

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS
REFORÇADOS COM FIBRAS DE FOLHAS DE ABACAXIZEIRO
(PALF).

MAYCON DE ALMEIDA GOMES

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE DARCY
RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

AGOSTO - 2015

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS
REFORÇADOS COM FIBRAS DE FOLHAS DE ABACAXIZEIRO
(PALF).

MAYCON DE ALMEIDA GOMES

Tese apresentado ao Centro de Ciências e Tecnologias, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Carlos Maurício Fontes Vieira

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

AGOSTO - 2015

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS
REFORÇADOS COM FIBRAS DE FOLHAS DE ABACAXIZEIRO
(PALF).

MAYCON DE ALMEIDA GOMES

Tese apresentado ao Centro de Ciências e Tecnologias, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovada em 27 de Agosto de 2015.

Comissão Examinadora:

Professor, Djalma Souza (D Sc.) – UENF.

Professor, Frederico Muylaert Margem (D Sc.) - Faculdade Redentor.

Professor, Gustavo Wagner Menezes (D Sc.) – IFF.

Professor, Carlos Maurício Fontes Vieira (D Sc.) – UENF.
(Orientador)

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, aos meus Pais, Josélia Maria de Almeida Gomes e Valter Santana Gomes (em memória), aos meus irmãos Bruno Luís e Kíssilla Gomes, aos meus avós, Enita e Juca, e aos meus sobrinhos, Bruno e Enzo. Sem Vocês, nada seria possível!

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus e aos meus familiares, por todo incentivo e companheirismo ao longo dessa jornada.

Agradeço ao Professor Carlos Maurício Fontes Vieira, pela generosidade em me orientar, quando durante o meu Doutorado, tive que trocar de orientador e linha de pesquisa.

Agradeço ao Professor Sérgio Neves Monteiro, por todo conhecimento passado, pela sua generosidade, em sempre está solícito aos meus questionamentos, e pelo Ser Humano incrível que é, mostrando valores como, simplicidade e humildade.

Agradeço ao Professor Frederico Muylaert Margem, pela orientação desempenhada, onde o mesmo, sempre se mostrou solícito a me ajudar.

Agradeço aos Professores, Gustavo Wagner Menezes e Djalma Souza, pela honra em fazerem parte da minha banca, contribuindo significativamente no melhoramento da minha Tese.

Agradeço aos colegas do GR.COM, Giulio, Carol Teles, Ygor, Anna, Jean Igor, Lázaro, Gabriel, Carol Ribeiro, Caroline Oliveyra, Artur Camposo, por formarem um grupo competente e bem humorado, no qual sempre gostei de fazer parte.

Agradeço aos amigos do Instituto Federal Fluminense, onde atuo como Professor. Estes, sempre com palavras encorajadoras, me incentivaram a não desistir e ir até a linha de chegada, para comemorar a vitória.

Agradeço aos técnicos do LAMAV, Bruno e Michel, por estarem sempre aptos a me ajudar na preparação dos corpos de provas e realização dos ensaios mecânicos.

Por fim, agradeço a todos aqueles que direta ou indiretamente, contribuíram com o desenvolvimento desta Tese.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	V
ÍNDICE DE TABELAS	XI
RESUMO	XIII
ABSTRACT	XIV
CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	01
1.1 – Introdução	01
1.2 - Objetivo Geral	03
1.3 - Objetivo específico	03
1.4 – Justificativas	04
1.5 – Ineditismo	05
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	06
2.1 – Compósitos	06
2.1.1 – Classificação de compósitos	08
2.1.2 – Processos de fabricação de compósitos	09
2.1.3 – Adesão mecânica na interface fibra/matriz dos compósitos	09
2.1.4 – Fratura em compósitos reforçados com fibras	11
2.1.4.1 – Desprendimento da fibra (pullout)	12
2.1.4.2 – Separação entre fibra/matriz	12
2.1.4.3 – Ruptura das fibras	13
2.1.4.4 – Ruptura da matriz	13
2.1.4.5 – Delaminação	13
2.2 – Matrizes utilizadas em compósitos	13
2.2.1 – Matrizes metálicas	14
2.2.2 – Matrizes cerâmicas	14
2.2.3 – Matrizes poliméricas	14
2.3 – Tipos de reforços utilizados em compósitos	17
2.3.1 – Fibras	18
2.3.1.1 – Fibras sintéticas	19
2.3.1.2 – Fibras Naturais Vegetais	19
2.3.1.2.1- Fibras de PALF	36

CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1 – Materiais utilizados no desenvolvimento da Tese	41
3.1.1 – Fibra de PALF	41
3.1.2 - Matriz Polimérica	41
3.1.2.1 – Resina Poliéster	41
3.1.2.2 – Resina Epóxi	42
3.2-Preparação dos corpos de prova	42
3.2.1 – Corpos de prova para ensaios de tração	42
3.2.2 – Corpos de prova para ensaios de flexão e impacto, Izod e Charpy.	44
3.2.2.1- Prensagem dos corpos de prova	44
3.2.3 – Corpos de prova para ensaios de pullout.	45
3.3 - Caracterização Dimensional da fibra de PALF.	46
3.4 – Estimativa da densidade da Fibra de PALF.	47
3.5 - Análise Estatística de Weibull.	47
3.6 - Ensaio Mecânicos	48
3.6.1 - Ensaio de Tração	48
3.6.2 - Ensaio de Pullout	49
3.6.3 – Ensaio de Flexão estática	51
3.6.4 – Ensaio de Impacto Charpy e Izod	52
3.7 - Caracterização Morfológica.	53
3.7.1 - Microscopia Eletrônica de Varredura	53
3.8 - Análise por Espectroscopia de Infravermelho (FTIR)	55
CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
4.1 - Fibras de PALF	56
4.1.1 - Análise de % de frequência das fibras de PALF, em função das faixas de diâmetros que encontram-se inseridas.	56

4.1.2 - Análise dos valores de densidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.	57
4.2 – Ensaaios Mecânicos	63
4.2.1 – Ensaio de Pullout	63
4.2.1.1 - Ensaio de pullout em compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.	63
4.2.1.2 - Ensaio de pullout em compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	65
4.2.2 – Ensaaios de tração	68
4.2.2.1 – Ensaaios de tração nas fibras PALF	68
4.2.2.1.1 – Análise dos valores de módulo de elasticidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.	68
4.2.2.1.2 – Análise dos valores de tensão de resistência à tração, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.	73
4.2.2.2 – Ensaio de tração em compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.	77
4.2.2.3 – Ensaio de tração em compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	85
4.2.3 – Ensaaios de Impacto	93
4.2.3.1 – Ensaaios de impacto Izod em matriz epoxídica e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.	93
4.2.3.2 – Ensaaios de impacto Izod em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	100
4.2.3.3 – Ensaaios de impacto Charpy em matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.	105
4.2.3.4 – Ensaaios de impacto Charpy em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	110
4.2.4 – Ensaaios de Flexão	114
4.2.4.1 – Ensaaios de flexão em matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.	114

4.2.4.2 – Ensaio de flexão em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	118
4.3 – Análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) das fibras de PALF.	121
CAPÍTULO V – CONCLUSÕES E SUGESTÕES	123
5.1 – Conclusões	123
5.2 – Sugestões para trabalhos futuros	124

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Esquema do mecanismo de ruptura em materiais compósitos (Silva, 2003).	12
Figura 2.2 – Esquema de classificação para os vários tipos de compósitos, Callister (2000).	17
Figura 2.3 - Classificação das fibras naturais e sintéticas (Bismarck e Thomas, 2005; Lilholt e Lawther, 2002; Rowell, 2008).	18
Figura 2.4 – Carro conceito da Fiat II. Fonte: Divulgação – Fiat.	31
Figura 2.5 - Ilustração esquemática de uma fibra-celular (Silva e colaboradores, 2009).	35
Fig. 2.6 – Microfibrila constituída de porções cristalinas, micelas, que são formadas por segmentos de moléculas de celulose ordenadas (Raven e colaboradores, 2001).	36
Figura 2.7 – Produção de PALF, sequencialmente (a) plantação de abacaxizeiro, (b) fruto do abacaxizeiro, (c) extração das fibras das folhas do abacaxizeiro, (d) PALF da Indonésia (Bartholomew <i>et al.</i> , 2003).	38
Figura 2.8 – Aplicações futuras e atuais das fibras de PALF (Kalia <i>et al.</i> , 2009).	40
Figura 3.1 – Fibras de PALF	41
Figura 3.2 – Moldes metálicos para preparação dos corpos de prova compósitos, epóxi/poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	43
Figura 3.3 - Moldes de aço, utilizados para a fabricação de placas, necessárias para a fabricação dos corpos de prova, para (a) ensaio de flexão e (b) ensaio de impacto, Izod e Charpy.	45
Figura 3.4 – Projetor de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de PALF LAMAV/UENF.	46
Figura 3.5 – Máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 5582. Fonte: Própria.	49

Figura 3.6 - Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de pullout.	50
Figura 3.7 – Corpos de prova de resina epóxi reforçados com fibras de PALF, preparados para o ensaio de pullout.	50
Figura 3.8 – Pêndulo de ensaio de impacto marca PANTEC, disponível no LAMAV/UENF.	53
Figura 3.9 – Microscópio Eletrônico de Varredura marca Shimadzu, modelo SSX-550, disponível no LAMAV/UENF.	54
Figura 3.10 – Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Jeol, modelo JSM-6460 LV, que encontra-se disponível na COPPE/UFRJ.	54
Figura 3.11 - Equipamentos de Ensaio: (a) termogravimétricos e (b) calorimétricos.	55
Figura 4.1 – Histograma da frequência das fibras de PALF para cada intervalo de diâmetro.	56
Figura 4.2 – Gráficos de probabilidade Weibull, densidade máxima e densidade característica das fibras de PALF em intervalos de diâmetros diferentes.	59
Figura 4.3 - Valores de densidade média, das fibras de PALF obtidas para cada intervalo de diâmetro com seus respectivos desvios padrão.	61
Figura 4.4 – Variação da densidade característica das fibras de PALF (θ), através da análise de Weibull com o diâmetro médio correspondente.	62
Figura 4.5 - Tensão trativa e comprimento de embutimento para curvas de <i>pullout</i> em fibras de PALF em matriz epóxi.	64
Figura 4.6 - Tensão trativa e comprimento de embutimento para curvas de <i>pullout</i> em fibras de PALF em matriz poliéster.	67
Figura 4.7 – Gráficos de probabilidade de Weibull, Módulo de elasticidade ideal e módulo de elasticidade característico das fibras de PALF em diferentes intervalos de diâmetros.	69
Figura 4.8 - Variação do Módulo de Elasticidade Médio em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.	71
Figura 4.9 - Variação do Módulo de Elasticidade característico em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.	72

Figura 4.10 – Gráfico de Probabilidade Weibull, Tensão Máxima, e tensão característica das fibras de PALF em diferentes intervalos de diâmetros.	73
Figura 4.11 – Variação da resistência de tensão de tração média em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF	75
Figura 4.12 – Variação da resistência à tração característica em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.	76
Figura 4.13 – Curvas típicas de ensaio de tração, carga vs. alongamento: (a) matriz epóxi, e compósitos epóxi reforçados com (b) 10%, (c) 20% e (d) 30% de fração de volume de fibras de PALF.	77
Figura 4.14 – Corpos de prova, epóxi e compósitos, epóxi reforçados com 10%, 20% e 30% em volume de fibras de PALF.	78
Figura 4.15 – Variação da resistência à tração dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz epoxídica.	81
Figura 4.16 – Variação do módulo de elasticidade dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz epoxídica.	81
Figura 4.17 - Deformação total sofrida pelos corpos de prova, em função da fração volumétrica de fibras de PALF, acrescentadas na matriz epóxi.	82
Figura 4.18 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de tração.	83
Figura 4.19 – Micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito, epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF.	84
Figura 4.20 – Curvas típicas de ensaio de tração, carga vs. alongamento: (a) matriz poliéster, e compósitos poliéster reforçados com (b) 10%, (c) 20% e (d) 30% de fração de volume de fibras de PALF.	85
Figura 4.21 – Corpos de prova, poliéster e compósitos, poliéster reforçados com 10%, 20% e 30% em volume de fibras de PALF.	86
Figura 4.22 – Variação da resistência à tração dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz poliéster.	89

Figura 4.23 – Variação do módulo de elasticidade dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz poliéster.	89
Figura 4.24 - Deformação total sofrida pelos corpos de prova em ensaio de tração, em função da fração volumétrica de fibras de PALF, acrescentadas na matriz poliéster.	90
Figura 4.25 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz poliéster, após ensaio de tração.	91
Figura 4.26 – Micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito, poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF.	92
Figura 4.27 - Corpos de prova, constituídos de resina epóxi e compósitos epóxi reforçados com 10, 20 e 30 % de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	93
Figura 4.28 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	96
Figura 4.29 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de impacto Izod.	97
Figura 4.30 – Micrografias por MEV, com diferentes aumentos, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	98
Figura 4.31 - Micrografia por MEV, do compósito epóxi reforçado com 20% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	99
Figura 4.32 - Corpos de prova, constituídos de resina poliéster e compósitos poliéster reforçados com 10, 20 e 30 % de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	100
Figura 4.33 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	103

Figura 4.34 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.	104
Figura 4.35 - Corpos de prova, constituídos de resina epóxi e compósitos epóxi reforçados com, 10, 20 e 30% de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	105
Figura 4.36 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	108
Figura 4.37 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	109
Figura 4.38 - Corpos de prova, constituídos de resina poliéster e compósitos poliéster reforçados com 10, 20 e 30% de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	110
Figura 4.39 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	112
Figura 4.40 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.	113
Figura 4.41 - Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão (a) da matriz epóxi e dos compósitos, epóxi reforçados com (b) 10, (c) 20 e (d) 30% em fração volumétrica de fibras de PALF.	115
Figura 4.42 - Valores de resistência máxima à flexão, para matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	117
Figura 4.43 - Valores de módulo de elasticidade em flexão (E) para matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	117

Figura 4.44 - Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão da matriz poliéster e dos compósitos, matriz poliéster com diferentes frações de fibra de PALF.	118
Figura 4.45 – Valores de resistência máxima à flexão, para matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	120
Figura 4.46 - Valores de módulo de elasticidade em flexão (E) para matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	120
Figura 4.47 - Espectro de infravermelho das fibras de PALF.	121

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Principais características de polímeros termoplásticos e termorrígidos (dos Santos, 2006).	15
Tabela 2.2 – Área de plantação no Brasil (IBGE, 2007).	23
Tabela 2.3 – Dados estatísticos para a produção agrícola (IBGE, 2007).	24
Tabela 2.4 – Nome botânico das diversas fibras de plantas cultivadas no Brasil.	25
TABELA 2.5 – Composição química de algumas fibras naturais (apud FARUK et. al., 2012).	26
TABELA 2.6 – Propriedades mecânicas de importantes fibras lignocelulósicas e de vidro (Abdul Khalil et al., 2010; Bhagawan, et al., 1987; Franck 2005; Idicula et al., 2010; Khalil, et al., 2008; Mariatti, et al., 2008; Rowell 2008; Saechtling 1987; Satyanarayana e Wypych 2007).	28
Tabela 2.7 – Vantagens e desvantagens das fibras naturais (Sreekumar, 2008).	30
Tabela 2.8 – Porcentagem de umidade de fibras naturais a uma condição de umidade relativa do ar a 65% e temperatura de 21C (apud FARUK et. al., 2012).	32
Tabela 4.1 – Intervalo de diâmetros e número de fibras obtidas para medida de densidade.	57
Tabela 4.2 – Parâmetros de Weibull para a Densidade das fibras de PALF associadas com os diferentes intervalos de diâmetros.	60
Tabela 4.3 - Tensão média e desvio padrão para fibras de PALF em matriz epóxi.	63
Tabela 4.4 - Tensão média e desvio padrão para fibras de PALF em matriz poliéster.	66
Tabela 4.5 – Valores de módulo de elasticidade em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.	70

Tabela 4.6 – Resultados probabilísticos de Weibull para valores de tensão de resistência à tração das fibras de PALF em função de seus respectivos intervalos de diâmetros	74
Tabela 4.7 – Propriedades do ensaio de tração para a matriz epoxídica e os compósitos epóxi reforçados com fibras de PALF.	80
Tabela 4.8 – Propriedades do ensaio de tração para a matriz poliéster e os compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.	88
Tabela 4.9 – Energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Izod.	94
Tabela 4.10 – Energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Izod.	102
Tabela 4.11 – Energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.	107
Tabela 4.12 – Energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.	111
Tabela 4.13 – Valores de Resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão para a matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	116
Tabela 4.14 – Valores de Resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão para a matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.	119

Resumo da Tese apresentada ao CCT-UENF como parte dos requisitos para obtenção do grau de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE FOLHAS DE ABACAXIZEIRO (PALF).

Maycon de Almeida Gomes

Agosto de 2015

Orientador: Prof. Carlos Maurício Fontes Vieira

Neste trabalho foram estudadas as características e propriedades das fibras extraídas das folhas de abacaxizeiros (PALF) no Brasil, assim como das matrizes poliméricas epóxi/poliéster e dos compósitos poliméricos, epóxi/poliéster reforçados por estas. Quanto às fibras de palf, foram realizadas análises estatísticas de densidade em função das faixas de diâmetros das mesmas, além de ensaios mecânicos de tração. Ensaio pullout, foi realizado somente nos compósitos poliméricos. A porcentagem de fibras nos compósitos variou entre 10 e 30%. Os valores máximos encontrados, de resistência à tração, flexão, e impacto Izod e Charpy, para os compósitos epóxi reforçados com 30 % de fibras de PALF, foram 119,84 MPa, 117,03 MPa, 483,82 J/m e 903,75 J/m, respectivamente. Os valores máximos encontrados, de resistência à tração, flexão, e impacto Izod e Charpy, para os compósitos poliéster reforçados com 30 % de fibras de PALF, foram 103,25 MPa, 113,16 MPa, 861,07 J/m e 1213,33 J/m, respectivamente. O programa Weibull Analysis, foi utilizado para as análises estatísticas dos resultados encontrados. Análises morfológicas foram feitas através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) nas fibras de PALF identificou grupos funcionais moleculares, característicos das mesmas.

Abstract of the Thesis presented to CCT-UENF as part of the requirements for
obtaining of Doctor Degree in Engineering and Materials Science

MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMERIC COMPOSITES REINFORCED WITH PINEAPPLE LEAVES FIBERS (PALF).

Maycon de Almeida Gomes

August, 2015

Advisor: DSc. Carlos Maurício Fontes Vieira

In this Thesis were studied the pineapple leaf fibers (PALF) characteristics and properties, extracted from pineapple leaves in Brazil, as well as the characteristics and properties of polymer matrix epoxy/polyester and polymer composites, epoxy/polyester reinforced by them. Regarding PALF fibers, were made density's statistical analysis against palf diameter ranges, besides tensile tests. Pullout test was performed only in polymer composites. The volumetric fraction of fiber in the composites ranged from 10 to 30%. Strength maximum values found in tensile, flexural and Izod and Charpy impact, for epoxy composites reinforced with 30% of PALF fibers were 119.84 MPa, 117.03 MPa, 483.82 J/m 903, 75 J/m, respectively. Strength maximum values found in tensile, flexural and Izod and Charpy impact, for polyester composite reinforced with 30% of PALF fibers were 103.25 MPa, 113.16 MPa, 861.07 J/m 1213, 33 J/m, respectively. The Weibull Analysis program was used for results statistical analysis. Morphological analyzes were performed by Scanning Electron Microscopy (SEM). Infrared spectroscopy Analysis (FTIR) in PALF fibers identified molecular functional groups characteristic thereof.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 – Introdução

Os recursos naturais desempenham um papel importante nas atividades econômicas de qualquer país e, conseqüentemente, contribui substancialmente para o Produto Interno Bruto (PIB) da nação. No caso de países desenvolvidos e subdesenvolvidos, a utilização de tais recursos, tem uma importância no aspecto social juntamente com o desenvolvimento econômico. Desta forma, não é surpresa observar que, existe uma tendência mundial crescente, para o máximo de utilização destes recursos naturais, por meio de novos processos e produtos. Estes, por sua vez, não só ajudam na prevenção da poluição ambiental, que seria causada pela utilização inadequada destes materiais no ambiente, como também ajudam na geração de emprego, particularmente no campo, e contribuindo para a melhoria dos padrões de vida da população (Satyanarayana et. *al.*, 2007(a)).

Devido às preocupações sobre meio ambiente e questões relacionadas à sustentabilidade, tem sido observado melhorias notáveis, no que se refere à materiais “verdes”, no campo da ciência dos polímeros, através do desenvolvimento de biocompósitos (La Mantia e Morreale 2011; Satyanarayana, 2009). Estes biocompósitos podem ser facilmente eliminados ou compostados, no fim de suas vidas úteis, sem prejudicar o meio ambiente, o que não é possível com compósitos poliméricos a base de fibras sintéticas (Gurunathan et. *al.*, 2015).

Uma das mais importantes propriedades das fibras naturais está relacionada com a biodegradabilidade e com sua natureza não cancerígena. A natureza versátil das fibras naturais permite que as mesmas sejam adequadas para utilização em automóveis, na construção civil, e em mobiliários e embalagens. A grande e ampla disponibilidade das fibras naturais, pode reduzir a pressão sobre a floresta e a agricultura. O uso de diversas matérias-primas,

vai ajudar a manter um equilíbrio ecológico na natureza. Geralmente materiais agrícolas e produtos provenientes da floresta, produzem 30 a 40% de resíduos, que também podem ser utilizados em outros processos industriais. Engenheiros estão tendo grande interesse em encontrar novas fontes de matérias-primas que possuam propriedades mecânicas e físicas comparáveis com as propriedades das fibras sintéticas (Asim et. *al.*, 2015).

O abacaxi é uma das frutas tropicais mais cultivadas em todo o mundo devido ao consumo de seus frutos. Folhas de abacaxizeiro, que representa a maior parte da planta, são atualmente inutilizadas e precisam de uma atenção global para a sua exploração comercial. Geralmente, depois da colheita das frutas, as folhas do abacaxizeiro são eliminadas por incineração ou então são decompostas. Isso sempre aconteceu, devido à tecnologia ultrapassada envolvida para a colheita, e também por parte do não conhecimento dos agricultores e comunidades locais sobre a existência e usos comerciais das folhas de abacaxizeiro (Yusof et. *al.*, 2015).

A fim de contribuir para a solução do problema, da inutilização das folhas de abacaxizeiro, como citado no parágrafo anterior, a presente Tese se propõe a desenvolver o estudo detalhado das características estruturais e propriedades das fibras de PALF *in natura*, assim como das características e propriedades dos compósitos poliméricos epóxi e poliéster reforçados pelas mesmas.

Na presente Tese, será utilizado o método estatístico de Weibull, para os cálculos de densidade em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, e para os cálculos de módulo de elasticidade e resistência à tração, também em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF. Ainda em relação às fibras de PALF, será realizada a análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR), a fim de se identificar os grupos funcionais moleculares das fibras de PALF e suas vibrações características.

Em relação aos compósitos epóxi/poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, na presente Tese, serão realizados ensaios mecânicos de tração, flexão, impacto (Charpy e Izod), onde serão estimados os valores de resistência aos referidos ensaios mecânicos.

1.2 – Objetivo Geral

Esta Tese de Doutorado tem como objetivo geral, analisar as características estruturais, e as propriedades das fibras de PALF e dos compósitos poliméricos epóxi e poliéster, reforçados com fibras, contínuas e alinhadas de PALF.

1.3 – Objetivos específicos

Os objetivos específicos da presente Tese são:

- Validar a utilização do método estatístico de Weibull para análise dos valores de densidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF;
- Validar a utilização do método estatístico de Weibull para análise das propriedades mecânicas das fibras de PALF, em função das faixas de diâmetros das mesmas;
- Testar a resistência mecânica ao tracionamento das fibras de PALF;
- Determinar os valores dos comprimentos críticos, das fibras de PALF, em relação às matrizes epóxi e poliéster nos ensaios de pullout;
- Determinar a importância mecânica do reforço das fibras de PALF, nas matrizes poliméricas epóxi e poliéster;
- Analisar macroestruturalmente o mecanismo de fratura dos compósitos epóxi/poliéster reforçados com fibras de PALF;
- Analisar microestruturalmente as interações entre as fibras de PALF e as matrizes epóxi e poliéster, através da análise de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV);

- Analisar a resistência mecânica ao tracionamento e o módulo de rigidez das fibras de PALF e dos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF;
- Analisar a resistência mecânica à flexão e o módulo de elasticidade à flexão das fibras de PALF e dos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF;
- Analisar a energia absorvida aos ensaios de impacto, Izod e Charpy, pelas fibras de PALF e pelos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF;
- Realizar a análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) nas fibras de PALF, a fim de identificar os grupos funcionais moleculares das mesmas e suas vibrações características;

1.4 - Justificativas

Cientificamente, necessita-se de conhecimento mais detalhado a respeito das propriedades mecânicas, estruturais e morfológicas das fibras de PALF e dos compósitos poliméricos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF.

Do ponto de vista ambiental, desenvolver materiais compósitos com fibras vegetais, que são renováveis, recicláveis e biodegradáveis, desta forma, contribuindo com a preservação do meio ambiente.

No âmbito tecnológico, desenvolver o estudo detalhado das propriedades dos compósitos poliméricos reforçados com fibras, contínuas e alinhadas de PALF.

Do ponto de vista econômico, a presente Tese busca desenvolver compósitos reforçados com fibras, vegetal de PALF, que tem um preço muito menor, se comparado com fibras sintéticas como as fibras de vidro e de carbono.

Já no aspecto social, a utilização de fibras vegetais de PALF, incentiva o desenvolvimento regional e agropecuária familiar do Brasil, haja vista que, as fibras utilizadas neste trabalho, são provenientes de regiões do interior do Brasil, que necessitam da venda de tais fibras, para os sustentos familiares.

1.5 - Ineditismo

O ineditismo deste trabalho consiste no estudo detalhado das propriedades mecânicas dos compósitos, epóxi, reforçados com 10, 20 e 30% de fibras contínuas e alinhadas de PALF e também na análise dos valores de densidade, módulo de elasticidade e resistência à tração, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, para os compósitos, epóxi e poliéster reforçados com 10, 20 e 30% de fibras de PALF, através da análise estatística de Weibull.

CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – Compósitos

O mercado dos materiais compósitos tem crescido de forma constante nas últimas décadas e, hoje, inclui diversas aplicações aeroespaciais, biomédicas, na indústria automobilística, bem como na infraestrutura civil. Nestes e em vários outros setores, muitos profissionais têm sentido a necessidade de conceber produtos com estes novos materiais (compósitos) (Levy Neto e Pardini, 2006).

Embora a associação do termo compósito esteja ligada às chamadas tecnologias de ponta, nas quais peças e dispositivos oriundos desse material são empregados em componentes utilizados em satélites, aeronaves, helicópteros, implantes ortopédicos, odontológicos biocompatíveis, veículos de Fórmula1, plataformas marítimas, plataformas de petróleo, pontes, telescópios, instrumentos musicais e estruturas inteligentes em geral, a origem desta importante classe de materiais remonta a incontáveis milhares de anos, uma vez que madeiras, ossos e tecidos musculares, são exemplos notáveis, em termos de eficiência estrutural, dos chamados compósitos naturais (Hull et. al., 1996). Nestes materiais também pode-se distinguir uma fase de reforço, normalmente na forma filamentar, e outra aglutinante (a matriz), a qual permite que os esforços transfiram ao longo de todo compósito trabalhando de forma integrada.

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

Pode-se dizer que os materiais compósitos constituem uma classe de materiais heterogêneos, multifásicos, podendo ser ou não poliméricos, em que as propriedades do conjunto são superiores às de cada componente individual, sendo que um dos componentes, descontínuo, dá a principal resistência ao esforço, e o outro, contínuo, é o meio de transferência desse esforço. A interface entre eles tem influência dominante sobre as suas características. São em geral empregados como materiais de engenharia, formados por elementos de reforço em grau variável de ordenação, que se distribuem em uma matriz flexível (Plasmet, 2011).

As frações volumétricas e mássicas das fibras devem ser devidamente estudadas, visto que há uma faixa mínima e máxima que irá influenciar no reforço. Geralmente, o aumento do reforço promove as propriedades mecânicas, embora um alto carregamento de reforço possa favorecer a aglomeração de fibras e a baixa dispersão da matriz (Murkherjee e Satyanarayana, 1984). A orientação das fibras também é outro fator significativo nas propriedades mecânicas dos compósitos. Sabe-se que fibras orientadas têm uma resistência à tração ao longo do seu eixo e a transferência de tensão no compósito fabricado é favorecida (Folkes, 1985).

Um compósito exibe além das propriedades inerentes de cada constituinte, propriedades intermediárias decorrentes da formação de uma região interfacial (Chawla, 1987). As fases dos compósitos são chamadas de matriz (que pode ser de três tipos, cerâmica, polimérica e metálica) e a fase dispersa (geralmente fibras ou partículas que servem como carga). A matriz geralmente é um material contínuo que envolve a fase dispersa. As propriedades do compósito é uma junção de fatores como a geometria da fase dispersa, distribuição, orientação e também da compatibilidade interfacial entre os constituintes da mistura (Neto, 2009).

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

Umidade, vento, sol, oscilações térmicas tem baixa ação prejudicial sobre os compósitos. E quando características não usuais são requeridas, aditivos como protetores de UV, agentes contra sujeira, resinas especiais são amplamente utilizáveis (Monteiro et. *al.*, 2006).

2.1.1 – Classificação de compósitos

Levy Neto e Pardini (2006) fazem a seguinte definição: Um material compósito é um conjunto de dois ou mais materiais diferentes, combinados em escala macroscópica, para funcionarem como uma unidade, visando obter um conjunto de propriedades que nenhum dos componentes individualmente apresenta.

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

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

2.1.2 – Processos de fabricação de compósitos

Na fabricação de compósitos, diversos processos são utilizados industrialmente para a obtenção de peças ou estruturas de excelentes propriedades mecânicas e químicas, termicamente estáveis, leves e com formas arrojadas (Cavalcanti, 2006).

Devido a muitos problemas causados pelas fibras quando da utilização do método de fabricação por injeção, isto é, formação de buchas dificultando o movimento da rosca, entupimento do bico de injeção e outros, tem-se observado uma tendência da mecanização da fabricação de polímeros reforçados em ritmo crescente. São vários os processos de fabricação de compósitos, possibilitando a obtenção de produtos com propriedades mecânicas distintas que podem ser utilizados em diferentes campos de aplicações (Cavalcanti, 2006).

Dentre os processos de manufatura dos compósitos à base de resina termofixa, destacam-se: Processo Manual (*Hand Lay-up*), Moldagem por Spray (Spray-up), Enrolamento de Filamentos (*Filament Winding*), Moldagem à Vácuo, Moldagem sob Pressão (*Pressure-bag*), Pultrusão e Moldagem por Compressão (Blass, 1988).

Ainda de acordo com Blass (1988), na Moldagem por Compressão, utiliza-se molde de duas partes tipo macho-fêmea na fabricação de compósitos. O reforço pode ser utilizado na forma de fibras, mantas ou tecidos, que são alternados com a resina. A impregnação fibra-matriz é feita com ajuda de uma espátula, que também serve para retirar bolhas. O molde é fechado e a cura ocorre enquanto o material está restrito às superfícies das duas partes (macho-fêmea) do molde.

2.1.3 – Adesão mecânica na interface fibra/matriz dos compósitos

A força de ligação entre a matriz e a fibra reforçadora é um fator determinante no desempenho de muitos compósitos poliméricos. Compósitos com baixa força de ligação matriz/fibra, falharão às tensões, relativamente

baixas, quando ensaiados transversalmente às fibras. Existe uma série de tratamentos feitos na superfície das fibras com a finalidade de se aumentar a força de ligação entre matriz/fibra. O nível de tratamento aplicado na superfície das fibras em um material compósito pode ter um grande efeito sobre sua resistência mecânica (Cantwell e Morton 1991; Gatenholm, 1997). Estes aspectos relacionados com o desenvolvimento de compósitos com matriz polimérica são de grande relevância para aplicações nos mais diversos setores da engenharia.

A adesão de um material a outro está associada ao estabelecimento de interações que podem ser dos tipos: eletrostáticas, ligações de hidrogênio, ligações covalentes ou forças de Van der Waals. A natureza destas interações está associada à afinidade química entre a matriz e a fase dispersa. Geralmente as fibras naturais (fase dispersa) apresentam natureza hidrofílica enquanto que o polímero (matriz) tem natureza hidrofóbica (Neto, 2009).

A adesão pode ser atribuída a cinco mecanismos principais que podem ocorrer na interface isoladamente ou em combinação para produzir a ligação fibra/matriz. Dentre os mecanismos que tratam do contato molecular Hull (1981) e Chung (1991), incluem-se:

- Adsorção e molhamento - Quando duas superfícies eletricamente neutras são colocadas em contato, existe uma atração física que pode ser compreendida considerando o molhamento de superfícies sólidas por líquidos. Para um efetivo molhamento da superfície da fibra, o líquido deve cobrir todas as irregularidades da fibra para deslocar todo o ar contido nas reentrâncias da superfície.
- Interdifusão - É a ligação entre duas superfícies poliméricas pela difusão das moléculas de uma superfície sobre a outra. A resistência dependerá da quantidade de entrelaçamento molecular e do número de moléculas envolvidas. A interdifusão ocorre em presença de solventes e agentes plastificantes, e a quantidade de difusão depende da conformação molecular e dos constituintes envolvidos.

- Atração eletrostática - Forças de atração ocorrem entre duas superfícies quando uma delas está carregada positivamente e a outra negativamente, tais como nas interações ácido-base e de ligação iônica. A resistência da ligação dependerá da intensidade das cargas.
- Ligação química - O estudo das ligações químicas está relacionado com o uso de agentes de acoplamento, empregado nas fibras para produzir a ligação entre a fibra e a matriz. A ligação química é formada entre um grupo químico da superfície da fibra e um grupo químico compatível na matriz.
- Adesão mecânica - A ligação pode ocorrer pelo entrelaçamento das duas superfícies. A resistência dessa interface, tensionada, será elevada se existir um grande número de reentrâncias na superfície da fibra, que possam ser preenchidas pela resina, propiciando a adesão. A resistência sofrida por cisalhamento é muito significativa, e depende do grau de rugosidade da superfície da fibra. Os aspectos geométricos não são os únicos fatores que causam adesão mecânica, já que contração da resina durante o processo de cura, e a expansão térmica da fibra e da matriz, produz tensão de compressão e cisalhamento na superfície.

2.1.4 – Fratura em compósitos reforçados com fibras

A ruptura em materiais compósitos pode ser dividida em ruptura intralaminar e ruptura interlaminar. No caso da ruptura intralaminar, pode ser em função do desprendimento da fibra (*pullout*) (1), ponte de fibras (2), descolamento interfacial fibra/matriz (3), ruptura das fibras (4) e ruptura da matriz (5), ver Figura 2.1 (a). A fratura interlaminar, ou delaminação, consiste em um descolamento entre duas camadas contínuas, normalmente ocorre entre camadas com diferentes orientações, este tipo de fratura é muito comum nos materiais de fibras contínuas, ver Figura 2.1 (b), Silva (2003), (Moura et. al., 2011).

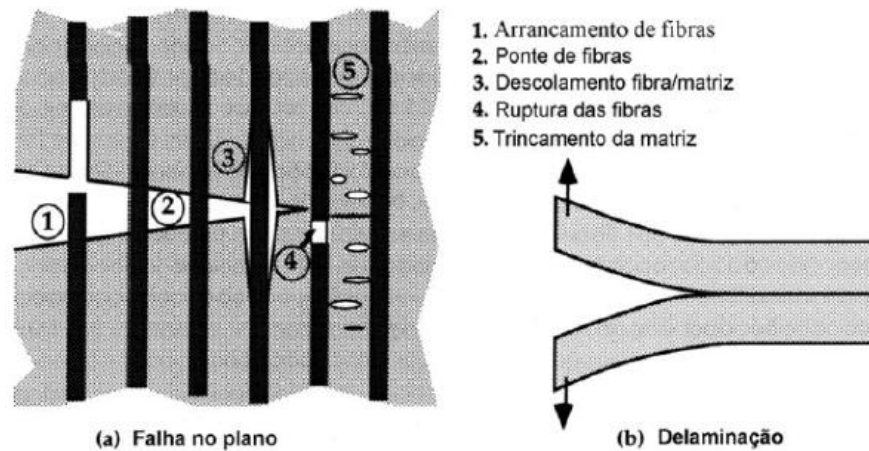


Figura 2.1 – Esquema do mecanismo de ruptura em materiais compósitos (Silva, 2003).

2.1.4.1 – Desprendimento da fibra (*pullout*)

Ocorre quando fibras frágeis ou fibras descontínuas são embebidas numa matriz de elevada resistência. A fratura das fibras origina uma concentração de tensões local onde a fibra foi quebrada. Esta concentração de tensões pode ser aliviada, uma vez que ocorre a liberação da fibra em relação à matriz, evitando que esta se quebre, ver Figura 2.1 (a). Nesta situação, as fibras são arrancadas do interior da matriz (Agarwal e Broutman, 1990).

