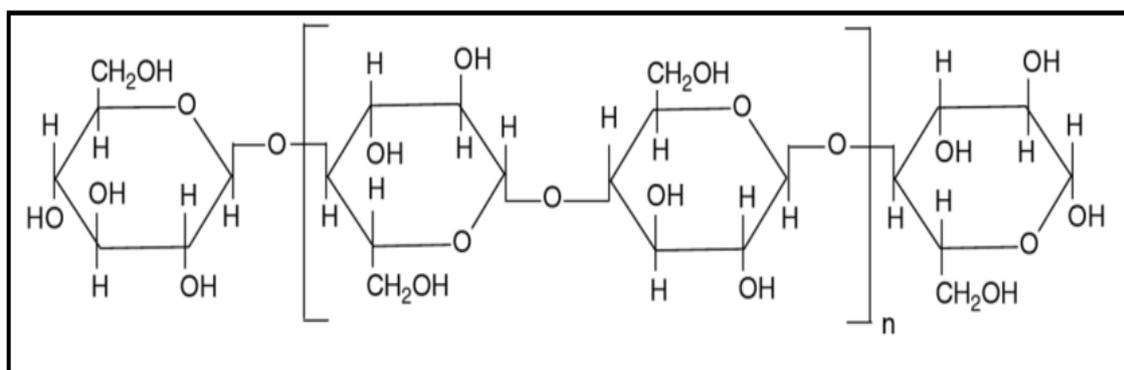


FIG. 3.4: Estrutura da cadeia de celulose (Mohanty, Misra e Drzal, 2005).

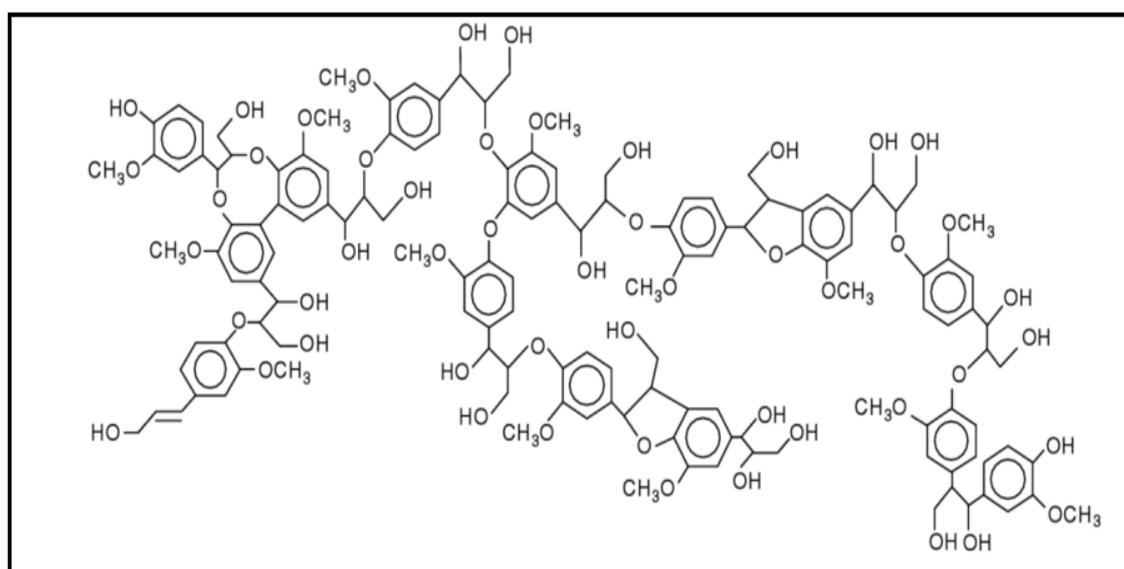


FIG. 3.5: Estrutura da cadeia de Lignina (Mohanty, Misra e Drzal, 2005).

Entre as FNL, destaca-se a fibra de curauá que será investigada como um reforço para compósitos de matriz polimérica com as mais altas resistências mecânicas.

### 3.2. O CURAUÁ

O curauá (*Ananas erectifolius*) é uma planta bromeliácea cultivada na Amazônia paraense. Em regiões, como a do Vale do Jarí, esta planta é uma importante fonte de renda, pois se apresenta como uma alternativa economicamente viável de cultivo em terrenos semiáridos e degradados. O cultivo desta planta nessas regiões cumpre ainda um fator social importante que é o resgate da identidade cultural local e também promove o sustento de pequenas aldeias que carecem de outras fontes de renda (EcoDebate, 2008).

As folhas desta planta, de onde são extraídas FNL se apresentam, em média, com 1,5 m de comprimento e 4 cm de largura. Cada planta produz entre 12 a 15 folhas de onde é retirado cerca de 2 quilos de fibras que são coletados até duas vezes ao ano segundo Ramalho (2005). A FIG. 3.6 (Ramalho, 2005) mostra uma plantação familiar de curauá (FIG. 3.6 a), e as fibras sendo utilizadas na fabricação de papel para pintura (FIG. 3.6 b).

A fibra de curauá pode ainda ser cultivada de maneira intensiva em grandes plantações o que garante um aumento de produtividade e produção. Além disso, o cultivo intensivo proporciona a padronização da produção e diminui a variação genética da planta, garantindo fibras com menor variação de suas propriedades. A FIG. 3.7 (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005) demonstra as etapas desse processo. Pode ser observado, nesta figura, o plantio (FIG. 3.7 a) e a plantação pronta para a colheita (FIG. 3.7 b) da plantação pertencente à PERMATEC TRIAGEL DO BRASIL.



FIG. 3.6: Plantação familiar de curauá (a) e utilização de suas fibras na fabricação de papel (b) (Ramalho, 2005).



FIG. 3.7: Cultivo do curauá. Plantio (a) e plantação formada (b) (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005).

Após a colheita, as folhas do curauá passam por algumas etapas de processamento para a obtenção das fibras. Esse processamento garante a obtenção da fibra na sua forma final sem que cause prejuízo a suas propriedades.

### 3.2.1. A FIBRA DE CURAUÁ

O processo de extração da fibra de curauá a partir da folha já colhida consiste em uma etapa de moagem, em seguida as fibras são lavadas, batidas e colocadas em água para mercerizar por alguns dias. Elas são, então, lavadas novamente para a retirada de sujeiras e, por fim, postas para secar. A FIG. 3.8 (John, 2016) ilustra o processo de moagem (FIG. 3.8 a) e as fibras processadas após o processo de mercerização e lavagem (FIG. 3.8 b) enquanto que a FIG. 3.9 (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005) mostra as fibras postas para secar em estufa.



FIG. 3.8: Processo de moagem (a) e as fibras processadas (b) (John, 2016).



FIG. 3.9: Fibras postas para secar em estufa (Pematec Triangel do Brasil Ltda, 2005).

A fibra de curauá possui seu diâmetro médio de fibra entre a faixa de 0,05-0,23 mm distribuído conforme o histograma mostrado na FIG 3.10 (Simonassi *et al.*, 2012). O curauá apresenta, como em outras fibras lignocelulósicas, uma variação de propriedades inversamente proporcional ao diâmetro (Monteiro *et al.*, 2011a; Simonassi *et al.*, 2012). A FIG 3.11 (Simonassi *et al.*, 2012) mostra como o diâmetro médio influencia no Módulo de Elasticidade e na densidade da fibra de curauá.

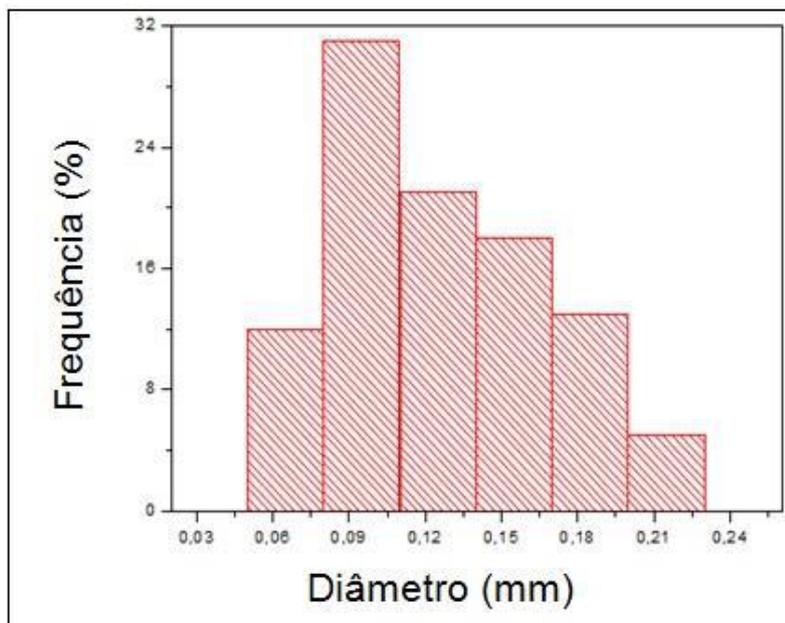


FIG. 3.10: Distribuição estatística do diâmetro da fibra de curauá (Simonassi *et al.*, 2012).

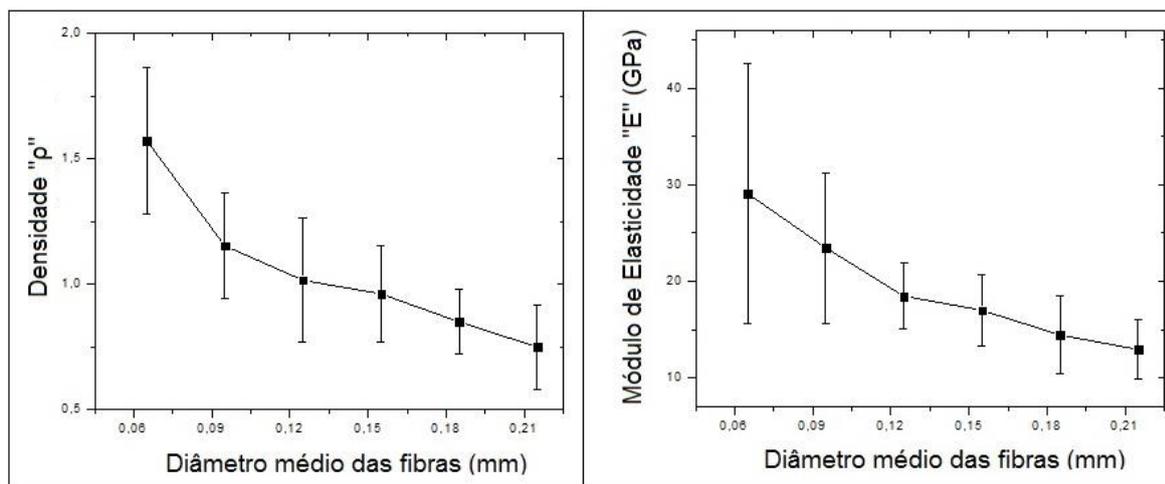


FIG. 3.11: Densidade e Módulo de Elasticidade da fibra de curauá em função do diâmetro médio da fibra (Simonassi et al., 2012).

Do mesmo modo como acontece uma grande dispersão nos resultados de outras FNL, no curauá, é notável uma variação muito grande em relação à média das propriedades dessas fibras. Dessa maneira é comum em trabalhos envolvendo fibras naturais ou compósitos reforçados com fibras naturais o uso da análise estatística de Weibull (Zhang *et al.*, 2002; Da Costa *et al.*, 2010; Simonassi *et al.* 2012; Fidelis *et al.*, 2013), para que se tenha uma maior confiança nos valores obtidos.

A resistência da fibra de curauá foi determinada por Simonassi (2015) como sendo uma função inversa de seu diâmetro de seu diâmetro. A TAB. 3.2 Apresenta os valores obtidos através da análise estatística de Weibull para essa pesquisa. A partir desses dados foi obtido.

TAB. 3.2: Valores de Weibull da resistência a tração da fibra de curauá segundo seu intervalo de diâmetro (Simonassi, 2015).

Intervalo de diâmetro (mm)	Módulo de Weibull "β"	Unidade característica de Weibull "θ" (MPa)	R <sup>2</sup>
0,05-0,08	2,669	578,4	0,8753
0,08-0,11	3,575	449,8	0,8516
0,11-0,14	2,022	340,5	0,8321
0,14-0,17	2,053	292,0	0,9231
0,17-0,20	2,886	274,8	0,8798
0,20-0,23	2,518	228,0	0,9031

### 3.3. RESINAS POLIMÉRICAS

Os polímeros naturais foram utilizados pela humanidade durante séculos. Com o avanço da tecnologia de pesquisa foi possível se investigar e, posteriormente, sintetizar algumas das

complexas estruturas que os compõem. Entre o fim da segunda guerra mundial até os dias atuais, a necessidade de materiais de baixo custo e bom desempenho provocado pelo aumento no consumo mundial acarretou o desenvolvimento de resinas termorrígidas de alto desempenho como o poliéster que são de ampla utilização no mercado (Bridson, 1966; Callister Jr. e Rethwisch, 2014).

### 3.3.1. O POLIÉSTER

O poliéster é um dos copolímeros mais versáteis e empregados mundo. Estes são utilizados comercialmente na forma de fibras, na produção de embalagens, compósitos ou até mesmo como revestimento. Constituem-se de cadeias de macromoléculas heterogêneas que possuem grupos éster como componente principal de sua estrutura polimérica. As resinas poliéster são classificadas de acordo com os reagentes utilizados em resinas saturadas, resinas álcalis, resinas de éster vinílico ou resinas insaturadas (Dholakiya, 2012; Da Luz, 2015).

O poliéster insaturado é produto da condensação de ácidos insaturados ou anidridos com grupos glicóis, na presença ou não de diácidos. Uma mistura inicial de propileno glicol, anidrido ftálico e ácido p-toluenossulfônico, utilizando xileno como solvente. A mistura é aquecida e inicia-se a reação. Posteriormente é adicionado anidrido maleico para que a reação de polimerização ocorra. Durante a reação de esterificação a formação de água resultante é constantemente retirada uma vez que inibe a reação em grandes quantidades. Conforme a temperatura da reação cai, o xileno e impurezas voláteis são retirados da mistura por destilação. Em seguida é adicionado hidroquinona que atua como inibidor, interrompendo o processo de polimerização. Nessa fase obtém-se a resina poliéster insaturado em fase líquida mesmo em temperatura ambiente. Com a adição de estireno, tem-se a reação irreversível de intercruzamento das cadeias que garante a rigidez do poliéster (Dholakiya, 2012). A FIG. 3.12 adaptada de Dholakiya (2012) ilustra estas etapas.

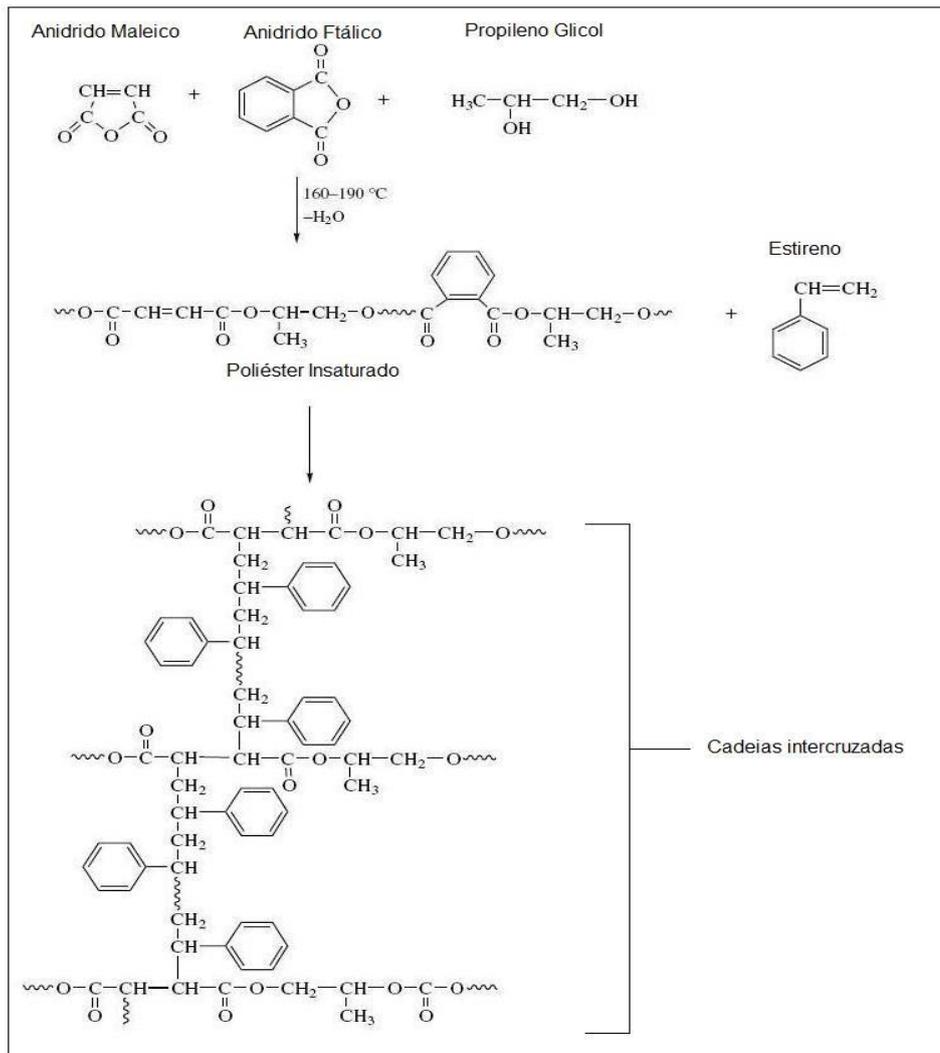


FIG. 3.12: Etapas para a obtenção do Poliéster (adaptado de Dholakiya, 2012).

Estas resinas são utilizadas de maneira líquida e, a partir da adição do iniciador se decorre o processo de polimerização o que torna a utilização desta resina muito versátil.

### 3.4. MATERIAIS COMPÓSITOS

Apesar de não haver uma definição completamente aceita sobre o que é um material compósito, esta classe de materiais pode ser compreendida como um material composto por, ao menos, dois materiais pertencentes aos grandes grupos de materiais: cerâmicos, metálicos ou poliméricos. Quando unidas as fases para a criação de um material compósito, obtém-se um novo material com propriedades únicas diferentes dos materiais originais. Essas fases devem possuir uma afinidade química minimamente favorável de modo a se formar uma interface. Dessa maneira materiais compósitos podem ser criados e são utilizados

mundialmente para sanar as mais variadas necessidades da engenharia. (Callister Jr. e Rethwisch, 2014).

Normalmente quando se desenvolve um material compósito, se utiliza uma ou mais fase denominada de fase reforço dispersa em uma fase matriz de modo que o reforço melhore certas propriedades da matriz.

Conforme mostrado na FIG. 3.13, adaptado de Callister Jr. e Rethwisch (2014), os compósitos podem ser classificados conforme a forma e orientação do reforço na matriz.

