



**ESTUDO DA TÉCNICA DE INFUSÃO DE RESINA APLICADA À FABRICAÇÃO
DE COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS POR FIBRAS
NATURAIS DA AMAZÔNIA**

JEAN DA SILVA RODRIGUES

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, do Instituto Tecnológico, da Universidade Federal do Pará, como requisito necessário à obtenção do título de Doutor em Engenharia de Recursos Naturais.

Orientadores: Prof. Dr. José Antônio da Silva Souza.
Prof. Dr. Roberto Tetsuo Fujiyama.

Belém
2014

**ESTUDO DA TÉCNICA DE INFUSÃO DE RESINA APLICADA À FABRICAÇÃO
DE COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS POR FIBRAS
NATURAIS DA AMAZÔNIA**

Jean da Silva Rodrigues

TESE DE DOUTORADO APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS DA AMAZÔNIA, DO INSTITUTO TECNOLÓGICO, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ, COMO REQUISITO NECESSÁRIO À OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS.

Aprovada por:

Prof. Dr. José Antônio da Silva Souza.
(FEQ/UFPA – Orientador)

Prof. Dr. Roberto Tetsuo Fujiyama.
(FEM/UFPA – Orientador)

Prof. Dr. Alcebíades Negrão Macêdo.
(FEC/UFPA – Membro)

Prof^a. Dr^a. Maria de Lourdes Pinheiro Ruivo.
(Museu Paraense Emilio Goeldi – Membro)

Prof^a. Dr^a. Lucineide Balbino da Silva.
(UFPB/CT/DEMAT – Membro)

Prof. Dr. Enrique Mariano Castrodeza.
(COPPE/UFRJ – Membro)

Belém
2014

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP)

Rodrigues, Jean da Silva , 1976-

Estudo da técnica de infusão de resina aplicada à fabricação de compósitos de matriz poliéster reforçados por fibras naturais da amazônia / Jean da Silva Rodrigues. - 2014.

Orientador: José Antônio da Silva Souza;

Coorientador: Roberto Tetsuo Fujiyama.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, Belém, 2014.

1. Materiais compostos- propriedades mecânicas. 2. Fibras- propriedades mecânicas. 3. Curauá. 4. Produtos naturais- Amazônia. I. Título.

CDD 22. ed. 620.118

*Se alguém julga saber alguma coisa,
ainda não sabe como deveria saber.*

1 Co. 8, 2.

AGRADECIMENTOS

A Deus, Senhor do impossível, que me conduziu até aqui e me deu forças para concluir este trabalho.

Ao Prof. Roberto Fujiyama por ter me mostrado o caminho e contribuído decisivamente em minha formação acadêmica desde a graduação.

Aos professores do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia e em especial ao Prof. José Antônio pelo voto de confiança e respeito a mim dirigidos e conhecimentos repassados.

À Prof.^a Augusta do Laboratório de Reologia da Faculdade de Engenharia Química pelo suporte na caracterização do polímero de poliéster.

À EMBRAPA da Amazônia Oriental na pessoa do pesquisador Osmar Lameira pelo fornecimento das fibras de curauá para o desenvolvimento do trabalho.

Ao Professor André do Laboratório de Tribologia e Materiais do Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pelo suporte na realização dos ensaios de impacto Charpy.

Ao Mestrando Thiago Moreira e aos Professores Versiane Albis Leão e Adilson Rodrigues da Costa do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto, pelo fundamental apoio na caracterização física e morfológica das fibras naturais.

Aos professores do curso de Engenharia de Materiais do IFPA e aos alunos Ângela e Edwilson pelo apoio na caracterização mecânica dos compósitos.

Ao Instituto Federal do Pará e em especial aos professores do curso técnico em mecânica por terem me permitido uso dos laboratórios do instituto.

Aos meus orientandos e orientados Paulo Henrique, João Wéllington, Marcos Paulo, Tainã Rodrigues e Alan Brandão, alunos e ex-alunos do curso técnico em mecânica e do curso de Engenharia de Materiais do IFPA, pela importante contribuição na fabricação dos corpos de prova e realização dos ensaios.

DEDICATÓRIA

À meu pai João Félix (*in memorian*), minha mãe Maria Lúcia e meus irmãos Gláucia,
Emerson, Elizângela, Mônica e Bruno.

À minha esposa Shirley Negrão e aos meus filhos Rafael, Alessandro e Daniel.

Resumo da Tese apresentada ao PRODERNA/UFPA como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Doutor em Engenharia de Recursos Naturais.

**ESTUDO DA TÉCNICA DE INFUSÃO DE RESINA APLICADA À FABRICAÇÃO
DE COMPÓSITOS DE MATRIZ POLIÉSTER REFORÇADOS POR FIBRAS
NATURAIS DA AMAZÔNIA**

Orientadores: Prof. Dr. José Antônio da Silva Souza.

Prof. Dr. Roberto Tetsuo Fujiyama.

Área de Concentração: Uso e Transformação de Recursos Naturais

Neste trabalho foram produzidos compósitos de matriz de poliéster insaturado reforçados por fibras de curauá, juta e palha da costa, dispostas na forma de tecido em estilo plano e fibras alinhadas. Os compósitos foram fabricados pelo processo de infusão de resina, estudando-se os principais parâmetros que influenciam o método de fabricação, como a permeabilidade e porosidade do reforço e arquitetura de infusão. As fibras naturais foram caracterizadas quanto às suas propriedades físicas, morfológicas e mecânicas. Os compósitos reforçados com fibras de curauá foram fabricados utilizando-se as fibras *in natura* e tratadas em solução alcalina de NaOH em diferentes concentrações. Os compósitos foram caracterizados em ensaios de resistência à tração e impacto, além da determinação de suas propriedades físicas, como massa específica, porosidade e frações volumétricas dos constituintes. Os resultados demonstraram que os compósitos que obtiveram melhor desempenho em tração e impacto foram aqueles reforçados com fibras alinhadas de curauá, fabricados sob vácuo de 101,3 kPa. A avaliação da seção transversal dos corpos de prova mostrou que os compósitos podem apresentar saturação parcial dos fios ou fibras de reforço em função do nível de vácuo utilizado, principalmente nos reforços em forma de tecido com diâmetro de fios relativamente maiores. O processo de infusão se mostrou um bom método de fabricação de compósitos reforçados com fibras naturais, pois, além de ser ambientalmente mais favorável por ser um processo de molde fechado, possibilitou a fabricação de produtos com elevado teor de fibra e boas propriedades mecânicas.

Abstract of Thesis presented to PRODERNA/UFPA as part of the requirements for the degree of Doctor of Engineering of Natural Resources.

**STUDY OF THE RESIN INFUSION TECHNIQUE APPLIED TO MANUFACTURE
POLYESTER MATRIX COMPOSITES REINFORCED BY AMAZON NATURAL
FIBERS.**

Advisors: José Antônio da Silva Souza, D. Eng

Roberto Tetsuo Fujiyama, D. Eng

Area of Concentration: Use and Transformation of Natural Resources.

In this work were produced unsaturated polyester composites reinforced by fibers of curaua, jute and raffia, arranged in the form of fabric in plan style and aligned fibers. The composites were manufactured by resin infusion process, studying the main parameters that govern the manufacturing method, such as permeability and porosity of the reinforcement and architecture of infusion. Natural fibers were characterized according to their physical, morphological and mechanical properties. The curaua fiber reinforced composites were made using fibers in nature and treated by an alkaline NaOH solution at different concentrations. The composites were characterized in tests of tensile and impact strength, beyond of the determination of their physical properties such as density, porosity and volume fractions of the constituents. The results showed that the composites obtained better performance in tensile and impact were those reinforced with aligned curaua fibers manufactured under vacuum of 101.3 kPa. The evaluation of the cross section of the specimens showed that composites can provide partial saturation of wires or fiber reinforcement due to the vacuum level used mainly in reinforcements in the form of fabric with relatively larger diameter wires. The infusion process proved to be a good method of making composites reinforced with natural fibers, because in addition to being more environmentally friendly because it is a closed mold process, enabled the manufacture of products with high fiber content and good mechanical properties.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	v
DEDICATÓRIA	vi
SUMÁRIO	ix
LISTA DE FIGURAS	11
LISTA DE TABELAS	19
NOMENCLATURAS	22
INTRODUÇÃO	23
1.1 – ASPECTOS GERAIS.....	23
1.2 – OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS	28
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
2.1 – MATERIAIS COMPÓSITOS	29
2.2 – RESINA POLIÉSTER.....	30
2.3 - FIBRAS NATURAIS	34
2.3.1 – A Fibra de Curauá.....	37
2.3.2 – A Fibra de Juta	41
2.3.3 – A fibra de Palha da Costa.....	42
2.4 – COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS VEGETAIS	44
2.4.1 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Curauá	46
2.4.2 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Juta.....	49
2.4.3 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Palha da Costa	51
2.5 – PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS.....	52
2.6 – O PROCESSO DE INFUSÃO DE RESINA.....	55
2.6.1 – Características do Fluxo na Infusão.....	58
2.6.2 – Compressibilidade das fibras de Reforço	62
2.6.3 – Permeabilidade do Reforço	65
2.6.4 – Arquitetura da Infusão	70
2.7 – PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS COM REFORÇO NATURAL.....	71
2.7.1 – Fração Volumétrica de Fibras e Volume de Vazios	77
2.8 – PROPRIEDADES TÉRMICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS.....	82
MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	86

3.1 – MATERIAIS	86
3.1.1 – Resina Poliéster	86
3.1.2 – Fibras Naturais	86
3.2 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	89
3.2.1 – Caracterização da Resina Poliéster	90
3.2.2 – Caracterização das Fibras Naturais.....	91
3.2.3 – Determinação da Curva de Compressibilidade dos Reforços	92
3.2.4 – Determinação da Permeabilidade dos Reforços.....	93
3.2.5 – Processo de Fabricação dos Compósitos	94
3.2.6 – Estudo da Influência da Condição de Retirada de Resina	98
3.2.7 – Tratamento Alcalino das Fibras de Curauá.....	99
3.2.8 – Caracterização dos Compósitos Fabricados.....	100
3.2.9 – Determinação da Condutividade Térmica da Matriz e Compósitos.....	103
RESULTADOS E DISCUSSÃO	106
4.1 – CARACTERIZAÇÃO DA RESINA POLIÉSTER.....	106
4.2 – CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS	107
4.3 – CURVAS DE COMPRESSIBILIDADE DOS REFORÇOS	114
4.4 – PERMEABILIDADE DOS REFORÇOS	117
4.5 – INFLUÊNCIA DA CONDIÇÃO DE RETIRADA DA RESINA	122
4.6 – RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.....	125
4.7 – ANÁLISE MICROMECAÂNICA DO DESEMPENHO EM TRAÇÃO DOS COMPÓSITOS	138
4.8 – RESISTÊNCIA AO IMPACTO CHARPY	145
4.9 – TRATAMENTO ALCALINO DAS FIBRAS DE CURAUÁ	151
4.10 – CONDUTIVIDADE TÉRMICA DA MATRIZ E COMPÓSITOS.....	155
4.11 – POTENCIAL DE APLICAÇÃO E DESAFIOS.....	162
CONCLUSÕES	166
PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	168
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	169

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Participação dos compósitos no projeto do Boeing 787. Fonte: HALE (2013).	30
Figura 2: Segmentação de compósitos de poliéster do ano de 2012 – matérias primas por mercado. Fonte: ALMACO (2013).	33
Figura 3: Estrutura de uma fibra vegetal. Fonte: SILVA <i>et al.</i> (2009).	35
Figura 4: Alguns estilos de tecido típicos usados como reforços na confecção de compósitos. Fonte: LI <i>et al.</i> (2009).	37
Figura 5: Influência das dimensões sobre as propriedades da fibra de curauá. (a) curva típica Tensão-Deformação da fibra de curauá para diferentes diâmetros. (b) influência do comprimento da amostra sobre a resistência à tração da fibra. Fonte: TOMCZAK <i>et al.</i> (2007).	39
Figura 6: Distribuição de diâmetros das fibras de curauá. Fonte: SPINACÉ <i>et al.</i> (2009).	40
Figura 7: Processo de extração da fibra de palha da costa. Disponível em: << http://vimeo.com/49053562 >>. Acessado em: 18 dec. 2013.	43
Figura 8: Classificação dos biocompósitos. Fonte: DRZAL <i>et al.</i> (2003).	46
Figura 9: Desenho esquemático do processo de infusão. Fonte: RAGONDET (2005).	56
Figura 10: Processo de construção de barco por VIP. (a) colocação dos reforços sobre o molde; (b) posicionamento da tela de infusão; (c) instalação dos canais de entrada de resina e linhas de vácuo; (d) vedação do sistema por meio da bolsa de vácuo e adesivo selante; (e) pressurização do sistema e infusão da resina; (f) fim da infusão da resina e início da cura do compósito. Fonte: Gurit Guide to Infusion.	57
Figura 11: Processo de introdução de ar em um fluxo através de uma preforma com as fibras orientadas perpendicularmente ao fluxo. Fonte: PARNAS <i>et al.</i> (1994).	58
Figura 12: Modelo de fluxo paralelo a um fio de baixa permeabilidade incorporado em um meio de maior permeabilidade. Fonte: PARNAS <i>et al.</i> (1994).	59

Figura 13: Ilustração do fluxo de dupla escala. Fonte: MASTBERGEN (2007).....	60
Figura 14: Formação de vazios dentro e entre feixes de fibra. Fonte: KANG <i>et al.</i> (2000).....	60
Figura 15: Curva espessura versus pressão de tecidos de preforma sobre compactação. Fonte: CHEN <i>et al.</i> (2001).....	64
Figura 16: Ensaio de compressibilidade de reforço de fibra de carbono. Fonte: PRADO (2009).....	65
Figura 17: Evolução da pressão na cavidade do molde com a progressão da frente de fluxo durante a infusão a vácuo. Fonte: RAGONDET (2005).....	68
Figura 18: Representação esquemática de infusão com fluxo retilíneo e radial. Fonte: PARSEVAL <i>et al.</i> (1997).	69
Figura 19: Efeito da pressão do fluido na compactação em VIP. Fonte: CORREIA <i>et al.</i> (2004).....	69
Figura 20: Configuração das camadas do processo de infusão de resina. Fonte: FRANCO (2008).....	71
Figura 21: Comparativo de desempenho de autopeça fabricada em compósito reforçado por fibras de vidro e de juta. Fonte: ALVES <i>et al.</i> (2010).....	72
Figura 22: Definição do ângulo de torção superficial de um fio (RASK, 2012).....	76
Figura 23: Desenho esquemático da separação do volume absoluto de um compósito (v_c) nos volumes absolutos de fibras (v_f), matriz (v_m) e porosidade (v_p). Fonte: MADSEN <i>et al.</i> (2007).	80
Figura 24: Ilustração esquemática do volume absoluto dos constituintes de um compósito com composição volumétrica variável. Fonte: MADSEN <i>et al.</i> (2007).....	82
Figura 25: Compósitos com fibras longitudinalmente alinhadas (a), transversalmente alinhadas (b) e com orientação aleatória no espaço (c). Fonte: BEZERRA (2010).	84
Figura 26: Cadeia de preparação das fibras de curauá. (a) a planta de curauá; (b) máquina utilizada para a descorticação das fibras; (c)	

as fibras sendo secas ao ar livre; (d) as fibras após o processo de cardagem.	87
Figura 27: Tecido em estilo plano de fibras de curauá utilizados para a confecção de compósitos.....	88
Figura 28: Tecido em estilo plano de fibras de juta utilizado para a confecção de compósitos.....	88
Figura 29: Tecido em estilo plano de fibras de palha da costa utilizado para a confecção de compósitos.....	89
Figura 30: Caracterizações realizadas no compósito, seus constituintes e no processo de fabricação.	90
Figura 31: Esquema do ensaio de determinação de permeabilidade insaturada no plano.....	93
Figura 32: Tela polimérica utilizada como meio distribuidor nos ensaios de permeabilidade.....	94
Figura 33: Desenho esquemático do processo de fabricação dos compósitos por infusão.	95
Figura 34: Arquitetura utilizada na infusão dos compósitos.	96
Figura 35: O processo de infusão em curso.....	97
Figura 36: Diferentes disposições de retardantes de fluxo anexados ao canal de saída de resina. (a) configuração sem a utilização de retardante; (b) retardante constituído de duas faixas de feltro de 40 mm de largura; (c) retardante constituído de faixa única de 250 mm de largura.	99
Figura 37: Amostras (50 mm de diâmetro) das placas compósitas utilizadas para a determinação da porosidade e frações de fibra e matriz. (a) Compósito reforçado com fibras de palha da costa; (b) compósito reforçado com fibras de juta; (c) compósito reforçado com fibras de curauá.....	101
Figura 38: Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de tração conforme ASTM D 3039 (sem escala).	102
Figura 39: Corpos de prova para ensaio de resistência à tração.....	102

Figura 40: Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaios de impacto conforme ASTM D 5942 (sem escala).	103
Figura 41: Corpos de prova para ensaio de resistência ao impacto.....	103
Figura 42: Desenho esquemático do ensaio de determinação de condutividade térmica (Fonte: MOREIRA, 2011)	104
Figura 43: A fibra técnica de curauá e as microfibrilas que a constituem.....	108
Figura 44: Seção transversal de fibras de curauá embutidas. (a) observadas ao microscópio eletrônico de varredura ; (b) observadas ao microscópio ótico. As setas brancas indicam a matriz de poliéster e as pretas as fibras de curauá.....	109
Figura 45: Aspecto das fibras que compõem o fio de juta.....	111
Figura 46: Seção transversal de tecido de fibras de juta observado ao microscópio ótico. As setas indicam a matriz de poliéster (região clara) e as várias fibras que compõem o fio de juta e sua seção transversal e longitudinal.....	111
Figura 47: Aspecto superficial da fibra de palha da costa. (a) trecho longitudinal; (b) seção transversal.....	112
Figura 48: Seção transversal de corpo de prova reforçado com fibras alinhadas de palha da costa embutido observado ao estereoscópio.....	113
Figura 49: Seção transversal de corpo de prova reforçado com fibras alinhadas de palha da costa embutido observado ao microscópio ótico.....	113
Figura 50: Comportamento típico das fibras de curauá, juta e palha da costa ensaiadas em tração.	114
Figura 51: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Curauá.	115
Figura 52: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Juta.	116
Figura 53: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Palha da Costa.....	117
Figura 54: Permeabilidade no plano das fibras de curauá na forma de fios alinhados e tecido com fibras in natura e tratadas com solução de NaOH.	118

Figura 55: Seção transversal de compósito reforçado com tecido de curauá.	119
Figura 56: Permeabilidade no plano da fibra de juta na forma de fios alinhados e tecido.	120
Figura 57: Permeabilidade no plano das fibras de palha da costa na forma de fios alinhados e tecido.	121
Figura 58: Seção transversal de compósitos reforçados com fibras alinhadas de palha da costa fabricados sob diferentes condições de compactação. (a) nível de vácuo de 53,3 kPa; (b) nível de vácuo de 101,3 kPa.	122
Figura 59: Variação da espessura e da porosidade nos compósitos fabricados sob diferentes condições de retenção de resina no canal de saída. Placas 1 e 2 configuração sem a utilização de retardante de fluxo; Placas 3 e 4 retardante constituído de duas faixas de feltro de 40 mm de largura; Placas 5 e 6 retardante com uma faixa de 250 mm de largura. As barras verticais de referem ao erro padrão das medidas.	123
Figura 60: Placa com reforço de tecido de juta fabricada sem o uso de retardante de fluxo. A seta branca indica o sentido do fluxo da resina durante a infusão e as pretas os vazios na placa fabricada.	124
Figura 61: Variação da porosidade ao longo das placas 1 e 2 reforçadas com fibras de juta.	125
Figura 62: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de curauá. A linha tracejada representa o desempenho em tração da matriz plena de poliéster.	126
Figura 63: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com tecido plano de curauá. A seta branca indica fibras perpendiculares à superfície de fratura descoladas da matriz e rompidas e a seta preta mostra a impressão de uma fibra longitudinal à superfície de fratura que descolou.	128
Figura 64: Comportamento tensão x deformação dos compósitos reforçados com fibras de curauá.	129
Figura 65: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de juta. A linha pontilhada refere-se ao desempenho da matriz de poliéster.	130

Figura 66: Porosidade relacionada à matriz presente na matriz de poliéster de compósito reforçado com fios de juta.....	131
Figura 67: Seção transversal de compósitos reforçados com fibras de juta. Pode-se verificar nas imagens a seção transversal de um fio de juta e as várias fibras que o constituem. As setas indicam porosidade resultante da má impregnação do fio.	132
Figura 68: Superfície de fratura de compósito reforçado com tecido plano de juta.	133
Figura 69: Superfície de fratura de compósito reforçado com tecido de Juta. As setas azuis indicam fibras rompidas e a seta branca um poro na matriz de poliéster.....	134
Figura 70: Comportamento Tensão x Deformação dos compósitos reforçados com fibras de juta.....	135
Figura 71: Superfícies de fratura de corpos de prova reforçados com fibras alinhadas de palha da costa. As setas pretas indicam a matriz de poliéster e as brancas as fibras de palha da costa praticamente isentas de matriz.	136
Figura 72: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com tecido plano de palha da costa.	137
Figura 73: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de palha da costa. A linha pontilhada refere-se ao desempenho da matriz de poliéster.....	137
Figura 74: Comportamento Tensão x Deformação de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.....	138
Figura 75: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de curauá.....	140
Figura 76: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fios de juta.	142
Figura 77: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.	143
Figura 78: Resistência ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de curauá.	146

Figura 79: Resistencia ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de juta.....	148
Figura 80: Resistência ao impacto Charpy e módulo de tenacidade de compósitos reforçados com tecido de juta. As barras verticais referem-se ao erro padrão.	149
Figura 81: Resistencia ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de palha da costa.	150
Figura 82: Resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com 20 e 30% de NaOH. As barras verticais indicam o erro padrão. As linhas tracejada e pontilhada ilustram o desempenho do compósito com fibras não tratadas e da matriz de poliéster, respectivamente.	152
Figura 83: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com fibras de curauá tratadas com NaOH a 20%.	153
Figura 84: Resistencia à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com solução alcalina.	154
Figura 85: Resistencia ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá tratados em solução alcalina. As barras verticais referem-se ao erro padrão. A linha tracejada ilustra o desempenho do compósito com fibras sem tratamento.	155
Figura 86: Variação da condutividade térmica (λ) com a temperatura do poliéster na forma como recebido do fabricante e modificado pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno.	157
Figura 87: Variação da condutividade térmica (λ) com a temperatura do compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.....	158
Figura 88: Relação entre a condutividade térmica medida a 25 °C e a fração volumétrica de fibras, da matriz de poliéster (pol) e dos compósitos reforçados com fibras de curauá alinhada (CCA), curauá na forma de tecido (CCT), juta alinhada (CJA), juta na forma de tecido (CJT) e palha da costa alinhada (CPA).	160
Figura 89: Condutividade térmica (λ) medida a 25 °C e porosidade (por) do polímero de poliéster e seus compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.	161

- Figura 90: Condutividade térmica medida a 25 °C e massa específica da matriz de poliéster (pol) e compósitos reforçados com fibras de curauá alinhadas (CCA) e na forma de tecido (CCT), juta alinhada (CJA) e na forma de tecido (CJT) e palha da costa alinhada (CPA).....162
- Figura 91: Comparativo entre as propriedades mecânicas de compósitos utilizados na indústria automotiva e os compósitos produzidos com reforço de curauá, juta e palha da costa.164
- Figura 92: Comparativo Condutividade Térmica x Massa Específica de materiais comumente utilizados no setor de construção civil e compósitos com reforço de curauá, juta e palha da costa (Adaptado de WESTPHAL *et al.*, 2012).....165

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química de fibras naturais. Fonte: FARUK <i>et al.</i> (2012).....	36
Tabela 2: Propriedades da fibra de curauá encontrada por diversos autores.....	38
Tabela 3: Propriedades da fibra de juta encontrada por diversos autores.	42
Tabela 4: Comparação de diferentes processos de fabricação de compósitos (NAIK <i>et al.</i> , 2013).....	55
Tabela 5: Eficiência do reforço das fibras no compósito para alguns ângulos de orientação de fibra em relação à direção do carregamento (CASARIL <i>et al.</i> , 2007).....	74
Tabela 6: Valores de γ obtidos em função do processo de fabricação adotado (TARGA <i>et al.</i> , 2009).....	75
Tabela 7: Condutividade térmica de diversos materiais.	85
Tabela 8: Parâmetros avaliados no processamento dos compósitos.....	97
Tabela 9: Diferentes configurações de retardante de fluxo anexados ao canal de saída testados.	98
Tabela 10: Parâmetros utilizados na produção de compósitos por infusão reforçados com fibras de curauá tratadas com NaOH.	100
Tabela 11: Critérios de equilíbrio térmico utilizados nos ensaios de determinação de condutividade térmica.....	105
Tabela 12: Resultados ensaio de viscosidade rotacional da resina de poliéster.....	106
Tabela 13: Propriedades Físicas das fibras naturais estudadas.	107
Tabela 14: Resultados de diâmetro equivalente das fibras naturais.	107
Tabela 15: Propriedades Mecânicas das Fibras de Curauá, Juta e Palha da Costa.....	108
Tabela 16: Resultados do ensaio de permeabilidade insaturada no plano.	117

Tabela 17: Resultados do ensaio de resistência à tração da matriz de poliéster insaturado.....	125
Tabela 18: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá.....	126
Tabela 19: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de juta.....	129
Tabela 20: Resultados do ensaio de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.....	136
Tabela 21: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pela Regra das Misturas.....	139
Tabela 22: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pelo Modelo de MADSEN <i>et al.</i> (2009).....	141
Tabela 23: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fios de juta, previstas pelo Modelo de AL-QUIRESHI e STAEL (1997).	144
Tabela 24: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pelo Modelo de SHAH <i>et al.</i> (2013).....	145
Tabela 25: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá.....	146
Tabela 26: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de juta.....	147
Tabela 27: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.	150
Tabela 28: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá.....	151
Tabela 29: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com NaOH.	154
Tabela 30: Medidas de condutividade térmica (λ) do polímero de poliéster na forma como recebido do fabricante e modificado pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno.	156

Tabela 31: Medidas de condutividade térmica dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.....	158
--	-----

NOMENCLATURAS

RTM	Resin Transfer Molding;
VARTM	Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding;
SCRIMP	Seemann Composite Resin Infusion Molding Process;
VIP	Vacuum Infusion Process;
UPR	Unsaturated Polyester Resin;
MEKP	Peróxido de Metil Etil Cetona;
V_f	Fração Volumétrica de Fibras;
V_m	Fração Volumétrica de Matriz;
V_v	Fração Volumétrica de Vazios (porosidade);
RPM	Rotações por Minuto
K	Permeabilidade Insaturada no Plano;
σ_t	Resistência à Tração;
ϵ_{rup}	Deformação na Ruptura;
Q_{rup}	Carga de tração na Ruptura;
Δl_{rup}	Alongamento na Ruptura;
U_t	Módulo de Tenacidade;
CAPRI	Controlled Atmospheric Pressure Resin Infusion;
λ	Condutividade Térmica

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

1.1 – ASPECTOS GERAIS

O desenvolvimento tecnológico relacionado com as exigências de consumo continua a aumentar a demanda sobre os recursos globais, levando a grandes questões de disponibilidade de material e sustentabilidade ambiental (FARUK *et al.*, 2012).

Neste cenário, diversos setores industriais têm buscado mitigar os impactos ambientais decorrentes dos processos produtivos, bem como do uso dos produtos fabricados e seu descarte. Dentre estes setores, o automotivo, frequentemente enfatizado como vilão em efeitos como o aquecimento global, tem se destacado na busca de alternativas ambientalmente viáveis.

A cadeia produtiva de materiais empregados na fabricação de veículos é mais prejudicial ao meio ambiente do que a fumaça expelida pelos escapamentos. Há emissões da indústria petroquímica, de processamento de plástico e de manufatura (CASAS, 2010).

Dentro desta lógica, governos buscam alternativas ora com políticas públicas, ora com incentivos a diversidade da produção. No Brasil, o carro flex (Etanol-Gasolina e Gás) domina o mercado. Em outras partes do planeta, a exemplo, de Estados Unidos, Canadá, Japão, China, França, Alemanha, Israel e Austrália o governo e a iniciativa privada trabalham juntos para desenvolver carros elétricos eficientes (COSTA, 2010).

Inerente ao desenvolvimento de produtos tecnológicos inovadores e “verdes”, a utilização de materiais mais leves e mais resistentes pode viabilizar projetos do setor de transporte na medida em que a relação peso/resistência se torne mais favorável. A utilização de compósitos em componentes estruturais, semi-estruturais e ou funcionais estão entre as opções tradicionalmente propostas para a utilização neste segmento.

A indústria de materiais compósitos mundial chegou a um valor total de 17,7 Bilhões de dólares em 2010 e, apesar de uma economia mundial ainda lenta, sua

taxa de crescimento foi de 10,3%. Da receita global do mercado de materiais compósitos, resinas representaram 8,8 bilhões de dólares e fibras responderam por U\$ 7,7 bilhões, com materiais auxiliares cobrindo o restante. Em 2016, prevê-se que a indústria de materiais compósitos vai atingir 27,7 bilhões de dólares - uma taxa de crescimento anual de 7,8% (TIMMINS, 2011).

Analisando a penetração de compósitos em diversos segmentos de mercado, a Consultoria LUCINTEL, verificou que em 2010 no setor de transporte, com base no valor monetário, compósitos representaram 3,6% do setor; no setor naval, a quota foi de 68%; no setor de Construção, compósitos representaram 7,0% do mercado; nos segmentos aeroespacial 10% e em energia eólica 38%. Estes números indicam claramente que há um potencial de crescimento enorme para os compósitos.

Considerando o potencial de crescimento dos mercados domésticos, os países em desenvolvimento irão promover um forte crescimento à medida que começam a desempenhar um papel maior na economia global e na fabricação de compósitos. Essas economias emergentes incluem Brasil, Rússia, Índia e China (os chamados BRICs), que estão experimentando um rápido crescimento e urbanização e mostram evidências de classes médias emergentes e aumento da produção de fabricantes de equipamentos originais (OEM). Em referência à produção de compósitos dos BRICs, a questão não é saber se ela vai crescer, mas sim o quanto (TIMMINS, 2011).

O potencial de compósitos poliméricos reforçados com fibras era reconhecido mais de 50 anos atrás, mas somente agora eles podem encontrar suas aplicações em quase todos os setores, incluindo construção, aeroespacial, automotiva e eletrônica. Os materiais compósitos são cada vez mais utilizados para aplicações dielétricas, isto é, as aplicações que fazem uso do comportamento eletricamente isolante ou semi-isolante (DHAL e MISHRA, 2013).

Outro potente motor de crescimento será o mercado de energia eólica da China. Prevê-se que ela vai crescer robustos 23% ou mais por ano até 2015, com base na convicção de que o vento deverá manter-se a fonte de energia renovável dominante durante os próximos 10 anos. O governo chinês se comprometeu a gerar pelo menos 15% de sua energia por outros meios que não a queima de combustíveis fósseis até 2020 - o país está atualmente em 8,5% (TIMMINS, 2011).

Visto que com o aumento da complexidade geométrica das peças associado ao alto desempenho estrutural em materiais compósitos, cada vez mais a indústria

aeronáutica vem buscando desenvolver processos de fabricação que atendam a essas necessidades associada à redução de custo, peso e à integração de componentes sem comprometimento estrutural. Assim, processos de infusão como Moldagem por Transferência de Resina e Moldagem por Transferência de Resina Assistida por Vácuo vêm se destacando para a fabricação de peças de uso aeronáutico. Os termos RTM (Resin Transfer Molding) referente aos processos de Moldagem por Transferência de Resina e VARTM (Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding) referente aos processos de Moldagem por Transferência de Resina Assistida por Vácuo são termos consagrados na indústria aeronáutica (PRADO, 2009).

Técnicas mais tradicionais, como a laminação manual assistida por autoclave, não satisfazem os requisitos de processamento menos poluente e com um custo mais acessível regulamentados atualmente pelas leis ambientais. Assim, novos processos, como a moldagem por transferência de resina, ou RTM, estão em constante desenvolvimento. A técnica de processamento por RTM envolve, basicamente, o movimento da resina em uma preforma, para que essa seja completamente preenchida formando um material compósito (ALVES, 2006).

Uma das variações do processo RTM é a tecnologia patenteada por Seemann e conhecida como processo de moldagem de compósito por infusão de resina de Seemann, ou SCRIMP (“Seemann Composite Resin Infusion Molding Process”). Essa técnica permite o processamento de peças com repetibilidade, sem vazios, com alta fração volumétrica de fibras, alta resistência específica e com baixa emissão de voláteis, o que deixa o processo menos nocivo ao ambiente (ALVES, 2006).

Nos últimos anos, regulamentações governamentais sobre as emissões de dióxido de carbono e capacidade de reciclagem dos materiais têm produzido um aumento na utilização de materiais compósitos de fibras naturais, tanto na indústria automotiva como na da construção. Mas uma das chaves do seu sucesso é a possibilidade de uso de técnicas de processamento de compósitos de fibra de vidro bem estudadas, como RTM, VARTM ou SCRIMP. Portanto, é crucial para entender como as principais variáveis de processamento são afetadas quando as fibras de vidro são substituídas por fibras naturais, que têm estrutura diferente, arquitetura de tecido diferente e interações químicas diferentes com as resinas. Uma dessas variáveis é a permeabilidade do tecido, que é o parâmetro chave que regula o fluxo

no leito de fibras, juntamente com a viscosidade do fluido. A permeabilidade dos tecidos é especialmente importante nas técnicas de injeção de baixa pressão, como VARTM ou infusão a vácuo (*Vacuum Infusion Process - VIP*), onde a formação de vazios e o tempo de injeção podem ser aumentados dramaticamente quando a permeabilidade diminui (FRANCUCCI *et al.*, 2010).

Uma das principais vantagens do uso de processos como RTM, VARTM e VIP é a não necessidade do uso de autoclave, que é fundamental na produção de compósitos de alto desempenho, mas necessita de um alto investimento para sua aquisição. Apesar disto, estes processos podem gerar produtos com alto teor de fibras e baixa porosidade, parâmetros essenciais para o bom desempenho dos compósitos.

O processo de infusão a vácuo (*VIP*) é um processo de moldagem utilizado para a fabricação de grandes estruturas compósitas. A sua popularidade se deve em parte ao baixo custo do conjunto de ferramental e a segurança ambiental (o processo elimina mais do que 90% dos compostos orgânicos voláteis emitidos por resinas de poliéster insaturadas). Além disso, o baixo envolvimento do operador aumenta a reprodutibilidade do processo em comparação com as técnicas de molde aberto como hand-lay-up ou spray-up e os componentes são de relativamente alto teor de fibras, de até 60% em volume (RAGONDET, 2005).

Compósitos reforçados com fibras naturais têm sido submetidos a uma transformação extraordinária. Estes materiais têm se tornado mais e mais suficientes à medida que novas composições e processos têm sido intensamente pesquisados, desenvolvidos e conseqüentemente aplicados. A crise do petróleo fez os biocompósitos significativamente importantes e estes têm se tornado materiais de engenharia com uma gama muito ampla de propriedades. No entanto, como todos os materiais, eles estão constantemente sob a pressão competitiva do mercado global, que por sua vez, exige um desenvolvimento contínuo. Os tempos de simples mistura de plásticos com cargas de resíduos naturais e a caracterização de suas principais propriedades estão superados (FARUK *et al.*, 2012).

A nova proposta de fabricação dos veículos tem por meta a substituição dos elementos poluentes por produtos naturais, os chamados bioprodutos, na sua estrutura interna e externa, além da opção por combustíveis ecológicos. As fibras naturais substituem as partes de plástico ou metal. A cada componente de um

veículo que é substituído, ocorre uma redução no consumo de petróleo cru ao final da cadeia produtiva (CASAS, 2010).

As fibras naturais mais comuns usadas em aplicações de compósitos são as de caule e as de folha (fibras duras) com fibras como cânhamo, juta, linho, kenaf ou sisal. Estes materiais já foram adotados pelas montadoras automotivas européias (ROUISSON *et al.*, 2004).

Considerando este cenário, a busca permanente por fibras naturais de boa resistência mecânica e a adequação dos parâmetros de processamento de compósitos a estes materiais se alinha à lógica do desenvolvimento sustentável necessário à manutenção das demandas da humanidade. À medida que produtos de fontes renováveis sejam incluídos nos diversos setores produtivos, com compromisso de propriedades e desempenho, inserem-se cada vez mais na atividade industrial produtos ambientalmente favoráveis, economicamente viáveis e socialmente justos, uma vez que a inserção na cadeia produtiva de produtos de viabilidade técnica e econômica acessíveis às comunidades rurais tradicionais, por exemplo, gera renda e diversifica a produção no campo.

Desta forma, o processo de infusão se alinha aos ganhos ambientais, econômicos e sociais decorrentes da aplicação das fibras naturais em compósitos e agrega todas as vantagens de um processo de fabricação fechado, ambientalmente mais correto que os processos de molde aberto, mais salubre ao trabalhador e com potencial de fabricação de compósitos de alta qualidade de acabamento, baixo teor de vazios, elevados valores de inclusão de fibra e com custos mais baixos do que o de sistemas de desempenho semelhante. O sucesso da aplicação do processo para a fabricação de compósitos com reforço de fibras naturais passa pelo minucioso estudo das técnicas e parâmetros desenvolvidos para as fibras sintéticas e sua adaptação às fibras naturais, levando em conta as propriedades inerentes de cada tipo de fibra e a grande abundância de espécies disponíveis no ambiente natural com potencial de aplicação em compósitos.

1.2 – OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS

Este trabalho tem por objetivo geral estudar a aplicação do processo de infusão de resina ao desenvolvimento de compósitos poliméricos de matriz poliéster reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa em diferentes configurações.

Como objetivos específicos têm-se:

- a) Determinar a permeabilidade à passagem de resina no processo de infusão a vácuo da fibra de curauá, juta e palha da costa dispostas na forma de tecido e fibra contínua alinhada;
- b) Avaliar a variação da porosidade e permeabilidade das fibras em função do nível de compactação do reforço;
- c) Verificar a influência do nível de vácuo utilizado no processo de infusão sobre as propriedades mecânicas do compósito gerado;
- d) Avaliar o comportamento mecânico do compósito de matriz poliéster fabricado por infusão, avaliando a influência do tratamento alcalino das fibras;
- e) Estudar as variáveis dominantes do processo de infusão e sua influencia no processo;
- f) Correlacionar as propriedades mecânicas dos compósitos com o aspecto fractográfico;
- g) Comparar o desempenho experimental em tração dos corpos de prova com o desempenho em tração previsto por modelos tradicionalmente utilizados na literatura de materiais compósitos;
- h) Avaliar os efeitos sobre a condutividade térmica da matriz de poliéster modificada pela adição de estireno e o efeitos das fibras naturais na condutividade térmica dos compósitos.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – MATERIAIS COMPÓSITOS

A evolução dos compósitos tem permitido a fabricação de peças e estruturas antes reservadas aos metais. O emprego do material em componentes estruturais eleva sua confiabilidade e lhe garante cada vez mais aplicações. Projetos recentes, como os inovadores Boeing 787 (Figura 1) e Airbus A-350 reafirmam o potencial dos compósitos e sua capacidade de reduzirem componentes e massa sem que ocorra comprometimento do comportamento mecânico (MARINUCCI, 2011).

A classe de materiais compósitos é bastante ampla e abrangente, compreendendo desde os polímeros reforçados com fibras, os materiais híbridos metal/compósito e os concretos estruturais, e outros compósitos que incorporam matriz metálica ou matriz cerâmica. Portanto, a característica básica dos compósitos é combinar, a nível macroscópico, pelo menos duas fases distintas denominadas matriz e reforço (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

Um compósito é constituído por um reforço e uma matriz. O reforço, de elevada resistência e rigidez, é impregnado pela matriz, o que mantém as fibras na sua posição geométrica e transmite tensão através do componente, garantindo ao mesmo tempo a resistência química. Os materiais compósitos são usados em uma ampla gama de aplicações dos setores automotivo, aeronáutico e esportivo e para a construção e arquitetura. Existem diferentes processos de fabricação, dependendo do tipo de aplicação, a taxa de produção e tamanho dos componentes (RAGONDET, 2005).

As propriedades dos compósitos reforçados por fibras estão diretamente associadas às propriedades dos elementos constituintes dos materiais, tais como propriedades da fibra e da matriz, concentração ou frações volumétricas, interface e adesão fibra/matriz, disposição das camadas e orientação, bem como pela geometria do filamento, como forma e tamanho. Os compósitos podem ser formados por elementos de reforço particulados ou fibrosos. Os reforços particulados podem ser esféricos, cúbicos, tetragonais ou de qualquer outra forma regular ou irregular,

mas quase sempre equiaxiais. Já os reforços fibrosos têm a fibra como elemento de reforço, a qual apresenta como característica o fato de possuir um comprimento muito maior que as dimensões da seção transversal (MARINUCCI, 2011).

Outro fator determinante no desempenho de um compósito frente aos mais diversos tipos de solicitações são as frações volumétricas de fibra (V_f), matriz (V_m) e vazios (V_v). Estes parâmetros são usados para quantificar os volumes percentuais de cada componente (fibras, matriz e vazios, respectivamente), em relação ao volume total do compósito. Os valores de V_f e V_m em qualquer tipo de compósito são determinados pelo processo de fabricação adotado (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

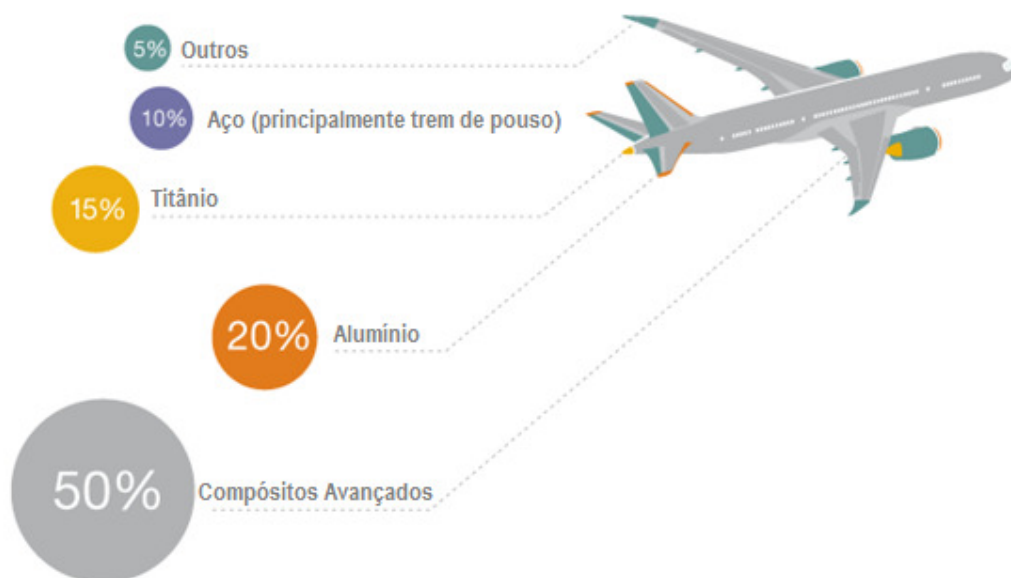


Figura 1: Participação dos compósitos no projeto do Boeing 787. Fonte: HALE (2013).

2.2 – RESINA POLIÉSTER

Os poliésteres insaturados são ésteres formados pela reação de um diálcool (glicol) e um anidrido ou ácido dibásico (diácido), com liberação de uma molécula de água. São produzidos quando um dos reagentes contém insaturações, geralmente pelo ácido ou anidrido maleico. Os principais tipos de resinas de poliéster insaturado (UPR – Unsaturated Polyester Resin) são: resina ortoftálica, tereftálica, isoftálica e bisfenólica. Como a UPR é sólida a temperatura ambiente, normalmente usam-se monômeros apropriados, como por exemplo, o estireno, que é usado para diminuir a

viscosidade e facilitar a processabilidade da resina, além de participar do processo de polimerização da resina (TARGA *et al.*, 2009).

As resinas de poliéster são fornecidas ao moldador na forma de um líquido viscoso e se transforma em um sólido rígido infusível (termorrígido) por meio de uma reação química exotérmica de polimerização ou cura. Entretanto, a cura de resinas de poliéster se processaria muito lentamente, porque as moléculas que a constituem têm pequena mobilidade. Conseqüentemente, a probabilidade de que duas insaturações se aproximem o suficiente para dar origem às ligações intermoleculares é muito pequena. Esse problema é resolvido pela adição à resina de poliéster de unidades monoméricas insaturadas de baixa massa molar, fazendo com que a probabilidade de que as interligações intermoleculares ocorram seja consideravelmente maior. No início da reação é necessário que as duplas ligações (insaturações) sejam rompidas para que as interligações ocorram. Esse problema pode ser resolvido pelo aquecimento da resina, pela aplicação de radiações eletromagnéticas, ou pela adição de catalisadores e acelerados de reação. Os radicais livres do catalisador atacam as insaturações no poliéster ou no monômero de baixa massa molar, estireno, por exemplo, para iniciar a reação de polimerização em cadeia, a qual dá origem a um copolímero estireno-poliéster, formando assim uma rede tridimensional termorrígida (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

A formulação de uma matriz polimérica contendo resina poliéster é feita pela adição à resina de iniciadores e promotores de cura. Os iniciadores de cura, genericamente chamados de peróxidos orgânicos, podem ser hidroperóxidos, como o hidroperóxido de cumenon (CHP); e peróxidos, como o peróxido de metil etil cetona (MEKP), o peróxido de benzoila (BPO) e o acetil acetona (AAP). Para sistemas formulados para cura a frio, os peróxidos mais indicados são o MEKP, o BPO, o AAP e o CHP. Para sistemas de cura a quente, são sugeridos o BPO, o peroxoato de tércio butila (TBPO) e o perbenzoato de tércio butila (TBPB). A ativação dos iniciadores de cura é feita por promotores de cura (aceleradores), que têm como os mais usuais as aminas terciárias ou os sais de cobalto, vanádio, cobre ou manganês, sendo os dois primeiros os mais empregados. No cotidiano, os iniciadores de cura são normalmente chamados de catalisadores. Esse termo não é tecnicamente correto para expressar o fenômeno que ocorre na cura. Catalisador é uma substância que aumenta a velocidade de uma reação química sem ser

efetivamente consumido no processo, fato que não acontece na cura de matrizes poliméricas onde o iniciador de cura é consumido na reação (MARINUCCI, 2011).

Como há um grande número de ácidos e glicóis disponíveis, há possibilidade de se obter um grande número de variações de resinas. Entretanto, fatores como custo de matéria-prima e facilidade de processamento, reduzem esse número. Por outro lado, se fossem empregados apenas biácidos insaturados na fabricação de resinas de poliéster, o espaçamento entre duplas ligações seria curto, resultando em um material frágil e quebradiço. Sendo assim, é necessário que a formulação básica do poliéster tenha em sua composição biácidos saturados que atuam como extensores de cadeia. Quanto maior a quantidade e quanto maior a proporção de ácido saturado, mais tenaz será a resina de poliéster após polimerizada, e menor encolhimento na cura será observado. Os ácidos saturados mais utilizados na síntese de resinas de poliéster são o ácido ortoftálico (na forma de anidrido) e seu isômero, ácido isoftálico (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

O setor brasileiro de compósitos faturou R\$ 2,984 bilhões em 2012, alta de 4,6% perante o ano anterior. Do volume de matérias-primas consumidas no ano passado, 153.000 toneladas foram destinadas à fabricação de compósitos de resinas poliéster - em cifras, R\$ 2,271 bilhões. O restante (53.000 toneladas ou R\$ 713 milhões) ficou por conta do material à base de resina epóxi. A Figura 2 ilustra a segmentação do mercado de compósitos de poliéster em 2012. Para 2013, a expectativa é de faturamento de R\$ 3,225 bilhões, ou seja, um salto de 8,1% para um consumo estimado em 211.000 toneladas (+2,4%). Esse desempenho deve ser garantido pelas vendas aos setores de transporte, energia eólica, agronegócio, construção e infraestrutura. Espera-se do primeiro a recuperação dos negócios envolvendo caminhões. A demanda por ônibus também deve aumentar, em virtude dos novos investimentos contidos no programa Caminho da Escola e da renovação da frota graças às condições favoráveis de financiamento. Por último, construção e infraestrutura serão intensamente beneficiadas pelos investimentos governamentais que fazem parte dos programas já citados. Além disso, o mercado náutico, a despeito da pequena participação no volume de material processado, tende a crescer no período, sobretudo porque vários estaleiros multinacionais deram início às operações no Brasil (ALMACO, 2013).

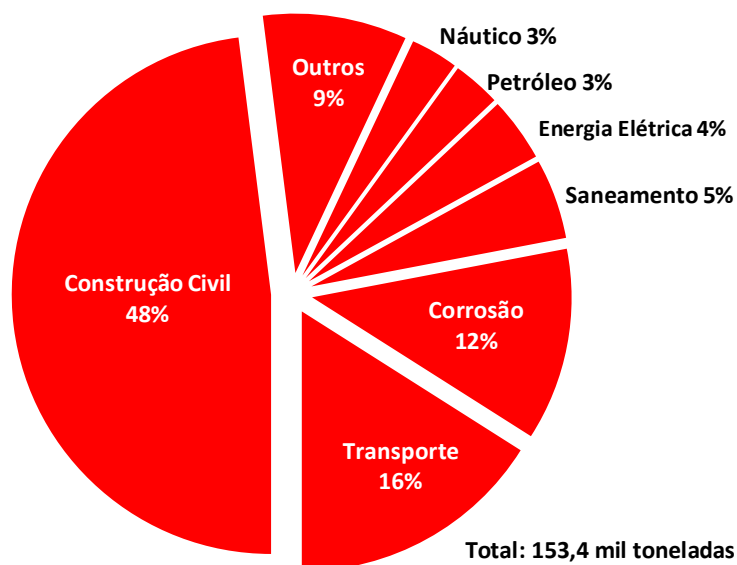


Figura 2: Segmentação de compósitos de poliéster do ano de 2012 – matérias primas por mercado. Fonte: ALMACO (2013).