2.1.4.2 – Separação entre fibra/matriz

A diferença entre desprendimento e separação das fibras/matriz consiste no seguinte, a separação da fibra/matriz ocorre quando a trinca na matriz é incapaz de se propagar através da fibra, ver Figura 2.1 (a), enquanto o desprendimento de fibra deve-se à falta de capacidade da fenda, iniciada na quebra da fibra, se propagar pela matriz. Os desprendimentos de fibras são geralmente acompanhados pela deformação extensiva da matriz, o que não acontece na separação fibra/matriz. Apesar destes fenômenos, parecerem semelhantes, por se darem na região da interface, estes acontecem mediante condições distintas. No entanto, ambos são responsáveis por um aumento de energia absorvida durante a fratura (Agarwal e Broutman, 1990).

2.1.4.3 – Ruptura das fibras

De acordo com Agarwal e Broutman (1990), quando a trinca se propaga na direção normal da fibra, estas acabam por se separar, o que conduz à separação completa do laminado. Isso ocorre sobre carregamento de tração, quando a tensão máxima admissível ou deformação da fibra é excedida, ver Figura 2.1 (a). Apesar das fibras serem responsáveis pela resistência mecânica do material, a fratura das fibras representa uma percentagem de energia muito baixa relativamente à quantidade de energia absorvida pelo material compósito. No entanto, a presença das fibras influencia o modo de escoamento do material e, por conseguinte, a energia total absorvida, após impacto.

2.1.4.4 – Ruptura da matriz

Para ocorrer a fratura total do compósito, o material da matriz, que envolve as fibras, deve fraturar completamente, ver Figura 2.1 (a). As resinas termofixas, tal como as resinas de epóxi e poliéster, são materiais frágeis, e a quantidade de energia absorvida por estas, mediante impacto é praticamente insignificante. Apesar de haver absorção de energia devido à deformação da fratura da matriz, a energia absorvida por deformação plástica é consideravelmente mais elevada (Agarwal e Broutman, 1990).

2.1.4.5 – Delaminação

De acordo com Agarwal e Broutman (1990), a propagação de uma trinca por uma matriz, pode parar quando atinge as fibras de uma camada adjacente. Por causa das altas tensões de corte adjacentes à crista da trinca, a trinca pode dividir-se e propagar-se paralelamente ao plano das camadas, ver Figura 2.1 (b). Estas trincas são chamadas de trincas de delaminação. A delaminação ocorre frequentemente quando os laminados são testados à flexão.

2.2 – Matrizes utilizadas em compósitos

As matrizes utilizadas em compósitos podem ser metálicas, cerâmicas ou poliméricas.

2.2.1 – Matriz metálica

Compósitos de matriz metálica têm sido desenvolvidos para uso em condições de temperatura, condutividade e esforço, além de capacidade dos sistemas com matriz de polímero. Por exemplo, o alumínio reforçado com boro é usado no Ônibus Espacial, e o alumínio reforçado com carbono é usado no telescópio Hubble. O alumínio reforçado com alumina é usado em componentes de motor de automóvel (Callister, 2000).

2.2.2 – Matriz cerâmica

Matrizes cerâmicas têm maior resistência a temperaturas elevadas. Esses compósitos, ao contrário de cerâmicas tradicionais, representam a maior promessa na obtenção de dureza para aplicações estruturais, como projetos de motor a jato de alta eficiência (Callister, 2000).

2.2.3 – Matriz polimérica

A palavra polímero origina-se do grego poli (muitos) e mero (unidade de repetição). Assim, um polímero é uma macromolécula composta por muitas (dezenas de milhares) de unidades de repetição denominadas meros, ligados por ligação covalente. A matéria-prima para a produção de um polímero é o monômero, isto é, uma molécula com uma (mono) unidade de repetição (Canevarolo, 2002).

O século XX representa um marco no processo de polimerização, pois permitiu que polímeros pudessem passar pelo processo de síntese a partir de seus meros. Os polímeros destacam-se pela sua facilidade de conformação, baixa massa específica e, na maioria dos casos, alta resistividade elétrica (Neto e Pardini, 2006).

Polímeros Termoplásticos, sob o efeito de temperatura e pressão, amolecem assumindo a forma do molde. Nova alteração de temperatura e pressão reinicia o processo, sendo, portanto, recicláveis. Em nível molecular, à medida que a temperatura é elevada, as forças de ligação secundárias são diminuídas (devido ao aumento do movimento molecular), de modo tal que o

movimento relativo de cadeias adjacentes é facilitado quando uma tensão é aplicada. Os termoplásticos são relativamente moles e dúcteis e compõem-se da maioria dos polímeros lineares e aqueles que possuem algumas estruturas ramificadas com cadeias flexíveis, ex: PE, PP, PVC, etc, (Mano, 2000).

Polímeros Termofixos ou termorrígidos misturados com catalisadores, antes da cura, assumem a forma do molde. Após a cura, uma alteração de temperatura e pressão não faz efeito algum, tornando-os materiais insolúveis, infusíveis e não recicláveis. Durante o tratamento térmico inicial, ligações cruzadas covalentes são formadas entre cadeias moleculares adjacentes; essas ligações prendem as cadeias entre si para resistir aos movimentos vibracionais e rotacionais da cadeia a temperaturas elevadas, sendo que, o rompimento destas ligações, só ocorrerá em temperaturas muito elevadas. Os polímeros termofixos são geralmente, mais duros, mais fortes e mais frágeis do que os termoplásticos, e possuem melhor estabilidade dimensional. Ex: Baquelite (resina de fenol-formaldeído), epóxi (araldite), algumas resinas de poliéster, etc, (Mano, 2000).

A Tabela 2.1 apresenta as principais características de polímeros termoplásticos e termorrígidos (dos Santos, 2006).

Tabela 2.1 – Principais características dos polímeros termoplásticos e termorrígidos (dos Santos, 2006).

Termoplásticos	Termorrígidos
Reciclável mecanicamente	Não reciclável mecanicamente
Tempo ilimitado de armazenamento	Tempo limitado de armazenamento
Alta viscosidade quando fundido	Baixa viscosidade durante o processamento
Baixa resistência à fluência	Alta resistência à fluência
Temperatura de uso limitada, baixa estabilidade térmica e dimensional.	Alta resistência térmica e dimensional

Os polímeros termorrígidos são mais utilizados para uso estrutural em materiais compósitos por apresentarem algumas vantagens em relação aos termoplásticos, tais como alta estabilidade térmica, elevada rigidez, alta estabilidade dimensional, boas propriedades de isolamento térmico e elétrico, resistência à fluência e à deformação sobre carregamento. Esses materiais podem também ser misturados fisicamente com fibras em métodos de processamento bastante simples (dos Santos, 2006).

As resinas termorrígidas mais usadas e mais baratas são os poliésteres, poliuretanos, vinil-éster e resinas fenólicas; as quais são usadas principalmente para compor compósitos reforçados com fibras de vidro. As resinas epóxi são mais caras e além das aplicações estruturais, também são muito utilizadas em aplicações aeroespaciais por possuírem melhores propriedades mecânicas e melhores resistências à umidade do que os poliésteres, poliuretanos e as resinas vinílicas. Em aplicações de altas temperaturas, são empregadas as resinas poli-imidas, seu limite superior de temperatura para utilização em regime contínuo é de aproximadamente 230°C (dos Santos, 2006).

A combinação de baixa densidade, resistência química, custo baixo e um balanço entre rigidez e tenacidade permite que termoplásticos ocupem espaço de outros materiais em muitas aplicações importantes (Elmajdoubi e Vu-Khanh, 2003).

A utilização das resinas termoplásticas tem crescido desde a criação dos novos termoplásticos resistentes à altas temperaturas tais como as poliamidas, polisulfonas, poliéter sulfona, poliéter éter sulfona, dentre outros materiais (Collyer e Clegg, 1995).

As resinas termoplásticas são longas moléculas com comprimento da ordem de 20 a 30 nm (Davis et. al., 1982) e fluem facilmente sob tensão sem elevadas temperaturas, permitindo assim que sejam fabricadas na forma solicitada e mantendo a forma quando resfriada à temperatura ambiente. Esses polímeros podem ser repetidamente aquecidos, fabricados e resfriados e, conseqüentemente, serem reciclados.

Shackelford (1996) indicou que, a diferença principal entre os polímeros está no comportamento característico quando aquecidos. Ou seja, os polímeros termoplásticos se fundem em um líquido viscoso capaz de sofrer processos de extrusão, e os termofixos se decompõem termicamente. As resinas termoplásticas constituem-se de cadeias moleculares lineares ou ramificadas que, ao serem aquecidas sob pressão, a sua consistência altera-se de sólida rígida para líquida viscosa (Shackelford, 1996). Nesse processo não ocorrem reações químicas ou decomposição e os produtos obtidos podem ser aquecidos repetidamente. Em outras palavras, as resinas termoplásticas podem “amolecer” seguidamente sobre aplicação de calor e pressão e “endurecer” novamente quando resfriadas. Estas resinas encontram atualmente grande aplicação como matriz de compósitos reforçados com fibras (Shackelford, 1996).

2.3 – Tipos de reforços utilizados em compósitos

Muitos materiais compósitos são compostos apenas por duas fases, a matriz e a fase dispersa, sendo que as principais propriedades dos compósitos variam em função de sua fase dispersa. Segundo Callister (2000), os materiais compósitos se classificam em três divisões principais, os compósitos reforçados por fibras; os compósitos reforçados por partículas e os compósitos estruturais, conforme pode ser observado na Figura 2.2.

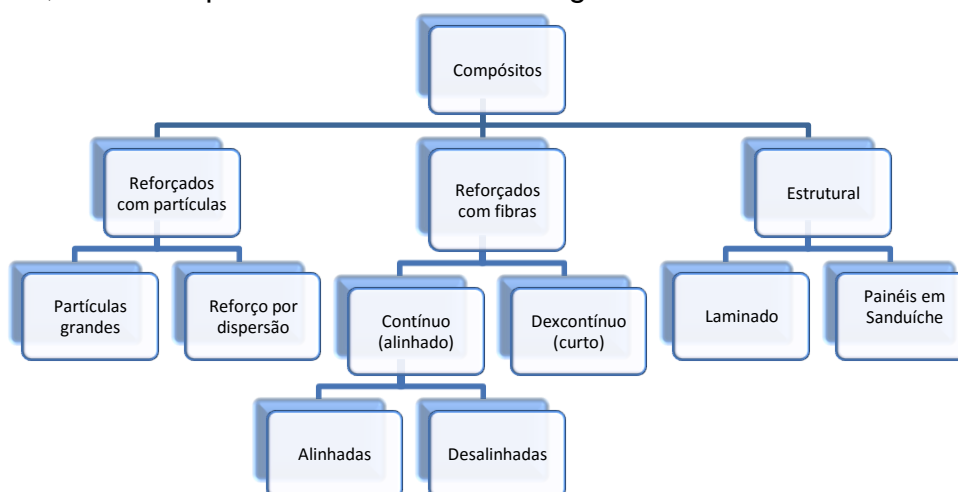


Figura 2.2 – Esquema de classificação para os vários tipos de compósitos, (Callister, 2000).

2.3.1 – Fibras

Fibras podem ser de origem natural ou sintética. As fibras naturais podem ser obtidas a partir de plantas, animais e minerais, já as fibras sintéticas, se dividem em fibras orgânicas e fibras inorgânicas. Um diagrama com a classificação de várias fibras está mostrado na Figura 2.3.

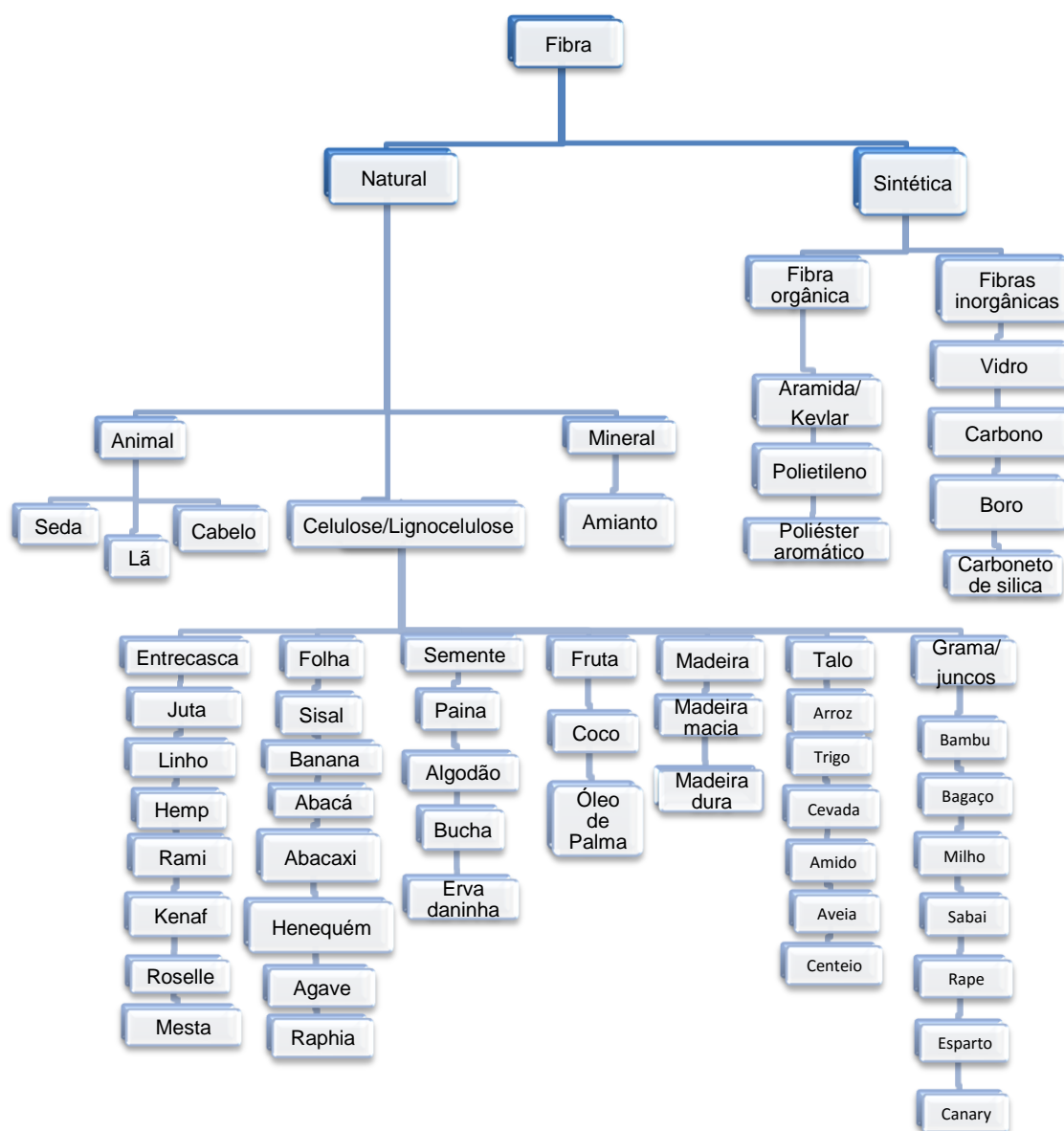


Figura 2.3 - Classificação das fibras naturais e sintéticas (Bismarck e Thomas, 2005; Lilholt e Lawther, 2002; Rowell, 2008).

2.3.1.1 – Fibras sintéticas

As fibras sintéticas, são fibras que, geralmente tem valores elevados de resistência e módulo de elasticidade. Alguns exemplos de fibras sintéticas são fibras de carbono, fibras de kevlar, fibras de vidro-A, Vidro-AR, Vidro-C, Vidro-E e Vidro-S (Callister, 2000).

Geralmente estas fibras são de alto custo e, quando inseridas nas matrizes poliméricas, detém propriedades como resistência mecânica, à corrosão, à altas temperaturas, à bases alcalinas, entre outros (Callister, 2000).

2.3.1.2 – Fibras Naturais Vegetais

Para diminuir o consumo das reservas de petróleo e facilitar a reciclagem dos carros usados, engenheiros utilizam as fibras naturais como reforço ou até mesmo na substituição completa de componentes automotivos. Dentre elas se encontram o rami, o sisal, o linho, a juta, o cânhamo, a bananeira, o ananazeiro e o coqueiro (Satyanarayana et. *al.*, 2007) .

Fontes naturais desenvolvem um importante papel na atividade econômica de qualquer país e ainda contribui substancialmente para o Produto Interno Bruto do país.

No caso de países desenvolvidos e subdesenvolvidos, a utilização de fibras naturais ajuda o desenvolvimento no aspecto social da nação. Desta forma, não é surpresa observar uma maior tendência no mundo para máxima utilização destes recursos por meio de novos produtos e processos. Estes, em geral, não somente ajudam na prevenção da poluição ambiental, que seria causada caso esses materiais fossem descartados na natureza, sem uma utilização adequada, mas também na geração de empregos, principalmente no setor rural, desta forma, contribuindo para melhor qualidade de vida das pessoas destas regiões.

Dentre os principais objetivos da agricultura, destacam-se, os de produzir alimentos e fibras. Nesses dois grupos estão incluídos os artigos de consumo mais importante da escala das necessidades do homem, indispensáveis, portanto, ao progresso da humanidade. Com exceção da seda, da lã e de outras fibras animais menos importantes, o restante das fibras naturais utilizadas pelo homem é de origem vegetal, ou seja, são fibras lignocelulósicas (Medina, 1959).

Dentre as muitas fontes naturais, estão as fibras lignocelulósicas, nas quais aproximadamente 2 bilhões e meio de toneladas estão disponíveis para utilização e que têm sido utilizadas desde de 6000 AC (Kozlowski et. *al.*, 2004). Fibras estão disponíveis de muitas destas fontes naturais, e estas também são chamadas de fibras de plantas, ou fibras naturais ou fibras vegetais.

Existe uma vasta escala de diferentes fibras que podem ser aplicadas como agente de enchimento ou reforço. As fibras lignocelulósicas tem três categorias principais de acordo com a parte da planta a partir da qual elas são extraídas (Jawaid e Abdul Khalil, 2011):

- Fibras do caule (juta, linho, cânhamo, rami, kenaf, etc);
- Fibras das folhas das plantas (sisal, banana, ananás, etc.);
- Fibras de sementes das plantas (algodão, fibra de coco, óleo de palma, etc.);

A produção de fibras vegetais lignocelulósicas ocupa uma posição de destaque na estrutura da economia agrícola mundial, ao mesmo tempo em que sua industrialização constitui um dos principais setores de atividades industriais. Pode-se dizer que, provavelmente, não existe nenhum material que seja mais utilizado na vida e com o qual os indivíduos tenham maior contato do que estas fibras naturais (Medina, 1959).

A utilização das fibras lignocelulósicas como reforços para materiais poliméricos tem crescido em substituição às fibras sintéticas, especialmente as fibras de vidro em compósitos, para diferentes setores industriais, tais como embalagens, automóveis (Wambua et. *al.*, 2003 e Schuh, 2006), e até mesmo no setor de construção (Khedari et. *al.*, 2003). Isto ocorre principalmente

devido às características únicas, como por exemplo, abundância biodegradabilidade, baixa densidade, natureza não-tóxica, menos abrasividade para equipamentos na indústria de processamento de polímeros e propriedades mecânicas atrativas, sem mencionar o baixo custo (17 a 40% do custo das fibras de vidro) (Bledzki e Gassan, 1999).

Fibras lignocelulósicas, têm tornado-se suplentes, em comparação com as fibras fabricadas pelo homem na construção de compósitos (Schuh, 2006; Khedari et. al., 2003; Bledzki e Gassan, 1999; Kozolowski, 2004; Satyanarayana, 2005).

As tendências internacionais no estudo das fibras lignocelulósicas revelam que (Satyanarayana et. al., 2007):

- Estas fibras tem utilização potencial em aplicações automotivas (Kandachar, 2002; Netravali e Chabba, 2003; Nickel e Riedel, 2003; Marsh, 2003; Satyanarayana, 2004 (a); Satyanarayana, 2004(b)).

- Estas podem ser concorrentes ideais para as não-renováveis, caras fibras sintéticas à base de petróleo utilizadas em materiais compósitos, particularmente na indústria automotiva, (Bledzki et. al., 1999; Wambua et. al., 2003; Joshi et. al., 2004; Suddell et. al., 2002), incluindo setores de construção (Kedari et. al., 2003; Demir et. al., 2006).

- Muitos países estão se conscientizando a respeito das preocupações ecológicas, e particularmente, os países Europeus estão aprovando leis que exigiriam, até o ano de 2015, o uso de até 95% de materiais recicláveis em veículos (Peijis, 2003).

- Está se aproximando a hora em que o uso de compósitos a base de fibras como materiais estruturais em veículos automotivos (Netravali et. al., 2003).

- É possível produzir fibras de qualidade, adequadas para diferentes aplicações, através de um melhor cultivo, incluindo métodos de engenharia genética e de tratamento para obter propriedades uniformes (Rajesh e Kozlowski, 2005).

Brasil, que produz muitas das plantas que dão origem as fibras naturais, encontra-se em uma posição destacada em relação a outros países da América do Sul, tendo uma área de aproximadamente 8,5 milhões de Km², nos quais 5 a 6%, aproximadamente, são de terras aráveis, 22% de pastos permanentes e 58% de florestas e matas (Satyanaryana et. *al.*, 2005). O Brasil é privilegiado geograficamente por possuir condições climáticas excepcionais e solo fértil para o cultivo de uma vasta variedade de espécies de plantas (Satyanaryana et. *al.*, 2005).

No Brasil existe um forte desenvolvimento de estudo científico das fibras naturais renováveis, incluindo fibras como coco, sisal, banana. Curauá, abacaxi, etc. Estas fibras apresentam uma grande variedade de aplicações, em função de suas propriedades únicas e da possibilidade de produção em massa a preços bastante acessíveis, contribuindo simultaneamente com a biodegradação e a renovação do ciclo ecológico (Satyanarayana et. *al.*, 2007).

No Brasil, tem sido desenvolvidas políticas no setor agrícola, políticas essas que incluem o aumento de áreas de terras cultiváveis para as fibras vegetais, proporcionando, desta forma, colheitas ao longo dos anos, além do melhoramento das técnicas de cultivo existentes, com a participação do Instituto Brasileiro de Pesquisas no setor de agricultura (EMBRAPA). O aumento na produção das chamadas fibras de curauá, originária do norte do Brasil, é um exemplo de sucesso das melhorias já alcançadas. As mudanças significativas nas áreas de terras cultiváveis para plantações, que tem como objetivo a extração de fibras naturais (Satyanarayana et. *al.*, 2007), são mostrados na Tabela 2.2 (IBGE, 2007):

Tabela 2.2 – Área de plantação no Brasil (IBGE, 2007).

Produto		Área cultivada (hectares)				
		Período				
		2000	2001	2002	2003	2004
Algodão	P	13678	9270	7796	5692	7105
	T	862976	893150	763992	719074	115968
Coco (frutas)	P	266577	275551	280835	281630	288142
Banana	P	533593	516678	514563	514549	498385
Sisal (fibra)	P	204514	218771	215215	225918	239124
Juta (fibra)	T	1355	1204	1094	1094	1513
Malva (fibra)	T	4901	5395	5994	6556	7174
Abacaxi (frutas)	T	62976	63282	62862	58155	59353
Rami (fibra)	T	465	399	480	539	539
Arroz (fibra)	T	3704863	3171300	3171955	3193936	3774215
Cana de Açúcar	T	4879841	5022490	5206656	5377216	5633700
Curauá	T	ND	ND	ND	100	400

P: Permanente

T: Temporário

ND: Não Definido

Como pode ser visto na Tabela 2.2, (IBGE, 2007), algumas das plantas são desenvolvidas em regime permanente (P) ou temporário (T), dependendo da contribuição econômica que essas trazem para o país (Satyanarayana et. al., 2007).

Uma característica interessante no Brasil é a iniciativa dos próprios agricultores, por meio de cooperativas agrícolas e com ajuda da EMBRAPA, possibilitando, desta forma, uma produtividade mais elevada de algumas culturas. Outra característica é o aumento da mecanização, que tem possibilitado uma maior disponibilidade de fibras no mercado, apesar da redução, na quantidade total de fibras processadas em relação com a

quantidade total de fibras disponíveis. Isso pode ser visto na Tabela 2.3 (IBGE, 2007), que apresenta a produção agrícola de várias de culturas de rendimento de fibras durante o período de cinco anos (Satyanarayana et. al., 2007).

Tabela 2.3 – Dados estatísticos para a produção agrícola (IBGE, 2007).

Produto (x1000toneladas)		Período				
		2000	2001	2002	2003	2004
Algodão	P	2885	2762	4105	2424	2902
	T	2007	2644	2166	2199	3798
Coco (frutas)	P	1301	1421	1928	1986	1962
Banana	P	5777	6177	6423	6801	6607
Sisal (fibra)	P	194	181	171	187	199
Juta (fibra)	T	1	1	1	1	2
Malva (fibra)	T	6	6	9	9	10
Abacaxi (frutas)	T	1336	1430	1433	1440	1436
Rami (fibra)	T	1	1	1	1	1
Arroz (fibra)	T	11135	10184	10457	10335	13277
Cana de Açúcar	T	3026121	3044293	3064391	3096012	4015216
Curauá	T	ND	ND	ND	ND	15

P: Permanente

T: Temporário

ND: Não Definido

A Tabela 2.4 mostra o nome botânico das diversas fibras de plantas cultivadas no Brasil.

Tabela 2.4 – Nome botânico das diversas fibras de plantas cultivadas no Brasil.

Fibra	Nome Botânico
Banana	Musa sapientum
Coco	Cocus nucifera
Algodão	Gossypium M.
Curauá	Ananas erectifolius
Linho	Linum usitatissimum
Cânhamo	Cannabis sativa
Juta	Corchorus capsularis
Kenaf	Hibiscus cannabinus
Mesta	Hibiscus sibdoriff
Paina	Chorisia speciosa
Piaçava	Attalea funifera
Abacaxi	Ananas comosus
Rami	Boehmeria nivea
Sisal	Agave sisalana
Esponja	Luffa cylindrica
Cânhamo do Sol	Crotalaria juncea

Condições climáticas, idade e o processo de degradação, influenciam não somente na estrutura das fibras, mas também na composição química. O principal componente químico de uma árvore viva é a água. Entretanto, na base seca, todas as paredes celulares da planta consistem basicamente de polímeros à base de açúcar (celulose, hemicelulose), que são combinados com a lignina com menor quantidade de produtos extrativos, proteína, amido e inorgânicos. Os componentes químicos são distribuídos ao longo da parede

celular, que é constituída por camadas de parede celular, primária e secundária. A composição química varia de planta para planta, e dentro de diferentes partes da mesma planta (Faruk et. al., 2012). A Tabela 2.5 mostra a faixa da média dos constituintes químicos para uma ampla variedade de tipos de plantas (apud Faruk et. al., 2012).

Tabela 2.5 – Composição química de algumas fibras naturais (apud Faruk et. al., 2012).

Fibra	Celulose (%p.)	Hemicelulose (%p.)	Lignina (%p.)	Ceras (%p.)
Bagaço	55,2	16,8	25,3	-
Bambu	26 – 43	30	21 – 31	-
Linho	71	18,6 – 20,6	2,2	1,5
Kenaf	72	20,3	9	-
Juta	61 – 71	14 – 20	12 – 13	0,5
Cânhamo	68	15	10	0,8
Rami	68,6 - 76,2	13 – 16	0,6 – 0,7	0,3
Abacá	56 – 63	20 – 25	7 – 9	3
Sisal	65	12	9,9	2
Coco	32 – 43	0,15 – 0,25	40 – 45	-
Óleo de Palma	65	-	29	-
Abacaxi	81	-	12,7	-
Curauá	73,6	9,9	7,5	-
Palha de Trigo	38 – 45	15 – 31	12 – 20	-
Casca de Arroz	35 – 45	19 – 25	20	14 – 17
Palha de Arroz	41 – 57	33	8 – 19	8 – 38

O desempenho de compósitos de fibras naturais reforçados com polímeros depende de vários fatores, incluindo composição química das fibras, dimensões celulares, ângulo formado pelas microfibrilas, defeitos, estrutura, propriedades físicas e propriedades mecânicas, e também a interação da fibra com o polímero. A fim de se expandir o uso de fibras naturais para compósitos e melhorar o desempenho destes, é essencial conhecer as características das fibras (Faruk et. *al.*, 2012).

A grande faixa de valores, para os componentes das fibras naturais, como porcentagem de celulose, hemicelulose, lignina entre outros, é um dos inconvenientes das fibras naturais, é consideravelmente maior, caso se compare com os valores das fibras sintéticas de vidro, isto pode ser explicado pela diferença existente nas fibras naturais devido às condições globais de desenvolvimento, crescimento das mesmas. Propriedades mecânicas das fibras das fibras naturais podem ser influenciadas por muitos fatores (Faruk et. *al.*, 2012).

A Tabela 2.6 apresenta as propriedades mecânicas de algumas importantes fibras lignocelulósicas e de vidro (Abdul Khalil et. *al.*, 2010; Bhagawan et. *al.*, 1987; Franck, 2005; Idicula et. *al.*, 2010; Khalil et. *al.*, 2008; Mariatti et. *al.*, 2008; Rowell, 2008; Saechtling, 1987; Satyanarayana e Wypych 2007).

Tabela 2.6 – Propriedades mecânicas de importantes fibras lignocelulósicas e de vidro (Abdul Khalil et. al., 2010; Bhagawan et. al., 1987; Franck, 2005; Idicula et. al., 2010; Khalil et. al., 2008; Mariatti et. al., 2008; Rowell, 2008; Saechtling, 1987; Satyanarayana e Wypych 2007).

Fibras	Densidade (g/cm³)	Resistência a tensão (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Alongamento na fratura (%)
Óleo de Palma	0,7 - 1,55	248	3,2	2,5
Linho	1,4	800 – 1500	60 – 80	1,2 - 1,6
Cânhamo	1,48	550 – 900	70	1,6
Juta	1,46	400 – 800	10 – 30	1,8
Rami	1,5	500	44	2
Coco	1,25	220	6	15 – 25
Sisal	1,33	600 – 700	38	2-3
Abacá	1,5	980	-	-
Algodão	1,51	400	12	3-10
Kenaf (entre casca)	1,2	295	-	2,7 - 6,9
Kenaf (núcleo)	0,21	-	-	-
Bagaço	1,2	20 – 290	19,7 - 27,1	1,1
Henequém	1,4	430 – 580	-	3 - 4,7
Abacaxi	1,5	170 – 1627	82	1-3
Banana	1,35	355	33,8	5,3
Vidro-E	2,5	2000 – 3500	70	2,5
Vidro-S	2,5	4570	86	2,8

Quanto maior for, o modulo específico das fibras lignocelulósicas (módulo por unidade específica de gravidade) considerado, as fibras lignocelulósicas apresentarão valores comparáveis ou até superiores aos apresentados pelas fibras de vidro, ver Tabela 2.6 (Jawaid e Abdul Khalil, 2011).

Fibras lignocelulósicas exibem, significativamente, melhor alongamento na fratura, o que se traduzirá em melhor Tolerância aos danos nos compósitos. Baixo custo e melhores tolerâncias aos danos tornam as fibras lignocelulósicas atrativas para a construção de casas com requisitos de “baixa carga”. Madeira é a fibra natural celulósica mais abundantemente utilizada, por causa de sua ampla utilização na indústria de papel e celulose. No entanto, para melhor resistência e rigidez, fibras celulósicas como hemp, linho, juta, kenaf e sisal, estão se tornando cada vez mais importante na produção de compósitos (Jawaid e Abdul Khalil, 2011).

Muitas fibras celulósicas, como por exemplo, fibras de folha de abacaxizeiro, são resíduos do sistema de colheita dos abacaxizeiros, desta forma, são disponíveis a custos mínimos. As fibras lignocelulósicas são fortes, leves, abundantes, não abrasivas, não perigosas e de baixo custo, e podem servir como um excelente agente de reforço para plásticos. Vários produtos celulósicos e provenientes de resíduos de plantas, tais como, farinha de madeira e celulose têm sido utilizados como agentes de enchimento em polímeros. As fibras lignocelulósicas possuem, moderadamente, alta resistência específica e rigidez, e pode ser utilizada como materiais de reforço em matrizes poliméricas para fabricação de materiais compósitos estruturais (Jawaid e Abdul Khalil, 2011).

Vantagens e desvantagens das fibras lignocelulósicas são mostradas na Tabela 2.7 (Sreekumar, 2008). Sabe-se que, as fibras sintéticas como *nylon*, rayon, aramida, vidro e carbono são extensivamente utilizadas como reforços em polímeros (Erich e Michel, 1984; Lawrence et. al., 1995). No entanto estes materiais são caros e são recursos não renováveis. Fibras lignocelulósicas são materiais renováveis e podem ser recicladas (Jawaid e Abdul Khalil, 2011).

Tabela 2.7 – Vantagens e desvantagens das fibras naturais (Sreekumar, 2008).

Vantagens	Desvantagens
- Baixo peso específico resulta em uma maior resistência específica e rigidez do que o vidro;	- Menor resistência, especialmente resistência ao impacto;
- Fontes renováveis, produção necessita de pouca energia e baixa emissão de CO ₂ ;	- Qualidade varia em função do tempo;
- Processo não desgasta ferramentas e não irrita a pele;	- Baixa resistência à umidade, o que faz com que as fibras inchem;
- Bom isolamento acústico e térmico;	- Temperatura máxima de processamento restrita;
- Biodegradável;	- Menor durabilidade, baixa resistência ao fogo;
- Reciclagem é possível;	- Baixa adesão fibra/matriz;

Muitos pesquisadores exploram a aplicação dos compósitos a base de fibras naturais na indústria automobilística (Bledzki et. *al.*, 2006; Davoodi et. *al.*, 2010; Mohanty et. *al.*, 2000; Puglia et. *al.*, 2004).

Em 2003, Mercedes-Benz começou a utilizar fibras de juta no interior do revestimento das portas do automóvel Mercedes Classe-A. Praticamente todos os grandes fabricantes de carros na Alemanha (Daimler Chrysler, Mercedes-Benz, Volkswagen, Audi, BMW, Ford e Opel), utilizam compósitos à base de fibras naturais em várias aplicações (Suddell e Evans, 2005).

Na Alemanha, após a autorização do cultivo do cânhamo, foi possível o desenvolvimento de feltros, a base de linho / cânhamo (50/50), para carros de alto segmento. Um acordo histórico entre a Ford, a fornecedora de componentes automobilísticos, Visteon e a empresa de biocompósitos Kafus, possibilitou o aumento das aplicações de compósitos a base de fibras naturais no interior de painéis, forros e acessórios (Suddell e Evans, 2005).

Embora os compósitos poliméricos a base de fibras naturais não podem ser tão resistentes quanto as fibras de vidro, estes materiais apresentam propriedades suficientes para utilização em diversas aplicações industriais. Em 2000, a Audi lançou o A2 Midrange, que tinha compósito de poliuretano com fibras de linho e sisal em quantidades equilibradas, no interior dos revestimentos das porras destes veículos (Suddell e Evans, 2005).

De acordo com Arruda et. al. (2012), alguns dos projetos de inovação e novas tecnologias desenvolvidas pela Fiat no Brasil estão sendo aplicados em veículos totalmente desenvolvidos pela empresa no país. Os chamados “carros conceito” são vitrines das pesquisas que a montadora vêm conduzindo para o público. Apresentados em grandes eventos, eles trazem novos materiais, novos combustíveis, possibilidades de conectividade e *design* diferenciado, apontando tendências do mercado automobilístico.

Uma das inovações trazidas pelos Fiat *Concept Car* é a utilização de fibras naturais, pesquisadas na flora brasileira – que possui vasta diversidade e muito potencial para o desenvolvimento desse tipo de material. O Fiat *Concept Car II* é um exemplo. O veículo tipo “bugre”, apresentado ao público em 2008, ver Figura 2.4, é elétrico e sua carroceria foi produzida com materiais reforçados por fibras naturais (Arruda et. al., 2012).



Figura 2.4 – Carro conceito da Fiat II, (Arruda et. al., 2012).

Uma das principais razões para a substituição das fibras de vidro pelas fibras lignocelulósicas é que elas podem se desenvolver com menores custos que a fibra de vidro, por exemplo. O preço da fibra de vidro é por volta de 1200-1800 US\$/ tonelada, enquanto que fibras provenientes das plantas custam entre 200-1000 US\$/tonelada (Satyanarayana, et. *al.*, 2009). Densidade da fibra de vidro é por volta de 2500 Kg/m³ e fibras de planta tem densidade por volta de 1200-1500 Kg/m³ (Jawaid e Abdul Khalil, 2011).

A natureza hidrofílica das fibras é o principal problema para todas as fibras celulósicas, se usadas como reforços em polímeros. A porcentagem de umidade das fibras é dependente do percentual de componentes não cristalinos e do percentual de poros das fibras. De maneira geral, a natureza hidrofílica das fibras naturais, influencia as propriedades mecânicas (Faruk et. *al.*, 2012). A Tabela 2.8 mostra a porcentagem de umidade de algumas fibras naturais (apud Faruk et. *al.*, 2012).

Tabela 2.8 – Porcentagem de umidade de fibras naturais a uma condição de umidade relativa do ar a 65% e temperatura de 21C (apud Faruk et. *al.*, 2012).

Fibra	Porcentagem de umidade das fibras (%)
Sisal	11
Cânhamo	9
Juta	12
Linho	7
Abacá	15
Rami	9
Abacaxi	13
Coco	10
Bagaço	8,8
Bambu	8,9

As propriedades físicas de cada fibra natural são críticas, e incluem as dimensões das fibras, defeitos, resistência e estrutura. Existem várias propriedades físicas que são importantes que se conheça para cada fibra natural antes que a fibra possa ser utilizada para utilização em um compósito. Dimensões das fibras, defeitos, resistência, cristalinidade, e estrutura devem ser levadas em consideração (Faruk et. *al.*, 2012).