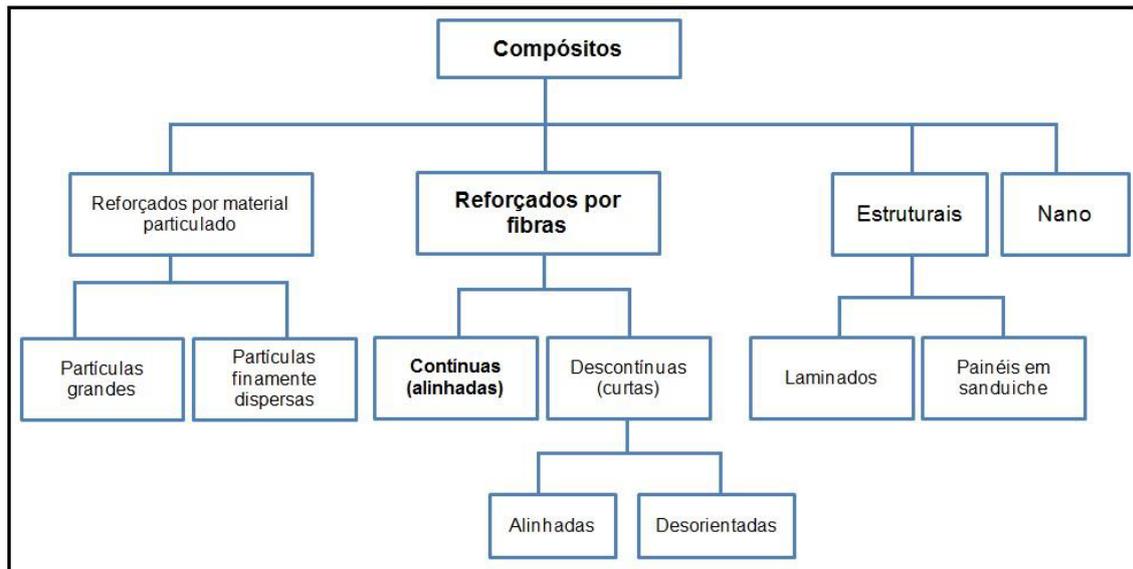


FIG. 3.13: Classificação dos compósitos (Callister Jr. e Rethwisch, 2014).

Ao se estudar compósitos é possível se estipular, dentro de determinadas condições, as propriedades de um compósito a partir da regra das misturas. Esta regra considera que determinada propriedade do material é dado pela média ponderada das propriedades das fases presentes no compósito. Normalmente ocorrem desvios dessa regra, pois ela leva em conta condições ideais, como interface perfeita, mas ela pode ser utilizada como uma previsão aproximada das propriedades de um compósito, ou até a verificação das propriedades da interface por comparação.

### 3.5. COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FNL

Compósitos reforçados com fibras naturais vêm sendo estudado por pesquisadores ao redor do mundo. Os dados apresentados na TAB. 3.3 mostram os valores de resistência à tração de compósitos reforçados com várias FNL para diferentes matrizes e frações de fibra incorporadas.

TAB. 3.3: Valores de resistência à tração de compósitos reforçados com várias FNL para diferentes matrizes e frações de fibra. Adaptado de: Shah<sup>1</sup>, (2013), Faruk<sup>2</sup> *et al.* (2012), Summerscales<sup>3</sup> *et al.*, (2010), Bledzki e Gassan<sup>4</sup> (1999), Gupta e Srivastava<sup>5</sup> (2014), (2014), Santafé Jr.<sup>6</sup>, *et al.* (2010), Obele e Ishidi<sup>7</sup> (2015), Rong<sup>8</sup> *et al.* (2001), Oksman<sup>9</sup> *et al.* (2002), Ochi<sup>10</sup>, (2012), Le e Pickering<sup>11</sup>, (2015), Newman<sup>12</sup> *et al.*, (2010).

<b>Fibra</b>	<b>Matriz</b>	<b>Fração de fibra (%)</b>	<b>Resistência à Tração (MPa)</b>
<b>Juta</b>	Poliácido lático <sup>2</sup>	30 (% Vol.) **	81,9
	(PHB-V <sup>2</sup> ) *	30 (% Vol.)	35,2
	Polipropileno <sup>2</sup>	30 (% Vol.)	47,9
<b>Linho</b>	Polipropileno <sup>1</sup>	40 (% Mas.) ***	57
	Poliácido lático <sup>3</sup>	40 (% Vol.)	133
	Epóxi <sup>3</sup>	40 (% Vol.)	99
<b>Coco</b>	Polipropileno <sup>1</sup>	40 (% Mas.)	10
	Poliéster <sup>6</sup>	10 (% Vol.)	30,9
	Epóxi <sup>7</sup>	30 (% Mas.)	23,7
<b>Sisal</b>	Polipropileno <sup>4</sup>	40 (% Mas.)	55
	Polipropileno <sup>1</sup>	40 (% Mas.)	34
	Epóxi <sup>5</sup>	30 (% Mas.)	132,8
	Epóxi <sup>8</sup>	73 (% Mas.)	410
	Epóxi <sup>8</sup>	73 (% Mas.)	330
	Epóxi <sup>9</sup>	48 (% Mas.)	211
<b>Celulose artificial</b>	Poliácido lático <sup>2</sup>	30 (% Vol.)	92
	PHB-V <sup>2</sup>	30 (% Vol.)	41,7
	Polipropileno <sup>2</sup>	30 (% Vol.)	71,6
<b>Bambu</b>	Resina à base de Amido <sup>10</sup>	30 (% Vol.)	120,2
	Resina à base de Amido <sup>10</sup>	50 (% Vol.)	209,3
<b>Bambu</b>	Resina à base de Amido <sup>10</sup>	70 (% Vol.)	364,7
<b>Harakeke</b>	Epóxi <sup>11</sup>	50/55 (% Mas.)	223
	Epóxi <sup>12</sup>	52 (% Mas.)	211

\*Poli-hidroxibutirato-co-valerato. \*\*Fração volumétrica de fibras. \*\*\*Fração mássica de fibras.

Como pode ser observado na TAB. 3.3, os mais variados valores de resistência podem ser observados em compósitos reforçados com a mesma fibra. Essa diferença está associada ao nível de interação entre a fibra e matriz ou até mesmo a resistência da própria matriz.

Outra informação importante que pode ser extraído da TAB. 3.3, é que, com diferentes tratamentos feitos na fibra, os valores de propriedades mecânicas irão variar. Isso fica bem

evidente quando se comparam os dados de sisal (Bledzki e Gassan, 1999; Gupta e Srivastava, 2014; Oksman *et al.*, 2002; Rong, *et al.*, 2001; Shah, 2013). Para a mesma quantidade de fibra incorporada no mesmo tipo de matriz, obtêm-se valores diferentes de resistência à tração e módulo de elasticidade.

De maneira geral (Shah, 2013; Faruk *et al.*, 2012; Summerscales *et al.*, 2010; Bledzki e Gassan, 1999; Gupta e Srivastava, 2014; Santafé Jr *et al.*, 2010; Obele e Ishidi 2014; Ochi, 2012; Oksman *et al.*, 2002; Rong, *et al.*, 2001; Ochi, 2012; Le e Pickering, 2015; Newman *et al.*, 2010) com o incremento da quantidade de FNL incorporadas no compósito, o este tende a aumentar sua resistência mecânica e ocorre a diminuição da rigidez do material.

### 3.6. COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CURAUÁ

Da mesma maneira como ocorre com as demais FNL, com o aumento da quantidade de fibra de curauá incorporado no compósito, o material tende a aumentar a resistência à tração (Lopes, 2011). A TAB. 3.4 mostra as propriedades de resistência a tração da fibra de curauá quando incorporada em diferentes quantidades, matrizes poliméricas e tratamentos de fibra.

TAB. 3.4: Propriedades da fibra de curauá quando incorporada em diferentes quantidades, matrizes e tratamentos. Adaptado de Santos<sup>1</sup> *et al.* (2009); Lopes<sup>2</sup> (2011) Da Luz e Lenz<sup>3</sup> (2011), Gomes<sup>4</sup> *et al.*, (2007).

<b>Matriz</b>	<b>Fração de fibra (%)</b>	<b>Resistência à Tração (MPa)</b>	<b>Tratamento</b>
Poliamida-6 <sup>1</sup>	20 (%Mas) *	80	N/A***
Poliéster <sup>2</sup>	30 (%Vol) **	86,9	N/A
Poliéster <sup>2</sup>	40 (%Vol)	103,2	N/A
Epóxi <sup>2</sup>	30 (%Vol)	89,5	N/A
Epóxi <sup>2</sup>	35 (%Vol)	95,2	N/A
Polipropileno <sup>3</sup>	10 (%Mas)	27	N/A
Resina à base de Amido <sup>4</sup>	78 (%Mas)	216	N/A
Resina à base de Amido <sup>4</sup>	70 (%Mas)	275	“Pre-forming” e Mercerização
Resina à base de Amido <sup>4</sup>	70 (%Mas)	327	“Prepreg” e Mercerização

\*Fração volumétrica de fibras. \*\*Fração mássica de fibras. \*\*\*Não aplicado.

Com o objetivo de se melhorar a interface entre as fases reforço e matriz, é comum a utilização de tratamentos de superfície da fibra (Monteiro, *et al.* 2011b). Segundo Gomes *et al.* (2004), após tratamentos álcalis, a fibra de curauá melhora sua interface com a matriz e

seus compósitos podem ultrapassar os 130 MPa de resistência à tração e têm seu desempenho superior ao de fibras não tratadas.

### 3.7. MÉTODO ESTATÍSTICO DE WEIBULL

Em alguns casos, como o estudo do comportamento mecânico de FNL e compósitos reforçados com FNL, os resultados obtidos de suas propriedades apresentam grande variância em seus resultados. Para fins de uso desse tipo de material em engenharia, se faz necessário o uso de valores de confiança.

São nesses tipos de casos que a análise estatística de Weibull se apresenta como uma alternativa satisfatória. Este tipo de tratamento estatístico se adapta para vários casos reais com ajuste de poucos parâmetros (Abernethy et al., 1983; O'Connor & Kleyner, 2012). A EQ. 3.1 Representa a função cumulativa de Weibull.

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\theta}\right)^\beta\right] \quad (3.1)$$

Onde  $\theta$  é a unidade característica e  $\beta$  o módulo de Weibull são os parâmetros de Weibull. A EQ. 3.1 é uma função exponencial e pode ser rearranjada obtendo-se, assim, a EQ. 3.2:

$$\ln\left[\ln\left(\frac{1}{1-F(x)}\right)\right] = \beta \ln(x) - [\beta \ln(\theta)] \quad (3.2)$$

A partir da EQ. 3.2 os parâmetros de Weibull podem ser obtidos por método gráfico quando os resultados são ordenados de maneira crescente, já que esta equação é uma reta com coeficiente angular  $\beta$  e coeficiente linear  $-\beta \ln(\theta)$  (O'Connor e Kleyner, 2012).

A unidade característica de Weibull pode ser entendido como a média de Weibull. Essa média, entretanto, não é simétrica e divide a distribuição dos dados em 63,2% e 46,8%. Assim, a resistência do material é tido como o valor da unidade característica de Weibull com 63,2% de certeza. Já o módulo de Weibull indica o nível da dispersão da distribuição, sendo mais estreita a distribuição dos dados, quanto maior o valor do módulo de Weibull.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Como os objetivos do trabalho foram os de avaliar os parâmetros de confecção dos compósitos a fim de se obter materiais de alto desempenho, foram escolhidos ensaios de Impacto Izod e de tração como sendo os mais viáveis para essa comparação.

A escolha desses ensaios se dão pelo fato de serem fáceis de serem realizados, bem como a confecção de seus corpos de prova. Além disso, estes são de grande conhecimento da comunidade científica o que facilita o processo de comparação com a literatura.

### 4.1. FIBRAS DE CURAUÁ

As fibras de curauá utilizadas neste trabalho foram fornecidas pela empresa PEMATEC TRIANGEL na forma de cachos. Para este trabalho, as fibras de curauá foram escovadas para, posteriormente, serem selecionadas em diâmetros mais finos e cortadas do tamanho do molde.

Conforme mostrado na FIG. 4.1 (FIG. 4.1 a), os cachos fornecidos estão limpos das impurezas residuais do processo de extração das fibras e podem ser facilmente escovadas (FIG. 4.1 b) para que estas fiquem desembaraçadas. O processo de escovação torna mais fácil a etapa de seleção das fibras finas que será realizado pela remoção manual das fibras mais grossas (FIG. 4.1 c). Posteriormente, estas fibras foram cortadas no tamanho do molde do corpo de prova (FIG. 4.1 d), lavadas com água destiladas e postas a secar com em estufa a 60° C por 24h.

A densidade da fibra varia em função do diâmetro conforme mostrado em FIG. 3.11. Assim o valor de densidade utilizado para os cálculos de fração volumétrica de fibras incorporada é o obtido pelo método de Weibull do intervalo de diâmetro médio mais fino compreendido entre 0,05 e 0,08 mm como sendo de 1,571. As fibras de diâmetro aleatório são as fibras que não sofreram nenhum tipo de seleção com relação ao diâmetro, portanto, seu valor de densidade é de 1,081 que foi obtido por meio de média ponderada entre o valor de densidade de cada intervalo de diâmetro e a frequência em que ocorrem (Simonassi *et al.* 2012). A partir da densidade, é possível calcular a quantidade exata de massa de fibra necessária para cada fração volumétrica de fibra desejada.

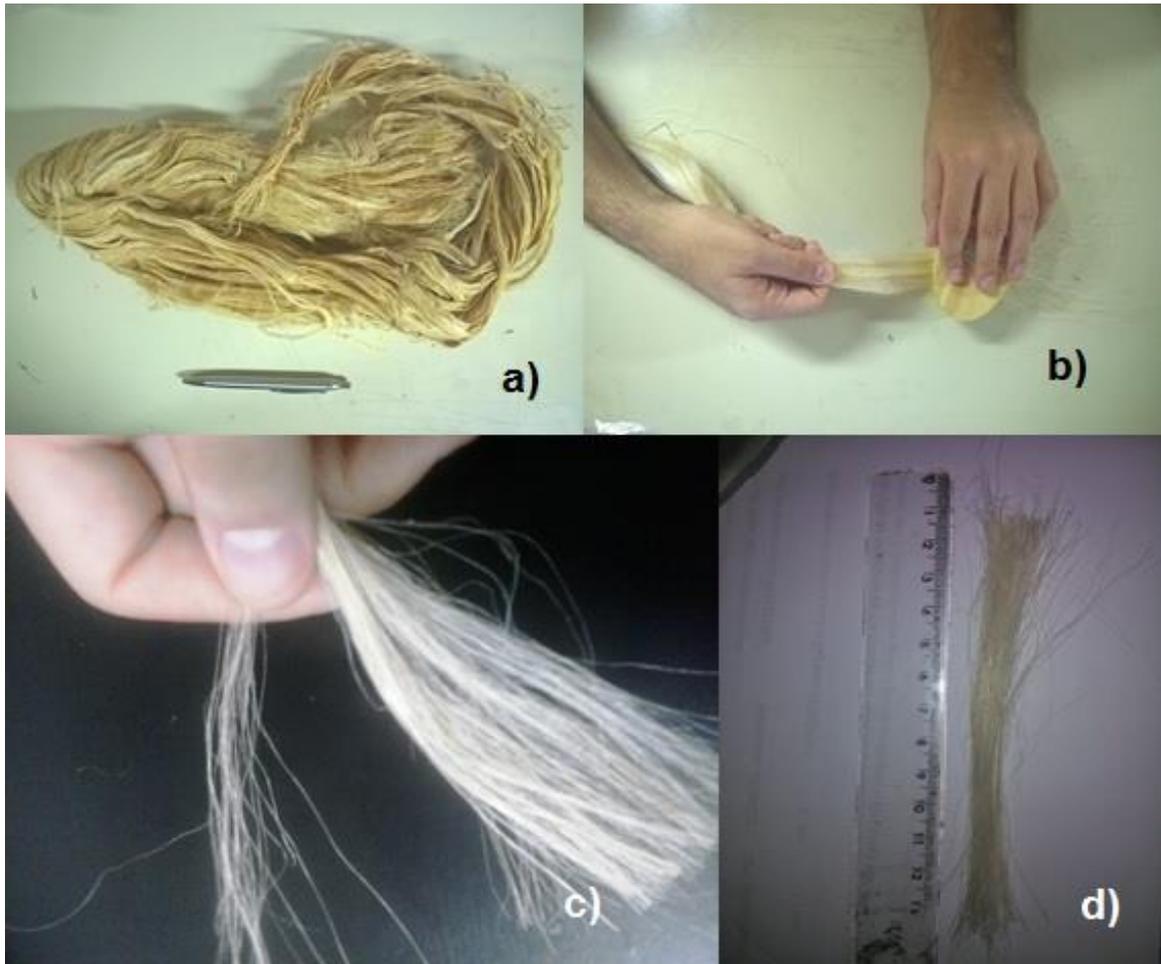


FIG. 4.1: Os cachos da fibra como fornecidos (a) processo de escovação (b), separação manual (c) e fibras cortadas no tamanho do molde (d).

As fibras utilizadas nos compósitos foram retiradas diretamente da estufa na confecção dos compósitos. Estas, já limpas, cortadas, separadas e pesadas, ficaram na estufa à 60 °C por 48 horas e foram utilizadas ainda quentes. Dessa maneira a umidade impregnada na superfície da fibra é minimizada, melhorando o nível de interações entre reforço e matriz do compósito.

#### 4.2. A RESINA POLIÉSTER

A resina utilizada na confecção dos corpos de prova será o poliéster cristal que atua como matriz dos compósitos. Essa resina é fornecida da empresa RESINPOXY. A resina se apresenta em estado líquido, e irá curar na presença do iniciador. A quantidade de 2% em massa de estireno foi utilizada, segundo especificação do fabricante.

## 4.3. ENSAIOS DE TRAÇÃO

### 4.3.1. O MOLDE DE TRAÇÃO

Para que possa ser inserida pressão durante a confecção dos corpos de prova, foi usado em aço, no Laboratório de Ensaio não Destrutivos, Corrosão e Soldagem (LNDC) da COPPE/UFRJ, um molde baseado na norma ASTM D638. O projeto da ferramenta foi desenvolvido de modo que após a retirada do compósito de dentro do molde, este já tem suas dimensões finais de acordo com os padrões da norma necessitando apenas de um acabamento com lixa para melhora da superfície. A FIG. 4.2 mostra o a ferramenta desmontada (FIG. 4.2 a) e as peças que a compõem: topo que se apresenta em vista invertida (FIG. 4.2 b), molde (FIG. 4.2 c) e base (FIG. 4.2 d). A FIG 4.3 mostra as dimensões de norma do corpo de prova após a retirada deste de dentro do molde.