As resinas termorrígidas podem ser modificadas para proporcionar uma maior facilidade de processamento ou para alterar propriedades. Estes modificadores podem ser tanto na forma de partículas sólidas, quanto na forma líquida, como os diluentes e elastômeros. De uma forma geral, a adição de diluentes, reativos ou não reativos é um procedimento padrão quando são utilizadas resinas de alta viscosidade (>5 Pa.s) ou mesmo resinas sólidas para processos de impregnação de fibras de reforço. No caso de resinas de poliéster insaturado, a adição de um diluente reativo ocorre na proporção de 35 a 45% em massa, permitindo o controle da viscosidade, a redução de custo e conferindo maior molhabilidade às fibras de reforço. Os diluentes reativos mais utilizados para as resinas de poliéster insaturado são o estireno e o dialil-ftalato (DAP). Estes diluentes copolimerizam com os pontos de insaturação presentes na cadeia molecular do poliéster, formando ligações cruzadas com o mesmo (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

2.3 - FIBRAS NATURAIS

Uma maior consciência de que os recursos não renováveis estão se tornando escassos e da nossa inevitável dependência de recursos renováveis tem surgido. Este século poderia ser chamado de o século celulósico, porque mais e mais recursos vegetais renováveis para produtos têm sido descobertos. As plantas que produzem fibras naturais são classificadas como primárias e secundárias em função da sua utilização. Plantas primárias são aquelas cultivadas pelo seu teor de fibras, enquanto que as plantas secundárias são plantas em que as fibras são produzidas como um subproduto. Juta, cânhamo, kenaf e sisal são exemplos de plantas primárias. Abacaxi, palma e côco são exemplos de plantas secundárias (FARUK *et al.*, 2012).

O mercado de compósitos de fibra natural mundial chegou a US \$ 2,1 Bi em 2010, com taxa composta de crescimento anual de 15 % nos últimos cinco anos. Os setores automotivo e da construção foram os maiores segmentos entre todas as aplicações de compósitos de fibras naturais. O mercado da América do Norte de compósitos de fibras naturais foi o maior para a divisão de plástico-madeira enquanto que a região europeia foi líder no segmento automotivo, impulsionada pelo apoio dos governos, regulamentações ambientais e aceitação dos clientes. Em 2016, o mercado de compósitos de fibras naturais chegará a US\$ 3,8 Bi. O aumento dos preços dos produtos derivados do petróleo, um forte apoio do governo para produtos *eco-friendly*, maior aceitação e crescimento positivo de setores de uso final e os novos números da habitação vão conduzir o crescimento de compósitos de fibras naturais para um novo horizonte, assim como as melhorias no desempenho dos materiais vão impulsionar o crescimento de compósitos de fibras naturais em novas áreas de aplicação (LUCINTEL, 2011).

As fibras vegetais podem ser consideradas como compósitos de fibrilas de celulose mantidas coesas por uma matriz constituída de lignina e hemicelulose, cuja função é agir como barreira natural à degradação microbiana e servir como proteção mecânica. Suas características estruturais estão relacionadas à natureza da celulose e à sua cristalinidade. A organização mais comum de uma fibra vegetal está representada na Figura 3. Cada fibra lignocelulósica tem uma estrutura de camadas complexas; constituída por uma parede primária fina, inicialmente depositada durante o crescimento das células, que circunda uma parede secundária. A parede

secundária é constituída por três camadas (S1, S2 e S3), onde a camada intermediária (S2) determina as propriedades mecânicas da fibra e consiste em uma série de microfibrilas, helicoidalmente formadas por longas cadeias de celulose e organizadas no sentido da fibra. Tais microfibrilas têm o diâmetro de 10 a 30 nm e são resultantes do empacotamento de 30 a 100 cadeias de celulose estendidas (SILVA *et al.*, 2009).

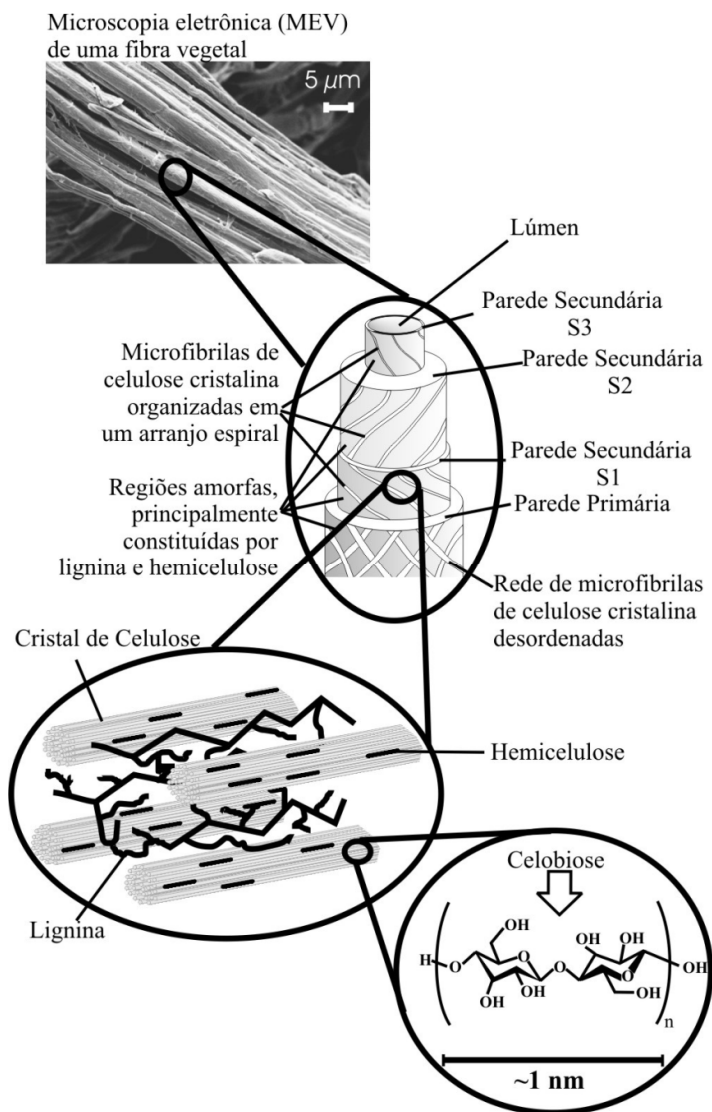


Figura 3: Estrutura de uma fibra vegetal. Fonte: SILVA *et al.* (2009).

As condições climáticas, idade e os processos de degradação influenciam não somente a estrutura de fibras, mas também a composição química. O principal componente químico de uma planta viva é a água. No entanto, em base seca, todas

as paredes celulares da planta consistem principalmente de polímeros à base de açúcar (celulose, hemicelulose), que são combinados com a lignina e com menor quantidade de produtos extratáveis, proteína, amido e substâncias inorgânicas. Os componentes químicos são distribuídos ao longo da parede celular, que é constituída por camadas de parede 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 1 mostra a gama dos constituintes químicos médios para uma ampla variedade de tipos de plantas.

Tabela 1: Composição química de fibras naturais. Fonte: FARUK *et al.* (2012).

Fibra	Celulose (% massa)	Hemicelulose (% massa)	Lignina (% massa)	Ceras (% massa)
Bagaço de cana	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
Bananeira	56-63	20-25	7-9	3
Sisal	65	12	9,9	2
Côco	32-43	0,15-0,25	40-45	-
Abacaxi	81	-	12,7	-
Curauá	73,6	9,9	7,5	-
Casca de arroz	35-45	19-25	20	14-17

O desenvolvimento das tecnologias de têxteis, tais como tecelagem, confecção de malhas e entrançamento têm resultado na formação de compósitos com propriedades mecânicas superiores, com a orientação contínua da fibra não ficando restrita a uma direção. Em aplicações em que é necessário mais do que uma orientação das fibras, um tecido, combinando orientações de fibra a 0° e 90° é útil. Tecidos são produzidos pelo entrelaçamento de fibras de urdidura (0°) e fibras de trama (90°) num padrão regular ou estilo de tecelagem. A integridade do tecido é mantida pelo bloqueio mecânico das fibras. O *Drape* (a capacidade de um tecido para se conformar a uma superfície complexa), a textura superficial e a estabilidade

de um tecido são controlados principalmente pelo estilo do tecimento (JOHN e THOMAS, 2008).

A Figura 4 apresenta alguns estilos típicos de tecidos usados na confecção de compósitos.

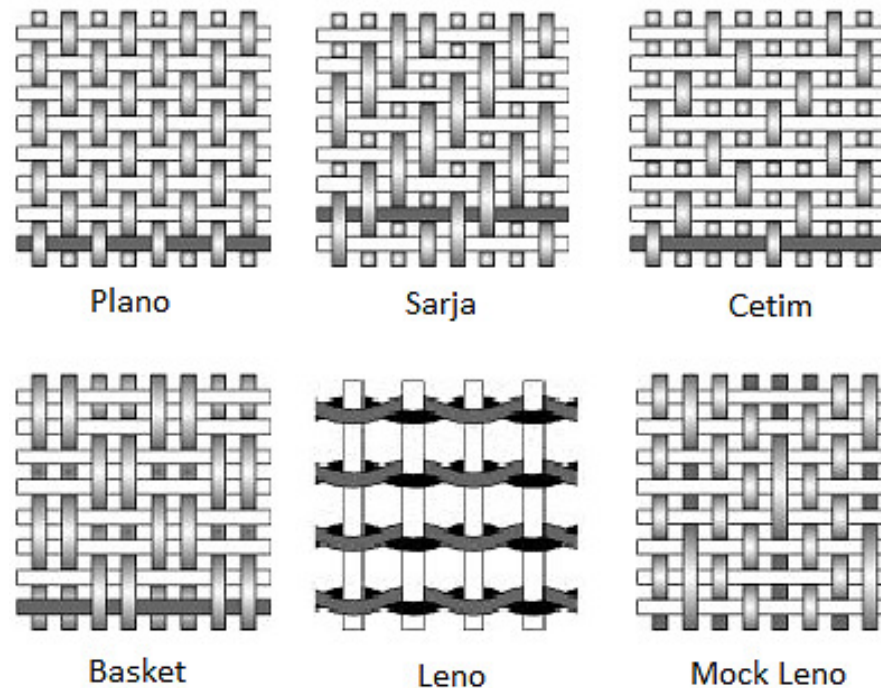


Figura 4: Alguns estilos de tecido típicos usados como reforços na confecção de compósitos. Fonte: LI *et al.* (2009).

2.3.1 – A Fibra de Curauá

O curauá (*Ananas erectifolius*) é uma planta herbácea da família das bromeliáceas. Pertence à cultura pré-colombiana, cujo habitat natural são as áreas mais altas das margens dos rios da Amazônia. O curauá também é encontrado nos estados de Goiás e Mato Grosso. Produz uma fibra de alta resistência que, quando misturada com polímeros, pode produzir um produto final com uma menor densidade, podendo ter muitas aplicações. Na indústria automobilística vem sendo usado para fabricação de pára-sóis de caminhão. Em caracterizações térmicas do curauá, a curva de DSC mostrou dois eventos endotérmicos a 173°C e 270°C. O primeiro foi associado à quebra das ligações inter e intramoleculares. O evento registrado a 270°C deve-se à degradação da celulose (ARAÚJO e MOTHÉ, 2003).

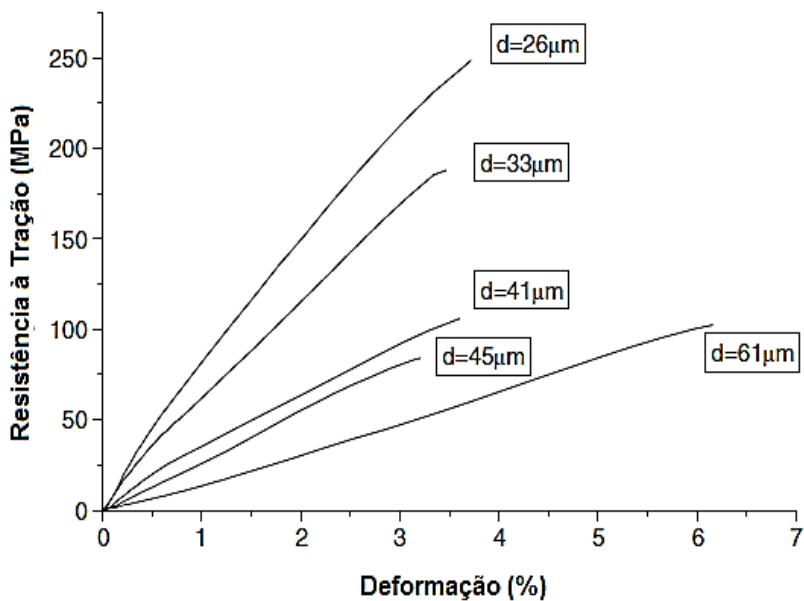
A fibra de curauá é uma das fibras lignocelulósicas exclusivas do Brasil. Esta fibra, uma espécie *hydrophilus*, tem atraído muita atenção particularmente desde 1993, quando o reconhecimento comercial desta fibra foi adquirida através das indústrias automotivas brasileiras. Estas indústrias utilizam essa fibra para fazer assentos e painéis de carros, ônibus e caminhões. Assim, essas fibras são as mais competitivas entre as fibras tradicionais brasileiras. Além disso, a resistência à tração desta fibra é 5-9 vezes maior do que a de sisal e juta. Assim, a demanda por esta fibra está aumentando (TOMCZAK *et al.*, 2007).

A Tabela 2 mostra propriedades físicas e mecânicas da fibra de curauá encontradas por diversos autores.

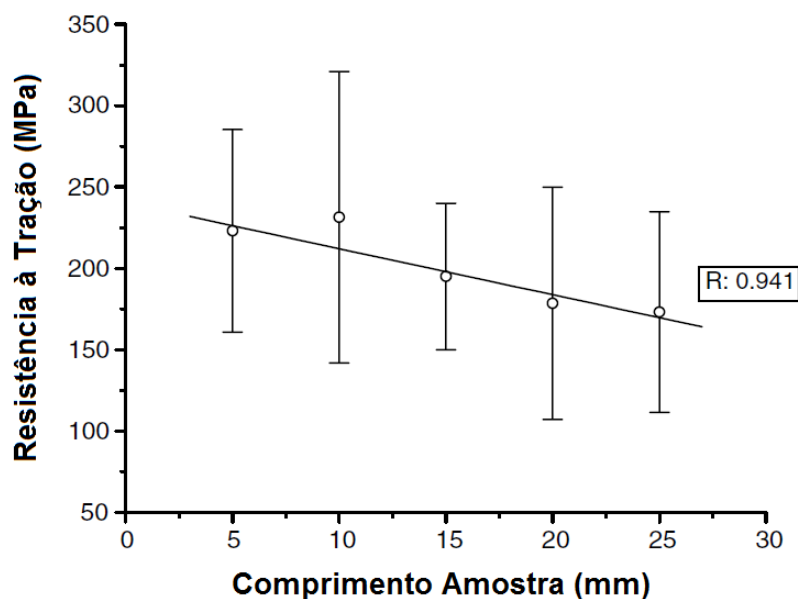
Tabela 2: Propriedades da fibra de curauá encontrada por diversos autores.

Autor	Diâmetro (μm)	M. Específica (g/cm^3)	Resist. Tração (MPa)	Módulo Elast. (GPa)
PINTO (2008)	115	1,291	-	-
TOMCZAK <i>et al.</i> (2007).	26 - 64	-	131 - 310	30
SPINACÉ <i>et al.</i> (2009)	60	1,10	900	36
SILVA (2010)	-	1,37	-	-
FARUK <i>et al.</i> (2012)	-	1,4	500-1150	11,8
GOMES <i>et al.</i> (2007)	-	1,38	913	30
TAKAHASHI <i>et al.</i> (2011)	-	-	285,90	-
SOUZA (2010)	114	-	795,78	-
LOPES <i>et al.</i> (2011)	60	-	268,3	11,4

As propriedades mecânicas das fibras de curauá podem variar com as dimensões da fibra e a posição destas na folha. TOMCZAK *et al.* (2007) ensaiaram em tração fibras de curauá avaliando a influência do diâmetro e do comprimento destas sobre a resistência à tração da mesma. A resistência à tração típica das fibras obtidas para os diâmetros de 26, 33, 41, 45 e 61 μm e o efeito do comprimento das amostras sobre a resistência à tração estão demonstradas na Figura 5. Os autores verificaram ainda que a variação da velocidade de ensaio não afeta significativamente os resultados do ensaio de tração.



(a)



(b)

Figura 5: Influência das dimensões sobre as propriedades da fibra de curauá. (a) curva típica Tensão-Deformação da fibra de curauá para diferentes diâmetros. (b) influência do comprimento da amostra sobre a resistência à tração da fibra. Fonte: TOMCZAK *et al.* (2007).

SPINACÉ *et al.* (2009) avaliaram as propriedades mecânicas, químicas, físicas, morfológicas e térmicas da fibra de curauá in natura, lavada a 80° C por 1 h, tratada com uma solução aquosa de hipoclorito de sódio por 5 hs, e tratada por 15 minutos com plasma a frio de oxigênio. Os resultados demonstraram que a massa

específica das fibras não foi afetada pelos tratamentos. Quanto aos diâmetros, somente aquelas tratadas com a solução de hipoclorito apresentaram mudança significativa no histograma de distribuição, em função do reagente ter enfraquecido a interação entre as fibrilas do feixe de fibras provocando fibrilação parcial. O tipo de tratamento de fibras estudadas, não produziu alterações significativas na absorção de água, DSC, TGA e FTIR, em comparação com fibras virgens. As fibras tratadas apresentaram valores menores de umidade, o que pode indicar uma mudança em sua superfície hidrofóbica. Por outro lado, os tratamentos usados no trabalho, afetaram as propriedades mecânicas, reduzindo a resistência à tração de todas as fibras tratadas em relação às não tratadas. No caso das fibras tratadas com água e hipoclorito de sódio, as medições de raios-X indicaram um aumento da cristalinidade, provavelmente devido à extração de uma parte da fase amorfa, enquanto que para as fibras tratadas com plasma a frio de oxigênio ocorreu uma diminuição da cristalinidade. Fibras tratadas mostraram um aumento da rugosidade da superfície, o que é importante para a aderência mecânica em materiais compósitos.

A Figura 6 apresenta o histograma de distribuição de diâmetros das fibras de curauá não tratadas encontrado por SPINACÉ *et al.* (2009).

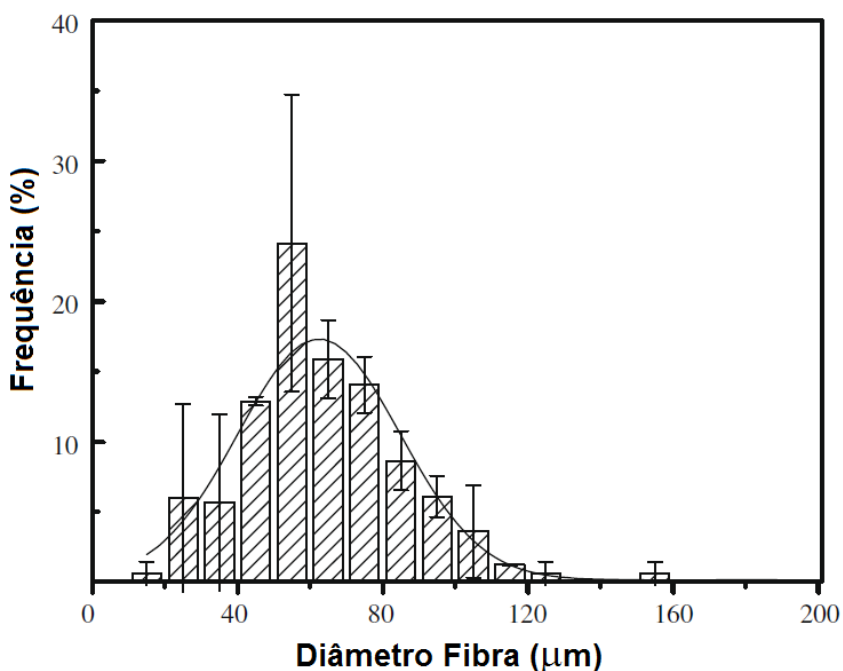


Figura 6: Distribuição de diâmetros das fibras de curauá. Fonte: SPINACÉ *et al.* (2009).

2.3.2 – A Fibra de Juta

Planta introduzida no Brasil no início do século XX é um arbusto que atinge de 3 a 4 metros de altura, pertencente à família das tiliáceas, com nome científico de *Corchorus capsularis*, Linn. Originária da Índia é cultivada intensamente na Amazônia para obtenção de suas valiosas fibras têxteis. A juta é composta de 64% de celulose, 12% de hemicelulose, 12% de lignina, graxa e outras substâncias. O exame ao microscópio revela uma fibra densa, fortemente aglomerada e de difícil isolamento em filamentos elementares. A juta normalmente é utilizada na produção de embalagens e sacos devido a sua robustez. Sua coleta exige que os trabalhadores entrem em áreas pantanosas, com água até a cintura. A planta é batida até que sobrem apenas as fibras, que são retiradas da casca do caule pelo processo de maceração. As fibras de juta chamadas comercialmente de "fibras moles" são empregadas na confecção de telas e tecidos de aniagem, serrapilheiras, cordas, barbantes, tapetes, etc. As indústrias de guerra utilizam a nitro-juta, um explosivo de grande poder destruidor (ESMERALDO, 2006). A juta inclui cerca de 100 espécies. É uma das fibras naturais mais baratas e é atualmente a fibra com o maior volume de produção (FARUK *et al.*, 2012).

O tratamento superficial da fibra visa melhorar as propriedades da interface fibra/matriz de modo a garantir a efetividade desta no desempenho mecânico do compósito. ESMERALDO (2006) fabricou compósitos de matriz fenólica reforçada com fibras de juta e côco. As fibras de juta foram tratadas com solução de NaOH nas concentrações de 5 e 10% a 75° C por seis horas. Ele observou que os compósitos ensaiados em tração apresentaram um ganho de 28% de resistência quando tratados com a concentração de 5% de NaOH.

SAHA *et al.*, (2010) estudaram o efeito sobre a resistência à tração e dimensões da fibra de juta sob tratamento alcalino com NaOH em concentrações variando de 0,5 a 18%, à temperatura ambiente (30° C) e a 90° C, com tempo de imersão das fibras na solução variando de 30 min. a 24 horas. Posteriormente parte das fibras foram ainda submetidas a vapor a 103 kPa, a 125° C, por períodos de 30 a 90 minutos. Os resultados indicaram que o diâmetro das fibras de juta foi diminuído em 23,4% após tratamento alcalino a 4%, à temperatura ambiente. Do mesmo modo para 30 min. de tratamento com solução alcalina de 1% a 90° C observou-se uma redução de diâmetro de 32,1% em relação ao diâmetro médio das

fibras não tratadas. O tratamento por 30 minutos com solução alcalina a 0,5% seguido pelo tratamento com vapor, reduziu o diâmetro médio das fibras de juta em 38,2%. Quanto à resistência à tração uniaxial das fibras, o tratamento com NaOH a 4% durante 30 min à temperatura ambiente incrementou a resistência em 50% em relação às fibras não tratadas (370 ± 134 MPa) e o alongamento de ruptura foi incrementado em 54%. Foi verificado um aumento de 40% para a resistência à tração uniaxial, após o tratamento a 90° C com NaOH a 1% durante 30 minutos, em comparação com a das fibras não tratadas, com aumento correspondente no alongamento de ruptura de 23%. O tratameno alcalino seguido do tratamento com vapor a 125° C produziu um incremento de 65% na resistência à tração das fibras de juta, comparado à resistência das fibras não tratadas, com elevação da do alongamento até a ruptura em 38%.

A Tabela 3 ilustra o diâmetro médio, massa específica e resistência à tração da fibra de juta reportados por vários autores.

Tabela 3: Propriedades da fibra de juta encontrada por diversos autores.

Autor	Diâmetro (µm)	M. Espec. (g/cm ³)	Resist. Tração (MPa)
TARGA <i>et al.</i> (2009)	-	1,22	147
ESMERALDO (2006)	81	-	300 ± 10
SAHA <i>et al.</i> (2010)			370 ± 134
ROY <i>et al.</i> (2012)	62 ± 14	-	337
SOYKEABKAEW <i>et al.</i> (2004)	69,6	-	425,3
FARUK <i>et al.</i> (2012)	-	1,30	393-773
ALVES <i>et al.</i> (2010)	-	1,45	450-550

2.3.3 – A fibra de Palha da Costa

A palmeira da qual se extrai a fibra de palha da costa (*Raphia vinífera*) é nativa da África e das Antilhas, ocorrendo também na Amazônia, em matas alagadas, baixadas lodosas dos estuários, margens de rios e igarapés. É uma palmeira que tem diversos usos, podendo ser utilizada na alimentação humana, na confecção de objetos artesanais, em diversas construções e na medicina. A palmeira possui palmito comestível e os indígenas utilizam a polpa do coco como

alimento. As folhas são usadas para fabricar esteiras, dentre os vários objetos artesanais. As fibras extraídas do pecíolo das folhas são longas, grossas, cilíndricas, brancas leves e são utilizadas para a fabricação de chapéus e pequenos cestos. As talas e taliscos do pecíolo servem para a fabricação de balaios, matapi, pari, paneiros, armação de pipas e gaiolas de pássaros, e as fibrilas da medula do pecíolo são empregadas na confecção de bolsas, revestimento de garrafas e objetos trançados para decoração. Na maioria das vezes, são tingidas de várias cores pelos artesãos para conferir um melhor efeito visual ao trançado. As folhas e o tronco têm emprego em tribos indígenas brasileiras. São usados por índios do Pará na construção de suas casas e as folhas são, também, usadas para cobertura de casas (EXTRATIVISMO NÃO-MADEREIRO E DESENVOLVIMENTO SUSTENTÁVEL NA AMAZÔNIA, 1999).

As espécies vegetais produtoras de fibras desempenham papel importante na economia familiar de muitas comunidades amazônicas, tanto com a venda de matéria prima como de produtos manufaturados. Dentro desse contexto encontra-se a família *Arecaceae*, produtora de matéria prima na confecção de objetos trançados, construções em geral. A espécie *Raphia vinífera*, vulgarmente conhecida como jupatí (Palha da costa), é largamente utilizada pelas populações ribeirinhas na confecção dos diversos objetos do dia-a-dia das mesmas, principalmente o matapí para a captura do camarão. O município de São Sebastião da Boa Vista (PA), inserido na microrregião dos furos de Breves (PA), pertencente à mesorregião do Marajó se destaca na confecção de diversos objetos artesanais. A Figura 7 mostra a extração das fibras de palha da costa do pecíolo das folhas da palmeira (COSTA *et al.*, 2013).



Figura 7: Processo de extração da fibra de palha da costa. Disponível em: <<<http://vimeo.com/49053562>>>. Acessado em: 18 dec. 2013.

Fibras de *Raphia* têm muitas utilizações, especialmente na área da indústria têxtil e na construção. Elas são usadas para a fabricação de cordas, varas, vigas de apoio e diversas coberturas são feitas de seus ramos e folhas fibrosas. A membrana no lado de baixo de cada folha individual é retirada para criar uma fibra longa e fina, que pode ser tingida e tramada como um tecido para produtos que vão de chapéus a tapetes decorativos. Fibras de *Raphia* lisas são exportadas e utilizadas como acessórios para jardim ou como barbante natural em muitos países (CHUKWUDI, 2012).

Dado seu uso como material de cobertura de habitações, pesquisadores têm trabalhado no sentido de melhor entender a cinética de secagem e hidratação da fibra e as propriedades térmicas de partes da palmeira de *Raphia*. TAGNE *et al.* (2014) estudaram a cinética de absorção de água da fibra de *Raphia* vinífera em função de sua posição longitudinal e radial na haste da *Raphia*. Os autores verificaram uma taxa de absorção de água de 303 a 662%, com 25 dias de imersão das fibras a temperatura constante de 23° C, com diminuição da taxa de absorção a partir do centro para a periferia. ELENGA *et al.* (2011) modelaram a cinética de secagem da fibra de *Raphia textilis* sob temperaturas de 30, 40, 50, 60 e 70° C utilizando um secador convectivo, com velocidade do ar de 1 m/s. Os resultados mostraram que para todas as temperaturas de secagem estudadas, o tempo de secagem foi inferior a 90 minutos, chegando-se a um tempo de secagem de 20 minutos no processamento a 70° C.

2.4 – COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS VEGETAIS

Compósitos reforçados por fibras naturais têm atraído a atenção da comunidade científica principalmente porque eles estão se transformando em uma solução alternativa para as fontes de petróleo em esgotamento. A produção de materiais 100% à base de fibras naturais como substituto aos produtos à base de petróleo não é uma solução econômica. A solução mais viável seria a de combinar os recursos petrolíferos e os de base biológica para desenvolver um produto de baixo custo, com diversas aplicações. A aplicação de compósitos reforçados por fibras naturais tem se estendido a quase todos os campos (JOHN e ANANDJIWALA, 2008).

Biocompósitos estão emergindo como uma alternativa viável para compósitos reforçados com fibras de vidro. As fibras naturais têm vantagens sobre fibras sintéticas ou artificiais (por exemplo, vidro e carbono) em áreas como o baixo custo, baixa densidade, propriedades mecânicas específicas competitivas, reduzido consumo de energia, o sequestro de dióxido de carbono e biodegradabilidade. A combinação de biofibras como kenaf, cânhamo, linho, henequen e sisal com matrizes poliméricas de fonte não renováveis e renováveis, para a produção de materiais compósitos que sejam competitivos com os compósitos sintéticos, requer atenção especial à interface biofibra-matriz, e sua aderência resultante, bem como para os métodos de processamento utilizados para produzir estes materiais (DRZAL *et al.*, 2003).

Existem muitos parâmetros que afetam o desempenho de um compósito reforçado com fibras naturais. O grau e tipo de adesão não podem ser calculados quantitativamente, embora a sua importância seja bastante reconhecida. A razão de aspecto tem um efeito considerável sobre as propriedades do compósito, pelo que é importante conservar o comprimento da fibra, tanto quanto possível durante as operações de processamento. A razão de aspecto da fibra deve estar no intervalo de 100-200 para uma eficácia máxima. A orientação da fibra tem um efeito significativo sobre as propriedades do compósito. Durante o processamento, as fibras tendem a orientar ao longo da direção do fluxo fazendo com que as propriedades mecânicas variem em diferentes direções (JOHN e ANANDJIWALA, 2008).

A Figura 8 mostra uma forma de classificar os materiais compósitos em função do seu nível de degradabilidade, proposta por DRZAL *et al.* (2003).

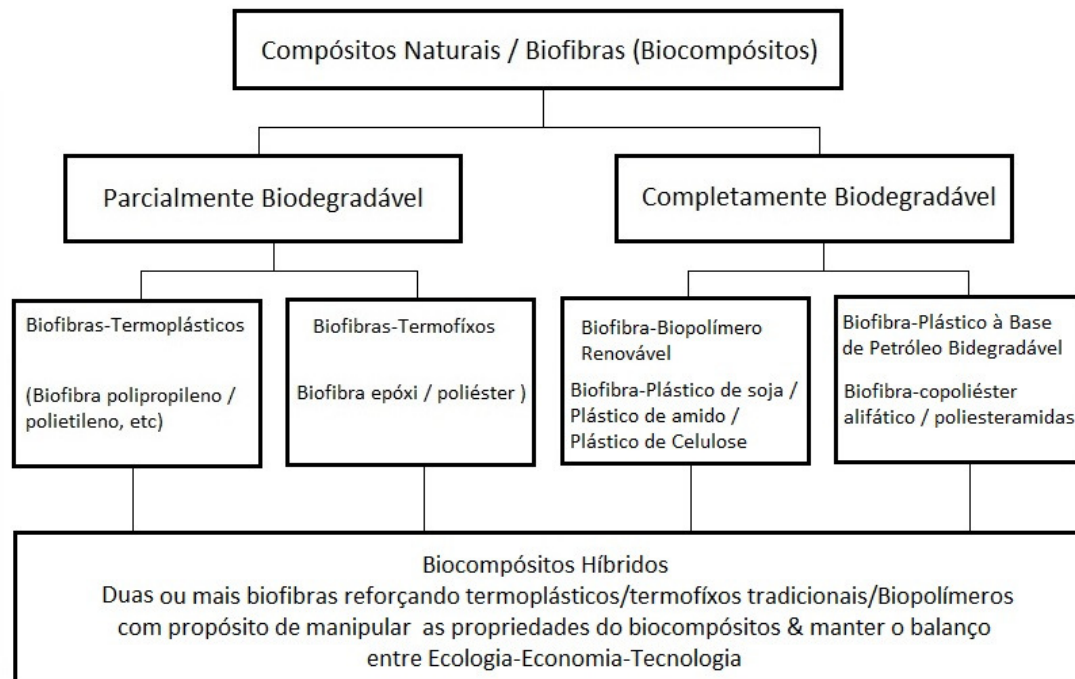


Figura 8: Classificação dos biocompósitos. Fonte: DRZAL *et al.* (2003).

2.4.1 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Curauá

Diversos pesquisadores têm desenvolvido trabalhos utilizando a fibra de curauá como reforço de matrizes poliméricas, buscando aplicações ambientalmente viáveis e com compromisso de propriedade e desempenho mecânico. Uma das áreas que mais têm demandado a fibra de curauá é a indústria automotiva, em parte em função de acordos globais e continentais de proteção ambiental e reciclagem. De acordo com a Diretiva 2000/53/EC, a Comunidade Europeia estabelece a seus países membros a reutilização e recuperação de no mínimo 95% de tudo em veículos em fim de vida até 2015. Conseqüentemente a aplicação de compósitos de fibras naturais está crescendo rapidamente no setor automotivo, com taxas de crescimento anual de 20%. Em contraste com a maioria das fibras de caule, que tem um odor estranho, as fibras de folha como a de curauá são inodoras, o que se constitui uma grande vantagem para aplicações no interior de carros (ZAH *et al.*, 2007).

GOMES *et al.*, (2007) produziram compósitos de matriz termoplástica biodegradável derivada de amido de milho reforçada por fibras contínuas alinhadas de curauá, fabricados por três diferentes métodos de fabricação. Inicialmente os autores produziram compósitos adicionando fibras alinhadas diretamente em um molde metálico para em seguida introduzir a resina, sendo na sequência o molde fechado e o compósito submetido a um aquecimento de 150°C por uma hora com 3,27 MPa de compressão, gerando compósitos com fração volumétrica de fibra de 69,3%. Em seguida produziram-se compósitos a partir do uso de pré-formas de fibras longas alinhadas previamente aglomeradas pelo uso de uma pequena porção da matriz e secas a 30° C por 24 horas, sendo as preformas fabricadas inseridas no molde juntamente com a resina e o compósito comprimido sob 6,54 MPa de pressão a uma temperatura de 150° C por uma hora, fração volumétrica de fibras de 67%. Por fim, os pesquisadores produziram corpos de prova através da tecnologia de pré-impregnados, fabricando cinco lâminas de prepregs que foram então empilhadas e comprimidas a 16,9 MPa a uma temperatura de 150° C por 1 hora, com fração volumétrica de fibras de 69,9%. Os autores verificaram um desempenho 51,4 e 27,3% superior no limite de resistência à tração dos compósitos fabricados a partir dos prepregs e da preforma, respectivamente, em relação aos fabricados pelo método direto de inserção de fibras no molde. Em relação ao Módulo de Young, a influência da configuração da fibra quando adicionada ao molde foi ainda mais sensível, tendo sido observado ganhos de 176,9 e 123% dos prepregs e preforma, respectivamente, em relação ao método direto.

SANTOS (2006) produziu por extrusão usando uma extrusora dupla-rosca inter-penetrante, co-rotante, compósitos de matriz de PA-6 reforçados com fibras curtas de curauá sem tratamento e tratadas com plasma de N₂ e solução de NaOH a 10% (m/m) por 30 min. Os resultados mostraram que, em relação aos compósitos fabricados com fibras sem tratamento, o tratamento com plasma de N₂ das fibras de curauá aumentou a resistência à tração dos compósitos em 6%. Já os compósitos fabricados com fibras tratadas com a solução de NaOH, obtiveram um desempenho mecânico 30% superior a aqueles com fibras sem tratamento, evidenciando a efetividade do tratamento com a solução alcalina.

SILVA (2010) fabricou mantas de curauá, estudando o efeito da variação do comprimento das fibras nas propriedades de um compósito de matriz poliéster insaturada com fração volumétrica de 20% de fibra. O autor fabricou mantas com

comprimentos de fibra de 10, 20, 30, 40 e 50 mm, sendo os compósitos produzidos por moldagem por compressão a quente sob carga de 3 ton. a 95° C por 70 min, sem pós cura. Para avaliar a influência da fração de fibras nas propriedades do compósito, o autor produziu ainda corpos de prova com fração volumétrica de 10, 20, 30 e 40% de curauá com 50 mm de comprimento, submetendo as placas geradas a uma pós-cura de 2 horas a 60° C, em estufa com circulação forçada de ar. Os resultados mostraram um ganho de resistência à tração muito moderado com o aumento do comprimento das fibras na manta, chegando a 13,33% de elevação da resistência à tração nas mantas com fibras de 50 mm em relação às com fibras de 10 mm. Já a elevação da fração volumétrica das fibras produziu uma elevação de 200% no limite de resistência à tração dos corpos com maior volume de fibra (\approx 40%) em relação aos de menor quantidade de fibra (\approx 10% de fração volumétrica).

ARAÚJO (2009) trabalhando com polietileno de alta densidade (PEAD) produziu compósitos com fibras picadas de curauá por extrusão, utilizando as fibras *in natura* e tratadas com dois diferentes agentes de acoplamento, o copolímero de etileno co-acetato de vinila (EVA) e o polietileno enxertado com anidrido maleico (PEAM), variando a fração mássica das fibras e o teor dos agentes de acoplamento. Os compósitos gerados foram caracterizados em tração, flexão e impacto. Os resultados mostraram que o melhor agente de acoplamento utilizado foi o PEAM na concentração de 2% (m/m), que proporcionou um aumento em torno de 15% na resistência à flexão e 10% na resistência à tração quando comparados aos compósitos no mesmo teor de fibras, mas sem agente de acoplamento. Comparando este desempenho ao da matriz plena de PEAD, o ganho em resistência à flexão foi de 95% e à tração de 60%.

SOUZA (2010) obteve nano fibras de curauá através de sucessivas etapas de trituração e refinamento seguido de crio esmagamento, produzindo, pelo processo de solução/evaporação (solution casting), nanocompósitos de matriz de PVA, na forma de filmes com 4 e 5% de fração mássica de fibra. A incorporação das nanofibras de curauá na matriz de PVA promoveu um aumento acentuado no limite de resistência à tração dos compósitos. Um aumento de 36 e 44% foi observado na tração máxima com a adição de 4% e 5% de nanofibras, respectivamente, em relação à matriz de PVA.

MOTHÉ e ARAÚJO (2004) estudaram os efeitos da adição de fibras curtas de curauá em uma matriz de poliuretano produzindo compósitos pela técnica de mistura

por fusão, com frações mássicas de 5, 10 e 20% de fibra. Os resultados mostraram uma redução no limite de resistência à tração dos compósitos em relação à matriz plena de poliuretano. Os compósitos com 5, 10 e 20% de fibras de curauá obtiveram desempenho 39,2, 62,4 e 50,4% inferiores, respectivamente, ao desempenho da matriz em tração. Já o módulo de elasticidade apresentou um aumento progressivo à medida que mais fibras foram adicionadas, chegando a 656% de acréscimo, em relação à matriz, para o compósito com 20% de fibra.

MONTEIRO *et al.* (2006) produziram compósitos de matriz de poliéster ortoftálico reforçado por fibras longas alinhadas de curauá, com frações mássicas de 5, 10, 15, 20, 25 e 30% de fibra. Os autores fabricaram os compósitos por moldagem sob compressão de 0,53 MPa à temperatura ambiente, sendo os corpos de prova ensaiados em flexão de 3 pontos. Os compósitos obtiveram desempenho notadamente superiores à medida que a quantidade de fibra foi aumentada, chegando a um aumento de 127% no limite de resistência à flexão para os compósitos com 30% de fibras em relação à matriz de poliéster.

2.4.2 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Juta

A juta é uma das fibras naturais mais antigas a ser utilizadas para a produção de compósitos e tem sido mais recentemente, muito utilizada na forma de fios e tecidos tramados em estilo plano para o reforço em matrizes termofixas.

TARGA *et al.* (2009) utilizaram tecido plano de juta de gramatura 280 g/m² para produzir compósitos de matriz de poliéster ortoftálico estudando o efeito do tipo de processo de fabricação sobre as propriedades do compósito. Os autores produziram compósitos por laminação manual, laminação seguida de compressão de 0,5 MPa por 4 horas e infusão à vácuo, submetendo todos os corpos de prova à uma pós-cura à 60° C por 60 minutos. Os resultados mostraram que os compósitos fabricados por laminação manual obtiveram desempenho em tração 34% inferior ao da matriz plena de poliéster; os compósitos fabricados por infusão alcançaram praticamente o mesmo desempenho da matriz em tração; já aqueles que passaram por compressão de 0,5 MPa foram 29,4% superiores em tração à matriz de poliéster.

COSTA *et al.* (2013) estudaram a influência do comprimento das fibras sobre a resistência à tração de um compósito de matriz poliéster reforçado por fibras curtas de juta nos comprimentos de 5, 10, 15 e 20 mm, moldados sem pressão. Os

resultados dos ensaios apresentaram um crescimento significativo do limite de resistência à tração à medida que o comprimento da fibra foi aumentando, até o comprimento de 15 mm. Os compósitos fabricados com reforço de fibras de 10 mm apresentaram resistência à tração 8,9% superior ao alcançado pelos corpos de prova com fibras de 5 mm, e aqueles com reforço de fibras de 15 mm tiveram um desempenho em tração 56,3% superior aos compósitos com fibras e 5 mm. Os compósitos com fibras de 20 mm apresentaram uma diminuição de 17% na resistência à tração em relação aos compósitos com fibras de 15 mm, mas ainda assim foram 29,5% superiores aos com fibras de 5 mm e 19% superiores aos com fibras de 10 mm.

RAGHAVENDRA *et al.* (2013) produziram por laminação manual seguida de leve compressão compósitos de matriz epóxi reforçados com tecido em estilo plano de juta e comparou as propriedades mecânicas obtidas em tração e flexão com compósitos reforçados com tecido de fibra de vidro produzidos nas mesmas condições. Os ensaios em tração mostraram que os compósitos reforçados com tecido de juta alcançaram desempenho 130% superior ao limite de resistência à tração da matriz epóxi, já os compósitos reforçados com tecido de fibras de vidro foram 410% superiores à matriz. Quando comparado aos compósitos com vidro, os corpos de prova com reforço de juta obtiveram resistência à tração 45% inferior. A resistência à flexão dos laminados reforçados com fibras de juta e com fibras de vidro foi 71% e 330%, respectivamente, maior do que a da matriz epóxi. A fibra de juta alcançou desempenho em flexão 49% inferior ao obtido pelos compósitos com reforço de fibra de vidro.

STOCCHI *et al.* (2014) fabricaram núcleos tipo colmeia (*honeycomb cores*) por compressão em moldes especialmente desenvolvidos para tal, utilizando uma matriz termofixa de viniléster reforçada com tecido plano de juta de gramatura 300 g/m². Após o posicionamento dos tecidos e a adição da matriz termofixa, os moldes foram fechados e submetidos a uma pressão de 50 MPa por 1 hora a 80° C. Por fim, as colmeias foram pós-curadas por 2 horas a 140° C. Os autores caracterizaram as colmeias fabricadas em ensaios de compressão e flexão. Para estabelecer uma referência, os pesquisadores compararam o desempenho específico em compressão obtido (MPa / kg) com núcleos comerciais, um de alumínio e outro núcleo constituído de papel de fibra de aramida revestido com resina fenólica. Os resultados de limite de compressão específico mostraram que as colmeias

produzidas com fibras de juta apresentaram desempenho comparável ao dos produtos comercialmente disponíveis, sendo inclusive ligeiramente superior ao núcleo com alumínio e praticamente três vezes mais resistente em compressão específica que o núcleo de papel de aramida.

MEMON e NAKAI (2013) fabricaram por pultrusão compósitos tubulares trançados de matriz de PLA e fios de juta e de fibra de vidro. Os autores exploraram as diversas variáveis do processamento, como o ângulo de entrelaçamento (Braiding angle), arranjo dos fios na alimentação, espaço entre os fios da trança, razão de enchimento, temperatura de pultrusão, velocidade e força de puxamento dos fios, dentre outras, correlacionando essas variáveis com a qualidade do produto gerado e com as propriedades mecânicas sobre flexão de quatro pontos dos compósitos produzidos. Os resultados demonstraram a viabilidade da produção de compósitos por pultrusão usando fibras naturais, representando, segundo os pesquisadores, um passo importante para a produção economicamente viável de alto desempenho dos produtos biocompostos com seção transversal uniforme.

2.4.3 – Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Palha da Costa

Somente recentemente a fibra de palha da costa, também conhecida como fibra de Jupati, passou a ser considerada para a produção de compósitos poliméricos reforçados por fibras naturais, com alguns trabalhos produzidos e publicados, principalmente utilizando matrizes termofixas.

COSTA *et al.* (2013) produziram por moldagem sem pressão compósitos de matriz poliéster insaturada reforçada com fibras curtas de orientação aleatória de palha da costa nas dimensões de 5, 10 e 15 mm de comprimento. Os autores obtiveram limites de resistência à tração de 10,01, 12,95 e 16,48 MPa, respectivamente, para os três comprimentos testados.

SANTOS (2013) fabricou tecidos de palha da costa com gramatura de 281,52 g/m² e produziu com estes, compósitos de matriz poliéster por laminação manual seguida de compressão. O autor obteve, para um compósito com 56,4% de fração volumétrica de fibra, um limite de resistência à tração de 36,81 MPa, com alongamento na ruptura médio de 6,41 mm. Neste trabalho, foi ainda desenvolvido um compósito híbrido tecido de palha da costa / fibras curtas de sisal de 15 mm, tendo sido alcançado o limite de 44,56 MPa nos testes em tração.

CHUKWUDI (2012) produziu por moldagem sem pressão, compósitos de matriz poliéster reforçados com fibras curtas de palha da costa aleatoriamente dispostas, estudando o efeito sobre as propriedades mecânicas do compósito do tratamento das fibras com solução alcalina a 10% de concentração e por acetilação, ambos os tratamentos conduzidos por uma hora a 30° C. Os resultados mostraram que para uma fração volumétrica de 20% de fibras, o tratamento alcalino reduziu a resistência à tração dos compósitos em 25% enquanto que a acetilação elevou o desempenho em tração do compósito em 27,4%, ambos medidos em relação ao compósito com fibras não tratadas e mesma fração volumétrica de fibras.

OBASI (2013) usou uma extrusora para produzir compósitos de PEAD reforçados com fibras de Raphia, estudando o efeito da adição de um compatibilizante (maleic anhydride-graft-polyethylene / MA-g-PE) sobre as propriedades mecânicas do compósito produzido e a biodegradabilidade dos materiais produzidos. Os resultados mostraram que as propriedades em tração do PEAD reforçado com as fibras naturais foram moderadamente elevadas, com ganhos ambientais principalmente na elevação da biodegradabilidade do compósito em relação ao PEAD puro, quando submetidos ao ambiente natural.

2.5 – PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS

As propriedades finais dos materiais não se determinam apenas em função das suas características individuais, mas também do modo como os materiais são produzidos e da forma como são inseridos nesse compósito. Em todos os processos de fabricação de compósitos existentes, desde os que incorporam tecnologias mais simples às mais avançadas, existe um conjunto de limitações, nomeadamente, no que diz respeito à capacidade de produção das peças, tamanho, forma geométrica, qualidade estrutural, homogeneidade na produção, possibilidade de automatização e custo adicional (LOPES, 2009).

A primeira consideração na construção dos compósitos é o custo. A indústria marítima opta geralmente por processos manuais ou por outras técnicas em moldes abertos. No entanto, Agências de Proteção Ambiental começaram a proibir a construção em moldes abertos e passaram a exigir a fabricação de compósitos em moldes fechados, devido às emissões de gases prejudiciais ao ambiente e aos

trabalhadores envolvidos nesses processos. Devido a esse fato, a investigação e o desenvolvimento de novas técnicas em moldes fechados para reduzir os custos e as emissões tem sido extremamente ampliadas. Tradicionalmente, tem sido escolhido o método RTM para a fabricação de compósitos. Esse método oferece muitas vantagens, incluindo melhores tolerâncias de espessura, uma superfície de laminado menos rugosa e uma redução das emissões de gases voláteis. No entanto, os custos de material necessário para esse processo são elevados para peças de dimensões maiores. Para reduzir esses custos apareceram novas técnicas que consistiam numa variação do método RTM, nos quais o molde fechado é substituído por um saco reduzindo bastante os custos de processo. Assim começaram a aparecer as técnicas de Infusão (FRANCO, 2008).