A utilização das fibras naturais, vegetais ou de celulose natural, como material de reforço pelo homem, já existe há muito tempo. Como já foi comentado, o capim, palha de arroz ou de milho, era misturado ao barro para a fabricação de adobe em tijolos ou paredes reforçadas, para diminuir a fragilidade deste, tornando-o menos quebradiço. Até os dias de hoje essa prática vem sendo cada vez mais crescente. A forma fibrosa apresentada pela celulose proporciona a este material, requisitos necessários para diversas aplicações na área de engenharia. As fibras lignocelulósicas, em sua maioria, apresentam propriedades mecânicas relativamente baixas em relação às fibras sintéticas, porém são materiais atrativos principalmente pelo custo e caráter ecológico. Essas fibras existem em grande quantidade no Brasil e são de fácil manufatura (Silva, 1991).

As fibras naturais lignocelulósicas têm sido utilizadas nos mais diversificados segmentos artesanais e industriais (Silva, 2006):

- Indústria têxtil
- Indústria automotiva
- Indústria de celulose
- Indústria calçadista
- Indústria da construção civil

As fibras vegetais são estruturas alongadas de seção transversal vazada e arredondadas, distribuídas por todo vegetal podendo ser classificadas de acordo com a origem anatômica como fibras de talo, fibras de folha, fibras de lenho e fibras de superfície. As fibras de talo ocorrem no floema que fica na entrecasca do talo, por exemplo, as fibras de juta, rami, linho, algodão,

e piaçava. As fibras de folha são extraídas das folhas dos vegetais, podemos citar as de sisal, curauá, abacaxi e banana. As fibras de lenho são obtidas do lenho como no caso as fibras de bambu e as fibras de bagaço de cana. As fibras de superfície formam uma camada protetora de caules, folhas, frutos e sementes das plantas, como as fibras de açai, coco e as fibras de algodão (Caetano et. al., 2004).

Fibras vegetais são todas as células esclerenquimatosas, isto é, aquelas que apresentam comprimento muito maior do que a largura. Dessa forma, do ponto de vista histológico, o termo fibra tem sido usado para designar uma grande variedade de tipos de células que se caracterizam pela forma alongada, parede secundária espessa e regular com a ocorrência de pontuações (Medina, 1959). Estas fibras vegetais podem apresentar teores elevados de celulose e lignina e por isto são conhecidas como fibras lignocelulósicas (Lima, 2009).

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

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

Cada fibra-celular individual tem estrutura complexa formada por paredes celulares que circundam o lúmen. Essas paredes recebem denominações sucessivas da parte externa para interna: primária, secundária, e assim por diante.

As paredes são constituídas de camadas formadas por feixes de microfibrilas que crescem no vegetal em forma de espiral, com diferentes orientações angulares.

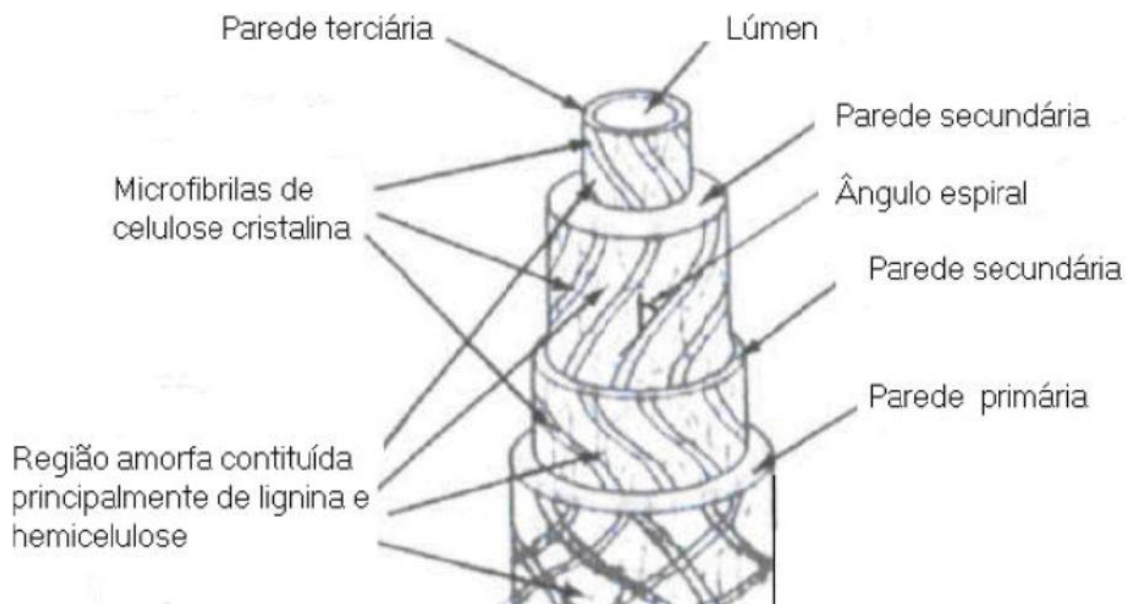


Fig. 2.5 - Ilustração esquemática de uma fibra-celular (Silva e colaboradores, 2009).

Na Figura 2.5 está representada uma fibra-celular, a qual pode conter regiões de seção transversal circular, oval ou achatada. O principal componente das microfibrilas é a celulose, estas estão interligadas por uma rede de moléculas de hemicelulose. A rede celulose-hemicelulose é permeada por pectinas. Outro importante constituinte das paredes é a lignina, substância hidrofóbica impregnada principalmente nas camadas próximas à superfície, e que tem função de sustentação. As microfibrilas são compostas por micelas as quais são cristais de moléculas de celulose na ordem de Angstroms, ordenadas paralelamente em diferentes estruturas alotrópicas (Silva e colaboradores, 2009).

Na Figura 2.6 pode-se observar um feixe de microfibrilas, micelas e uma estrutura cristalina de celulose (Raven e colaboradores, 2001).

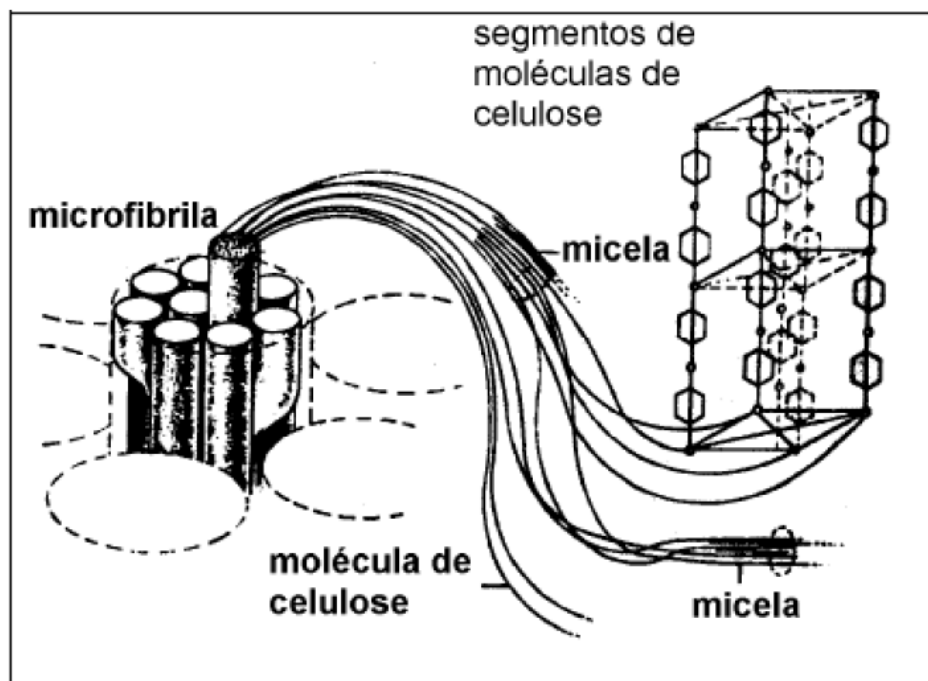


Fig. 2.6 – Microfibrila constituída de porções cristalinas, micelas, que são formadas por segmentos de moléculas de celulose ordenadas (Raven e colaboradores, 2001).

2.3.1.2.1- Fibras de PALF

Abacaxizeiro (*Ananas comosus*) é uma planta nativa do Brasil. Fibras da folha de abacaxizeiro são ricas em celulose relativamente barata e abundantemente disponível. Além do mais esta tem potencial para função de reforço de polímeros. Atualmente, fibras de folha de abacaxizeiro, são produtos residuais provenientes do cultivo dos abacaxizeiros, e além do mais, estas fibras da folha de abacaxizeiro, relativamente baratas, podem ser utilizadas para fins industriais (Faruk et. al., 2012).

Todos os anos, toneladas de fibras de PALF vêm sendo produzidas, apesar de, somente pequenas frações das mesmas estarem sendo utilizadas na produção de energia ou como matérias-primas. A expansão da utilização dos biocompósitos tem ampliado a utilização industrial destas fibras, desta forma, minimizando o desperdício, destas fontes renováveis. Isto promove, para a indústria agrícola, uma expansão para novos mercados, além do mercado do ramo de alimentos (Cherian et. *al.*, 2011).

Depois da Tailândia e Filipinas, Brasil é o terceiro maior produtor de fibras de abacaxi, contribuindo em aproximadamente 7 % do total de fibras produzidas no mundo. O nordeste brasileiro é a região que mais contribui na produção das fibras de folha de abacaxizeiro (Alexandre et. *al.*, 2004).

Depois de banana e citros, abacaxizeiro (*Ananas comosus*) é uma das principais frutas tropicais existentes no mundo (Arib et. *al.*, 2004).

Palf tem propriedades mecânicas excelentes, e pode ser utilizado como reforço em compósitos poliméricos (Pavithran et. *al.*, 1987 e Mishra et. *al.*, 2001).

As propriedades mecânicas de compósitos poliméricos reforçados com fibras de folha de abacaxizeiro atingem um máximo quando as fibras compõem em 30 % em peso o compósito (Faruk et. *al.*, 2012).

Propriedades físicas e mecânicas dos compósitos, como por exemplo, comportamento visco-elástico, resistência à tensão, flexão e ao impacto, são dependentes do tamanho das fibras utilizadas nos compósitos, assim como da relação das mesmas com a matriz, e da maneira como elas estão arranjadas dentro do compósito (Luo et. *al.*, 1999 e Liu et. *al.*, 2005).

Abacaxizeiro é planta herbácea que pertence a família das bromélias. Amplamente cultivado em regiões tropicais e costeiras, principalmente em função da colheita de seus frutos. Na Índia, esta é cultivada em área de terra equivalente a 2.250.000 hectares (Tran, 2006).

Figura 2.7 (a) e (b) mostra uma plantação de abacaxizeiro, esta planta possui hastes curtas com coloração verde escuro. No abacaxizeiro, o primeiro broto de folha que nasce parece ser decorativo, mas depois se converte em e longos pés, com folhas no formato de espadas com largura entre 5 e 8 centímetros, e numerosas fibras arranjadas em espiral (Bartholomew et. *al.*, 2003).



Figura 2.7 – Produção de Palf, sequencialmente (a) plantação de abacaxizeiro, (b) fruto do abacaxizeiro, (c) extração das fibras das folhas do abacaxizeiro, (d) Palf da Indonésia (Bartholomew et. *al.*, 2003).

As fibras de PALF são fibras de comprimento médio, de coloração branca, são lisas e brilhantes como a seda, tem alta resistência à tração, além de ter superfície mais suave que outras fibras naturais (Py e Lacoeuilhe, 1987).

As fibras de PALF têm alta resistência e rigidez específica, e tem natureza hidrofílica, em função da grande porcentagem de celulose que as mesmas possuem. A extração das fibras de PALF é realizada através de métodos mecânicos e maceração, como pode ser visto na Figura 2.7 (c) (Bartholomew et. *al.*, 2003).

A elevada resistência específica das fibras naturais, ajuda na melhoria da resistência mecânica e física das matrizes poliméricas sem a utilização de processos complementares. A superioridade das propriedades mecânicas das fibras de PALF é associada com o alto teor de alpha-celulose que a mesma possui, além do baixo ângulo microfibrilar (14°), formado com o eixo principal da mesma. Devido a tais qualidades extraordinárias, as fibras de PALF podem ser utilizadas como reforços em matrizes poliméricas (Lopattananon et. *al.*, 2006).

De acordo com Arib et. *al.*, (2006), as propriedades físico-mecânicas de quaisquer fibras de PALF dependem dos seguintes fatores:

- Adesão fibra/matriz
- Fração volumétrica de fibras no compósito;
- Orientação das microfibrilas;
- Eficiência na transferência de carga na região de interface fibra/matriz;

De acordo com Kalia et. *al.*, (2009), ha muitas décadas, PALF vem sendo utilizado na fabricação de fios para a indústria têxtil. A perspectiva futura, de aplicação diversificada das fibras de PALF, está apresentada na Figura 2.8. A aplicação atual, das fibras de PALF para várias finalidades, é indústria têxtil, itens esportivos, bagagem, automóveis, colchões, armários, entre outros. PALF vem sendo utilizado também na fabricação de peças de máquinas como, cabo de correia transportadora, cabo de amarração de air-bags e alguns panos para utilização industrial.

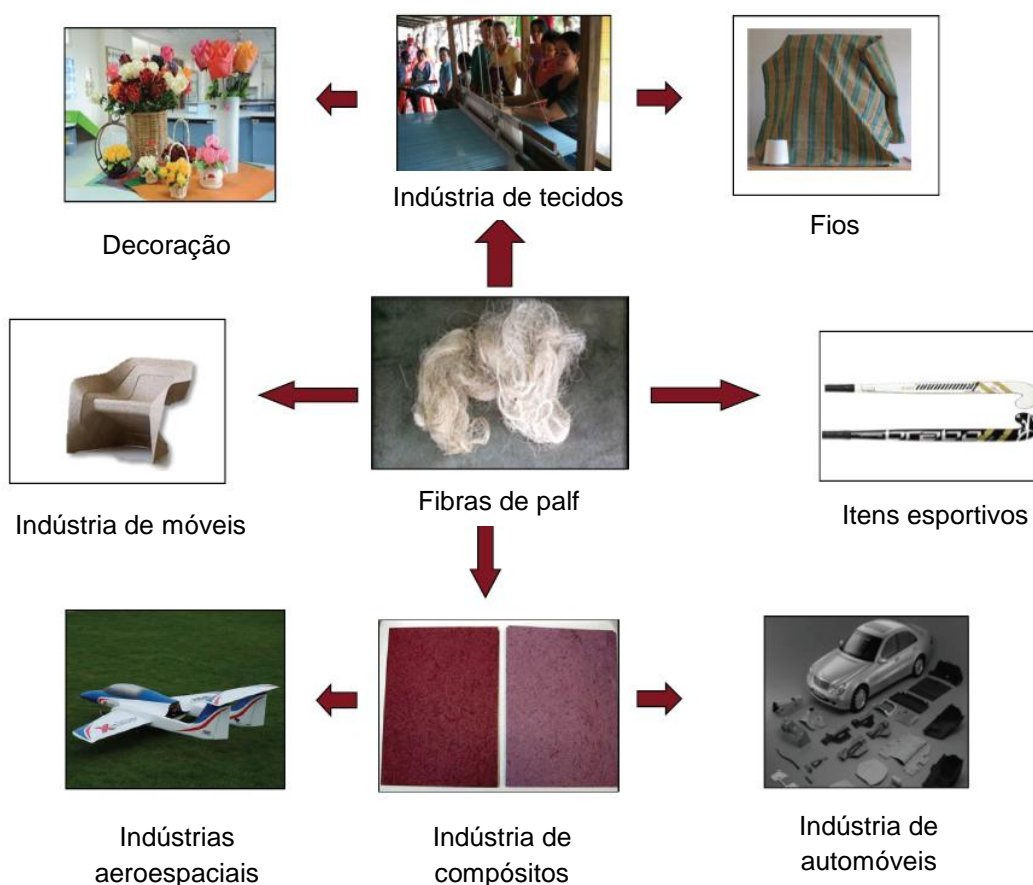


Figura 2.8 – Aplicações futuras e atuais das fibras de PALF (Kalia et. al., 2009).

Por fim, a partir do embasamento científico, relacionada aos compósitos e as fibras vegetais, obtido nesta revisão bibliográfica, poderá ser desenvolvido o presente trabalho científico, que tratará do estudo das características e propriedades mecânicas das fibras de PALF e dos compósitos poliméricos epóxi/poliéster reforçados pelas mesmas. O capítulo a seguir trata dos materiais e métodos utilizados para a execução deste trabalho.

CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Materiais utilizados no desenvolvimento da Tese

3.1.1 – Fibra de PALF

Um lote de fibras longas de PALF foi adquirido da firma Desigan LTDA, que comercializa o produto. A Figura 3.1 apresenta o aspecto das fibras de PALF utilizadas no desenvolvimento da presente Tese.



Figura 3.1 – Fibras de PALF

As fibras de PALF foram processadas sem nenhum tipo de tratamento superficial, como por exemplo, tratamento químico de mercerização, sendo apenas limpas e postas para secagem.

3.1.2 - Matriz Polimérica

3.1.2.1 – Resina Poliéster

Neste trabalho, uma das resinas utilizadas foi a resina poliéster insaturada orto-ftálica, rígida, e de alta viscosidade, não sendo solúvel em água. A resina foi endurecida com 0,5 % de catalisador a base de metil-etil-cetona.

3.1.2.2 – Resina Epóxi

A resina epoxídica do tipo éter diglicidílico de bisfenol A (DGEBA) também foi utilizada neste trabalho. Foi misturada à resina epoxídica, um endurecedor trietileno tetramina (TETA) na proporção estequiométrica correspondente ao phr = 13 (13 partes de endurecedor por 100 partes de resina). Nesta proporção estequiométrica, espera-se que ocorra a abertura de todos os anéis epóxi por ligação com as moléculas de amina (Monteiro et. *al.*, 2008).

3.2-Preparação dos corpos de prova

Na presente Tese, os corpos de prova estudados foram:

- Fibras de PALF ensaiadas por tração;
- Matrizes poliméricas epóxi e poliéster;
- Compósitos poliméricos (epóxi e poliéster) reforçados com 10, 20 e 30% em volume, de fibras de PALF. Para a preparação dos compósitos estudados na presente Tese, ocorreu a mistura das resinas poliméricas, previamente misturada com catalisadores, como já citado anteriormente, com as diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

3.2.1 – Corpos de prova para ensaios de tração

Os corpos de prova ensaiados por tração foram, as fibras de PALF, as matrizes poliméricas epóxi e poliéster, e os compósitos poliméricos, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

Para a fabricação dos corpos de prova para ensaio de tração, moldes metálicos, com as dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração, foram utilizados, como pode ser visto na Figura 3.2.

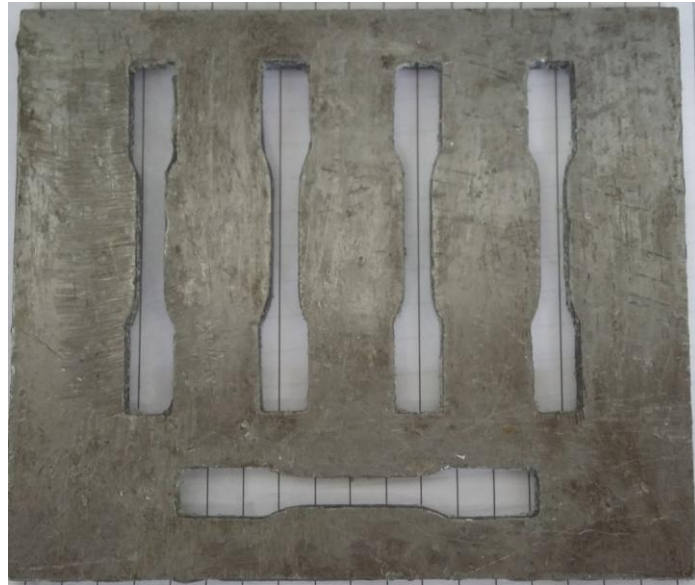


Figura 3.2 – Moldes metálicos para preparação dos corpos de prova compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

Para a preparação dos corpos de prova, de epóxi e poliéster, a resina, após ser misturada com catalisador, foi vertida nos moldes respectivos, como pode ser visto na Figura 3.2.

Para a fabricação dos compósitos, frações volumétricas de fibras de PALF foram colocadas dentro destes moldes e posteriormente as resinas poliméricas (epóxi, poliéster) foram vertidas no interior dos mesmos.

Tanto para os corpos de prova de polímeros, epóxi e poliéster, quanto para os corpos de prova de compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, foi necessário a realização de acabamento superficial nos mesmos, através de lixamento.

As fibras de PALF foram tracionadas na mesma condição, quando adquiridas.

3.2.2 – Corpos de prova para ensaios de flexão e impacto, Izod e Charpy.

Para a preparação dos corpos de prova, de epóxi e poliéster, a resina, após ser misturada com catalisador, foi vertida nos moldes respectivos, como pode ser visto na Figura 3.3, para a fabricação de placas, com espessuras, conforme as normas de ensaios de flexão, ASTM D 790, e ensaio de impacto Izod e Charpy, ASTM D 256.

Assim como, para a fabricação das placas de epóxi e poliéster, conforme as normas, de ensaio de flexão, ASTM D 790, e ensaio de impacto Izod e Charpy, ASTM D 256 mencionadas no parágrafo anterior, para a fabricação dos compósitos, a resina, após ser misturada com catalisador, foi vertida nos moldes respectivos, sobre frações volumétricas das fibras alinhadas de PALF, como pode ser visto na Figura 3.3.

Destaca-se que, para a fabricação dos corpos de prova, para ensaios mecânicos de flexão e de impacto Izod e Charpy, as placas foram prensadas previamente, em uma prensa hidráulica, com capacidade de 15 toneladas, da marca Ribeiro, que encontra-se disponível no LAMAV/UENF. Posteriormente, estas placas foram cortadas em lâminas para a finalização dos corpos de prova para ensaios destrutivos.

3.2.2.1- Prensagem dos corpos de prova

Para a realização dos ensaios de flexão e de impacto, Izod e Charpy, nos compósitos poliméricos reforçados com as fibras de PALF, placas retangulares destes compósitos foram fabricadas, em moldes fechados de aço, ver Figura 3.3 (a) e (b), e posteriormente foram cortadas em tiras, nas dimensões especificadas pela norma ASTM D 790, para os ensaios de flexão e nas dimensões especificadas pela norma ASTM D 256, para os ensaios de impacto Izod e ensaio de impacto Charpy.

As dimensões do molde fechado de aço, utilizado para a fabricação das placas para o ensaio de flexão foram: 152 x 122 x 7mm, e para a fabricação das placas para o ensaio de impacto, Izod e Charpy, foram: 152 x 125 x 10mm;

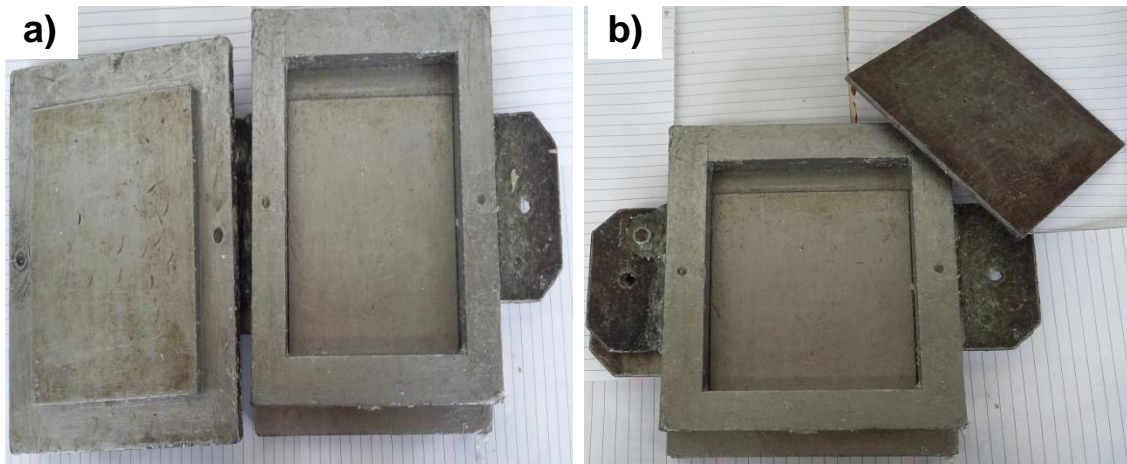


Figura 3.3 - Moldes de aço, utilizados para a fabricação de placas, necessárias para a fabricação dos corpos de prova, para (a) ensaio de impacto, Izod e Charpy e (b) ensaio de flexão.

3.2.3 – Corpos de prova para ensaios de pullout.

Para a fabricação dos corpos de prova, para os ensaios mecânicos de pullout, utilizou-se um molde com diâmetro igual a 6,5 mm, onde dentro deste molde, uma fibra de palf ficou misturada com a resina polimérica (epóxi ou poliéster), a diferentes profundidades: 0,8; 1,1; 1,4; 1,7; 2; 2,3 mm. Depois de 24 horas, após a cura da resina, o molde foi destruído, restando assim só o compósito.

3.3 - Caracterização Dimensional da fibra de PALF.

Primeiramente, foram resgatadas aleatoriamente 100 fibras de PALF para a caracterização dimensional das mesmas. Os diâmetros das fibras foram medidos em um projetor de perfil marna Nikon, modelo 6C, disponível no LAMAV/UENF, mostrado na Figura 3.4.



Figura 3.4 – Projetor de perfil Nikon, utilizado para medir os diâmetros das fibras de PALF LAMAV/UENF.

As medidas de diâmetro foram realizadas em cinco posições ao longo da fibra. Em cada posição foi obtida uma segunda medida girando a fibra em 90 graus e considerando-se a média das duas medidas nesta posição. Este procedimento foi adotado devido ao fato da seção reta da fibra não ser perfeitamente circular. Ou seja, em toda fibra lignocelulósica existe uma excentricidade no diâmetro. Com base nestas medidas de diâmetro e comprimento das 100 fibras, foi realizada uma análise estatística com elaboração de histograma de distribuição dimensional e cálculo dos diâmetros das fibras.

3.4 – Estimativa da densidade da Fibra de PALF.

Com base nas dimensões, obtidas com o projetor de perfil, e com a pesagem das fibras de PALF, em uma balança de precisão, a densidade das fibras de PALF, foi determinada pela seguinte relação:

$$\rho = m / V$$

Onde:

ρ = massa específica (g/cm³);

m = massa do corpo de prova (g);

V = volume do corpo de prova (cm³);

3.5 - Análise Estatística de Weibull.

A análise estatística de Weibull é assim denominada em homenagem ao professor sueco Walodi Weibull, e essa distribuição possui uma ampla utilização (Carvalho, 2007). Weibull demonstrou a capacidade da distribuição para pequenas amostras e sua flexibilidade para fornecer uma utilidade adequada para uma grande variedade de dados estabelecidos (Ferreira et. al., 2009; Portela et. al., 2009).

Na presente tese, a análise de Weibull foi realizada utilizando o programa de computador Weibull Analysis.

Os parâmetros utilizados nesta estatística de Weibull são:

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

θ – é o parâmetro de escala que indica o valor característico do que se está medindo com uma confiança de 63,8%.

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

3.6 - Ensaio Mecânicos

3.6.1 - Ensaio de Tração

A fim de se conhecer propriedades mecânicas das fibras de PALF, das matrizes poliméricas, epóxi e poliéster, e dos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, os ensaios de tração foram realizados.

Para a execução do ensaio, foi utilizada uma máquina universal de ensaios, marca Instron, modelo 5582, com capacidade de 100 KN, disponível no LAMAV/UENF, ver Figura 3.5. As garras pneumáticas, aprisionaram os corpos de prova com uma pressão igual a 0,3 MPa.

Os ensaios de tração foram realizados sob a velocidade de 2 mm./min. Foram analisados para cada compósito o mínimo 15 corpos de prova, com dimensões de acordo com a norma ASTM D 638, com 13 mm de largura, 160 mm de comprimento e 2,7 mm de espessura. As propriedades mecânicas de resistência à tração, deformação axial e módulo de elasticidade em tração foram avaliadas. Os resultados foram analisados por meio da estatística de Weibull.

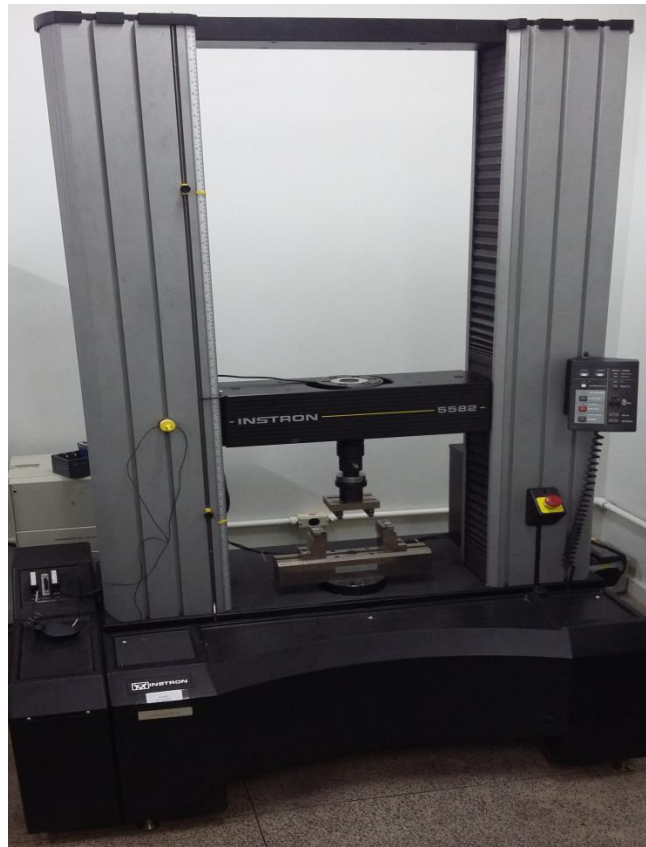


Figura 3.5 – Máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 5582.

Fonte: Própria.

3.6.2 - Ensaio de Pullout

Objetivando analisar a adesão das fibras de PALF dentro das resinas poliméricas, epóxi e poliéster, em função do comprimento crítico das fibras de PALF, embutidas na matriz polimérica (Kelly e Tyson, 1965), o ensaio de pullout foi desenvolvido na presente Tese.

Para a preparação dos corpos de prova, as resinas, epóxi e poliéster, foram inseridas dentro de um molde, com diâmetro de 10 milímetros, onde posteriormente as fibras foram embutidas. O comprimento do embutimento (L) variou de 0,8 a 2,3 milímetros (0,8; 1,1; 1,4; 1,7; 2; 2,3 mm), conforme demonstrado nas Figuras 3.6 e 3.7.

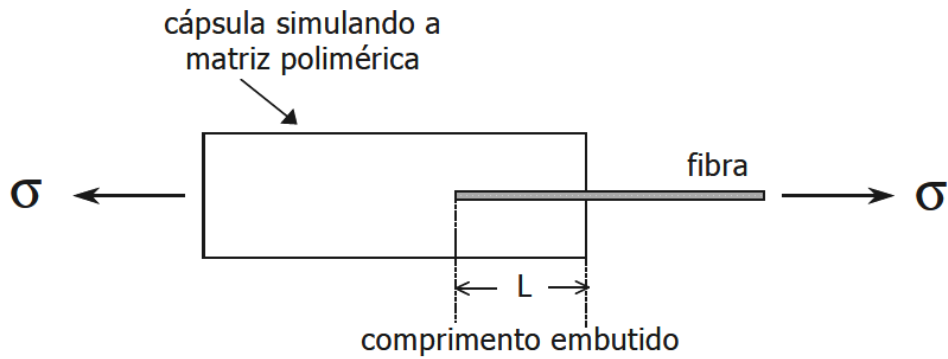


Figura 3.6 - Esquema do corpo de prova utilizado no ensaio de *pullout*

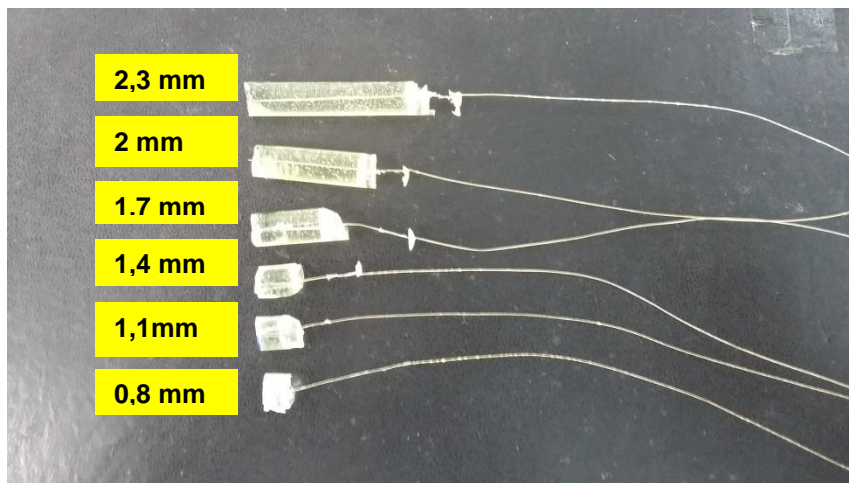


Figura 3.7 – Corpos de prova de resina epóxi reforçados com fibras de PALF, preparados para o ensaio de *pullout*.

As matrizes poliméricas e os compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF, foram ensaiados por *pullout* em uma máquina universal de ensaios, da marca Instron, modelo 5582, ver figura 3.5, com 100kN de capacidade. A velocidade do ensaio utilizada foi de 5 mm/min., temperatura de 22 C e pressão na garra de 0,3 MPa.

3.6.3 – Ensaio de Flexão estática

Objetivando estimar, a resistência máxima à flexão (σ_m) e o módulo de elasticidade em flexão (E), das matrizes poliméricas, epóxi e poliéster, e dos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, foram realizados os ensaios de flexão estática em três pontos.

Para os ensaios de flexão, foi utilizada a máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 5582, com capacidade de 100KN, disponível no LAMAV/UENF, ver Figura 3.5.

Foram analisados para cada compósito, o mínimo 15 corpos de prova, com dimensões de acordo com a norma ASTM D 790 com 25 mm de largura, 122 mm de comprimento e 7 mm de espessura, para os ensaios de flexão.

A carga foi aplicada pelo cutelo superior, numa velocidade de 1 mm./min., até a ruptura do corpo de prova.

Para o cálculo de tensão máxima (σ_m), associado à resistência, e módulo de elasticidade (E) dos corpos de prova, foram utilizadas as equações abaixo (Monteiro et. al, 2008a):

$$\sigma_m = 3LQ_m / 2bd^2$$

$$E = Q_m L^3 / 4bd^3 \Delta y$$

Onde:

L é a distância entre os suportes de apoio do corpo de prova;

b é a largura do corpo de prova igual a 25 mm;

d é a espessura do corpo de prova;

Q_m é a carga máxima em ensaio de flexão;

Δy é a deflexão do corpo de prova;

3.6.4 – Ensaio de Impacto Charpy e Izod

Na presente tese, matrizes poliméricas e compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações de fibras de PALF, foram ensaiados por impacto, nas configurações Charpy e Izod, para a análise da energia absorvida ao impacto.

Foram analisados para cada compósito, o mínimo 15 corpos de prova, com dimensões de acordo com a norma ASTM D 256.

As dimensões para os corpos de prova para ensaio de impacto Charpy foram, 12,7 mm de largura, 125 mm de comprimento e 10 mm de espessura, e para os corpos de prova para ensaios de impacto Izod foram, 12,7 mm de largura, 62,5 mm de comprimento e 10 mm de espessura.

Para a confecção do entalhe em v, com 2,54 mm de profundidade e ângulo de 45°, conforme a norma ASTM D 256, foi utilizada uma fresa alemã em aço rápido biangular a 45°, atendendo à norma DIN 847. Os corpos de prova foram ensaiados em um pêndulo da marca PANTEC, modelo XC-50, que encontra-se disponível no LAMAV/UENF.

A Figura 3.8 apresenta a imagem do pêndulo da marca PANTEC, modelo XC-50, utilizado para a análise da energia absorvida ao impacto pelos corpos de prova, nas configurações Charpy e Izod.



Figura 3.8 – Pêndulo de ensaio de impacto marca PANTEC, disponível no LAMAV/UENF.

3.7 - Caracterização Morfológica.

3.7.1 - Microscopia Eletrônica de Varredura

Através da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foi possível realizar a análise morfológica das matrizes poliméricas, epóxi e poliéster, e dos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações de fibras de PALF.

As análises de MEV foram realizadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Shimadzu, modelo SSX-550, ver Figura 3.9, que encontra-se, disponível no LAMAV/UENF e em um Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Jeol, modelo JSM-6460 LV, ver Figura 3.10, que encontra-se disponível na COPPE/UFRJ, ambos operando em um intervalo de voltagem de 15-20 kV para o feixe de elétrons.



Figura 3.9 – Microscópio Eletrônico de Varredura marca Shimadzu, modelo SSX-550, disponível no LAMAV/UENF.



Figura 3.10 – Microscópio Eletrônico de Varredura da marca Jeol, modelo JSM-6460 LV, que encontra-se disponível na COPPE/UFRJ.

3.8 - Análise por Espectroscopia de Infravermelho (FTIR)

A análise de bandas de infravermelho por transformada de Fourier, Fourier Transform Infrared Spectrophotometer, apresenta os constituintes dos grupos característicos: celulose, hemicelulose e lignina das fibras lignocelulósicas. Mesmo na literatura em português, é comum referir-se este ensaio pela sigla FTIR. O ensaio foi realizado em um espectrômetro da marca Shimadzu, modelo IRAffinity-1, operando em uma faixa de número de ondas entre 400 e 4000 cm^{-1} , e resolução 1cm^{-1} . O equipamento de FTIR pode ser observado de acordo com a Figura 3.11.