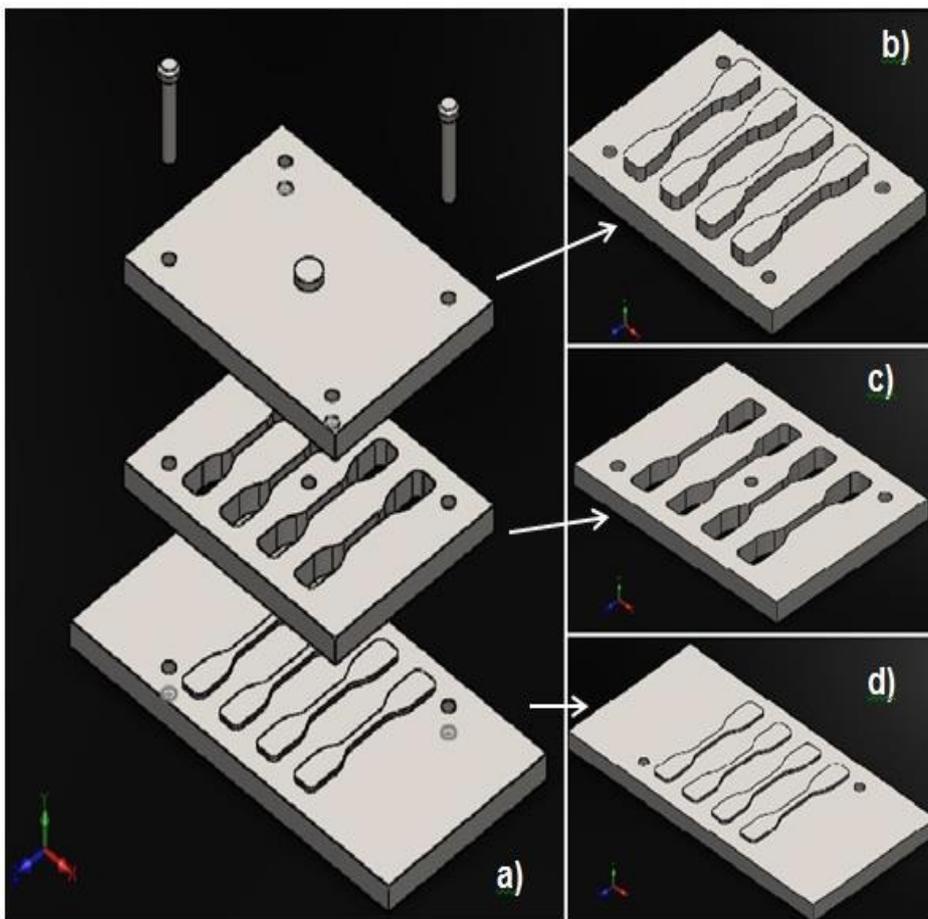


FIG. 4.2: Ferramenta desmontada (a) e as peças que a compõem: topo (em vista invertida) (b), molde (c) e base (d).

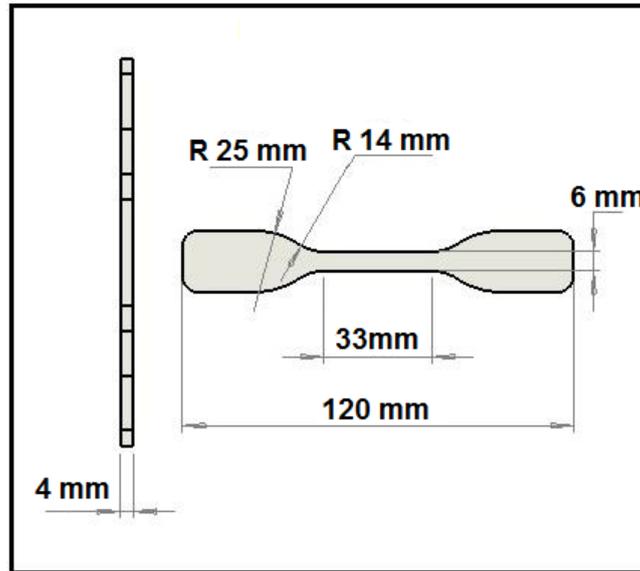


FIG. 4.3: Dimensões de norma do corpo de prova.

#### 4.3.2. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após as fibras serem preparadas conforme item 4.1, estas foram postas no molde juntamente com a mistura de resina e estireno. Uma vez que a resina esteja uniformemente impregnada na fibra e distribuída pelo volume do molde, a ferramenta é fechada e se aplica uma pressão de 5 toneladas com o auxílio da prensa hidráulica SKAY com capacidade para 30 toneladas mostrada na FIG. 4.4.



FIG. 4.4: Prensa hidráulica SKAY.

A mistura é deixada para curar durante um período de 24 horas em temperatura ambiente sob pressão. Após o período de 24 horas, os corpos de prova foram retirados do molde e, após um lixamento para melhoria de acabamento de superfície, os compósitos poderão ser

submetidos aos ensaios de tração. O aspecto dos corpos de prova, prontos para o ensaio é mostrado na FIG. 4.5.



FIG. 4.5: Corpos de prova de tração.

A ferramenta foi projetada para ser utilizada de maneira simples e facilitar a retirada do corpo de prova, uma vez que, a resina estivesse rígida. Durante a cura do polímero a base do molde fica fixa enquanto que a pressão exercida pela prensa é transmitida pelo topo do molde. O topo e o molde da ferramenta possuem roscas diretas aos quais são fixados parafusos removíveis que, após a cura do polímero, fazem força negativa separando as três partes da ferramenta. Após a separação das peças o topo da ferramenta é colocado na posição da base e é feito novamente pressão nessas duas peças desprendendo os corpos de prova do molde. Em seguida, as amostras são retiradas do molde facilmente com as mãos. Por fim, os corpos de prova são lixados, quando necessário, para retirada de rebarbas.

Visando-se obter os valores otimizados de fração volumétrica de fibra incorporados, foram confeccionados corpos de prova com reforço de fibras selecionadas finas e de diâmetro aleatório em frações volumétricas variando de 30 a 90%. Com os resultados preliminares foi possível se definir qual a fração máxima de fibra se pode incorporar no compósito levando em consideração os resultados de resistência a tração encontrados e outros parâmetros, como a integridade do corpo de prova durante o ensaio. A partir do valor otimizado dos ensaios de tração foram elaborados os demais corpos de prova deste estudo.

Os corpos de prova definitivos de tração foram confeccionados com fração volumétrica de 60% de fibras de curauá. As fibras utilizadas foram separadas segundo o valor do diâmetro médio destas e separadas entre fibras finas e fibras de diâmetro aleatório.

#### 4.3.3. ENSAIOS

Os ensaios de tração foram realizados em temperatura controlada de 25° C em uma máquina INSTRON modelo 3365 a uma taxa de deformação de 0,75 mm/min nos corpos de prova no LNDC da COPPE/UFRJ. A FIG. 4.6 mostra a máquina de ensaio de tração.



FIG. 4.6: Máquina de ensaio de tração INSTRON 3365.

O corpo de prova foi posicionado entre as garras do equipamento e foi colocado o extensômetro do próprio equipamento para que se pudesse analisar a deformação sofrida em relação à carga exercida. Com as medidas de área de secção útil de cada corpo de prova foi possível calcular os valores de tensão para cada etapa de deformação. A FIG. 4.7 mostra um corpo de prova nas condições do ensaio.



FIG. 4.7: Corpo de prova preso à máquina pronto para o ensaio.

Após o ensaio a máquina tem dois métodos de saída de dados: um gráfico como o mostrado na FIG. 4.8 possibilitando se obter as propriedades mecânicas do material por método gráfico; e também uma tabela contendo os valores a cada 0,05 s dos valores de carga em N e sua equivalente deformação em mm/mm, possibilitando uma análise estatística dos resultados. Por questões de confiabilidade, foram utilizadas as tabelas para obtenção dos resultados, enquanto que os gráficos foram utilizados apenas para conferência dos valores. A TAB. 4.1 mostra, como exemplo, parte dos valores de ensaio de um corpo de prova reforçado com fibras finas em fração volumétrica de 60% enquanto que a FIG. 4.8 mostra uma curva típica gerada pela máquina do ensaio.

TAB. 4.1: Valores de ensaio de um corpo compósito reforçado com 60% de fibras finas de curauá.

Medida	Tempo (s)	Extensão (mm)	Carga (N)	Deformação (mm/mm)
1	0	0	0,16476	-0,00001
2	0,05	0	0,15659	0
3	0,1	0,00024	0,13019	0,00001
4	0,15	0,00047	0,19219	0,00001
...	...	...	...	...

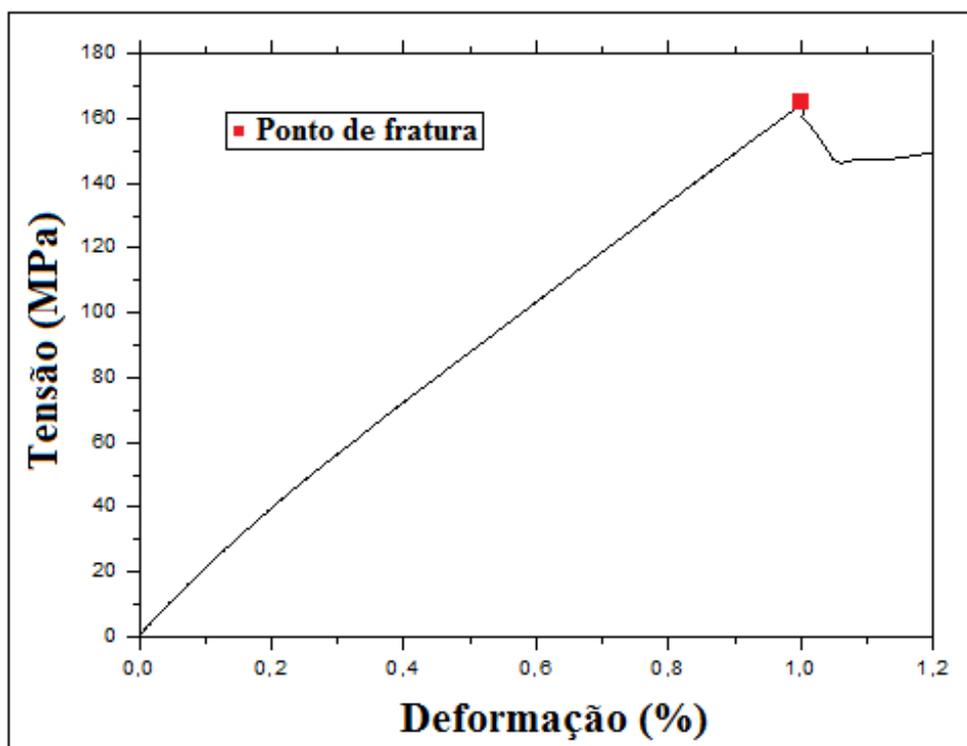


FIG. 4.8: Gráfico de resultados típicos dos ensaios de tração.

É válido observar que após o ponto de ruptura do material, a curva apresenta uma leve tendência à deformação negativa. Isso ocorre quando, durante a ruptura, o “strain gage” da própria máquina se solta do corpo de prova. As curvas de resultados do ensaio são apresentados sempre em conjuntos de quatro, conforme mostrado na FIG. 4.8 devido a configuração feita pelo técnico.

#### 4.4. ENSAIOS DE IMPACTO IZOD

##### 4.4.1. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após um processo de limpeza descrito no item 4.1 as fibras foram cortadas com 120 mm de comprimento de modo que estas pudessem ser colocadas dentro de um molde retangular de aço com dimensões 150 x 120 mm que é mostrado na FIG. 4.9. A mistura de resina e estireno foi adicionada às fibras conforme estas foram colocadas dentro do molde.



FIG. 4.9: Molde para confecção das placas.

Após a impregnação da fibra pela mistura de resina e endurecedor, o molde foi fechado e posto sob pressão de 5 toneladas para curar em temperatura ambiente por um período de 24 horas. Foram confeccionadas duas placas contendo 30% em fração volumétrica de fibra de curauá de diâmetro aleatório.

Posteriormente, as placas foram cortadas com uma serra em várias peças com dimensões de 60,25 x 12,7 x 10 mm para a confecção de corpos de prova padrão Izod de acordo com a norma ASTM D256. O entalhe de cada corpo de prova foi feito individualmente com uma brochadeira de dente único seguindo as exigências da norma:  $45^\circ \pm 1^\circ$  e raio de curvatura de  $0,25\text{mm} \pm 0,05\text{mm}$ . As espessuras sob o entalhe de cada corpo-de-prova foram medidos para que se pudesse calcular a quantidade de energia absorvida por comprimento.

O entalhe foi realizado levando-se em conta a orientação das fibras. Em um grupo de amostras, o entalhe foi feito em sentido perpendicular à orientação das fibras enquanto que outro grupo no sentido paralelo a estas. A FIG. 4.10 mostra o aspecto dos corpos de prova prontos para o ensaio.



FIG. 4.10: Corpos de prova de impacto.

#### 4.4.2. ENSAIOS

Os ensaios de impacto Izod foram conduzidos em um pêndulo PANTEC 25J do laboratório de Fibras Naturais do Instituto Militar de Engenharia. Durante os ensaios, o corpo de prova foi preso verticalmente com o entalhe centralizado e voltado para o lado onde o martelo impacta, como descreve o método A da ASTM D256. Para cada uma das peças com o impacto foi realizado com um martelo de 22J. A energia absorvida foi obtida e os resultados foram analisados estatisticamente. A FIG. 4.11 mostra um esquema de como funciona o método A da norma (FIG 4.11 a) e a máquina utilizada no ensaio (FIG 4.11 b).

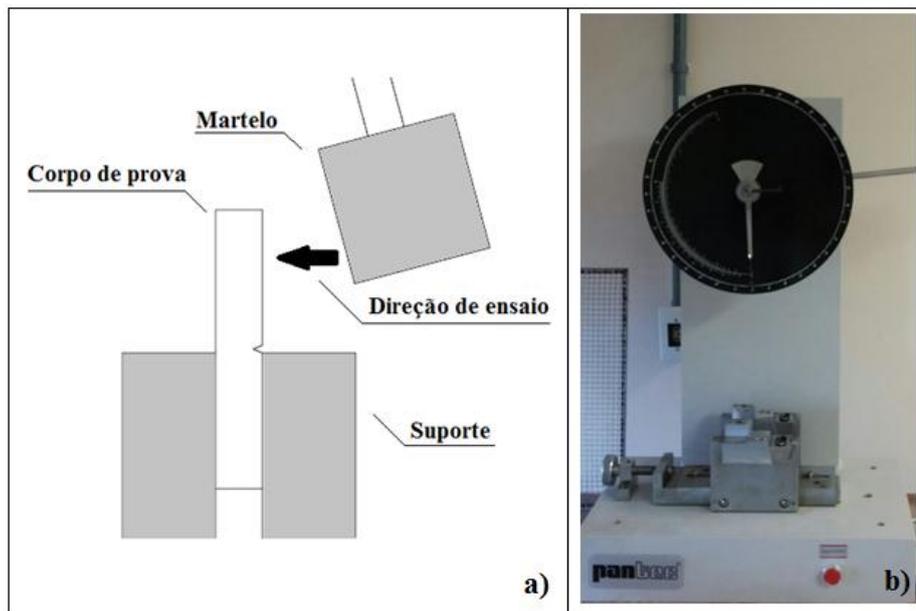


FIG. 4.11: Ensaio Izod (a) e a pêndulo utilizado no ensaio (b).

#### 4.5. ENSAIOS DE FLEXÃO

##### 4.5.1. A CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após um processo de limpeza descrito no item 4.1 as fibras foram cortadas com 120 e 150 mm de comprimento de modo que estas pudessem ser colocadas dentro do molde de aço utilizado para a confecção dos corpos de prova de impacto mostrado na FIG. 4.9 para a confecção de placas. Entretanto, para a confecção dos corpos de prova de flexão, por serem mais finos, foi colocado uma chapa com 6 mm de espessura de modo que, após a retirada das placas estas ficassem com dimensões de 150 x 120 x 6 mm. As fibras foram colocadas

na placa de maneira contínuas e alinhadas juntamente com a mistura de resina e estireno que foi adiciona conforme estas foram colocadas dentro do molde.

Foram feitas duas placas com 30% em fração volumétrica de fibra incorporada e uma placa com resina pura. Na primeira, todas foram alinhadas com o comprimento de 150 mm do molde e na segunda, no sentido da dimensão de 120 mm. Em seguida, todas as placas foram cortadas, com o auxílio de uma serra, nos corpos de prova de dimensões de 120 x 15 x 6 mm conforme a norma ASTM D790.

A mudança do sentido da orientação das fibras foi feito para que, ao serem cortados, os corpos de prova possuísem dois tipos de orientação em relação ao cutelo da máquina de ensaio, um em sentido paralelo e outro, perpendicular. O aspecto dos corpos de prova de flexão é apresentado na FIG. 4.12, que mostra alguns dos corpos de prova com fibras alinhadas no sentido perpendicular ao cutelo.

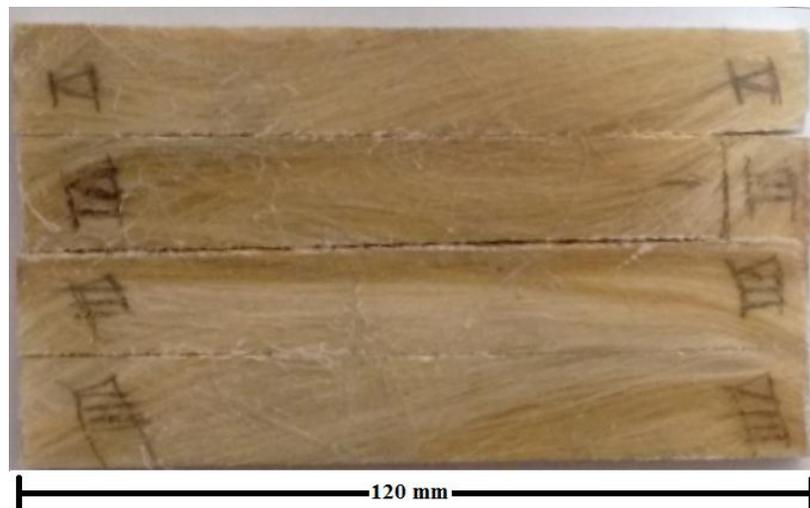


FIG. 4.12: Corpos de prova de flexão.

#### 4.5.2. ENSAIOS

O ensaio de flexão a três pontos foi realizado em uma máquina EMIC DL10000, mostrada na FIG. 4.13, pertencente ao LNDC/UFRJ. Os parâmetros utilizados seguiram o previsto na norma ASTM D790. A velocidade de deformação foi 2,5 mm / min e a distância entre os suportes de 90 mm.



FIG. 4.13: máquina EMIC DL10000

A tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) foi calculado utilizando-se a EQ. 4.1.

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{3LP}{2bd^2} \quad (4.1)$$

Onde, L é a distância entre os suportes, P a carga máxima aplicada no corpo de prova até a ruptura, b a largura e d a espessura.

#### 4.6. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA

Foi observado o aspecto macroscópico da superfície de fratura além da análise por técnicas de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) a fim de se verificar os mecanismos de falha dos compósitos reforçados com fibras de curauá com o auxílio do microscópio JEOL modelo 5800 LV mostrado na FIG. 4.14.



FIG. 4.14: Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL modelo 5800 LV.