Os processos de fabricação correspondem a 50 – 60% do custo total de um compósito, e por esse motivo é um assunto que demanda significativa atenção da comunidade industrial e científica, tendo em vista o interesse em reduzir a parcela de representação deste item no custo final do produto. Pode-se classificar o processamento de compósitos de duas maneiras: pelo tipo de matriz a ser utilizada (poliméricas, cerâmicas ou metálicas), ou pelo tipo de processo utilizado para obtenção do compósito, ou seja, processamento via fase líquida, via fase gasosa ou via fase de partícula sólida. A seleção do processo de manufatura para produção de um componente em compósito deve considerar principalmente o tamanho e geometria da peça, a microestrutura desejada, incluindo o tipo de reforço e matriz, o desempenho e a avaliação mercadológica (LEVY NETO e PARDINI, 2006).

Outra forma de se classificar os processos de fabricação de compósitos é em função do ferramental (molde) utilizado. Conceitualmente, os processos de fabricação de peças, componentes e estruturas de material compósito podem ser divididos em processos de molde aberto e processos de molde fechado. A distinção está na qualidade do acabamento que se consegue na superfície do elemento fabricado e na qualidade dos moldes necessários para a conformação da peça. Processos de que utilizam molde aberto propiciam um acabamento liso e uniforme em apenas uma das faces da peça sendo necessário apenas um molde, enquanto que, nos processos que empregam molde fechado, consegue-se acabamento liso em ambas as faces e é necessário um par de moldes, chamadas de macho e fêmea ou moldes de encaixe. São exemplos de processos que utilizam molde aberto a laminação por contato (hand lay-up), a laminação por projeção (spray up) e o

enrolamento filamentar (filamento winding). Os processos mais empregados de molde fechado são a moldagem por transferência de resina (RTM/RTM light) e a moldagem por prensagem (MARINUCCI, 2011).

À medida que os níveis de exigência dos compósitos se tornaram mais rígidos, os processos manuais de manufatura se apresentaram insatisfatórios com relação ao controle da orientação e fração volumétrica de fibras, que basicamente definem a resistência mecânica de um compósito. A orientação das fibras não implicava em alterações no processo, mas o controle da fração volumétrica das fibras era um quesito fundamental na otimização do processo, para que a transferência da resistência mecânica das fibras ao compósito fosse maximizada. Da necessidade de se desenvolver um processo para impregnar as fibras de forma mais precisa e homogênea, antes do processo de moldagem propriamente dito, surgiu um produto semi-manufaturado, conhecido genericamente como pré-impregnado (“prepreg”, em inglês). O pré-impregnado é, portanto, um produto intermediário, pronto para a moldagem de compósitos, sendo constituído de uma mistura de fibras de reforço impregnadas com um determinado polímero, termorrígido formulado ou termoplástico, em uma particular fração em massa, formando tecidos ou fitas unidirecionais que formam uma lâmina única (LEVY NETO e PARDINI, 2006). Os prepregs são formados a partir de fibras impregnadas com resinas onde seu estágio de cura já foi iniciado. Esse estágio de cura é denominado de estágio B, onde cerca de 30% das ligações cruzadas possíveis estão presentes. Para evitar o avanço do processo de cura, e assim prejudicar as melhores condições de moldagem do compósito, os pré-impregnados devem ser armazenados a baixas temperaturas (em torno de -12°C) (PRADO, 2009).

A tabela 4 ilustra um comparativo entre alguns dos principais métodos de fabricação de compósitos, hand lay-up, autoclave e RTM/VARTM, em função da produtividade do processo e parâmetros alcançados pelos compósitos fabricados como fração volumétrica de fibras e arranjo do reforço.

Tabela 4: Comparação de diferentes processos de fabricação de compósitos (NAIK *et al.*, 2013).

Processo	Habilidade Necessária	Produtividade	V_f	Custo	Arranjo Reforço	Forma
Hand lay-up	Baixa	Baixa	Média	Baixo	2D	Simple a complexa
Autoclave	Alta	Média	Alta	Médio a alto	2D	Simple a complexa
RTM/VARTM	Média	Alta	Média a alta	Baixo	2D, 3D	Simple a complexa

2.6 – O PROCESSO DE INFUSÃO DE RESINA

O rápido crescimento da indústria dos compósitos e o esforço contínuo para produzir componentes rígidos, leves e de rápida fabricação promoveu o uso de técnicas de pressão para consolidar e formar materiais com excelentes propriedades mecânicas. Um dos principais óbices à inserção da área dos compósitos no mercado é o elevado custo que está associado a algumas tecnologias de fabricação destes materiais, tal como, o processamento em Autoclave. Em resposta a estes desafios têm-se destacado processos de moldagem líquida de compósitos, tais como, o RTM (*Resin Transfer Molding*) e o VIP (*Vacuum Infusion Process*). Contudo, apesar da sua popularidade, o processo de RTM continua a exigir grandes investimentos, uma vez que utiliza moldes muito pesados e complexos com capacidade de suportar a pressão de injeção em peças de grandes dimensões, o que conduz a elevados custos de produção. O VIP promove a obtenção de um laminado robusto, de elevada qualidade e com uma reduzida quantidade de imperfeições. Como em qualquer outro processo de fabricação de compósitos, o planejamento do seu desenvolvimento e os cuidados durante a manufatura são fatores críticos para o sucesso do processo (LOPES, 2009).

Segundo o Guia GURIT para Infusão, a infusão de resina oferece as vantagens de usar materiais de reforço convencionais e sistemas de resina ligeiramente modificados para criar componentes que proporcionam baixo teor de vazios, com ótimos valores de fração volumétrica de fibras a um custo muito mais baixo do que o dos sistemas de desempenho semelhantes, tais como prepregs. Isto

é geralmente viabilizado pelo baixo custo do ferramental necessário ao compósito, o qual pode ser curado à temperatura ambiente ou a baixa temperatura.

O processo de infusão caracteriza-se por um escoamento de resina, proveniente de um recipiente, desde os canais de entrada no laminado até aos canais de saída, que conduzem a um recipiente intermediário. A principal dificuldade encontrada durante o planeamento do processo de infusão remete ao tamanho, a forma e o tipo de laminado que se pretende fabricar, o que requer uma diferente disposição dos canais para cada formato de peça, para permitir o escoamento completo por todo o laminado, sem que ocorra desfaseamento da progressão do fluido nem solidificação da resina injectada antes da infusão estar completa. (LOPES, 2009).

O VIP é parte de uma família de técnicas de moldagem chamadas de moldagem líquida de compósitos (LCM). Ele envolve a infusão de uma resina de baixa viscosidade, numa preforma fibrosa, seca, colocada num molde rígido e coberta por uma membrana flexível. O processo baseia-se num gradiente de pressão para conduzir a resina para dentro do molde e impregnar a preforma. A entrada no molde é à pressão atmosférica e a saída é sob vácuo (RAGONDET, 2005). A configuração típica para VIP está ilustrada na Figura 9.

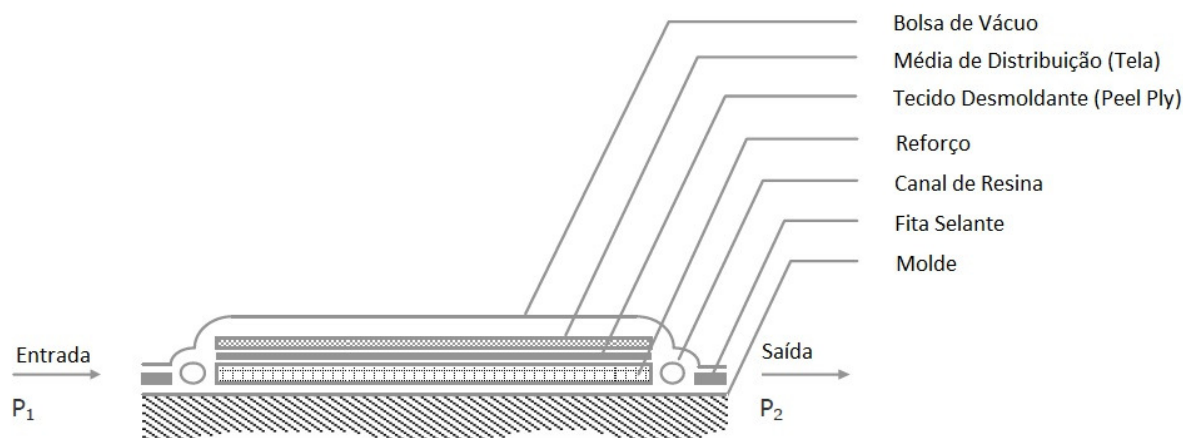


Figura 9: Desenho esquemático do processo de infusão. Fonte: RAGONDET (2005).

O processo de infusão tem sido usado em diversas aplicações na indústria, destacando-se a indústria naval, automotiva, de turbinas eólicas e aviação civil. A Figura 10 mostra um exemplo de aplicação do processo em ambiente industrial.



(a)



(b)



(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 10: Processo de construção de barco por VIP. (a) colocação dos reforços sobre o molde; (b) posicionamento da tela de infusão; (c) instalação dos canais de entrada de resina e linhas de vácuo; (d) vedação do sistema por meio da bolsa de vácuo e adesivo selante; (e) pressurização do sistema e infusão da resina; (f) fim da infusão da resina e início da cura do compósito. Fonte: Gurit Guide to Infusion.

Os processos de infusão de resina possuem diversas variáveis para garantir a qualidade do componente a ser fabricado, desde características dos materiais utilizados até a determinação dos pontos de injeção e de saída da resina. Dentre as diversas variáveis podemos destacar a viscosidade do sistema de resina e a permeabilidade do reforço seco. Algumas outras variáveis estão direta ou indiretamente relacionadas a uma dessas duas variáveis, como por exemplo, a temperatura (ALVES, 2006).

2.6.1 – Características do Fluxo na Infusão

A impregnação da preforma pela resina ocorre de duas maneiras: macro e micro-fluxo. O macro-fluxo consiste na impregnação entre fios. Enquanto o micro-fluxo consiste na impregnação dentro dos fios. Considera-se que o fio é um conjunto de filamentos ou fibras. A preforma pode conter fios orientados em várias direções, e o fluxo pode ocorrer em diversas direções em relação aos fios (ALVES, 2006).

Supõe-se que à medida que a frente de fluxo avançando encontra um feixe de fibras, esta flui à sua volta, aprisionando uma bolsa de ar uma vez que o faz. Após a frente rodear e contornar um feixe de fibras, este é lentamente impregnado pelo fluido. A base do mecanismo de retenção assumido é que o espaço intersticial dentro dos feixes de fibras é muito menor do que os espaços entre os feixes de fibras que constituem a preforma. Assim, é esperado que a permeabilidade de um feixe de fibras para a impregnação de resina é muito menor do que a permeabilidade da preforma para o fluxo da resina (PARNAS *et al.*, 1994). Esse mecanismo está esquematizado na Figura 11.

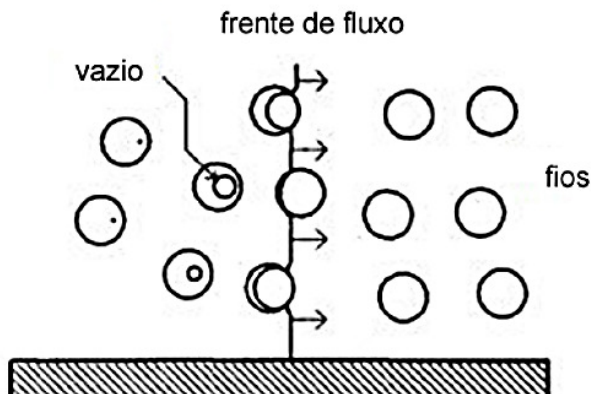


Figura 11: Processo de introdução de ar em um fluxo através de uma preforma com as fibras orientadas perpendicularmente ao fluxo. Fonte: PARNAS *et al.* (1994).

O processo complementar de fluxo perpendicularmente à direção do fio é o caso do líquido fluindo paralelo à direção do fio. Neste caso, a geometria que deve ser considerada é mostrada na Figura 12, que descreve um fio de baixa permeabilidade incorporado em um meio de mais alta permeabilidade, que é constituído por outros fios e regiões mais abertas entre os fios. A forma da frente de fluxo ilustrada indica o caso em que a frente de fluxo seria retardada no fio, devido à permeabilidade mais baixa no interior do fio do que fora dele (PARNAS *et al.*, 1994).

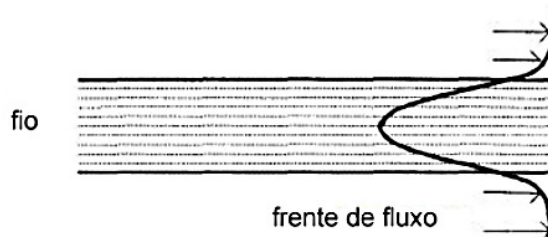


Figura 12: Modelo de fluxo paralelo a um fio de baixa permeabilidade incorporado em um meio de maior permeabilidade. Fonte: PARNAS *et al.* (1994).

Há quatro aspectos importantes a serem considerados na modelagem de fluxo de resina no processamento de infusão: (i) a influência da pressão da resina sobre a fração de volume de fibra da preforma, porque a pressão da resina reduz a compactação; (ii) o efeito que a alteração da fração volumétrica tem sobre a permeabilidade da preforma, uma vez que a permeabilidade é uma função da fração volumétrica das fibras; (iii) a influência da mudança de compactação no movimento do fluido e espessura da preforma; (iv) o efeito da pré-forma de fibras que se comporta como meio poroso de dupla escala (ACHESON *et al.*, 2004).

A maioria das preformas utilizadas em infusão consiste em feixes de fibras. A resina flui geralmente em torno de e para estes feixes. Isso dificulta a análise, pois se deve continuar a contabilizar a perda de massa para os feixes mesmo depois da frente de fluxo já ter passado e estar longe deles. Este fenômeno é muitas vezes referido como meio poroso de dupla escala, porque há um fluxo em macroescala em torno dos feixes e um fluxo em microescala dentro deles (PARSEVAL *et al.*, 1997), como esquematicamente mostrado na Figura 13.

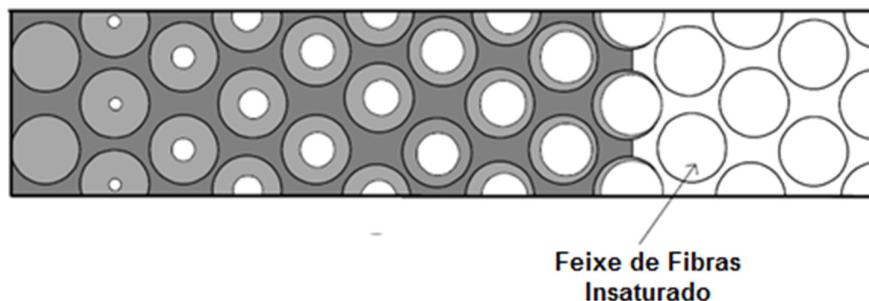


Figura 13: Ilustração do fluxo de dupla escala. Fonte: MASTBERGEN (2007).

Preformas típicas usadas em RTM e infusão consistem de feixes de fibras texturizadas regular ou aleatoriamente. A microestrutura da preforma de fibra é altamente não uniforme. Entre feixes há canais, através dos quais a resina pode fluir muito facilmente e, conseqüentemente, a permeabilidade efetiva é alta. A permeabilidade local no interior do feixe, por outro lado, é baixa por causa da presença das fibras. No entanto, a pressão capilar no interior do feixe é muito maior do que entre os feixes. Os efeitos da permeabilidade local e a pressão capilar competem entre si e a velocidade local da resina resultante depende de ambos os fatores. No caso de uma elevada velocidade de resina, os vazios se formarão dentro dos feixes de fibras, porque o fluxo no canal é mais rápido do que dentro do feixe devido à elevada permeabilidade do canal (Figura 14 (a)). Para uma baixa velocidade de resina, no entanto, o fluxo capilar irá dominar dentro dos feixes e, portanto, irão formar vazios nos canais entre feixes (Figura 14 (b)) (KANG *et al.*, 2000).

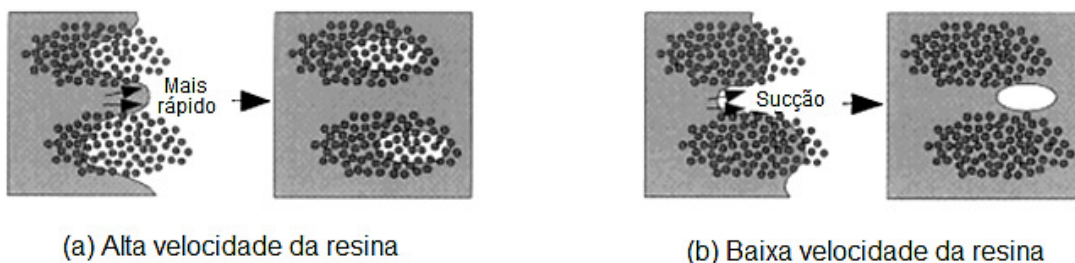


Figura 14: Formação de vazios dentro e entre feixes de fibra. Fonte: KANG *et al.* (2000).

O fluido percolando a estrutura porosa da preforma pode gerar a impregnação de dupla escala, gerando um atraso na impregnação do interior dos feixes de fibra (microfluxo) em relação à posição da frente de fluxo. Uma boa estratégia deve ser usada para completar a impregnação. Como mencionado anteriormente, um gradiente de pressão está presente na cavidade, por conseguinte, a espessura e a fração volumétrica de fibras da preforma sendo impregnada não são uniformes. De modo a otimizar a qualidade do componente final, o conteúdo de fibra deve manter as especificações de projeto, em outras palavras, a espessura do laminado tem de ser controlada. Isto pode ser conseguido submetendo toda a cavidade do molde à menor pressão absoluta presente na cavidade, ou seja, a pressão no canal de saída. Uma solução, denominada sangramento, consiste em fechar a entrada e deixar o excesso de resina fluir para fora do molde até que o equilíbrio de pressão seja atingido na cavidade. No entanto, esta técnica apresenta alguns riscos uma vez que a formulação de resina tem de ser ajustada, de modo que a gelificação não ocorra antes de uma distribuição de espessura uniforme ser obtida. Além disso, não é possível definir o melhor tempo para parar o processo de sangramento. Um risco é deixar que muita resina flua para fora, o que resultaria em falta de resina no laminado (RAGONDET, 2005).

Os métodos de fabricação convencionalmente utilizados têm convergido para se adotar a prática de sangramento de resina para reduzir ou eliminar os microvazios. Geralmente, quando a resina atinge o canal de saída, a sua injeção é interrompida. A prática do sangramento de resina continua a injeção, mesmo depois de a resina atingir o canal de saída. Este excesso de resina é deixado a fluir para fora da cavidade do molde para uma armadilha de resina (resin trap). Esta prática permite que os feixes de fibras, que tem uma permeabilidade muito mais baixa do que a do tecido, continuem a saturar com resina. Este conceito de sangramento é definitivamente garantido, mas permanece uma dificuldade se determinar a quantidade de sangria da resina que deve ser permitida para assegurar que todas as regiões sejam saturadas (KUENTZER *et al.*, 2007).

Uma prática de processamento alternativa é adicionar uma resistência ao escoamento na posição do canal de saída para reduzir a permeabilidade. Essa prática reduz a quantidade de resina desperdiçada devido ao sangramento. A resistência adicional, posicionada como um anexo ao canal de sangramento retarda a taxa de sangramento da resina e também proporciona uma pressão mais elevada

e maior tempo de residência da resina no molde para saturar os feixes de fibras. Tubulação com um diâmetro menor ou camadas adicionais porosas, mas que têm uma permeabilidade mais baixa que a preforma podem ser ligadas ao canal de saída para criar a resistência adicional. Mais uma vez, seria útil determinar quantitativamente o nível de resistência que deve ser adicionada para assegurar que todas as áreas sejam totalmente saturadas com resina, bem como a relação entre o nível de resistência e a quantidade de resina desperdiçada devido ao sangramento (KUENTZER *et al.*, 2007).

2.6.2 – Compressibilidade das fibras de Reforço

A compressibilidade do reforço é muito importante em todos os processos de transferência de resina, e afeta tanto o material quanto as propriedades de processamento da peça. À medida que o tecido é comprimido pela pressão do fluido ou a superfície do molde, as fibras vão ficando compactadas e a fração volumétrica da fibra aumenta. Isto diminui a espessura da peça, diminui a permeabilidade, e diminui a porosidade. É possivelmente mais importante se compreender a compressibilidade em processos de moldagem com molde de lado único do que nos processos de molde duplo (macho e fêmea). Em um processo de molde duplo, a permeabilidade e espessura do tecido são fixadas em determinado valor que é equivalente à espessura interna do molde. Durante todo o processo, a permeabilidade é uma constante e independente da pressão de injeção. Nos processos de moldagem de lado único, a compactação do tecido pode conduzir a vários fenômenos importantes. Em processos em que o fluxo é no plano do tecido, tais como VARTM e VIP, uma peça com uma espessura não uniforme pode ser criada uma vez que a pressão de compactação do líquido varia ao longo do molde (MASTBERGEN, 2007).

Em processos em que a resina é forçada através da espessura, a pressão aplicada ao fluido é também a pressão de compactação do tecido. Portanto, a espessura e permeabilidade do tecido podem mudar ao longo do processo e depende da pressão decorrente no processo. Isso pode criar um mecanismo de competição interessante nestes tipos de processos. De acordo com a lei de Darcy, um aumento na pressão aumenta a velocidade do fluido através do tecido. No entanto, o aumento da pressão do fluido irá aumentar a pressão de compactação e

diminuir a permeabilidade. Poderia ser possível, em certos casos, para um aumento da pressão, aumentar o tempo de injeção, apesar de isto não ser comum. Para a maioria dos tecidos a diminuição de espessura tende a compensar a diminuição da permeabilidade no fluxo através da espessura. O efeito da compactação na permeabilidade é muito dependente da arquitetura do tecido, o que significa que alguns tecidos são mais afetados do que outros. A compactação do tecido também afeta a porosidade do mesmo, o que vai afetar o tempo de saturação das fibras do tecido pelo fluido. Este fato acrescenta ainda outra complicação para o problema. Apesar de a permeabilidade diminuir com a compactação, a diminuição da porosidade pode aumentar a velocidade do fluido através da preforma. Diminuindo a porosidade também aumenta a pressão capilar. No entanto, na maioria dos casos, estes efeitos são menores (MASTBERGEN, 2007).

No processo de infusão, o vácuo é utilizado para promover o fluxo da resina através de um molde flexível, o qual não restringe a expansão da preforma criada quando a resina penetra no molde e diminui a pressão suportada pelos tecidos. Portanto, a compactação de preforma através da espessura irá mudar de acordo com o preenchimento do molde pela resina. Esta mudança física se traduz em mudanças no balanço de massa e permeabilidade durante o fluxo. Em infusão, a distribuição da pressão entre a preforma e a resina muda dinamicamente porque a pressão total deve ser igual à pressão do ar de compactação durante o escoamento da resina. A questão essencial é, por conseguinte, a importância deste comportamento no modelo global do processo de infusão (ACHESON *et al.*, 2004).

Estudos experimentais de compactação da preformas fibrosas foram realizados por CHEN *et al.* (2001). Os pesquisadores identificaram três regimes distintos quando se comprime o tecido da preforma: um regime inicial linear, um regime não linear intermediário e um regime linear final, como ilustrado na Figura 15. O primeiro regime linear inicia-se quando as camadas de tecido são levemente compactadas com uma quantidade mínima de pressão e as seções transversais das fibras são colocadas em contato. A resistência ao atrito nos pontos de contato entre as camadas de fios os impede de escorregar. No entanto, o aumento da pressão pode fazer com que o deslizamento ocorra em torno dos grandes espaços vazios, onde a estrutura de empilhamento não é estável. Durante esta fase, a deformação aparente da preforma vem quase que inteiramente da compressibilidade aparente dos espaços interticiais causada pelos fios preenchendo os espaços

vazios, não a partir da compressibilidade da fibra sólida em si. Na etapa seguinte, o regime não linear, os vazios maiores foram preenchidos e no espaço intersticial restante existe uma estrutura mais estável. Nesta fase, contribuem para a deformação a compressão dos sólidos e a deformação dos vazios. Quando é exercida uma pressão adicional, os sólidos são sujeitos a grandes deformações, chegando ao terceiro regime. Nesta fase, assume-se que a geometria da secção transversal tenha alcançado uma auto-similaridade de tal modo que a porosidade aproxima-se de uma constante. A compressão que ocorre neste regime se deve somente à compressão do material sólido.

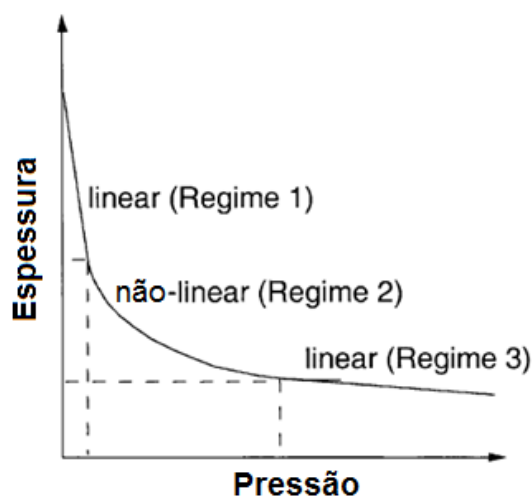


Figura 15: Curva espessura versus pressão de tecidos de preforma sobre compactação. Fonte: CHEN *et al.* (2001).

Na busca de um melhor entendimento dos efeitos sob a permeabilidade e fração volumétrica das fibras a partir da compressão dos tecidos de reforço, ensaios de compressibilidade foram desenvolvidos. O ensaio de compressibilidade do reforço consiste em preparar a preforma no empilhamento que se deseja analisar e por meio de compressão num equipamento universal de ensaios obter um gráfico da tensão de compressão em função da espessura ou da fração volumétrica das fibras. A Figura 16 mostra o gráfico típico de um ensaio de compressibilidade de reforço de tecido de fibra de carbono, ensaiado dez vezes sequencialmente (PRADO, 2009).

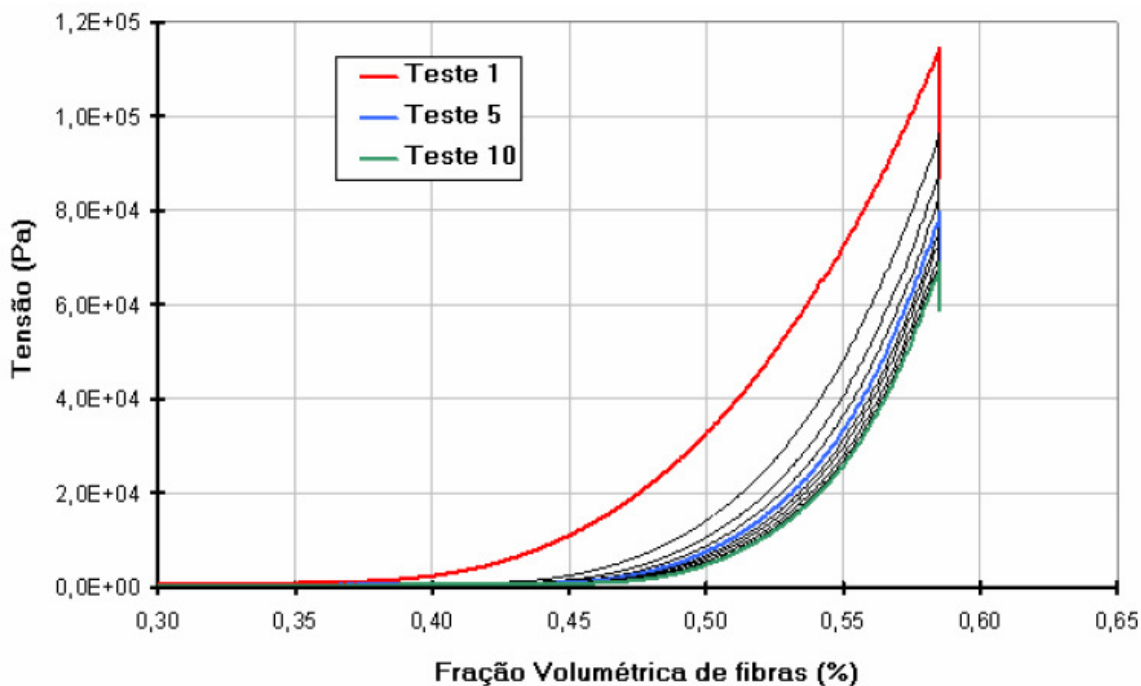


Figura 16: Ensaio de compressibilidade de reforço de fibra de carbono. Fonte: PRADO (2009).

2.6.3 – Permeabilidade do Reforço

A permeabilidade indica a facilidade relativa com que a resina se desloca através do espaço dos poros no meio poroso e é uma propriedade fundamental usada no estudo de RTM / VARTM e infusão. A permeabilidade depende da arquitetura do reforço, da porosidade, das propriedades da resina, condições de processamento, design do molde e geometria da peça. As propriedades da resina que afetam a permeabilidade são a viscosidade, a tensão superficial e o ângulo de contato. As condições de processamento tais como a pressão de injeção, a taxa de fluxo e a temperatura afetam a permeabilidade. A permeabilidade pode ser insaturada (transitória, ocorrendo no início do processo quando o fluido na frente de fluxo está envolvendo e saturando as fibras) ou saturada (estado estacionário). Quando a condição de fluxo é estabilizada, o comportamento do fluxo seria independente do tempo e da distância. Tal condição é considerada como estado de equilíbrio e o comportamento do fluxo é caracterizado usando-se o estado estacionário ou a permeabilidade saturada. Sob tais condições, existe uma relação linear entre a taxa de fluxo e a diferença de pressão (NAIK *et al.*, 2013).

O tipo de reforço influencia diretamente a permeabilidade, podendo aumentá-la ou reduzi-la, dependendo da maneira que as fibras estão arquitetadas/arranjadas. Um tecido com maior entrelaçamento dos fios, como por exemplo, o tecido plano (plain weave), terá mais canais entre os feixes de fibra por onde a resina poderá fluir com maior facilidade. Quando as fibras do tecido não possuem um entrelaçamento, como é o caso dos tecidos não tramados, haverá menor quantidade de canais entre os feixes de fibra, dificultando o fluxo da resina, diminuindo a permeabilidade. Em geral, quanto mais entrelaçado for o reforço, maior será a permeabilidade ao fluxo de resina e melhor será para o processo de infusão da resina. Entretanto, um alto grau de entrelaçamento dos fios limitará o volume máximo da fração de fibra, porque haverá mais espaço aberto que não poderá ser facilmente comprimido. Em peças de paredes finas, como as obtidas no processo de infusão, pode-se considerar que o fluxo da resina ocorra no plano. Entretanto, peças obtidas pelo processo de RTM podem chegar a 80 mm de espessura ou mais. Nesses casos, quando a espessura for maior que 10 mm (aproximadamente), a permeabilidade nas três direções deve ser considerada (PRADO, 2009).

A fim de compreender melhor a dinâmica de impregnação na infusão, compara-se este a um processo mais simples, como RTM. Este último envolve uma preforma colocada na cavidade de um molde com espessura constante. A infusão é conduzida sob pressão positiva ou taxa de fluxo. Uma vez que a espessura da cavidade é constante, a permeabilidade da preforma se mantém constante durante a infusão. Neste exemplo, a dinâmica de impregnação é equivalente a um fluxo planar unidimensional retilíneo. Este último é assumido para corresponder ao fluxo de um fluido incompressível, por meio de um meio poroso, tal como descrito pela equação conhecida como Lei de Darcy:

$$v = \frac{K}{\varepsilon \cdot \mu} \cdot \frac{dP}{dx} \quad (2)$$

aonde v é a velocidade intersticial, K a permeabilidade da preforma, ε a porosidade, μ a viscosidade do fluido e dP / dx o gradiente de pressão ao longo da distância de escoamento.

A permeabilidade do meio é uma propriedade do material de reforço que caracteriza a facilidade com que a resina flui ao longo do material. Este parâmetro é

geralmente considerado uma constante na Lei de Darcy, mas pode ser experimentalmente determinado. A permeabilidade é uma característica fortemente influenciada pela fração volumétrica de fibra existente no compósito, isto é, o nível de compressão durante a infusão a vácuo. Em suma, podemos inferir que a permeabilidade do reforço apresenta um grande impacto no tempo de enchimento do componente e quanto maior for o seu valor mais rápida será a velocidade de enchimento do molde (LOPES, 2009).

Uma forma de integração da lei de Darcy mostra o tempo em função da distância ao quadrado frente de escoamento, tal como descrito na equação 3.

$$t = \frac{\mu \cdot \varepsilon}{2 \cdot K} \cdot \frac{x^2}{\Delta P} \quad (3)$$

No processo de infusão a face superior do molde é feito de uma membrana flexível. A diferença de pressão é aplicada entre a entrada do molde, ligada a um recipiente de resina, sob pressão atmosférica, e à saída do molde, ligada a uma bomba a vácuo. A preforma estará pronta para ser infundida, quando o ar tiver sido extraído da cavidade, a estanquidade ao ar do molde ter sido verificada e a bomba tenha sido ajustada para o nível requerido de vácuo. Em seguida, a entrada é aberta e a resina impregna a preforma. Durante a infusão, a compactação da preforma evolui localmente com o gradiente de pressão e este último se desenvolve com a posição da frente de fluxo como mostrado na Figura 17. A parte da preforma impregnada é submetida a uma distribuição de pressão não uniforme, com pressão atmosférica à entrada do canal de resina e vácuo na frente de escoamento. A compactação e a permeabilidade da área impregnada variam com a posição e a progressão da frente de fluxo. A espessura da parte impregnada não é uniforme, a preforma é tipicamente mais espessa na entrada, onde o nível de pressão é mais alto. A parte seca da preforma fica sob pressão uniforme equivalente ao vácuo estabelecido no canal de saída. No entanto, a lei de Darcy permanece válida para o fluxo em infusão, se combinada com a equação da continuidade e se a espessura e a distribuição da porosidade são conhecidas. O fluxo na cavidade se desenvolve somente no plano e é retilíneo (nesta fase da descrição da infusão presume-se que o lay-up tem permeabilidade homogênea, ou seja, sem camadas de permeabilidade diferentes) (RAGONDET, 2005).

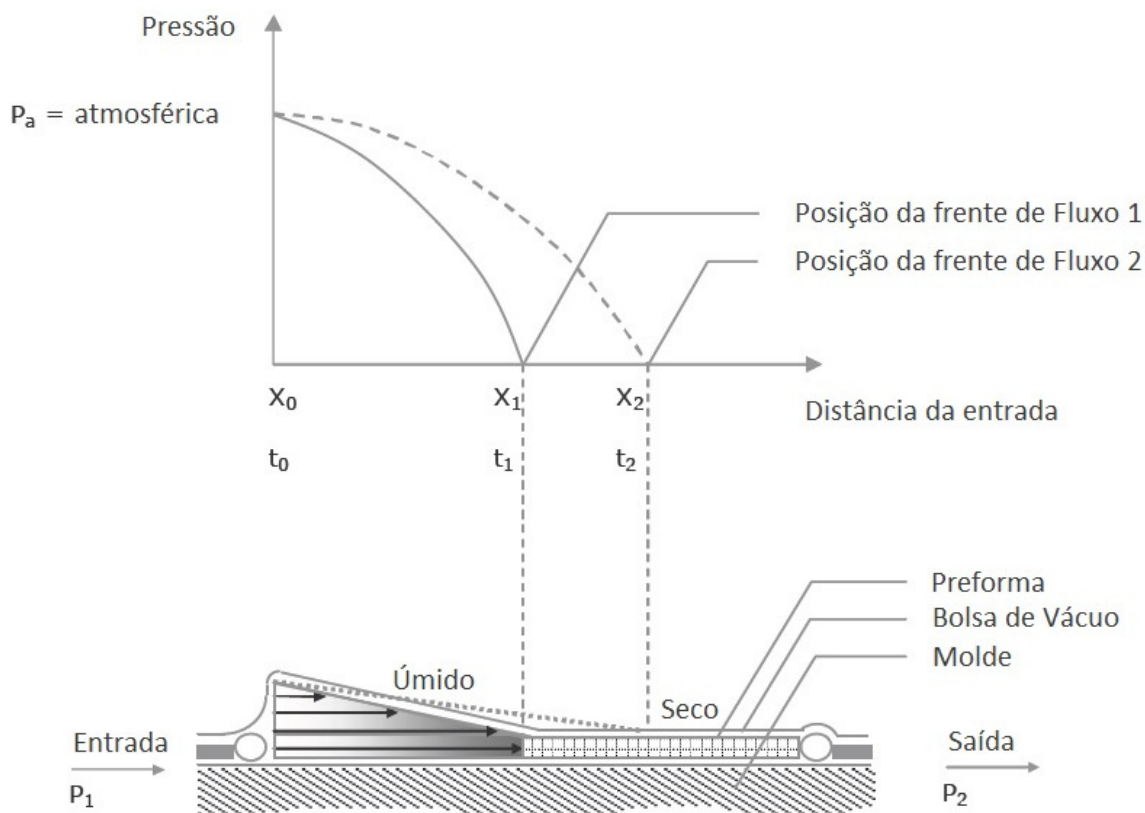


Figura 17: Evolução da pressão na cavidade do molde com a progressão da frente de fluxo durante a infusão a vácuo. Fonte: RAGONDET (2005).

A permeabilidade de tecidos pode ser calculada se a taxa da pressão e de fluxo requerida no processo de infusão for determinada. Isto pode ser efetuado por meio de ensaios de frente de fluxos retilíneos ou radiais (Figura 18). Para ensaios retilíneos a permeabilidade pode ser calculada facilmente, entretanto duas medidas diferentes são necessárias para obter a permeabilidade nos eixos X e Y. Para ensaios radiais a permeabilidade em X e em Y é determinada em um único teste, entretanto a análise dos dados obtidos é mais complexa. Na medida da permeabilidade por infusão radial também é possível eliminar os efeitos de extremidade (bordas), os quais podem influenciar negativamente a determinação da permeabilidade pelo método retilíneo (PRADO, 2009).

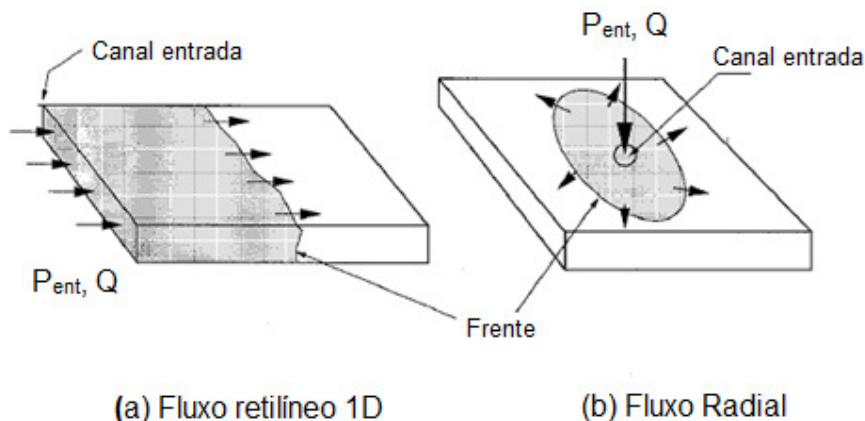


Figura 18: Representação esquemática de infusão com fluxo retilíneo e radial. Fonte: PARSEVAL *et al.* (1997).

A flexibilidade do saco de vácuo introduz um novo aspecto que não está presente em RTM: o campo de pressão do fluido que induz o fluxo também modifica o estado de compactação local do reforço e, por fim, altera a permeabilidade. Como as alterações de pressão do fluido se devem ao movimento da frente de escoamento, o mesmo acontece com a pressão de compactação sobre o reforço, o que leva a variações na porosidade e permeabilidade. Isto está ilustrado na Figura 19 (CORREIA *et al.*, 2004).

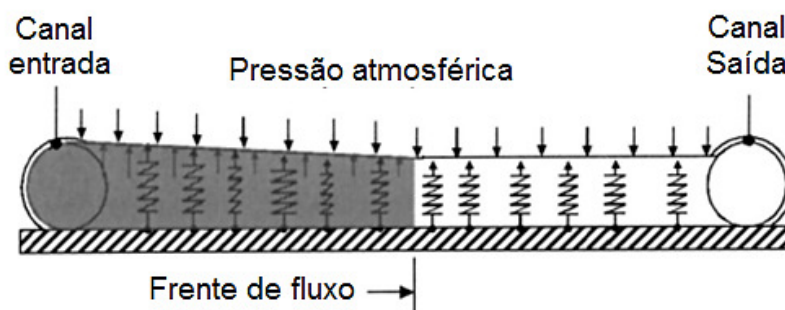


Figura 19: Efeito da pressão do fluido na compactação em VIP. Fonte: CORREIA *et al.* (2004).

Embora alguns valores de permeabilidade tenham sido relatados para reforços naturais na literatura, uma visão detalhada sobre o comportamento do seu fluxo ainda é necessária. Além disso, os resultados obtidos para um tipo de fibra e arquitetura de tecido são difíceis de comparar com os valores obtidos por outras fibras. Portanto é muito importante que sejam identificados os principais mecanismos presentes na impregnação de fibras naturais. Um aspecto fundamental

que tem sido estudado por vários autores em fibras de vidro é a diferença entre a permeabilidade saturada e insaturada. (FRANCUCCI *et al.*, 2010).

Ao contrário das fibras sintéticas, as fibras naturais absorvem fluido, atuando como um dissipador. A absorção de líquido consome fluido a partir da corrente principal, que se desloca através do reforço, aumentando a resistência ao fluxo durante o fluxo insaturado. Além disso, a saturação das fibras naturais pode provocar inchamento, podendo reduzir a porosidade e aumentar a resistência ao fluxo durante o fluxo saturado (FRANCUCCI *et al.*, 2010).

2.6.4 – Arquitetura da Infusão

Em infusão o tempo é um fator crítico no processo. A infusão e a desmoldagem da peça fabricada são geralmente processos lentos, especialmente quando da produção de grandes estruturas. Uma solução para reduzir o tempo de fabricação é diminuir o tempo de infusão através da adição de um meio de distribuição para a pré-forma. Este, geralmente uma malha polimérica de poliamida ou de polietileno, pode também ser uma camada de reforço de elevada permeabilidade feita da mesma fibra que a preforma. O meio de distribuição é normalmente colocado sobre a face superior da preforma, uma vez que tem de ser liberado após a infusão (não se o meio de distribuição for uma camada de reforço). Quando o meio de distribuição é uma malha polimérica, uma camada de tecido desmoldante é colocada entre a preforma e o meio de distribuição. Este tecido, uma camada fina geralmente de poliamida e com baixa densidade de superfície, auxilia a remoção do meio de distribuição. Devido à sua elevada permeabilidade, o meio de distribuição aumenta o fluxo de resina na superfície superior da preforma, reduzindo assim o tempo de impregnação em até 86 % (RAGONDET, 2005).

Diversos pesquisadores [FRANCO (2008); MASTBERGEN (2004); ALVES (2006); PRADO (2009); LOPES (2009)], têm se dedicado a estudar diferentes arquiteturas de infusão que garantam o completo molhamento dos reforços pela resina durante o processo, permitindo a total saturação da preforma e prevenindo a variação de espessura ao longo da peça fabricada. Promotores de fluxo (como os meios de distribuição), retardadores de fluxo (geralmente tecidos de mais baixa permeabilidade), membranas flexíveis com canais direcionais para o fluxo, diâmetros e posicionamento dos tubos de entrada e saída de resina são alguns dos

mecanismos utilizados para garantir o sucesso da infusão. A Figura 20 mostra um desenho esquemático de uma das arquiteturas estudadas do processo de infusão.

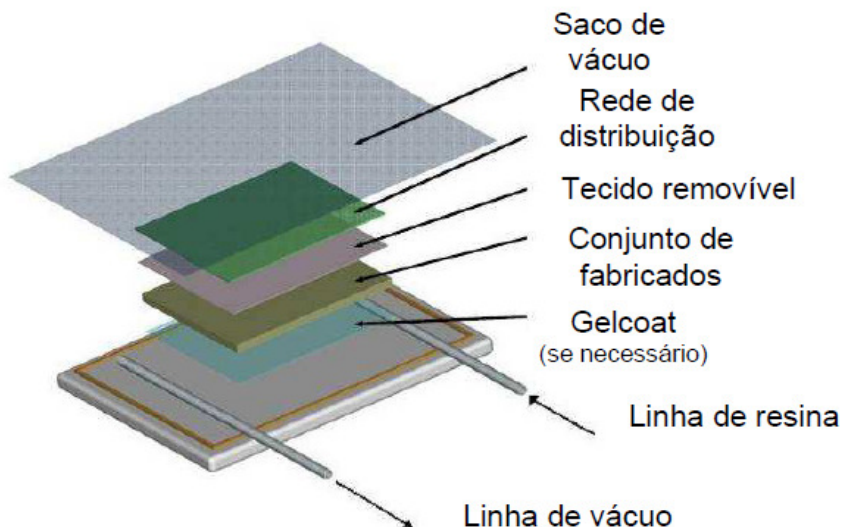


Figura 20: Configuração das camadas do processo de infusão de resina. Fonte: FRANCO (2008).

2.7 – PROPRIEDADES DE COMPÓSITOS COM REFORÇO NATURAL

À medida que as aplicações de compósitos reforçados com fibras naturais se multiplicam, a responsabilidade com a resistência e previsibilidade de propriedades tornam-se mais exigentes, não sendo mais suficiente, como reportado por FARUK *et al.* (2012) a simples carga de resíduos naturais em matrizes poliméricas termoplásticas e termofixas.

Diversos trabalhos têm sido desenvolvidos no sentido de se estabelecer repetibilidade e previsibilidade às propriedades de compósitos reforçados com fibras naturais, tendo sempre como espelho, as fibras sintéticas mais comuns como a fibra de vidro.

ALVES *et al.* (2010) comparou o desempenho de compósitos reforçados com fibras de juta e com fibras de vidro aplicados à indústria automotiva. A Figura 21 mostra uma comparação semi-quantitativa de todos os aspectos de um capô frontal automotivo reforçado com cada uma destas fibras, baseada na sustentabilidade do projeto e nos aspectos técnicos, uma vez que a concepção ecológica dos materiais precisa atingir requisitos técnicos. Os melhores resultados foram assumidos como 100 %, enquanto os outros valores são fração deles. Relacionados com os

parâmetros técnicos, os resultados foram baseados em ensaios realizados nos compósitos ensaiados segundo as normas ASTM (D-3039, ensaio de tração em compósitos poliméricos, D-790, ensaio de flexão em plásticos reforçados e não reforçados e D-256, ensaio de impacto Izod de plásticos).

O parâmetro social é um aspecto qualitativo, que teve por base os efeitos sociais do reforço de fibras em todas as fases da cadeia produtiva. As fibras de juta apresentaram melhores aspectos em todas elas, sendo que as fibras de vidro apenas apresentaram algumas vantagens em aumentar o emprego industrial.

O aspecto ambiental foi estabelecido com base na avaliação do ciclo de vida, que leva em consideração aspectos como logística da matéria prima, cadeia produtiva da fibra, cadeia produtiva do veículo e descartabilidade, concluindo-se que a fibra de juta agrega um aumento cerca de 15% no desempenho dos compósitos, enquanto que nos aspectos econômicos levou-se em consideração que fibras de juta custam cerca de sete vezes menos do que as fibras de vidro. Neste sentido, é possível observar que as fibras de juta têm muitas vantagens na substituição de fibras de vidro para reforço de materiais compósitos.

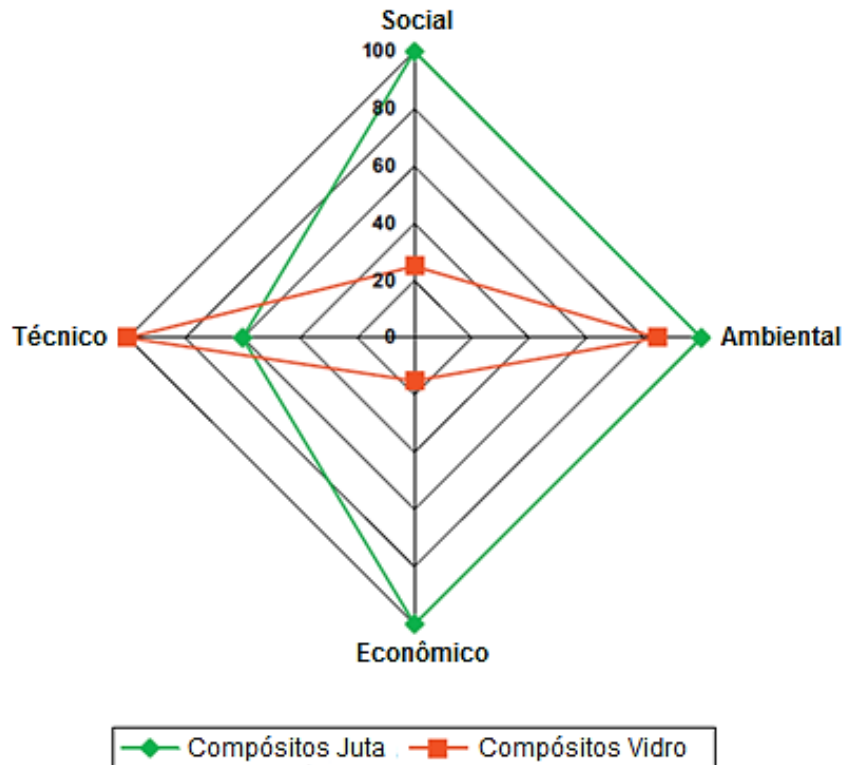


Figura 21: Comparativo de desempenho de autopeça fabricada em compósito reforçado por fibras de vidro e de juta. Fonte: ALVES *et al.* (2010).