Figura 3.11 – Espectrômetro de infravermelho FTIR (LCQUI/UENF).

Fonte Própria.

As fibras de PALF foram maceradas e misturadas com partículas de KBr e pressionadas até atingir a espessura inferior a 1 mm, e em seguida colocados no aparelho para obtenção das análises.

Por fim com os materiais, equipamentos e métodos apresentados neste capítulo, o presente estudo poderá ser desenvolvido a partir das análises e testes que serão realizados pelos mesmos.

CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - Fibras de PALF

4.1.1 - Análise de % de frequência das fibras de PALF, em função das faixas de diâmetros.

Análises estatísticas foram desenvolvidas em uma quantidade de 100 fibras de PALF, removidas de maneira aleatória do lote adquirido para o desenvolvimento do presente estudo. As fibras foram medidas em cinco diferentes pontos através do comprimento da mesma, e foram rotacionadas, a uma angulação de 90°, para ser medidas de novo. A rotação garante os corretos valores para a estimativa de diâmetro médio para cada fibra. A Figura 4.1 mostra o histograma para a distribuição dos diâmetros das fibras de PALF, considerando 6 intervalos de diâmetros.

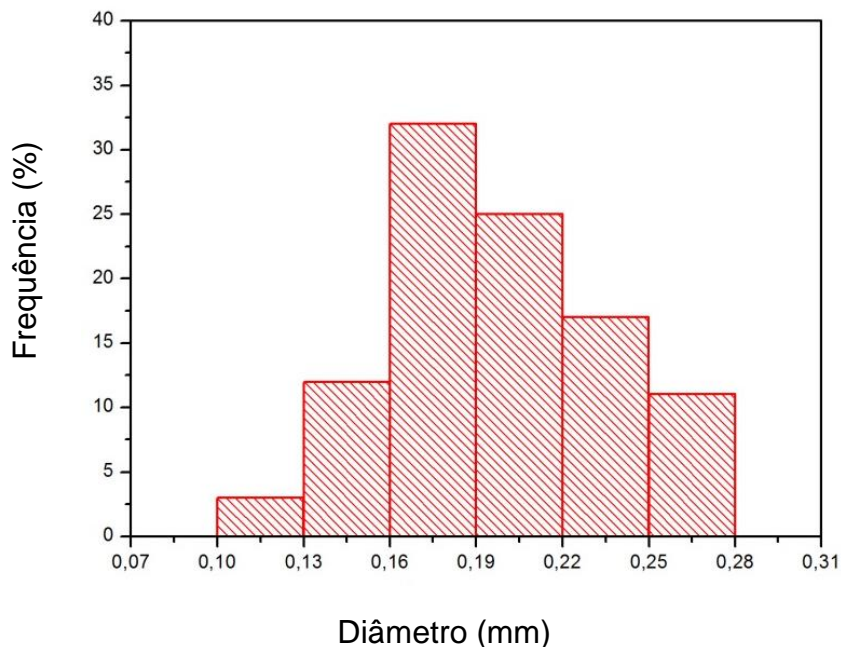


Figura 4.1 – Histograma da frequência das fibras de PALF para cada intervalo de diâmetro.

A Figura 4.1 mostra que, das fibras selecionadas, a maior frequência é para as fibras com intervalo de diâmetro entre 0,16 e 0,19 mm, e que uma pequena frequência foi observada para o intervalo de diâmetro entre 0,10 e 0,13 mm.

A Tabela 4.1 mostra o número de fibras de PALF medidas para cada intervalo de diâmetro, para um total de 100 fibras.

Tabela 4.1 – Intervalo de diâmetros e número de fibras obtidas para medida de densidade.

<i>Intervalo de diâmetro (mm)</i>	<i>Número de fibras</i>
0,10<d<0,13	03
0,13<d<0,16	12
0,16<d<0,19	32
0,19<d<0,22	25
0,22<d<0,25	18
0,25<d<0,28	10

4.1.2 - Análise dos valores de densidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.

Depois das análises estatísticas, cada intervalo de diâmetro foi completado com 20 ou mais fibras para as medidas de densidade que permitiu a interpretação de Weibull.

Para cada intervalo de diâmetro na Tabela 4.1, as fibras de PALF selecionadas tiveram seus diâmetros medidos usando um projetor de perfil Nikon 6C, ver Figura 3.4, e cada fibra foi pesada em uma balança de precisão. A densidade de cada fibra foi calculada considerando um volume cilíndrico das fibras de PALF, através da seguinte equação matemática:

$$\rho = \frac{4m}{\pi d^2 l} \quad \text{Equação 4.1}$$

Onde: m = massa da fibra de PALF; d = diâmetro da fibra de PALF; l = comprimento da fibra de PALF; ρ = densidade das fibras de PALF;

A partir dos valores captados de massa e volume, um valor de densidade foi obtido para cada fibra de PALF. Estes valores foram estatisticamente analisados por meio do método de Weibull, onde dados de densidade das fibras de PALF, associadas com cada um dos seis intervalos de diâmetro, foram utilizados.

Destaca-se que, na presente tese, o objetivo do estudo, do cálculo das densidades das fibras de PALF, associado com cada um dos intervalos de diâmetro, através do método estatístico de Weibull, foi confirmar que quanto menor for o diâmetro das fibras lignocelulósicas, maior será a densidade das mesmas, haja vista que, diâmetros menores, são interessantes para que se tenham menos defeitos (Callister, 2000), desta forma, contribuindo para uma maior densidade.

Desta forma, pela utilização do método estatístico de Weibull foi possível calcular as densidades das fibras de PALF, em função dos intervalos de diâmetros determinados. A Figura 4.2 mostra os gráficos de probabilidade de Weibull obtidos na presente tese.

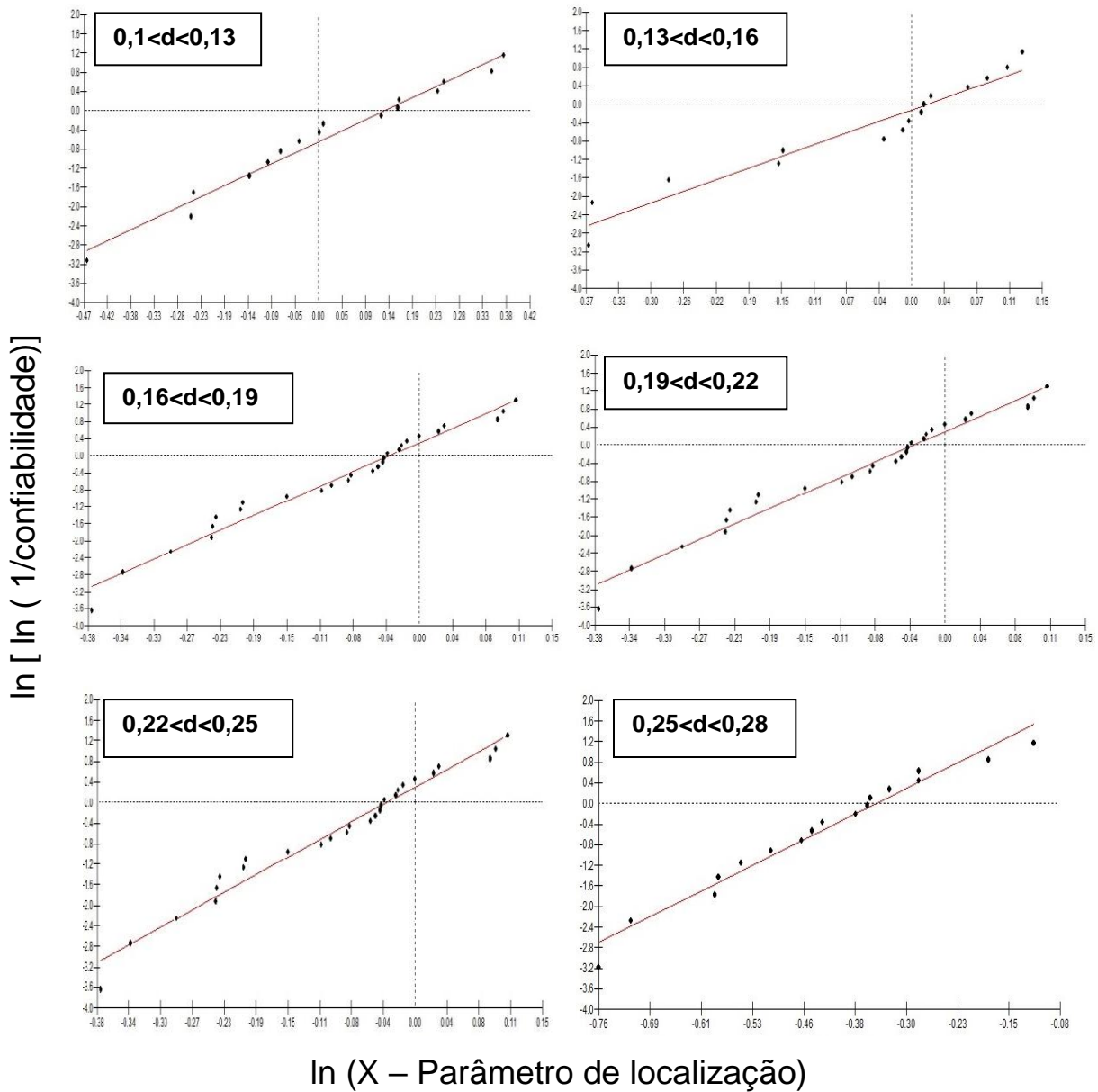


Figura 4.2 – Gráficos de probabilidade Weibull, densidade máxima e densidade característica das fibras de PALF em intervalos de diâmetros diferentes.

De acordo com a Figura 4.2, os gráficos dos intervalos de diâmetros mostram uma reta central que se ajusta às densidades referentes às fibras de cada respectivo intervalo de diâmetro, dentre o total de fibras ensaiadas. Desta

forma os pontos representam as densidades e quanto mais próximos à reta melhor é a qualidade estatística dos resultados.

A determinação da densidade da fibra de PALF para os respectivos intervalos de diâmetro estão apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Parâmetros de Weibull para a Densidade das fibras de PALF associadas com os diferentes intervalos de diâmetros.

Intervalo de diâmetro (mm)	Módulo de Weibull (β)	Densidade característica (θ) (g/cm ³)	Ajuste de precisão (R^2)	Densidade média (g/cm ³)	Desvio Padrão (g/cm ³)
0,10<d<0,13	6,034	1,125	0,9406	1,044	0,201
0,13<d<0,16	6,890	1,003	0,9301	0,938	0,160
0,16<d<0,19	8,995	0,966	0,9716	0,915	0,122
0,19<d<0,22	10,66	0,958	0,9593	0,913	0,104
0,22<d<0,25	7,856	0,948	0,9352	0,892	0,135
0,25<d<0,28	8,298	0,732	0,9209	0,690	0,099

Valores elevados de módulo de weibull, superiores a 7, apresentados na Tabela 4.2, para algumas faixas de diâmetro de fibras de PALF, mostra que as distribuições de pontos associados ao gráfico de Weibull, têm boa representatividade estatística.

Nota-se na Tabela 4.2 que, a densidade aumenta à medida que os diâmetros das fibras de PALF diminuem. A relação, diâmetro e densidade, mostra ser inversamente proporcional, provando que, as fibras de PALF, com menores diâmetros, possuem densidade superior às fibras de PALF com diâmetros maiores.

Com base nos valores de densidades média apresentados na Tabela 4.2, foi possível a construção do gráfico da densidade em relação aos respectivos diâmetros médios em cada intervalo, como mostrado na Figura 4.3.

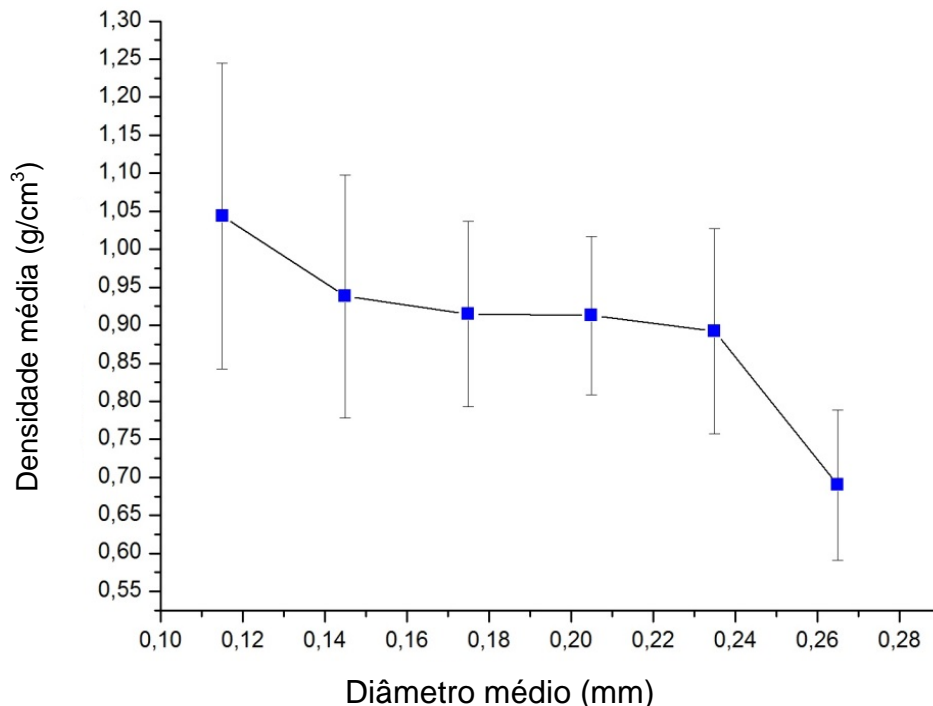


Figura 4.3 - Valores de densidade média, das fibras de PALF obtidas para cada intervalo de diâmetro com seus respectivos desvios padrão.

Na Figura 4.3, pode-se observar um crescente aumento da densidade em função de menores diâmetros como observado por (Callister, 2000) para fibras sintéticas.

Para a construção da curva-padrão da variação da densidade estimando valores para os diâmetros foi construída uma equação hiperbólica utilizando os pontos ao longo da reta da obtida na Figura 4.3. Os intervalos de diâmetros utilizados variaram entre 0,1 a 0,28 mm em um total de 6 faixas.

A equação 4.2 dá uma relação hiperbólica ($\rho_m = A/d + B$) da densidade média (ρ_m) em função do diâmetro (d) para os pontos obtidos, sendo $A = 0,052$ e $B = 0,601$, parâmetros fornecidos pelo ajuste linear dos inversos dos diâmetros fornecidos.

$$\rho_m = \frac{0,052}{d} + 0,601 \quad \text{Equação 4.2}$$

A variação da densidade característica com o diâmetro médio das fibras de PALF, para cada uma das faixas de diâmetros, é mostrada na Figura 4.4.

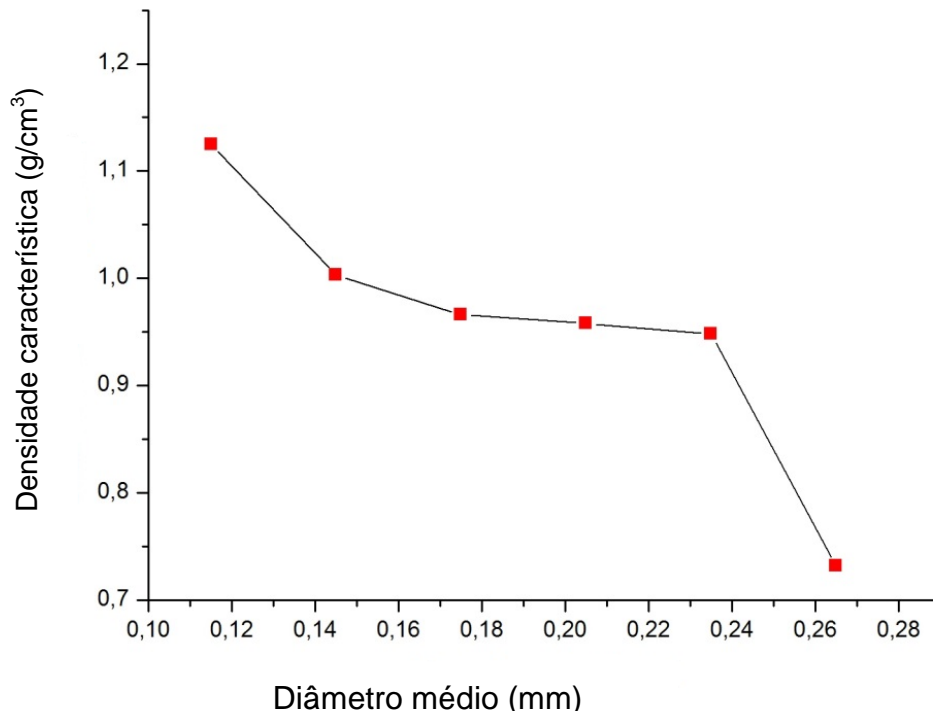


Figura 4.4 – Variação da densidade característica das fibras de PALF (θ), através da análise de Weibull com o diâmetro médio correspondente.

Utilizando os pontos obtidos no gráfico da Figura 4.4, pode-se construir a equação hiperbólica 4.3, para o inverso da densidade, onde relaciona a densidade característica (θ) e o diâmetro (d) para o ajuste da reta sendo $A = 0,059$ e $B = 0,616$ constantes.

$$\theta = \frac{0,059}{d} + 0,616 \quad \text{Equação 4.3}$$

A densidade aparente da fibra de PALF, apresentada na Tabela 4.2, compreende um faixa de densidade igual a $1,044 - 0,690 \text{ g/cm}^3$ equivalente a um intervalo de diâmetro entre $0,10 - 0,28 \text{ mm}$. Com base nos valores encontrados, foi determinada uma densidade média de $0,89 \text{ g/cm}^3$.

4.2 – Ensaio Mecânicos

4.2.1 – Ensaio de *Pullout*

Os ensaios mecânicos de *pullout* foram realizados nos compósitos poliméricos, epóxi e poliéster, reforçados com fibras de PALF. Como já citado anteriormente, na metodologia desta Tese, a fibra de palf foi embutida nas matrizes poliméricas, à diferentes profundidades.

4.2.1.1 - Ensaio de pullout em compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.

A Tabela 4.3 mostra os resultados, das tensões médias e os respectivos desvios padrão, necessárias para provocar o deslizamento da fibra de PALF dentro da matriz epóxi, para os diferentes valores de embutimento da mesma.

Tabela 4.3 - Tensão média e desvio padrão para fibras de PALF em matriz epóxi.

Comprimento de embutimento (mm)	Tensão Média e Desvio Padrão (MPa)
0,8	8,1 ± 6,3
1,1	83,3 ± 32,34
1,4	113,12 ± 44,67
1,7	121,15 ± 45,56
2,0	129,18 ± 51,34
2,3	117,15 ± 41,69

Como pode ser visto na Tabela 4.3, os valores de tensão média aumentam, à medida que, as fibras encontram-se mais embutidas na matriz polimérica, epóxi. Isso só não pode ser percebido quando a fibra tem um comprimento de embutimento igual a 2,3 mm. Para este caso, o valor de tensão média necessária para o escorregamento das fibras de PALF, foi igual a 117,15 MPa, inferior a tensão encontrada para o embutimento de 2mm.

A Figura 4.5 mostra o gráfico de tensão de tração máxima em ensaio de *pullout*, com suas respectivas barras de erros, em função do comprimento da fibra de PALF embutida na matriz epóxi.

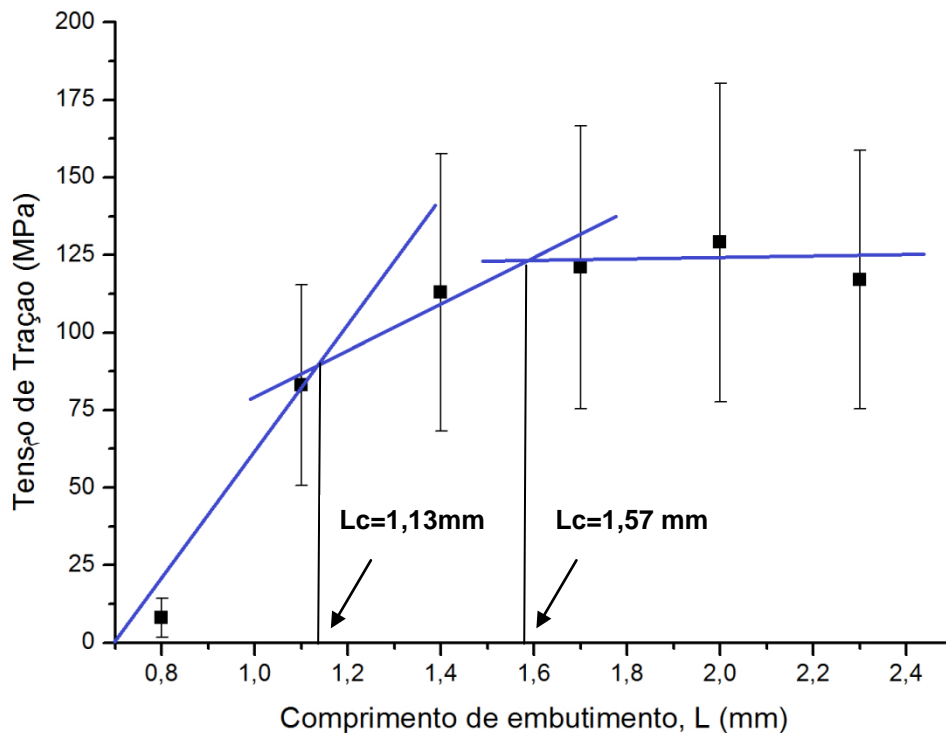


Figura 4.5 - Tensão trativa e comprimento de embutimento para curvas de *pullout* em fibras de PALF em matriz epóxi.

No gráfico da Figura 4.5, a primeira reta, representa o ajuste linear, para os três primeiros comprimentos de embutimento da fibra de PALF na matriz epoxídica, 0,8, 1,1 e 1,4 mm, respectivamente. A segunda reta representa o ajuste linear para os comprimentos de embutimento da fibra de PALF equivalentes a 1,1, 1,4 e 1,7 mm. Já a terceira reta representa o ajuste linear para os três últimos comprimentos de embutimento da fibra de PALF equivalentes a 1,7, 2 e 3 mm.

O valor de comprimento crítico (L_c) = 1,13 mm corresponde à interseção dos melhores ajustes lineares para $L = 0,8, 1,1, 1,4$ e $1,7$ mm, sendo, este valor, o comprimento crítico limite encontrado para livre desacoplamento fibra/matriz. Pode-se também determinar que, o valor de $L_c = 1,57$ mm, corresponde à interseção dos melhores ajustes lineares para $L = 1,1, 1,4, 1,7, 2$ e $2,3$ mm, a partir do qual não ocorre mais desacoplamento da fibra em relação à matriz.

Além disto, através do comprimento crítico obtido no ensaio de *pullout*, é possível se avaliar também a tensão cisalhante interfacial, τ_c , que mede a resistência na interface PALF /epóxi, através da equação abaixo, como feito por (Monteiro *et al.*, 2010) em análise de fibras de rami.

$$\tau_c = \frac{d \sigma_f}{2L_c}$$

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

Utilizando-se, na equação, os valores do comprimento crítico $L_c = 1,13$ mm, diâmetro médio de $0,20$ mm, e o valor médio de resistência à tração de aproximadamente $122,5$ MPa, obtém-se a tensão interfacial de cisalhamento igual a $10,84$ MPa.

4.2.1.2 - Ensaio de *pullout* em compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

A Tabela 4.4 mostra os resultados, das tensões médias e os respectivos desvios padrão, necessárias para provocar o deslizamento da fibra de PALF dentro da matriz poliéster, para os diferentes valores de embutimento da mesma.

Tabela 4.4 - Tensão média e desvio padrão para fibras de PALF em matriz poliéster.

Comprimento de embutimento (mm)	Tensão Média e Desvio Padrão (MPa)
0,8	14,31 ± 7,2
1,1	100,27 ± 33,7
1,4	134,55 ± 50,23
1,7	142,43 ± 47,3
2,0	151,12 ± 60,6
2,3	135,33 ± 44,1

Como pode ser visto na Tabela 4.4, assim como aconteceu para as fibras embutidas na matriz epóxi, os valores de tensão média aumentaram, à medida que, as fibras encontravam-se mais embutidas na matriz polimérica, poliéster. Isso só não pode ser percebido quando a fibra tem um comprimento de embutimento igual a 2,3 mm. Para este caso, o valor de tensão média necessária para o escorregamento das fibras de PALF, foi igual a 135,33 MPa, inferior a tensão encontrada para o embutimento de 2mm que foi igual a 151,12MPa.

A Figura 4.6 mostra o gráfico de tensão de tração máxima em ensaio de pullout, com suas respectivas barras de erros, em função do comprimento da fibra de PALF embutida na matriz poliéster.

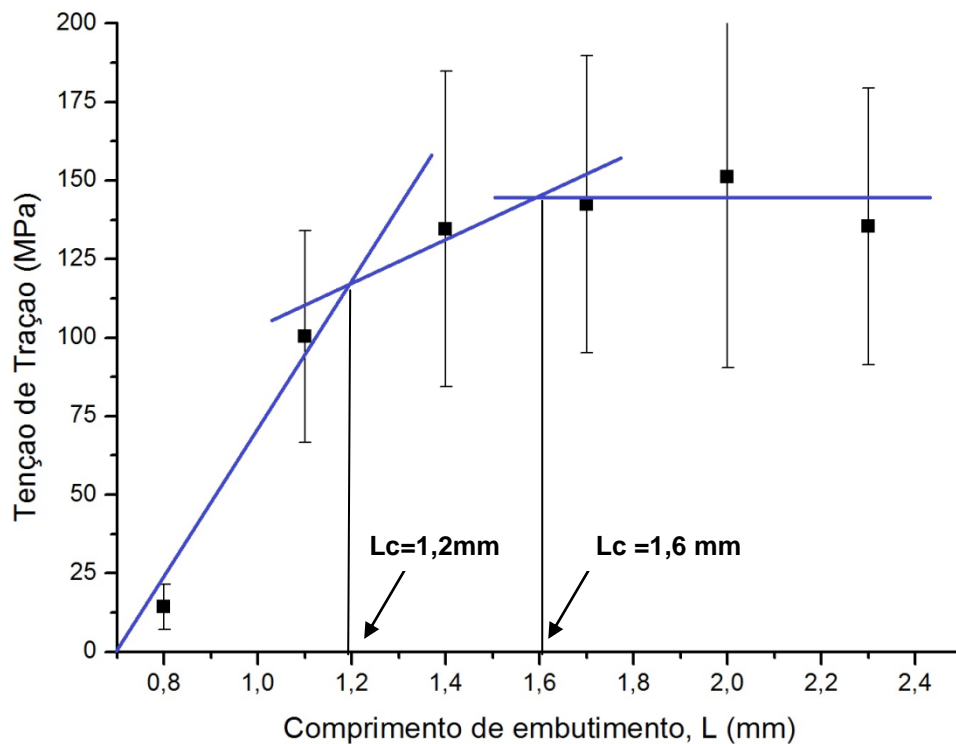


Figura 4.6 - Tensão trativa e comprimento de embutimento para curvas de *pullout* em fibras de PALF em matriz poliéster.

No gráfico da Figura 4.6, a primeira reta, representa o ajuste linear, para os três primeiros comprimentos de embutimento da fibra de PALF na matriz poliéster, 0,8, 1,1 e 1,4 mm, respectivamente. A segunda reta representa o ajuste linear para os comprimentos de embutimento da fibra de PALF equivalentes a 1,1, 1,4 e 1,7 mm. Já a terceira reta representa o ajuste linear para os três últimos comprimentos de embutimento da fibra de PALF equivalentes a 1,7, 2 e 3 mm.

O valor de comprimento crítico (L_c) = 1,2 mm corresponde à interseção dos melhores ajustes lineares para $L = 0,8, 1,1, 1,4$ e 1,7 mm, sendo, este valor, o comprimento crítico limite encontrado para livre desacoplamento fibra/matriz. Pode-se também determinar que, o valor de $L_c = 1,6$ mm, corresponde à interseção dos melhores ajustes lineares para $L = 1,1, 1,4, 1,7, 2$ e 2,3 mm, a partir do qual não ocorre mais desacoplamento da fibra em relação à matriz.

Utilizando-se a equação para cálculo da tensão cisalhante interfacial, τ_c , como foi feito para o compósito em matriz epoxídica, para os valores do comprimento crítico $L_c = 1,2$ mm, diâmetro médio de 0,20 mm, e o valor médio de resistência à tração de aproximadamente 140 MPa, obtém-se a tensão interfacial de cisalhamento da fibra de PALF na matriz poliéster igual a 11,66MPa.

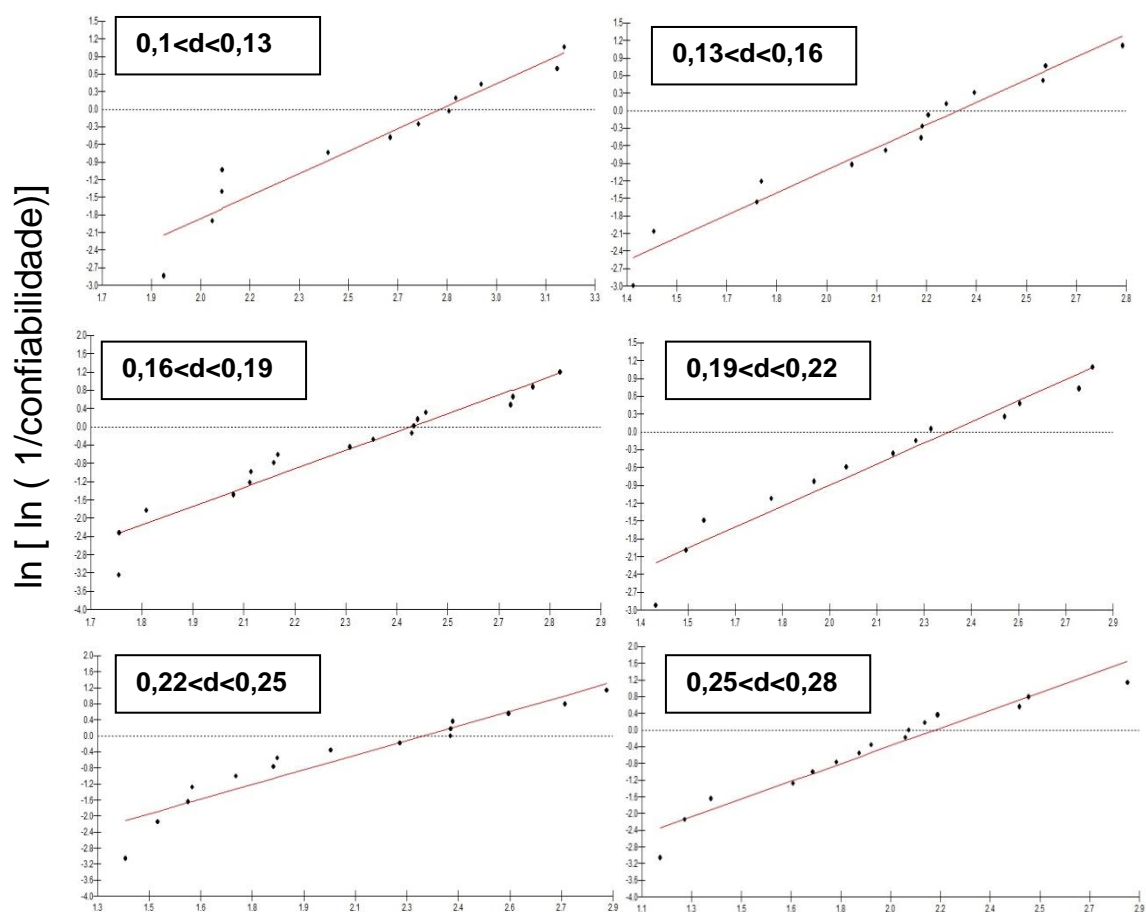
4.2.2 – Ensaios de tração

4.2.2.1 – Ensaios de tração nas fibras PALF

Através do ensaio de tração realizado nas fibras de PALF, pode-se ser obtido o módulo de elasticidade para cada fibra de PALF ensaiada. Posteriormente foi calculado o valor médio do módulo de elasticidade para cada intervalo de diâmetro das fibras de PALF.

4.2.2.1.1 – Análise dos valores de módulo de elasticidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.

Os valores de módulo de elasticidade foram analisados através da estatística de Weibull, para todas as faixas de diâmetro, ver Figura 4.7, assim como os parâmetros de módulo de Weibull (β), parâmetro de escala (θ) e parâmetro de ajuste (R_2).



$\ln (X - \text{Parâmetro de localização})$

Figura 4.7 – Gráficos de probabilidade de Weibull, Módulo de elasticidade ideal e módulo de elasticidade característico das fibras de PALF em diferentes intervalos de diâmetros.

A Tabela 4.5 mostra os valores de módulo de elasticidade em função dos respectivos intervalos de diâmetros das fibras de PALF. Nesta Tabela, é possível observar o efeito do tamanho do diâmetro da fibra de PALF sobre o módulo de elasticidade das fibras de PALF.

Tabela 4.5 – Valores de módulo de elasticidade em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.

Intervalo de diâmetro (mm)	Módulo de Weibull, β .	Módulo de elasticidade característico, θ (GPa)	Ajuste de precisão R^2	Módulo de elasticidade médio (GPa)	Desvio padrão (GPa)
0,10<d<0,13	2,394	16,41	0,9191	14,55	6,47
0,13<d<0,16	2,766	10,26	0,9635	9,13	3,57
0,16<d<0,19	3,382	11,64	0,9344	10,45	3,41
0,19<d<0,22	2,289	10,6	0,9430	9,39	4,35
0,22<d<0,25	2,286	10,09	0,9063	8,94	4,14
0,25<d<0,28	2,348	8,641	0,9368	7,66	3,47

Pode-se constatar na Tabela 4.5 que, não ocorreram diferenças consideráveis no valor dos módulos de elasticidades para quase todas as faixas de diâmetros das fibras de PALF, exceto a faixa representativa do intervalo de diâmetro das fibras de PALF entre 0,10 e 0,13 mm, que apresentou um valor de módulo de elasticidade médio igual a 14,55 GPa.

Pela análise da Tabela 4.5, pode-se constatar o baixo valor do módulo de Weibull, para todas as faixas de intervalo de diâmetro das fibras de PALF estudadas.

A Figura 4.8, mostra o gráfico construído, a partir dos valores obtidos de módulo de elasticidade das fibras de PALF na Tabela 4.5, com uma tendência linear para os intervalos de diâmetros das fibras de PALF entre 0,1 e 0,28 mm. Através da análise da Tabela 4.5 e da Figura 4.8, pode-se notar que existe uma relação inversa entre o diâmetro das fibras de PALF e o módulo de elasticidade destas fibras, ou seja, à medida que o diâmetro das fibras de PALF diminui, tem-se maiores valores de módulo de elasticidade para esse material.

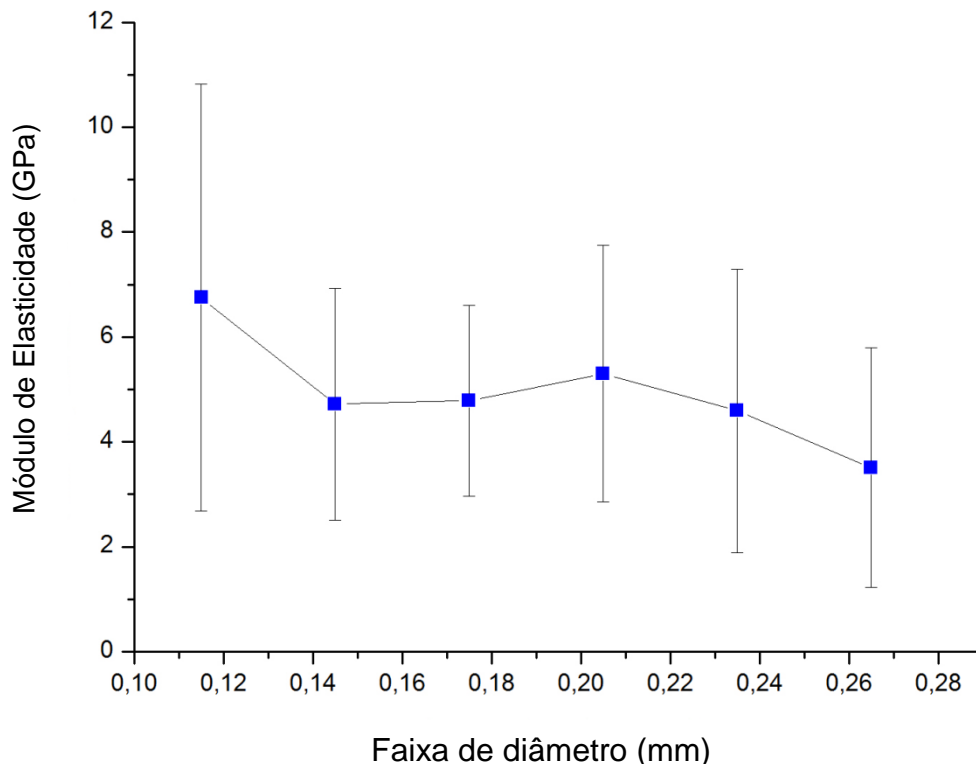


Figura 4.8 - Variação do Módulo de Elasticidade Médio em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.