#### 4.7. AVALIAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS

Devido à grande dispersão esperada nos ensaios de tração e a fim de se obterem valores confiáveis de resistência a tração, os resultados obtidos nos ensaios foram submetidos à análise estatística de Weibull através do programa WEIBULL ANALYSIS de acordo com a configuração de sua confecção:

- Corpos de prova de tração com fibras finas e sem pressão durante a cura (FFS/P);
- Corpos de prova de tração com fibras finas e com pressão durante a cura (FFC/P);
- Corpos de prova de tração com fibras de diâmetro aleatório e com pressão durante a cura (FDA);

Já para os ensaios de Impacto, os objetivos eram se estudar qual a influência da orientação das fibras nos resultados. Então, foi feita a comparação de média e desvio entre a resistência a impacto da resina pura e os compósitos segundo as configurações que foram confeccionados:

- Corpos de prova de Impacto com fibras orientadas em sentido paralelo ao entalhe (FParE);
- Corpos de prova de impacto com fibras orientadas em sentido perpendicular ao entalhe (FPerE);
- Resina pura (RP)

Por fim, os compósitos submetidos à flexão, foram confeccionados em duas configurações, visando comparação com os resultados de impacto desse trabalho e do valor de resistência da resina pura. Assim, foram verificados os valores médios e o desvio padrão dos corpos de prova nas seguintes configurações:

- Compósitos de flexão com fibras em sentido perpendicular ao cutelo (FlexPerC);
- Compósitos de flexão com fibras em sentido paralelo ao cutelo (FlexParC);
- Resina pura (RP);

## 5. RESULTADOS E DICUSSÃO

### 5.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO

#### 5.1.1. RESULTADOS PRELIMINARES

Os ensaios preliminares de tração foram realizados em diferentes frações volumétricas de fibra incorporados de modo a se determinar qual seria a quantidade otimizada de fibra a ser utilizada para que o corpo de prova apresentasse a maior resistência desde que este não perdesse integridade estrutural antes de sua ruptura.

Os resultados são apresentados a seguir na TAB. 5.1. A FIG. 5.1 mostra as curvas de variação da resistência à tração para fibras finas e fibras de diâmetro aleatório de curauá pela fração volumétrica de fibra incorporada.

TAB. 5.1: Resultados preliminares de tração.

Fração volumétrica (%)	Limite de resistência à tração (MPa)	
	Fibras com diâmetro aleatório	Fibras finas
40	89,2 ± 2,5	71,8 ± 1,7
50	128,3 ± 6,7	181,4 ± 6,9
60	116,3 ± 6,5	210,4 ± 1,3
70	148,4 ± 5,2	181,6 ± 11,9
80	156,6 ± 12,1	167,8 ± 17,8
90	99,3 ± 6,4	---

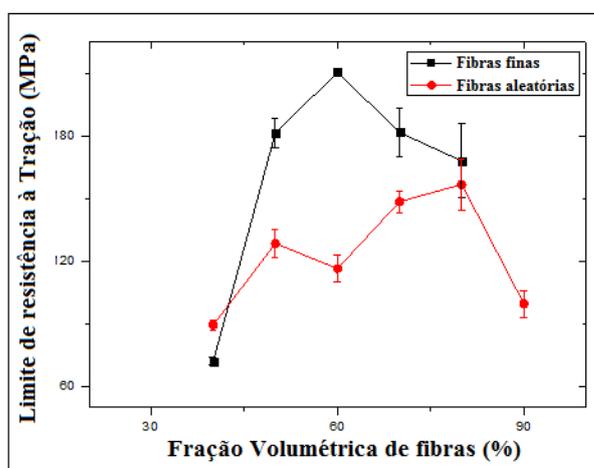


FIG. 5.1: Curvas de resistência à tração para fibras de curauá pela fração.

A partir do gráfico, pode ser observado que, tanto para o caso da fibra fina quanto a fibra de diâmetro aleatório, a resistência a tração aumenta e, a partir de um valor crítico, o valor de resistência diminui.

A análise macroscópica da fratura mostra que, acima de 60% de fração volumétrica de fibra incorporado, devido à enorme quantidade de fibras, a matriz dos compósitos se fragmentava durante o ensaio fazendo com que o nível de tensões sofresse uma queda abrupta voltando a subir logo em seguida. Nesses casos, o compósito perdia sua integridade estrutural a partir desta queda da tensão. A partir desse estágio, o que ocorria era o tensionamento das fibras que não se romperam junto com a matriz. Assim os ensaios foram considerados como válidos até esse ponto e o ensaio foi interrompido logo em seguida. A FIG. 5.2 mostra o aspecto da fratura dos corpos de prova dos ensaios preliminares.

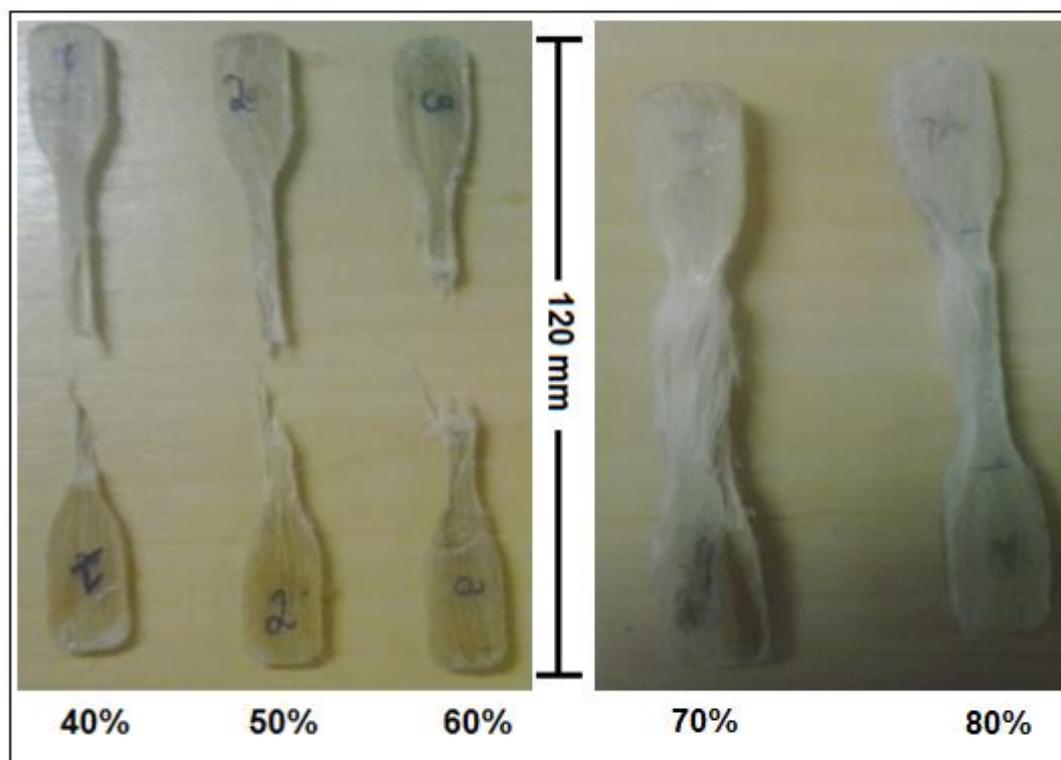


FIG. 5.2: Aspecto dos corpos de prova incorporados com fração volumétrica de 80% após o ensaio.

Assim, se determinou como sendo 60% a fração volumétrica de fibras otimizada para esse estudo e os demais corpos de prova de tração foram confeccionados com esse percentual de fibra incorporado.

Outro aspecto interessante de ser observado é que a confecção dos corpos de prova preliminares proporcionou um maior conhecimento do uso da ferramenta molde. Uma vez que esta foi projetada e desenvolvida para este trabalho, com esses corpos de prova foi

possível se determinara as melhores condições de uso desta ferramenta como, por exemplo, o tempo que deve ser esperado entre a mistura da resina e o iniciador estireno e início da execução de pressão efetivamente nos corpos de prova e a quantidade de desmoldante a ser utilizado. Com estas informações, os demais corpos de prova sofreram melhora significativa em sua resistência a tração como será mostrado adiante.

### 5.1.2. RESULTADOS DEFINITIVOS DE TRAÇÃO

O molde de tração possui espaço de 4 corpos de prova que são feitos simultaneamente nas mesmas condições. Os corpos de prova que forma confeccionados com os mesmos parâmetros formam o lote de ensaio. O primeiro lote elaborado com fibras finas não teve pressão exercida durante a cura da resina. Todos os demais corpos de prova seguiram as condições descritas no item 4.3.2. A TAB. 5.2 mostra os resultados definitivos de tração.

TAB. 5.2: Resultados definitivos de tração para compósitos reforçados com fibras de curauá em fração volumétrica de 60 %.

<b>Configuração de confecção do corpo de prova</b>	<b>Tensão na Ruptura (Mpa)</b>	<b>Lote de fabricação</b>
FFS/P	156,6 ± 25,7	1
FFC/P	274,2 ± 9,3	2
FDA	168,9 ± 27,3	3

Nesta tabela (TAB. 5.2), pode ser observado que o primeiro lote de corpos de provas dos compósitos reforçados com fibras finas apresentou resultado aquém dos demais, porém estatisticamente similar ao terceiro lote. Após os ensaios foi observado bolhas macroscópicas, associada à falta de pressão durante a cura da resina neste lote o que justifica o baixo desempenho dos mesmos.

Quando aplicada pressão durante a cura da resina o material compósito tem sua resistência aumentada, em média, 90% e o desvio dos resultados em relação a esta média é reduzido em mais de 2 vezes, o que evidencia a pressão como um dos principais parâmetros para a confecção de materiais compósitos de alto desempenho. A influência da pressão é tão pronunciada que a diferença entre os resultados dos compósitos elaborados com e sem pressão supera a diferença entre os resultados obtidos nos corpos de prova confeccionados com fibras finas e fibras aleatórias. Assim, determinou-se a pressão exercida durante a cura

como um fator de relevância na confecção dos corpos de prova pois esta garante não só um aumento na resistência do material, mas também uma variação nos resultados.

Após a interpretação geral do comportamento do compósito foram feitas as análises de Weibull a fim de se ter melhor noção da variação estatística do material. A TAB. 5.3 apresenta os dados de Unidade Característica de Weibull ( $\theta$ ) e Módulo de Weibull ( $\beta$ ) em cada situação: FFS/P; FFC/P; e FDA.

TAB. 5.3: Dados de Análise de Weibull

<b>Condição do compósito</b>	<b>Unidade Característica de Weibull (<math>\theta</math>)</b>	<b>Módulo de Weibull (<math>\beta</math>)</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
FFS/P	169,0	5,5	0,9218
FFC/P	278,7	30,7	0,9235
FDA	188,1	9,9	0,8905

A análise de variância apenas pelo módulo de Weibull não é a mais adequada. Esta técnica é utilizada quando se existe um valor de  $\beta$  predeterminado como de aceitação. Porém, é evidente que em casos onde o desvio padrão é baixo, ou seja, a dispersão dos dados é menor, maior será o valor de  $\beta$ .

Com os resultados mostrados na TAB. 5.3 fica fácil de observar que existe uma diferença de comportamento mecânico entre os três compósitos analisados. Outra maneira de observar a dispersão dos dados é por meio dos gráficos logarítmicos de Weibull. A FIG. 5.3 mostra os gráficos logarítmicos de Weibull fornecidos pelo programa “Weibull Analysis”. A FIG. 5.4 mostra o gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull.

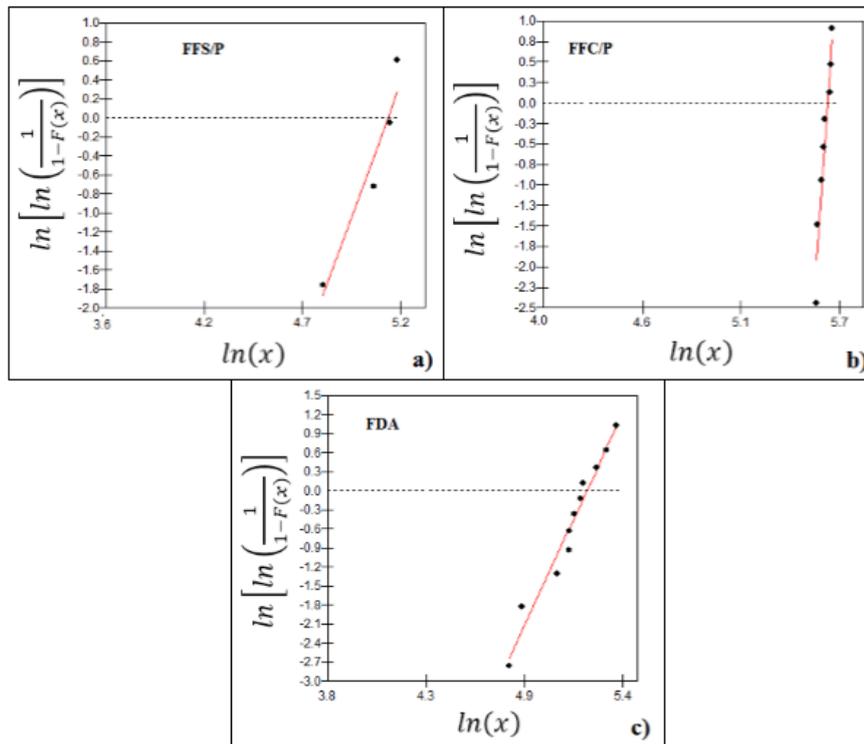


FIG. 5.3: Gráficos logarítmicos de Weibull para compósitos FFS/P (a), FFC/P (b) e FDA (c).

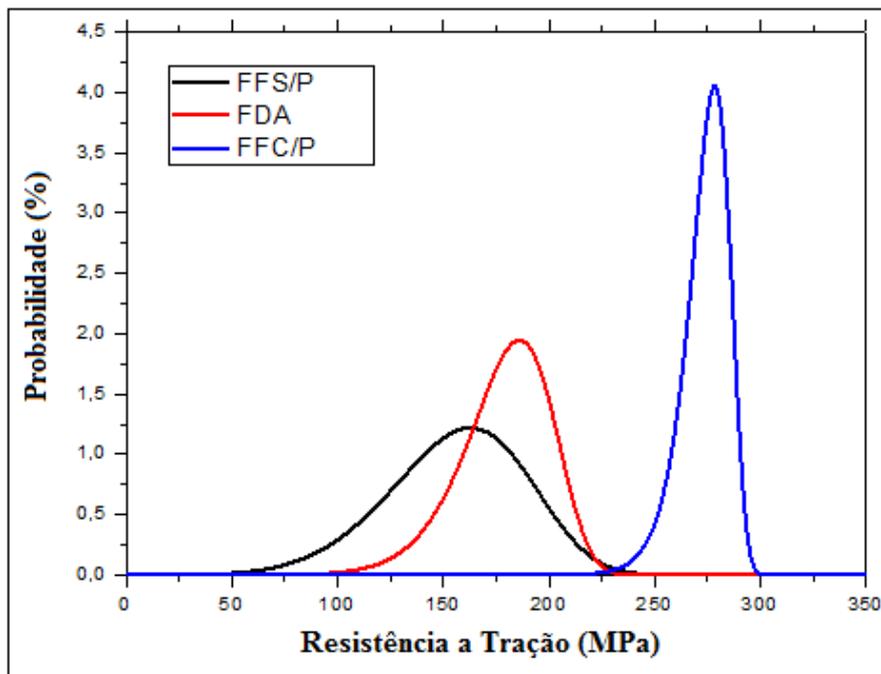


FIG. 5.4: Curvas da distribuição de probabilidade de Weibull da Resistência a Tração dos compósitos estudados.

Analisando a FIG. 5.4 nota-se que, no caso de FFC/P, os pontos estão posicionados sobre a reta que tem uma inclinação mais aguda do que no caso de FFS/P. A curva de FDA apresenta-se como uma inclinação intermediária entre as duas. Assim, é evidente que os compósitos confeccionados sob pressão na cura possuem curvas mais agudas. Isso significa que os valores ficam dispersos em torno de um intervalo menor do que no caso dos compósitos feitos sem pressão durante a cura. Esse tipo de situação é ideal para cálculos de projetos em engenharia pois a margem de erro pode ser diminuída quando um material apresenta pouca variação em suas propriedades.

Uma das possíveis justificativas entre a influência da pressão e a diminuição na dispersão dos resultados está na melhoria da interface. A aplicação de pressão na mistura, durante o processo de endurecimento do polímero, provoca o aumento no número de regiões de interação entre matriz e reforço expulsando alguma impureza ou humidade residual da superfície da fibra. Como consequência, o polímero, forçado contra a fibra, ocupa regiões de defeitos fortalecendo a interface que normalmente é fraca devido ao caráter hidrofílico das FNL e hidrofóbico do poliéster.

A pressão ajuda também no processo de retirada de gases proveniente do processo de endurecimento do polímero. Esses gases, quando não expulsos, ficam aprisionados na forma de bolhas durante a cura do polímero, enfraquecendo a matriz. A formação descontrolada de bolhas leva a um material sem propriedades muito bem definidas, pois a falta de parâmetros, faz com que cada lote de material tenha suas propriedades diferentes. Como consequência da ação da pressão na retirada desses gases, o material possui propriedades mais definidas mesmo quando produzidos em lotes diferentes.

Ainda no caso dos compósitos reforçados com as fibras finas feitos sob pressão, estes apresentam maior resistência a tração do que no caso dos compósitos reforçados com fibras de diâmetro aleatório o que é justificável, uma vez que, a resistência da fibra de curauá é inversamente proporcional ao seu diâmetro.

Devido às diferenças das resistências das fibras em função de seu diâmetro (TAB. 3.2), compósitos reforçados com fibras de curauá deverão ter sua resistência afetado de maneira direta dependendo do diâmetro dessas fibras utilizadas. A partir dos valores de resistência a tração das fibras de curauá e do poliéster, foi possível se determinar as curvas correspondentes à regra das misturas para estes compósitos.

Por meio de média ponderada entre os valores de resistência à tração contidos na TAB. 3.2 e a frequência com que estas fibras ocorrem segundo o histograma da FIG. 3.10, foi

possível se determinar o valor de resistência ponderado à tração das fibras de curauá de diâmetros aleatórios como sendo de 380,03 MPa. Já para as fibras finas, assumiu-se o valor da resistência a tração como sendo a do intervalo de diâmetros mais finos, ou seja, 578,4 MPa. A FIG. 5.5 mostra as curvas correspondentes a regra das misturas para os dois casos quando considerando-se o valor de resistência à tração do poliéster de 41,7 MPa.

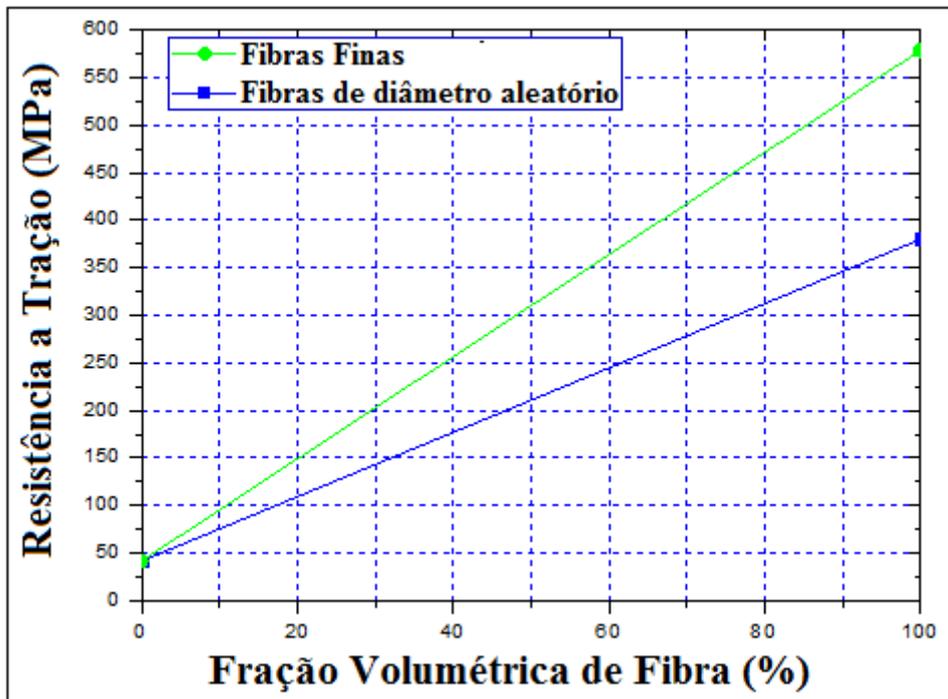


FIG. 5.5: Curvas da regra das misturas para compósitos reforçados com fibras finas e fibras de diâmetro aleatório.