Devido à grande variabilidade de propriedades mecânicas e físicas das fibras vegetais, há uma grande dificuldade em se determinar uma área da seção transversal adequada, que é necessária para se calcular a tensão de ruptura média das fibras. Isto ocorre, pois os materiais de fonte natural possuem grandes variações em sua microestrutura e nas propriedades mecânicas, devido às diferentes condições climáticas durante seu cultivo, como umidade, pluviometria, irradiação solar, composição do solo, entre outras (TARGA *et al.*, 2009). Esta variabilidade inerente no reforço provoca certo nível de dispersão nas propriedades mecânicas dos compósitos reforçados com fibras naturais.

A consolidação e expansão do mercado de compósitos com reforço natural passam obrigatoriamente pela repetibilidade e previsibilidade de suas propriedades. Pesquisas recentes têm convergido para o esforço de se desenvolver modelos matemáticos analíticos e semi-empíricos que possam incorporar as diversas variáveis que regem as propriedades destes compósitos, partindo normalmente de modelos já consolidados desenvolvidos para os compósitos sintéticos.

Modelos micromecânicos são amplamente utilizados para calcular as propriedades mecânicas dos compósitos. Estes modelos são equações analíticas desenvolvidas para simular representações geométricas e mecânicas simplificadas do mundo real, mas, no entanto, elas normalmente apresentam um bom ajuste com as propriedades medidas. As equações contém certo número de parâmetros de materiais que, em princípio, são diretamente mensuráveis ou podem ser estimadas (MADSEN *et al.*, 2009).

A Regra de Misturas é um modelo micromecânico amplamente aceito para o cálculo da rigidez e resistência à tração (σ_c) de compósitos com fibras contínuas unidirecionais, carregados no sentido longitudinal das fibras. Segundo CALLISTER JÚNIOR (2002), o limite de resistência à tração longitudinal de compósitos reforçados com fibras contínuas alinhadas submetidos a carregamento na direção das fibras, pode ser calculado pela equação 1 (Regra das Misturas):

$$\sigma_c = (V_f \sigma_f + V_m \sigma_{m'}) \quad (1)$$

sendo V_f a fração volumétrica de fibras; σ_f a resistência à tração da fibra; $\sigma_{m'}$ a tensão na matriz no momento em que ocorre a falha da fibra e V_m a fração volumétrica da matriz.

AL-QURESHI e STAEL (1997) propuseram a Regra das Misturas Modificada para compósitos de fibra natural, mostrada na equação (2), que leva em consideração além dos parâmetros relativos às propriedades da fibra, da matriz e a proporção entre eles, aspectos importantes que influenciam diretamente sobre as propriedades mecânicas do compósito, como a disposição do reforço e a interface fibra-matriz.

$$\sigma_{c_teórica} = (\beta)(\sigma_f)(V_f) + (\gamma)(\sigma_m)(V_m) \quad (2)$$

sendo, $\sigma_{c_teórica}$ a resistência à tração do compósito; β o fator de eficiência do alinhamento das fibras; σ_f a resistência à tração da fibra; V_f a fração volumétrica de fibras; γ o fator de adesão fibra matriz; σ_m a resistência à tração da matriz e V_m a fração volumétrica da matriz.

O valor de β pode ser definido de acordo com a Tabela 5.

Tabela 5: Eficiência do reforço das fibras no compósito para alguns ângulos de orientação de fibra em relação à direção do carregamento (CASARIL *et al.*, 2007).

Orientação da Fibra	Direção da Aplicação da Carga	Eficiência do Reforço (β)
Todas as fibras paralelas	Paralela às fibras	1
	Perpendicular às fibras	0
Bidirecionais (Tecidos)	Metade das fibras paralelas e metade perpendiculares	1/2
Fibras distribuídas uniforme e aleatoriamente num plano específico	Qualquer direção no plano das fibras	3/8
Fibras distribuídas uniforme e aleatoriamente num espaço tridimensional	Qualquer direção	1/5

Segundo CASARIL *et al.* (2007), o fator γ diz respeito à eficiência do recobrimento das fases presentes por parte da matriz e varia de 0 a 1 em função da razão entre a tensão de cisalhamento na interface matriz/fibra e a tensão de cisalhamento da matriz.

TARGA *et al.* (2009) fabricaram compósitos de matriz poliéster ortoftálico reforçado com tecido de fibra de juta pelos processos de laminação manual, infusão de resina e laminação seguida de compressão. Os valores de γ obtidos para os três

processos de fabricação testados estão demonstrados na Tabela 6. Com base nestes resultados, os autores concluíram que a técnica de laminação por compressão apresentou a melhor adesão fibra-matriz, devido à maior molhabilidade da resina na fibra ocasionada possivelmente pela força de compressão.

Tabela 6: Valores de γ obtidos em função do processo de fabricação adotado (TARGA *et al.*, 2009).

Método de Fabricação	$\sigma_{c_experimental}$	$\sigma_{c_teórica}$	$(\beta)(\sigma_f)(V_f) + (\gamma)(\sigma_m)(V_m)$
Manual	23,5 Mpa	23,5 Mpa	(0,5) (149,8) (0,20) + (0,30) (35,7) (0,80)
Infusão	34,6 Mpa	34,6 Mpa	(0,5) (149,8) (0,25) + (0,59) (35,7) (0,75)
Compressão	46,2 Mpa	46,2 Mpa	(0,5) (149,8) (0,38) + (0,80) (35,7) (0,62)

A porosidade é uma parte inevitável de todos os materiais compósitos, devido à mistura e fusão de duas fases distintas de materiais, as fibras e a matriz. No caso de compósitos de fibra vegetal, a fase de porosidade tipicamente produz uma significativa contribuição para o volume global do compósito, causada por fatores como: (i) a existência de cavidades no lúmen das fibras vegetais; (ii) a complexa química superficial das fibras vegetais que dificulta a adesão fibra/matriz; (iii) a forma e dimensões irregulares das fibras vegetais, que restringem a impregnação pela matriz; (iv) a baixa capacidade de empacotamento de fibras de plantas, que limita a fração volumétrica máxima de fibra obtida, e (v) as técnicas de processamento aplicadas; que normalmente são diretamente adotadas a partir do trabalho em compósitos de fibra sintética, precisando ainda serem adaptadas para compósitos de fibra vegetal. No total, a porosidade é uma fase em volume de compósitos de fibra vegetal que não pode ser negligenciada, e precisa ser rotineiramente integrada na avaliação do desempenho do compósito (MADSEN *et al.*, 2009).

Pesquisadores como MADSEN (2004), SHAH *et al.* (2013), têm proposto modelos para prever as propriedades mecânicas de compósitos reforçados com fibras naturais considerando o efeito da porosidade e suas interações com as demais fases do compósito. MADSEN *et al.* (2009) desenvolveram uma equação derivada da Regra das Misturas que inclui a porosidade e simula seu efeito sobre a resistência à tração de compósitos de reforço vegetal:

$$\sigma_c = (\eta_0 \eta_1 V_f \sigma_f + V_m \sigma_{m*})(1 - V_v)^2 \quad (3)$$

sendo η_0 o fator de eficiência da orientação da fibra; η_1 o fator de eficiência do comprimento da fibra; V_f e σ_f a fração volumétrica e resistência à tração da fibra; V_m e σ_{m*} a fração volumétrica e a tensão da matriz deformada ao ponto de falha do compósito; V_v a porosidade.

Em termos de desempenho mecânico, as fibras lignocelulósicas têm se mostrado atraentes. No entanto, devido ao curto comprimento da fibra vegetal técnica, a fabricação de compósitos com reforço unidirecional pode requerer que o reforço esteja na forma de fios. O processo de fiação resulta em uma estrutura torcida, onde torção é o mecanismo de ligação principal. A adição de torção nos fios afeta a transferência de tensão entre as fibras no interior do fio e, portanto, influencia a resistência e o mecanismo de fratura do mesmo (SHAH *et al.*, 2013). O ângulo formado entre a direção da fibra torcida e o eixo longitudinal do fio é definido como *ângulo de torção superficial do fio* (α) e é utilizado como parâmetro de controle deste na indústria têxtil. A Figura 22 ilustra o ângulo de torção superficial do fio α , formado à distância R do eixo longitudinal do fio.

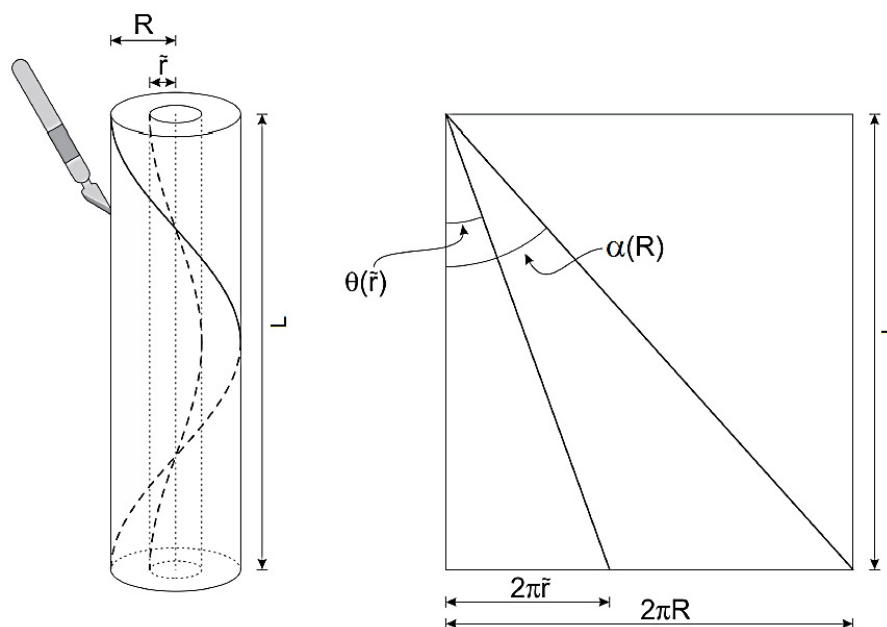


Figura 22: Definição do ângulo de torção superficial de um fio (RASK, 2012).

O ângulo de torção superficial do fio representa para os compósitos um desalinhamento das fibras em relação à direção de sollicitação, com reflexos diretos nas propriedades em tração. SHAH *et al.* (2013) propôs um modelo para prever a resistência à tração (σ_c) de compósitos reforçados com fios unidirecionais, desenvolvido à partir da Regra das Misturas Modificada, incorporando o ângulo α :

$$\sigma_c = (\cos^2 \alpha \cdot \eta_l \cdot \eta_d \cdot V_f \cdot \sigma_f + V_m \cdot \sigma_{m*}) (1 - V_v)^2 \quad (2)$$

sendo α o ângulo de torção superficial do fio, η_l o fator de eficiência do comprimento e interface da fibra/matriz; η_d o fator de eficiência da distribuição e orientação do reforço; V_f e σ_f a fração volumétrica e resistência à tração da fibra; V_m e σ_{m*} a fração volumétrica e a tensão da matriz deformada ao ponto de falha do compósito; V_v a porosidade.

2.7.1 – Fração Volumétrica de Fibras e Volume de Vazios

A fração volumétrica das fibras é um dos principais parâmetros na determinação das propriedades mecânicas de compósitos com fibras naturais (MESSIRY, 2013). Desconsiderando-se a existência de vazios, a fração volumétrica das fibras pode ser calculada de acordo com a seguinte equação:

$$V_f = \frac{\rho_m \cdot m_f}{(\rho_m \cdot m_f + \rho_f \cdot m_m)} \quad (4)$$

sendo V_f a fração volumétrica das fibras; ρ_m a massa específica da matriz; m_f a massa das fibras; ρ_f a massa específica das fibras e m_m a massa da matriz.

As propriedades de tração dos compósitos de fibras alinhadas são predominantemente afetadas pela fração volumétrica das fibras (V_f) e, por conseguinte, este parâmetro tem de ser determinado com precisão, a fim de avaliar o efeito relativamente menor de outros parâmetros. V_f pode ser determinado diretamente por análise de imagem de seções transversais de compósitos polidas. No entanto, isto requer que um número de suposições sejam feitas para se ser

capaz de óticamente distinguir entre a fibra, matriz e porosidades nas imagens. A fração volumétrica de fibras em compósitos é geralmente estimada indiretamente a partir de medições gravimétricas e volumétricas do laminado compósito e seus constituintes. Em um método comumente aplicado, V_f é calculada a partir do volume de laminado (V_c), a massa do laminado (m_c), a massa de fibra (m_f), e a massa específica da matriz (ρ_m) (MADSEN, 2004):

$$V_f = \frac{v_c - \frac{m_c - m_f}{\rho_m}}{v_c} \quad (5)$$

O método é rápido e simples, uma vez que requer apenas conhecimentos de V_c , m_c e m_f , que são facilmente determinadas, e ρ_m que normalmente é determinado pelo fornecedor. Todavia, baseia-se na determinação do volume da matriz, e, por conseguinte, o V_f estimado inclui o conteúdo de porosidade no compósito laminado. Assim, para os compósitos com baixa V_f (e baixo V_v) a equação (5) é provavelmente aceitável, mas para os compósitos com V_f se aproximando a $V_{f(max)}$, a equação superestima severamente V_f . Um método mais preciso para estimar a fração volumétrica de fibras em compósitos é baseado na determinação do volume de fibra:

$$V_f = \frac{\frac{m_f}{\rho_f}}{v_c} \quad (6)$$

Este método requer que ρ_f seja medido com precisão, e deve ser avaliado se a massa específica da fibra absoluta ou aparente deve ser aplicada. O método é adequado, se o laminado fabricado é perfeitamente quadrangular, mas se ele se desvia desta forma a determinação de V_c se torna imprecisa. Em vez disso, a equação (6) pode ser modificada para ser aplicada a pequenas amostras de laminados onde a massa específica do laminado (ρ_c) pode ser determinada pelo método de flutuação (MADSEN, 2004):

$$V_f = \frac{\frac{m_f}{\rho_f}}{v_c} = \frac{\frac{m_f}{\rho_f m_c}}{\frac{v_c}{m_c}} \Rightarrow V_f = \frac{\rho_c}{\rho_f} W_f \quad (7)$$

Reorganizando a equação (7), a fração volumétrica da matriz (V_m) pode ser calculada e, posteriormente, a fração de vazios (V_v) é determinada:

$$V_m = \frac{\rho_c}{\rho_m} (1 - W_f) \quad ; \quad V_v = 1 - (V_f + V_m) \quad (8)$$

Espaços vazios e porosidade podem agir como concentradores de tensão que levam à falha de amostras de materiais compósitos. Na medida em que o conteúdo de vazios em compósitos de fibras naturais se torna cada vez mais importante, as técnicas de fabricação, ainda não totalmente desenvolvidas, e a origem natural das fibras necessariamente induzem à variações nas propriedades mecânicas dos compósitos. Ambos os fatores contribuem na criação de espaços vazios que afetam as propriedades globais dos compósitos. O conteúdo de vazios de compósitos pode ser calculado através da seguinte fórmula padrão (DHAKAL *et al.*, 2007):

$$V_v = 1 - \rho_c \left(\frac{w_f}{\rho_f} + \frac{w_m}{\rho_m} \right) \quad (9)$$

onde V_v é a fração volumétrica de vazios; ρ_c a massa específica do compósito; w_f a fração mássica da fibra (%); w_m a fração mássica da matriz (%); ρ_f a massa específica da fibra (g/cm^3) e ρ_m a massa específica da matriz (g/cm^3).

MADSEN *et al.* (2007) desenvolveram um modelo que descreve quantitativamente os volumes constituintes em um sistema composto por fibras naturais discretas embebidas em uma matriz contínua. O modelo se baseia nas frações mássica e volumétrica dos constituintes do compósito. As percentagens, em volume de fibras e da matriz estão relacionadas com o volume total do compósito, no entanto, estas variáveis não podem ser estabelecidas sem o conhecimento da quantidade da terceira parte com base em volume nos compósitos, a porosidade. Assim, as percentagens, em volume, de fibras da matriz e porosidade são variáveis mutuamente dependentes, e a fração em peso de fibra é utilizada como a variável independente. Os autores definiram o volume total de poros como a quantidade volumétrica total de cavidades cheias de ar no interior do compósito, dividindo este volume numa série de componentes de porosidade menores, assumindo que o

volume total de poros (v_p) pode ser separado em três componentes principais, como exemplificado na Figura 24:

- porosidade correlacionada à fibra, que se presumiu ser linearmente correlacionada com o volume absoluto de fibra;
- porosidade correlacionada à matriz, que se presumiu ser linearmente correlacionada com o volume absoluto de matriz;
- porosidade estrutural, que está relacionada com a situação em que o volume da matriz disponível é insuficiente para preencher o espaço livre de um conjunto de fibras totalmente compactadas.

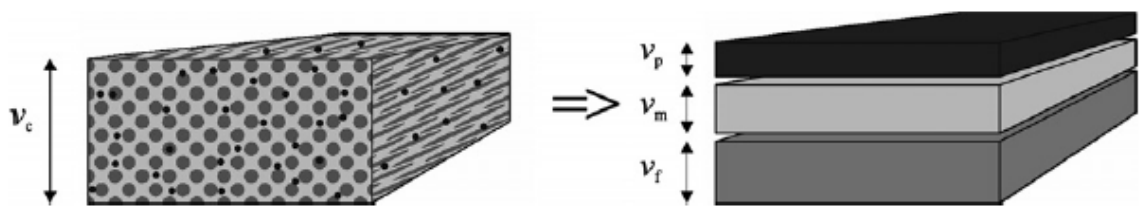


Figura 23: Desenho esquemático da separação do volume absoluto de um compósito (v_c) nos volumes absolutos de fibras (v_f), matriz (v_m) e porosidade (v_p). Fonte: MADSEN *et al.* (2007).

Um exemplo de um subcomponente da porosidade correlacionada à fibra são as cavidades cheias de ar no interior das fibras (por exemplo, o lúmen em fibras vegetais). Do mesmo modo, um exemplo de um subcomponente de porosidade correlacionada à matriz são as bolhas de ar aprisionadas na matriz. A Figura 24 mostra uma ilustração esquemática dos volumes absolutos constituintes de um compósito com a composição volumétrica variável. Os volumes de material são representados como placas com espessuras relativas em proporção às suas dimensões volumétricas. As placas correspondentes às fibras (v_f) representam volumes sólidos de fibra pura. Da mesma forma, as placas correspondentes à matriz (v_m) representam volumes sólidos de matriz pura. As placas de porosidade correlacionada à fibra (v_{pf}), a porosidade correlacionada à matriz (v_{pm}) e a porosidade estrutural (v_{ps}) representam volumes de porosidade. A figura exemplifica uma abordagem típica aplicada para aumentar a fração de volume de fibra em compósitos, com o volume de fibras sendo mantido constante e o de matriz sendo continuamente diminuído. O eixo “x” representa o aumento da fração volumétrica da

fibra. A natureza discreta das fibras significa, no entanto que o conjunto de fibras apenas pode ser compactado para um dado volume mínimo (sob as condições do processo de funcionamento), o que, por conseguinte, determina o volume do compósito mínimo que pode ser obtido ($v_{c \min}$). Por conseguinte, uma fração volumétrica máxima de fibra ($v_{f \max}$) pode ser definida:

$$V_{f \max} = \frac{v_f}{v_{c \min}} \quad (10)$$

Assim, existe um processo de transição onde o conjunto de fibras é totalmente compactado para o seu volume mínimo, e a quantidade de matriz é apenas suficiente para preencher o espaço livre entre as fibras. Mais precisamente, este caso de transição é definido como a situação em que a soma de v_f , v_m , v_{pf} e v_{pm} é igual à $v_{c \min}$. Na Figura 24, o caso de transição é denotado Caso A/B, e especifica a transição entre os dois casos de interação volumétrica dos compósitos: Caso A e B. No caso A, o conjunto de fibra não é totalmente compactado, e a quantidade de matriz é suficiente para encher o espaço livre entre as fibras. Assim, no processo A, v_c é maior do que $v_{c \min}$. No Caso B, o conjunto de fibras é totalmente compactado, e a quantidade de matriz é insuficiente para preencher o espaço livre entre as fibras. Consequentemente, o volume de porosidade estrutural (v_{ps}) é criado, o que representa o espaço livre restante entre as fibras. No caso B, v_c é igual à $v_{c \min}$ (MADSEN *et al.*, 2007).

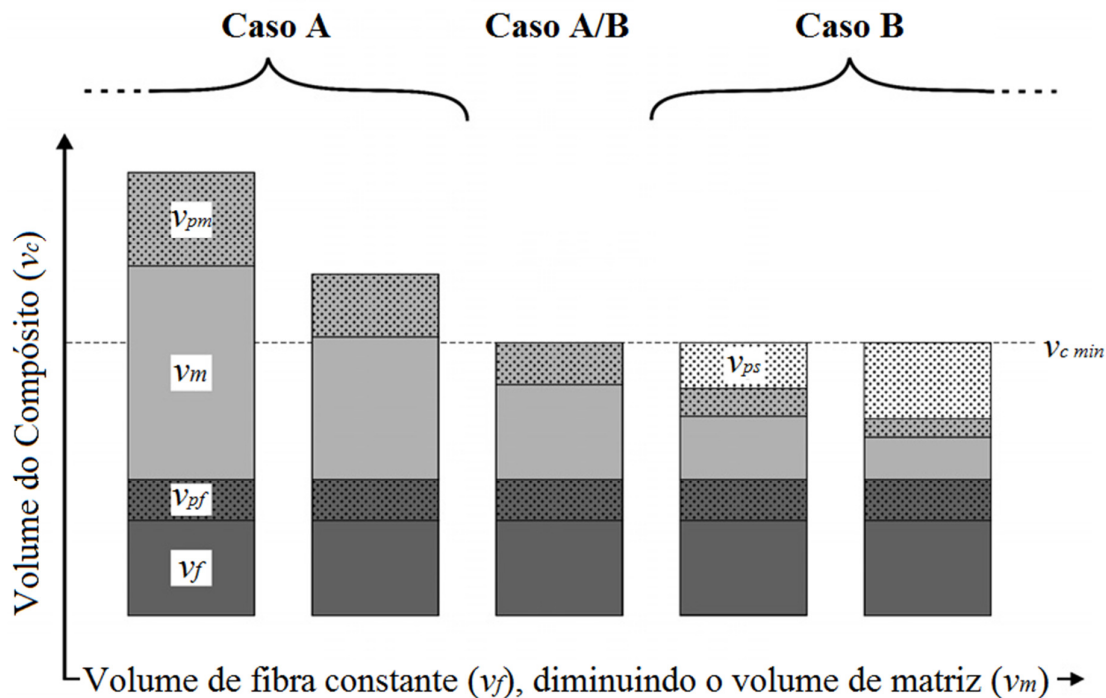


Figura 24: Ilustração esquemática do volume absoluto dos constituintes de um compósito com composição volumétrica variável. Fonte: MADSEN *et al.* (2007).

2.8 – PROPRIEDADES TÉRMICAS DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS

As propriedades termofísicas de um compósito podem ser determinadas a partir das propriedades da fibra e da resina, através da regra de mistura, a saber:

- Massa específica: $\rho_c = \rho_r \phi_r + \rho_f \phi_f$
- Capacidade calorífica por volume: $(\rho c_p)_c = (\rho c_p \phi)_r + (\rho c_p \phi)_f$
- Condutividade térmica, direção paralela à fibra: $\lambda_{\parallel} = \lambda_r \phi_r + \lambda_f \phi_f$
- Condutividade térmica, direção perpendicular à fibra: $\lambda_{\perp} = \frac{\lambda_r \lambda_f}{\lambda_r \phi_r + \lambda_f \phi_f}$

em que os índices c , r , e f correspondem ao compósito, à resina e ao elemento de reforço, respectivamente. A variável ϕ_f corresponde à fração volumétrica do elemento de reforço e os índices \parallel e \perp correspondem à direção paralela e perpendicular, respectivamente, às fibras, no caso de compósitos com esse elemento de reforço. Para compósitos cujo elemento de reforço são partículas, essa definição de direção perde o sentido (ALMEIDA, 2006).

Diversos autores têm investigado as propriedades térmicas de compósitos, frequentemente associando seus produtos a características como isolamento térmico ou qualificando o processo de fabricação. MOREIRA (2011) estudou os efeitos, sobre a condutividade térmica e módulo de elasticidade, da adição de nanopartículas de óxidos metálicos em matrizes epóxi e de poliéster insaturado. A autora verificou um aumento no desvio padrão dos resultados de condutividade térmica em função da má homogeneização das nanopartículas na matriz, quando a mistura era realizada manualmente. KOWBEL *et al.* (2000) produziu compósitos com fibras de SiC inseridas em uma matriz de SiC e constatou que a medida que a espessura do compósito vai aumentando e conseqüentemente sua porosidade intrínseca sobe, o coeficiente de condutividade térmica é reduzido na mesma proporção, estabelecendo-se uma relação entre a massa específica do compósito e suas propriedades térmicas.

De acordo com BEZERRA (2010), no processo de fabricação de compósitos, as fibras são misturadas à matriz e o conjunto é pressionado de forma que as fibras tendem a se alinhar em planos perpendiculares à direção da pressão aplicada, chamados de planos basais. Dependendo da orientação das fibras nos planos basais, os compósitos podem ser classificados em compósitos de fibras longitudinalmente alinhadas, compósitos de fibras transversalmente alinhadas e compósitos de fibras com orientação aleatória, conforme ilustrado nas Figuras 25 (a), (b) e (c). Nos compósitos de fibras longitudinalmente alinhadas (Figura 25a) a condutividade térmica efetiva longitudinal é a condutividade térmica do compósito na direção paralela ao eixo das fibras (y_1); já a condutividade térmica efetiva transversal é a condutividade térmica do compósito nas duas outras direções normais ao eixo das fibras (y_2 , y_3). Para compósitos de fibras curtas transversalmente alinhadas (Figura 25b), denomina-se condutividade térmica efetiva longitudinal a condutividade térmica do compósito nas direções paralelas aos planos de orientação das fibras (y_1 , y_2) e condutividade térmica efetiva transversal a condutividade térmica do compósito na direção normal aos planos de orientação das fibras (y_3). Já para outros autores, a condutividade térmica efetiva longitudinal de compósitos de fibras curtas transversalmente alinhadas é chamada de condutividade no plano (*in plane thermal conductivity*) e a condutividade térmica efetiva transversal é denominada condutividade fora do plano (*out-of-plane thermal conductivity*).

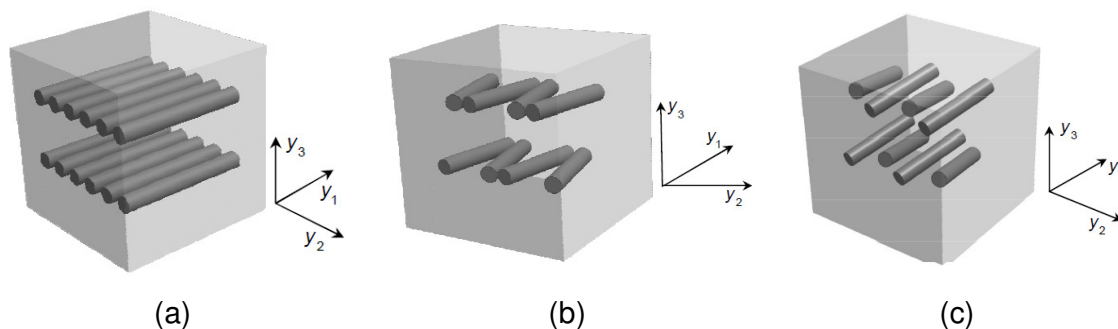


Figura 25: Compósitos com fibras longitudinalmente alinhadas (a), transversalmente alinhadas (b) e com orientação aleatória no espaço (c). Fonte: BEZERRA (2010).

A condutividade térmica (λ) é uma propriedade que quantifica o fluxo de calor sobre um dado material, em função do seu gradiente de temperatura, sendo um dos parâmetros mais importantes para o estudo da transferência de calor (BORGES, 2009).

Um material compósito pode ser classificado como um meio heterogêneo representativo da engenharia. A condutividade térmica efetiva de um meio heterogêneo é definida como a razão entre a média volumétrica do fluxo de calor e a média volumétrica do gradiente de temperatura em um elemento de volume representativo. Como consequência, a condutividade térmica efetiva representa a condutividade térmica de um meio homogêneo o qual, do ponto de vista macroscópico, se comporta de maneira equivalente ao meio heterogêneo. Frequentemente, nos compósitos de fibras longas, a condutividade efetiva longitudinal é muito maior do que a condutividade efetiva transversal (MATT, 2003).

A condutividade térmica de um material é definida como a taxa em que o calor é trocado através de uma área unitária do material, quando sujeito a um gradiente de temperatura unitário. Matematicamente, ela pode ser expressa pela expressão:

$$\lambda = \frac{Q/A \cdot t}{dT/dx}$$

onde Q representa a quantidade de calor trocado no tempo t através de uma área A do material, sendo esta área medida perpendicularmente à direção em que se dá a troca de calor; dT/dx é o gradiente de temperatura, isto é, variação de temperatura com a distância, na direção do fluxo de calor (LIMA, 2012).

A taxa à qual o calor é conduzido através de um sólido, no estado estacionário (o que significa que o perfil de temperatura não se altera com o tempo) é medida pela condutividade térmica. Já quando a taxa de calor é transiente, o fluxo depende da difusividade térmica (ASHBY, 2005). A difusividade térmica é uma medida da rapidez com a qual o calor se propaga através de um material. Esta propriedade tem considerável interesse em aplicações onde materiais são expostos a altas temperaturas por um intervalo de tempo tão curto que o equilíbrio térmico sequer é atingido (LIMA, 2012).

A Tabela 7 ilustra a condutividade térmica de diversos materiais de engenharia e de alguns isolantes térmicos comerciais.

Tabela 7: Condutividade térmica de diversos materiais.

Material	λ (W/m.K)	Fonte
Cobre puro	386,0	OZISIK (1990)
Alumínio puro	204,0	OZISIK (1990)
Vidro	0,900	SILVA Jr (2013)
Teflon (PTFE)	0,250	ASHBY (2005)
Resina Epóxi	0,200	FU <i>et al.</i> (2010)
Resina de poliéster insaturado	0,157	MOREIRA (2011)
Madeira	0,150	ASHBY (2005)
Compósito acetato de celulose/10% fibras de curauá	0,133	GUTIÉRREZ <i>et al.</i> (2012)
Borracha Natural	0,120	ASHBY (2005)
Manta agulhada de sisal (¹ G=1100/1200 g/m ²)	0,068	NEIRA (2005)
Cortiça	0,045	EIRES <i>et al.</i> (2007)
Poliuretano de mamona	0,041	BORGES (2009)
Lã de rocha	0,040	OZISIK (1990)
Lã de vidro	0,038	OZISIK (1990)
Poliestireno	0,030	EIRES <i>et al.</i> (2007)
Espuma de poliuretano	0,020	GUTIÉRREZ <i>et al.</i> (2012)

¹ Gramatura

CAPÍTULO 3

MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 – MATERIAIS

3.1.1 – Resina Poliéster

O polímero utilizado no trabalho foi o poliéster insaturado ortoftálico de baixa reatividade, cristal, fabricado pela Embrapol sobre a denominação comercial ALPHA 190. Segundo dados do fabricante, a resina de poliéster Alpha 190 é pré-acelerada, possui alto brilho, alta transparência, rigidez, gel time a 25° C de 9 a 13 minutos, pico exotérmico de 130 a 160° C e teor de sólidos de 68 a 75%.

O agente de cura utilizado foi o peróxido de MEK na proporção de 0,33 % (v/v), seguindo procedimento estabelecido por RODRIGUES (2008), que testou diferentes proporções (v/v) de agentes de cura de MEK-P em resina de poliéster insaturado, definindo 0,33% como a proporção de maior tempo de trabalhabilidade com boas propriedades mecânicas.

3.1.2 – Fibras Naturais

As fibras naturais utilizadas foram as fibras de curauá (*Ananas erectifolius*), juta (*Corchorus capsularis*) e palha da costa (*Raphia vinífera*).

- Fibras de Curauá

As fibras de curauá foram fornecidas pela EMBRAPA Amazônia Oriental. As fibras foram extraídas do banco de germosplasma, descorticadas pelos técnicos da EMBRAPA e secas ao ar livre. Após a secagem, as fibras foram cardadas manualmente para então serem usadas. A Figura 26 ilustra a cadeia de preparação das fibras de curauá desde sua extração até a cardagem para uso nos compósitos.

Para garantir a menor variabilidade possível nas propriedades da fibra, todos os compósitos foram fabricados a partir de um único lote fornecido pela EMBRAPA, que foi acondicionado em dessecadores para garantir a mesma condição de umidade ao longo do processo de fabricação dos compósitos. Na confecção dos compósitos, as fibras foram dispostas alinhadas unidirecionalmente e na forma de

tecidos de estilo plano (tela), com gramatura média de $0,035 \text{ g/cm}^2$, como pode ser visto na Figura 27.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 26: Cadeia de preparação das fibras de curauá. (a) a planta de curauá; (b) máquina utilizada para a descorticação das fibras; (c) as fibras sendo secas ao ar livre; (d) as fibras após o processo de cardagem.

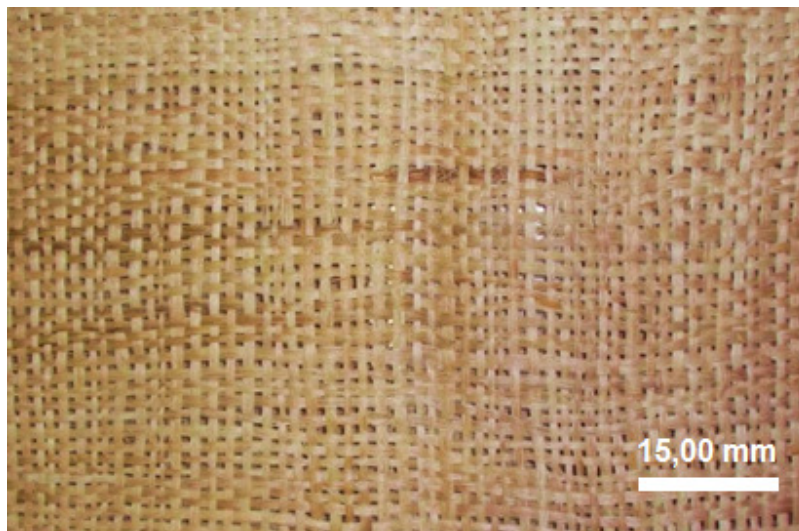


Figura 27: Tecido em estilo plano de fibras de curauá utilizados para a confecção de compósitos.

- Fibras de Juta

As fibras de juta foram adquiridas junto ao comércio de Belém do Pará, na forma de tecidos tramados no estilo plano (tela), fabricados pela Companhia Têxtil de Castanhal. Para a fabricação de compósitos, as fibras foram dispostas na forma de fios unidirecionais e tecido plano de gramatura média de $0,0225 \text{ g/cm}^2$.

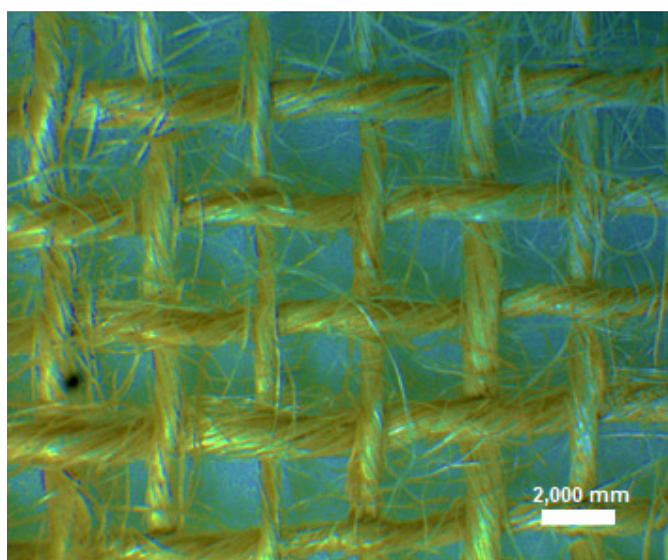


Figura 28: Tecido em estilo plano de fibras de juta utilizado para a confecção de compósitos.

- Fibras de Palha da Costa

As fibras de palha da costa foram adquiridas no comércio da cidade de Belém do Pará, na forma de tecidos tramados no estilo plano, com gramatura de 0,0237 g/cm².

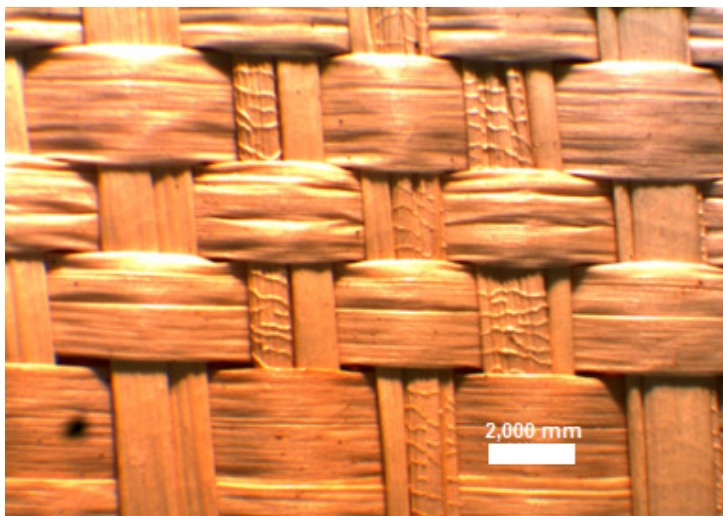


Figura 29: Tecido em estilo plano de fibras de palha da costa utilizado para a confecção de compósitos.

3.2 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram estudados os parâmetros envolvidos no processo de infusão e avaliados seus efeitos sobre as propriedades dos compósitos gerados por meio de ensaios físicos e mecânicos bem como determinadas as propriedades dos constituintes individuais do compósito e sua contribuição na resistência do produto gerado. A matriz de poliéster insaturada foi caracterizada quanto à sua viscosidade rotacional Brookfield, massa específica da resina curada, condutividade térmica e o limite de resistência à tração. Já as fibras de reforço foram caracterizadas quanto à sua massa específica, teor de umidade, limite de resistência à tração e morfologia por microscopia ótica e eletrônica de varredura. Ademais foi levantada a curva de compressibilidade dos reforços utilizados e determinada a permeabilidade insaturada das fibras na forma de tecido e fios/fibras alinhadas. Por fim os compósitos produzidos foram ensaiados em tração uniaxial e impacto charpy, além da determinação de suas propriedades físicas como massa específica, frações

volumétricas dos constituintes, porosidade e condutibilidade térmica. A Figura 30 ilustra um resumo de todas as caracterizações que foram realizadas no compósito, seus constituintes e processo de fabricação.

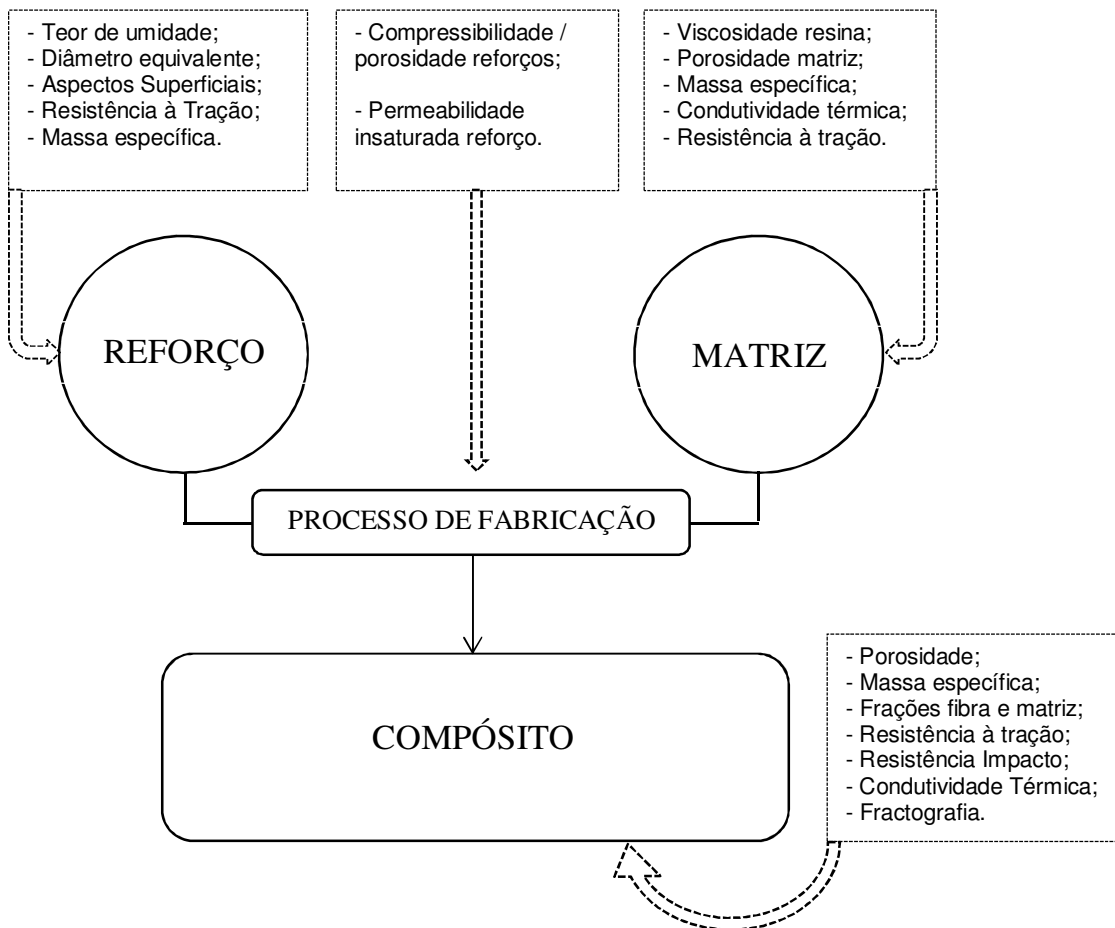


Figura 30: Caracterizações realizadas no compósito, seus constituintes e no processo de fabricação.

3.2.1 – Caracterização da Resina Poliéster

A resina de poliéster insaturado foi caracterizada quanto à viscosidade rotacional Brookfield, na condição como recebida do fornecedor e modificada com a adição de 30% (v/v) de monômero de estireno. A modificação da resina de poliéster pela adição de estireno visa diminuir a viscosidade da resina, facilitando assim a impregnação das fibras. Os ensaios de viscosidade foram realizados no Laboratório

de Reologia e Viscosidade da Universidade Federal do Pará, utilizando um viscosímetro Brookfield a temperatura ambiente (25° C) e 6 RPM.

3.2.2 – Caracterização das Fibras Naturais

As fibras naturais foram caracterizadas quanto ao seu limite de resistência à tração, massa específica, aspecto superficial, diâmetro equivalente e teor de umidade.

A caracterização mecânica das fibras naturais depende essencialmente da determinação da área da seção transversal das fibras. Diferentemente das fibras sintéticas, as fibras naturais não possuem uma seção transversal circular, o que dificulta a determinação da área medindo-se o “diâmetro” ao longo do comprimento longitudinal da fibra, como normalmente aplicado na literatura. Neste sentido, a fibra de palha da costa apresenta uma dificuldade intrínseca em ser caracterizada dado o caráter não circular de sua seção transversal. Assim, neste trabalho, convencionou-se determinar a seção transversal das fibras pelo conhecimento preciso da massa específica das amostras testadas, sua massa e o comprimento das mesmas, utilizando-se a equação 11. Adicionalmente foram embutidas, lixadas e polidas algumas das amostras ensaiadas para a verificação da área da seção transversal.

$$A_{\phi} = \frac{m}{\rho \cdot l} \quad (11)$$

onde A_{ϕ} representa a área da seção transversal da fibra; m a massa da amostra; ρ a massa específica e l o comprimento da amostra.

Os ensaios de resistência à tração das fibras naturais foram realizados em uma máquina de ensaio universal AROTEC WDW-100E com célula de carga de 2 kN e velocidade de ensaio de 5 mm/min seguindo os procedimentos da norma ASTM D 3822. A fibra de curauá foi cardada antes do ensaio, sendo ensaiada a chamada fibra técnica, que se constitui de inúmeras microfibrilas. As fibras de juta foram caracterizadas a partir de fios extraídos dos tecidos utilizados. As amostras foram cortadas no comprimento de 200 mm, sendo as extremidades coladas em tabs de madeira macia para evitar o esmagamento das fibras nas garras do

equipamento de ensaio. A distância entre garras utilizada foi de 100 mm, sendo ensaiadas 30 amostras das fibras de curauá e 10 amostras das fibras de juta e palha da costa.

A massa específica das fibras foi determinada utilizando-se um Multiplicnômetro a gás Hélio, sendo os ensaios realizados no Laboratório de Bio & Hidrometalurgia da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP/MG).

Os aspectos superficiais das fibras foram analisados por microscopia eletrônica de varredura, realizado na UFOP.

A determinação do teor de umidade das fibras foi realizada seguindo os procedimentos estabelecidos na norma ASTM D 3030. Foram secas amostras de cada fibra em uma estufa a 110° C por 24 horas. O ensaio foi repetido cinco vezes para cada fibra estudada.

3.2.3 – Determinação da Curva de Compressibilidade dos Reforços

Os experimentos de compressibilidade dos reforços foram realizados seguindo os procedimentos de PRADO (2009). Foram empilhadas dez camadas de tecido em estilo plano em formato circular com 100 mm de diâmetro, de cada fibra testada. A massa de cada uma das camadas foi previamente determinada. As camadas de tecido foram então submetidas à compressão em uma máquina de ensaio universal AROTEC com célula de carga de 10 kN e velocidade de ensaio de 1,0 mm/min. À medida que as camadas foram sendo comprimidas, calculou-se a fração volumétrica das fibras a partir da equação (12), obtendo-se o gráfico pressão versus fração volumétrica das fibras.

$$V_f = \frac{m}{\rho} \frac{1}{eA} \quad (12)$$

onde V_f é a fração volumétrica das fibras; m a massa das 10 camadas de reforço (g); ρ a massa específica da fibra sendo ensaiada (g/cm^3); e a espessura das camadas sendo comprimidas (cm) e A a área da amostra (cm^2). Os tecidos foram ensaiados em duplicata e comprimidos próximo do limite da célula de carga do equipamento, 10 kN.

3.2.4 – Determinação da Permeabilidade dos Reforços

Os ensaios de permeabilidade foram desenvolvidos de acordo com o mostrado na Figura 31. Foram dispostas duas camadas de tecido em estilo plano das fibras estudadas sobre um molde plano de vidro. Sobre as fibras foram colocados o tecido desmoldante e o promotor de fluxo (tela de infusão) sendo então o sistema vedado com a bolsa de vácuo e fita selante. A tela usada com meio distribuidor está mostrada na Figura 32. Depois de garantido a estanqueidade do conjunto, foi infundida a própria resina de poliéster insaturado utilizada como matriz dos compósitos. Uma câmera montada sobre o conjunto registrou o avanço da frente de fluxo, sendo medido o espaço percorrido e cronometrado o tempo de impregnação.

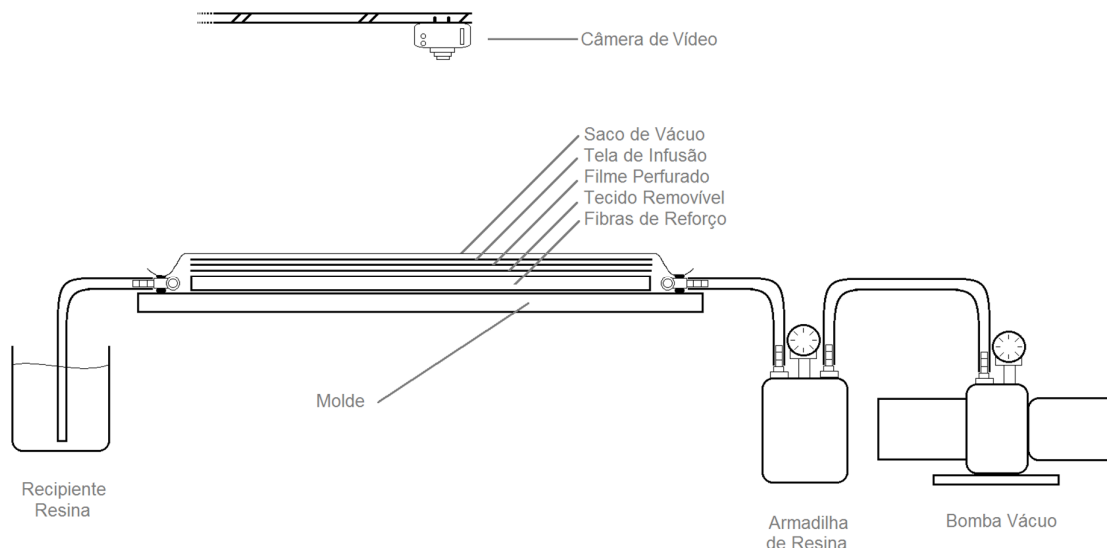


Figura 31: Esquema do ensaio de determinação de permeabilidade insaturada no plano.