Utilizando os pontos obtidos no gráfico da Figura 4.8, pode-se construir a equação hiperbólica 4.5, dos valores do módulo de elasticidade das fibras de PALF em função do valor de diâmetros médios das faixas de diâmetros das respectivas fibras. Os intervalos de diâmetros utilizados variaram entre 0,1 a 0,28 mm em um total de 6 faixas.

$$E_m \text{ (GPa)} = \frac{0,40}{d} + 2,51 \quad \text{Equação 4.5}$$

Onde, E_m = o valor do módulo de elasticidade médio para as fibras de PALF;
 d = diâmetro das fibras de PALF;

A variação do módulo de elasticidade característico em função do diâmetro médio das fibras de PALF, para cada uma das faixas de diâmetros, é mostrada na Figura 4.9.

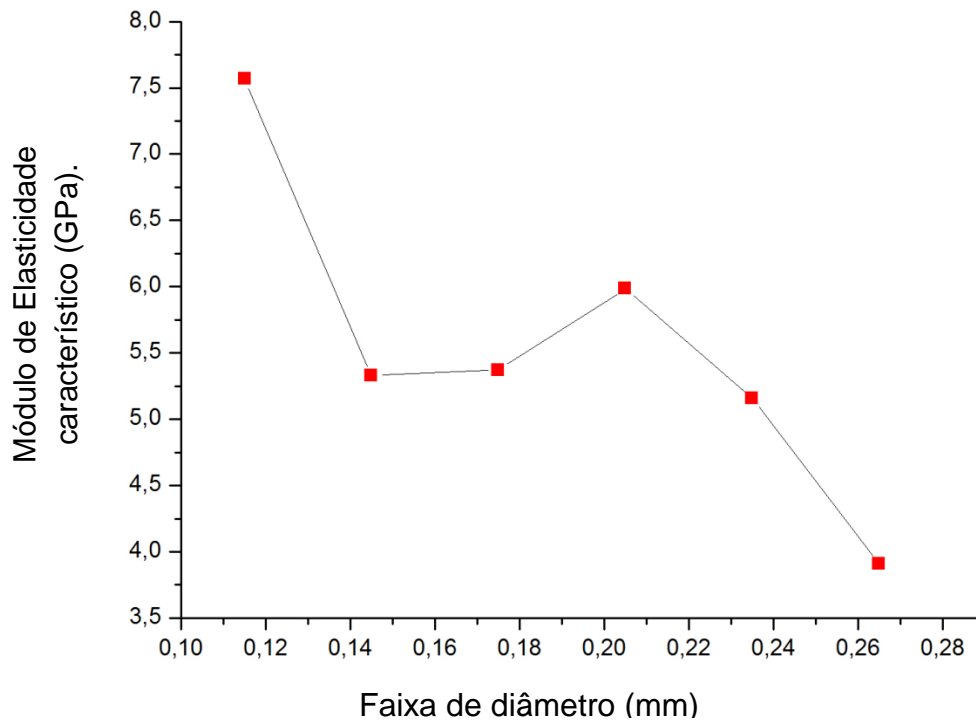


Figura 4.9 - Variação do Módulo de Elasticidade característico em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.

Utilizando os pontos obtidos no gráfico da Figura 4.9, pode-se construir a equação hiperbólica 4.6, dos valores do módulo de elasticidade característicos das fibras de PALF em função do valor de diâmetros médios das faixas de diâmetros das respectivas fibras. Os intervalos de diâmetros utilizados variaram entre 0,1 a 0,28 mm em um total de 6 faixas.

$$\theta \text{ (GPa)} = \frac{0,54}{d} + 2,46 \quad \text{Equação 4.6}$$

Onde: θ = o valor do módulo de elasticidade característico para as fibras de PALF; d = diâmetro das fibras de PALF;

4.2.2.1.2 – Análise dos valores de tensão de resistência à tração, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF, através da estatística de Weibull.

A Figura 4.10, mostra os dados estatísticos gerados pela análise de Weibull, referentes aos valores de tensão de tração característica e de tensão de resistência média à tração, para os intervalos de diâmetros das fibras de PALF entre 0,10 e 0,28 mm.

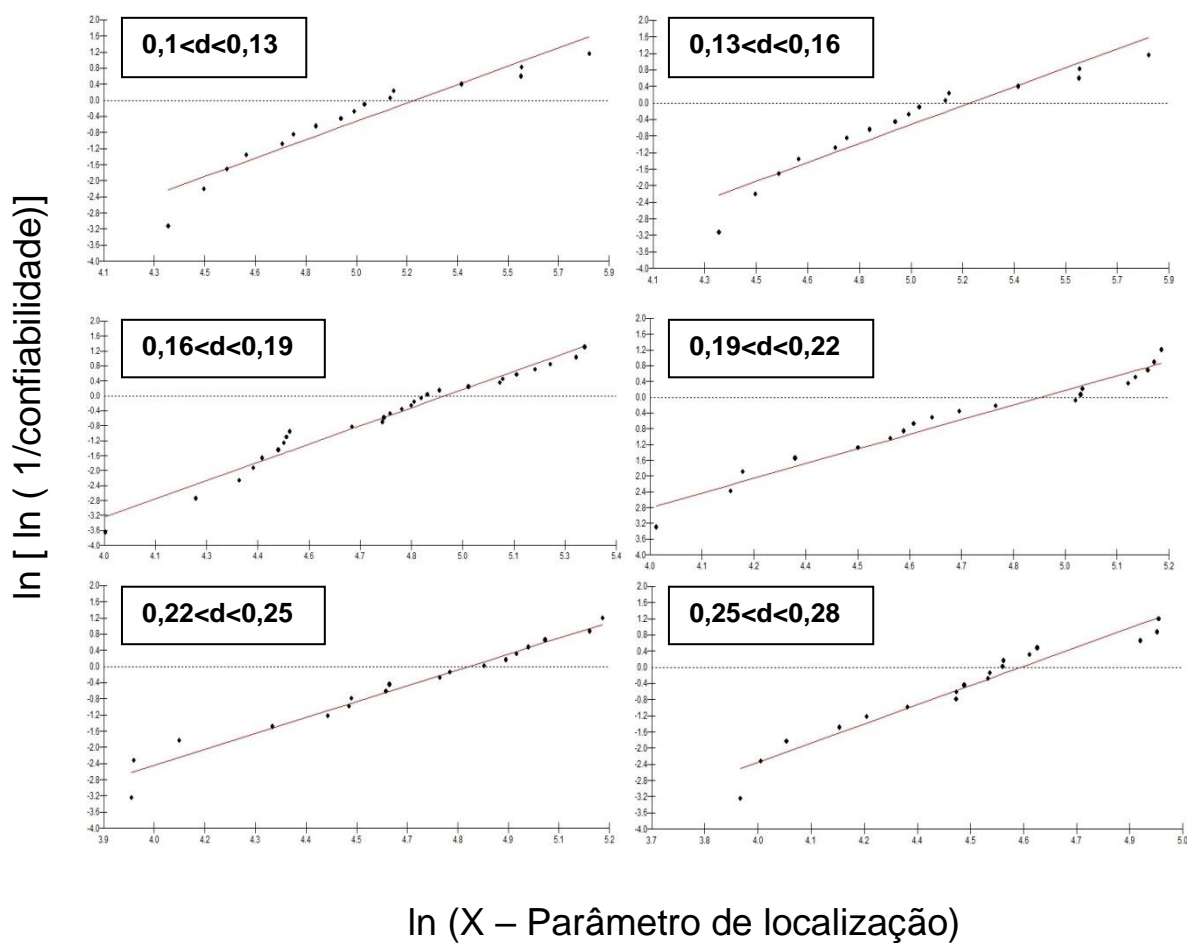


Figura 4.10 – Gráfico de Probabilidade Weibull, Tensão Máxima, e tensão característica das fibras de PALF em diferentes intervalos de diâmetros.

Através da execução da análise de Weibull, foram gerados valores de probabilidade estatística, para os 6 intervalos de diâmetros das fibras de PALF. A Tabela 4.6 mostra os valores de tensão de resistência média e tensão de resistência característica em função dos respectivos intervalos de diâmetros das fibras de PALF. Pela Tabela, é possível observar o efeito do tamanho do diâmetro das fibras de PALF sobre a tensão de resistência oferecida pelas mesmas.

Tabela 4.6 – Resultados probabilísticos de Weibull para valores de tensão de resistência à tração das fibras de PALF em função de seus respectivos intervalos de diâmetros

Intervalo de Diâmetro (mm)	Módulo de Weibull, β	Tensão de Tração Característica, θ (MPa)	Ajuste de Precisão, R^2	Tensão de Resistência Média à Tração (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
0.10<d<0.13	2,543	182,4	0,9054	161,9	68,2
0.13<d<0.16	3,384	156,6	0,9557	140,7	45,9
0.16<d<0.19	3,476	138,7	0,9662	124,7	39,7
0.19<d<0.22	3,105	134,9	0,9585	120,7	42,5
0.22<d<0.25	3,023	126,3	0,9668	112,8	40,7
0.25<d<0.28	3,659	90,05	0,9430	90,1	27,4

Pela análise da Tabela 4.6, pode-se constatar o baixo valor do módulo de Weibull, para todas as faixas de intervalo de diâmetro das fibras de PALF estudadas.

Nota-se na tabela 4.6 que, a tensão de resistência à tração aumenta à medida que os diâmetros das fibras de PALF diminuem. Analisando a figura 4.11, pode ser percebido também que, a relação, diâmetro e tensão de resistência à tração, é inversamente proporcional, como observado por (Callister, 2000) para fibras sintéticas. Isto prova que, as fibras de PALF, com

menores diâmetros, possuem resistência ao tensionamento de tração superior às fibras de PALF com diâmetros maiores.

A Figura 4.11 mostra a resistência à tensão de tração média em função de cada intervalo de diâmetro das fibras de PALF.

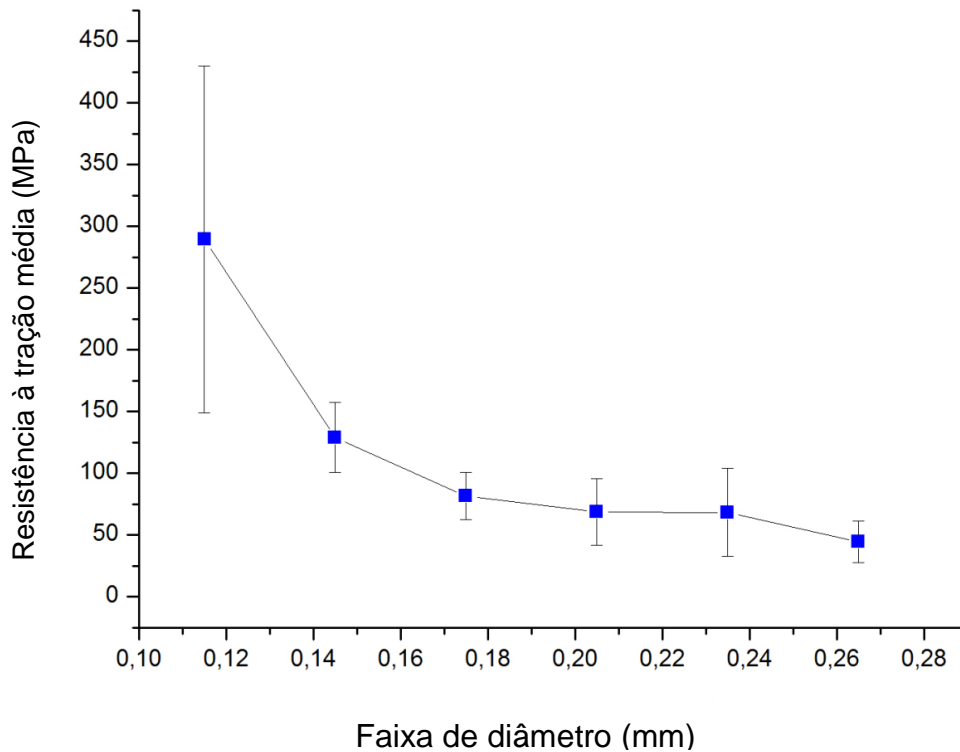


Figura 4.11 – Variação da resistência de tensão de tração média em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF

Utilizando os pontos ao longo do gráfico da Figura 4.11, pode ser desenvolvida a equação hiperbólica 4.7, representativa para os valores de tensionamento de tração médio em função dos diâmetros das fibras de PALF. Os intervalos de diâmetros utilizados variaram entre 0,1 a 0,28 mm em um total de 6 faixas.

$$\bar{\sigma}_m \text{ (MPa)} = \frac{25,72}{d-54,7} \quad \text{Equação 4.7}$$

A equação 4.7, dá uma relação hiperbólica ($\bar{\sigma}_m = A/d - B$) da resistência à tração média ($\bar{\sigma}_m$) em função dos diâmetros das fibras de PALF (d), sendo

$A = 25,72$ e $B = 54,7$, parâmetros fornecidos pelo ajuste linear dos inversos dos diâmetros fornecidos.

A variação do valor de resistência à tração característica em função do diâmetro médio das fibras de PALF, para cada uma das faixas de diâmetros, é mostrada na Figura 4.12. Pela Figura 4.12, existe uma tendência mostrando que, maiores valores de resistência característica ocorrem os menores intervalos de diâmetros das fibras de PALF, desta forma, mostrando uma relação inversamente proporcional.

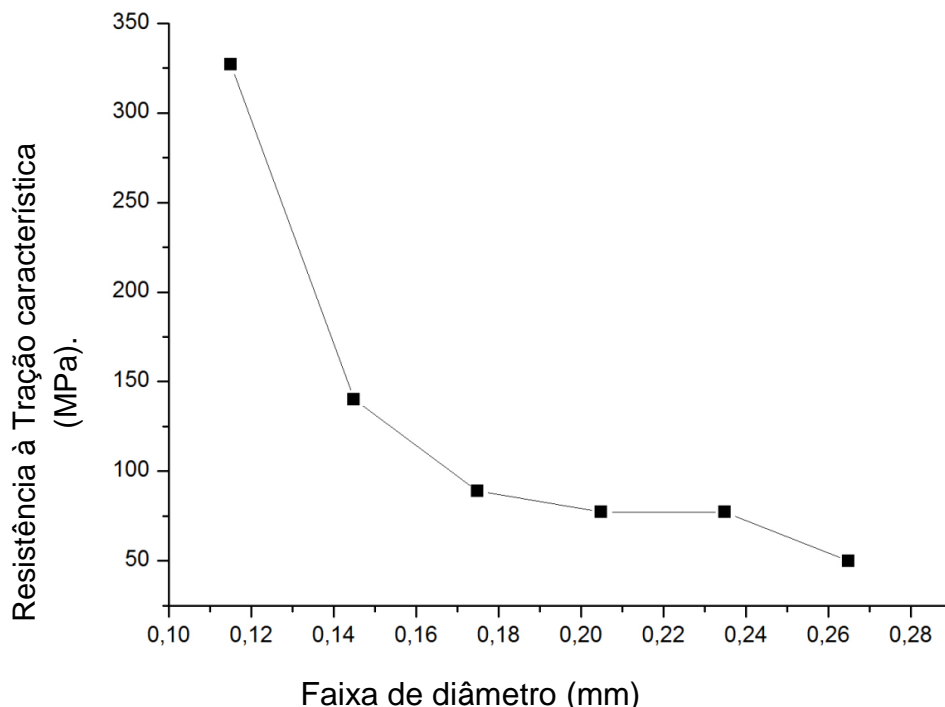


Figura 4.12 – Variação da resistência à tração característica em função dos intervalos de diâmetros das fibras de PALF.

Utilizando os pontos ao longo da reta, obtida na Figura 4.12, pode-se construir a equação hiperbólica 4.8, dos valores da resistência à tração característica das fibras de PALF em função do valor dos diâmetros das faixas de diâmetros das respectivas fibras. Os intervalos de diâmetros utilizados variaram entre 0,1 a 0,28 mm em um total de 6 faixas.

$$\bar{\sigma}_m \text{ (MPa)} = \frac{51,85}{d-168,9} \quad \text{Equação 4.8}$$

4.2.2.2 – Ensaio de tração em compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.13 mostra os gráficos, carga vs. alongamento, obtidos através do ensaio de tração, realizado na máquina de ensaio Instron modelo 5582, representativo do ensaio de tração realizado na matriz epoxídica e em compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF, nas proporções de 10, 20 e 30 % em volume de fibras.

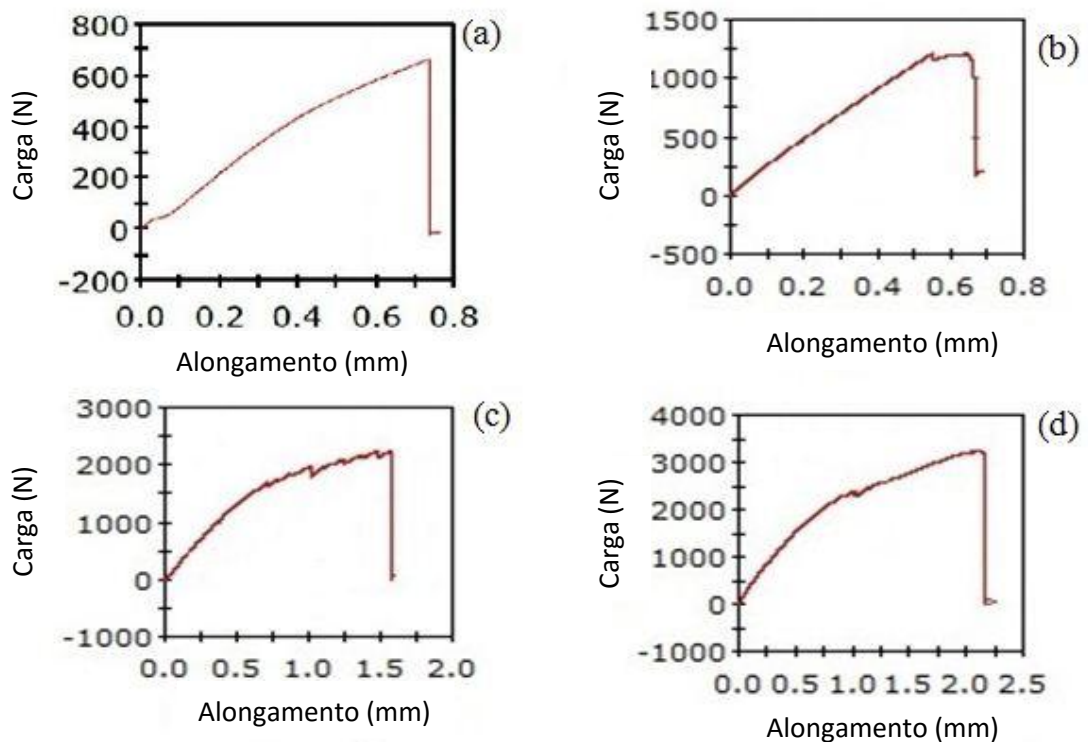


Figura 4.13 – Curvas típicas de ensaio de tração, carga vs. alongamento: (a) matriz epóxi, e compósitos epóxi reforçados com (b) 10%, (c) 20% e (d) 30% de fração de volume de fibras de PALF.

A característica comum em ensaios de tração, para corpos de prova de matriz epóxi e de compósitos, epóxi reforçados com fibras vegetais, é que apresente um gráfico com comportamento de deformação elástica no início do ensaio. A curvatura inicial de quase todos os gráficos da Figura 4.13 é consequência do ajuste da amostra com as garras da máquina de ensaio de tração, no início do regime elástico linear. O término abrupto do estágio linear, em função da fratura do material, indica que, tanto a matriz epoxídica, sem o reforço das fibras de PALF, quanto, o compósito epóxi, reforçado com as fibras de PALF, desempenha comportamento de materiais frágeis.

A Figura 4.14 apresenta os corpos de prova, após o ensaio de tração, sendo um composto somente de matriz epóxi e os demais, compósitos epóxi, reforçados com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF.

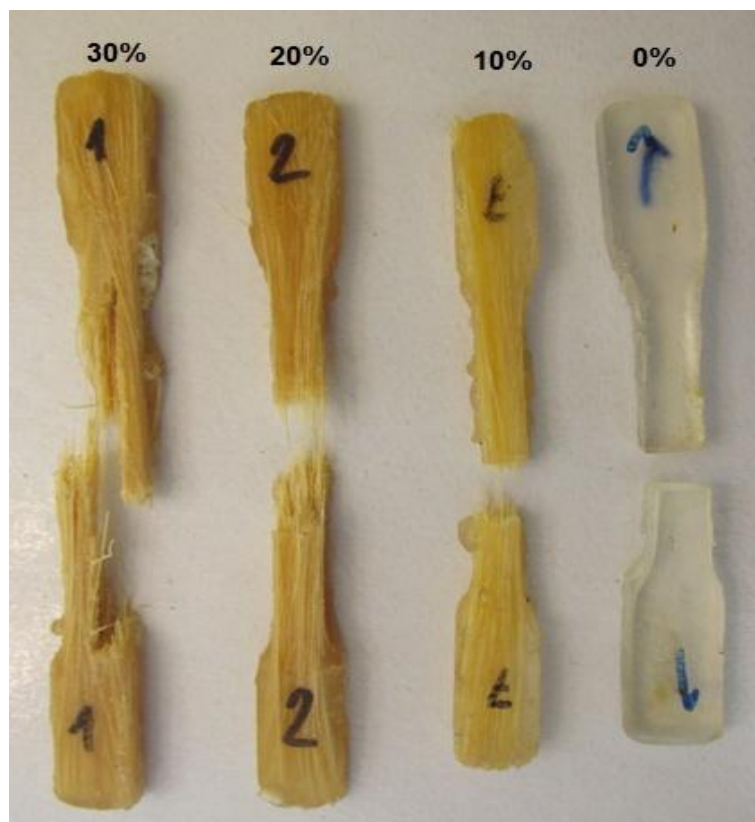


Figura 4.14 – Corpos de prova, epóxi e compósitos, epóxi reforçados com 10%, 20% e 30% em volume de fibras de PALF.

Como pode ser visto na Figura 4.14, o corpo de prova, matriz epóxi, apresentou uma fratura transversal à direção do ensaio de tração, característico de materiais frágeis.

O compósito epóxi reforçado com 10% de fibras de PALF, mostrado na Figura 4.14, também apresentou uma fratura transversal ao direcionamento do ensaio de tração, onde algumas fibras de PALF foram deslocadas na matriz epóxi, após o ensaio de tração. Isso ocorreu em função da baixa resistência interfacial entre matriz epóxi e fibras de PALF, devido à baixa aderência existente entre as fibras de PALF e a matriz epóxi. Como consequência desse comportamento, o compósito epóxi reforçado com 10 % de palf apresentou um baixo valor de resistência à tração, como pode ser visto na Tabela 4.7.

Na Figura 4.14, pode ser observado que, para os compósitos reforçados com 20 e 30% de fibras de PALF, ocorreu o desvio da trinca longitudinalmente à direção das fibras de PALF. Pode ser observado que, mesmo a delaminação acontecendo para os dois compósitos com 20 e 30% de fibras de PALF, ver Figura 4.14, fica nítido que, o compósito reforçado com 30% de fibras de PALF apresentou uma maior delaminação da trinca na direção das fibras de PALF, em função de possuir uma maior quantidade de fibras.

Ainda de acordo com a análise da Figura 4.14 e da Tabela 4.7, pode-se afirmar que o compósito epóxi, reforçado com 30 % de fibras de PALF, apresentou maior resistência ao tracionamento em função de ter maior quantidade de reforço de fibras de PALF.

A Tabela 4.7 mostra os valores da resistência à tração, módulo de elasticidade e deformação total, da matriz epoxídica e dos compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF nas porcentagens de 10, 20 e 30 % em volume.

Tabela 4.7 – Propriedades do ensaio de tração para a matriz epoxídica e os compósitos, epóxi, reforçados com fibras de PALF.

Fração de volume das fibras de PALF (%)	Resistência à Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Deformação total (%)
0	28,99 ± 6,58	0,83 ± 0,23	3,66
10	53,68 ± 10,88	1,31 ± 0,59	5,44
20	85,54 ± 10,62	1,71 ± 0,26	5,17
30	119,84 ± 10,59	1,83 ± 0,31	6,95

Como pode ser visto, na Tabela 4.7, à medida que se aumenta a porcentagem de fibras de PALF, na matriz epoxídica, maior é o valor de resistência à tração oferecida pelo compósito. Isso ocorre pois, de acordo com Callister (2000), quando se tem maior quantidade de reforço em um compósito, até um valor limite, a fim de que possa ser recoberto pela matriz, este contribuirá para a maior resistência do compósito.

O valor de deformação para os compósitos, como pode ser visto na Tabela 4.7, em um primeiro momento aumenta, mas posteriormente, reduz seu valor para compósitos, epóxi reforçados com 20% de fibras de PALF. Novamente se for comparado o compósito epóxi com 20 e 30 % de fibras de PALF, pode-se observar que a deformação aumenta para o compósito com 30% de PALF, assim como aconteceu para o compósito com 10% de fibra de PALF em comparação com a matriz epoxídica.

Baseado nos resultados da Tabela 4.7, a Figura 4.15 e a Figura 4.16 mostram as curvas características da resistência à tração e do módulo de elasticidade, respectivamente, em função das porcentagens das fibras de PALF, para a matriz epoxídica e para os compósitos, epóxi, reforçados com 10, 20 e 30 % de fibras de PALF.

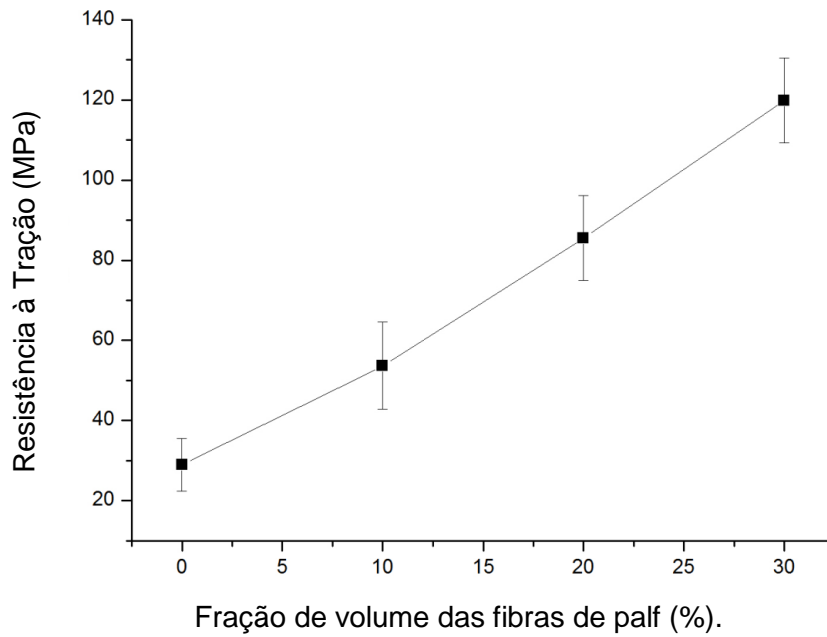


Figura 4.15 – Variação da resistência à tração dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz epoxídica.

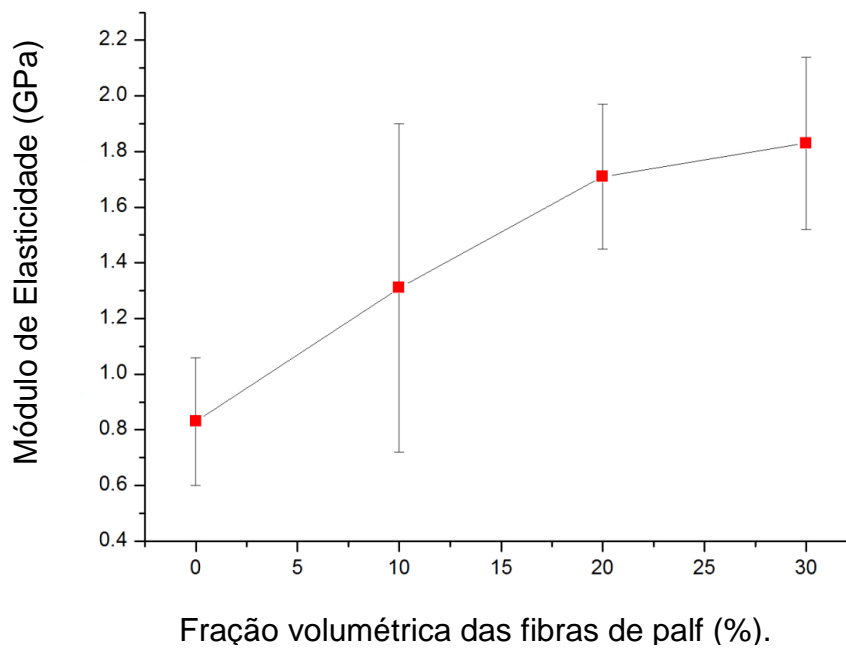


Figura 4.16 – Variação do módulo de elasticidade dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz epoxídica.

Nas curvas das Figuras 4.15 e 4.16, pode ser verificado o aumento significativo, tanto nos valores de resistência à tração quanto nos valores do módulo de elasticidade, em função do acréscimo das fibras de PALF na matriz epoxídica. Como já citado anteriormente, o aumento da fração volumétrica, das fibras de PALF na matriz epoxídica, permitiu que ocorresse um maior desvio da trinca, nucleada em uma descontinuidade em um primeiro momento, ao longo da direção das fibras de PALF, proporcionando, desta forma, uma maior resistência à tração pelos corpos de prova, assim como um maior módulo de elasticidade para os compósitos também.

A Figura 4.17 mostra a deformação total sofrida pelos corpos de prova em função da fração volumétrica de fibras de PALF acrescentadas na matriz epóxi, de acordo com os dados da Tabela 4.7.

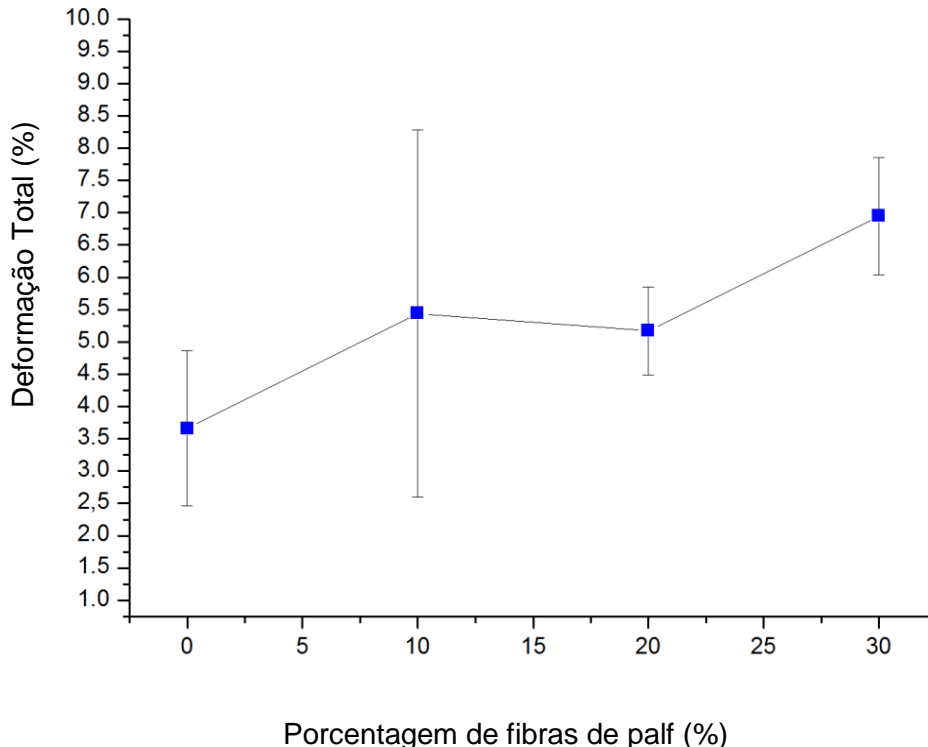


Figura 4.17 - Deformação total sofrida pelos corpos de prova, em função da fração volumétrica de fibras de PALF, acrescentadas na matriz epóxi.

A Figura 4.18, apresenta a micrografia por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de tração.

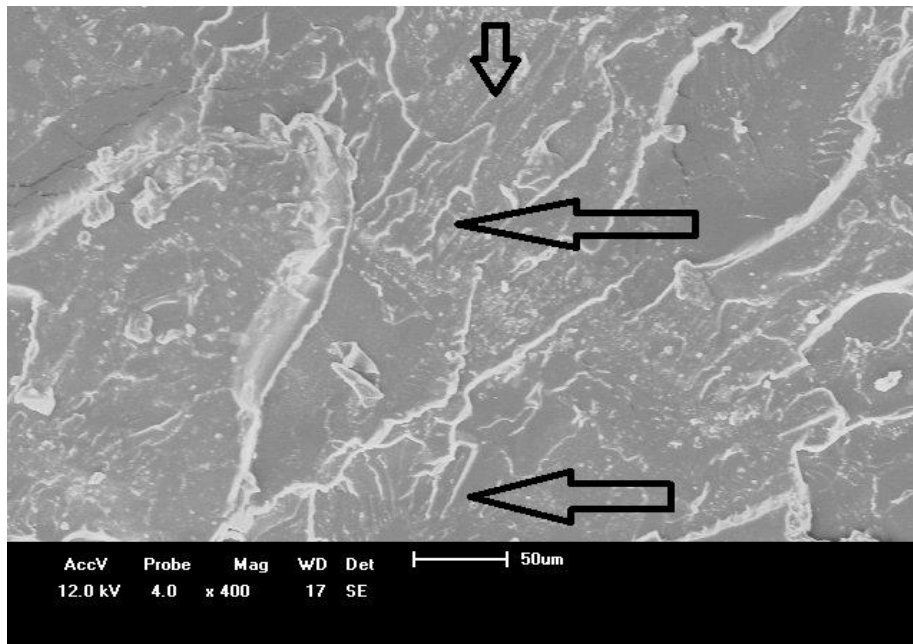


Figura 4.18 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de tração.

Através da análise da Figura 4.18, pode-se observar o aspecto da região da fratura da matriz epóxi após ensaio de tração. As setas escuras mostram as marcações deixadas na zona fraturada, conhecidas como “*river patterns*”, ou “marcas de rio”, tipificando uma característica de fratura frágil sofrida pela matriz epoxídica.

A Figura 4.19, apresenta a micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de tração.

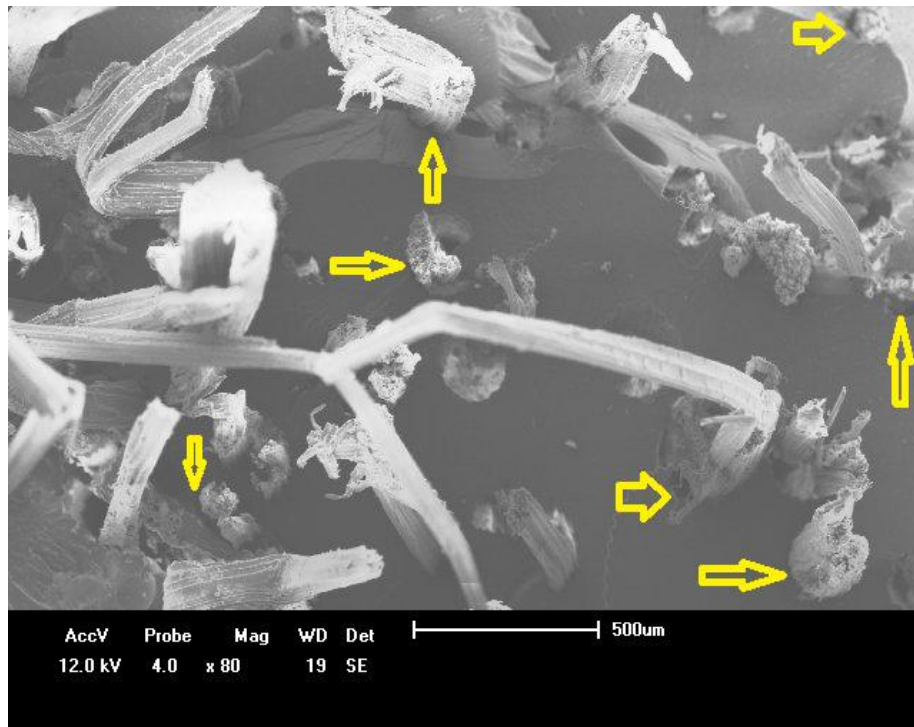


Figura 4.19 – Micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito, epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF.

A Figura 4.19 mostra que, após o ensaio de tração, uma parte das fibras de PALF se deslocou da matriz epóxi. Isso ocorreu devido à baixa resistência interfacial entre a matriz epóxi e as fibras de PALF, como pode ser visto pelas indicações através das setas em amarelo. Ainda de acordo com a Figura 4.19, algumas outras fibras se romperam, não se deslocando em relação à matriz epóxi, o que é favorável a uma obtenção de maior resistência ao tracionamento.

Conclui-se que, de acordo com a análise da Figura 4.19, o compósito epóxi reforçado com 30 % de fibras de PALF, apresentou maior resistência ao tracionamento, ver Tabela 4.7, em função de possuir uma maior quantidade de reforço de fibras de PALF (Callister 2000).

4.2.2.3 – Ensaio de tração em compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.20 mostra os gráficos, carga vs. alongamento, obtidos através do ensaio de tração, realizado na máquina de ensaio Instron modelo 5582, representativo do ensaio de tração realizado na matriz poliéster e em compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF, nas proporções de 10, 20 e 30 % em volume de fibras.