A TAB. 5.4 apresenta um quadro comparativo entre os valores encontrados nesse trabalho e os valores teóricos fornecidos pela regra das misturas e a FIG. 5.6 mostra um gráfico de barras comparando o valor teórico da regra das misturas com os valores de ensaio para compósitos reforçados com fibras finas feitas com e sem pressão (FFC/P e FFS/P, respectivamente) e compósitos feitos com fibras de diâmetros aleatórios (FDA).

TAB. 5.4: Comparação entre os valores de ensaio e a regra das misturas.

Condição do compósito	Resistência à tração deste trabalho (MPa)	Valor esperado pela regra das misturas (MPa)	Diferença (%)
FFC/P	278,7	363,7	23,4
FFS/P	169,0	363,7	53,5
FDA	188,1	244,7	23,1

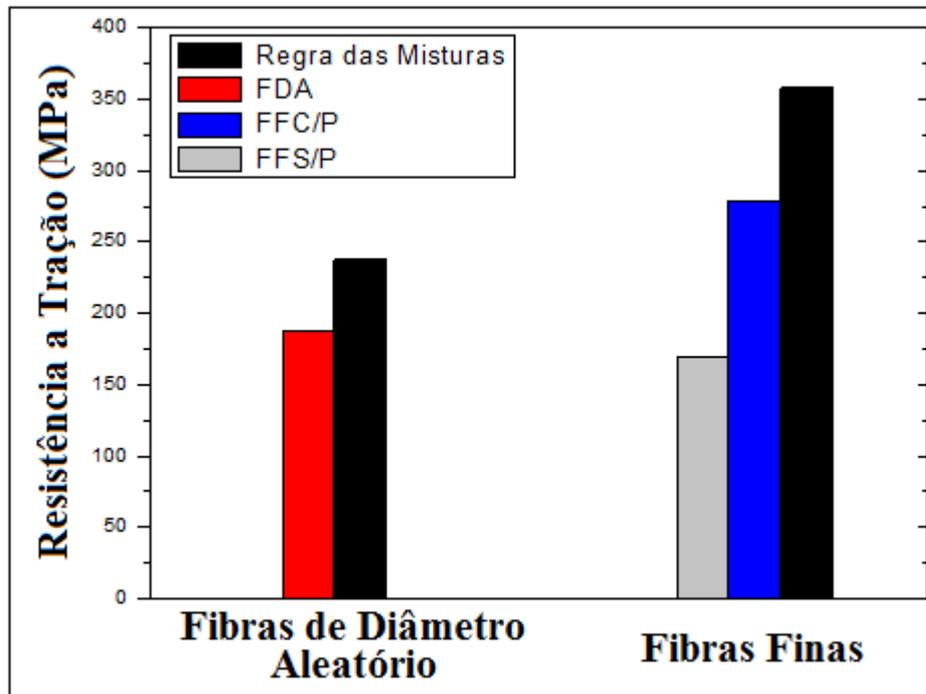


FIG. 5.6: Comparativo entre o valor teórico da regra das misturas e valores de ensaio.

Os corpos de prova feitos sob pressão durante a cura apresentam valores próximos do teórico (cerca de 20% de diferença) em relação aos corpos de prova feitos sem a pressão (cerca de 50% de diferença). Esses dados corroboram a hipótese de que a pressão favoreça a melhora da interface do compósito levando ao aumento da resistência do material e a diminuição dos desvios dos resultados.

### 5.1.3. A SUPERFÍCIE DE FRATURA

O aspecto da macroscópico da fratura dos compósitos feitos sob pressão, conforme mostrado na FIG. 5.2, apresenta a ruptura dentro do comprimento útil, enquanto que no caso dos compósitos FFS/P a fratura não é uniforme. Devido a interface fraca, a trinca que se inicia em determinado ponto se propaga pela interface entre fibra e matriz por ser necessário menor energia para a fratura do que para romper as fibras. A diferença entre os tipos de fratura fica evidente na FIG. 5.7, mostrada a seguir.

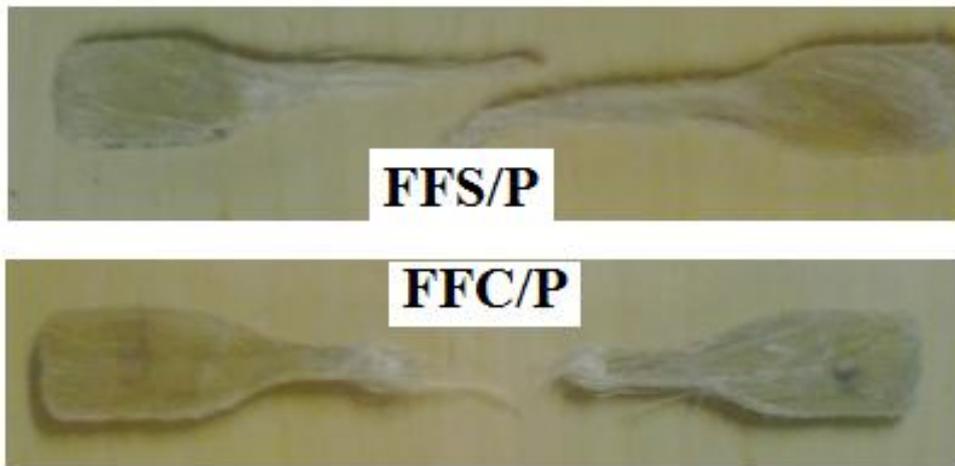


FIG. 5.7: Diferentes tipos de fratura para compósitos reforçados com fibras finas.

Em todos os casos, entretanto, as fibras foram sacadas das matriz. Isso é um comportamento característico de compósitos onde a interface é fraca. As FIG. 5.8 e 5.9 mostram uma imagem de MEV de uma fibra sacada da matriz e a ponta rompida desta, respectivamente. Já a FIG. 5.10 mostra uma fibra que não foi sacada durante o ensaio.

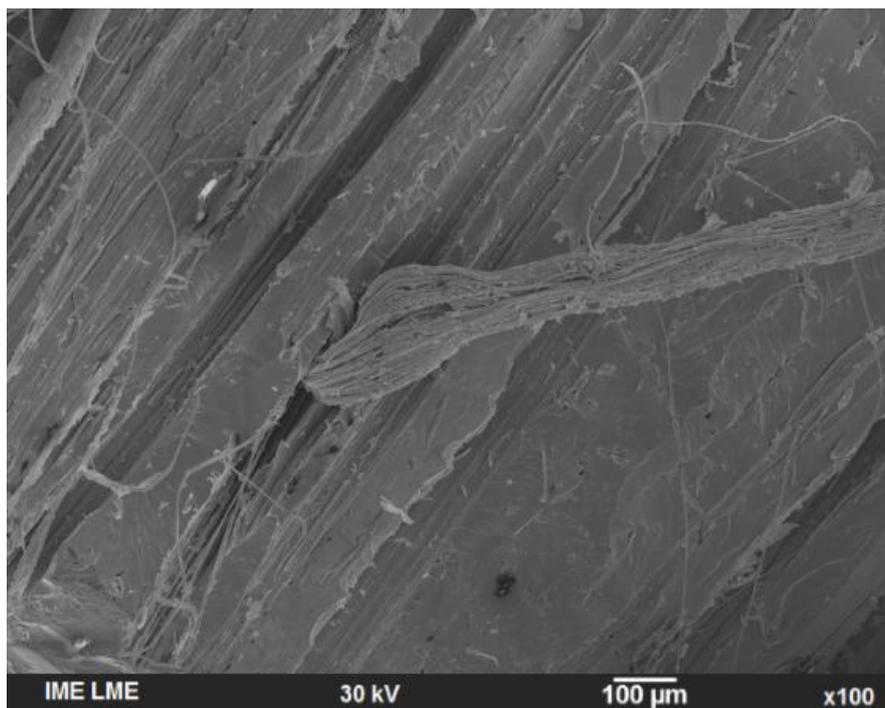


FIG. 5.8: Fibra sacada da matriz durante o ensaio.

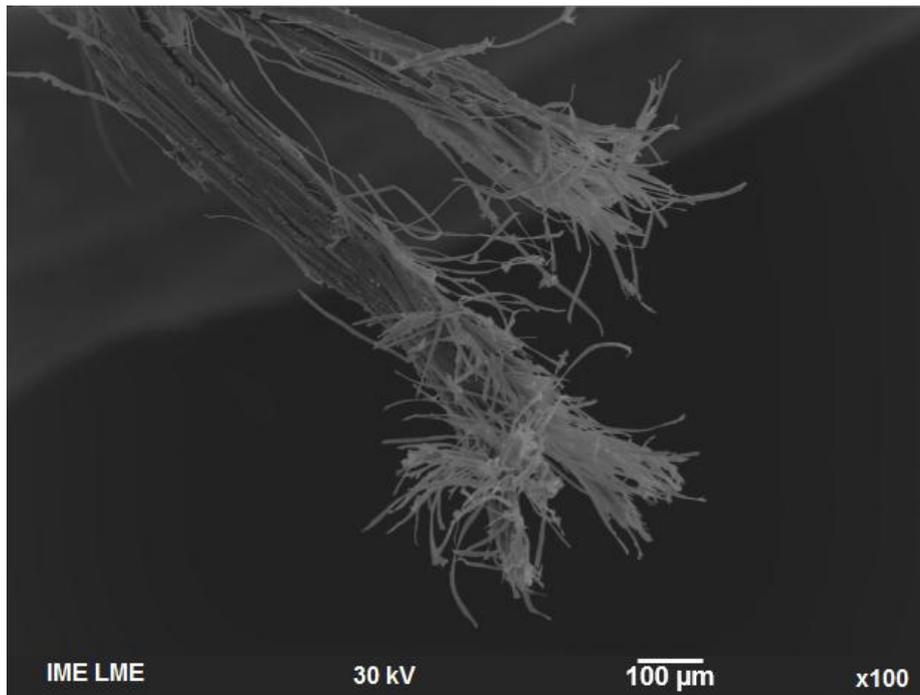


FIG. 5.9: Ponta de uma fibra rompida sacada da matriz durante o ensaio de tração.

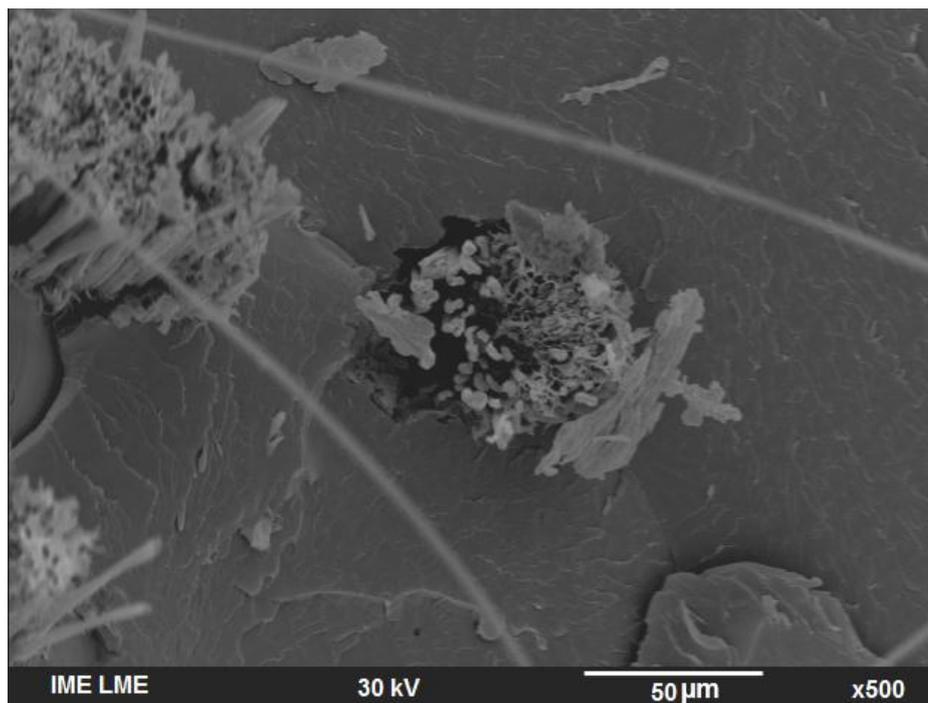


FIG. 5.10: Fibra rompida sem sacar durante o ensaio.

Como pode ser observado, na FIG. 5.8, a matriz mantém o formato da fibra, como se está se moldasse a partir daquela. É evidente nesta imagem, que a trinca se propaga na interface, até um ponto onde ela muda de direção e segue pela matriz frágil, ou ainda rompe algumas microfibrilas da fibra de curauá. Quando isto ocorre, as microfibrilas se rompem até que uma quantidade crítica destas sejam rompidas e, nesse ponto, o nível de tensões

necessário para a ruptura final da fibra cai causando a ruptura da fibra. Essas foram as imagens características dos corpos de prova dos compósitos FFS/P.

Já na FIG. 5.8, retirado de um compósito FFC/P, pode ser observado que a ruptura das microfibrilas ocorre juntamente com a matriz, sugerindo um aumento na resistência local da interface. Nesses corpos de prova, esse tipo de ruptura, acontece com mais frequência do que nos FFS/P, o que corrobora a ideia de a pressão favorecer o aumento da resistência da interface. Entretanto, ao longo da superfície de fratura, pode ser observado que algumas das fibras são sacadas, mesmo que, em menor quantidade do que nos compósitos FFS/P. Os compósitos FDA apresentam superfície de fratura similar aos FFC/P.

## 5.2. ENSAIOS DE IMPACTO

A partir dos ensaios foi possível determinar o valor da Energia Absorvida pelo corpo de prova durante o impacto, o Valor de Resistência ao Entalhe e, por fim, o valor de Resistência ao Impacto, determinados segundo a norma ASTM D256. Nos ensaios de impacto foram utilizados corpos de prova com fração volumétrica de 30% de fibra devido à dificuldade de se confeccionar placas com maiores frações.

### 5.2.1. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO

Os valores de resistência ao impacto são apresentados na TAB. 5.5 segundo as configurações da confecção dos corpos de prova: corpos de prova com fibras paralelas ao entalhe (FParE); corpos de prova com fibras em sentido perpendicular ao entalhe (FPerE); e resina pura (RP).

TAB. 5.5: Valores de impacto Izod dos compósitos reforçados com fibra de curauá.

<b>Configuração do compósito</b>	<b>Energia (J)</b>	<b>Resistência ao Entalhe (J/m)</b>	<b>Resistência ao Impacto (J/m<sup>2</sup>)</b>
RP	0,19 ± 0,04	16,2 ± 1,7	1772,2 ± 140,6
FParE	0,22 ± 0,01	19,8 ± 1,5	2172,5 ± 146,1
FPerE	3,83 ± 0,5	341,7 ± 43,9	36612,7 ± 4816,1

Ao observar os dados da TAB. 5.5 pode-se concluir que, quando as fibras são orientadas no sentido paralelo ao entalhe, estas atuam fazendo pouca ou nenhuma influência como reforço. Ao considerarmos os desvios é possível afirmar que estas atuam apenas como carga no material. Já no caso das fibras postas no sentido perpendicular ao entalhe, os corpos de prova possuem uma resistência superior absorvendo por volta de 3,8 J no impacto. Como consequência, a fibra aumenta a resistência do compósito, em média, 20 vezes o valor de resistência da resina pura. Isso fica mais evidente quando observado a FIG. 5.11, que mostra o gráfico de barras dos dados apresentados na TAB. 5.5.

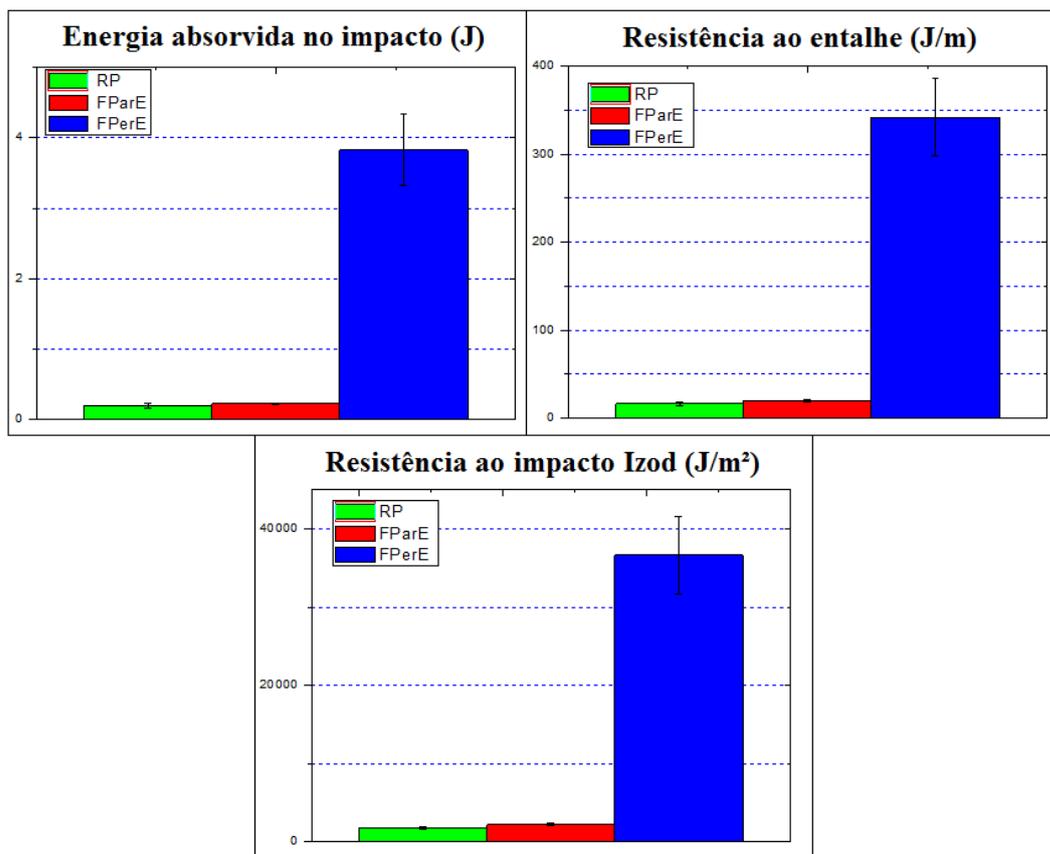


FIG. 5.11: Gráficos da resistência ao impacto do material.

Na FIG. 5.11 fica evidente que a orientação da fibra é importante para esta ser considerada como reforço do compósito. A orientação paralela ao entalhe não fornece variação na resistência do material quando se leva em conta os desvios, diferentemente, das fibras orientadas no sentido perpendicular ao entalhe.