A permeabilidade representa a maior ou menor dificuldade que um fluido enfrenta ao se deslocar através de uma estrutura porosa, representada em processos de moldagem líquida de compósitos pela impregnação das fibras de reforço pela matriz polimérica. A permeabilidade insaturada é calculada durante o deslocamento da frente de fluxo impregnando as fibras até então secas. Neste trabalho a permeabilidade insaturada foi calculada utilizando-se a equação (13), reportada por MARINUCCI (2011).

$$K = \frac{\mu \cdot \varphi \cdot l^2}{2 t \cdot \Delta P} \quad (13)$$

onde K é a permeabilidade no plano (m^2); μ a viscosidade do fluido (Pa.s), φ a porosidade do tecido de reforço ($\varphi = 1 - V_f$, sendo V_f a fração volumétrica do tecido obtida no ensaio de compressibilidade), l o comprimento do tecido de reforço (m), t o tempo necessário para a frente de fluxo percorrer a preforma (s) e ΔP a diferença de pressão aplicada à preforma (Pa).

A porosidade do tecido de reforço φ foi calculada como $\varphi = 1 - V_f$ onde V_f é a fração volumétrica das fibras calculada através do ensaio de compressibilidade, conforme MONSON (2006) e PRADO (2009).

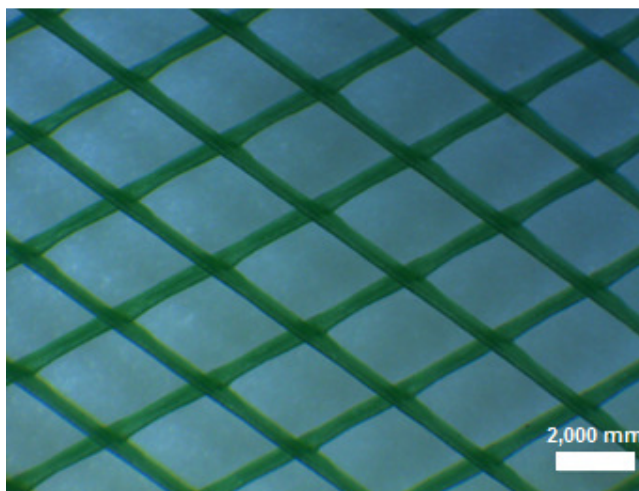


Figura 32: Tela polimérica utilizada como meio distribuidor nos ensaios de permeabilidade.

3.2.5 – Processo de Fabricação dos Compósitos

Os compósitos foram fabricados na forma de placas de acordo com a arquitetura mostrada nas Figuras 33, 34 e 35. Inicialmente as fibras de reforço, com massa já devidamente determinada em balança analítica com precisão de 0,0001 g, sempre em duas camadas quando utilizadas na forma de tecidos, foram dispostas sobre um molde plano de vidro previamente tratado com cera desmoldante. Em seguida foram posicionados sobre as fibras o filme desmoldante (peel ply), utilizado

para facilitar a remoção das camadas superiores, o filme perfurado e o meio distribuidor (tela de infusão), que têm a função de promover o fluxo pela criação de canais para a passagem de resina, evitando que o saco de vácuo “cole” sobre o laminado, mangueiras espirais para garantir que a frente de fluxo fosse plana e por fim o saco de vácuo. Todo o sistema foi então lacrado pelo uso do adesivo selante.

Ainda dentro da câmara de vácuo, entre o canal de saída de resina e as fibras de reforço, foi posicionado uma faixa de feltro, para funcionar como retardante de fluxo da frente de fluxo. Como reportado por KUENTZER *et al.* (2007), a colocação de uma resistência adicional, posicionada como um anexo ao canal de saída de resina, retarda a taxa de sangramento da resina e também proporciona uma pressão mais elevada e maior tempo de residência da resina no molde para saturar os feixes de fibras. A Figura 33 mostra um desenho esquemático do processo.

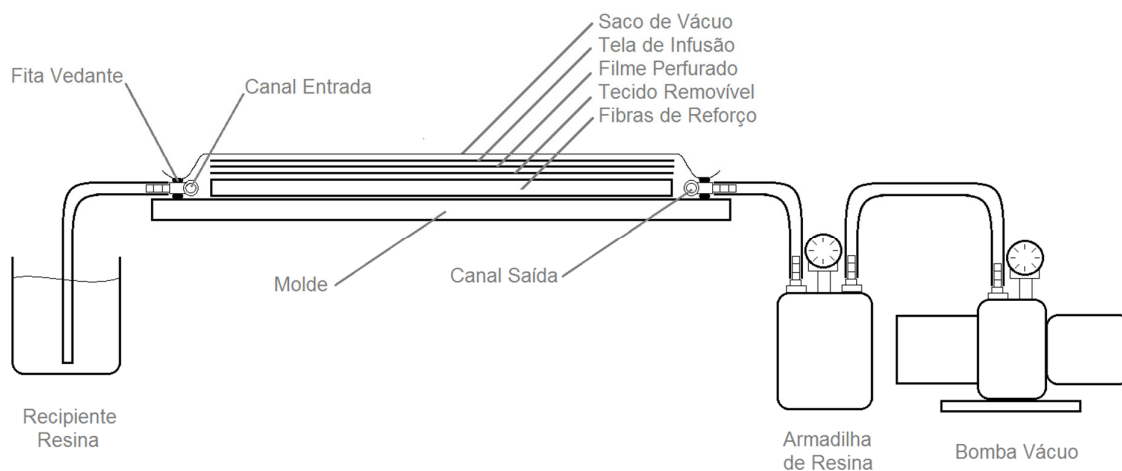


Figura 33: Desenho esquemático do processo de fabricação dos compósitos por infusão.

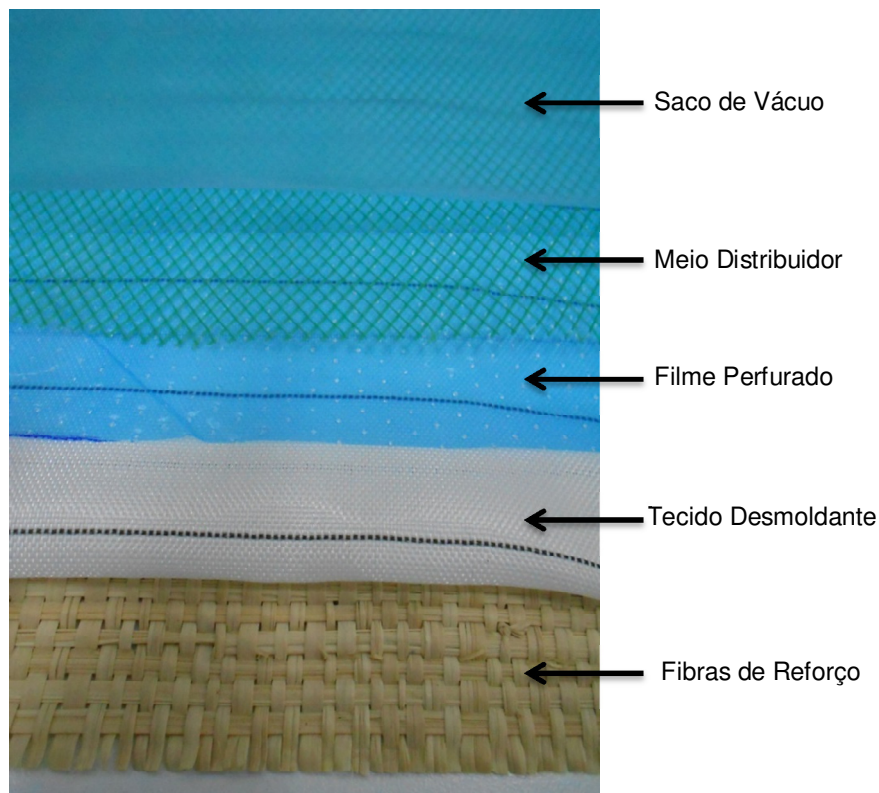


Figura 34: Arquitetura utilizada na infusão dos compósitos.

Para certificar a estanqueidade do sistema, a bomba de vácuo era ligada em sua capacidade máxima (101,3 kPa ou 760 mmHg), sendo o nível de vácuo no interior da câmara verificado por meio de um vacuômetro conectado no canal de saída da resina. Atingido o nível de vácuo desejado, a bomba era desligada e após um tempo mínimo de 10 minutos sem que houvesse queda de vácuo registrada no vacuômetro o sistema era considerado apto para a infusão. Em seguida o agente de cura era adicionado à resina de poliéster, na proporção de 0,33% (v/v) e misturado. Para evitar que as bolhas de ar inseridas na resina durante a agitação fossem infundidas na câmara de vácuo, a resina ficava degaseificando sem agitação por pelo menos 10 minutos. Verificada a ausência de bolhas de ar na resina esta era infundida na câmara.

Diversas condições foram testadas para se avaliar a influência dos parâmetros do processamento sobre as propriedades do compósito gerado. Todas as variáveis utilizadas estão resumidas na Tabela 8.

Os compósitos com reforço de curauá, juta ou palha da costa foram fabricados variando-se a disposição das fibras, na forma de tecido ou

unidirecionalmente alinhadas. Foram utilizados dois níveis diferentes de vácuo de modo a se avaliar a influência desta variável sobre as propriedades do compósito e parâmetros do processo de fabricação, 51,3 kPa e 101,3 kPa.

Tabela 8: Parâmetros avaliados no processamento dos compósitos.

Fibra de Reforço	Disposição / Tratamento	Nível de Vácuo (kPa)
Curauá	Fibras alinhadas	53,3
	Fibras alinhadas	101,3
	Tecido Plano	101,3
Juta	Fios alinhados	53,3
	Fios alinhados	101,3
	Tecido Plano	53,3
	Tecido Plano	101,3
Palha da Costa	Fibras alinhadas	53,3
	Fibras alinhadas	101,3
	Tecido plano	53,3
	Tecido plano	101,3



Figura 35: O processo de infusão em curso.

3.2.6 – Estudo da Influência da Condição de Retirada de Resina

De modo a se verificar a influência do sangramento de resina e do retardante de fluxo sobre as propriedades dos compósitos gerados, de acordo com o reportado nos trabalhos de RAGONDET (2005), KUENTZER *et al.* (2007) e FRANCO (2008), três variações foram testadas nos compósitos reforçados com fibras de juta. A Tabela 9 ilustra a configuração de cada condição testada. Os resultados foram correlacionados à variação da espessura da placa fabricada e porosidade do compósito. A Figura 36 mostra as configurações testadas.

Tabela 9: Diferentes configurações de retardante de fluxo anexados ao canal de saída testados.

Denominação	Configuração do Retardante de Fluxo
Placa 1	Sem Retardante
Placa 2	Sem Retardante
Placa 3	Duas tiras de feltro de 40 mm de largura
Placa 4	Duas tiras de feltro de 40 mm de largura
Placa 5	Uma faixa de feltro de 250 m de largura
Placa 6	Uma faixa de feltro de 250 m de largura

As placas 1 e 2, foram fabricadas segundo a configuração mostrada na Figura 36 (a) na qual o canal de saída de resina foi posicionado sobre a parte final dos tecidos/fibras, considerando o sentido do fluxo. As placas 3 e 4 (Figura 36 (b)) foram fabricadas utilizando-se duas faixas de feltro de 40 mm de largura anexadas ao canal de saída. Durante os experimentos verificou-se que a região sob o saco de vácuo sem a presença do retardante ou tela de infusão não promovia fluxo de resina, pois o saco adere à superfície do molde e não permite a passagem do fluido. As placas 4 e 5 foram produzidas utilizando-se uma faixa única de 250 mm de largura como retardante de fluxo, conforme pode ser observado na Figura 36 (c). Em todos os experimentos foi convencionado fechar o canal de entrada tão logo toda a resina tivesse sido infundida na câmara deixando-a sangrar até atingir as proximidades da armadilha de resina, quando então o canal era fechado.

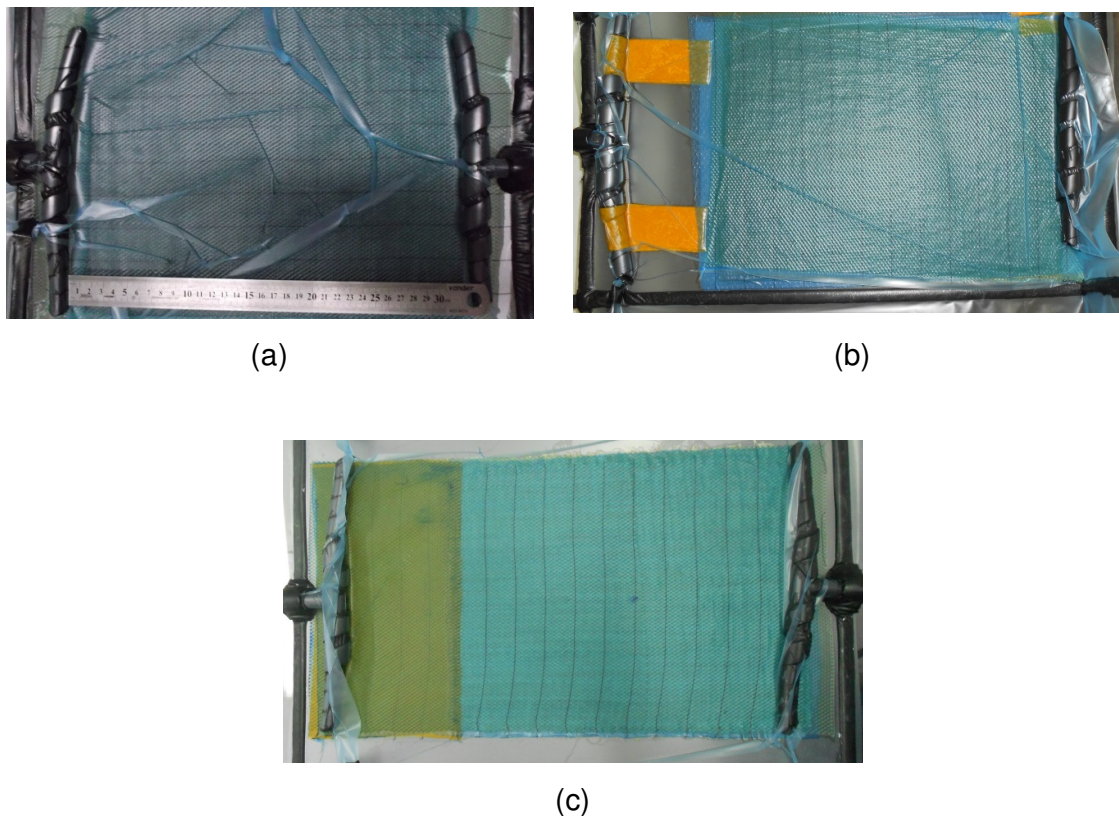


Figura 36: Diferentes disposições de retardantes de fluxo anexados ao canal de saída de resina. (a) configuração sem a utilização de retardante; (b) retardante constituído de duas faixas de feltro de 40 mm de largura; (c) retardante constituído de faixa única de 250 mm de largura.

3.2.7 – Tratamento Alcalino das Fibras de Curauá

De modo a se avaliar o efeito do tratamento sobre a interface fibra/matriz, produziu-se compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com solução alcalina de NaOH, com concentrações de 20% e 30% (m/m). As fibras foram tratadas por 1 hora a 60° C sob agitação em uma cuba ultrassônica. Após o tratamento, as fibras foram abundantemente lavadas em água destilada até pH igual a 7, aferido por meio do uso de um peagâmetro digital. Após o tratamento, as fibras foram secas à temperatura ambiente e usadas na produção de compósitos de acordo com os parâmetros estabelecidos na Tabela 10.

Tabela 10: Parâmetros utilizados na produção de compósitos por infusão reforçados com fibras de curauá tratadas com NaOH.

Fibra de Reforço	Disposição / Tratamento	Nível de Vácuo (kPa)
Curauá	Fibra alinhada tratada a 20% NaOH	101,3
	Fibra alinhada tratada a 30% NaOH	101,3

3.2.8 – Caracterização dos Compósitos Fabricados

Os compósitos fabricados foram caracterizados quanto à sua massa específica, porosidade, resistência à tração e resistência ao impacto Charpy.

A determinação da massa específica dos compósitos foi realizada segundo os procedimentos descritos em LEVY NETO e PARDINI (2006). Seguindo o procedimento, foi inicialmente determinada a massa de uma amostra de compósito utilizando-se uma balança analítica com precisão de 0,0001 g. Em seguida pesou-se um béquer com 100 ml de água destilada, determinando-se a massa de água contida. Conhecido o volume, a massa específica da água na temperatura de realização do experimento foi calculada. Com o recipiente ainda sobre a balança, mergulhou-se parcialmente na água um arame fino preso sobre a capela da balança, sendo a balança tarada para descontar o volume de água deslocado pelo arame. Em seguida, a amostra de compósito foi completamente imersa na água presa pelo arame e a força de reação adicional devido ao volume de água deslocada, o qual é o próprio volume do compósito, foi registrada pela balança e anotada. Essa reação é proporcional ao empuxo provocado sobre a peça submersa. Por fim, dividiu-se a reação de empuxo registrada (g) pela massa específica da água (g/cm^3), obtendo-se o volume do compósito (cm^3), permitindo-se assim encontrar a massa específica do mesmo.

As frações mássicas de fibra e matriz foram determinadas, no caso dos compósitos reforçados com tecidos, a partir da extração de amostras circulares de diâmetro 50 mm, correlacionando-se a massa das amostras com a massa das fibras calculadas a partir da gramatura do tecido utilizado em cada placa, previamente determinada. Nas placas em que o reforço se deu na forma de fios alinhados, as frações mássicas foram calculadas a partir do conhecimento da massa de fibras adicionadas à placa e a massa final da placa produzida, considerando-se uma regular distribuição de matriz e fibra ao longo da mesma. A Figura 37 ilustra as

amostras utilizadas para a determinação das frações mássicas e porosidade das placas fabricadas. Para cada placa foram extraídas de 2 a 6 amostras.

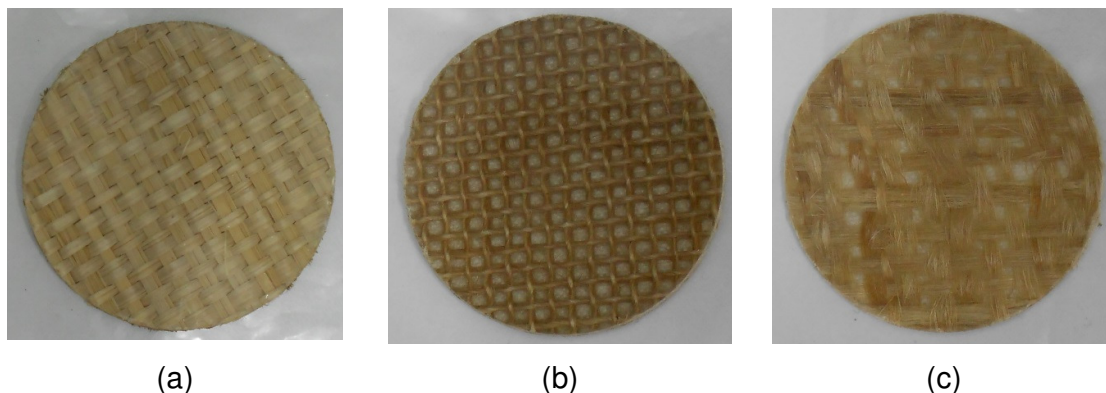


Figura 37: Amostras (50 mm de diâmetro) das placas compósitas utilizadas para a determinação da porosidade e frações de fibra e matriz. (a) Compósito reforçado com fibras de palha da costa; (b) compósito reforçado com fibras de juta; (c) compósito reforçado com fibras de curauá.

A porosidade, ou fração volumétrica de vazios (V_v) foi determinada a partir da equação (14) (DHAKAL *et al.*, 2007) anteriormente citada.

$$V_v = 1 - \rho_c \left(\frac{w_f}{\rho_f} + \frac{w_m}{\rho_m} \right) \quad (14)$$

onde V_v é a fração volumétrica de vazios; ρ_c a massa específica do compósito; w_f a fração mássica da fibra (%); w_m a fração mássica da matriz (%); ρ_f a massa específica da fibra (g/cm^3) e ρ_m a massa específica da matriz (g/cm^3).

A fração volumétrica das fibras foi calculada a partir da equação (15) (MADSEN, 2004), discutida na seção 2.6.7.

$$V_f = \frac{\rho_c}{\rho_f} W_f \quad (15)$$

A resistência à tração (σ_t), o módulo de elasticidade (E) e a deformação na ruptura (ϵ_{rup}) dos compósitos foram determinados de acordo com os procedimentos

estabelecidos na norma ASTM D 3039. Adicionalmente foram determinados a carga de tração na ruptura (Q_{rup}), o alongamento na ruptura (Δl_{rup}) e o módulo de tenacidade (U_t) em tração dos corpos de prova.

A tenacidade corresponde à capacidade que o material apresenta de absorver energia até a fratura, sendo quantificada pelo módulo de tenacidade, que é a energia absorvida por unidade de volume. Pode-se avaliar a tenacidade considerando a área total sob a curva tensão-deformação obtida em tração (GARCIA *et al.*, 2008). A Figura 38 ilustra a geometria dos corpos de prova. Os ensaios foram realizados em uma máquina de ensaio universal AROTEC WDW 100E, com velocidade de ensaio de 2 mm/min, sendo ensaiado 06 corpos de prova de cada condição testada.

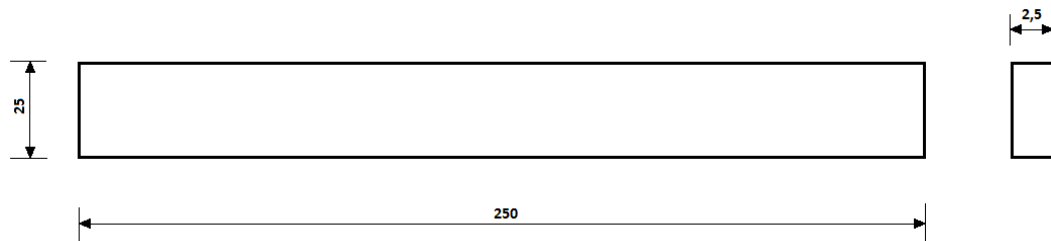


Figura 38: Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaio de tração conforme ASTM D 3039 (sem escala).

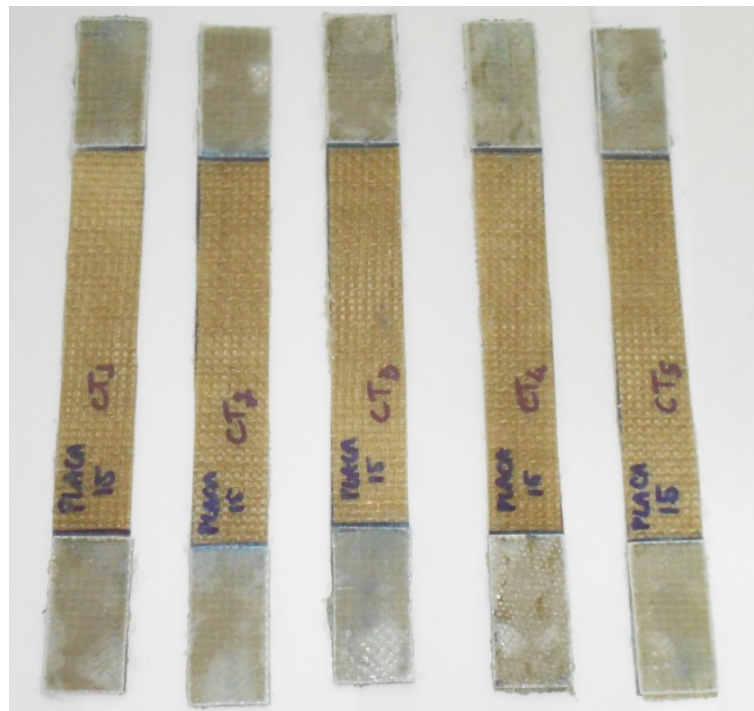


Figura 39: Corpos de prova para ensaio de resistência à tração.

Os ensaios de impacto foram realizados seguindo os procedimentos estabelecidos na norma ASTM D 5942 sendo ensaiados seis corpos de prova de cada variação testada. Os corpos de prova foram produzidos sem entalhe, segundo as medidas mostradas na Figura 40.

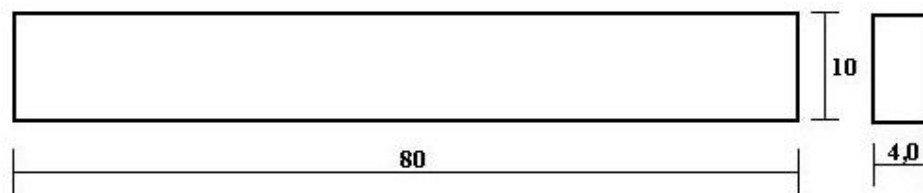


Figura 40: Dimensões (mm) de corpos de prova para ensaios de impacto conforme ASTM D 5942 (sem escala).



Figura 41: Corpos de prova para ensaio de resistência ao impacto.

3.2.9 – Determinação da Condutividade Térmica da Matriz e Compósitos

A determinação da condutividade térmica da matriz de poliéster e dos compósitos foi realizada com a utilização do medidor de fluxo de calor LaserComp Fox-50 utilizando-se amostras circulares de 50 mm de diâmetro e espessura média de 2 mm de cada material. As medidas foram realizadas com a técnica de medição

com fluxo de calor isolado. O equipamento está de acordo com as normas ASTM C518-04 e E1530-06.

A técnica de medição de fluxo de calor isolado consiste na condução de calor em uma amostra circular colocada entre duas placas planas paralelas e isotérmicas. As superfícies superior e inferior da amostra são mantidas a temperaturas constantes (prescritas pelo usuário), conhecidas e distintas entre si, de modo que a superfície com maior temperatura é chamada de superfície quente, enquanto a outra é chamada de superfície fria. A espessura do corpo de prova é medida pelo equipamento. As temperaturas das superfícies quente e fria são mantidas constantes através de um sistema de controle no qual o calor em excesso é removido por um trocador de calor ligado ao equipamento. A troca de calor por convecção da superfície lateral com o ambiente externo é modelada pela Lei de Resfriamento de Newton. Considera-se que a temperatura dessa vizinhança seja a média entre as temperaturas das superfícies quente e fria. O isolamento externo ajuda a manter constantes as temperaturas das superfícies superior e inferior e a temperatura da vizinhança. A Figura 42 ilustra o arranjo experimental descrito.

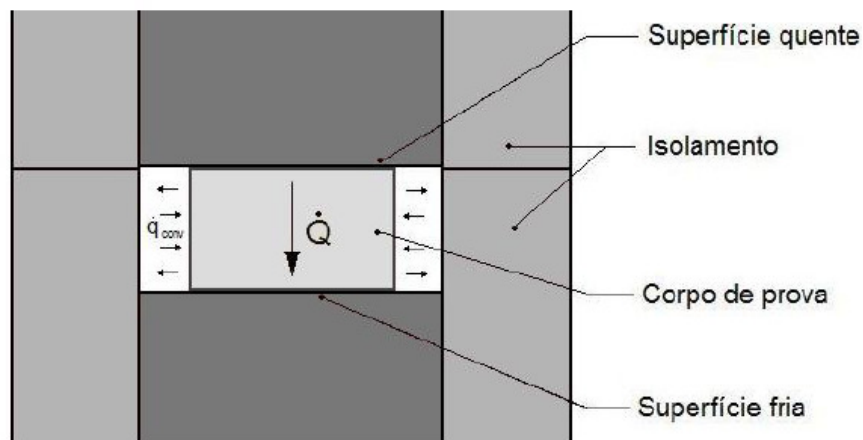


Figura 42: Desenho esquemático do ensaio de determinação de condutividade térmica (Fonte: MOREIRA, 2011)

O método utilizado para a realização da medição foi o método de uma espessura. Os parâmetros utilizados como critério de equilíbrio térmico especificados como padrão para o Fox-50 estão demonstrados na Tabela 11. A curva de calibração utilizada foi a *Perspex* devido esta apresentar valores de

condutividade térmica próximos da condutividade das amostras estudadas. A diferença de temperatura entre as placas superior e inferior foi definida em 20° C. A condutividade de cada corpo de prova foi medida à temperaturas de 0 e 25° C.

Tabela 11: Critérios de equilíbrio térmico utilizados nos ensaios de determinação de condutividade térmica.

Descrição	Valor
Tamanho do Bloco	64
Número de estágios consecutivos em equilíbrio	12
Condição de equilíbrio de temperatura	1° C
Equilíbrio das medidas de vazão de calor entre blocos	200 μ V
Equilíbrio percentual	2%
Blocos de cálculo	3

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – CARACTERIZAÇÃO DA RESINA POLIÉSTER

A Tabela 12 mostra os resultados da caracterização da resina de poliéster quanto à sua viscosidade rotacional Brookfield. A adição de 30% de estireno reduziu a viscosidade da resina de 1,80 Pa.s para 0,48 Pa.s. Segundo ALVES (2006), em processos de moldagem líquida por transferência de resina, a viscosidade do polímero deve ser baixa, entre 0,1 e 1 Pa.s.

Tabela 12: Resultados ensaio de viscosidade rotacional da resina de poliéster.

Condição Amostra	Spindle	Rotação	Viscosidade (Pa.s)
Quantidade padrão estireno	Spindle 1	6 RPM	1,80
Adição de 30% (v/v) estireno	Spindle 1	6 RPM	0,48

O objetivo da alteração da resina de poliéster pela adição de 30% (v/v) de estireno foi melhorar a molhabilidade e impregnação das fibras pelo polímero, adequando a viscosidade da matriz. Um polímero excessivamente viscoso pode diminuir demasiadamente a velocidade da frente de fluxo, aumentando o tempo da infusão além do tempo de trabalhabilidade da resina e impedindo que a mesma impregne o interior dos feixes de fibras; por outro lado, uma viscosidade muito baixa poderia promover um macrofluxo tão acelerado que os fios não seriam impregnados individualmente. Os resultados mostraram que a adição de estireno diminuiu substancialmente a viscosidade da matriz, deixando-a na faixa de viscosidade utilizada por autores como CORREIA *et al.* (2005) (0,2 Pa.s), GOVIGNON *et al.* (2010) (0,365 Pa.s) e PRADO (2009) (0,25 a 0,65 Pa.s) trabalhando em processos de moldagem líquida por transferência de resina.

A partir destes resultados, dada a adequação da viscosidade da resina aos níveis indicados na literatura para os processos de moldagem por transferência de resina, a resina de poliéster insaturado modificada pela adição de 30% (v/v) de estireno foi padronizada tanto para a fabricação dos compósitos ao longo de todo o trabalho, bem como para a caracterização mecânica em tração e impacto.

4.2 – CARACTERIZAÇÃO DAS FIBRAS NATURAIS

A Tabela 13 mostra os resultados de umidade e massa específica encontrados para as fibras naturais utilizadas neste trabalho.

Tabela 13: Propriedades Físicas das fibras naturais estudadas.

Fibra	Massa Específica (g/cm ³)	Umidade (b.u) (%)	
		Média	Erro Padrão
Curauá	1,221	9,48	0,142
Juta	1,308	9,91	0,075
Palha da Costa	0,965	9,47	0,051

Os resultados mostraram um teor de umidade relativamente baixo e uniforme para as fibras. O resultado de massa específica encontrado para as fibras de curauá foi muito próximo da média dos valores encontrados por PINTO (2008), SPINACÉ *et al.* (2009) e SILVA (2010). A massa específica da fibra de juta encontrada foi somente 7,2% superior ao encontrado por TARGA *et al.* (2009) e praticamente o mesmo valor reportado por FARUK *et al.* (2012). A fibra de palha da costa apresentou massa específica 26% inferior à fibra de juta e 21% inferior à de curauá, o que se mostra como uma vantagem para a fabricação de compósitos, dada a possibilidade de se fabricar materiais de menor massa específica e conseqüentemente mais leves.

Os resultados de diâmetro equivalente das fibras de curauá, juta e palha da costa são apresentados na Tabela 14. O diâmetro é apresentado como equivalente, pois foi calculado a partir da área da seção transversal determinada através da equação (11), considerando-se a fibra com seção circular.

Tabela 14: Resultados de diâmetro equivalente das fibras naturais.

Fibra	Diâmetro Equivalente (mm)	
	Média	Erro Padrão
Curauá	0,064	0,006
Juta	0,617	0,016
Palha da Costa	0,597	0,027

A Tabela 15 apresenta as propriedades mecânicas das fibras naturais estudadas. A tabela mostra a carga na ruptura (Q_{rup}), alongamento na ruptura (Δl_{rup}), limite de resistência à tração (σ_t), deformação na ruptura (ϵ_{rup}) e o módulo de elasticidade longitudinal (E) de cada uma das fibras estudadas.

Tabela 15: Propriedades Mecânicas das Fibras de Curauá, Juta e Palha da Costa.

Fibra	Q_{rup} (N)	Δl_{rup} (mm)	σ_t (Mpa)	ϵ_{rup} (mm/mm)	E (GPa)
Curauá	0,80	2,36	249,64	0,024	20,54
Juta	40,80	3,07	136,53	0,020	9,38
P. da Costa	31,35	2,82	103,66	0,019	7,47

Os resultados indicam que o método utilizado para a determinação do diâmetro das fibras foi eficaz, haja vista o diâmetro equivalente das fibras de curauá encontrado estar muito próximo dos valores reportados por SPINACÉ *et al.* (2009) (60 μ m), LOPES *et al.* (2011) (60 μ m) e TOMCZAC *et al.* (2007) (26 a 64 μ m). As Figuras 43 e 44 apresentam os aspectos superficiais da fibra de curauá ensaiada e a seção da fibra. Na Figura 44 pode-se observar como a forma da seção transversal pode variar de fibra para fibra.

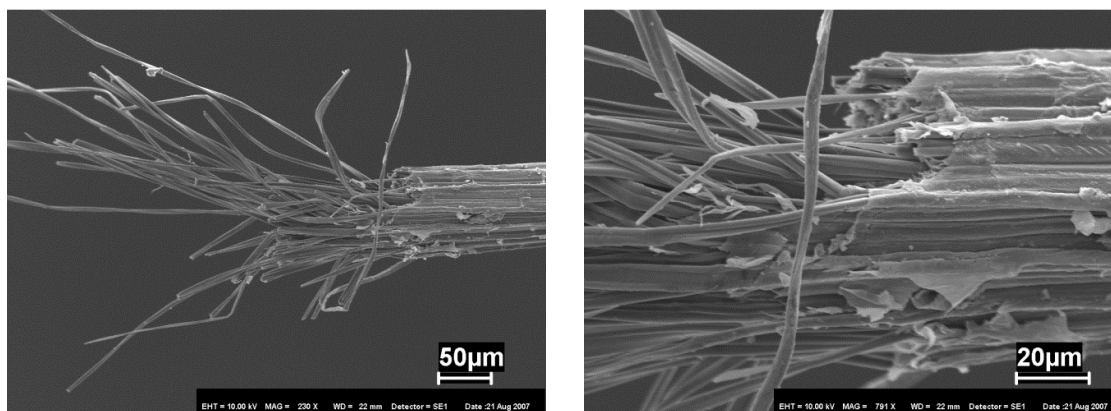


Figura 43: A fibra técnica de curauá e as microfibrilas que a constituem.

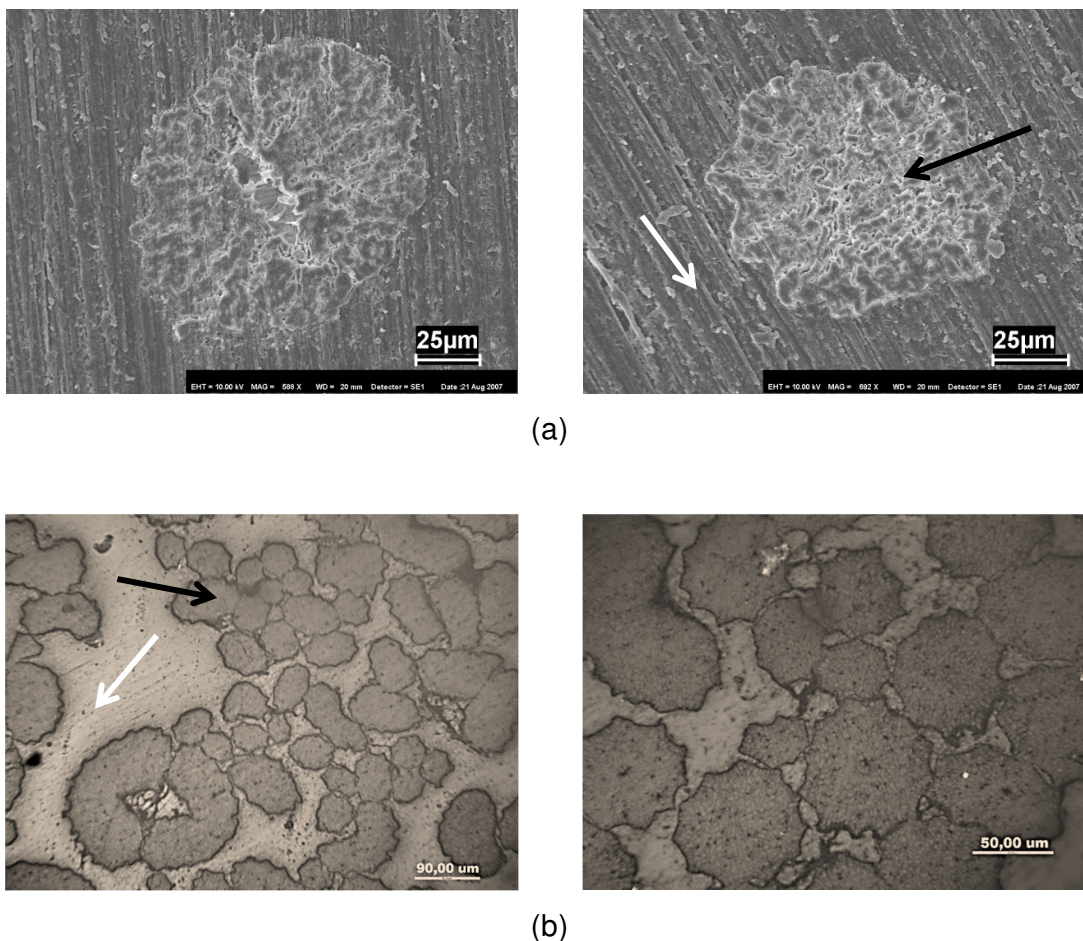


Figura 44: Seção transversal de fibras de curauá embutidas. (a) observadas ao microscópio eletrônico de varredura ; (b) observadas ao microscópio ótico. As setas brancas indicam a matriz de poliéster e as pretas as fibras de curauá.

A resistência à tração das fibras de curauá (249,64 MPa) foi 82,8% superior à resistência da fibra de juta e 140% superior à fibra de palha da costa. O coeficiente de variação dos ensaios realizados foi de 16%, valor relativamente baixo se comparado aos valores encontrados na literatura. TOMCZAK *et al.* (2007), obtiveram um limite médio de resistência para a fibra de curauá de 220,5 MPa, valor também muito próximo das médias encontradas por LOPES *et al.* (2011) (268,3 MPa) e TAKAHASHI *et al.* (2011) (285,90 MPa). Porém esses valores ficaram muito abaixo dos valores reportados em trabalhos como SPINACÉ *et al.* (2009) (900 MPa), FARUK *et al.* (2012) (500-1150 MPa) e SOUZA (2010) (795,78 MPa). Isso provavelmente se deve à própria condição inerente da fibra e também aos procedimentos de ensaio, como constatado por TOMCZAK *et al.* (2007), que verificou que a resistência alcançada em tração pela fibra diminui substancialmente

com o aumento da distância entre garras e com o aumento do diâmetro da mesma. O módulo de elasticidade da fibra de curauá calculado (20,54 GPa) é inferior a valores encontrados em trabalhos como TOMCZAK *et al.* (2007) (30GPa) e SPINACÉ *et al.* (2009) (36 GPa), mas superior ao encontrados nos trabalhos de FARUK *et al.* (2012) (11,8 GPa) e LOPES *et al.* (2011) (11,4 GPa).

Os resultados de resistência à tração da fibra de juta se mostraram 31,7% superiores aos alcançados pela fibra de palha da costa, mas 45,3% inferiores aos resultados da fibra de curauá. Esse resultado (136,53 MPa) apresentou um coeficiente de variação de 16%, e tal qual observado para a fibra de curauá pode ser considerado baixo. Em relação aos valores correntes na literatura para a fibra de juta, o desempenho foi somente 7% inferior ao encontrado por TARGA *et al.* (2009), mas muito aquém daquele reportado por pesquisadores como SOYKEABKAEW *et al.* (2004) (425,3 MPa) e SAHA *et al.* (2010) (370 MPa). Cabe ressaltar que foram ensaiados em tração neste trabalho fios de fibra de juta extraídos do tecido em estilo plano utilizado para a fabricação dos compósitos e, assim como observado por MADSEN (2004), o arranjo das fibras torcidas no fio bem como um possível tensionamento não uniforme das fibras dentro do fio podem contribuir para a redução da resistência do feixe em relação à resistência da fibra. A Figura 45 mostra o arranjo torcido das fibras de juta no fio e a Figura 46 iustra a disposição das fibras do tecido de juta dentro do compósito.



Figura 45: Aspecto das fibras que compõem o fio de juta.

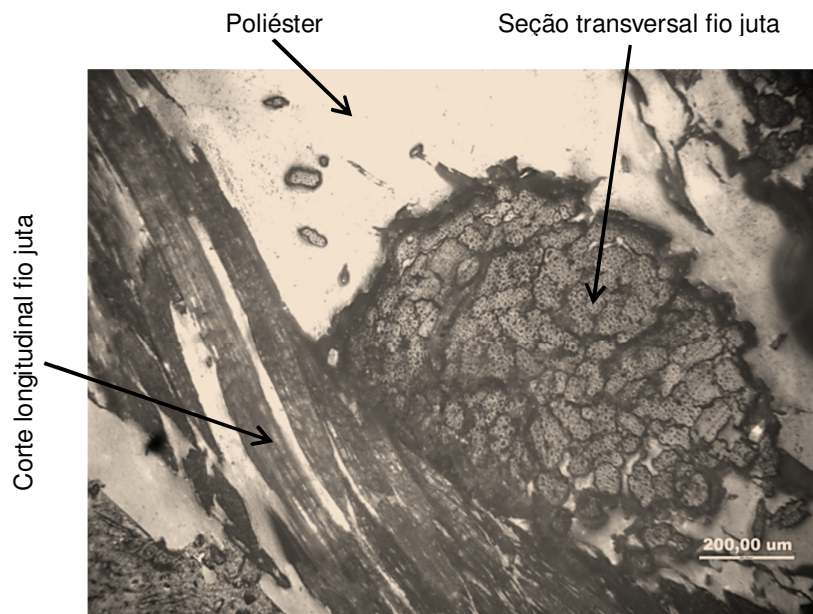


Figura 46: Seção transversal de tecido de fibras de juta observado ao microscópio ótico. As setas indicam a matriz de poliéster (região clara) e as várias fibras que compõem o fio de juta e sua seção transversal e longitudinal.

Dentre as fibras ensaiadas em tração, a fibra de palha da costa foi a que apresentou o menor desempenho, sendo 24% inferior ao desempenho da juta e 58% inferior ao curauá. O limite de resistência à tração (103,66 MPa) apresentou um coeficiente de variação de praticamente 35%. Essa maior variação, em relação às demais fibras ensaiadas, provavelmente se deve ao caráter complexo da seção transversal da fibra. As imagens mostradas nas Figuras 47, 48 e 49 ilustram o aspecto superficial e a seção transversal da fibra de palha da costa, observada respectivamente ao microscópio eletrônico, ao estereoscópio e ao microscópio ótico. Nestas imagens pode-se verificar a disposição da seção transversal da fibra e o seu arranjo em compósitos reforçados com fibras alinhadas.

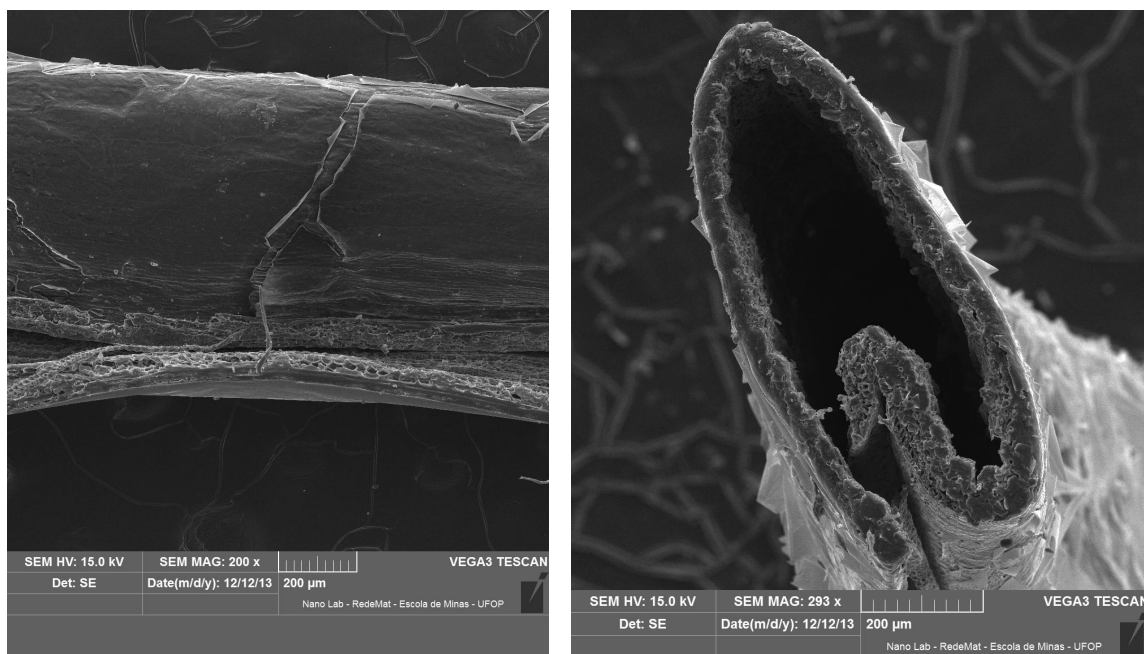


Figura 47: Aspecto superficial da fibra de palha da costa. (a) trecho longitudinal; (b) seção transversal.



Figura 48: Seção transversal de corpo de prova reforçado com fibras alinhadas de palha da costa embutido observado ao estereoscópio.

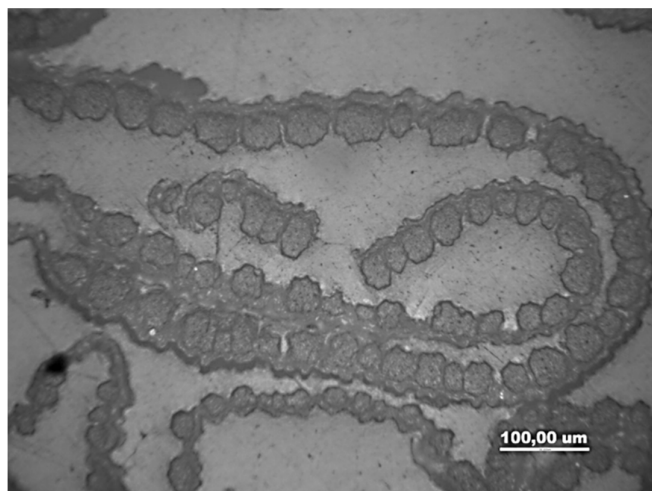


Figura 49: Seção transversal de corpo de prova reforçado com fibras alinhadas de palha da costa embutido observado ao microscópio ótico.

A Figura 50 mostra o comportamento típico das fibras de curauá, juta e palha da costa ensaiadas em tração. O gráfico mostra que além de ser mais resistente, a fibra de curauá é também mais rígida que as fibras de juta e palha da costa e que apesar de a fibra de juta possuir maior limite de resistência à tração do que a fibra de palha da costa, a rigidez das duas fibras é praticamente idêntica, haja vista a inclinação das duas curvas que representam o comportamento em tração das fibras.

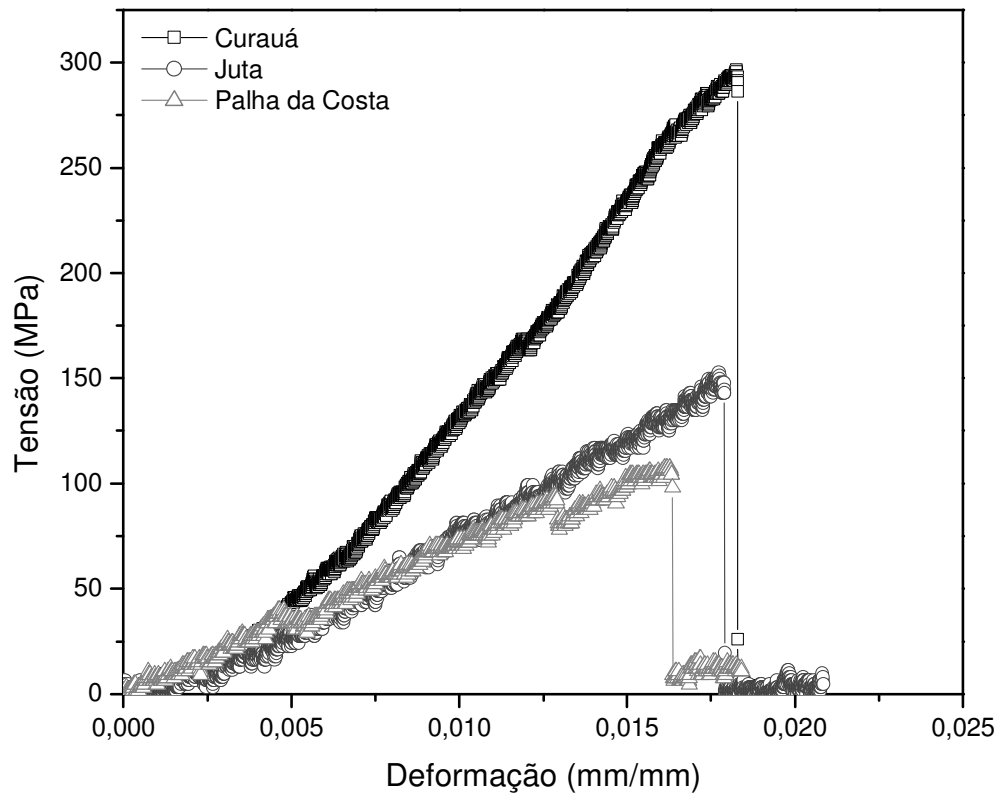


Figura 50: Comportamento típico das fibras de curauá, juta e palha da costa ensaiadas em tração.