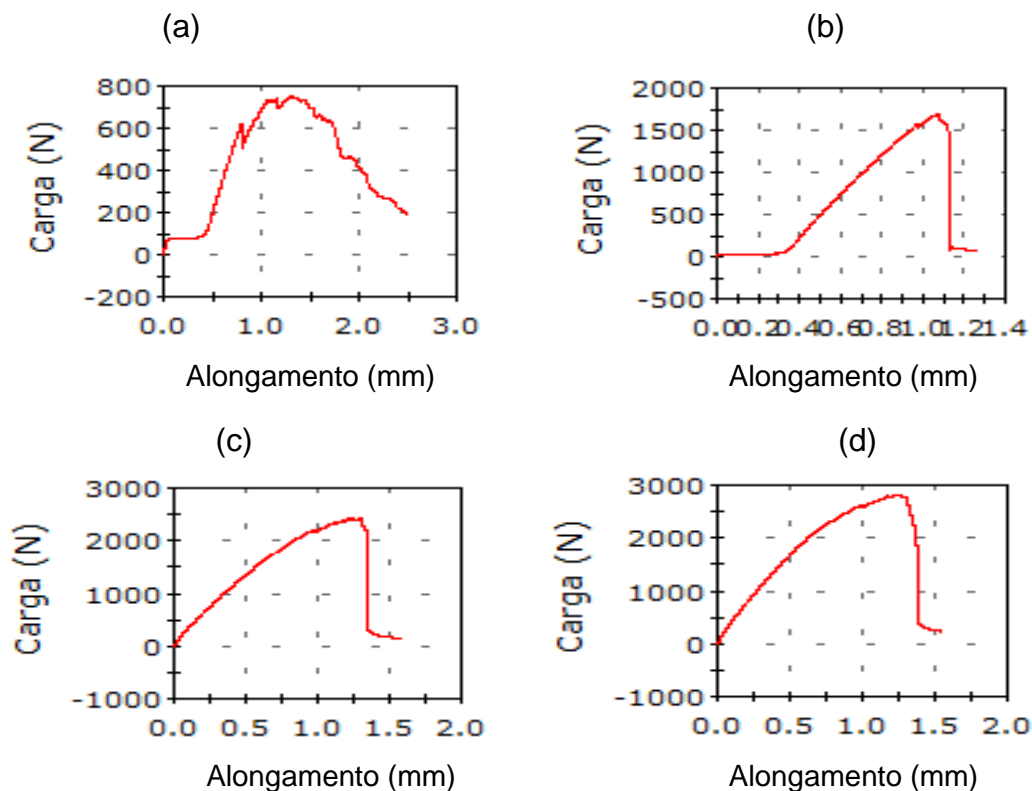


Figura 4.20 – Curvas típicas de ensaio de tração, carga vs. alongamento: (a) matriz poliéster, e compósitos poliéster reforçados com (b) 10%, (c) 20% e (d) 30% de fração de volume de fibras de PALF.

Como já citado anteriormente, para os corpos de prova de matriz epóxi e de compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF, a curvatura inicial dos gráficos dos compósitos, poliéster reforçados com 20 e 30% em volume de fibras de PALF, da Figura 4.20, é consequência do ajuste da amostra com as

garras da máquina de ensaio de tração, no início do regime elástico linear. Ainda de acordo com a Figura 4.20, o término abrupto do estágio linear, característico da deformação elástica do material, indica que, tanto a matriz epoxídica, sem o reforço das fibras de PALF, quanto, o compósito epóxi, reforçado com as fibras de PALF, desempenha comportamento de materiais frágeis.

Por fim, na Figura 4.20, pode ser observado que, o gráfico correspondente ao ensaio de tração na matriz poliéster, apresenta, na região de deformação elástica, uma pequena queda instantânea da carga de tração, anterior a carga máxima, isso ocorreu devido ao escorregamento do corpo de prova nos mordentes da máquina universal de ensaios.

A Figura 4.21 apresenta os corpos de prova, após o ensaio de tração, sendo um composto somente de matriz poliéster e o restante, compósitos poliéster, reforçados com 10%, 20% e 30% em volume de fibras de PALF.

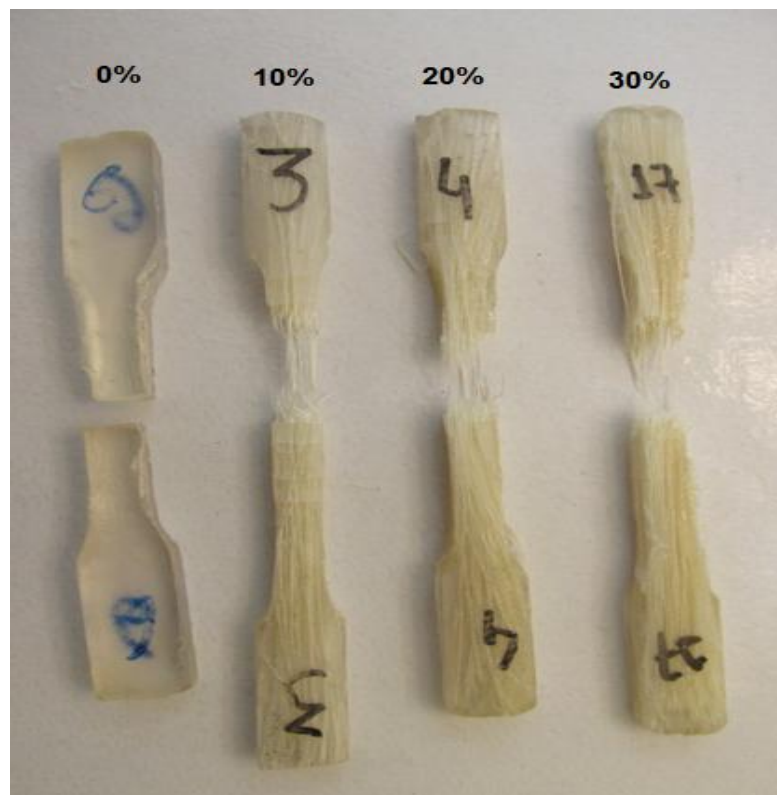


Figura 4.21 – Corpos de prova, poliéster e compósitos, poliéster reforçados com 10%, 20% e 30% em volume de fibras de PALF.

Como pode ser visto na Figura 4.21, o corpo de prova, matriz poliéster, apresentou uma fratura transversal à direção do ensaio de tração, característico de materiais frágeis.

O compósito poliéster reforçado com 10% de fibras de PALF, ver Figura 4.21, também apresentou uma fratura transversal ao direcionamento do ensaio de tração, isso mostra que ainda com 10% de fibras de PALF, não ocorreu a delaminação da trinca longitudinalmente à direção das fibras de PALF no compósito.

A Figura 4.21 mostra que, os compósitos, poliéster, reforçados com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF, após o ensaio de tração, apresentaram algumas fibras de PALF que foram deslocadas na matriz poliéster. Como já citado anteriormente na presente tese, isso ocorreu em função da baixa aderência existente entre as fibras de PALF e a matriz poliéster, e conseqüentemente, baixa resistência interfacial entre matriz epóxi e fibras de PALF, desta forma, permitindo o escorregamento das fibras de PALF a matriz epoxídica.

Ainda de acordo com a Figura 4.21, pode ser observado que, para os compósitos reforçados com 20 e 30% em volume de fibras de PALF, ocorreu um pequeno desvio na propagação da trinca longitudinalmente à direção das fibras de PALF.

A Tabela 4.8 mostra os valores da resistência à tração, módulo de elasticidade e deformação total, da matriz poliéster e dos compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF nas porcentagens de 10, 20 e 30 % em volume.

Tabela 4.8 – Propriedades do ensaio de tração para a matriz poliéster e os compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

Fração volumétrica de fibras de PALF (%)	Resistência à Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Deformação Total (%)
0	27,72 ± 7,22	0,31 ± 0,12	3,33 ± 1,80
10	36,22 ± 7,13	1,32 ± 0,32	2,90 ± 0,69
20	75,61 ± 11,02	1,72 ± 0,24	4,19 ± 0,73
30	103,25 ± 13,31	1,99 ± 0,28	5,14 ± 0,73

Na Tabela 4.7, pode ser visto que, como já citado anteriormente, à medida que se aumenta a porcentagem de fibras de PALF, na matriz poliéster, maior é o valor de resistência à tração oferecida pelo compósito. Isso ocorre pois, de acordo com Callister (2000), quando se tem maior quantidade de reforço em um compósito, até um valor limite, a fim de que possa ser recoberto pela matriz, este contribuirá para a maior resistência do compósito.

Baseado nos resultados da Tabela 4.8, a Figura 4.22 e a Figura 4.23 mostram as curvas características da resistência à tração e do módulo de elasticidade, respectivamente, em função das porcentagens das fibras de PALF, para a matriz poliéster e para os compósitos, poliéster, reforçados com 10, 20 e 30 % em volume de fibras de PALF.

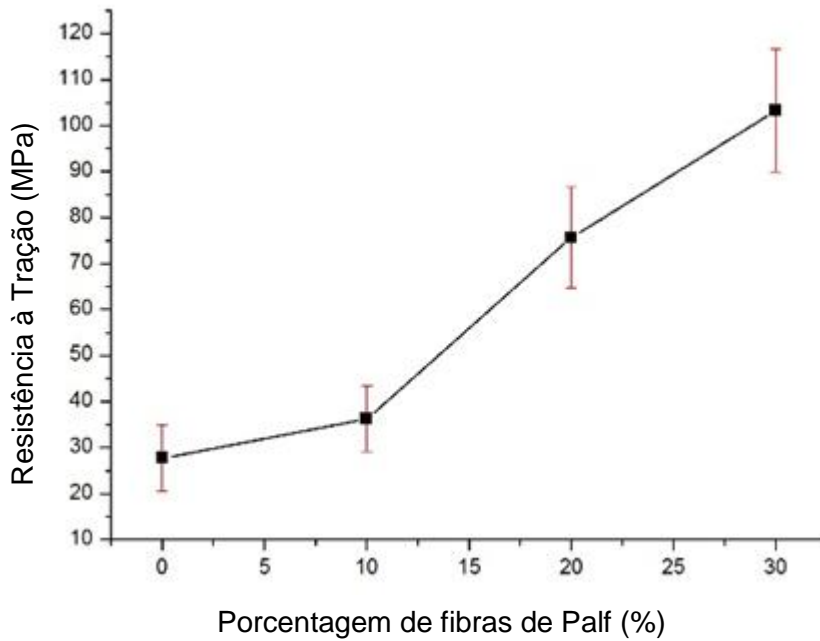


Figura 4.22 – Variação da resistência à tração dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz poliéster.

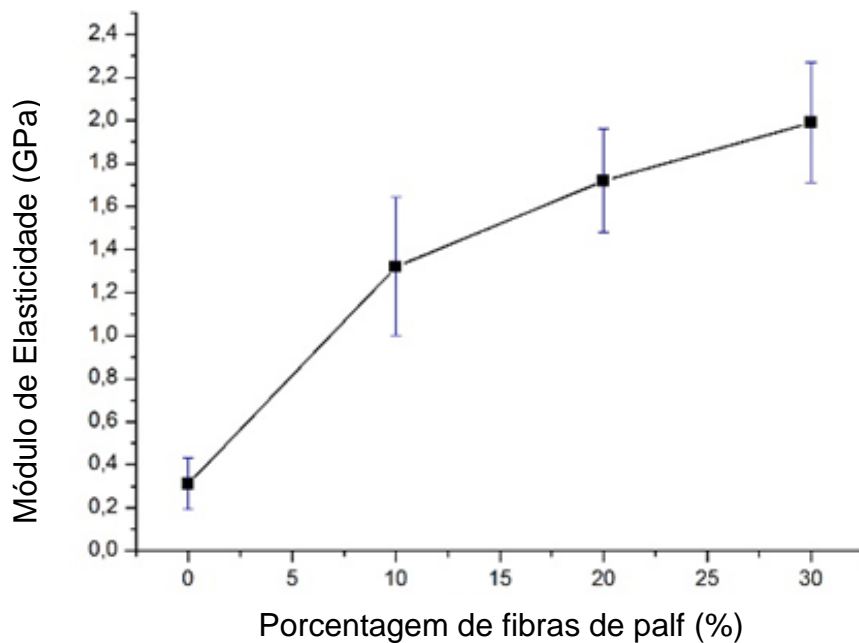


Figura 4.23 – Variação do módulo de elasticidade dos corpos de prova, em função do percentual de fibras de PALF acrescentados na matriz poliéster.

Pode ser observado que, nas curvas das Figuras 4.22 e 4.23 e nos valores obtidos na Tabela 4.8, ocorreu um aumento significativo, tanto nos valores de resistência à tração quanto nos valores do módulo de elasticidade, em função do acréscimo das fibras de PALF na matriz poliéster.

A Figura 4.24 mostra a deformação total sofrida pelos corpos de prova em função da fração volumétrica de fibras de PALF acrescentadas na matriz poliéster.

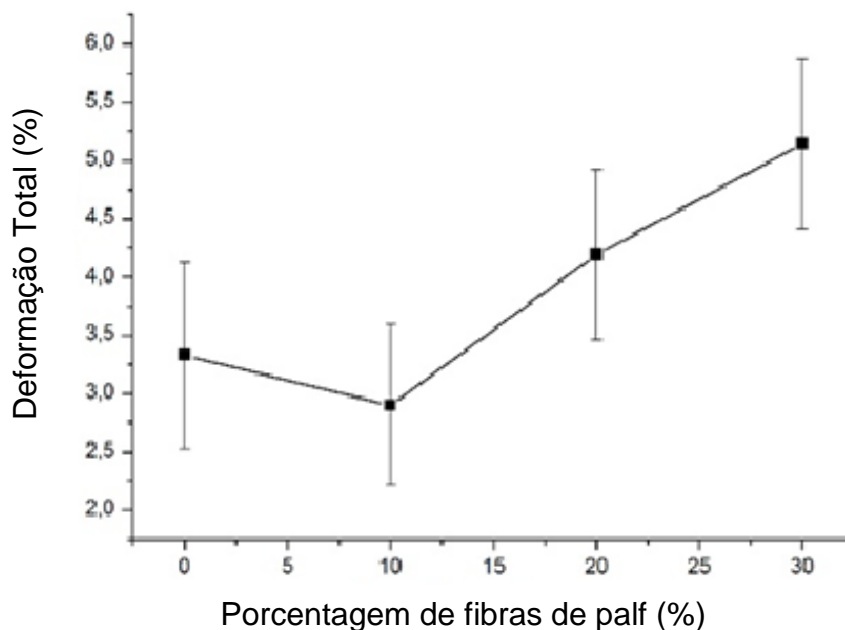


Figura 4.24 - Deformação total sofrida pelos corpos de prova em ensaio de tração, em função da fração volumétrica de fibras de PALF, acrescentadas na matriz poliéster.

Como pode ser visto na Figura 4.24, a deformação total dos corpos de prova foi maior para as maiores frações de fibras de PALF acrescentadas na matriz poliéster. Somente para o compósito poliéster reforçado com 10% de fibras de PALF que a deformação total foi menor que a deformação sofrida pela matriz poliéster.

A Figura 4.25, apresenta a micrografia por MEV, da superfície de fratura da matriz poliéster, após ensaio de tração.

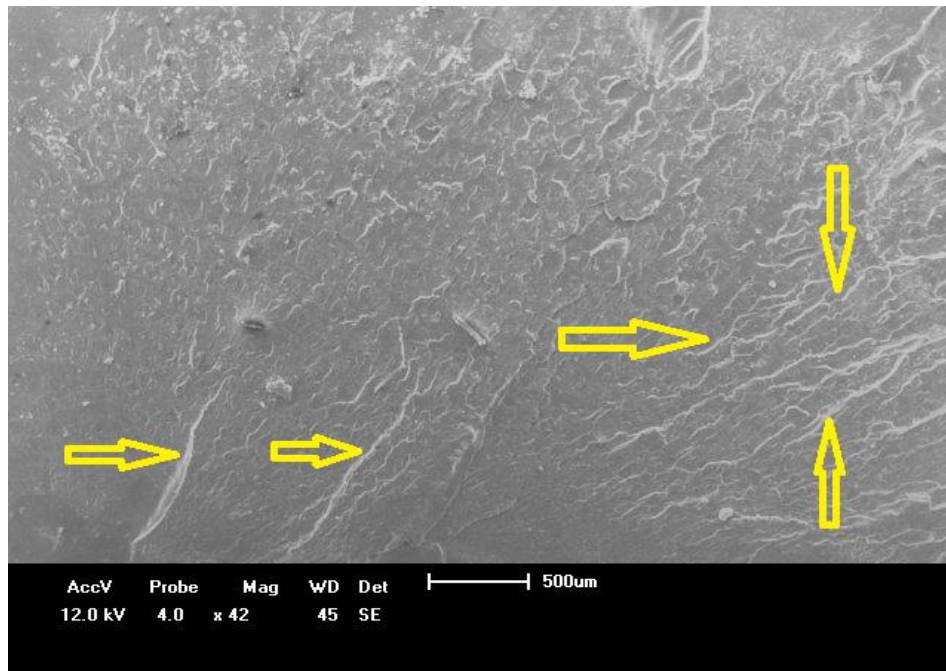


Figura 4.25 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz poliéster, após ensaio de tração.

Pode ser visto na Figura 4.25, através das setas amarelas, as marcas características da propagação das trincas pela matriz poliéster. É notório que, através da análise da Figura 4.25, as trincas propagam-se, sofrendo poucos desvios pela matriz poliéster, favorecendo desta forma, a obtenção de um baixo valor de resistência à tração e uma baixa rigidez, como pode ser visto nos dados da Tabela 4.8 e Figuras 4.22 e 4.23.

A Figura 4.26, apresenta a micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de tração.

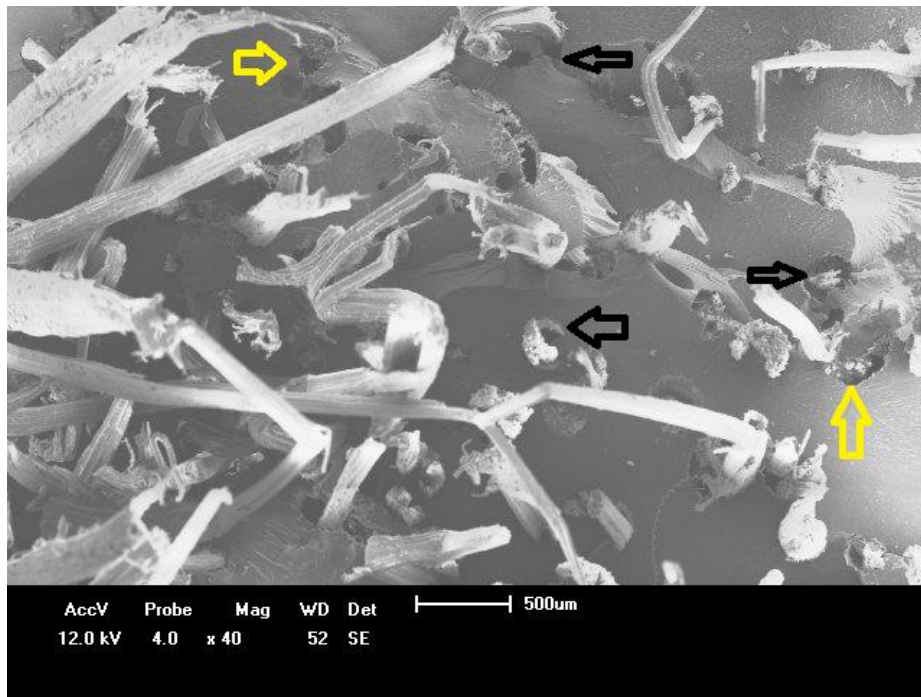


Figura 4.26 – Micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito, poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF.

Através da análise da Figura 4.26, pode ser observado que, uma grande quantidade de fibras de PALF, se desprende da matriz poliéster, devido à baixa resistência interfacial existente entre a matriz poliéster e as fibras de PALF, o que não favorece a uma boa resistência ao tracionamento pelo compósito.

Ainda de acordo com a Figura 4.26, pela análise da região da fratura com aproximação de 40 vezes, as setas escuras mostram que, algumas fibras deslizaram somente um pouco e posteriormente se romperam, o que mostra ter havido uma melhor adesão na interface, fibras de PALF /matriz poliéster, desta forma, aumentando a resistência ao tracionamento pelo compósito. Já as setas em amarelo, mostram os vazios deixados pelo desprendimento total de algumas fibras de PALF em relação à matriz poliéster.

4.2.3 – Ensaio de Impacto

4.2.3.1 – Ensaio de impacto Izod em matriz epoxídica e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.27 apresenta os corpos de prova, de resina epóxi e de compósito epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibra de PALF, após sofrerem ensaio de impacto Izod.

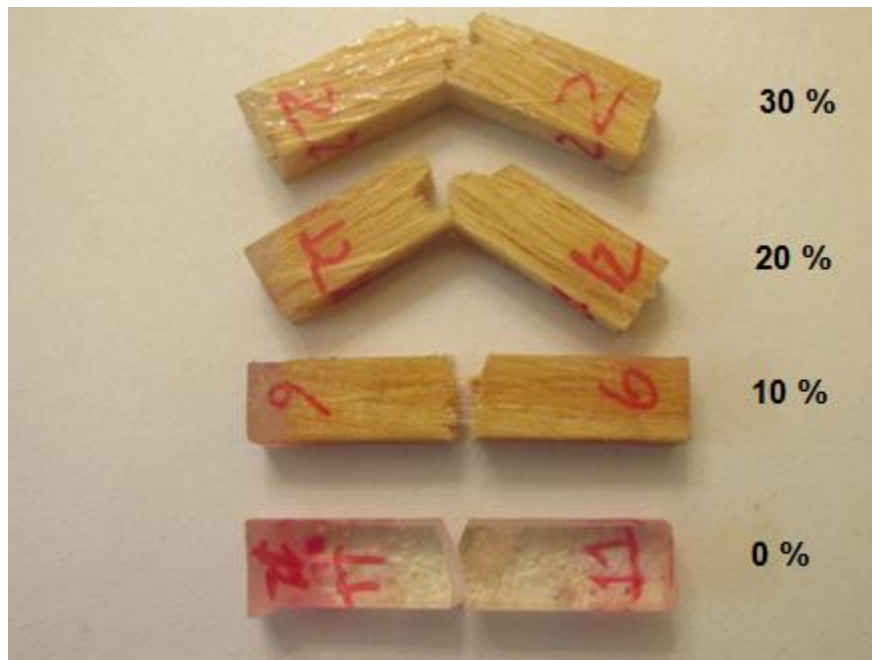


Figura 4.27 - Corpos de prova, constituídos de resina epóxi e compósitos epóxi reforçados com 10, 20 e 30 % de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser observado na Figura 4.27, o comportamento frágil que a resina epóxi desempenha, uma vez que a trinca se propaga transversalmente ao corpo de prova, não sofrendo nenhum desvio que pudesse ser capaz de aumentar a resistência ao impacto no mesmo. Pode ser observado também, na Figura 4.27, que com 10 % de fibras de PALF, a trinca propaga-se pela matriz, até total ruptura do corpo de prova, o que provocou um baixo valor de energia absorvida ao impacto para esses compósitos com essas frações volumétricas de fibras de PALF.

Para as frações volumétricas de 20 e 30 % de fibras de PALF, na matriz epoxídica, nota-se, através da análise da Figura 4.27, que a trinca sofre desvios de sua trajetória, o que permite uma maior absorção de energia ao impacto pelo corpo de prova.

Ainda de acordo com a Figura 4.27, pode ser observado que, nos compósitos, epóxi reforçados com 30 % de fibras de PALF, as trincas são bloqueadas pelas fibras, possibilitando que as mesmas se propaguem longitudinalmente à direção das fibras de PALF, pela interface fibra/matriz. Segundo (Yue *et al.*, 1995), isto está de acordo com o mecanismo de ruptura em compósitos com fraca resistência interfacial.

Embora pareça paradoxal, uma baixa resistência interfacial acarreta em maior tenacidade, pois gera maior área de fratura, à medida que a trinca se propaga longitudinalmente à direção das fibras, conseqüentemente, maior energia absorvida no impacto.

A Tabela 4.9 apresenta os valores de energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de palf, em ensaio de impacto Izod.

Tabela 4.9 – Energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Izod.

Fibras de PALF (%)	Energia de Impacto (J/m)
0	16,53 ± 1,80
10	113,43 ± 52,43
20	187,69 ± 47,89
30	483,82 ± 85,32

Pode ser observado que, de acordo com a Tabela 4.9, os compósitos apresentam maior valor de energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, comparando com os corpos de prova com somente resina epóxi. Segundo Leão et. *al.*, (1997) o aumento da energia de impacto Izod para fibras lignocelulósicas está diretamente relacionado com o aumento da fração volumétrica da fibra.

Ainda de acordo com a Tabela 4.9, como já citado anteriormente, maior valor de energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, pode ser obtido, para os compósitos, epóxi, reforçados com 30 % em volume de fibras de PALF, haja vista que, uma maior fração volumétrica de fibras no compósito, favorece uma maior barreira evitando a propagação transversal das trincas, possibilitando a propagação das mesmas longitudinalmente às fibras de PALF no compósito, desta forma, absorvendo mais energia no ensaio de impacto Izod.

Utilizando os valores encontrados para a absorção de energia pelos corpos de prova, em ensaio de impacto Izod, foi possível construir o diagrama da variação da energia absorvida no impacto Izod em função do volume relativo de fibras de PALF na matriz epoxídica, como mostrado na Figura 4.28. O comportamento registrado na Figura 4.28, foi também observado por Monteiro et. *al.*, (2006) e Leão et. *al.*, (1997), nos quais o reforço de fibras naturais aumenta a tenacidade ao impacto de compósitos com matriz polimérica.

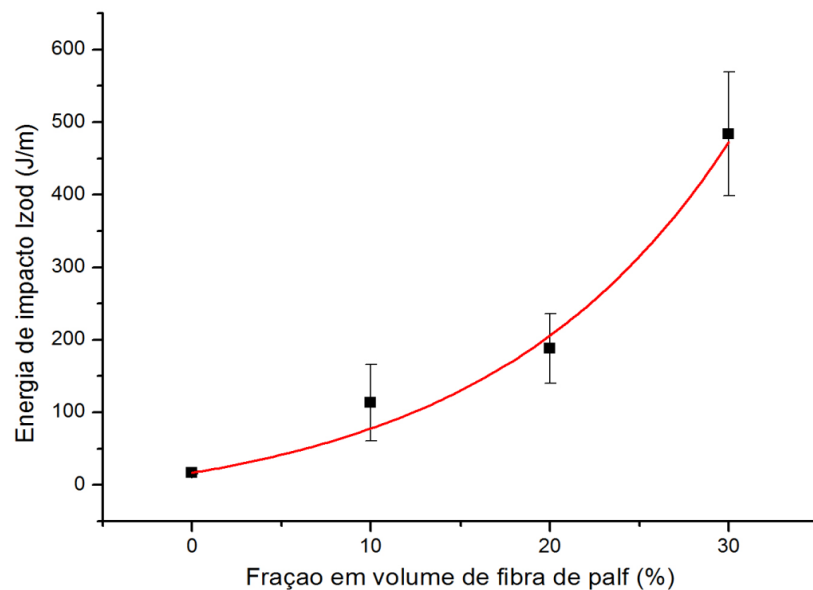


Figura 4.28 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Através de um ajuste exponencial não linear, ver Figura 4.28, foi possível estabelecer a equação 4.9, através de uma linha que passa pela média dos valores de energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, em função das porcentagens de fibras de PALF na matriz epoxídica. Utilizando a equação 4.9, pode-se observar que, o acréscimo nas frações volumétricas de fibras de PALF no compósito, favorece a um valor de energia absorvida ao impacto Izod maior.

$$E_a = - 39,75 + 56,30 \exp^{(0,07362 X)} \quad \text{Equação 4.9}$$

onde:

E_a é a energia absorvida ao impacto Izod;

X é a porcentagem de fibras de PALF acrescentadas na matriz epoxídica;

A Figura 4.29, apresenta a micrografia por MEV, da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de impacto Izod.

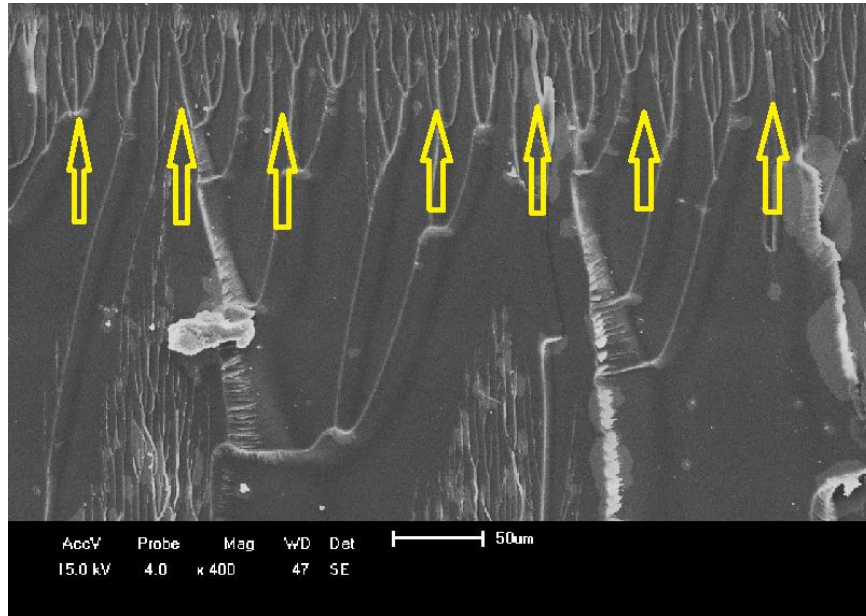


Figura 4.29 - Micrografias por MEV, da superfície de fratura da matriz epóxi, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser visto na Figura 4.29, as marcações típicas de fratura em materiais frágeis, através das marcações com setas amarelas. É notório que, através da análise da Figura 4.29, as trincas propagam-se transversalmente na matriz epoxídica, desta forma, não havendo nenhum desvio na propagação da trinca, o que favorece à obtenção de um baixo valor de resistência ao ensaio de impacto, como pode ser visto na Tabela 4.9 e Figura 4.28.

A Figura 4.30, apresenta as micrografias por MEV, com diferentes aumentos, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

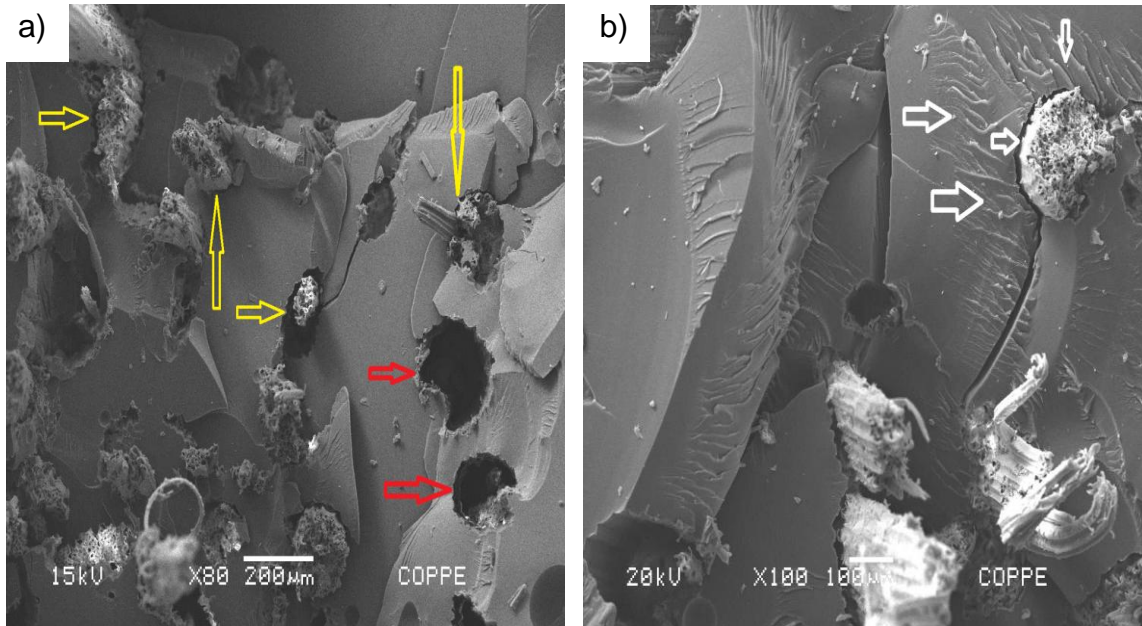


Figura 4.30 – Micrografias por MEV, com diferentes aumentos, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser visto na Figura 4.30 (a), através das setas em amarelo, que existe um afastamento das fibras de PALF em relação à matriz epoxídica. Isso significa que houve uma mudança na direção da propagação das trincas que eram transversais à matriz epoxídica e posteriormente passaram a se propagar longitudinalmente à direção das fibras de PALF. Tal acontecimento permite um aumento na área de propagação das trincas, desta forma, favorecendo ao aumento da energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, mais enfaticamente para o compósito epóxi reforçado com 30 % de fibras de PALF, uma vez que tem uma maior quantidade de fibras de PALF, como pode ser visto na Tabela 4.9 e Figura 4.28.

Ainda de acordo com a Figura 4.30 (a), as setas em vermelho mostram vazios, provenientes do deslocamento total das fibras de PALF, em função da baixa aderência da fibra de PALF em relação à matriz epoxídica, proveniente da baixa resistência interfacial existente entre as mesmas.

A Figura 4.30 (b) mostra, através das setas em branco, a propagação das trincas em direção à interface das fibras de PALF com a matriz epóxi. Quando as trincas chegam à interface fibra/matriz, elas se propagam longitudinalmente às fibras de PALF. Como já citado anteriormente, maior valor de energia absorvida ao impacto é obtido, quando, tem-se uma maior área de propagação das trincas.

A Figura 4.31, apresenta a micrografia por MEV do compósito epóxi reforçado com 20% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

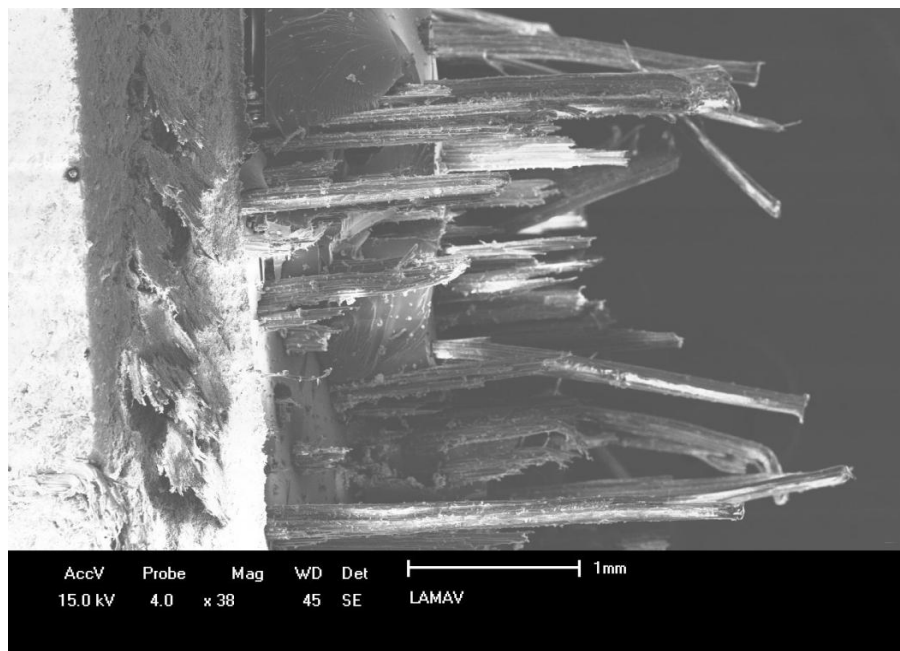


Figura 4.31 - Micrografia por MEV, do compósito epóxi reforçado com 20% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser visto na Figura 4.31, através de uma vista lateral, como as fibras de PALF se deslocaram da matriz epoxídica, após o ensaio de impacto Izod. Como já citado anteriormente na presente tese, isso ocorreu em função da baixa aderência entre a matriz epóxi e as fibras de PALF.

4.2.3.2 – Ensaios de impacto Izod em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.32 apresenta os corpos de prova, de resina poliéster e de compósito poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibra de PALF, após sofrerem ensaio de impacto Izod.