### 5.2.2. A SUPERFÍCIE DE FRATURA

O aspecto da fratura nos dois casos também é diferente. Conforme mostrado na FIG. 5.12, os compósitos FParE (FIG.5.12 b) têm aspecto de fratura quase liso, parecido com o corpo de prova RP (FIG.5.12 a), enquanto que, os compósitos FPerE (FIG.5.12 c) têm sua fratura com regiões mais agudas. Ainda pode ser observado que no caso dos compósitos FPerE (FIG.5.12 c), alguns dos corpos de prova não apresentaram fratura total durante o impacto, o que indica que as fibras agem como reforço da matriz poliéster.

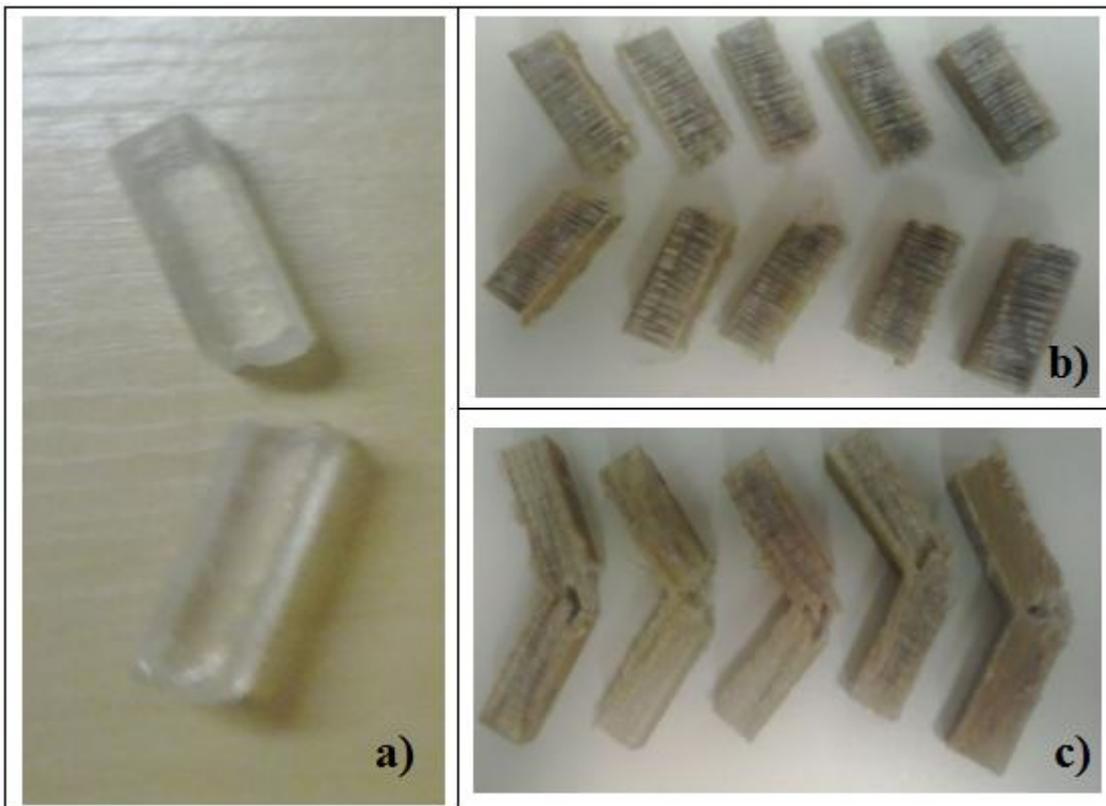


FIG. 5.12: Aspecto da fratura dos corpos de prova; RP (a), FParE (b) e FPerE (c).

Como a interface desse tipo de compósito é fraca, a trinca que se inicia no entalhe do corpo de prova se propaga ao longo desta. Dessa maneira a trinca se propaga com menor energia do que seria necessário para romper as fibras. Nos compósitos FParE, o sentido da interface favorece a propagação das trincas, que não precisam romper as fibras enquanto que nos compósitos FPerE, a trinca percorre a interface ao longo das fibras até que a energia fornecida pelo ensaio seja suficiente para romper a fibra em determinado ponto o que explica a topografia da superfície de fratura desses corpos de prova.

As FIG. 5.13 mostra uma imagem de MEV da superfície de fratura do compósito onde foi registrado a propagação de uma trinca na resina pura a partir do entalhe, enquanto que, a FIG. 5.14 mostra a superfície de fratura dos compósitos FParE.

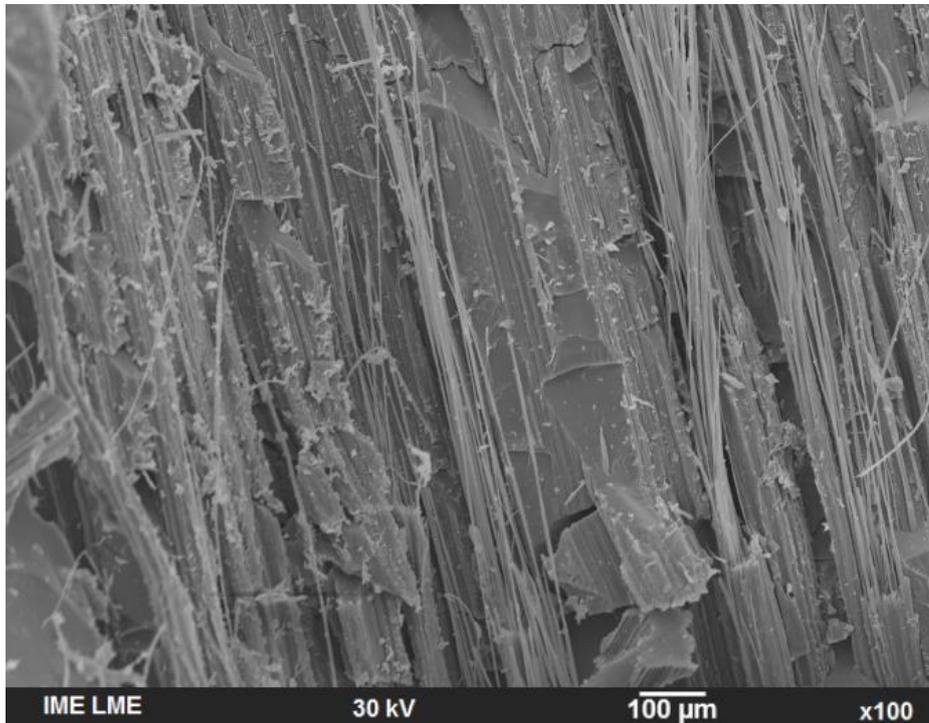


FIG. 5.13: MEV da superfície de fratura de compósitos FParE.

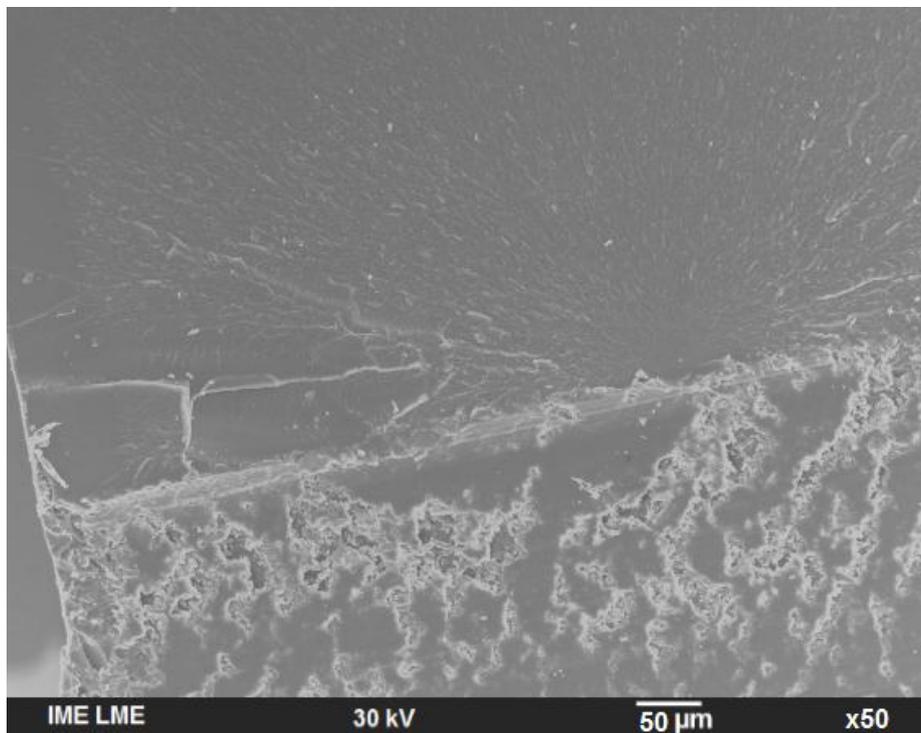


FIG. 5.14: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova poliéster.

Na FIG. 5.13, pode ser visto uma trinca que se nucleou no entalhe do corpo de prova e se propagou ao longo da resina. Como não havia reforço no material, a trinca pôde se propagar livremente na matriz frágil sem sofrer alteração na direção de propagação. Já na FIG. 5.14, as fibras desviam a orientação da trinca. Esta se propaga ao longo da interface entre as fases deixando como resultado uma superfície mais acidentada do que no caso da FIG. 5.15. Pode ser visto ainda que algumas fibras tiveram suas camadas mais externas arrancadas, resultado da velocidade abrupta com que o ensaio ocorre. A ruptura acontece de maneira repentina e a trinca, ao encontrar algum defeito da fibra, à rompe e continua a se propagar. Mas, conforme mostram os resultados, esse comportamento não é suficiente para aumentar a resistência do material.

No caso dos compósitos com fibras reforçando a matriz no sentido perpendicular ao entalhe, as fibras que compõem a fase reforço são rompidas durante o ensaio em algum ponto. As trincas, que se propagam sempre no sentido de menor energia, irão percorrer a interface do material até que, em determinado ponto de fragilidade da fibra, possa rompê-la. Devido a orientação das fibras, o resultado final é um aumento na resistência do material e uma superfície de fratura com topografia acidentada. A FIG. 5.15 mostra uma imagem de MEV da superfície de fratura deste material no entalhe.

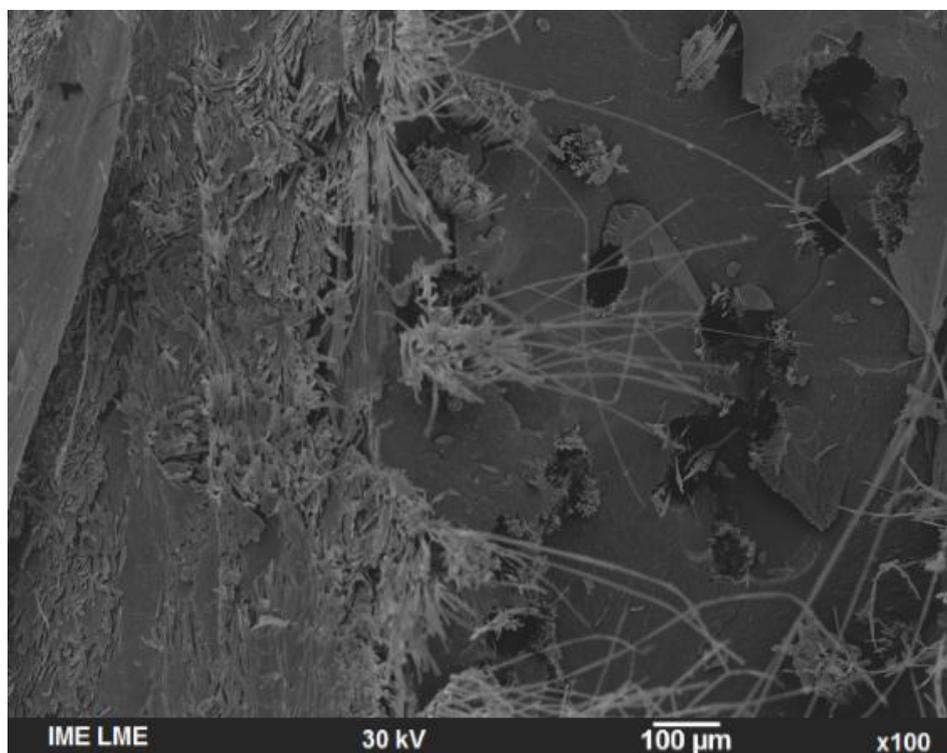


FIG. 5.15: Superfície de fratura no entalhe de compósito FPerE

Na FIG.5.15 nota-se regiões de vazios e fibras saindo da matriz o que indica que algumas fibras foram sacadas antes de serem rompidas e pode ser observado, ainda, que a ruptura das fibras ocorreu por rompimento das microfibrilas. Além disso, é visível que uma trinca se propaga de uma cavidade onde havia uma fibra até outra o que indica que esta, ao encontrar com a fibra, muda de direção no sentido da interface. Isso ocorre ao longo do material, como pode ser visto na FIG. 5.16.

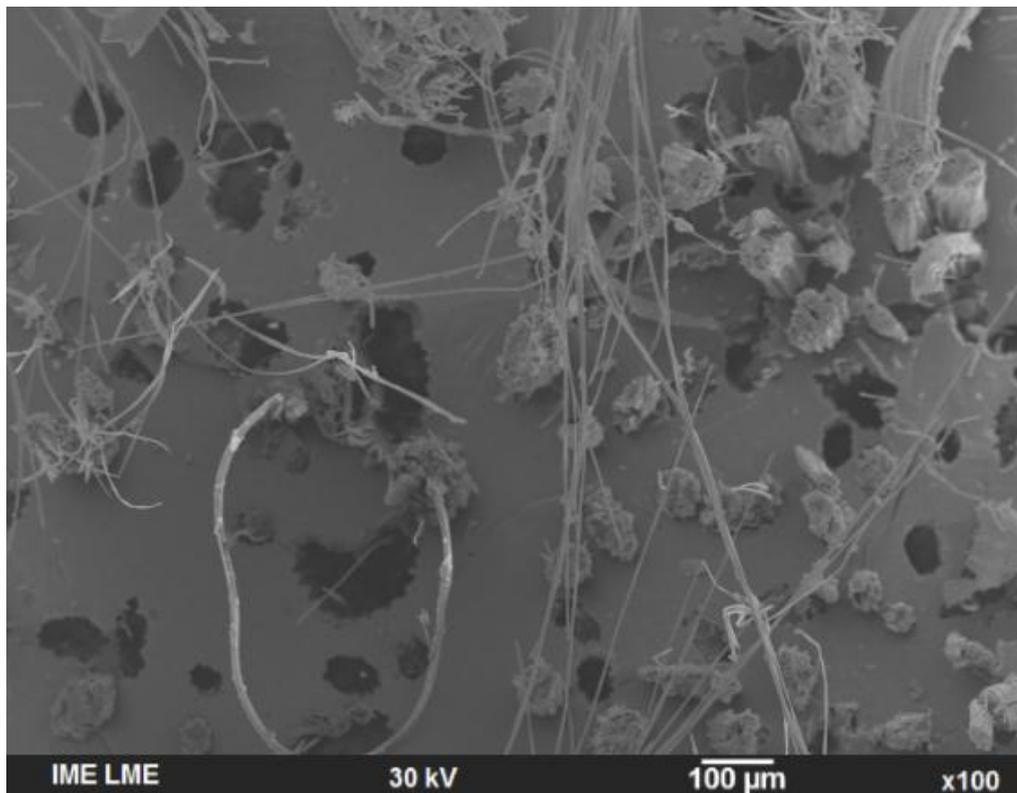


FIG. 5.16: Superfície de fratura de compósitos FPerE.

Por fim, o aumento da resistência do compósito, quando reforçado com fibras no sentido perpendicular ao entalhe, pode ser justificado pelas fibras estarem dispostas em um sentido em que a interface se apresenta de maneira a aumentar a superfície total de fratura do material ao contrário de compósitos FParE.

### 5.3. ENSAIOS DE FLEXÃO

#### 5.3.1. RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FLEXÃO

A TAB. 5.6 apresenta os valores de resistência a flexão segundo as configurações da confecção dos corpos de prova: Corpos de prova de flexão com fibras em sentido perpendicular ao cutelo (FlexPerC); Corpos de prova de flexão com fibras em sentido paralelo ao cutelo (FlexParC); Resina pura (RP), enquanto que a FIG. 5.17 mostra o gráfico de barras plotado a partir dos dados da TAB. 5.6.

TAB. 5.6: Valores de Resistência a Flexão de compósitos reforçados com fibras de curauá.

Configuração do compósito	Resistência à Flexão (MPa)
RP	52,6 ± 9,6
FlexParC	21,3 ± 7,6
FlexPerC	101,8 ± 6,9

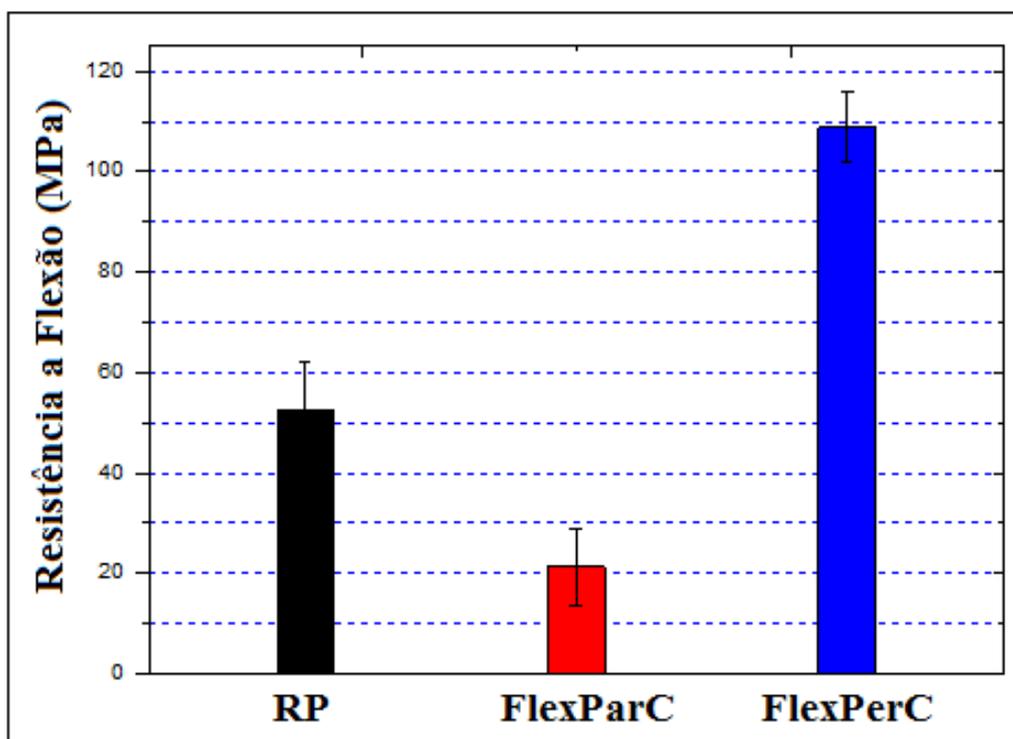


FIG. 5.17: Resistência a flexão para o poliéster puro (RP), e os compósitos FlexParC e FlexPerC

De maneira similar ao resultado obtido nos ensaios de impacto Izod, a mudança na orientação das fibras provocou uma mudança nos valores de resistência do material compósito. Isso fica bem evidente quando comparamos os valores da TAB. 5.6 e FIG. 5.17.