4.3 – CURVAS DE COMPRESSIBILIDADE DOS REFORÇOS

Analisando-se os resultados do ensaio das fibras de curauá, juta e palha da costa, pode-se verificar que as mesmas apresentaram um comportamento tal qual reportado por CHEN *et al.* (2001), com uma região inicial linear, uma região intermediária não linear e uma região linear final. Segundo CHEN *et al.* (2001), a deformação da região não linear é um conjugado da compressão das fibras sólidas e a deformação do arranjo das fibras preenchendo os vazios. Os resultados mostram uma diferença significativa do comportamento do tecido sobre compressão entre o primeiro e o segundo ciclo de ensaio, principalmente na fase não linear, resultado este que está de acordo com o observado por MADSEN (2004). Estudando a compactação de fios constituídos de fibra vegetal de maconha (hemp), arranjados unidirecionalmente e de forma randômica comprimidos em quatro ciclos, MADSEN observou que sob altas pressões, a fração volumétrica da fibra tende a convergir nas quatro curvas, mas em valores intermediários, a compactabilidade tende a aumentar

com o aumento do número de ciclos de compactação, sendo esta diferença maior entre o primeiro e o segundo ciclo e diminuindo para os ciclos subsequentes.

Os resultados dos ensaios de compressibilidade mostram que ao aplicar uma variação na pressão de vácuo antes da infusão propriamente dita da resina, promove-se uma melhor acomodação das fibras, reduzindo a variação da espessura dos reforços e aumentando o conteúdo de fibra no compósito, gerando o chamado efeito fole (*debulking*), como reportado por PRADO (2009). O efeito pode incrementar substancialmente a fração volumétrica das fibras naturais, porém neste trabalho, este artifício não foi utilizado, sendo, portanto, considerado para se calcular a permeabilidade dos tecidos, a fração volumétrica correspondente à pressão de fabricação das placas equivalente ao primeiro ciclo do ensaio de compressibilidade.

A Figura 51 ilustra o resultado do ensaio de compressibilidade da fibra de curauá. Os dados mostram que a fração volumétrica máxima alcançada pela fibra no primeiro ciclo foi de 46,5% e no segundo ciclo de 47,9%. Estes valores são muito similares aos apresentados por MADSEN (2004) ensaiando fios unidirecionais de fibras de maconha, para o mesmo nível de pressão.

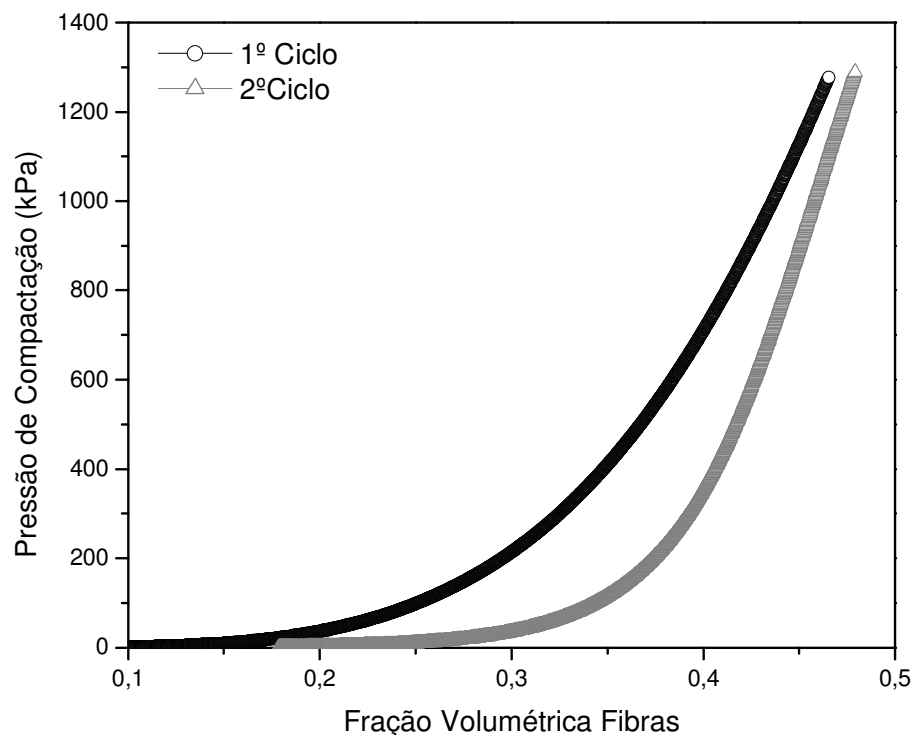


Figura 51: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Curauá.

A curva pressão aplicada versus fração volumétrica de fibras obtida para a fibra de juta está demonstrada na Figura 52. A máxima fração volumétrica alcançada pela juta foi de 37,3% e 38,04%, para o primeiro e segundo ciclo respectivamente. Esse resultado, substancialmente inferior ao alcançado pela fibra de curauá, se deve ao arranjo do tecido de juta, na forma de fios com diâmetro considerável em relação à fibra individual, o que dificulta a acomodação das fibras quando sob compactação. MADSEN (2004) ensaiou fibras de juta arranjadas randomicamente e obteve aproximadamente 25% de fração volumétrica para o mesmo nível de pressão.

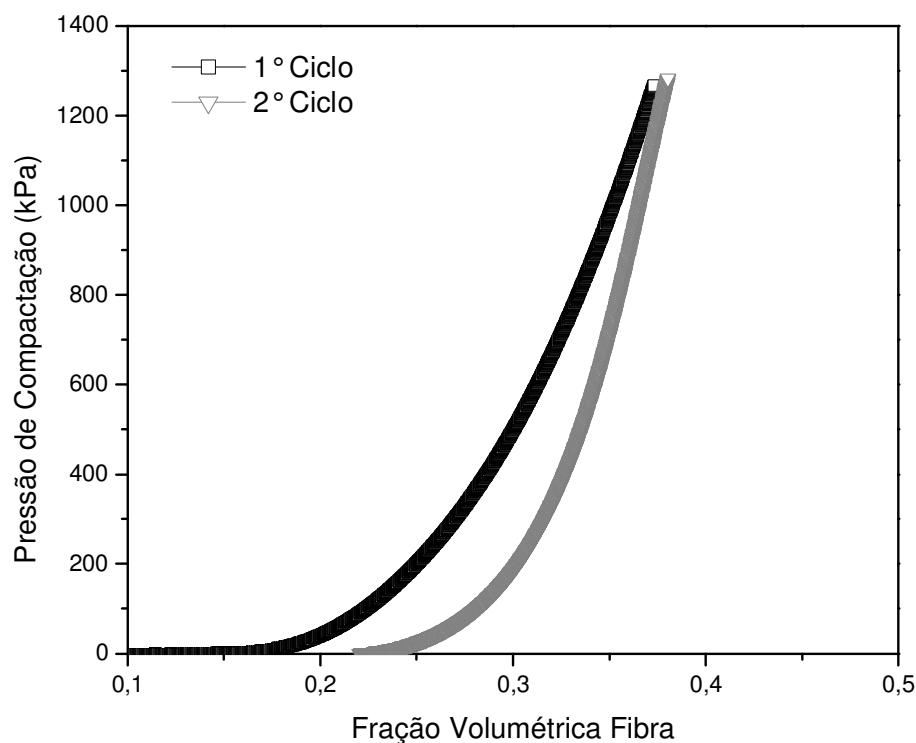


Figura 52: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Juta.

A curva pressão aplicada versus fração volumétrica de fibras obtida para a fibra de palha da costa está demonstrada na Figura 53. As frações volumétricas máximas alcançadas pela fibra de palha da costa foram de 55,4% e 56,8% para o primeiro e segundo ciclo. Estes valores foram em média 19% superiores ao desempenho da fibra de curauá e 49% superior aos encontrados para a fibra de juta. Isso se deve provavelmente ao caráter alongado da seção transversal da fibra, o que favorece a disposição na forma de tecido, diminuindo os possíveis canais remanescentes durante a compactação das fibras.

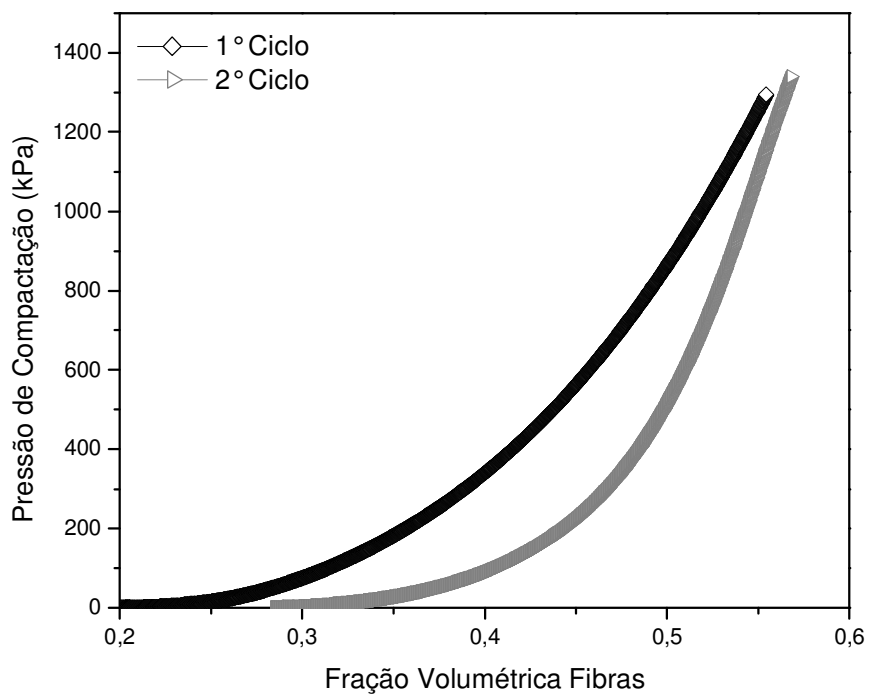


Figura 53: Ensaio de Compressibilidade da Fibra de Palha da Costa.

4.4 – PERMEABILIDADE DOS REFORÇOS

A Tabela 16 apresenta os resultados do ensaio de permeabilidade insaturada no plano para as fibras de curauá, juta e palha da costa, respectivamente.

Tabela 16: Resultados do ensaio de permeabilidade insaturada no plano.

Fibra	Nível de Vácuo (kPa)	Porosidade Reforço	Disposição Fibras	Permeabilidade (m ²)
Curauá	101,3	0,75	Tecido	3,50E-09
	53,3	0,63	Fibras Alinhadas	4,79E-09
	101,3	0,61	Fibras Alinhadas	3,61E-09
	101,3	0,69	Fibras Alinhadas, 20% NaOH	4,93E-09
	101,3	0,71	Fibras Alinhadas, 30% NaOH	5,35E-09
Juta	53,3	0,68	Fios alinhados	8,39E-09
	101,3	0,67	Fios alinhados	6,08E-09
	53,3	0,79	Tecido	1,19E-08
	101,3	0,77	Tecido	3,88E-09
P. Costa	53,3	0,64	P. Costa alinhada	5,29E-09
	101,3	0,60	P. Costa alinhada	3,56E-09
	53,3	0,71	Tecido	3,92E-09
	101,3	0,68	Tecido	3,72E-09

Os resultados indicam que à medida que o nível de vácuo aumenta a permeabilidade diminui, o que era esperado haja vista que quanto maior a força de compactação, maior a fração volumétrica das fibras e conseqüentemente menor a porosidade dos tecidos, dificultando a passagem da resina e fechando os canais de escoamento da mesma. Este comportamento é análogo ao observado por UMER *et al.* (2011), que determinaram a permeabilidade de mantas de fios de juta em diferentes configurações, chegando a diminuições de aproximadamente 85% na permeabilidade aumentando-se a fração volumétrica das fibras de 20 a 40%.

A Figura 54 mostra os resultados do ensaio de permeabilidade da fibra de curauá. Os resultados mostram que a permeabilidade do tecido de curauá foi ligeiramente inferior à das fibras alinhadas, para o mesmo nível de compactação. Isto provavelmente se deve à disposição das fibras no tecido plano, que apresenta fibras perpendiculares à direção do fluxo de resina, constituindo barreiras ao deslocamento do fluxo e dado o pequeno diâmetro das fibras de curauá, os canais que são criados neste tipo de tecido são pequenos, não incrementando o macrofluxo suficientemente para aumentar a permeabilidade global.

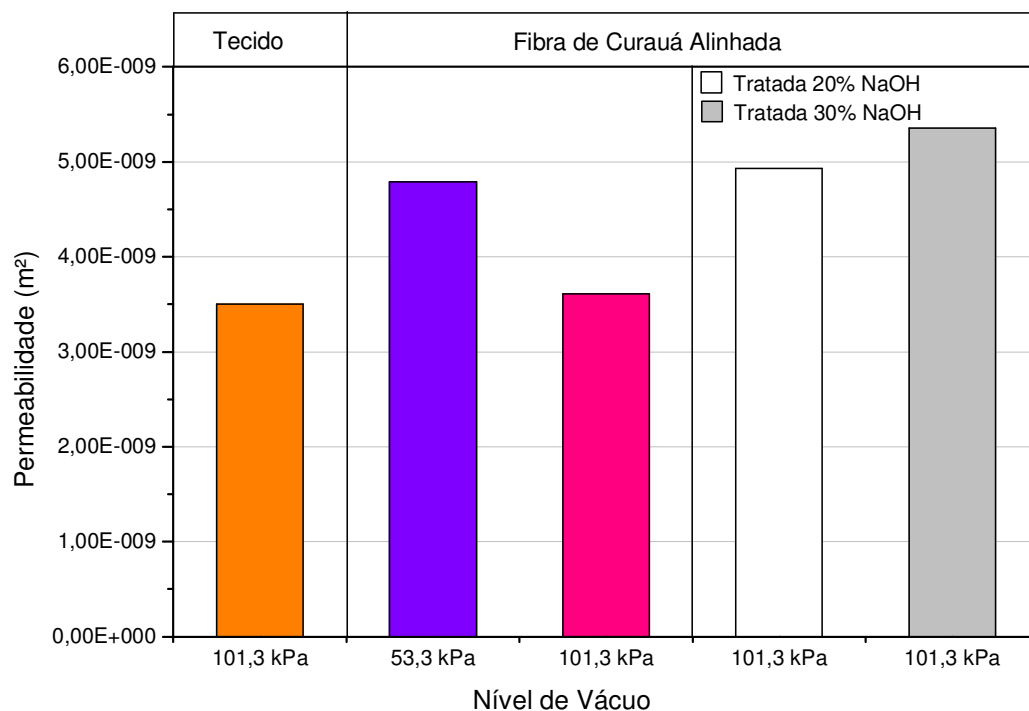


Figura 54: Permeabilidade no plano das fibras de curauá na forma de fios alinhados e tecido com fibras in natura e tratadas com solução de NaOH.

A Figura 55 mostra a disposição do tecido de curauá dentro do compósito aonde se pode observar como as fibras ficam bem compactadas no interior da matriz, reduzindo assim a criação dos canais que podem incrementar o macrofluxo de resina.

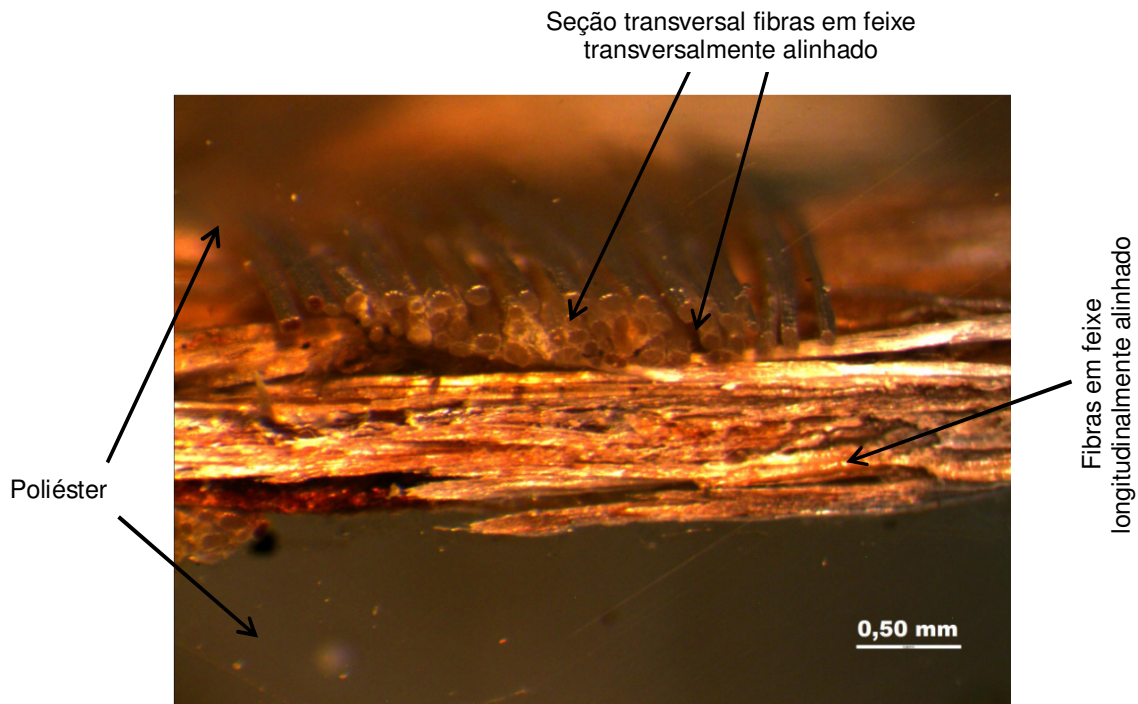


Figura 55: Seção transversal de compósito reforçado com tecido de curauá.

As fibras tratadas com solução de 20% e 30% de NaOH, apresentaram permeabilidade 36% e 48%, respectivamente, superiores à permeabilidade das fibras in natura. Autores como FRANCUCCI *et al.* (2010) e NAIK *et al.* (2013), têm observado que a permeabilidade insaturada de fibras naturais é menor que a permeabilidade saturada, atribuindo essa diferença ao fato de as fibras naturais absorverem muita resina, retardando assim o avanço da frente de fluxo durante a saturação das fibras.

De acordo com CUNHA (1998), o tratamento alcalino promove a remoção das substâncias pectinas e gomas que envolvem as fibras, solubilizando total ou parcialmente estas substâncias, de modo a permitir a separação dos feixes espessos da fibra bruta em feixes de fibra que possibilitam a produção de fios de baixa espessura. Devido à retirada de substâncias superficiais da fibra e exposição das microfibrilas, é esperado que a região do interior das fibras aonde ocorre o

microfluxo seja mais compactada, diminuindo a permeabilidade local. Com a compactação dos feixes, o macrofluxo ocorrendo entre os feixes pode ser incrementado. Efeito semelhante foi observado por FRANCUCCI *et al.* (2010), determinando a permeabilidade saturada e insaturada de tecidos planos de juta, *in natura* e tratadas com uma solução de polihidroxibutirato dissolvido a 2% em clorofórmio, aonde a permeabilidade insaturada das fibras tratadas aumentou drasticamente em relação à fibra não tratada.

Os resultados do ensaio de permeabilidade da fibra de juta na forma de fios alinhados e tecido plano estão demonstrados na Figura 56. Como esperado, a permeabilidade diminuiu com o aumento da pressão de compactação das fibras. A permeabilidade das fibras alinhadas submetidas ao vácuo de 53,3 kPa foram 38% superiores às que sofreram vácuo de 101,3 kPa. Para os tecidos, a permeabilidade das fibras submetidas ao vácuo de 53,3 kPa ($1,19 \times 10^{-8} \text{ m}^2$), porosidade de 0,79, foi mais de três vezes superior à das fibras submetidas ao nível de vácuo de 101,3 kPa ($3,88 \times 10^{-9} \text{ m}^2$), com porosidade de 0,77. FRANCUCCI *et al.* (2010) encontraram para um tecido plano de juta com porosidade de 0,775 sendo impregnado com uma solução água/glicerina usando o processo VARTM, aproximadamente $2,75 \times 10^{-10} \text{ m}^2$ para a permeabilidade insaturada.

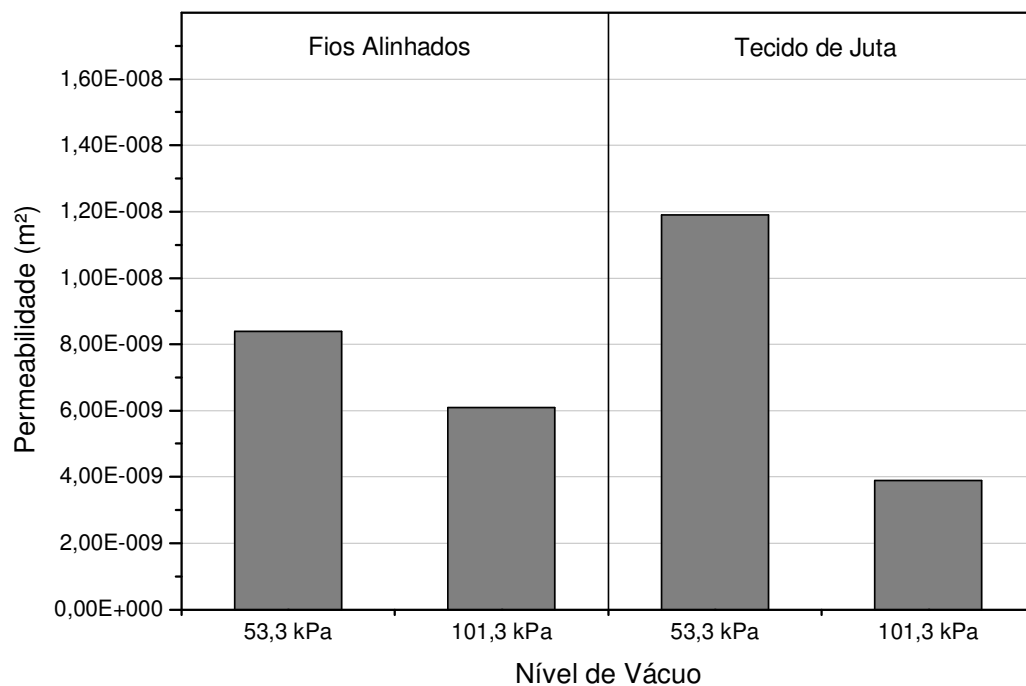


Figura 56: Permeabilidade no plano da fibra de juta na forma de fios alinhados e tecido.

Os resultados do ensaio de permeabilidade para a fibra de palha da costa mostrados na Figura 57 confirmam o verificado para as demais fibras estudadas, a diminuição da permeabilidade com o aumento do nível de vácuo. Cabe ressaltar que o efeito sobre a permeabilidade da elevação do nível de vácuo de 53,3 kPa para 101,3 kPa foi mais pronunciado para as fibras alinhadas do que para as dispostas na forma de tecido plano. Isto provavelmente se deve em função do arranjo das fibras no tecido, muito mais regular e plano, deixando poucos canais para o macrofluxo, do que o das fibras alinhadas, em que as fibras, de seção transversal predominantemente chata e alongada, formam espirais e formas complexas que se sobrepõem, favorecendo o macrofluxo para baixos níveis de compactação, mas que com a elevação do nível de vácuo, esses canais são substancialmente reduzidos, como pode ser observado na Figura 58.

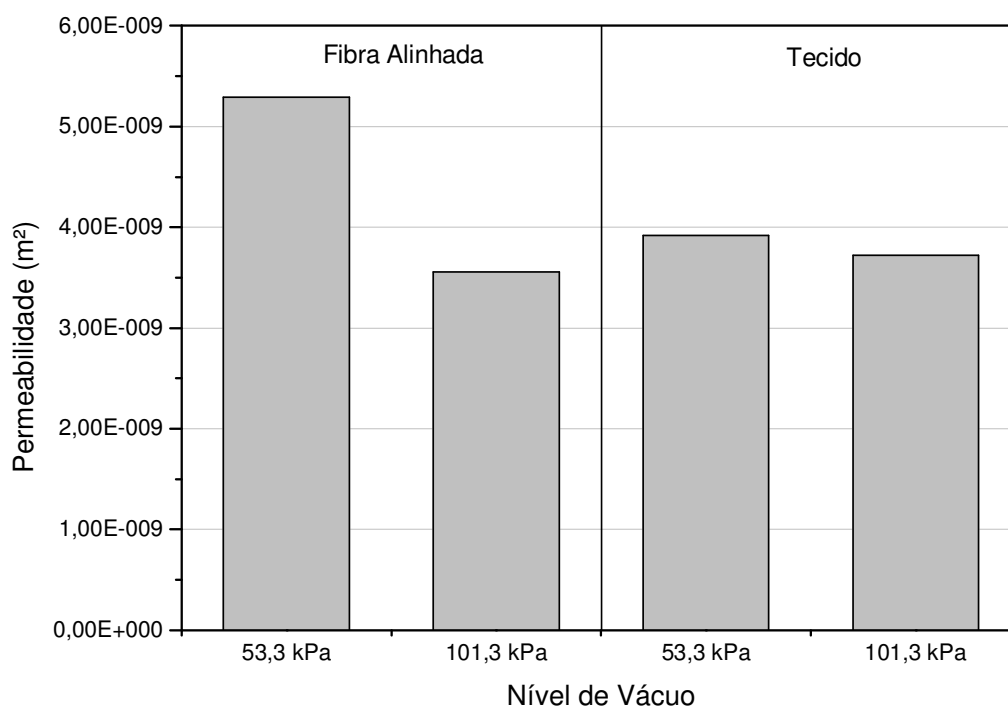
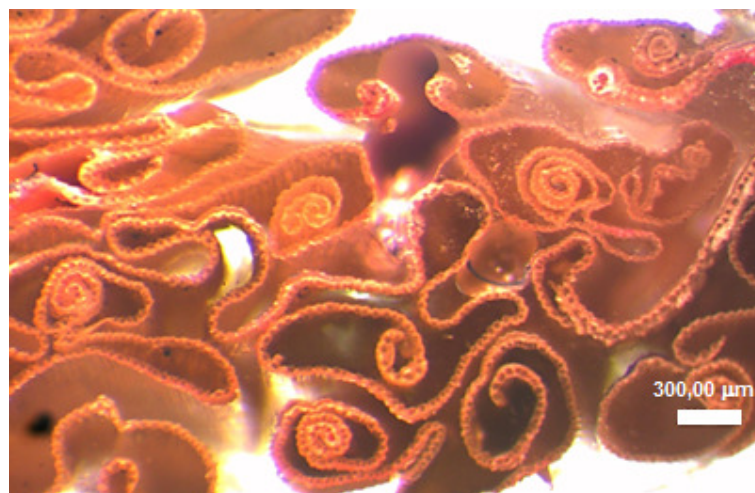
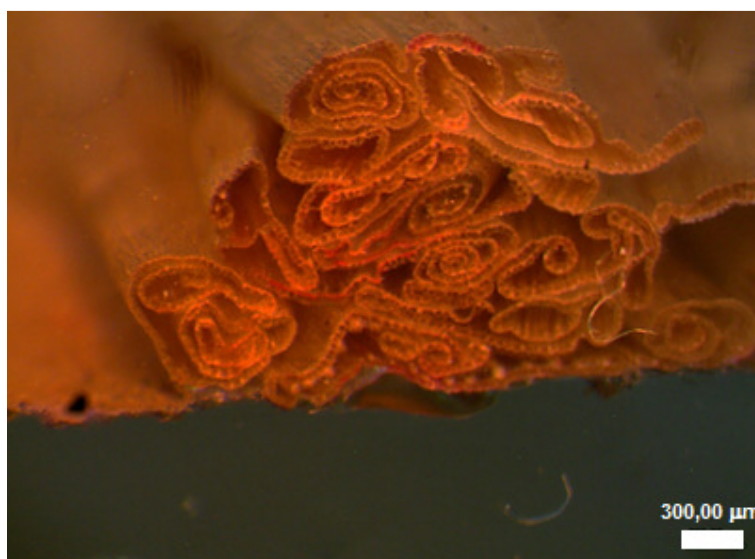


Figura 57: Permeabilidade no plano das fibras de palha da costa na forma de fios alinhados e tecido.



(a)



(b)

Figura 58: Seção transversal de compósitos reforçados com fibras alinhadas de palha da costa fabricados sob diferentes condições de compactação. (a) nível de vácuo de 53,3 kPa; (b) nível de vácuo de 101,3 kPa.

4.5 – INFLUÊNCIA DA CONDIÇÃO DE RETIRADA DA RESINA

A Figura 59 mostra a variação da espessura e a porosidade de seis placas fabricadas sob diferentes condições de retenção do fluxo de resina.

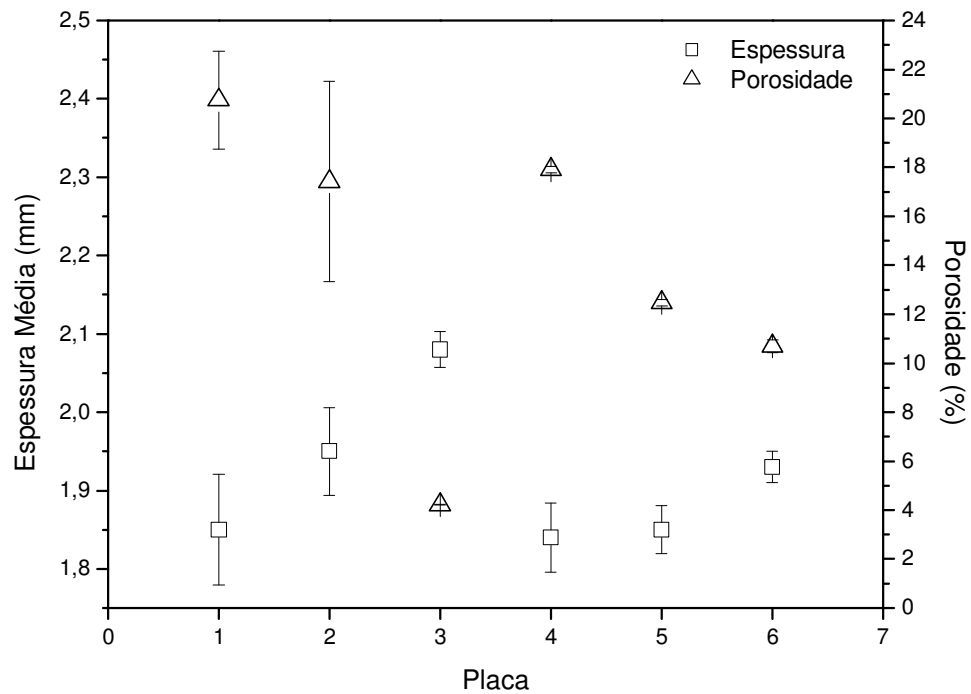


Figura 59: Variação da espessura e da porosidade nos compósitos fabricados sob diferentes condições de retenção de resina no canal de saída. Placas 1 e 2 configuração sem a utilização de retardante de fluxo; Placas 3 e 4 retardante constituído de duas faixas de feltro de 40 mm de largura; Placas 5 e 6 retardante com uma faixa de 250 mm de largura. As barras verticais de referem ao erro padrão das medidas.

A inspeção visual e ao estereoscópio das placas compósitas fabricadas mostrou que o tipo de retardante de fluxo utilizado no canal de saída de resina na câmara de vácuo pode impactar a porosidade em porções específicas. A ausência de um retardante no canal de saída gera nas áreas da placa adjacentes ao canal uma região porosa decorrente da excessiva retirada de matriz, caracterizando a porosidade estrutural segundo a definição de MADSEN *et al.* (2007).

A adição de uma resistência ao escoamento na posição do canal de saída retarda a taxa de sangramento da resina e também proporciona uma pressão mais elevada e maior tempo de residência da resina no molde para saturar os feixes de fibras. Esta elevação da pressão se traduz numa distribuição mais uniforme da pressão ao longo da placa, contribuindo para que a mesma possua uma espessura relativamente constante ao longo do comprimento. Uma pressão bem equalizada também pode refletir na distribuição da porosidade na placa, haja vista a excessiva retirada de resina em região submetidas a um nível de vácuo mais alto dentro da

câmara. Por outro lado, à medida que a frente de fluxo avança, os feixes de fibra vão sendo saturados e o volume de ar aprisionado nas fibras tende a ser empurrado pelo macrofluxo em direção ao canal de saída. Estes mecanismos podem contribuir para que a porosidade global da placa tenda a ser crescente aumentando no sentido do canal de saída bem como para a variação da espessura da placa, submetida a diferentes condições de compactação ao longo da câmara, contribuindo diretamente não necessariamente para a elevação do valor global das grandezas (porosidade e espessura), mas refletindo na variabilidade destas.

A análise dos resultados da Figura 59 mostra que as placas 1 e 2, que foram produzidas sem a utilização de um retardante, apresentam coeficiente de variação da espessura de 9,38% e 7,07% respectivamente e para a porosidade de 57,6%. A porosidade global da placa pode ter várias origens e seu valor não necessariamente reflete o uso ou não de um retardante, mas esta variabilidade provavelmente se deve ao processo de fabricação adotado. A inspeção visual destas placas mostrou um incremento considerável da porosidade estrutural na região do canal de saída da resina, como pode ser observado na Figura 60. A Figura 61 mostra a porosidade calculada a partir de seis amostras extraídas das placas.

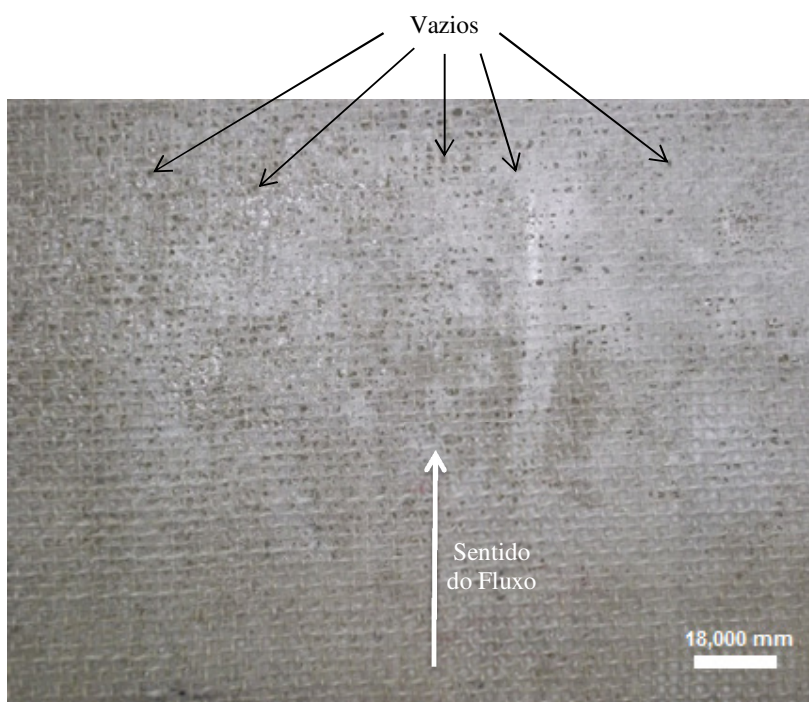


Figura 60: Placa com reforço de tecido de juta fabricada sem o uso de retardante de fluxo. A seta branca indica o sentido do fluxo da resina durante a infusão e as pretas os vazios na placa fabricada.

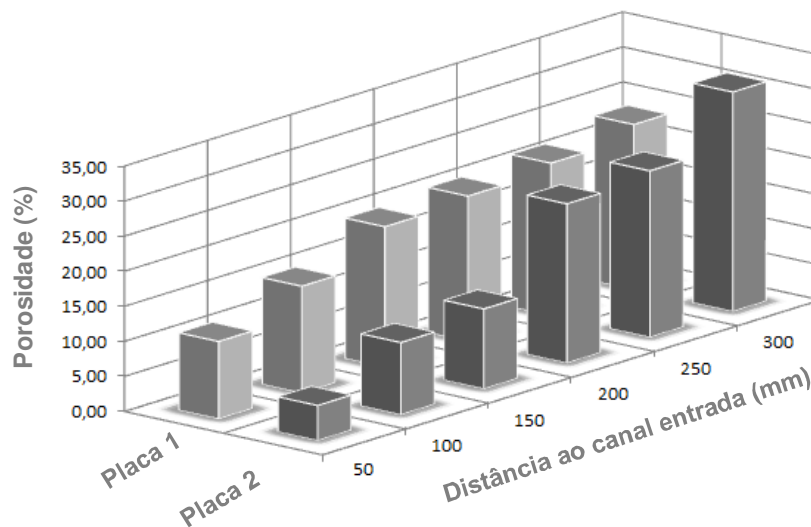


Figura 61: Variação da porosidade ao longo das placas 1 e 2 reforçadas com fibras de juta.

A Figura 59 mostra também que as placas 3 a 6 que foram fabricadas com diferentes configurações de retardantes de fluxo apresentaram baixo erro associado às médias de espessura e porosidade quando comparados às placas 1 e 2.

4.6 – RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

As propriedades mecânicas da matriz de poliéster insaturado ortoftálica obtidas no ensaio de tração estão demonstradas na Tabela 17. O limite de resistência à tração e o módulo de elasticidade determinados estão muito próximos daqueles obtidos por TARGA *et al.* (2009), (35,9 MPa e 1,71 GPa, respectivamente) e inferiores aos valores reportados por OSMAN *et al.* (2012) (38 MPa e 2,87 GPa), com diferença significativa somente na rigidez da matriz, provavelmente em função das diferentes formulações utilizadas na resina de poliéster em cada trabalho.

Tabela 17: Resultados do ensaio de resistência à tração da matriz de poliéster insaturado.

Material	Q_{rup} (kN)	Δl_{rup} (mm)	σ_t (MPa)	ϵ_{rup} (mm/mm)	E (GPa)	U_t (kN.m/m ³)
Matriz plena de poliéster insaturado	6,06 (0,36)	6,92 (0,64)	34,36 (2,19)	0,049 (0,005)	1,267 (0,091)	950,70 (77,63)

(*) Os valores entre parênteses referem-se ao erro padrão

A Tabela 18 e a Figura 62 apresentam os resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá. Os dados mostram que como esperado, o aumento do nível de vácuo incrementou a fração volumétrica das fibras no compósito. A Figura 64 demonstra que os compósitos fabricados com fibras alinhadas apresentaram desempenho em tração consideravelmente superior ao obtido pela matriz plena em tração.

Tabela 18: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V_f (%)	V_v (%)	Q_{rup} (kN)	Δl_{rup} (mm)	σ_t (MPa)	ϵ_{rup} (mm/mm)	E (GPa)	U_t (kN.m/m ³)
Tecido Plano Curauá	101,3	38	5,32	1,04 (0,15)	3,52 (0,34)	30,10 (3,88)	0,025 (0,002)	1,113 (0,099)	486,01 (87,62)
Fibras Curauá alinhadas	53,3	37	2,51	2,40 (0,19)	4,03 (0,29)	70,92 (2,39)	0,029 (0,002)	2,613 (0,196)	1186,30 (136,22)
Fibras Curauá alinhadas	101,3	38	7,43	2,27 (0,33)	3,86 (0,12)	79,68 (7,19)	0,028 (0,001)	3,788 (0,191)	1157,73 (186,60)

(*) Os valores entre parênteses referem-se ao erro padrão

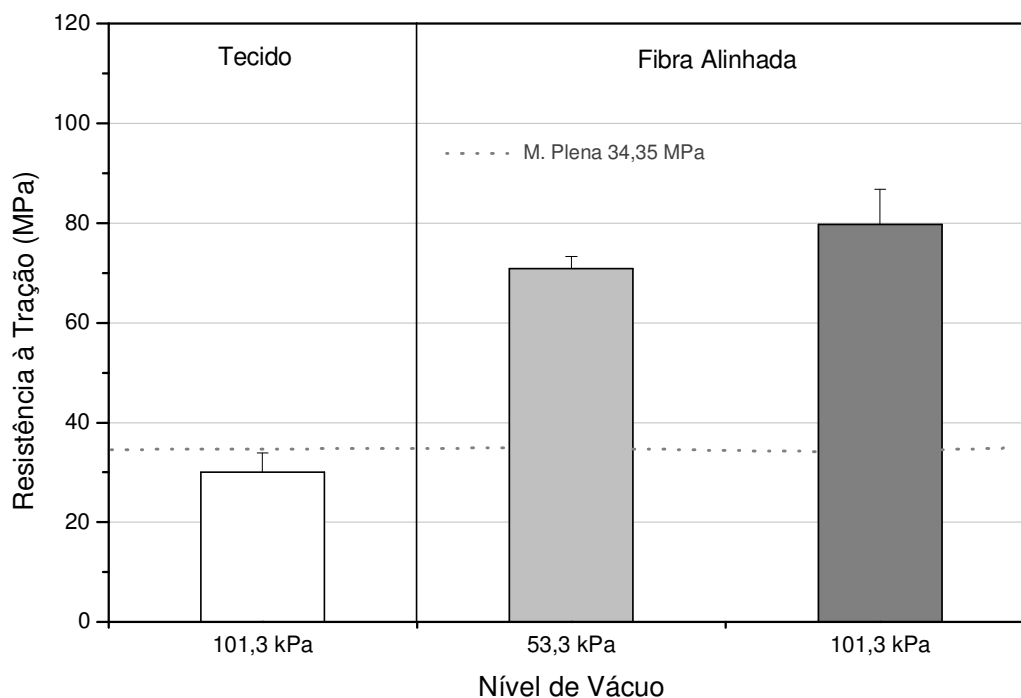


Figura 62: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de curauá. A linha tracejada representa o desempenho em tração da matriz plena de poliéster.

Os compósitos fabricados com fibras alinhadas de curauá demonstraram que com a elevação do nível de vácuo de 53,3 kPa para 101,3 kPa, obteve-se um ganho de apenas 1% na fração volumétrica de fibras, muito provavelmente em função da elevação da porosidade no compósito sob maior vácuo, mas o ganho em resistência à tração foi de 12,3%.

Comparando-se para o mesmo nível de vácuo (101,3 kPa), os compósitos fabricados com tecido plano de curauá apresentaram um limite de resistência à tração 62% inferior àqueles reforçados com fibras alinhadas. Segundo CASARIL *et al.* (2007), considerando-se a Regra das Misturas, a parcela que corresponde à contribuição da fibra para a resistência do compósito pode ser minorada em 50% para os tecidos bidirecionais em relação às fibras alinhadas ao carregamento, uma vez que somente metade do volume de fibras disponível vai estar alinhada com a direção da carga. GOMES *et al.* (2007), produzindo compósitos por compressão a quente de fibras alinhadas de curauá reforçando uma matriz biodegradável encontrou uma redução de 95% dos compósitos solicitados na direção transversal ao alinhamento das fibras em relação aos ensaiados na direção do alinhamento longitudinal destas. A Figura 63 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova reforçado com tecido de curauá. Pode-se observar que as fibras alinhadas ao carregamento sofreram ruptura (seta branca), mas aquelas perpendiculares à carga somente deixaram uma impressão na matriz (seta preta), praticamente sem rompimento da fibra ou fibrilas.

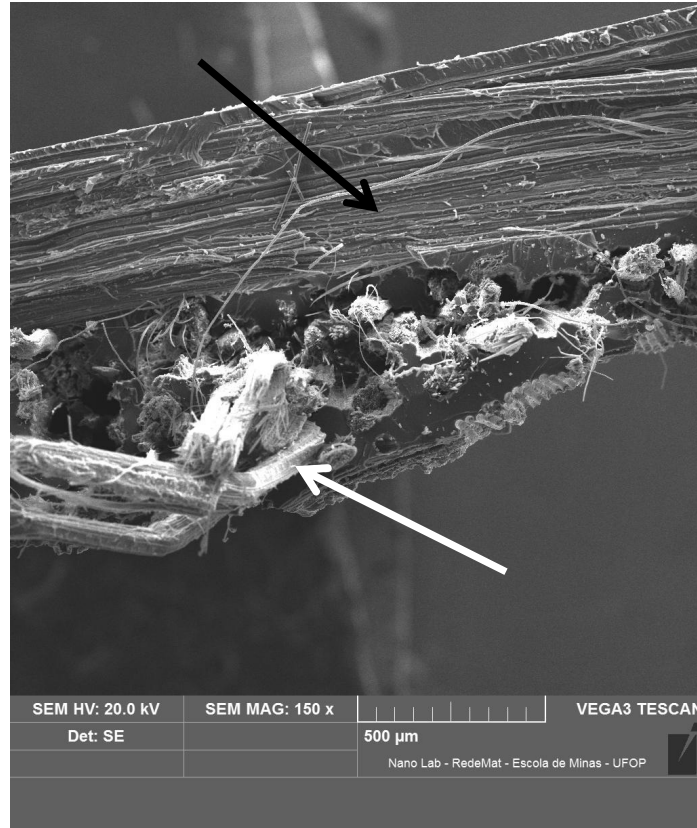


Figura 63: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com tecido plano de curauá. A seta branca indica fibras perpendiculares à superfície de fratura descoladas da matriz e rompidas e a seta preta mostra a impressão de uma fibra longitudinal à superfície de fratura que descolou.

A Figura 64 ilustra o comportamento tensão x deformação de corpos de prova típicos de cada uma das séries reforçadas com fibras de curauá. O gráfico demonstra que os compósitos reforçados com fibras alinhadas além de apresentar maior limite de resistência à tração do que aqueles reforçados com tecido, também apresentam um nível de rigidez mais elevado.

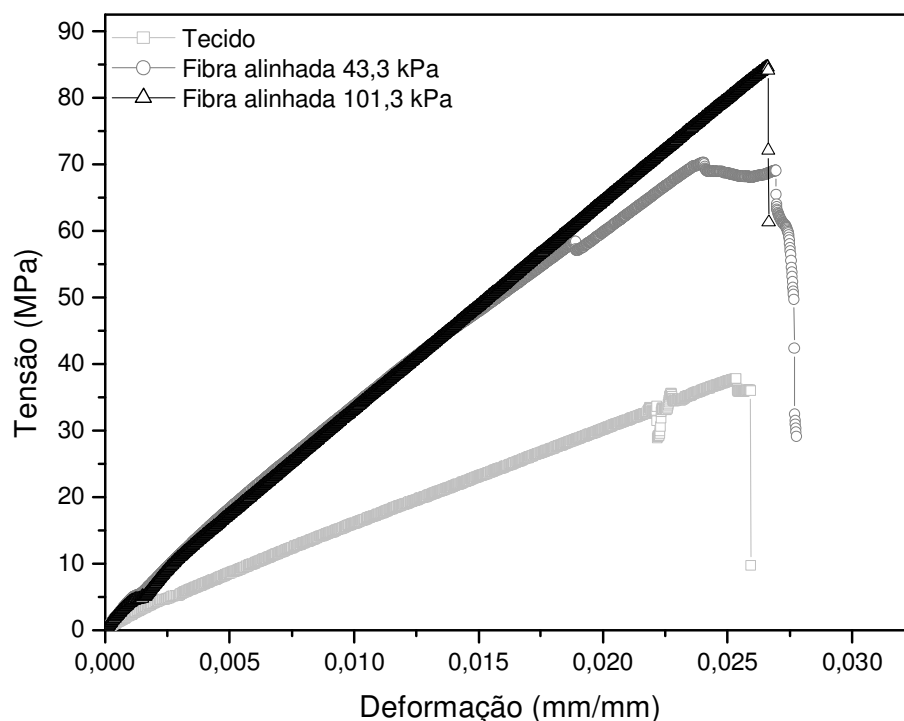


Figura 64: Comportamento tensão x deformação dos compósitos reforçados com fibras de curauá.

A Tabela 19 mostra os resultados de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de juta. Os dados mostram que em relação à resistência à tração da matriz (34,36 MPa), somente os compósitos fabricados com fios alinhados de juta tiveram desempenho superior, ficando os demais abaixo deste limite.