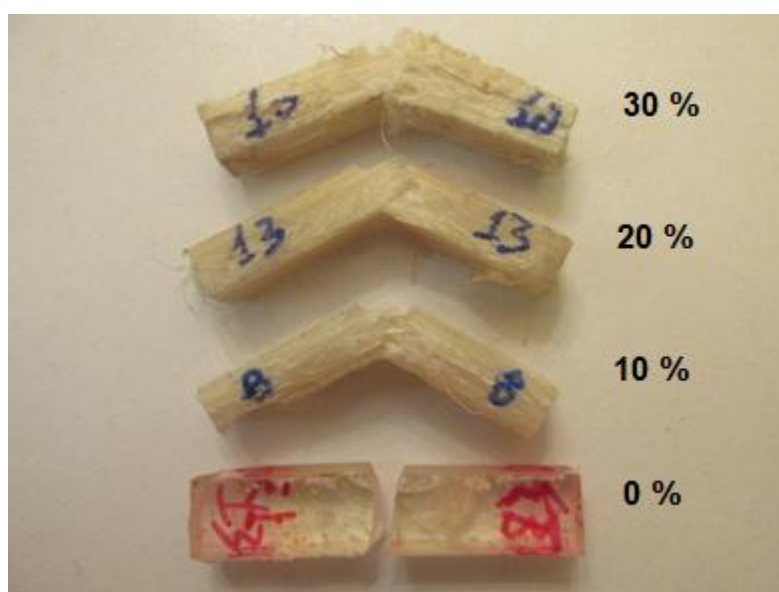


Figura 4.32 - Corpos de prova, constituídos de resina poliéster e compósitos poliéster reforçados com 10, 20 e 30 % de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser observado na Figura 4.32, o comportamento frágil que a resina poliéster desempenha, uma vez que a trinca se propaga transversalmente ao corpo de prova, não sofrendo nenhum desvio que pudesse ser capaz de aumentar a resistência ao impacto no mesmo. Isto indica que a matriz epoxy sem a adição de fibras, é frágil, e desta forma, a fratura gerada no impacto, se propaga sem que seja desviada, até a separação total do corpo de prova (Vieira et al., 2015).

Pode ser observado também, na Figura 4.32, que os corpos de prova com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF não foram separados em duas partes após o impacto, como observado para matriz pura. Isto indica que a matriz poliéster sem adição de fibra de PALF é frágil e sua trinca propaga-se transversalmente pela matriz. Com as percentagens 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF, a trinca é bloqueada pelas fibras e a ruptura passa a ocorrer longitudinalmente pela interface fibra/matriz. O corpo de prova, então, se curva após impacto do martelo, mas não se separa devido à flexibilidade das fibras que não são rompidas.

Pelo fato de não ocorrer ruptura total, visto na Figura 4.32, para os corpos de prova com 10, 20 e 30% de fibra de PALF, conclui-se que, a energia absorvida no ensaio de impacto Izod, pelos compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações de fibras de PALF, é subestimada, haja vista que, caso todas as fibras fossem rompidas, levando os corpos de prova a separarem-se em duas partes, a energia absorvida pelas fibras, seria ainda maior.

A razão para se ter uma trinca nucleada no entalhe mudando sua trajetória ao atingir as fibras de PALF e passando a se propagar pela interface com a matriz, é devido à baixa resistência interfacial existente entre a matriz poliéster e as fibras de PALF. Segundo Bledzki e Gassan (1999), isto pode ser consequência da incompatibilidade causada pelo fato das fibras lignocelulósicas serem hidrofílicas enquanto a matriz polimérica é hidrofóbica.

A Tabela 4.10 apresenta a energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Izod.

Tabela 4.10 – Energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Izod.

Fibras de PALF (%)	Energia de Impacto (J/m)
0	21,82 ± 2,52
10	224,58 ± 63,76
20	571,33 ± 96,94
30	861,07 ± 76,03

De acordo com a Tabela 4.10, observam-se os elevados valores de energia absorvida pelos corpos de prova em ensaio de impacto Izod. Como citado anteriormente, devido a trinca se propagar longitudinalmente às fibras de PALF, foi possível obter valores elevados de energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, para os compósitos poliéster reforçados com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF.

A Figura 4.33 mostra o diagrama da variação de energia absorvida pelos corpos e prova no ensaio de impacto Izod em função da fração volumétrica de fibras de PALF na matriz poliéster.

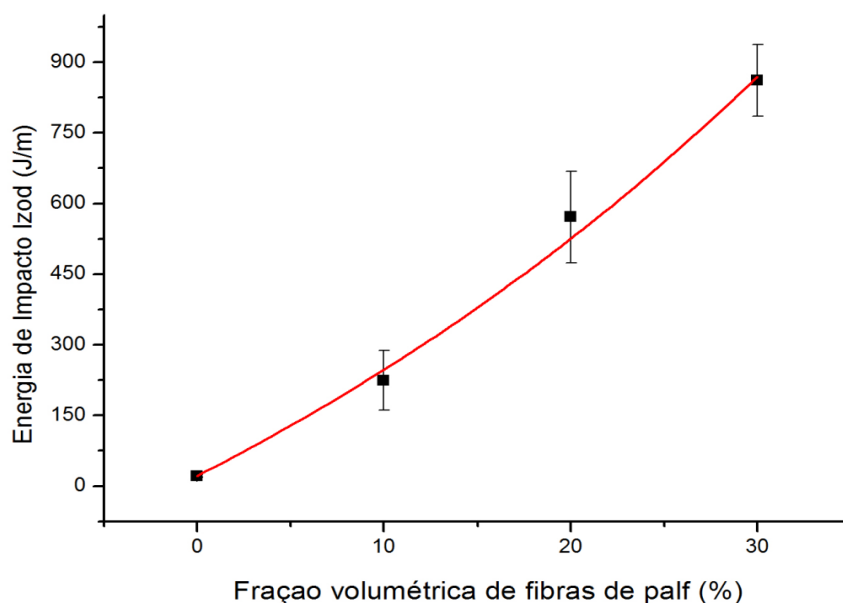


Figura 4.33 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Através de um ajuste exponencial não linear, ver Figura 4.33, foi possível estabelecer a equação 4.10, através de uma linha que passa pela média dos valores de energia absorvida ao ensaio de impacto Izod, em função das porcentagens de fibras de PALF na matriz poliéster. Utilizando a equação 4.10, pode-se observar que, o acréscimo nas frações volumétricas de fibras de PALF no compósito, favorece a um valor de energia absorvida ao impacto Izod maior.

$$E_a = - 941,08 + 962,89 \exp.^{(0,02104X)} \quad \text{Eq. 4.10}$$

onde:

E_a é a energia absorvida ao impacto Izod;

X é a porcentagem de fibras de PALF acrescentadas na matriz poliéster;

Conforme a análise da Tabela 4.10 e da Figura 4.33, o desvio padrão encontrado na análise estatística dos valores de energia absorvida ao impacto Izod, é proveniente da heterogeneidade da natureza das fibras de PALF, comportamento também observado por Bledzki e Gassan, (1999) para outras fibras lignocelulósicas, desta forma, mostrando pequenas variações nas propriedades dos compósitos por elas reforçados.

A Figura 4.34, apresenta a micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

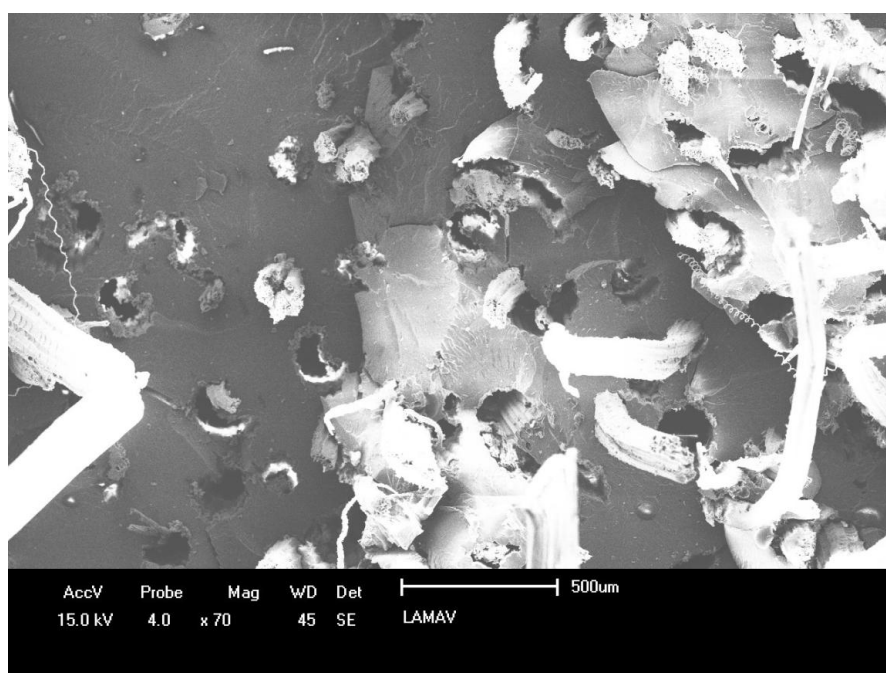


Figura 4.34 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Izod.

Pode ser visto na Figura 4.34 que, a micrografia da região fraturada após ensaio de impacto Izod, apresenta fibras pouco, muito e totalmente deslocadas em relação à matriz poliéster. Como citado anteriormente, isto está relacionado à qualidade da adesão das fibras de PALF em relação à matriz polimérica.

4.2.3.3 – Ensaios de impacto Charpy em matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.35 apresenta os corpos de prova, de resina epóxi e de compósito epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibra de PALF, após sofrerem ensaio de impacto Charpy.

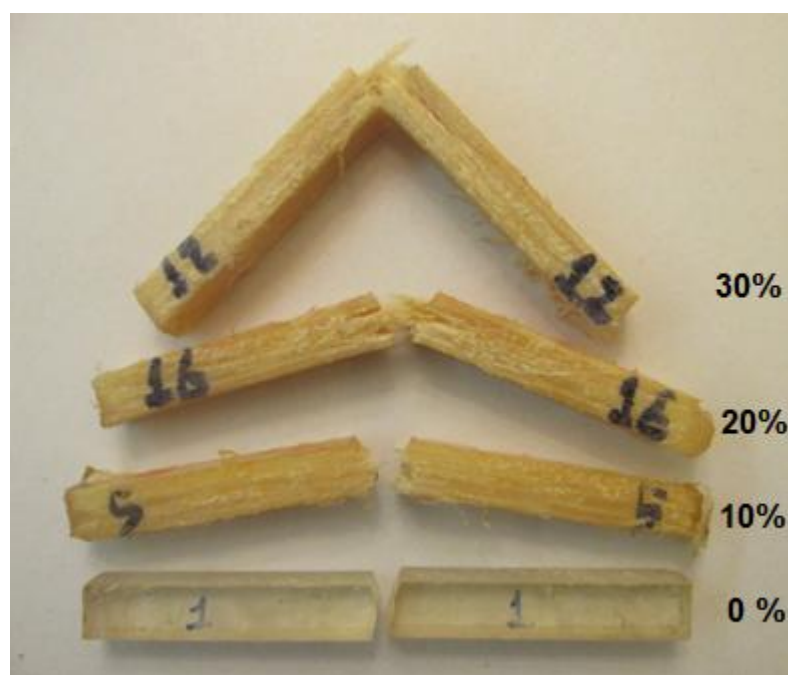


Figura 4.35 - Corpos de prova, constituídos de resina epóxi e compósitos epóxi reforçados com, 10, 20 e 30% de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

Pode ser observado na Figura 4.35, o comportamento frágil que a resina epóxi desempenha, uma vez que a trinca se propaga transversalmente ao corpo de prova, não sofrendo nenhum desvio que pudesse ser capaz de aumentar a resistência ao impacto no mesmo.

Na Figura 4.35, pode ser observado que, mesmo para uma porcentagem de 10% de fibras de PALF, no compósito a base de resina epóxi, ocorreu desvio da propagação das trincas na interface entre a fibra e a matriz epoxídica. Ainda assim, este desvio na propagação da trinca, não foi suficiente para evitar a quase ruptura do corpo de prova, ficando o mesmo após o ensaio Charpy, sustentado por algumas poucas fibras.

Destaca-se que, como já citado anteriormente no presente trabalho, a razão para se ter uma trinca nucleada no entalhe mudando sua trajetória ao atingir as fibras de PALF e passando a se propagar pela interface com a matriz, é devido à baixa resistência interfacial existente entre a matriz poliéster e as fibras de PALF, proveniente, segundo Bledzki e Gassan, (1999), da incompatibilidade causada, pelo fato das fibras lignocelulósicas serem hidrofílicas enquanto a matriz polimérica é hidrofóbica.

De acordo com Monteiro et al. (2005), a propagação de trincas entre a superfície das fibras e a matriz polimérica ocorre pois, esta região é um caminho de propagação da trinca preferencial, devido à baixa tensão interfacial de cisalhamento entre a fibra lignocelulósica e a matriz polimérica.

Ainda de acordo com a Figura 4.35, pode ser percebido que, para os compósitos, epóxi, reforçados com 20 e 30% de fibras de PALF, ocorreu uma maior absorção do impacto através de uma maior área de propagação longitudinal da trinca nucleada no entalhe, provocando uma maior energia de absorção de impacto, comparado com o compósito epóxi reforçado com 10% de fibras de PALF e epóxi sem adição de fibras de PALF. Esta interpretação pode ser percebida para os compósitos com 20 e 30 % de fibras de PALF, à medida que, foi percebido que a trinca se expandiu substancialmente na direção longitudinal às fibras de PALF.

Por fim, a Figura 4.35 mostra que, para o compósito com 20 % em volume de fibras de PALF, mesmo acontecendo o desvio na propagação da trinca longitudinalmente às fibras, não foi suficiente para evitar a quase ruptura do corpo de prova, ficando o mesmo após o ensaio Charpy, sustentado por algumas poucas fibras, diferentemente do compósito com 30 % em volume de fibras de PALF, onde não aconteceu a ruptura do corpo de prova.

A Tabela 4.11 apresenta a energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.

Tabela 4.11 – Energia absorvida pela resina epóxi e pelos compósitos, epóxi reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.

Fibras de PALF (%)	Energia de Impacto (J/m)
0	22,9 ± 9,7
10	244,16 ± 76,33
20	595,38 ± 122,31
30	903,75 ± 131,49

A Figura 4.36 mostra o diagrama da variação de energia absorvida pelos corpos e prova no ensaio de impacto Charpy em função da fração volumétrica de fibras de PALF na matriz epoxídica.

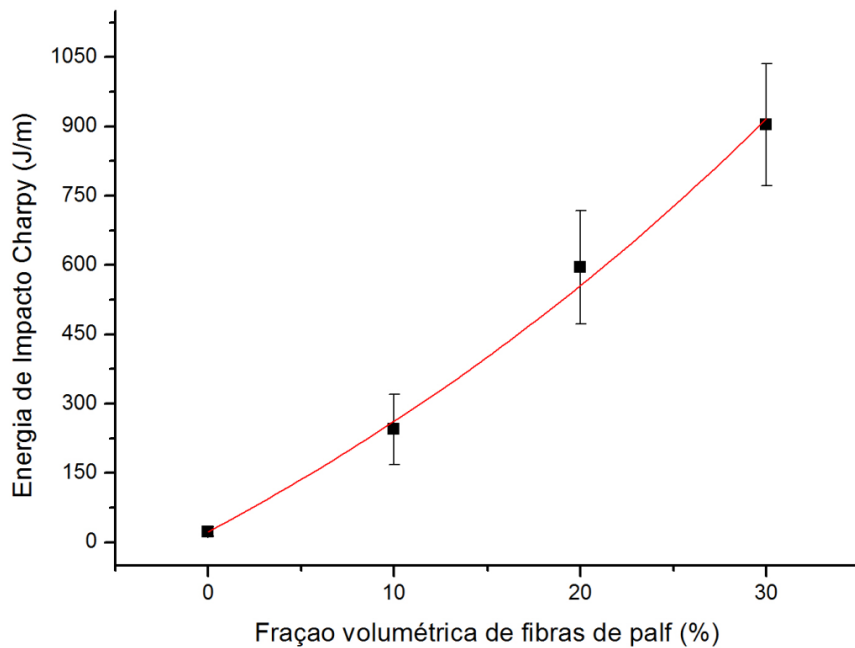


Figura 4.36 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

Através de um ajuste exponencial não linear, ver Figura 4.36, foi possível estabelecer a equação 4.11, através de uma linha que passa pela média dos valores de energia absorvida ao ensaio de impacto Charpy, em função das porcentagens de fibras de PALF na matriz epoxídica. Utilizando a equação 4.11, pode-se observar que, o acréscimo nas frações volumétricas de fibras de PALF no compósito, favorece a um valor de energia absorvida ao impacto Charpy maior.

$$E_a = - 1020,30 + 1043,09815 \exp^{(0,02064X)} \quad \text{Equação 4.11}$$

onde:

E_a é a energia absorvida ao impacto Charpy;

X é a porcentagem de fibras de PALF acrescentadas na matriz epóxi;

De acordo com a análise da Tabela 4.11 e da Figura 4.36, observa-se o aumento marcante na energia de impacto Charpy com o aumento da fração volumétrica de fibras de PALF na matriz epoxídica. Pode ser observado que, para o compósito epóxi reforçado com 30 % em volume de fibras de PALF, o valor de energia absorvida ao ensaio de impacto Charpy chega a 903,75 J/m.

Conforme a análise da Tabela 4.11 e da Figura 4.36, como já citado anteriormente, o desvio padrão encontrado na análise estatística dos valores de energia absorvida ao impacto Charpy, é proveniente da heterogeneidade da natureza das fibras de PALF, mostrando pequenas variações nas propriedades dos compósitos por elas reforçados.

A Figura 4.37, apresenta a micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

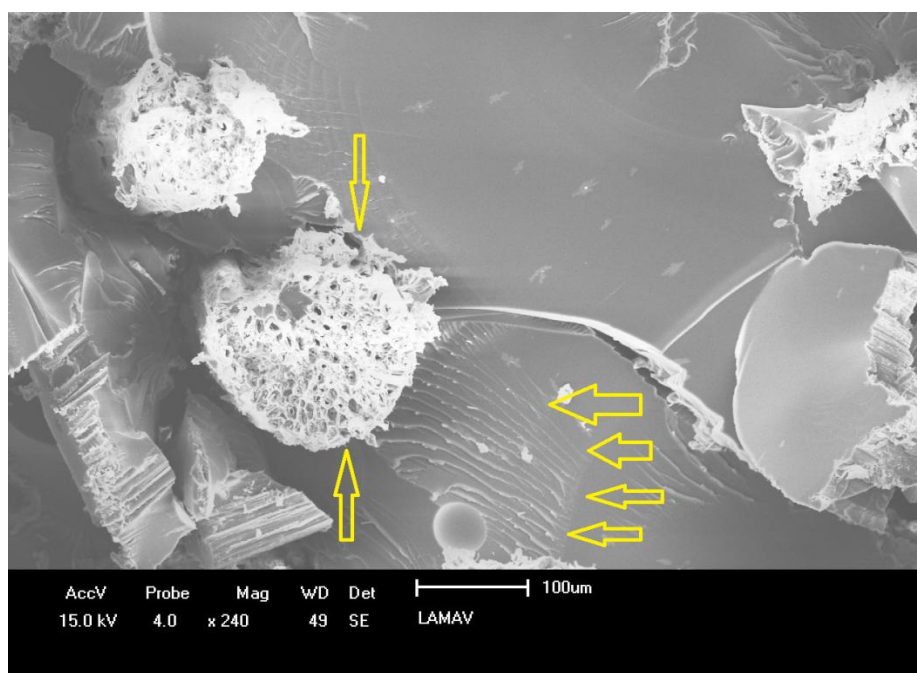


Figura 4.37 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito epóxi reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

Na micrografia apresentada na Figura 4.37, pode ser percebido, pelas setas em amarelo, a propagação das trincas em direção à interface fibra/matriz. A seta em amarelo mais ao topo da micrografia mostra o afastamento existente entre a fibra de PALF e a matriz epóxi, comprovando que, como já citado anteriormente na presente tese, a fibra se deslocou em relação à matriz epóxi, uma consequência da baixa adesão entre a fibra de PALF e a matriz epoxídica.

4.2.3.4 – Ensaios de impacto Charpy em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.38 apresenta os corpos de prova, de resina poliéster e de compósito poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibra de PALF, após sofrerem ensaio de impacto Charpy.

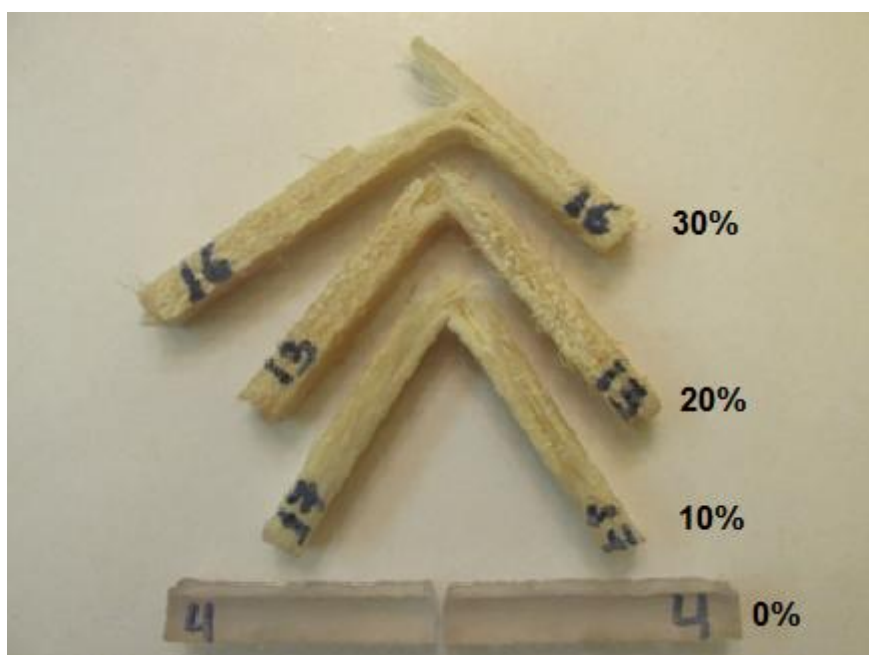


Figura 4.38 - Corpos de prova, constituídos de resina poliéster e compósitos poliéster reforçados com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

Pode ser observado na Figura 4.38, o comportamento frágil que a resina poliéster desempenha, uma vez que a trinca se propaga transversalmente ao corpo de prova, não sofrendo nenhum desvio que pudesse ser capaz de aumentar a resistência ao impacto no mesmo.

A Figura 4.38 mostra que, para os compósitos, poliéster reforçados com 10, 20 e 30% em volume de fibras de PALF, ocorreu uma grande absorção de energia ao ensaio de impacto, em função do desvio na propagação da trinca longitudinalmente às fibras, proveniente da baixa resistência interfacial entre a matriz poliéster e as fibras de PALF. Em função desse desvio da trinca, propagando-se longitudinalmente às fibras de PALF, o corpo de prova, então, se curva após impacto do martelo, mas não se separa devido à flexibilidade das fibras que não são rompidas.

Destaca-se que para os corpos de prova com 10 % de fibra de PALF, após o ensaio de impacto Charpy, ver Figura 4.38, os mesmos ficaram presos por algumas poucas fibras somente.

A Tabela 4.12 apresenta a energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.

Tabela 4.12 – Energia absorvida pela resina poliéster e pelos compósitos, poliéster reforçados com fibra de PALF, para diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, em ensaio de impacto Charpy.

Fibras de PALF (%)	Energia de Impacto (J/m)
0	39,28 ± 2,77
10	325 ± 86,84
20	749,16 ± 100,94
30	1213,33 ± 149,74

A Figura 4.39 mostra o diagrama da variação de energia absorvida pelos corpos e prova no ensaio de impacto Charpy em função da fração volumétrica de fibras de PALF na matriz poliéster.

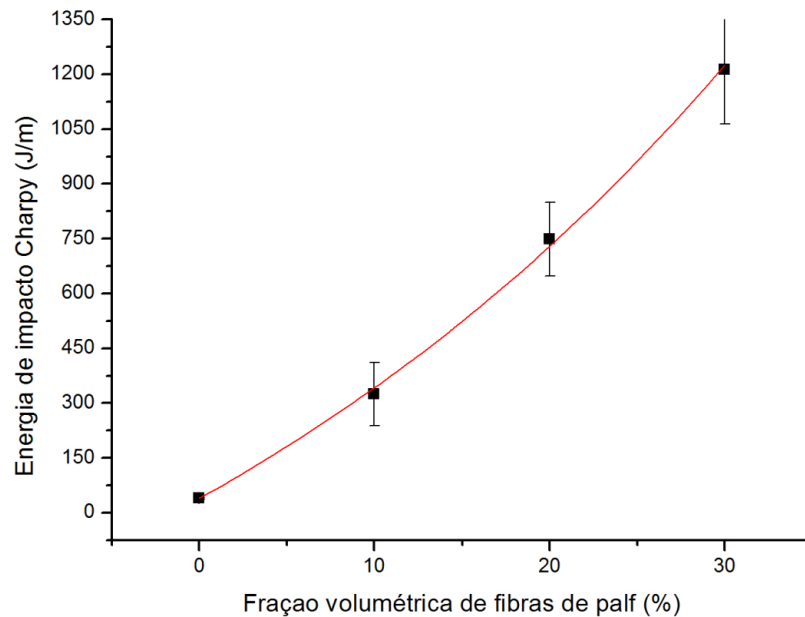


Figura 4.39 - Variação da energia absorvida pelos corpos de prova: resina poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

Através de um ajuste exponencial não linear, ver Figura 4.39, foi possível estabelecer a equação 4.11, através de uma linha que passa pela média dos valores de energia absorvida ao ensaio de impacto Charpy, em função das porcentagens de fibras de PALF na matriz poliéster. Utilizando a equação 4.12, pode-se observar que, o acréscimo nas frações volumétricas de fibras de PALF no compósito, favorece a um valor de energia absorvida ao impacto Charpy maior.

$$E_a = - 1043,57 + 1082,84 \exp.^{(0,02466X)} \quad \text{Equação 4.12}$$

onde:

E_a é a energia absorvida ao impacto Charpy;

X é a porcentagem de fibras de PALF acrescentadas na matriz poliéster;

De acordo com a análise da Tabela 4.12 e da Figura 4.39, observa-se o aumento marcante na energia de impacto Charpy com o aumento da fração volumétrica de fibras de PALF na matriz poliéster.

Ainda, conforme a análise da Tabela 4.12 e a Figura 4.39, como citado anteriormente, pode-se observar um elevado desvio padrão, para os valores médios de energia absorvida pelos corpos de prova no ensaio de impacto Charpy. Isto se deve a uma heterogeneidade da natureza das fibras de PALF, mostrando pequenas variações nas propriedades dos compósitos por elas reforçados.

A Figura 4.40, apresenta a micrografia por MEV da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

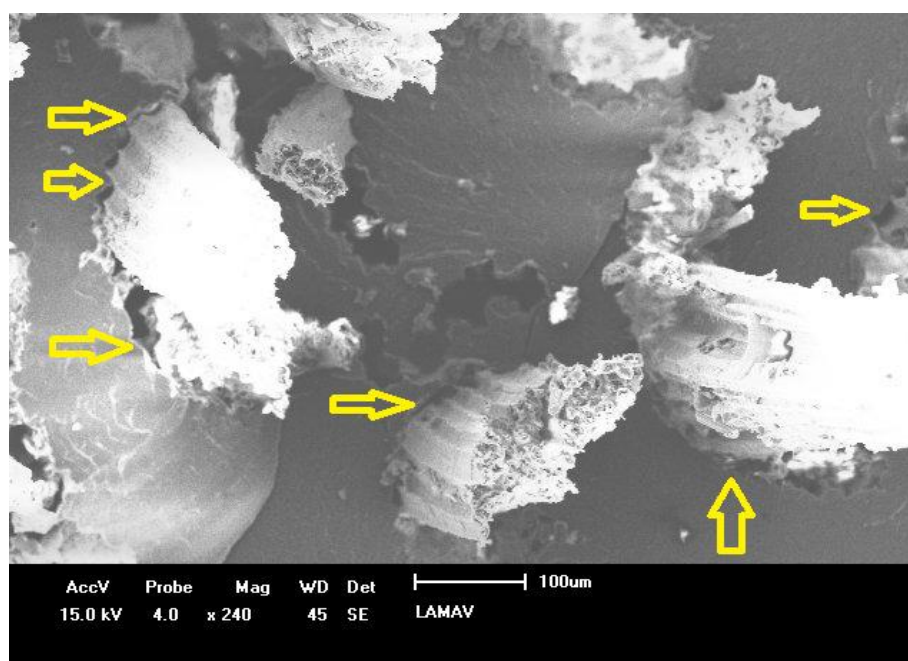


Figura 4.40 - Micrografia por MEV, da superfície de fratura do compósito poliéster reforçado com 30% em volume de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy.

A Figura 4.40 mostra o comportamento do compósito poliéster reforçado com 30% de fibras de PALF, após ensaio de impacto Charpy, similar ao compósito epóxi reforçado com 30% de fibras de PALF, também após ensaio de impacto Charpy. Fica nítido, através das setas em amarelo, que as fibras se deslocam da matriz polimérica, devido às trincas estarem se propagando longitudinalmente à direção das fibras de Palf. Isto é positivo, como já citado anteriormente na presente tese, à medida que, existirá uma maior área de propagação das trincas, aumentando, desta forma, a energia absorvida ao impacto Charpy pelo compósito.

4.2.4 – Ensaio de Flexão

4.2.4.1 – Ensaio de flexão em matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.41 mostra a relação da força aplicada em ensaio de flexão em função do deslocamento obtido para os corpos de prova de epóxi e de epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

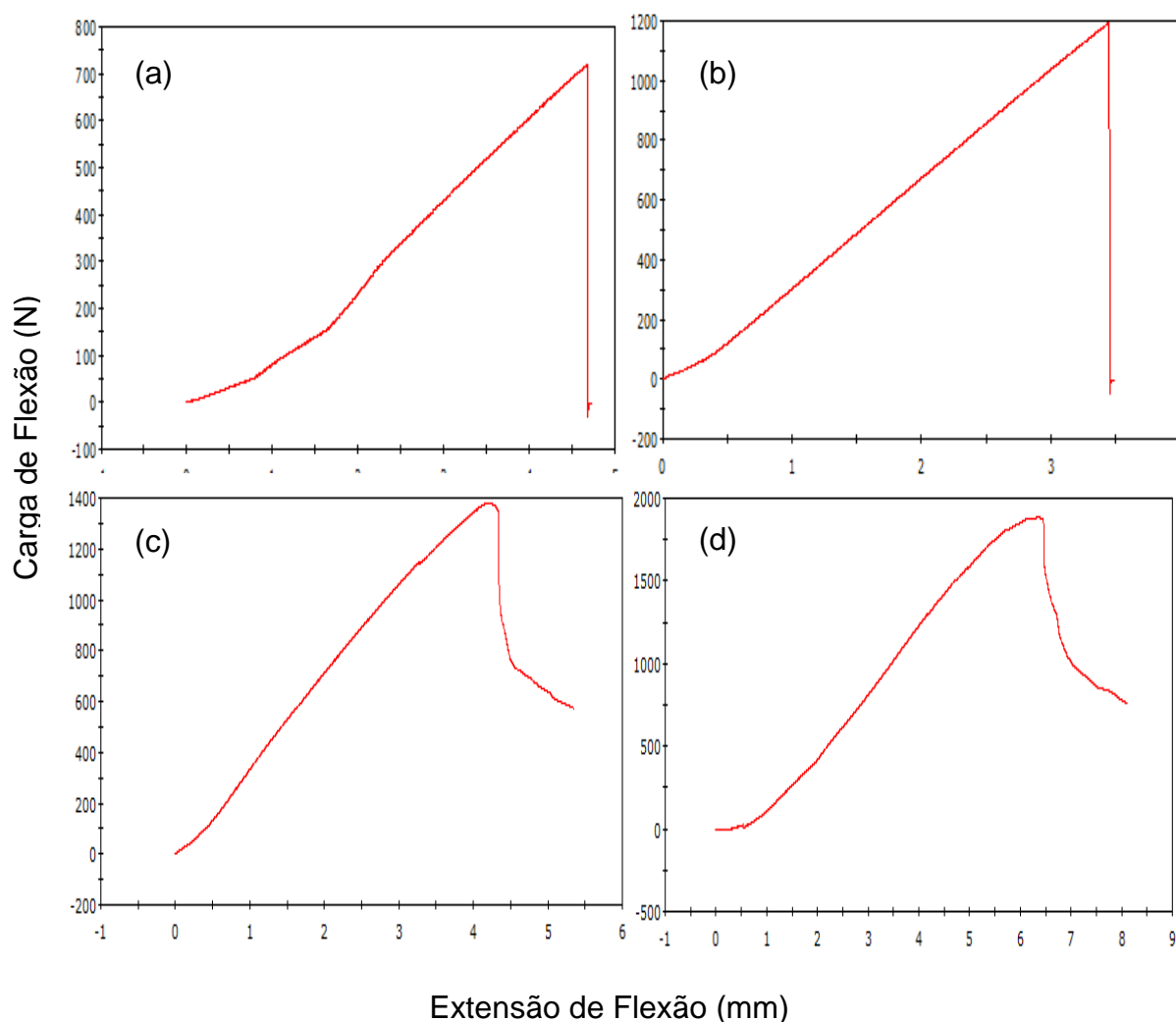


Figura 4.41 - Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão (a) da matriz epóxi e dos compósitos, epóxi reforçados com (b) 10, (c) 20 e (d) 30% em fração volumétrica de fibras de PALF.

Observa-se que, como esperado, a curva de flexão da matriz epóxi sem adição de fibras PALF, é linear, correspondendo ao regime elástico até a ruptura, o que caracteriza um comportamento frágil, ver Figura 4.41. Este comportamento indica que ao se atingir o ponto de máxima resistência, a ruptura é súbita e imediata ocorrendo uma queda de praticamente toda a carga aplicada.

Através das curvas apresentadas na Figura 4.41, foi possível obter os valores representativos de resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão, ver Tabela 4.13, para a matriz epóxi e para os compósitos, epóxi reforçados com fibras de PALF. Nota-se que, tanto os valores referentes à Resistência à flexão quanto o módulo de elasticidade em flexão, aumentam com a incorporação de fibras de PALF.

Tabela 4.13 – Valores de Resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão para a matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

Fração volumétrica de fibras de PALF (%)	Tensão Máxima à Flexão (MPa)	Módulo de Elasticidade à Flexão (GPa)
0	64,48 ± 5,93	1,73 ± 0,08
10	70,74 ± 4,73	2,87 ± 0,03
20	97,93 ± 7,30	5,53 ± 0,11
30	117,03 ± 6,56	7,3 ± 0,18

Com base nos valores da Tabela 4.13, foram construídos gráficos da variação da resistência à flexão, em função da fração em volume de fibras de PALF, ver Figura 4.42 e gráficos da variação de módulo de elasticidade em flexão, em função da fração em volume de fibras de PALF, ver Figura 4.43.

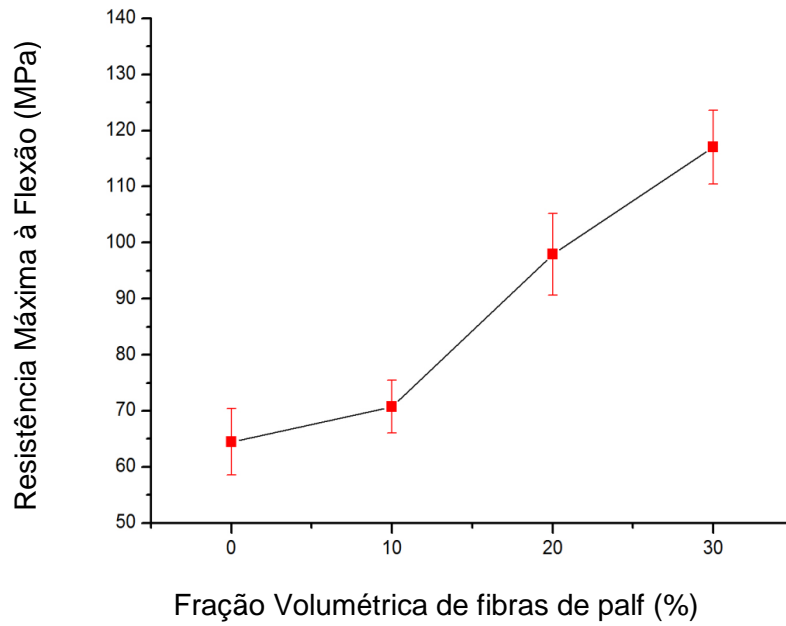


Figura 4.42 - Valores de resistência máxima à flexão, para matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

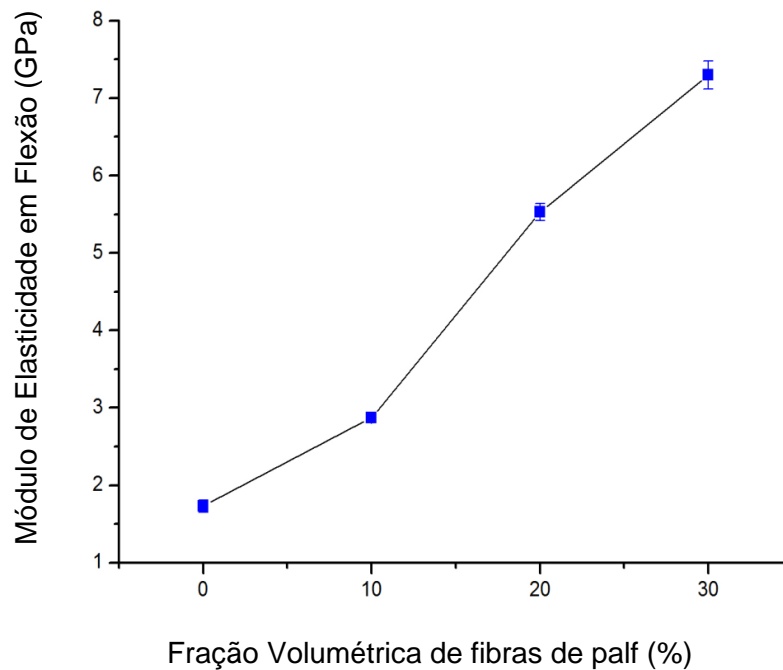


Figura 4.43 - Valores de módulo de elasticidade em flexão (E) para matriz epóxi e compósitos, epóxi reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

De acordo com as Figuras 4.42 e 4.43, observa-se que, como citado anteriormente, os valores de resistência máxima à flexão e de módulo de elasticidade em flexão, aumentam à medida que, tem-se maior quantidade de fibras de PALF no compósito polimérico.