Entretanto, nos compósitos FlexParC, o valor de resistência a flexão é cerca de 50% inferior quando comparados com o poliéster. Nessa configuração, as fibras atuam como defeito na matriz, diminuindo sua resistência, enquanto que nos compósitos FlexPerC, ocorre um aumento de quase 100% em sua resistência quando comparados com RP.

### 5.3.2. A SUPERFÍCIE DE FRATURA

A FIG. 5.18 mostra os corpos de prova fraturados nas configurações RP, FlexParC e FlexPerC. Nessa figura, pode ser observado os diferentes tipos de fratura indo de uma fratura frágil e catastrófica da resina pura que se rompeu em diferentes regiões quando o material atingiu os valores máximos de resistência à flexão, até um tipo de fratura mais concentrada no ponto de ação do cutelo apresentada nos materiais compósitos em ambas as configurações. As FIG. 5.19, 5.20 e 5.21 mostram, por MEV, a superfície de fratura dos corpos de prova RP, FlexParC e FlexPerC respectivamente.

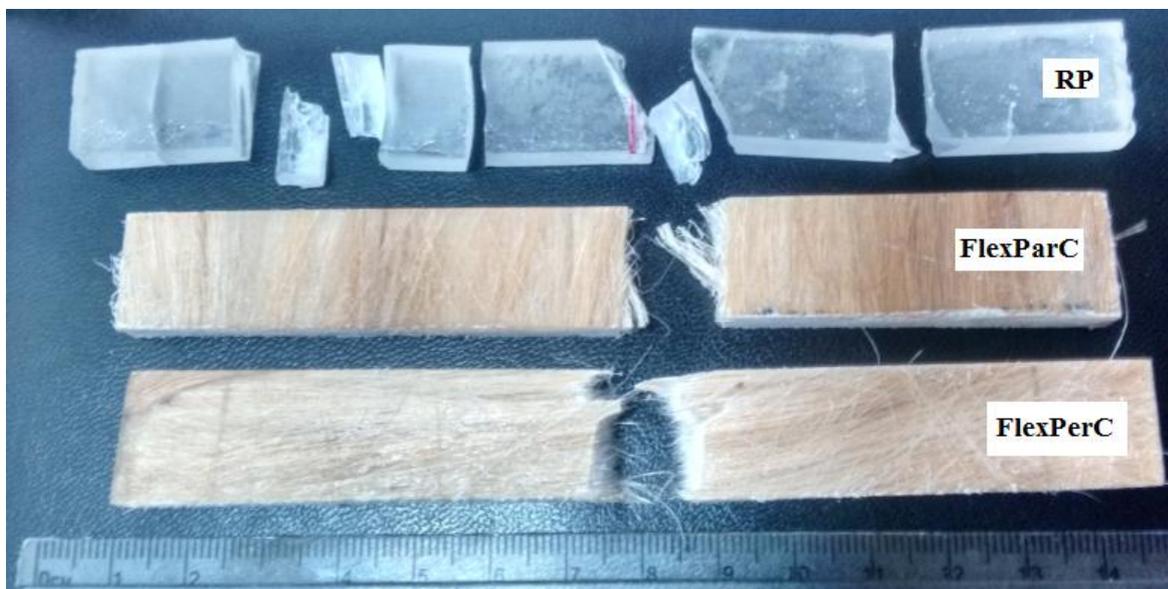


FIG. 5.18: Corpos de prova de flexão rompidos para RP, FlexParC e FlexPerC.

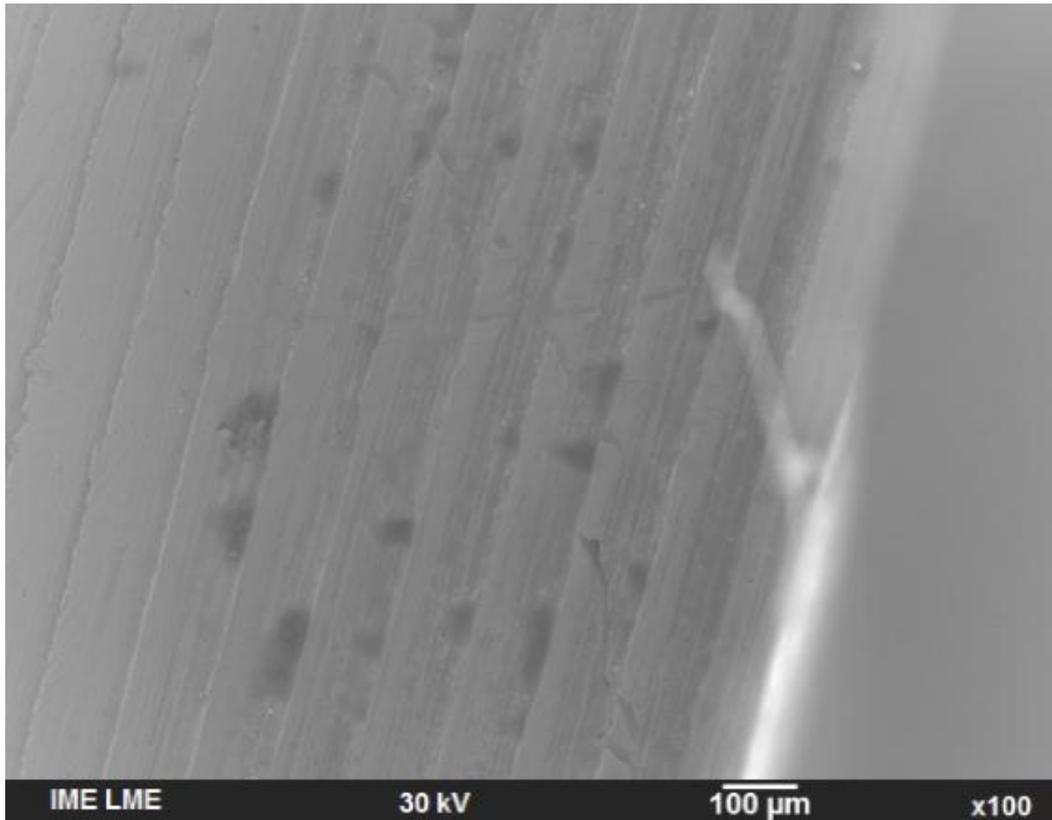


FIG. 5.19: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova RP

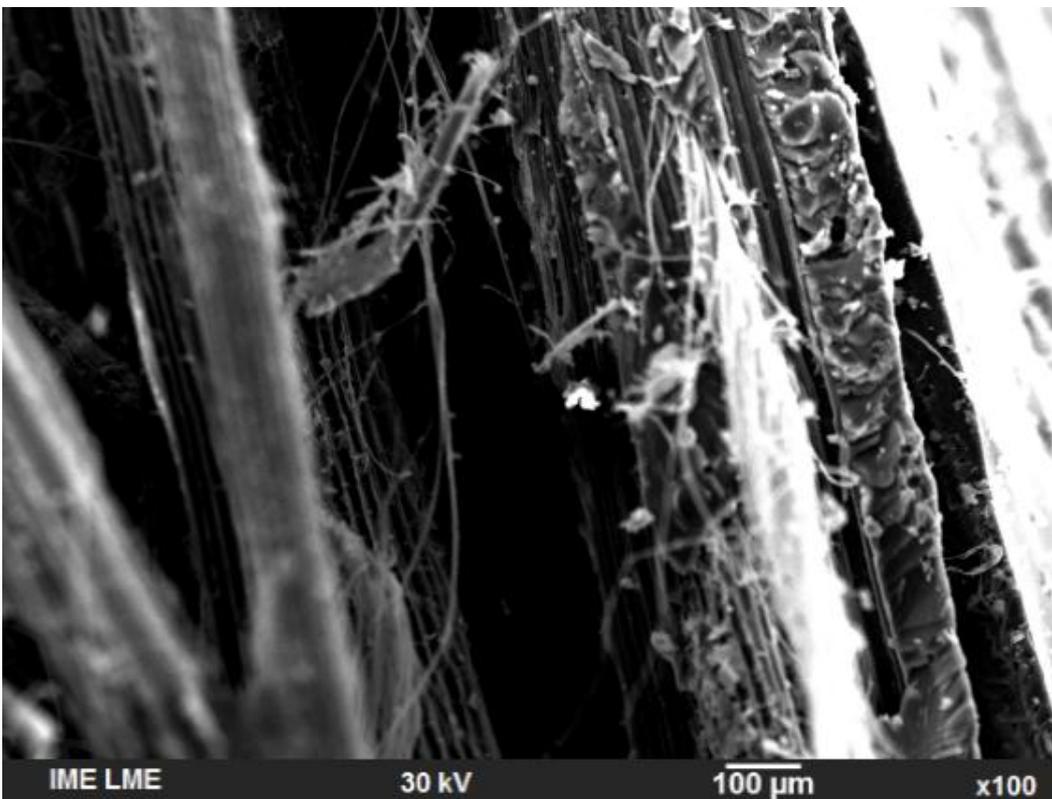


FIG. 5.20: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova FlexParC.

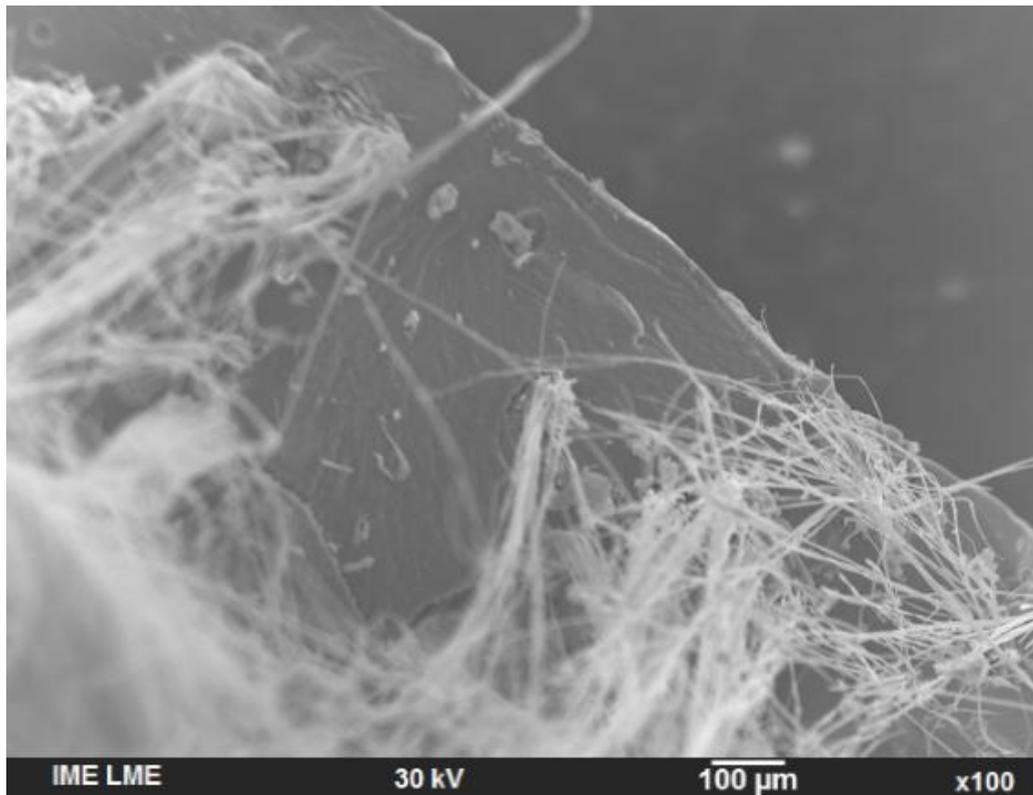


FIG. 5.21: MEV da superfície de fratura de um corpo de prova FlexParC.

Pode ser observado que a trinca que se inicia na região de esforços trativos do corpo de prova de flexão se propaga na resina pura (FIG. 5.19) a cada incremento gradativo da tensão aplicada pelo cutelo, se movendo livremente pelo polímero frágil. A cada aumento de esforço promovido pela máquina de ensaio ocorre uma mudança no plano de propagação que pode ser observado pela diferença de foco entre a extremidade direita e esquerda da imagem.

No caso dos compósitos FlexParC (FIG. 5.20) pode ser observado que as fibras são completamente arrancadas da matriz sem que haja algum tipo de ruptura das mesmas. Isso demonstra que, nessa configuração, a fibra não oferece nenhuma resistência à propagação das trincas indicando que estas atuam como vazios na matriz poliéster reduzindo, assim, a espessura útil de resistência do polímero, o que justifica a perda de resistência. Entretanto, algumas das fibras continuam unidas a matriz o que garantiu que os corpos de prova não se estilhaçassem da mesma maneira que as amostras de RP.

Para os compósitos FlexPerC (FIG.5.21), entretanto, o alinhamento das fibras em sentido perpendicular à força aplicada pelo cutelo garante um aumento de resistência na região de esforços trativos, fazendo com que o material tenha um aumento significativo de resistência em comparação com o poliéster. Nesses compósitos, foi observado que todas as

fibras tiveram que ser rompidas para que ocorresse a fratura completa do corpo de prova. Esse comportamento fica evidente no aspecto macroscópico da fratura mostrado na FIG. 5.18 e na imagem de MEV da FIG. 5.21. As fibras atuam, portanto, como reforço o que explica o aumento na resistência do compósito. Em alguns casos, ainda, não ocorreu a fratura total do corpos de prova, o que indica que, o compósito terá sua rigidez reduzida devido ao incremento das fibra.

#### 5.4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir dos dados apresentados nas seções 5.1, 5.2 e 5.3 em conjunto com as imagens da superfície de fratura dos corpos de prova de impacto Izod, Flexão e Tração, foi possível se analisar o comportamento mecânico do material, bem como algumas das configurações que proporcionam a este o alto desempenho obtido e discutir algumas das hipóteses que levasse a esse desempenho.

##### 5.4.1. A FERRAMENTA MOLDE DE TRAÇÃO E PRESSÃO.

A ferramenta molde de tração foi projetada de modo que fosse possível utilizar pressão durante a cura do polímero. Os corpos de prova produzidos com este molde apresentaram constância nos resultados quando aplicada a pressão (baixos desvios encontrados e curvas estreitas da distribuição de Weibull). Isso indica que a ferramenta funcionou de acordo com o que era esperado, ou seja, esta foi capaz de confinar o volume de fibra dentro do espaço do molde e aplicar pressão na matriz polimérica ainda líquida, melhorando a distribuição das fibras no poliéster e diminuindo a quantidade de bolhas existentes.

A escolha do uso de pressão na tentativa de se melhorar a interface do material se deu pela facilidade de sua utilização, bem como o menor custo quando comparados com tratamentos químicos de melhoria da superfície da fibra. Como foi observado na FIG. 5.9, com o uso da pressão, algumas das fibras do compósito foram rompidas junto com a matriz. Esse comportamento ocorreu de maneira frequente nos compósitos feitos com pressão ao contrário dos feitos sem pressão, onde não foi observado esse comportamento. A pressão, portanto, exerceu a função de maneira satisfatória o papel ao qual se destinou.

Com o uso dessa ferramenta, em conjunto com a pressão, foi possível se elaborar amostras com fração volumétrica de fibras superior ao que é comumente utilizado, como mostrado nas tabelas TAB. 3.3 e TAB. 3.4.

#### 5.4.2. A FIBRA DE CURAUÁ NO COMPÓSITO

As fibras de diâmetro fino apresentaram desempenho superior às demais, tanto em comparação com os compósitos feitos de diâmetro aleatório deste trabalho, quando comparando com os dados extrapolados para a mesma fração volumétrica da TAB. 3.4 quando não há tratamento nas fibras. Isso mostra que, não só as fibras de curauá de diâmetros mais finos são mais resistentes, mas estas também são capazes de transmitir para o compósito de maneira eficiente essa resistência superior, como fica evidente na TAB. 5.4. Nesta tabela foi mostrada que o desvio em relação à regra das misturas é praticamente a mesma quando comparadas as fibras de diâmetro aleatório e fibras finas, o que mostra como a fibra fina é mais resistente.

Em comparação com FNL em geral (Pickering *et al.*, 2016), os valores de resistência a tração dos compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras finas obtidos são superiores quando não há tratamentos nas fibras. No caso da TAB. 3.3, os valores superiores obtidos para os compósitos são justificados pelos tratamentos feitos nas fibras em cada trabalho. Ainda assim, os compósitos reforçados com fibras de curauá apresentam valores superiores, mesmo sem tratamento, a maioria dos casos. Em Pickering *et al.* (2016) são vários os resultados que mostram que as fibras de curauá são capazes de tornar a matriz poliéster mais resistente.

Já no caso dos ensaios de Izod, fica claro como a orientação da fibra é importante para o desempenho do compósito. Por meio da seção 5.2 fica claro que durante o projeto de uso desse tipo de material deve-se levar em conta não só o tipo de material a ser escolhido como reforço, mas também a forma como este é introduzido na matriz.

No caso dos compósitos reforçados com fibras orientadas no sentido paralelo ao entalhe, as fibras atuam como carga na matriz, não havendo variação estatística em relação ao poliéster puro, diferentemente nos compósitos reforçados com fibras orientadas de maneira perpendicular ao entalhe que apresentou melhora de resistência ao impacto em mais de 2000% em relação ao polímero.

Por fim, de maneira análoga aos ensaios de impacto, os resultados de flexão juntamente com a análise da superfície de fratura mostraram que ocorrerá um aumento considerável na resistência do compósito quando comparados com a resina sem adição de reforço. Ainda, o compósito, devido a ação das fibras, terá uma menor rigidez e não apresentará fratura catastrófica.

## 6. CONCLUSÕES

Com base nos dados apresentados no capítulo 5 (Resultados e Discussões) foi possível se chegar a algumas conclusões:

- Dependendo dos parâmetros utilizados na confecção dos corpos de prova, o poliéster pode ter sua resistência à tração aumentada em mais de 6 vezes e sua resistência ao impacto aumentada em mais de 20 vezes com o reforço da fibra de curauá.
- As fibras finas de curauá, por possuírem maior resistência à tração em relação às fibras de diâmetro aleatório, é o tipo de reforço mais adequado para materiais de alto desempenho. Os corpos de prova elaborados com este tipo de material, dentro das mesmas condições de confecção, apresentam resistência à tração de 278,7 MPa, desempenho quase 50 % maior do que quando se utilizam fibras mais grossas.
- A fibra natural irá apresentar maior resistência o impacto quando utilizadas de maneira contínua e alinhada no sentido perpendicular ao carregamento. Quando estas são reforçadas no sentido paralelo, estas se comportam como carga, não participando do reforço.
- A fração volumétrica ótima de fibra a ser utilizada é de 60%. Com essa fração volumétrica, os corpos de prova apresentaram maior valor de resistência a tração sem que o corpo de prova perdesse sua integridade durante o ensaio. Além disso, o maior volume de fibras incorporados resulta em um material mais leve e mais barato, devido à menor densidade e baixo custo da fibra de curauá em relação aos polímeros.
- Durante a confecção de materiais compósitos reforçados com fibras naturais, a pressão é o parâmetro mais relevante. A pressão provoca a diminuição de defeitos no material e aumenta o nível de interação entre as fases do compósito, aumentando a resistência deste e diminuindo a variação estatística.
- O custo de produção de compósitos reforçados com FNL é reduzido quando se utiliza a pressão como substituto de tratamentos de superfície das fibras. Além do alto custo dos produtos químicos, da tecnologia necessária e da mão de obra necessária, esses tipos de tratamentos requerem tempo e levam a etapas adicionais que encarecem o processo de preparação das fibras.
- A análise da superfície de fratura mostra que as fibras dentro do compósito irão agir como barreira para a propagação das trincas. As trincas ocorrem ao longo da matriz até encontrar uma fibra. Nesse ponto, a trinca irá romper a fibra por meio da ruptura

das microfibrilas, contornar o reforço pela interface ou será terminada dependendo do nível de tensões.