Tabela 19: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de juta.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V_f (%)	V_v (%)	Q_{rup} (kN)	Δl_{rup} (mm)	σ_t (MPa)	ϵ_{rup} (mm/mm)	E (GPa)	U_t (kN.m/m ³)
Fios Juta alinhados	53,3	32,0	7,94	1,818 (0,116)	3,296 (0,099)	53,18 (2,24)	0,024 (0,001)	2,388 (0,145)	627,690 (38,202)
Fios Juta alinhados	101,3	31,0	19,0	1,605 (0,138)	3,755 (0,098)	44,55 (4,95)	0,027 (0,001)	1,808 (0,111)	639,079 (57,612)
Tecido Plano Juta	53,3	19,0	12,3	1,098 (0,047)	3,877 (0,120)	22,66 (2,04)	0,028 (0,001)	0,825 (0,023)	378,930 (16,557)
Tecido Plano Juta	101,3	20,0	4,2	1,302 (0,037)	5,296 (0,477)	23,66 (3,32)	0,038 (0,003)	1,167 (0,077)	538,560 (94,564)

(*) Os valores entre parênteses referem-se ao erro padrão

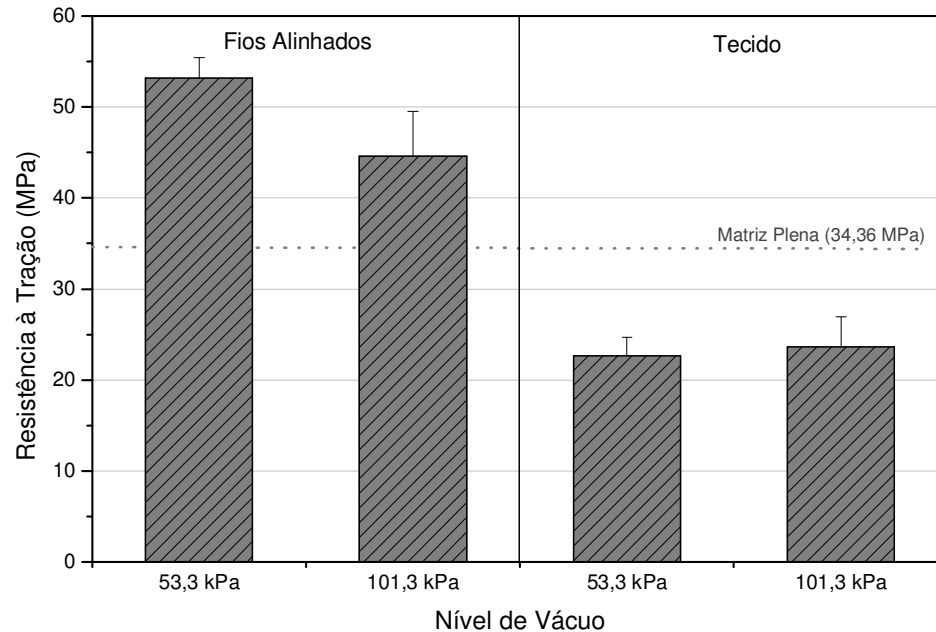


Figura 65: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de juta. A linha pontilhada refere-se ao desempenho da matriz de poliéster.

Diferentemente do que foi observado para os compósitos reforçados com fibras de curauá, os compósitos reforçados com fios de juta alinhados apresentaram um decréscimo de 16% no limite de resistência à tração à medida que o nível de vácuo passou de 53,3 kPa para 101,3 kPa. Esta diferença se deu em função do alto nível de porosidade apresentado pelo compósito fabricado sob vácuo mais elevado. Além disso, vale ressaltar a diferença na fração volumétrica de fibras que foi obtida para os compósitos reforçados com fios alinhados, sensivelmente mais elevada que os com tecidos. A diferença se deve ao processo de compactação das fibras durante a criação do vácuo na câmara. Os fios alinhados, por estarem orientados em um único sentido, acomodam-se mais facilmente do que os tecidos, que possuem canais difíceis de serem preenchidos, muito em função do diâmetro do fio em relação à espessura da placa sendo fabricada. A Figura 66 mostra a presença das bolhas de ar na matriz de poliéster que contribuíram para a elevação da porosidade do compósito fabricado a 101,3 kPa, evidenciando provavelmente uma falha na vedação da câmara no momento da infusão da resina.

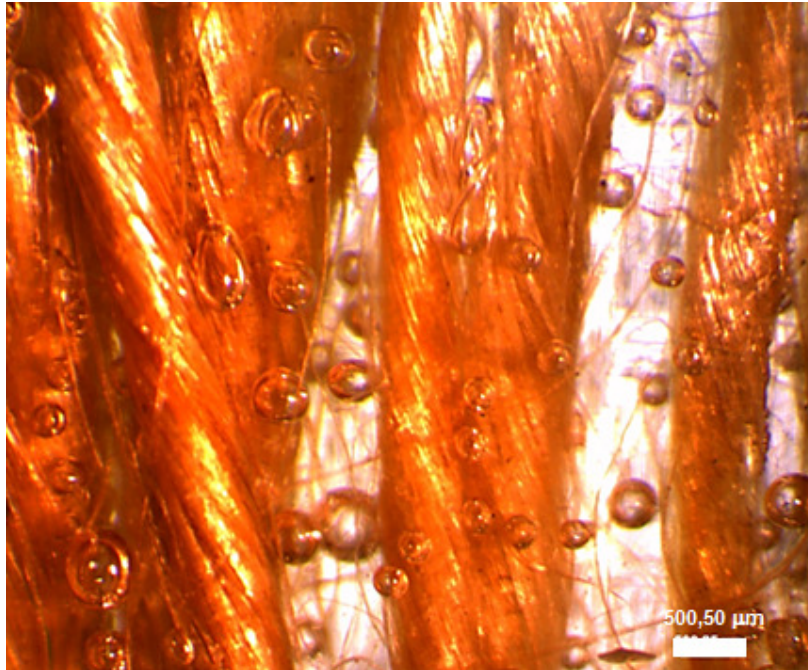


Figura 66: Porosidade relacionada à matriz presente na matriz de poliéster de compósito reforçado com fios de juta.

A Tabela 19 mostra que os compósitos fabricados com tecido de juta apresentaram um nível de porosidade elevado em comparação com os compósitos fabricados com reforço de fibras de curauá. Apesar deste volume de porosidade ter várias possíveis fontes, como falha na vedação da câmara, impregnação parcial dos fios, excesso de retirada de resina, dentre outras, dois parâmetros geométricos dos fios podem contribuir decisivamente para este volume de porosidade, o diâmetro dos fios e o grau de torção destes. De acordo com KANG *et al.* (2000), quando a velocidade da resina é elevada durante a infusão, vazios se formam dentro dos feixes de fibras, porque o fluxo no canal é mais rápido do que no feixe devido à elevada permeabilidade do canal.

Os tecidos de fibra de juta são constituídos de fios com diâmetro médio de 0,62 mm. Esse diâmetro considerável dificulta a preenchimento dos vazios durante a compressão do tecido, gerando canais de alta permeabilidade, consequentemente o macrofluxo pode ser muito mais acentuado do que o microfluxo, podendo gerar vazios dentro dos fios, o que contribui para a elevação da porosidade relacionada à fibra, além das contribuições para a porosidade que podem advir da matriz. Além disso, conforme verificado por SHAH *et al.* (2013), a medida que se torse e aperta a estrutura do fio, reduz-se a permeabilidade do interior deste, dificultando a

impregnação. RASK (2012) também verificou uma elevação da porosidade de compósitos reforçados por fios torcidos de linho, a medida que o nível de torção é elevado.

A Figura 67 mostra a seção transversal de corpos de prova reforçados com fios de juta fabricados sob vácuo de 53,3 kPa. Nas imagens pode-se observar que o interior de alguns fios apresentam ausência de matriz, caracterizando a porosidade relacionada à fibra.

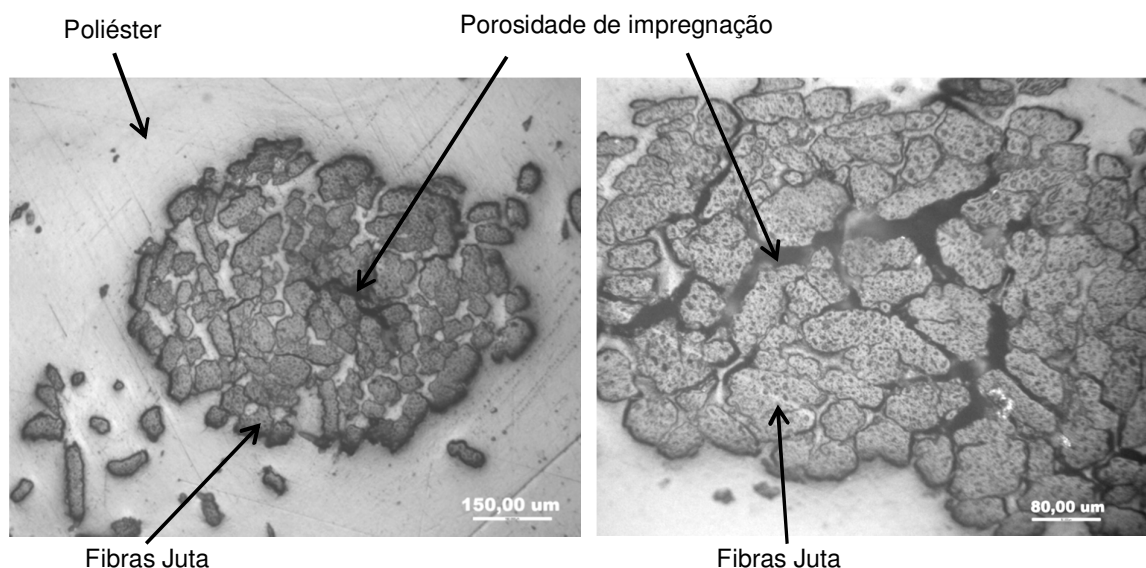


Figura 67: Seção transversal de compósitos reforçados com fibras de juta. Pode-se verificar nas imagens a seção transversal de um fio de juta e as várias fibras que o constituem. As setas indicam porosidade resultante da má impregnação do fio.

A Figura 68 mostra a superfície de fratura de um compósito reforçado com tecido de juta fabricado sob vácuo de 53,3 kPa, aonde se pode verificar o quanto o diâmetro dos fios é representativo em relação à espessura da placa.

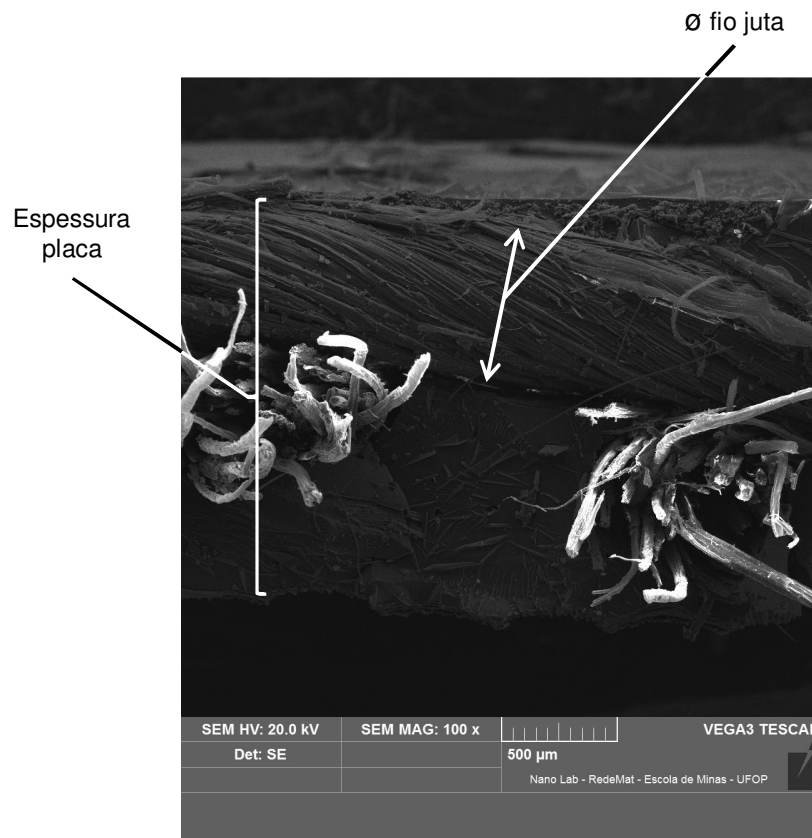


Figura 68: Superfície de fratura de compósito reforçado com tecido plano de juta.

A Figura 69 mostra a superfície de fratura do compósito reforçado com tecido de juta com 24% de fração volumétrica de fibra fabricado sob vácuo de 53,3 kPa. A presença de vazios na superfície de fratura indica que além da parcela de porosidade correspondente à fibra o compósito apresentou também porosidade correlacionada à matriz, concorrendo ambas para a diminuição da resistência à tração da placa.

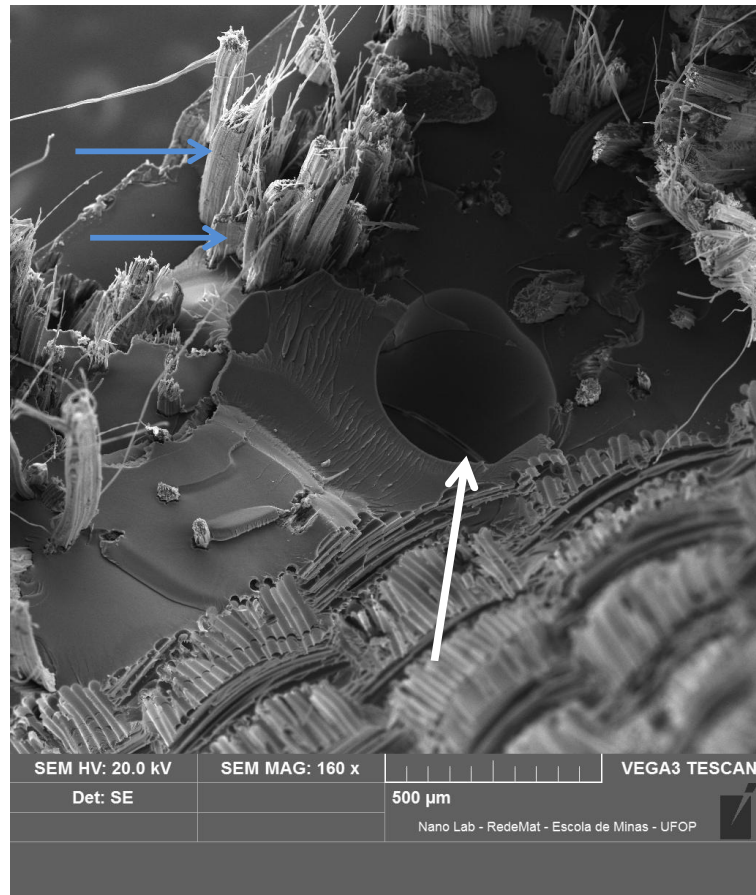


Figura 69: Superfície de fratura de compósito reforçado com tecido de Juta. As setas azuis indicam fibras rompidas e a seta branca um poro na matriz de poliéster.

A Figura 70 ilustra o comportamento tensão x deformação de corpos de prova típicos dos compósitos reforçados com fibras de juta. No gráfico pode-se verificar que os compósitos fabricados com fios alinhados de juta, além de alcançarem um limite de resistência à tração mais elevado, mostram um nível de rigidez maior em relação aos compósitos reforçados com tecido plano de juta, fato este comprovado pela análise dos módulos de elasticidade apresentados na Tabela 19, aonde se pode ainda verificar que o módulo dos compósitos reforçados com tecido foram inclusive menores do que o módulo de elasticidade do poliéster insaturado (1,267 GPa). Isto se deve à inerente ortotropia dos fios de juta aliada à saturação parcial obtida para o reforço de juta, o que condiciona a maior deformação do compósito pela solicitação dos fios mal impregnados no sentido transversal ao seu alinhamento dentro do tecido, reduzindo o módulo de elasticidade do compósito e aumentando a

deformação na ruptura do mesmo, alcançando os mesmos níveis verificados para a matriz de poliéster.

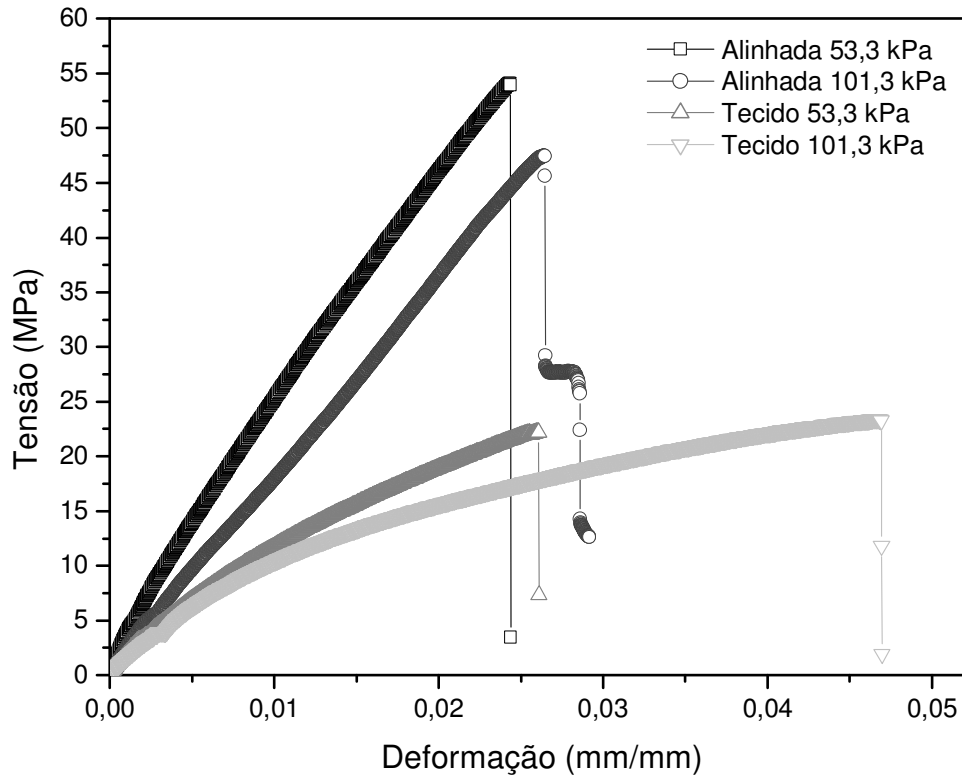


Figura 70: Comportamento Tensão x Deformação dos compósitos reforçados com fibras de juta.

A Tabela 20 mostra os resultados obtidos no ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de palha da costa. Os dados mostram que o desempenho em tração de todos os compósitos reforçados com palha da costa, diferentemente do que foi observado nas placas fabricadas com reforço de curauá e juta, ficaram aquém da resistência obtida para a matriz plena (34,36 MPa). Isso se deve em parte à resistência da fibra de palha da costa, 58,48% inferior à da fibra de curauá e 24,07% inferior à fibra de juta. Outro aspecto a ser considerado nesta análise é a interface fibra/matriz. As Figuras 71 e 72 mostram superfícies de fratura de corpos de prova reforçados com fibras alinhadas de palha da costa fabricados sob vácuo de 53,3 kPa. Analisadas ao microscópio eletrônico de varredura e ao estereoscópio, a superfície das fibras expostas na fratura mostram quase que total ausência de vestígios de matriz, o que evidencia uma baixa adesão fibra matriz.

Tabela 20: Resultados do ensaio de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V _f (%)	V _v (%)	Q _{rup} (kN)	Δl _{rup} (mm)	σ _t (MPa)	ε _{rup} (mm/mm)	E (GPa)	U _t (kN.m/m ³)
Fibras alinhadas Palha da Costa	53,3	45,0	2,21	0,82 (0,19)	2,45 (0,87)	23,59 (5,52)	0,017 (0,006)	2,325 (0,180)	425,97 (96,37)
Fibras alinhadas Palha da Costa	101,3	40,0	9,57	0,93 (0,11)	3,04 (0,15)	22,97 (1,58)	0,022 (0,001)	1,303 (0,090)	323,05 (46,85)
Tecido plano Palha da Costa	53,3	35,0	9,92	0,67 (0,05)	3,23 (0,12)	14,42 (0,90)	0,023 (0,001)	1,010 (0,059)	203,67 (10,89)
Tecido plano Palha da Costa	101,3	43,0	9,07	0,69 (0,07)	4,05 (0,50)	20,27 (1,88)	0,029 (0,004)	0,913 (0,124)	290,27 (52,41)

(*) Os valores entre parênteses referem-se ao erro padrão

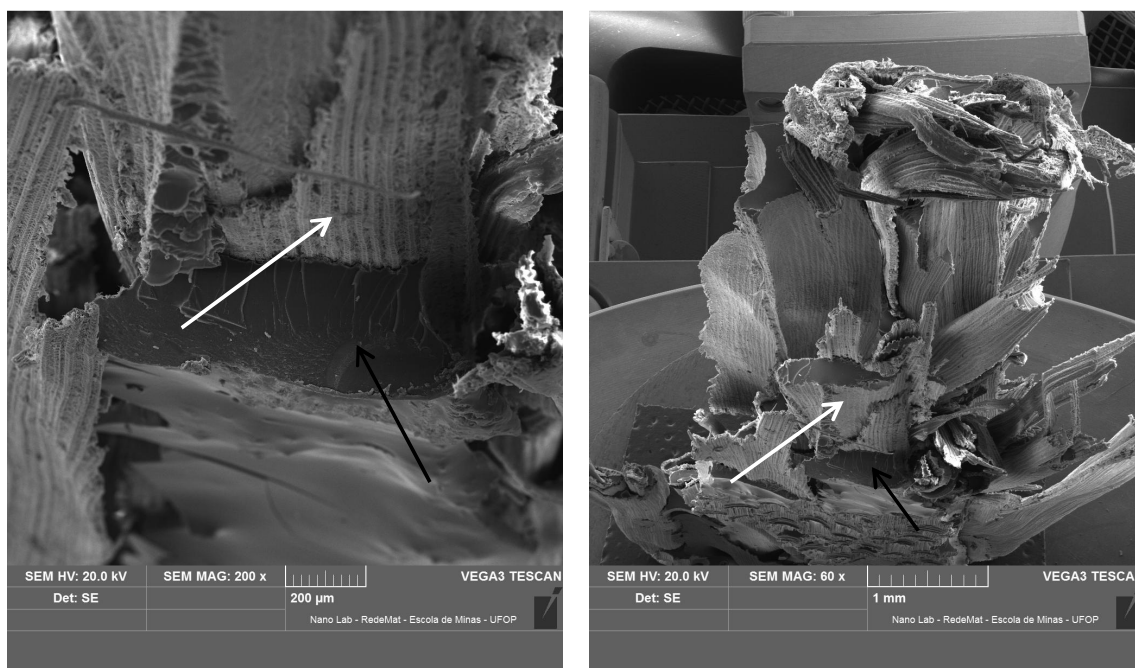


Figura 71: Superfícies de fratura de corpos de prova reforçados com fibras alinhadas de palha da costa. As setas pretas indicam a matriz de poliéster e as brancas as fibras de palha da costa praticamente isentas de matriz.

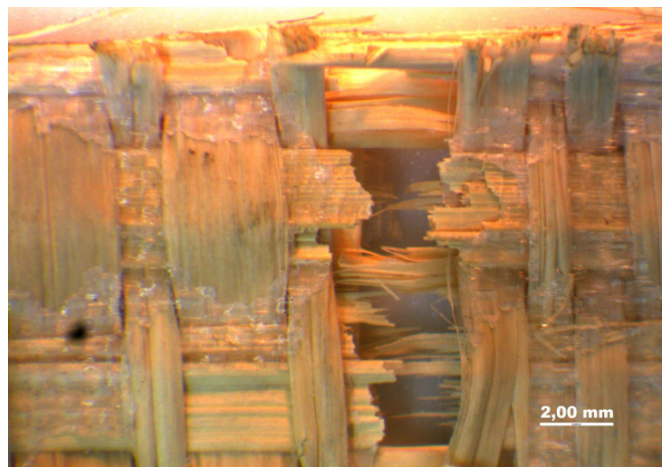


Figura 72: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com tecido plano de palha da costa.

A análise dos resultados demonstrados na Figura 73 mostra que não houve diferença significativa na resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras alinhadas de palha da costa em função da elevação do nível de vácuo utilizado na confecção das placas. Os compósitos fabricados com fibras alinhadas obtiveram praticamente o mesmo desempenho em tração para os dois níveis de vácuo testados, 53,3 kPa e 101,3 kPa. Os compósitos reforçados com tecido apresentaram um ganho de 40,57% na resistência à tração com a elevação do nível de vácuo.

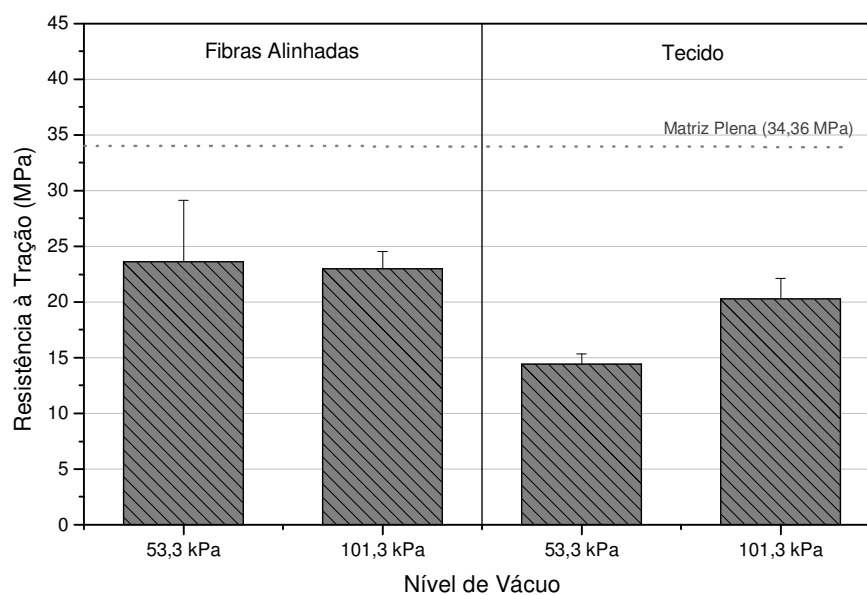


Figura 73: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de palha da costa. A linha pontilhada refere-se ao desempenho da matriz de poliéster.

A Figura 74 apresenta o comportamento Tensão x Deformação de corpos de prova típicos de cada uma das placas reforçadas com palha da costa fabricadas. Como verificado para as demais fibras, os compósitos reforçados com fibras alinhadas apresentam maior limite de resistência à tração e maior rigidez quando comparados aos compósitos fabricados com tecido plano. Como anteriormente verificado, as placas com fibras alinhadas mostraram comportamento em tração muito semelhante, em limite de resistência e rigidez.

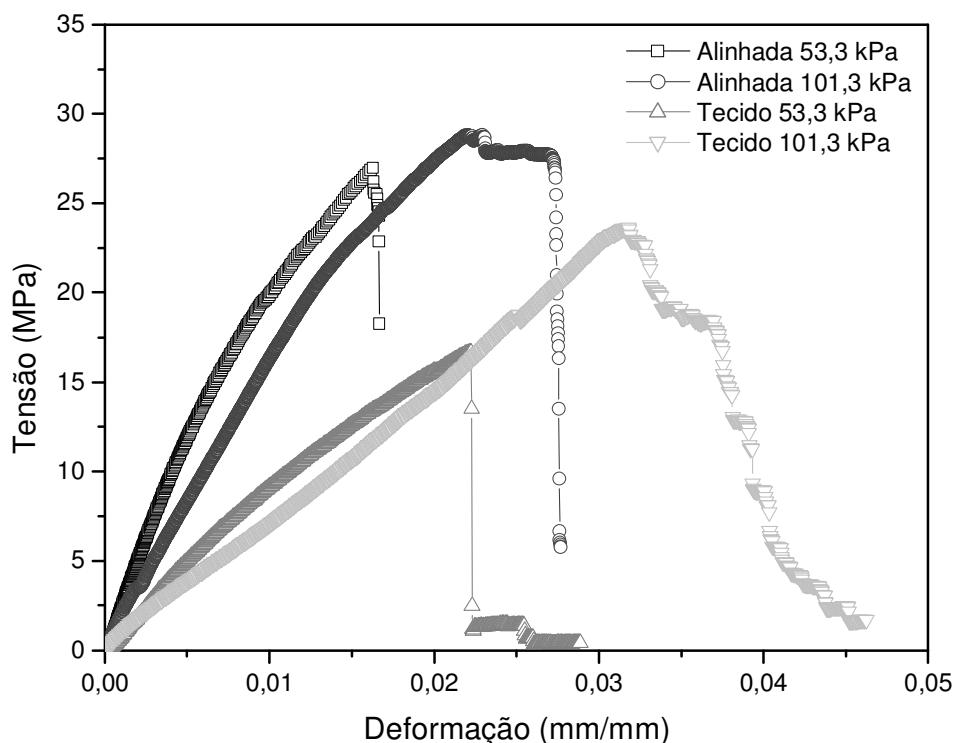


Figura 74: Comportamento Tensão x Deformação de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.

4.7 – ANÁLISE MICROMECAÂNICA DO DESEMPENHO EM TRAÇÃO DOS COMPÓSITOS

As Tabelas 21, 22, 23 e 24 e as Figuras 75, 76 e 77 mostram uma comparação entre os valores experimentais e os preditos pela Regra das Misturas e Modelos de AL-QURESHI e STAEL (1997), MADSEN *et al.* (2009) e SHAH *et al.* (2013), para a resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de curauá,

juta e palha da costa. Pode-se verificar que a tradicional Regra das Misturas superestimou a resistência à tração dos compósitos com os três tipos de fibras.

Tabela 21: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pela Regra das Misturas.

Regra das Misturas					$\sigma_c = (V_f \sigma_f + V_m \sigma_{m'})$				
Fibra	Disp.	Vacuo (kPa)	V_v	σ_f (MPa)	V_f	$\sigma_{m'}$ (MPa)	V_m	$\sigma_{c \text{ teo}}$ (MPa)	$\sigma_{c \text{ obs}}$ (MPa)
Curauá	alinhada	51,3	0,025	249,64	0,37	23,92	0,60	106,77	70,92
Curauá	alinhada	101,3	0,074	249,64	0,38	23,92	0,54	107,80	79,68
Juta	Alinhada	51,3	0,079	136,53	0,32	20,73	0,60	56,14	53,18
Juta	Alinhada	101,3	0,190	136,53	0,31	20,73	0,50	52,69	44,55
P. Costa	Alinhada	51,3	0,022	103,66	0,45	19,92	0,53	57,23	23,59
P. Costa	Alinhada	101,3	0,096	103,66	0,4	19,92	0,51	51,60	22,97

A Regra das Misturas, analiticamente desenvolvida a partir de parâmetros geométricos e mecânicos dos constituintes dos compósitos, foi concebida atribuindo-se o valor zero à porosidade final do compósito, o que para compósitos reforçados com fibras vegetais, como verificado por MADSEN *et al.* (2009), representa uma inadequação, haja vista o significativo volume de vazios normalmente gerados nestes compósitos, quando comparados àqueles com reforço sintético. Assim, é de se esperar que o desempenho em tração dos compósitos com reforço natural seja sobreavaliado quando a parcela de porosidade de seu volume é negligenciada.

Outra fundamental consideração, necessária à validação da Regra das Misturas é a suposição de perfeito alinhamento das fibras com a direção de carregamento dos corpos de prova. Tal alinhamento pode ser mais facilmente conseguido se o diâmetro das fibras trabalhadas quando da montagem do aparato de fabricação do compósito, facilitar esse manuseio. Deste modo, fios de comparativamente elevado diâmetro são muito mais facilmente alinháveis em uma determinada direção do que fibras com diâmetro dez vezes menores. Neste trabalho, a Regra das Misturas superestimou os valores de resistência à tração dos compósitos com fibras alinhadas de curauá em 42,9% e com fios de juta, mais facilmente alinháveis, em 11,9%. Já os compósitos com reforço de palha da costa foram superestimados em mais de 133%, muito em parte pela dificuldade em se alinhar as fibras contínuas.

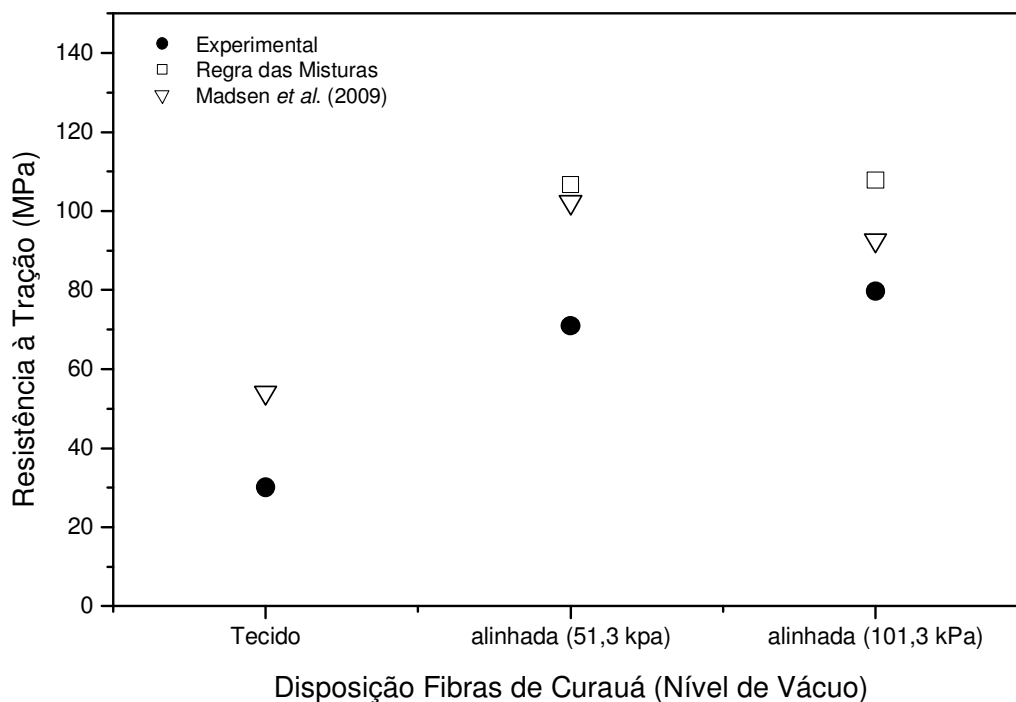


Figura 75: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de curauá.

Os parâmetros utilizados para a aplicação do Modelo de MADSEN *et al.* (2009) à estimação do desempenho em tração dos compósitos com reforço de curauá, juta e palha da costa estão listados na Tabela 22. O Modelo, por incorporar o efeito da porosidade sobre a resposta em tração dos compósitos, de maneira geral produziu respostas mais bem ajustadas aos valores experimentais que a Regra das Misturas. O Modelo de MADSEN *et al.* (2009) superestimou o desempenho em tração dos compósitos com fibras de curauá com fibras alinhadas em pouco mais de 30%, mas para a fibra em forma de tecido em quase 80%. Já os compósitos com reforço de palha da costa foram sobreavaliados em 54% para os tecidos e 104% para as fibras alinhadas. Tal qual discutido para a Regra das Misturas, este efeito se deve em parte ao alinhamento das fibras.

Tabela 22: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pelo Modelo de MADSEN *et al.* (2009).

Modelo de MADSEN <i>et al.</i> (2009)						$\sigma_c = (\eta_0 \eta_1 V_f \sigma_f + V_m \sigma_{m*})(1 - V_v)^2$					
Fibra	Disp.	Vácuo (kPa)	η_0	η_1	V_f	σ_f (MPa)	V_m	σ_{m*} (MPa)	V_v	$\sigma_{c\ teo}$ (MPa)	$\sigma_{c\ obs}$ (MPa)
Curauá	Tecido	101,3	0,5	1,0	0,39	249,64	0,53	22,51	0,053	54,08	30,10
Curauá	Alinhada	51,3	1,0	1,0	0,37	249,64	0,60	25,30	0,025	102,27	70,92
Curauá	Alinhada	101,3	1,0	1,0	0,38	249,64	0,54	24,59	0,074	92,69	79,68
Juta	Alinhada	51,3	1,0	1,0	0,32	136,53	0,60	21,80	0,079	48,12	53,18
Juta	Alinhada	101,3	1,0	1,0	0,31	136,53	0,50	23,92	0,190	35,62	44,55
Juta	Tecido	51,3	0,5	1,0	0,19	136,53	0,68	24,59	0,123	22,92	22,66
Juta	Tecido	101,3	0,5	1,0	0,20	136,53	0,76	30,84	0,042	33,98	23,66
P. Costa	Alinhada	51,3	1,0	1,0	0,45	103,66	0,53	16,66	0,022	53,07	23,59
P. Costa	Alinhada	101,3	1,0	1,0	0,40	103,66	0,51	20,36	0,096	42,38	22,97
P. Costa	Tecido	51,3	0,5	1,0	0,35	103,66	0,55	21,09	0,099	24,15	14,42
P. Costa	Tecido	101,3	0,5	1,0	0,43	103,66	0,48	25,27	0,091	28,51	20,27

O modelo de MADSEN *et al.* (2009) apresenta um parâmetro de correção para o alinhamento das fibras, o fator de eficiência da orientação das fibras (η_0), que pode ser avaliado baseando-se no arranjo geométrico da disposição das fibras em diferentes direções, considerando-se a proporção entre todos os diferentes grupos de fibras paralelas em cada direção. Contudo, nem sempre é viável definir as proporções destes grupos de fibras e seus ângulos de desvio em relação ao eixo de solicitação, porquanto autores como MADSEN *et al.* (2009), RASK (2012) e SHAH *et al.* (2013) indicam que pode ser atribuído para o parâmetro η_0 o valor 1, se estão trabalhando com fibras contínuas e alinhadas (0°), e 0,5 para um arranjo bidirecional balanceado ($0^\circ/90^\circ$), valores estes adotados neste trabalho. Tal consideração pode trazer como consequência a superestimação de propriedades quando a real disposição das fibras tende a se afastar da direção de solicitação, mesmo que levemente. MADSEN (2004) obteve uma redução de 39% nas propriedades em tração de um compósito Maconha/PET com um desvio de 10° do alinhamento das fibras em relação ao eixo de carregamento.

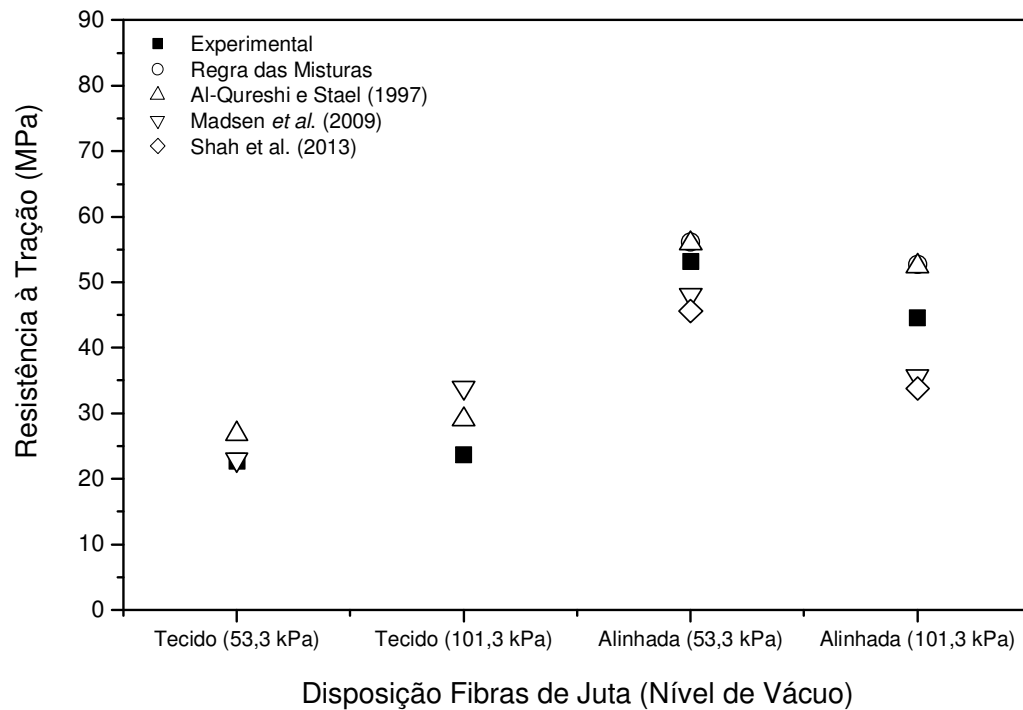


Figura 76: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fios de juta.

A análise da Figura 76 mostra que, diferentemente do que foi verificado para as fibras de curauá e palha da costa, o modelo de MADSEN *et al.* (2009) estimou eficientemente o desempenho em tração dos compósitos com reforço de fios de juta na forma de tecido, subestimando o desempenho daqueles com reforço de fios alinhados. Isto se deve em função da torção da fibra no fio, o que prejudica o alinhamento das fibras em relação ao eixo de sollicitação em função do ângulo de torção, reduzindo o desempenho mecânico do fio em relação à fibra que o compõe.

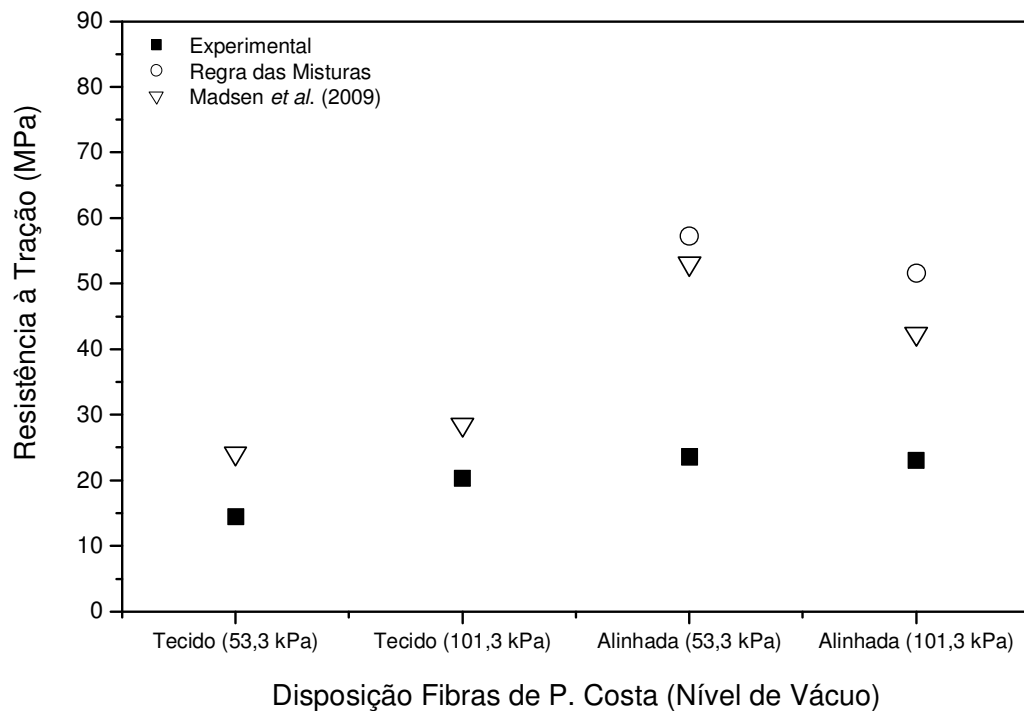


Figura 77: Valores experimentais e preditos de resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.

A Figura 77 ilustra o desempenho em tração dos compósitos reforçados com fibras de palha da costa e a comparação dos dados experimentais com os modelos da Regra das Misturas e o modelo de MADSEN *et al.* (2009). Ambos os modelos superestimaram o desempenho em tração dos compósitos com reforço de palha da costa. A Regra das Misturas, por negligenciar o volume de porosidade dos compósitos, superestimou o desempenho destes mais notadamente que o modelo de MADSEN *et al.* (2009). Nos corpos de prova em que o volume de vazios foi menor, aqueles com fibras alinhadas fabricados com vácuo de 53,3 kPa, os modelos previram valores muito próximos entre si para a resistência à tração dos compósitos, aumentando a divergência entre os modelos na medida em que o volume de porosidade se mostrou mais elevado.

A Tabela 23 mostra os parâmetros aplicados ao modelo de AL-QURESHI e STAEL (1997) para simular o desempenho dos compósitos fabricados com reforço de fios de juta. A Figura 76 ilustra que o modelo foi aceitavelmente preciso na estimativa da resistência à tração dos compósitos reforçados com fios de juta tanto alinhados como na forma de tecidos. Apesar de o modelo possuir o parâmetro γ

(fator de adesão fibra matriz) que é normalmente ajustado pelos autores a partir de dados experimentais, dificultando a extrapolação para aplicações sob diferentes condições de processamento e materiais, sua precisão permite boa estimativa de propriedades quando estas condições são respeitadas. Utilizando o valor de 0,59 para o parâmetro γ derivado do trabalho de TARGA *et al.* (2009), que produziram por infusão compósitos de matriz poliéster com reforço de fibras de juta, o modelo superestimou em 11% o desempenho em tração dos compósitos com reforço de fios alinhados de juta e em 19% aqueles com reforço na forma de tecido. Ajustando-se no entanto os valores da tensão da matriz (tensão última de tração da matriz, conforme estabelecido pelos autores) para a tensão da matriz deformada ao ponto de falha do compósito (σ_m^*), o modelo passa a superestimar em somente 3% o desempenho dos compósitos com fios alinhados e em 8% aqueles com tecido como reforço.

Tabela 23: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fios de juta, previstas pelo Modelo de AL-QURESHI e STAEL (1997).

Modelo de AL-QURESHI, STAEL (1997)						$\sigma_{c,teórica} = (\beta)(\sigma_f)(V_f) + (\gamma)(\sigma_m)(V_m)$					
Fibra	Disp.	Vácuo (kPa)	V_v	β	σ_f (MPa)	V_f	γ	σ_m (MPa)	V_m	$\sigma_{c,teo}$ (MPa)	$\sigma_{c,obs}$ (MPa)
Juta	Alinhada	51,3	0,079	1,0	136,53	0,32	0,59	34,36	0,60	55,86	53,18
Juta	Alinhada	101,3	0,190	1,0	136,53	0,31	0,59	34,36	0,50	52,46	44,55
Juta	Tecido	51,3	0,123	0,5	136,53	0,19	0,59	34,36	0,68	26,84	22,66
Juta	Tecido	101,3	0,042	0,5	136,53	0,20	0,59	34,36	0,76	29,02	23,66

A Tabela 24 mostra os parâmetros utilizados e valores de resistência à tração dos compósitos reforçados com fios de juta, estimados pelo modelo de SHAH *et al.* (2013). Este modelo foi desenvolvido para prever a resistência à tração de compósitos reforçados com fios torcidos compostos por fibras naturais. A análise da Figura 76 e da Tabela 24 mostra que o modelo subestima o desempenho em tração dos compósitos em 20%, em média, com valores muito próximos daqueles estimados pelo modelo de MADSEN *et al.* (2009). Examinado ao estereoscópio foi verificado que o fio de juta possui um ângulo superficial de torção de 15°. A inclusão do fator de correção $\cos^2 \alpha$ no modelo em tese corrige o desalinhamento provocado pela torção das fibras quando da constituição do fio, em relação ao eixo longitudinal deste. Por outro lado, o fato do desempenho em tração do fio de juta ter sido tomado

como referência para a resistência à tração da fibra, pode diminuir a parcela de contribuição no modelo do parâmetro referente à resistência à tração da fibra, reduzindo assim os valores de resistência estimados para o compósito.

Tabela 24: Propriedades em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa, previstas pelo Modelo de SHAH *et al.* (2013).

Modelo de SHAH <i>et al.</i> (2013)						$\sigma_c = (\cos^2 \alpha \cdot \eta_l \cdot \eta_d \cdot V_f \cdot \sigma_f + V_m \cdot \sigma_{m*})(1 - V_v)^2$						
Fibra	Disp.	Vácuo (kPa)	$\cos^2 \alpha$	η_l	η_d	V_f	σ_f (MPa)	V_m	σ_{m*} (MPa)	V_v	$\sigma_c \text{ teo}$ (MPa)	$\sigma_c \text{ obs}$ (MPa)
Juta	Alinhada	51,3	0,933 ¹	1,0	1,0	0,32	136,53	0,60	21,80	0,079	45,64	53,18
Juta	Alinhada	101,3	0,933 ¹	1,0	1,0	0,31	136,53	0,50	23,92	0,190	33,76	44,55

¹ $\alpha = 15^\circ$

4.8 – RESISTÊNCIA AO IMPACTO CHARPY

A Tabela 25 e a Figura 78 apresentam os resultados obtidos no ensaio de resistência ao impacto Charpy para os compósitos reforçados com fibras alinhadas de curauá e tecido plano de curauá.

Os dois mecanismos básicos de absorção de energia dos materiais são a criação de novas superfícies de fratura e a deformação do material. No ensaio de impacto, o primeiro mecanismo a operar é a deformação do material e, sendo a energia incidente suficientemente alta, ocorre a iniciação e propagação da trinca, atuando como segundo mecanismo de absorção de energia. No caso dos compósitos, os mecanismos de absorção de energia de maior contribuição para a sua tenacidade ocorrem durante a propagação da trinca e são a extração das fibras e o descolamento da interface. Estes mecanismos consomem energia pela criação de uma maior área superficial de fratura dentro do compósito e pelo trabalho de fricção na interface (SILVA, 2003). As propriedades superiores da fibra de curauá podem favorecer os mecanismos de absorção de energia, principalmente pelo descolamento da interface e extração da fibra, haja vista a alta resistência desta.

Tabela 25: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V _f (%)	Porosidade (%)	Resist. Impacto Charpy (kJ/m ²) Média (Erro Padrão)
Tecido Plano de Curauá	101,3	39	5,32	6,14 (± 0,57)
Fibras de Curauá alinhadas <i>in natura</i>	53,3	37	2,51	24,93 (± 2,85)
Fibras de Curauá alinhadas <i>in natura</i>	101,3	38	7,43	14,49 (± 1,75)

Os resultados apresentados na Figura 78 mostram que os compósitos reforçados com fibras de curauá alinhadas apresentaram desempenho em impacto severamente superior aos compósitos reforçados com tecido. As placas reforçadas com fibras alinhadas fabricadas a 53,3 kPa alcançaram 24,93 kJ/m² de energia absorvida no impacto, desempenho 72% superior àqueles fabricados sob vácuo de 101,3 kPa. Grande parte desta diferença pode ser atribuída à porosidade da placa fabricada sob maior vácuo, três vezes superior à de menor vácuo.