4.2.4.2 – Ensaio de flexão em matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF.

A Figura 4.44 mostra a relação da força aplicada em ensaio de flexão em função do deslocamento obtido para os corpos de prova de poliéster e de poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

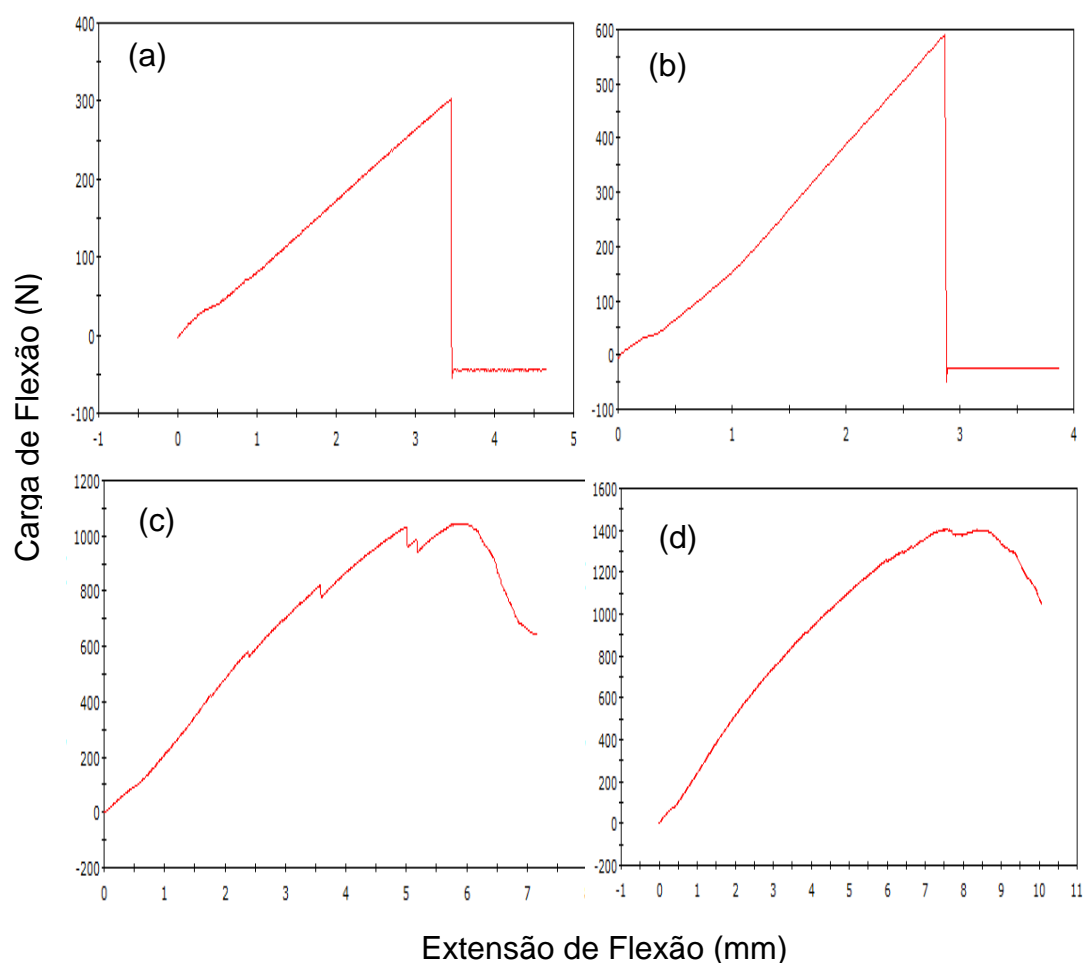


Figura 4.44 - Curvas de carga vs. deslocamento dos ensaios de flexão (a) da matriz poliéster e dos compósitos, poliéster reforçados com (b) 10, (c) 20 e (d) 30% em fração volumétrica de fibras de PALF.

Observa-se que, como já citado anteriormente, para os ensaios de flexão com matriz epoxídica, a curva de flexão da matriz poliéster sem adição de fibras PALF, é linear, ver Figura 4.44, correspondendo ao regime elástico até a ruptura, o que caracteriza um comportamento frágil. Este comportamento indica que ao se atingir o ponto de máxima resistência, a ruptura é súbita e imediata ocorrendo uma queda de praticamente toda a carga aplicada.

Através das curvas apresentadas na Figura 4.44, foi possível obter os valores representativos de resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão, ver Tabela 4.14, para a matriz poliéster e para os compósitos, poliéster reforçados com fibras de PALF. Nota-se que, tanto os valores referentes à resistência à flexão quanto o módulo de elasticidade em flexão, aumentam com a incorporação de fibras de PALF.

Por fim, pode ser visto na Figura 4.44 (c), que o gráfico apresenta uns serrilhamentos. Este serrilhamento foi sugerido por Monteiro (2009) como ruptura parcial de fibrilas que compõem as fibras lignocelulósicas. Vale ressaltar que as fibras mais finas são compostas de relativamente de número menor de fibrilas, que resulta em um comportamento mecânico melhor.

Tabela 4.14 – Valores de Resistência à flexão e módulo de elasticidade em flexão para a matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

Fração volumétrica de fibras de PALF (%)	Tensão Máxima à Flexão (MPa)	Módulo de Elasticidade à Flexão (GPa)
0	50,31 ± 14,02	1,46 ± 0,07
10	58,67 ± 8,48	2,8 ± 0,09
20	87,93 ± 4,05	3,6 ± 0,12
30	113,16 ± 12,56	4,8 ± 0,21

Com base nos valores da Tabela 4.14, foram construídos gráficos da variação da resistência à flexão, em função da fração em volume de fibras de

PALF, ver Figura 4.45 e gráficos da variação de módulo de elasticidade em flexão, em função da fração em volume de fibras de PALF, ver Figura 4.46.

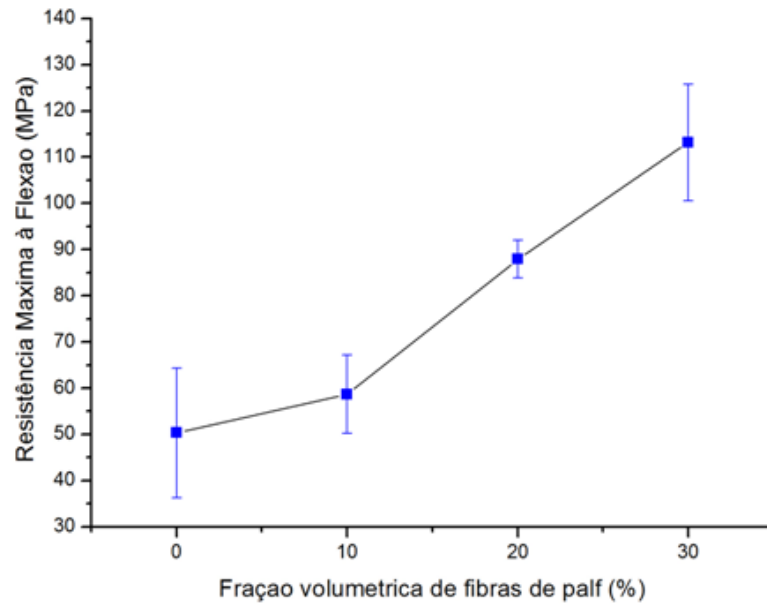


Figura 4.45 – Valores de resistência máxima à flexão, para matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

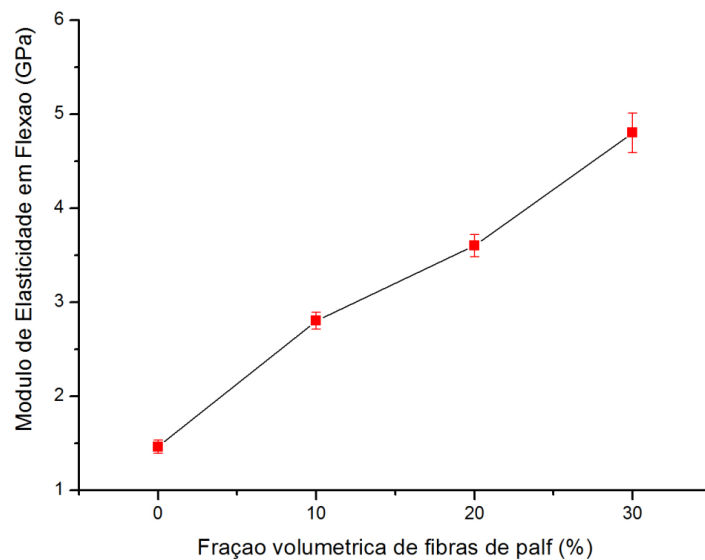


Figura 4.46 - Valores de Módulo de Elasticidade em flexão (E) para matriz poliéster e compósitos, poliéster reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.

De acordo com as Figuras 4.45 e 4.46, observa-se que, os valores de resistência máxima à flexão e de módulo de elasticidade em flexão, aumentam à medida que, tem-se maior quantidade de fibras de PALF no compósito polimérico poliéster.

4.3 – Análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) das fibras de PALF.

A fim de se identificar os grupos funcionais moleculares das fibras de palf e suas vibrações características, a análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) foi desenvolvida na presente Tese.

A Figura 4.47 apresenta os espectros de infravermelho das fibras de palf, *in natura*, onde pode ser observado, as bandas de absorção dos grupos característicos de seus constituintes: lignina, hemicelulose e celulose.

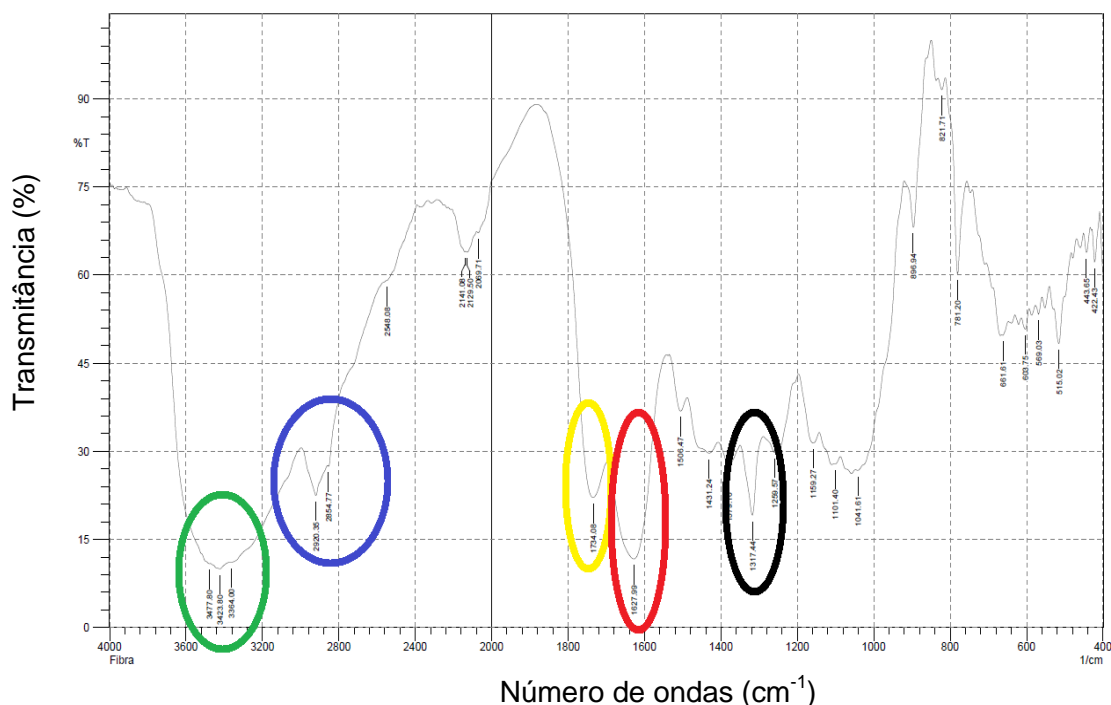


Figura 4.47 - Espectro de infravermelho das fibras de PALF.

Como pode ser visto na Figura 4.47, o espectro mostra muitas bandas de absorção, associadas às vibrações moleculares dos constituintes da fibra de PALF. O círculo verde, no espectro da Figura 4.47, mostra a banda larga de absorção a 3400 cm^{-1} , comum à todas fibras lignocelulósicas (Margem et al. 2012), representando tipicamente o estiramento das ligações O-H.

O círculo azul, no espectro da Figura 4.47, representa a forte banda de transmissão a 2920 cm^{-1} , apresentando o pico comum, correspondente ao estiramento das ligações C-H (Ferreira et. al., 2004).

O círculo amarelo, no espectro da Figura 4.47, apresenta o pico característico, da banda de transmissão representativa, do estiramento das ligações C=O aproximadamente a 1730 cm^{-1} (Satyanarayana, 2007(a)).

Ainda de acordo com o espectro da Figura 4.47, os círculos, vermelho e preto são representativos das bandas de transmissão a aproximadamente 1630 cm^{-1} e 1320 cm^{-1} , característicos das vibrações das estruturas C=C das cadeias aromáticas e alifáticas, e do estiramento das ligações C-H, respectivamente (Ferreira et. al., 2004).

CAPÍTULO V – CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 – Conclusões

- O método estatístico de Weibull, mostrou-se fundamental para a análise dos valores de densidade, em função das faixas de diâmetros das fibras de PALF;
- O método estatístico de Weibull, mostrou-se fundamental para a análise das propriedades mecânicas das fibras de PALF, em função das faixas de diâmetros das mesmas;
- As fibras de PALF mostraram-se resistentes ao tracionamento;
- Os ensaios de pullout mostraram que, os comprimentos críticos, da fibra de PALF em relação à matriz epóxi e a matriz poliéster, foram iguais a 1,13 e 1,2 mm, respectivamente;
- 30 % de reforço de fibras de PALF, foi o percentual que propiciou melhores propriedades mecânicas, às matrizes epóxi e às matrizes poliéster, para os ensaios de tração, flexão e impacto (Izod e Charpy);
- As análises macrográficas possibilitaram a análise do mecanismo de fratura dos compósitos epóxi/poliéster reforçados com fibras de PALF e das matrizes poliméricas epóxi e poliéster.
- As análises morfológicas realizadas por MEV, mostraram que, de uma maneira geral, as regiões de fratura, dos compósitos epóxi/poliéster ensaiados por impacto Izod e Charpy, apresentaram fibras sendo deslocadas das matrizes poliméricas, devido à baixa adesão da fibra de PALF em relação às matrizes poliméricas, devido ao fato que as fibras de PALF são hidrofílicas e as matrizes poliméricas epóxi/poliéster são hidrofóbicas;
- Para os ensaios mecânicos de tração, os valores de resistência máxima ao tracionamento e módulo de elasticidade ao tracionamento, foram bastante similares, entre os compósitos, epóxi, reforçados com fibras de PALF, e os compósitos, poliéster, reforçados com fibras de PALF, destacando um pequeno ganho para a resistência dos compósitos a base de matriz epóxi;

- Para os ensaios mecânicos de flexão, os valores de resistência máxima à flexão e módulo de elasticidade em flexão, foram um pouco superiores para os compósitos, epóxi, reforçados com fibras de PALF, comparado com os compósitos, poliéster, reforçados com fibras de PALF;
- Para os ensaios de impacto, Izod e Charpy, os compósitos, poliéster, reforçados com fibras de PALF, mostraram valores de energia absorvida ao impacto, superiores aos valores encontrados para os compósitos, epóxi, reforçados com fibras de PALF;
- A análise de espectroscopia de infravermelho (FTIR) possibilitou a identificação dos grupos funcionais moleculares das fibras de PALF e suas vibrações características;

5.2 – Sugestões para trabalhos futuros

- Realização de análise térmica de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) e análise termogravimétrica (TGA e DTG), nas matrizes, epóxi e poliéster, e nos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF.
- Realização de análise dinâmico-mecânica (DMA), nas matrizes, epóxi e poliéster, e nos compósitos, epóxi e poliéster, reforçados com diferentes frações volumétricas de fibras de PALF, objetivando a determinação de propriedades, tais como: Rigidez, Resistência à propagação de trincas, Tempo de vida sobre fadiga, entre outras.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Abdul Khalil, H. P. S., Yusra, A. F. I., Bhat, A. H., Jawaid, M. (2010). Cell wall ultra-structure, anatomy, lignin distribution, and chemical composition of Malaysian cultivated kenaf fiber. *Industrial Crops and Products*, 31(1), 113–121.
- Agarwal, B. D. e Broutman, L. J.. *Analysis and performance of fiber composites* vol. 2nd ed. New York [etc.]: John Wiley & Sons, 1990.
- Alexander Bismarck, S. M., e Thomas, L. (2005). Plant fibers as reinforcement for green composites. In A. K. Mohanty, M. Misra, & L. T. Drzal (Eds.), *Natural Fibers, Biopolymers, and Biocomposites* (p. 38). Boca Raton, FL: CRC Press.
- Alexandre Meo, Ladchumananandasivam R, Veríssimo SA, Menezes PL, Batista JH, Araújo RC. Pineapple leaf fiber (PALF) as an economic resource for the state of Rio Grande do Norte and to Brazil. In: *International conference SINTEX-2004 proceedings – in CD-ROM, Paper No.TTN-H-001.pdf*.
- Alexandre Meo, Ladchumananandasivam R, Veríssimo SA, Menezes PL, Batista JH, Araújo RC. Thermal analysis of the pineapple leaf fiber. In: *International conference SINTEX-2004 proceedings – in CD-ROM, Paper Nos.TTN-A-008.pdf*.
- Aquino, R. C. M. P.; Almeida, J. R. M; Monteiro, S.N. (2005). Análise do Compósito de Piaçava/Resina poliéster, como substituto da Madeira. In: *60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Belo Horizonte, MG, Brasil*.

- Arib, R. M. N., Sapuan, S. M., Hamdan, M. A. M. M., Paridah, M. T., Zaman, H. M. D. K. "A literature review of pineapple fibre reinforced polymer composites" *Polymers and Polymer Composites*, vol. 12, no. 4, pp. 341–348, 2004.
- Arib, R. M.N., Sapuan, S.M., Ahmad, M. M. H. M., Paridah, M. T. e Zaman, H. M. D. K. "Mechanical properties of pineapple leaf fibre reinforced polypropylene composites," *Materials and Design*, vol. 27, no. 5, pp. 391–396, 2006.
- Arruda, C., Salum, F., Rennó L.. Caso de Inovação, Fiat Automóveis – Estratégia de Inovação. Casos FDC - Nova Lima - 2012 - CF1203.
- Asim, M., Abdan, K., Jawaid M., Nasir M., Dashtizadeh, Z., Ishak, M. R., Enamul Hoque, M. (2015). A Review on Pineapple Leaves Fibre and Its Composites. Hindawi Publishing Corporation International Journal of Polymer Science. Article ID 950567.
- Bartholomew, D. P., Paull, R. E., e Rohrbach, K. G., *The Pineapple: Botany, Production, and Uses*, 2003.
- Bhagawan, S. S., Tripathy, D. K., & De, S. K. (1987). Stress relaxation in short jute fiber-reinforced nitrile rubber composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 33(5), 1623–1639.
- Blass, A., *Processamento de Polímeros*, 2ª ed., Editora da UFSC, 1988.
- Bledzki, A.K.; Gassan, J. (1999) Composites reinforced with cellulose-based fibres. *Prog. Polym. Sci*, v. 24, p. 221-274.
- Bledzki, A. K., Faruk, O., & Sperber, V. E. (2006). Cars from bio-fibres. *Macromolecular Materials and Engineering*, 291(5), 449–457.

- Broutman, L.J. and R. H. KROCK (1967), *Modern Composite Materials*, Addison-Wesley Publishing Co., Reading, MA.
- Canevarolo Jr, S. V. (2003). *Técnicas de caracterização de polímeros – Câmara brasileira do livro*, SP, Brasil – Editora Artliber.
- Caetano, L. F.; Graeff, A. G.; Garcez, E. O.; Bernardi, S. T.; Silva Filho, L. C. P. (2004) “Compósito de matriz cimentícia reforçada com fibras” // *Seminário de Patologia das Edificações - Novos Materiais e Tecnologias Emergentes* 18 a 19 de novembro de 2004 - Salão de Atos II - UFRGS - Porto Alegre – RS.
- Callister, W.D., (2000) *Materials Science and Engineering- 2n Introduction*, John Wiley and Sons, Canada P445.
- Cantwel, W. J E Morton, J., (1991): *The impact resistance of composites materials – a Review – Composites; V. 22, N°5.*
- Cavalcanti, W.S. (2006). *Compósitos, poliéster / tecidos tramados vegetal – vidro: Caracterização mecânica e simulação da absorção de água.* (Doutorado em Engenharia de Processos, Centro de Ciências e Tecnologia), Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.
- Chawla, K. K. (1987). *Composite Materials. Science and Engineering*, Springer-Verlag, New York.

- Chawla, K. K. (1993) Composite Materials. Science and Engineering, Springer - Verlag, New York.
- Cherian, B. M., Leão, A. L., De Souza, S. F. "Cellulose nanocomposites with nanofibers isolated from pineapple leaf fibers for medical applications," *Carbohydrate Polymers*, vol. 86, no. 4, pp. 1790–1798, 2011.
- Chung, F. D., Unified theory an guidelines or adhesion, *Journal of Applied Polymer Science* p. 1319-1331, 1991.
- Collyer, A. A.; Clegg, D. W. An introduction to fiber reinforced thermoplastics, Sheffield City Polytechnic, Sheffield, UK, 1995.
- Davoodi, M. M., Sapuan, S. M., Ahmad, D., Ali, A., Khalina, A., & Jonoobi, M. (2010). Mechanical properties of hybrid kenaf/glass reinforced epoxy composite for passenger car bumper beam. *Materials and Design*, 31(10), 4927–4932.
- Davis, H. E.; Troxell, G. E.; Hauck, G. F. W. The testing of engineering materials, ed. 4, p. 371, McGraw-Hill, USA, 1982.
- Demir H, Atikler U, Blakose D, Tihminioglu F. Effect of surface treatments on the tensile and water sorption properties of polypropylene-Luff cylindrica composites. *Composites A* 2006;37:447–56.
- Dos Santos, A. M. (2006). Estudo de compósitos híbridos polipropileno/fibras de vidro e coco para aplicações em engenharia. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia), Universidade Federal do Paraná, Curitiba, Paraná.

- Elmajdoubi, M.; Vu-Khanh, T. Effect of cooling rate on fracture behaviour of polypropylene, Elsevier Science, Canada, 2003.
- Erich, F., Antonios, G., & Michel, H. (1984). Carbon fibers and their composites. *High Temperatures and High Pressures*, 16, 363–392.
- Faruk, O., et. al., (2012) Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010. *Progress in Polymer Science* 37 (2012) 1552– 1596.
- Ferreira LC, Trindade WG, Frollini E, Kawano Y. Raman and infrared spectra of natural fibers. In: Mattoso LHC, Leão A, Frollini E, editors. 5th international symposium on natural polymers and composites (ISNaPol 2004) proceedings, Sao Pedro, Brasil, 12–15 September 2004, p. 269–71.
- Ferreira, A. S. (2009). Características estruturais e propriedades de compósitos poliméricos reforçados com fibras longas de curauá. Tese (Doutorado engenharia e ciências dos materiais) Campos dos Goytacazes, RJ, UENF, Universidade Estadual do Norte Fluminense “Darcy Ribeiro”.
- Folkes, M. J. (1985). *Short Fiber Reinforced Thermoplastics*. Research Studies Press, ed. 1, England
- Franck, R. R. (2005). *Bast and Other Plant Fibres*. Boca Raton, FL, Cambridge: Wood-head Publishing Limited, CRC Press.
- Gatenholm, P. (1997): Interfacial adhesion and dispersion in composites. *Molecular Interactions Between Cellulose and Other Polymers*.

- George, J., Joseph, K., Bhagawan, S. S., e Thomas, S., “Influence of short pineapple fiber on the viscoelastic properties of lowdensity polyethylene,” *Materials Letters*, vol. 18, no. 3, pp. 163– 170, 1993.
- Gurunathan, T. et al., A review of the recent developments in biocomposites based on natural fibres and their application perspectives *Composites: Part A* 77 (2015) 1–25.
- Hull, D., *An Introduction to Composite Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 1981.
- Hull, D.; Clyne, T. W. (1996) *An Introduction to Composite Materials*, 2a ed., Cambridge: Cambridge Univ. Pres.
- IGBE – Produção agrícola municipal e levantamento sistemático da produção agrícola.
- Jawaid, M., Abdul Khalil, H.P.S. (2011). Cellulosic/synthetic fibre reinforced polymer hybrid composites: A review. *Carbohydrate Polymers* 86, 1– 18.
- Joshi SV, Drzal LT, Mohanty AK, Arora S. Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Composites A* 2004;35(3):371–6.
- Kalia, S., Kaith, B. S., Kaur, I., “Pretreatments of natural fibers and their application as reinforcing material in polymer composites - a review,” *Polymer Engineering and Science*, vol. 49, no. 7, pp. 1253–1272, 2009.

- Kandachar PV. Overview and advances on science, technology and application of composite materials based on natural resources. In: Materials design and production processes for low cost housing conference, 25–29 November, Bangalore (India), organized by UNIDO, ICS (Italy), ICAMT and BMTPC (India); 2002 [without page number].
- Kedari J, Charoenvai S, Hirunlabh J. New insulating particle boards from durian peel and coconut coir. *Build Environ* 2003;38:435–41.
- Kelly, A., TYSON, W.R., *High Strength Materials*, Nova York, Wiley, 1965.
- Khalil, H. P. S. A., Alwani, M. S., Ridzuan, R., Kamarudin, H., & Khairul, A. (2008). Chemical composition, morphological characteristics, and cell wall structure of Malaysian oil palm fibers. *Polymer – Plastics Technology and Engineering*, 47(3), 273–280.
- Khedari J, Charoemvai S, Hiruanlabh J. New insulating particle boards from durian peel and coconut coir. *Build Environ* 2003; 38: 435–41.
- Kozlowski R, Rawluk M, Barriga J. State of the art-production, processing and applications of fibrous plants. In: Sivam RL, Araújo RC, editors. 2nd international conference on textile engineering (SINTEX-2004) Proceedings, September 7–11; 2004, Natal, in CDRom, Paper No.TIP-1-007.

- Kristina O, Aji P. Mathew, Runar Langstrom, Birgitha Nystrom, Kuruvilla Joseph. (2009). The influence of fibre microstructure on fibre breakage and mechanical properties of natural fibre reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology*, 25 March 2009.
- La Mantia FP, Morreale M. Green composites: a brief review. *Compos Part A: Appl Sci Manuf* 2011;42:579–88.
- Leão, A. L.; F.X., Frollini, E. (1997) *Lignocellulose-Plastics Composites, plastic composite*. USP & UNESP.
- Lilholt, H., & Lawther, J. M. (2002). Natural organic fibres. In A. Kelly, & C. H. Zweben (Eds.), *Comprehensive Composite Materials*. New York: Elsevier Science.
- Lima, A. C. (2009). *Caracterização e Propriedades DE Compósitos de Tecido de Juta Reforçando Matriz de Polietileno Reciclado*.
- Mano, E. B. (2000). *Polímeros como Materiais de Engenharia*. Editora Edgard Blücher Ltda. São Paulo, 2000.
- Mariatti, M., Jannah, M., Bakar, A. A., & Khalil, H. P. S. A. (2008). Properties of banana and pandanus woven fabric reinforced unsaturated polyester composites. *Journal of Composite Materials*, 42(9), 931–941.
- Margem, J.I.; MARGEM, F.M.; SIMONASSI, N.T.; LOYOLA, R.L.; MONTEIRO., S. N. Infra-red spectroscopy analysis of malva fibers. *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências de Materiais. CBECIMAT 2012*. Joinvile. SC. 2012.

- Marsh G. Next step for automotive materials. *Mater Today* 2003;6(4):36–43.
- Medina, J. C. (1959): Plantas fibrosas da flora mundial, Instituto Agrônômico de Campinas, SP, Brasil
- Medina, J. C. (1970). Plantas Fibrosas da Flora Mundial, Instituto Agrônômico de Campinas, SP, Brasil.
- Mohanty, A. K., Misra, M., & Hinrichsen, G. (2000). Biofibres, biodegradable polymers and biocomposites: An overview. *Macromolecular Materials and Engineering*, 276–277(1), 1–24.
- Monteiro, S.N., D'almeida, J.R.M., TERRONES, L. A. H., LOPES, J. R. M. (2005) “Mechanical Strength of Polyester Matrix Composites Reinforced with Coconut Fiber Wastes”, *Rev. Mater.*, 10(4) 571-576, 2005.
- Monteiro, S. N.; Rangel, J. J. (2006). Efeito de Micromorfologia das fibras de Curauá como reforço em compósitos d e matriz polimérica. In: 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24-27 de julho de 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- Monteiro, S.N.; Ferreira, A.S.; Lopes, F.P.D. (2008) Rupture mechanism in composites reinforced with curaua fibers. In: Characterization of Minerals, Metals and Materials – TMS Conference, Mar. 2008, New Orleans, EUA, p.1-6, 2008.
- Monteiro, S. N. (2009) “Properties and structure of *Attalea funifera* piassava fibers for composite reinforcement”, *J. Natural Fibers*, 6 (2) 191-203.

- Monteiro, S.N., Satyanarayana, K.G., Lopes, F.P.D., (2010) “High strength natural fibers for improved polymer matrix composites”, *Mater Sci. Forum*, vol. 638-642, pp. 961-966.
- Morozov, Eugeni; Vaziliev, Valery. (1989) *Mechanics and Analysis of Composite Materials*. Elsevier.
- Moura, M. F. S. F. d.; Morais, A. B. d.; e Magalhães, A. G. d.. *Materiais Compósitos, Fabrico e Comportamento Mecânico*, 2ª Edição ed., 2011.
- Mukherjee, P. S.; Satyanarayana, K. G. (1984). *Structure and Properties of Some Vegetal Fibers. Part 1-Sisal Fiber*. *Journal of Materials Science*, Chapman & Hall, v.19, p. 3925-3934.
- Neto, F. L.; Pardini, L. C. (2006). *Compositos Estruturais: Ciencia e Tecnologia*. Ed. Sao Paulo: Edgar Blucher.
- Neto, J. M. M. (2009). *Crônicas Acadêmicas*, 192p. Teresina.
- Neto, F. L.; Pardini, L. C. (2006). *Compositos Estruturais: Ciência e Tecnologia*. Ed. Sao Paulo: Edgar Blucher.
- Netravali AN, Chabba S. Composites get greener. *Mater Today* 2003;6(4):22–9.
- Nickel J, Riedel U. Activities in biocomposites. *Mater Today* 2003;6(4):44–8.

- Pavithran, C., Mukherjee, P. S., Brahmakumar, M., Damodaran, A. D. "Impact properties of natural fibre composites," *Journal of Materials Science Letters*, vol. 6, no. 8, pp. 882–884, 1987.
- Peijis T. Composites for recyclability. *Mater Today* 2003;6(4):30–5.
- Plasmex (2011). Plásticos e Metais, *Suporte Técnico*, <http://plasmex.com.br/site/menus/suporte_tecnico/Compositos.pdf>, Acessado em 10 de maio de 2011.
- Portela, T.G.R.; Lopes, F.P.D.; Loiola, R.L.; Monteiro, S.N.; Carvalho, E.A. (2009) "Evaluation of the diameter influence on the tensile strength of buriti fibers by the Weibull method" (in Portuguese), *Proceedings of the 64th Annual Meeting of the Brazilian Society for Metallurgy, Materials and Mining*, (Belo Horizonte, MG, Brazil, July 2009) 1-10
- Puglia, D., Biagiotti, J., & Kenny, J. M. (2004). A review on natural fibre-based composites – Part II: Application of natural reinforcements in composite materials for automotive industry. *Journal of Natural Fibers*, 1(3), 23–65.
- Py, C. T. C. e Lacoeyilhe, J. J., *The Pineapple-Cultivation and Uses*, Maisonneuve & Larose, Quae, Paris, France, 1987.
- Rajesh A, Kozlowski R, editors. Proceedings of international conference on textiles for sustainable developments. FAO/SCORENA, Port Elizabeth, South Africa, 23–27 October; 2005. p. 1–632 [in CD].

- Raven PH., Evert RF, Eichhorn SE (2001) A composição molecular das células vegetais. In: Raven P.H.; Evert R. F. and Eichhorn S.E. (orgs). *Biologia Vegetal*. 6ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, p. 17-39.
- Rowell, R. M. (2008). Natural fibres: types and properties. In K. L. Pickering (Ed.), *Properties and Performance of Natural-Fibre Composites* (pp. 3–66). Cambridge England: Woodhead Publishing Limited.
- Saechtling, H. (1987). *International Plastics Handbook*. Munich: Hanser Publishers.
- KG, Wypych F, Guimarães JL, Amico CS, Sydenstricker THD, Ramos LP. Studies on natural fibers of Brazil and green composites. *Met Mater Proc* 2005; 17(3–4):183–94.
- Satyanarayana KG, Arizaga GGC, Wypych F. Ecofriendly composites – a new vista for textile engineers. In: International conference SINTEX-2004, in CD-ROM, Paper No.TIC-E-001.pdf.2004 (a)
- Satyanarayana KG, Wypych F, Ramos LP, Amico CS, Sydenstricker THD. Perspectives for plant fibers and natural polymers of Brazil through composite technology. In: International conference ISNaPol 2004, September 12–15, Sao Pedro, SP, Brasil; [Paper No.90], 2004 (b).
- Satyanarayana KG, Wypych F, Guimarães JL, Amico SC, Sydenstricker THD, Ramos LP. Studies on natural fibers of Brazil and green composites. *Metal Mater Proc* 2005;17 (3–4):183–94.

- Satyanarayana, K.G., Guimarães, J.L., Wypych, F., (2007) "Studies on Lignocellulosic fibers of Brazil. Part I (2007) Source, production, morphology, properties and applications". *Composites: Part A*, vol. 38, pp.1694-1709, 2007(a).
- Satyanarayana, K. G., & Wypych, F. (2007). Characterization of natural fibers. In B. D. Fakirov S. (Ed.), *Engineering Biopolymers: Homopolymers, Blends And Composites* (pp. 3–48). Munich: Hanser Publishers, 2007(b).
- Satyanarayana, K. G., Arizaga, G. G. C., & Wypych, F. (2009). Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers – An overview. *Progress in Polymer Science (Oxford)*, 34(9), 982–1021.
- Silva, J.L.G. (1991): Estudo do comportamento das fibras de carbono do tipo I e do tipo II em simples tração em nó. Tese (mestrado em materiais, processos e Dinâmica de Sistemas), São José dos Campos -SP-, Instituto tecnológico de Aeronáutica –ITA.
- Silva, R. V. d.. "Compósito de resina poliuretano derivada de óleo de mamona e fibras vegetais ", Universidade de São Paulo, 2003.
- Silva, R.N.P. (2006): Crescimento e sintomas de deficiência de macronutrientes em plantas de curauá. Tese (Mestrado em Agronomia). Universidade Federal Rural da Amazônia.
- Silva, R., Shirani K., Haraguchi, Muniz E. C., Rubira, A. F. (2009). Aplicações de fibras lignocelulósicas na química de polímeros e em compósitos. *Química Nova*, v. 32, n 3, 661 – 671.

- Shackelford, J.F. (1996): Introduction to materials science for engineers. 4^o edição. Nova Jersey. Prentice-Hall.
- Suddell BC, Evans WJ, Isaac DH, Crosky A. A survey into the application of natural fiber composites in the automotive industry. In: Conference (ISNaPol 2002). p. 455–60.
- Suddell, B. C., & Evans, W. J. (2005). Natural fiber composites in automotive applications. In A. k. Mohanty, M. Misra, & L. T. Drzal (Eds.), Natural fibers, biopolymers, and biocomposites. Boca Raton, FL: CRC Press/Taylor & Francis Group.
- Sreekumar, P. A. (2008). Matrices for natural-fibre reinforced composites. In K. L. Pickering (Ed.), Properties and performance of natural-fibre composite (p. 541). UK: Brimingham, Woodhead Publication Limited.
- Tran, A. van “Chemical analysis and pulping study of pineapple crown leaves” , *Industrial Crops and Products*, vol. 24, no. 1, pp. 66 74, 2006.
- Vieira, C.M.F., Gomes, M.A., Monteiro, S.N., Margem, F. M., Neves, A.C.C., De Castro, R. G., De Paula, F., Rohen, L. A., (2015). Izod Impact Test in epoxy matrix composites reinforced with hemp fibers. *Proceedings of the Characterization of Mineral, Metals & Materials, TMS 2015*, (Orlando, FL, USA, March 2015).
- Yue, C.Y.; Looi, H.C; Quel, M.Y. (2005) Assessment of Fibre-Matrix Adhesion and Interfacial Properties Using the Pullout Test. *Int. J. Adhesion and Adhesives*, v. 15, p. 73-80, 1995.

- Yusof Y., Yahya S. A., Adam A., 2015. Novel technology for sustainable pineapple leaf fibers productions. *Procedia CIRP* 26, 756 – 760.
- Wambua P, Ivens J, Verpoest I. Natural fibers: can they replace glass in fiber reinforced plastics? *Compos Sci Technol* 2003;63:1259–64.