- Nos casos dos compósitos feitos sem pressão, as trincas percorrem a interface entre as fases até um ponto onde causam a ruptura das fibras que são sacadas da matriz. No caso dos compósitos feitos com pressão, devido a maior interação entre as fases, a trinca rompe a fibra junto com a matriz, ocasionando um aumento na resistência do material.
- Os resultados dos compósitos feitos sob pressão mostrados nesse trabalho apresentam pequeno desvio em relação à média provando que é possível se confeccionar compósitos reforçados com FNL de confiabilidade estatística.
- Os compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras finas de curauá demonstram valores superiores de resistência a tração quando comparados com compósitos de FNL onde a fibra é utilizada de forma natural, sem tratamentos. Entretanto, os tratamentos da superfície da fibra elevam muito a resistência a tração de algumas FNL.
- Os compósitos de matriz poliéster possuem resistência à flexão diretamente relacionada à orientação das fibras. As fibras, quando alinhadas em sentido perpendicular à linha de carga aplicada, apresentam resistência cerca de 2 superior à resistência do poliéster puro. Entretanto, quando alinhadas em sentido paralelo à linha de carga, irão atuar como defeitos na matriz.

## **7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS**

O objetivo principal desse estudo foi o de se determinar alguns dos parâmetros de confecção de compósitos reforçados com FNL de alto desempenho. Com os resultados obtidos, sugere-se que a pressão tenha uma relevância no comportamento da interface do material. Portanto, sugere-se para trabalhos futuros:

- O estudo mais aprofundado da interface do material, a fim de se verificar a influência da pressão nesta ou se, ainda, existem outros mecanismos que explicam o desempenho do material;
- O estudo de quais níveis de pressão são os mais adequados para os diferentes tipos de compósitos reforçados com FNL;
- O estudo da utilização de moldagem a vácuo com auxílio de vibração dos compósitos estudados. Esta técnica pode ajudar na eliminação de bolhas resultantes da cura do polímero, melhorando assim, a resistência do material compósito reforçados com fibras de curauá.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABERNETHY, R.B.; BRENNEMAN, J.E.; MEDLIN, C.H.; REINMAN, G.L. Weibull Analysis Handbook. Disponível em: <[www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a143100.pdf](http://www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a143100.pdf)>. 1983.
- ABIDIN, M.H.Z.; MOHAMAD, M.A.H.; ZAIDI, A.M.A.; MAT, W.A.W. Experimental study on ballistic resistance of sandwich panel protection structure with Kenaf foam as core material against small arm bullet. Appl. Mech. Mater. Vol. 315, p. 612-615. 2013.
- ALI, A.; SHAKER, Z.R.; KHALINA, A.; SAPUAN, S.M. Development of anti-ballistic board from ramie fiber. Polymer-Plastics Technology and Engineering. Vol. 50, p. 622-634. 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D256: Standard Methods for Determining the Izod Pendulum Impact Resistance of Plastics, West Conshohocken, PA, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D638: Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, West Conshohocken, PA, 2010.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM D790: Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials, West Conshohocken, PA, 2015.
- BLEDZKI, A.K.; GASSAN J. Composites reinforced with cellulose-based fibers. Progress in Polymer Science. Vol. 4, p. 221-274. 1999.
- BNDS, Potencial de diversificação da indústria química brasileira. Relatório 6: Modelo econômico-financeiro: fibra de carbono. Bain & Company. Rio de Janeiro. 2014. Disponível em: <[http://www.bndes.gov.br/SiteBNDES/export/sites/default/bndes\\_pt/Galerias/Arquiv](http://www.bndes.gov.br/SiteBNDES/export/sites/default/bndes_pt/Galerias/Arquiv)

os/produtos/download/aep\_fep/chamada\_publica\_FEPprospec0311\_Quimicos\_Relat6\_Fibra\_Carbono.pdf>. Acesso em: 10/04/2016.

BRASIL, Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística (IBGE). Levantamento Sistemático da Produção Agrícola: Confronto das Estimativas Janeiro/Fevereiro de 2015: Brasil. Rio de Janeiro. 2016. Disponível em: <[http://www.ibge.gov.br/home/estatistica/indicadores/agropecuaria/lspa/lspa\\_201602\\_1.shtm](http://www.ibge.gov.br/home/estatistica/indicadores/agropecuaria/lspa/lspa_201602_1.shtm)>. Acesso em: 20 de março de 2016.

BRIDSON, J.A. Handbook of Plastics Materials, Van Nostrand Co. p 451–483. 1966.

CALLISTER, JR.; W.D.; RETHWISCH, D.G. Materials science and engineering: An Introduction. 9 ed. Hoboken: Wiley. 2014.

CARASCHI, J.C.; LEÃO, A.L. Characterization of curauá fiber. Mol Cryst Liquid Cryst. 353: p. 149. 2000.

CROCKER, J. Natural materials innovative natural composites. Mater. Technol. 2-3 p. 174-178. 2008

DA COSTA, L.L.; LOIOLA R.L.; MONTEIRO, S.N. Diameter dependence of tensile strength by Weibull analysis: Part I bamboo fiber. Revista Matéria. Rio de Janeiro. Vol.15 n° 2. 2010.

DA CRUZ, R.B.; LIMA Jr.E.P.; MONTEIRO, S.N.; LOURO, L.H.L. Giant bamboo fiber reinforced epoxy composite in multilayered ballistic armor. Mater. Res. Vol. 18, p. 70-75. 2015.

DA LUZ, A. M.; Disponível em: <<http://www.infoescola.com/compostos-quimicos/poliester/>>. Acesso em 05 de março de 2015.

DA LUZ, F.S.; LIMA, Jr.E.P.; LOURO, L.H.L.; MONTEIRO, S.N. Ballistic testo f multilayered armor with intermediate epoxy composite reinforced with jute fabric. Mater. Res. Vol. 18, p. 170-177. 2015.

- DA LUZ, J.F.; LENZ D.M. Compósitos de polipropileno virgem e reprocessado com fibra de curauá obtidos por injeção. *Revista de Iniciação Científica da ULBRA*. Vol. 9, p. 217-223. 2011.
- DA SILVA, H.S.P. Desenvolvimento de Compósitos Poliméricos com Fibras de Curauá e Híbridos com Fibras de Vidro. Dissertação de Mestrado do Curso de Engenharia da UFRGS. 2010.
- DHOLAKIYA, B. Unsaturated Polyester Resin for Specialty Applications. *Polyester*. SALEH, E.H. (Ed.), InTech. (2012). Disponível em: <http://cdn.intechopen.com/pdfs-wm/39416.pdf>>. Acesso em: 10 de março de 2016.
- ECODEBATE: Projeto de cultivo do curauá (*Ananas erectifolius*) transforma realidade da agricultura familiar na Amazônia. Disponível em: <<http://www.ecodebate.com.br/2008/08/12/projeto-de-cultivo-do-curaua-ananas-erectifolius-transforma-realidade-da-agricultura-familiar-na-amazonia/>>. Acesso em 18 de março de 2016.
- FARUK O.; BLEDSKY A.K.; FINK H.P.; SAIN M. Biocomposites reinforced with natural fibers. *Progr. Polym. Sci.* Vol. 37, p. 1555-1596. 2012.
- FERNANDES H. *Fisiologia Vegetal: Desenvolvimento e estrutura das plantas*, 2012. Disponível em: <<http://www.fciencias.com/2012/04/19/desenvolvimento-e-estrutura-das-plantas-fisiologia-vegetal/>>. Acesso em: 20 de março de 2016.
- FIDELIS, M. E. A.; PEREIRA, T. V. C.; GOMES, O. F. M.; SILVA, F. A.; TOLEDO FILHO, R. D. The effect of fiber morphology on the tensile strength of natural fibers. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 2, p. 149-157. 2013.
- GIACOMINI, N. P. Compósitos reforçados com fibras naturais para a indústria automobilística, Dissertação de Mestrado, USP-Universidade de São Paulo, p. 21, São Carlos-SP. 2003.
- GOMES, A.; GODA, K.; OHGI, J. Effects of alkali treatment to reinforcement on tensile properties of curauá fiber green composites. *JSME, Série A*. Vol. 47, n. 4, p. 541- 546. 2004.

- GOMES, A.; MATSUO, T.; GODA, K.; OHGI, J. Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites. *Comp. Part A*. Vol. 38, p. 1811–1820. 2007.
- GUPTA, M.K.; SRIVASTAVA, R.K. Tensile and flexural properties of sisal fibre reinforced epoxy composite - A comparison between unidirectional and mat form of fibres. *Procedia Materials Science*. Vol. 5, p. 2434-2439. 2014.
- GÜVEN, O.; MONTEIRO, S.N.; MOURA, E.A.B.; DRELICH, J.W. Re-emerging field of lignocellulosic fiber – Polymer composites and ionizing radiation technology in their formulation. *Polym. Reviews*. Vol. 56, p.702-536. 2016.
- HOLBERY, J.; HOUSTON, D. Natural-fiber-reinforced polymer composites applications in automotive. *JOM*. Vol. 58(11), p. 80-86. 2006.
- JOHN, L. O toque de Midas da bromelina. *Planeta Sustentável*. 2016. Disponível em: <<http://planetasustentavel.abril.com.br/blog/biodiversa/page/53/>>. Acesso em:18 de março de 2016.
- JOHN, M.J.; THOMAS, S. Biofibers and biocomposites. *Carbohydr. Polym.* Vol. 71, p. 343-364. 2008
- LE, M.T.; PICKERING, K.L. The potential of harakeke fibre as reinforcement in polymer matrix composites including modelling of long harakeke fibre composite strength. *Composites Part A*. Vol.76, p.44–53. 2015.
- LOPES, F.PD. Estudos adicionais dos compósitos poliméricos reforçados por fibras de curauá. Dissertação de Mestrado, UENF- Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, RJ. 2011.
- MEDINA, JÚLIO CESAR. (1959) *Plantas Fibrosas da Flora Mundial*, Instituto Agronômico de Campinas.
- MOHANTY, A.K.; MISRA, M.; DRZAL, L.T. (eds). *Natural fibers, Biopolymers and Biocomposites*. New York, Taylor & Francis. 2005.

- MOHANTY, A.K.; MISRA, M.; DRZAL, L.T. Sustainable bio-composites from renewable resources: opportunities and challenges in the green materials world. *J. Polym. Environ.* Vol. 10, p. 19-26. 2002.
- MOHANTY, A.K.; MISRA, M.; HINRICHSEN, G. Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview. *Macromol. Mater. Eng.* Vol. 276-277, Issue 1, p. 1– 24, Wiley, Weinheim, 2000.
- MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; BARBOSA, A.P.; BEVITORI, A.B.; SILVA, I.L.; COSTA, L.L. Natural Lignocelulosic Fibers as engineering materials: an overview. *Metallurgical and Materials Transactions. A.* Vol. 42, p. 2963-2974. 2011a.
- MONTEIRO, S.N.; LOPES, F.P.D.; FERREIRA, A.S.; NASCIMENTO, D.C.O. Natural fiber polymer matrix composites: cheaper, tougher and environmentally friendly. *JOM.* Vol. 61, p.17-22. 2009.
- MONTEIRO, S.N.; LOURO, L.H.L.; TRINDADE, W.; ELIAS, C.N.; FERREIRA, C.L.; LIMA, E.S.; WEBER, R.P.; SUAREZ, J.M.; FIGUEIREDO, A.B.S.; PINHEIRO, W.A.; DA SILVA, L.C.; LIMA, Jr.E.P. Natural curaua fiber- reinforced epoxy composite in multilayered ballistic armor. *Metal. Mater Trans. A.* Vol. 46, p. 4567-4577. 2015.
- MONTEIRO, S.N.; SATYANARAYANA, K.G.; MARGEM, F.M.; FERREIRA, A.S.; NASCIMENTO, D.C.O.; SANTAFÉ Jr, H.P.G.; LOPES F.P.D. Interfacial Shear Strength in Lignocelulosic Fibers Incorporated Polymeric Composites. In: KALIA, S.; KAITH, B. S.; KAUR, I. (Eds.) *Cellulose fibers: Bio and Nano-polymer composites.* Berlin-Heidelberg, Germany: Springer – Verlag, 2011b, p. 241-262.
- NASCIMENTO, D.C.O.; LOPES F.P.D.; MONTEIRO S.N.; Tensile behavior of lignocelulosic fiber reinforced polymer composites: Part I piassava/epoxy. *Revista Matéria.* Vol. 15, n. 2, p. 189-194. 2010.
- NETRAVALI, A.N.; CHABBA, S. Composites get greener. *Mater Today.* Vol. 6, p. 22-29. 2003.

- NEWMAN, R.H.; LE GUEN, M.J.; BATTLE, M.A.; CARPENTER, J.E.P. Failure mechanisms in composites reinforced with unidirectional Phormium leaf fibre. *Composites Part A*. Vol. 41(3), p. 353–359. 2010
- O’CONNOR, P.D.T.; KLEYNER, A. *Practical Reliability Engineering*. 5a ed. Chinchester: John Wiley & Sons. 2012.
- OBELE, C.; ISHIDI, E. Mechanical Properties of Coir Fiber Reinforced Epoxy Resin Composites for Helmet Shell. *Industrial Engineering Letters*. Vol.5, No.7, 2015.
- OCHI, S. Tensile Properties of Bamboo Fiber Reinforced Biodegradable Plastics. *International Journal of Composite Materials*. Vol. 2(1), p. 1-4. 2012
- OKSMAN, K.; WALLSTROM, L.; BERGLUND, L.A.; TOLEDO, R.D. Morphology and mechanical properties of unidirectional sisal-epoxy composites. *J Appl Polym Sci*. Vol. 84 (13), p. 2358–2365. 2002.
- PAPPU, A.; PATIL, V.; JAIN, S.; MAHIDRAKAR, A.; HAQUE, R.; THAKUR, V.K. Advances in industrial prospective cellulosic macromolecules enriched banana biofibre resources: A review. *Int. J. Biol. Macromol*. Vol. 79, p. 449-458. 2015.
- PEMATEC TRIANGEL DO BRASIL LTDA., Fazenda Curauá, Santarém-PA (2005). Disponível em: <<http://www.pematec.com.br>>. Acesso em 18 de março de 2016.
- PICKERING, K.L.; ARUAN EFENDY, M.G.; LE, T.M. A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance. *Comp. Part A*. Vol. 83, p. 98–112. 2016.
- RAMALHO, E. A folha amazônica que virou arte. [S.l.: s.n.], 2005 Disponível em: <[http://www1.rfi.fr/actubr/articles/068/article\\_124.asp](http://www1.rfi.fr/actubr/articles/068/article_124.asp)>. Acesso em 18 de março de 2016.
- ROHEN, L.A.; MARGEM, F.M.; MONTEIRO, S.N.; VIEIRA, C.M.F.; ARAUJO, B.M.; LIMA, E.S. Ballistic efficiency of na individual epoxy composite reinforced with sisal Fibers in multilayered armor. *Mater. Res*. Vol. 18, p. 55-62. 2015.

- RONG, M.Z.; ZHANG, MQ.; LIU, Y.; YANG, G.C.; ZENG, H.M. The effect of fiber treatment on the mechanical properties of unidirectional sisal-reinforced epoxy composites. *Compos Sci Technol*. Vol. 61(10), p. 1437–1447. 2001.
- SAHED, D.N.; JONG J.P. Natural fiber polymer composites: a review. *Advances in polymer technology*. Vol. 18, p. 351-363. 1999.
- SANTAFÉ JR., H.P.G.; LOPES, F.P.D.; COSTA, L.L.; MONTEIRO, S.N. Tensile Behavior of lignocellulosic reinforced polyester composites: Part III coir fiber. *Revista Matéria*. Vol. 15, n. 2, p. 202-207. 2010.
- SANTOSI, P.A.; SPINACÉII, M.A.S.; FERMOSELLIII, K.K.G.; DE PAOLI, M.A. Efeito da forma de processamento e do tratamento da fibra de curauá nas propriedades de compósitos com poliamida-6. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, Vol. 19, nº 1, p. 31-39, 2009.
- SATYANARAYANA, K.G.; ARIZAGA, G.C.; WYPYCH, F. Biodegradable composites based on lignocellulosic fiber: an overview. *Progress in Polymer Science*. Vol. 34, p. 982-1021. 2009.
- 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.
- SATYANARAYANA, K.G.; WYPYCH, F.; GUIMARÃES, J.L.; AMICO, C.S.; SYDENSTRICKER, T.H.D.; RAMOS, L.P. Studies on natural fibers of Brazil and green composites. *Met. Mater. Proc.*, v. 17(3-4), p. 183-194, 2005.
- SHAH, D.U. Developing plant fibre composites for structural applications based polymer composite parameters: A critical review. *Journal of Material Science*. Vol. 48(18), p. 6083-6107. 2013.
- SIMONASSI, N.T. Compósitos de matriz poliéster incorporados com fibras de curauá: análise do comportamento da resistência à tração com diferentes parâmetros. Monografia de Engenharia da Universidade Estadual do Norte Fluminense UENF, Campos dos Goytacazes, RJ. 2015.

- SIMONASSI, N.T.; CARREIRO, R.S.; LOYOLA, R.L.; MARGEM, F.M.; MONTEIRO, S.N. Weibull analysis of the density and elastic modulus of curaua fibers with different diameters. In: 67° Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012, Rio de Janeiro, RJ. Anais do 67° Congresso Internacional ABM, Vol. 1. p. 2342-2351. 2012.
- SUMMERSCALES, J.; DISSANAYAKE, N.; VIRK, A.S.; HALL, W A review of bast fibres and their composites. Part 2 – Composites. Compos. Part A Vol. 41, p. 1336-13344. 2010.
- THAKUR, V.K.; THAKUR, M.K; GUPTA, R.K. Review: Raw natural fibers based polymer composites. Intl. J. Polym Anal. Charact. Vol. 19, p. 256-271. 2014.
- THOMAS, N.; PAUL, S.A.; POTHAN, L.A. DEEPA, B. Natural fibers: structure, properties and applications. In: KALIA, S.; KAITH, B.S.; KAUR, I. eds. Cellulose fibers: Bio and Nano-polymer composites. Berlin-Heidelberg, Germany: Springer – Verlag, 2011, p. 3-42.
- WAMBUA, P.; VANGRIMDE, B.; LOMOV, S.; VERPOEST, I. The response of natural fibre composites to ballistic impact by fragment simulating projectiles. Compos. Struct. Vol. 77, p. 232-240. 2007.
- ZAH, R.; HISCHIER, R.; LEAL, A.L.; BRAUN, I. Curaua fibers in automobile industry – a sustainability assessment. J. Clean. Prod. Vol. 15(11-12), p. 1032-1040. 2007.
- ZHANG, Y.; WANG, X; PAN, N; POSTLE, R. Weibull analysis of the tensile behavior of fibers with geometrical irregularities. Journal of Materials Science. Vol. 37, p. 1401 – 1406. 2002.