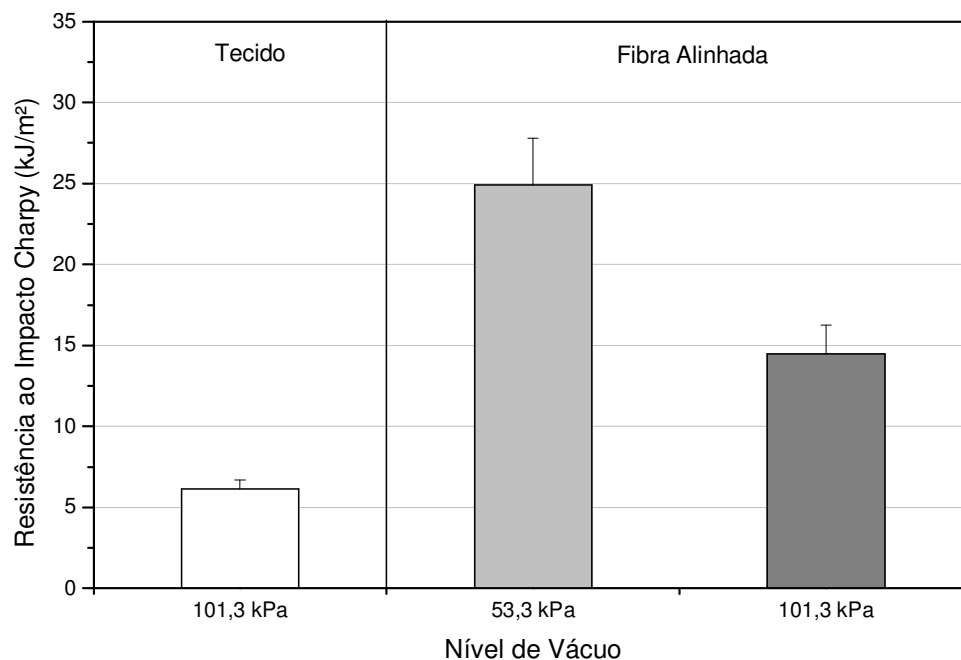


Figura 78: Resistência ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de curauá.

Os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy dos compósitos reforçados com fios de juta alinhados e tecido plano de juta são apresentados na

Tabela 26 e Figura 79. Como observado para os compósitos reforçados com fibras de curauá, os compósitos reforçados com fios alinhados apresentaram desempenho sob impacto consideravelmente mais elevado do que os de reforço na forma de tecido. Este desempenho está diretamente correlacionado à maior fração volumétrica de fibras alcançada nos compósitos com fios alinhados, pois como observado por SILVA (2003) com o aumento da fração de fibra os principais mecanismos de absorção de energia são favorecidos, resultando em maior energia para a fratura. Diferentemente do que se esperava, não houve uma tendência no comportamento sob impacto dos compósitos reforçados com tecido de juta fabricados sob nível crescente de vácuo, em que pese nesta análise a elevada porosidade obtida nestas placas. Os poros atuam na matriz como concentradores de tensão, diminuindo a resistência desta às solicitações mecânicas estáticas ou dinâmicas, prejudicando assim a análise.

Tabela 26: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de juta.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V_f (%)	Porosidade. (%)	Resist. Impacto Charpy (kJ/m²) Média (Erro Padrão)
Fios de Juta alinhados	53,3	32,0	7,94	6,65 (± 0,38)
Fios de Juta alinhados	101,3	31,0	19,0	9,13 (± 1,45)
Tecido Plano de Juta	53,3	19,0	12,3	2,13 (± 0,39)
Tecido Plano de Juta	101,3	26	8,6	4,41 (± 0,8)

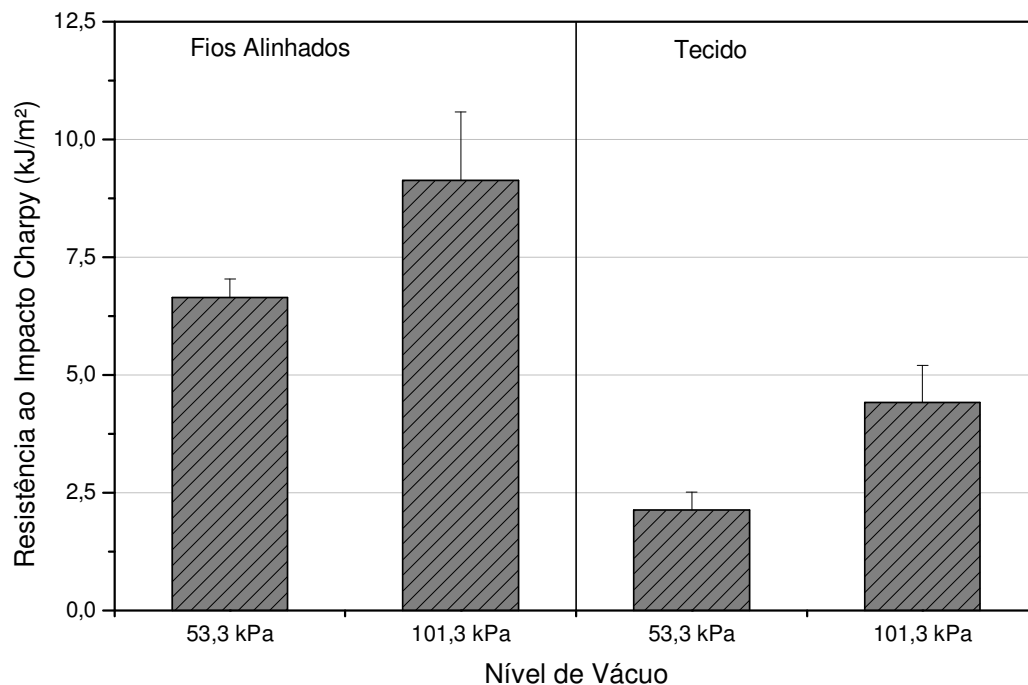


Figura 79: Resistência ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de juta.

A Figura 80 mostra o módulo de tenacidade em tração dos compósitos reforçados com tecido de juta e sua relação com a resistência ao impacto destes, para todos os níveis de vácuo utilizados no processo de fabricação. A tenacidade é um parâmetro que compreende tanto a resistência mecânica quanto a ductilidade do material, sendo, portanto adequado para a comparação com a energia absorvida no ensaio dinâmico por impacto. Os resultados mostram uma correlação direta entre a energia absorvida até a fratura no ensaio de tração e a energia absorvida por impacto Charpy. Tanto o módulo de tenacidade quanto a resistência ao impacto Charpy aumentaram com a elevação do nível de vácuo de 53,3 para 101,3 kPa. Como os tecidos de juta possuem fios com diâmetro médio de 0,62 mm, grandes quando comparados com a espessura da placa, estes quando compactados pela ação do vácuo apresentam canais dentro da trama do tecido que facilitam o macrofluxo de resina entre os fios, gerando alta velocidade da frente de fluxo, proporcionando uma saturação parcial dos fios, favorecendo os mecanismos de absorção de energia.

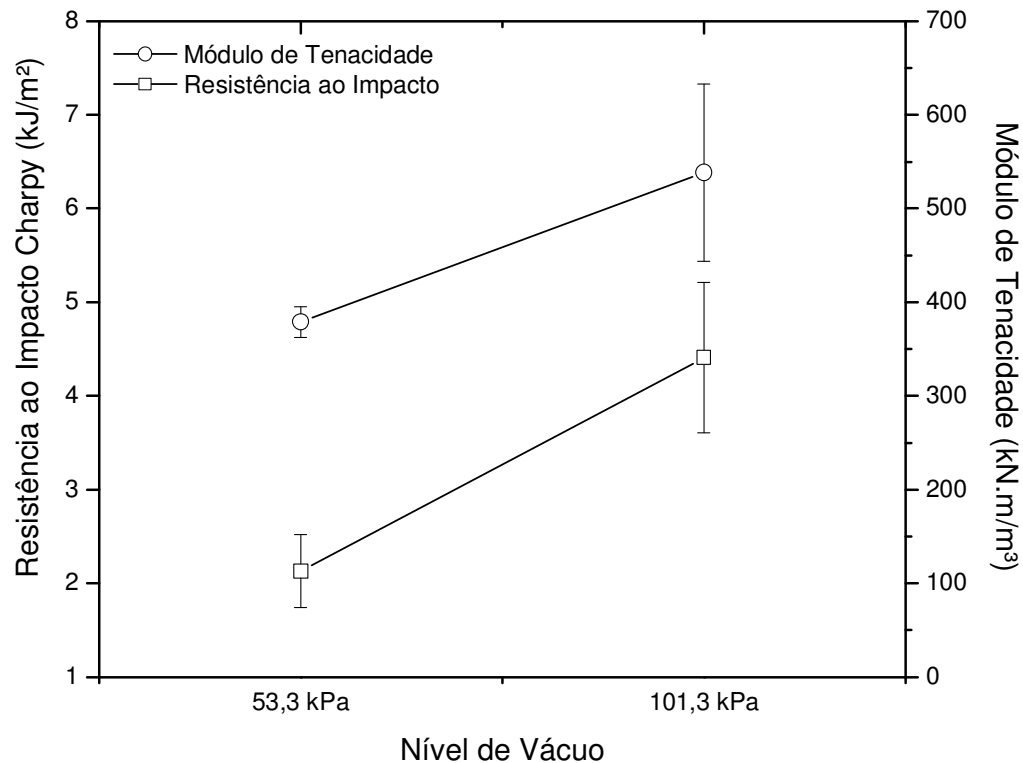


Figura 80: Resistência ao impacto Charpy e módulo de tenacidade de compósitos reforçados com tecido de juta. As barras verticais referem-se ao erro padrão.

A Tabela 27 e a Figura 81 apresentam a resistência ao impacto Charpy obtida para os compósitos reforçados com fibras de palha da costa. Diferentemente do que observado nos ensaios de resistência à tração, a elevação do nível de vácuo reduziu o desempenho dos compósitos reforçados tanto por fibras alinhadas quanto por tecido. Como citado anteriormente, o descolamento da fibra da matriz e sua extração constituem um dos principais mecanismos de absorção de energia dos compósitos. O aumento do nível de vácuo durante o processo de fabricação sujeita o reforço a níveis mais elevados de compactação, aumentando a fração volumétrica das fibras. Espera-se que com este nível de compactação maior a adesão fibra/matriz melhore, pela maior impregnação da resina na fibra, reduzindo assim os mecanismos absorvedores de energia.

Tabela 27: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de palha da costa.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V _f (%)	Porosidade. (%)	Resist. Impacto Charpy (kJ/m ²) Média (Erro Padrão)
Fibras alinhadas de Palha da Costa	53,3	45,0	2,21	6,53 (± 1,08)
Fibras alinhadas de Palha da Costa	101,3	40,0	9,57	4,70 (± 0,93)
Tecido plano de Palha da Costa	53,3	35,0	9,92	8,39 (± 1,63)
Tecido plano de Palha da Costa	101,3	43,0	9,07	2,36 (± 0,48)

A análise dos dados apresentados na Figura 81 indica que para os compósitos com fibras alinhadas, houve um decréscimo de 28% na resistência ao impacto Charpy e para os corpos de prova reforçados por tecidos de 72% com a elevação do nível de vácuo.

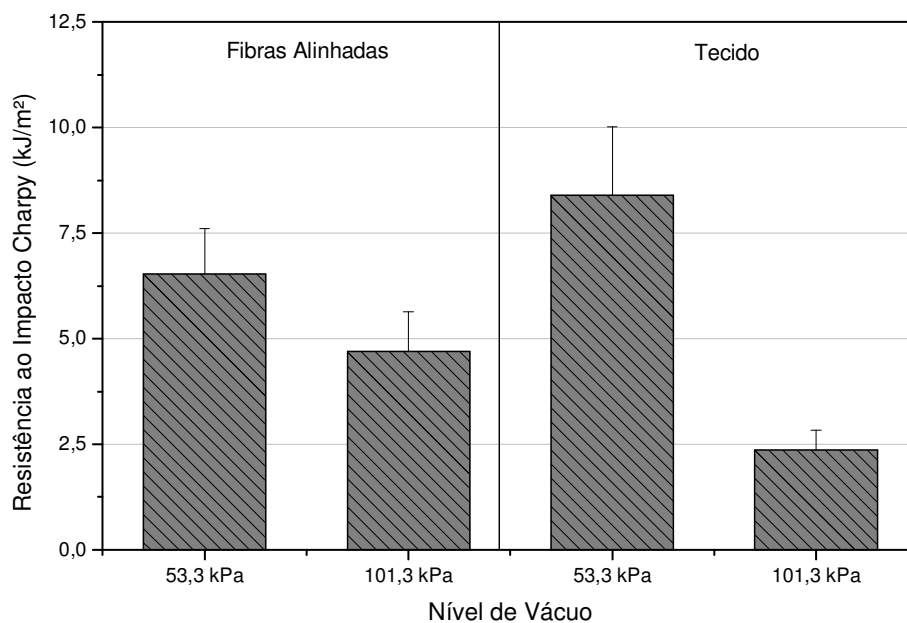


Figura 81: Resistência ao Impacto Charpy dos compósitos reforçados com fibras de palha da costa.

4.9 – TRATAMENTO ALCALINO DAS FIBRAS DE CURAUÁ

A Tabela 28 mostra os resultados obtidos no ensaio de resistência à tração para os compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com solução alcalina de NaOH a 20 e 30% de concentração (v/v).

Tabela 28: Resultados do ensaio de resistência à tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V _f (%)	V _v (%)	Q _{rup} (kN)	Δl _{rup} (mm)	σ _t (MPa)	ε _{rup} (mm/mm)	E (GPa)	U _t (kN.m/m ³)
Fibra Curauá alinhada tratada a 20% NaOH	101,3	39	2,90	2,47 (0,29)	3,15 (0,31)	59,10 (0,38)	0,022 (0,002)	3,125 (0,225)	749,97 (83,65)
Fibra Curauá alinhada tratada a 30% NaOH	101,3	33	2,04	1,89 (0,07)	3,02 (0,30)	44,19 (3,78)	0,022 (0,002)	2,165 (0,081)	501,21 (1,48)

(*) Os valores entre parênteses referem-se ao erro padrão

A análise da Figura 82 mostra que o tratamento das fibras de curauá em solução alcalina a 20 e 30% de concentração, reduziu a resistência à tração dos compósitos em 25,8% e 44,5%, respectivamente em relação aos compósitos com fibras não tratadas fabricados sobre o mesmo nível de vácuo. Isto provavelmente se deu em função do elevado teor de álcali utilizado para o tratamento das fibras. Resultado semelhante foi obtido por GOMES *et al.* (2007) que verificou uma redução de 9% na resistência de compósitos reforçados com curauá alinhado tratados com 15% de NaOH em relação aos que não sofreram tratamento. Segundo os autores, este resultado pode ser atribuído a uma mudança na estrutura química da celulose que é inerente às fibras devido às cadeias moleculares de celulose nas microfibrilas perderem a sua estrutura cristalina localmente como resultado do tratamento alcalino, podendo esta perda de estrutura cristalina ser atribuída à conversão parcial da celulose I em celulose II, que ocorre durante mercerização.

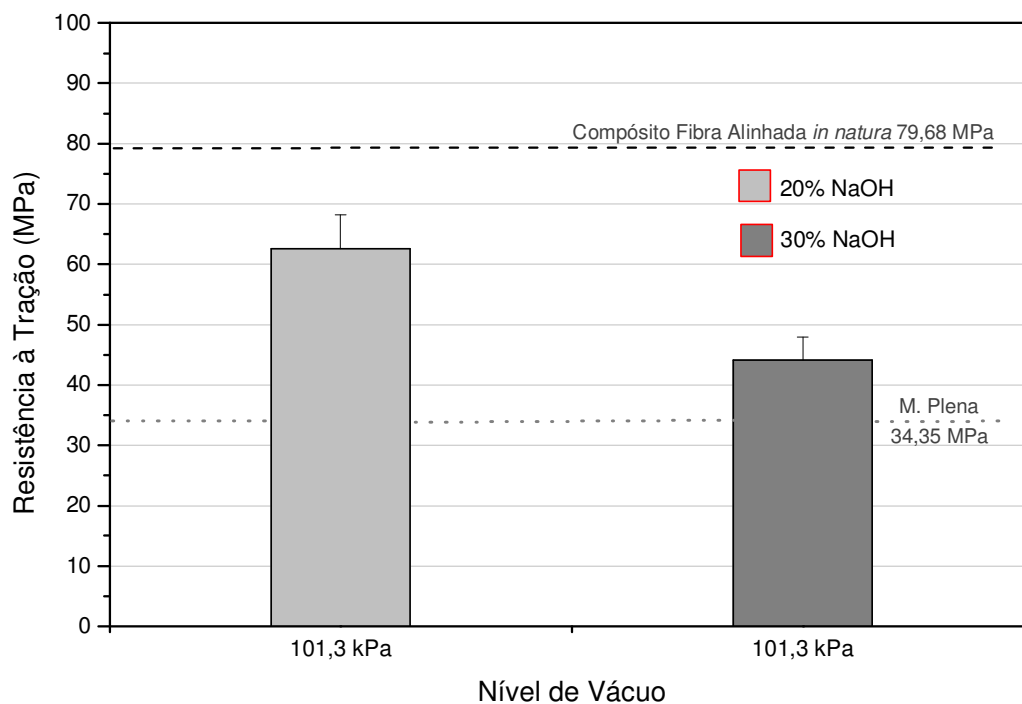


Figura 82: Resistência à tração de compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com 20 e 30% de NaOH. As barras verticais indicam o erro padrão. As linhas tracejada e pontilhada ilustram o desempenho do compósito com fibras não tratadas e da matriz de poliéster, respectivamente.

A Figura 83 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova reforçado com fibras alinhadas de curauá tratadas com NaOH a 20%. Pode-se observar que o tratamento foi efetivo no desfibrilamento dos feixes, expondo as microfibrilas e aumentando assim a superfície de contato fibra / matriz.

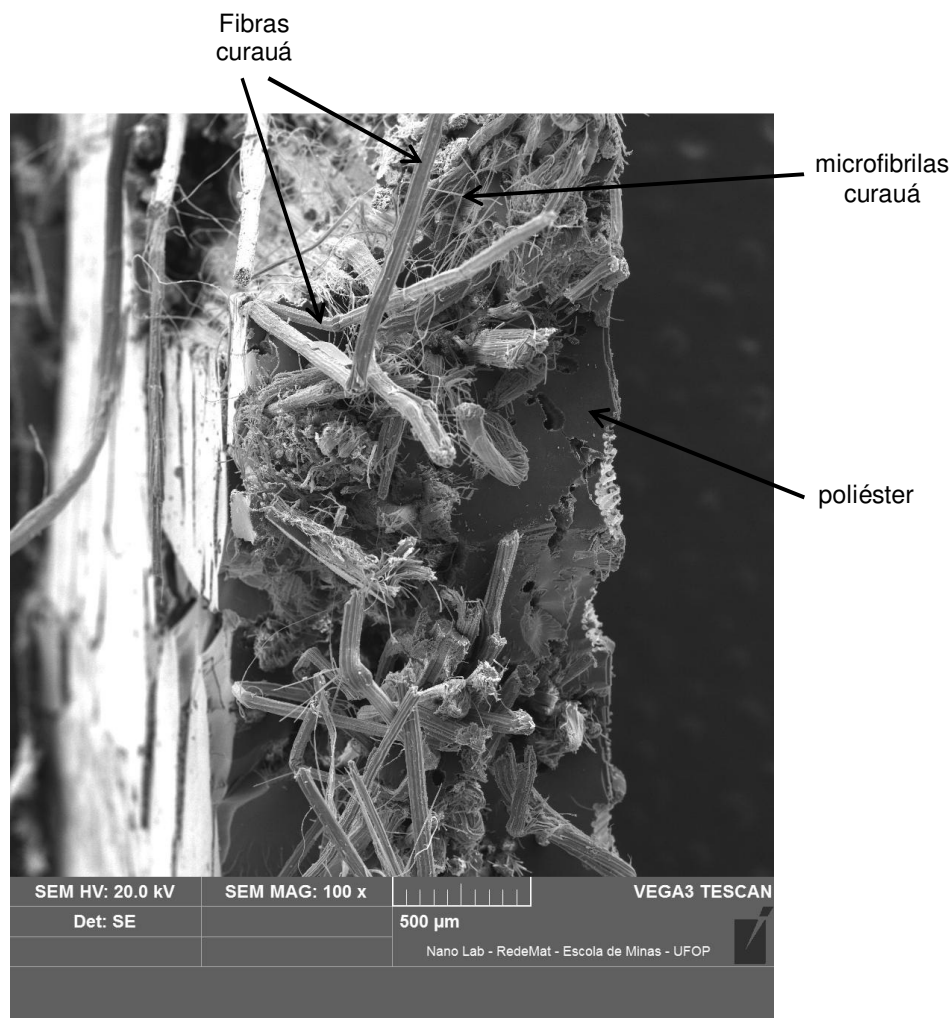


Figura 83: Superfície de fratura de corpo de prova reforçado com fibras de curauá tratadas com NaOH a 20%.

A Figura 84 ilustra o comportamento tensão x deformação de corpos de prova típicos de cada uma das séries reforçadas com fibras de curauá. O gráfico demonstra que em relação ao compósito com fibras não tratadas, o tratamento alcalino do reforço além de reduzir o limite de resistência à tração, diminuiu também a rigidez dos compósitos, sendo estes efeitos mais pronunciados à medida que cresceu o teor de álcali do tratamento.

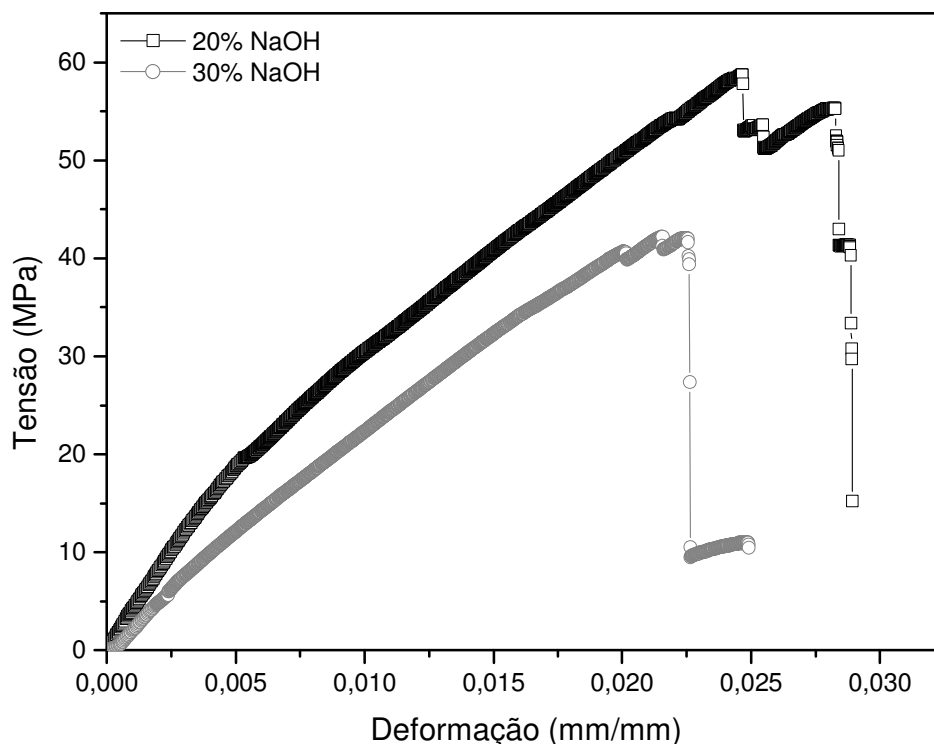


Figura 84: Resistência à Tração dos Compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com solução alcalina.

A Tabela 29 e a Figura 85 ilustram os resultados do ensaio de impacto Charpy dos corpos de prova reforçados com fibras de curauá tratadas com solução alcalina. Análogo ao encontrado por SILVA (2003), que obteve uma redução de 22% em compósitos de matriz PU reforçada com fibras de sisal tratadas a 10% NaOH em relação aos corpos de prova com fibras não tratadas, as placas fabricadas com fibras tratadas com NaOH a 20 e 30% obtiveram desempenho sob impacto, respectivamente, 7,45 e 19,53% inferiores ao desempenho da placa reforçada com fibras não tratadas fabricadas sob o mesmo nível de vácuo.

Tabela 29: Resultados do ensaio de resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá tratadas com NaOH.

Reforço / Disposição	Vácuo (kPa)	V _f (%)	V _v (%)	Resist. Impacto Charpy (kJ/m ²) Média (Erro Padrão)
Fibra Curauá alinhada tratada a 20% NaOH	101,3	39	2,90	13,41 (± 1,66)
Fibra Curauá alinhada tratada a 30% NaOH	101,3	33	2,04	11,66 (± 1,91)

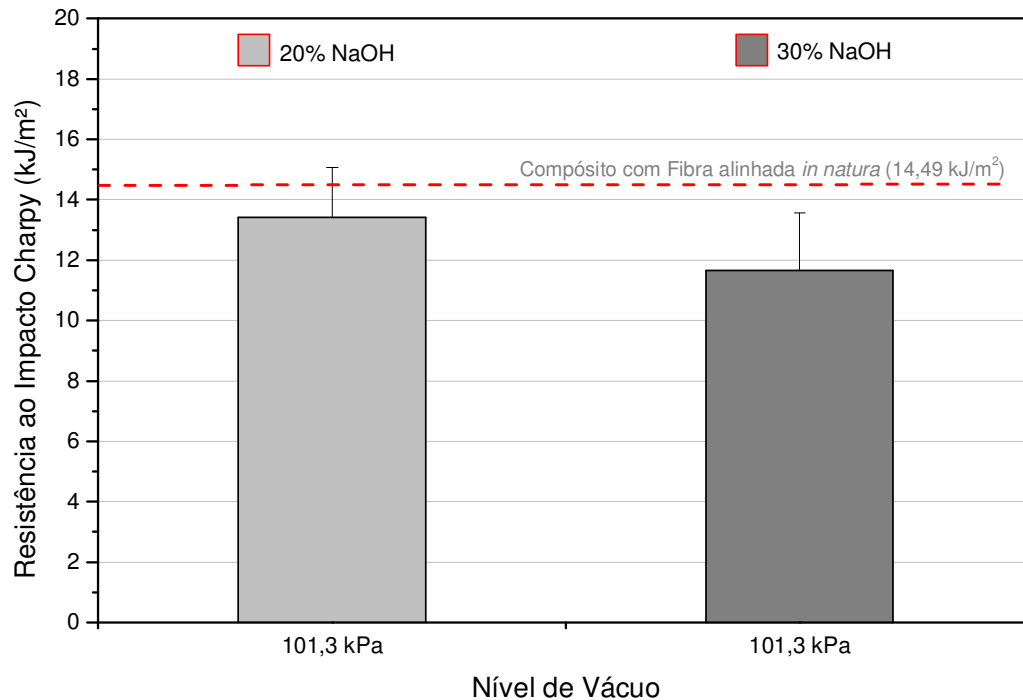


Figura 85: Resistência ao impacto Charpy de compósitos reforçados com fibras de curauá tratados em solução alcalina. As barras verticais referem-se ao erro padrão. A linha tracejada ilustra o desempenho do compósito com fibras sem tratamento.

4.10 – CONDUTIVIDADE TÉRMICA DA MATRIZ E COMPÓSITOS

A Tabela 30 mostra as medidas de condutividade térmica, a 0 e 25° C, da matriz de poliéster na forma como recebida do fabricante (quantidade de estireno padrão) e modificada pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno. Os resultados revelam que a medida que o polímero foi modificado pela adição de estireno, a condutividade térmica foi diminuindo proporcionalmente. Segundo SANCHEZ *et al.* (2000), o aumento do teor de estireno favorece o surgimento de microfases distintas na matriz de poliéster, com diferentes composições e densidade de reticulações. Estes microambientes são formados durante a cura da resina, como uma consequência da diminuição da miscibilidade com o crescimento das cadeias moleculares. A estrutura de rede também contribui para a segregação de fase, pois a sua capacidade de inchamento diminui com o aumento da densidade de reticulação. Assim se verifica duas fases, uma de poliéster insaturado reticulado e

uma fase rica em poliestireno, que ficam mais imicíveis à medida que a concentração de estireno aumenta.

Tabela 30: Medidas de condutividade térmica (λ) do polímero de poliéster na forma como recebido do fabricante e modificado pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno.

Amostra	T (°C)	λ (W/m K)
		Média (Erro Padrão)
Poliéster (estireno padrão)	0	0,1267 (0,00395)
	25	0,1308 (0,00370)
Poliéster + 15% estireno	0	0,1104 (0,00230)
	25	0,1217 (0,00220)
Poliéster + 30% estireno	0	0,09328 (0,00158)
	25	0,1030 (0,00143)

As propriedades da resina de poliéster são muito dependentes de teor de estireno. A separação de fases é governada pela densidade de reticulação e pela imiscibilidade do poliéster em poliestireno, que dependem fortemente do teor de estireno na resina. As propriedades térmicas e mecânicas da resina refletem a extensão da segregação das fases. Deste modo, a condutividade térmica da matriz de poliéster insaturado modificada pela adição de estireno deriva da concentração entre as fases e das propriedades térmicas individuais de cada uma delas. EIRES *et al.* (2007) reportam para a condutividade térmica do poliestireno um valor médio de 0,03 W/m.K, portanto bastante inferior à condutividade do poliéster com estireno padrão medida (0,1308 W/m.K a 25° C), o que contribui para a redução da condutividade com a elevação da concentração de estireno na matriz de poliéster. A Figura 86 ilustra a variação da condutividade térmica do poliéster insaturado com estireno padrão e modificado pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno, nas temperaturas 0 e 25 °C. No gráfico pode-se verificar que a medida que o teor de estireno sobe, a condutividade térmica diminui, apresentando leve incremento com a elevação da temperatura.

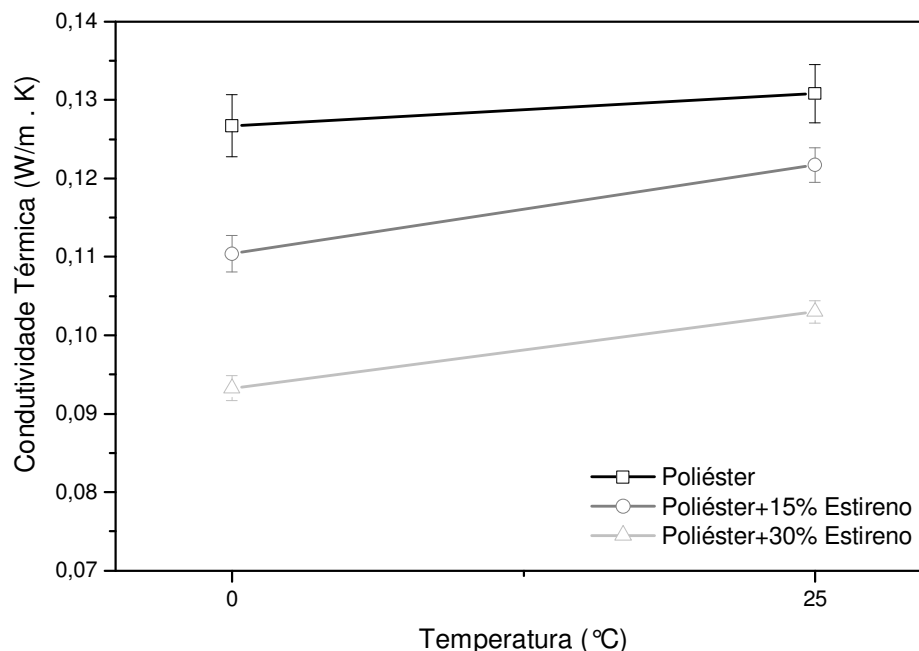


Figura 86: Variação da condutividade térmica (λ) com a temperatura do poliéster na forma como recebido do fabricante e modificado pela adição de 15 e 30% (v/v) de estireno.

Na Tabela 31 são apresentados os valores de condutividade térmica para os compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa. Para todos, é possível observar um aumento na condutividade térmica com o aumento da temperatura de 0 a 25 °C. Comportamento análogo foi reportado por GUTIÉRREZ *et al.* (2012) trabalhando com uma matriz de acetato de celulose reforçada com fibras curtas de curauá.

Os dados da Tabela 31 mostram que todos os compósitos fabricados apresentaram condutividade térmica inferior à condutividade da matriz de poliéster modificada (0,09328 e 0,1030 W/m K, para as temperaturas de 0 e 25 °C, respectivamente). A introdução das fibras de reforço acarreta em diminuição da condutividade térmica em toda a faixa de temperatura, uma vez que uma segunda fase pode atuar como barreira para a transferência de energia. Os compósitos reforçados com fibras naturais são materiais densos e mesmo assim apresentaram valores de condutividade térmica da mesma ordem de grandeza que materiais porosos tradicionalmente utilizados como isolantes térmicos, como, as espumas de poliuretanas (0,02 – 0,04 W/m K) e de poliestirenos (0,03 – 0,06 W/ m K) (GUTIÉRREZ *et al.*, 2012).

Tabela 31: Medidas de condutividade térmica dos compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.

Amostra	T (°C)	λ (W/m K)
		Média (Erro Padrão)
Compósito fibra de curauá alinhada	0	0,06221 (0,00177)
	25	0,06717 (0,00172)
Compósito tecido fibra de curauá	0	0,06042 (0,00166)
	25	0,06625 (0,00166)
Compósito fibra de juta alinhada	0	0,04751 (0,00112)
	25	0,05222 (0,00109)
Compósito tecido de juta	0	0,08167 (0,00213)
	25	0,08835 (0,00214)
Compósito fibra de palha da costa alinhada	0	0,05730 (0,00113)
	25	0,06214 (0,00110)

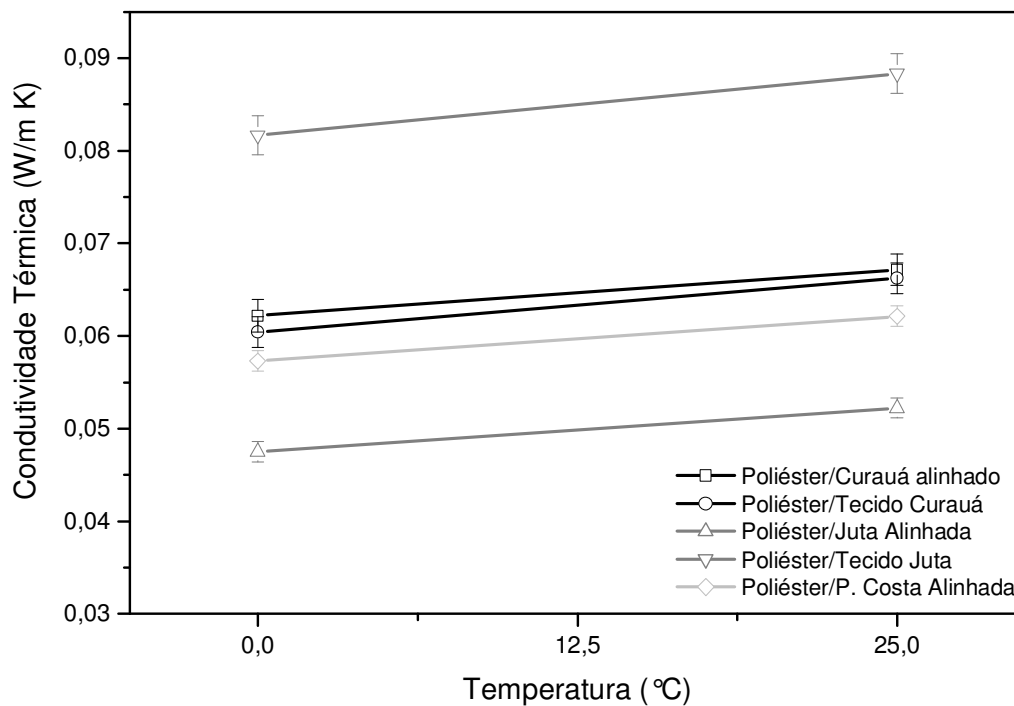


Figura 87: Variação da condutividade térmica (λ) com a temperatura do compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.

As fibras naturais vegetais apresentam uma estrutura com normalmente inúmeros espaços vazios, o que reduz a condutividade térmica da fibra, credenciando estes materiais como isolantes naturais (BORGES, 2009). Estes

espaços vazios nem sempre são totalmente preenchidos durante a fabricação do compósito, o que dá origem à porosidade relacionada à fibra anteriormente tratada, que depende da quantidade de fibras no volume do compósito, mantendo conseqüentemente relação direta com a fração volumétrica de fibras (V_f) e a massa específica do material produzido. As Figuras 88 e 89 mostram, respectivamente, a relação entre a condutividade térmica dos materiais estudados, medida a 25 °C, e a fração volumétrica de fibras e porosidade dos compósitos.

Tal como observado por KOWBEL *et al.* (2000), trabalhando com uma matriz de SiC reforçada por fibras de SiC, e ABDULLAH (2011), que estudou um compósito de matriz poliéster com vários reforços naturais, o comportamento da condutividade térmica dos compósitos foi inversamente proporcional à elevação da fração de fibra, com valores inferiores a condutividade da matriz de poliéster (pol), conforme demonstrado na Figura 88. Os compósitos reforçados com fibras alinhadas de curauá (CCA) e curauá na forma de tecido (CCT) apresentaram condutividade térmica praticamente idêntica, apesar de apresentarem frações de 38,47 e 28,26% de fibra, respectivamente. Este resultado se deu em função de outro parâmetro que interfere negativamente na condução de calor de compósitos, a porosidade. A Figura 89 ilustra que a porosidade do compósito com fibras de curauá alinhada (7,43%) é quase quatro vezes maior que a porosidade dos compósitos com curauá disposto na forma de tecido (2,24%) e, como também observado por NEIRA (2005), esta porosidade tende a reduzir o fluxo de calor através do volume do compósito, funcionando como isolante térmico.

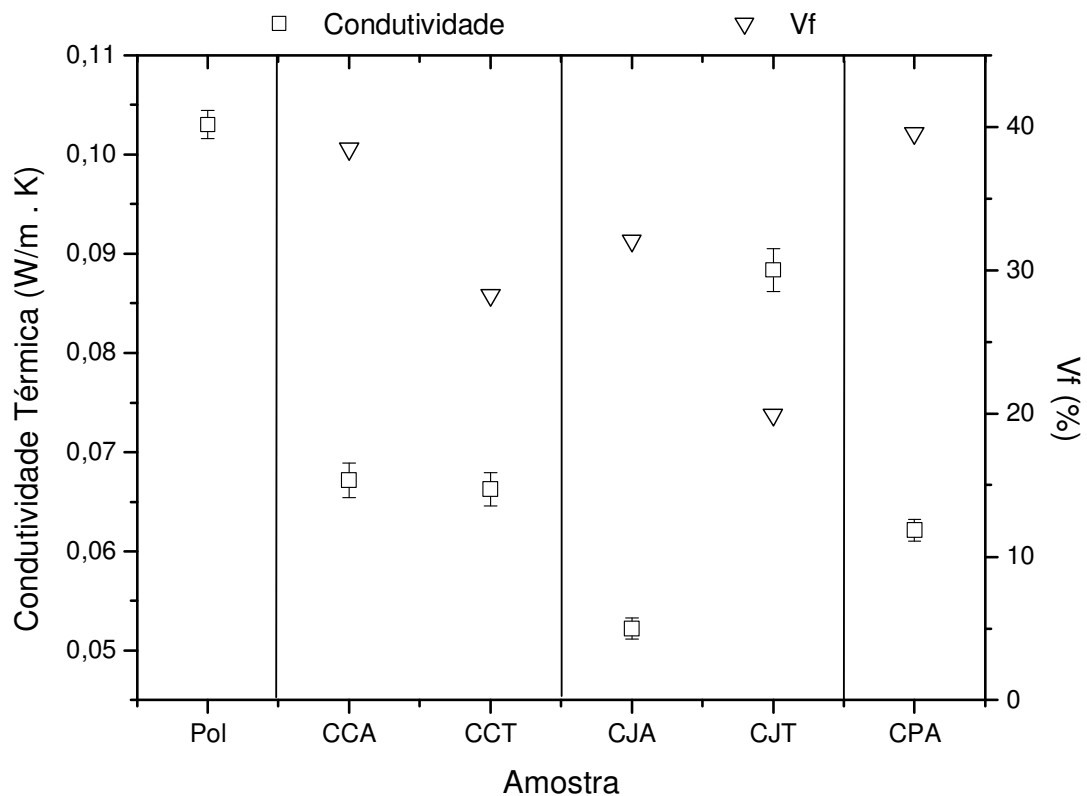


Figura 88: Relação entre a condutividade térmica medida a 25 °C e a fração volumétrica de fibras, da matriz de poliéster (pol) e dos compósitos reforçados com fibras de curauá alinhada (CCA), curauá na forma de tecido (CCT), juta alinhada (CJA), juta na forma de tecido (CJT) e palha da costa alinhada (CPA).

Os compósitos reforçados com fibras de juta alinhadas (CJA) apresentaram condutividade térmica (0,0522 W/m.K) 41% inferior à condutividade dos compósitos reforçados por juta na forma de tecido (CJT) (0,0883 W/m.K). ABDULLAH (2011) ao investigar os efeitos sobre a condutividade térmica de um compósito de matriz poliéster reforçado com fibras de juta, verificou que a elevação da fração volumétrica das fibras de 20 para 30%, gerou uma redução de 23% na condutividade térmica do compósito medida na direção perpendicular (*out of plane*) ao plano das fibras. A Figura 88 ilustra que os compósitos com fibras alinhadas possuem 32,04% de fração de fibra, contra 19,92% de fibra nos compósitos reforçados por tecido de juta.

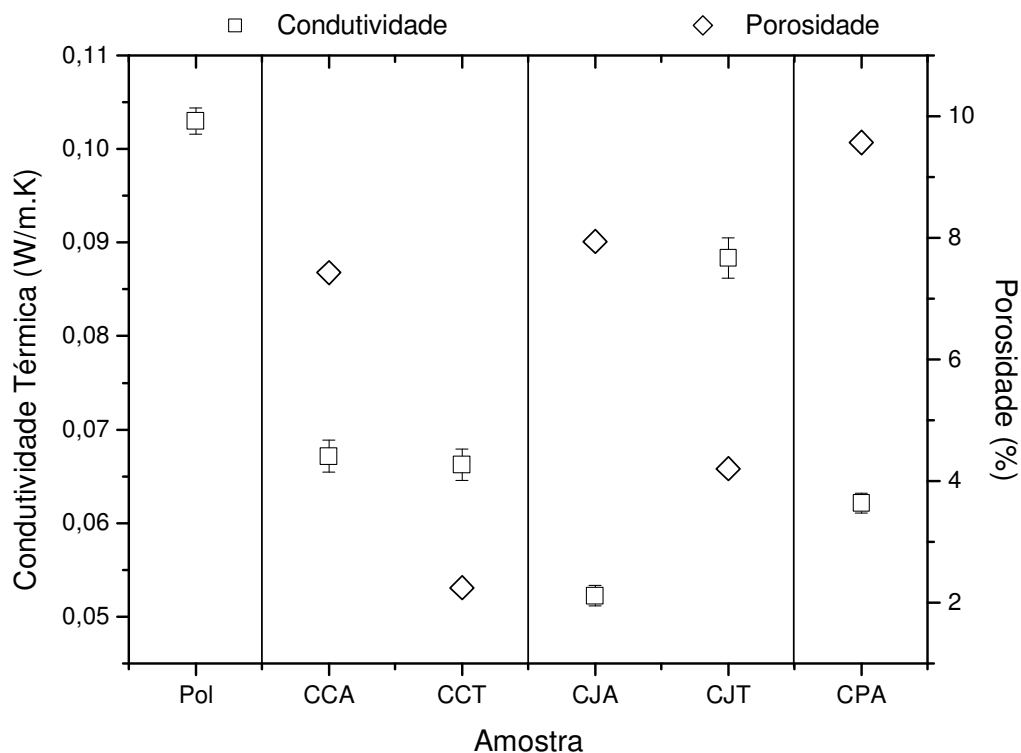


Figura 89: Condutividade térmica (λ) medida a 25 °C e porosidade (por) do polímero de poliéster e seus compósitos reforçados com fibras de curauá, juta e palha da costa.

Os compósitos reforçados com fibras de palha da costa apresentaram, a exceção do compósito reforçado com fibras de juta alinhada, condutividade térmica (0,062 W/m.K) inferior aos demais compósitos fabricados, em função do elevado teor de fibra destes corpos de prova (39,56%) aliada a alta porosidade (9,57%) em relação aos demais compósitos.

Haja vista a diferença entre as massas específicas de fibras e matriz e a influência da porosidade no volume do material produzido, a massa específica dos compósitos guarda uma relação direta com as propriedades térmicas deste. A Figura 90 ilustra a variação da condutividade térmica e da massa específica de cada um dos compósitos fabricados e sua comparação com a matriz de poliéster. Como demonstrado na figura, a condutividade da matriz é superior à dos compósitos, evidenciando ser o poliéster melhor condutor que as fibras naturais. A medida que a fração de fibra e a porosidade afetam a massa específica, variando-a em função das propriedades das fibras em relação à matriz e do volume de poros, a condutividade térmica é afetada na mesma proporção.

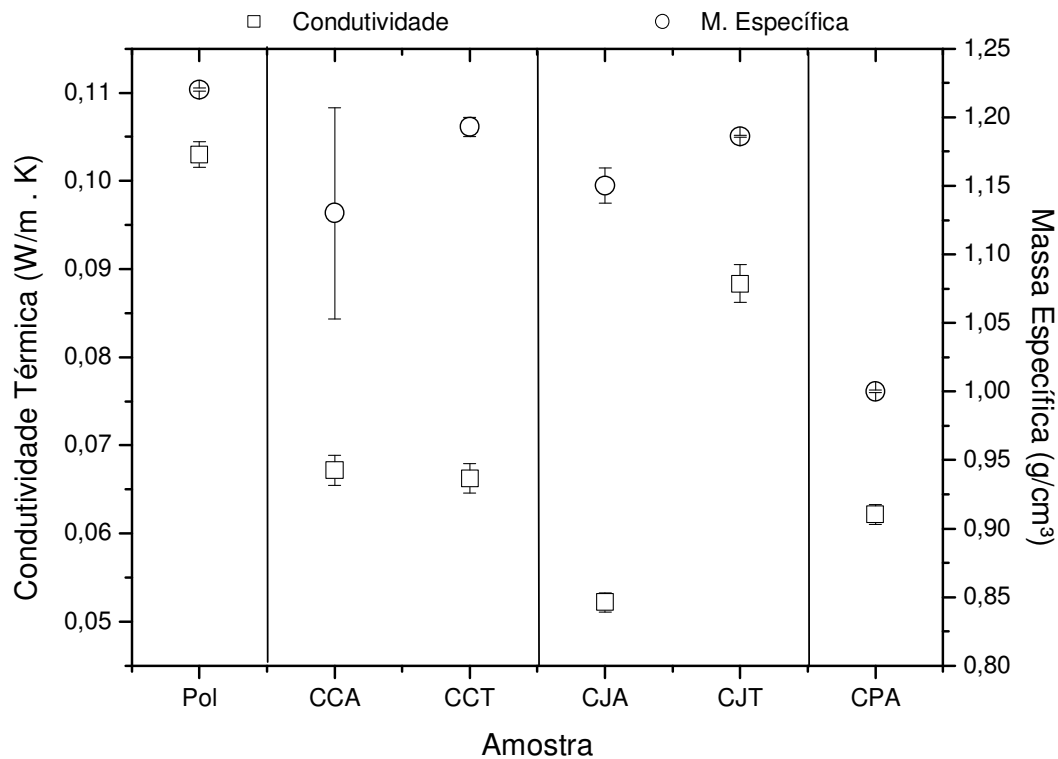


Figura 90: Condutividade térmica medida a 25 °C e massa específica da matriz de poliéster (pol) e compósitos reforçados com fibras de curauá alinhadas (CCA) e na forma de tecido (CCT), juta alinhada (CJA) e na forma de tecido (CJT) e palha da costa alinhada (CPA).

4.11 – POTENCIAL DE APLICAÇÃO E DESAFIOS

A utilização de fibras naturais em compósitos convencionalmente reforçados por fibras de vidro, além dos ganhos ambientais inerentes, torna o processo de fabricação e processamento do compósito mais salubre ao trabalhador. Como observado por ORTH *et al.* (2012), um dos principais riscos à saúde do processo de fabricação de compósitos reforçados com fibras de vidro diz respeito ao “pó de fibra” resultante do manuseio, mas, principalmente, do corte da própria fibra ou do compósito. Esse “pó” pode causar irritações respiratórias e quando em contato com a pele ou com os olhos, pode causar irritações temporárias. Além disso, destaca-se que cerca de 80% das dermatoses ocupacionais são produzidas por agentes químicos, dentre eles, solventes e resinas, materiais amplamente utilizados pela

indústria de compósitos. Estes efeitos podem ser mitigados pelo uso de processos de molde fechado como a infusão.

A Consultoria LUCINTEL estima que em 2016 o mercado global de compósitos de fibras naturais deverá chegar a US\$ 3,8 bilhões, sendo o setor automotivo na Europa e o mercado da construção civil nos Estados Unidos os maiores demandantes deste volume.

As matrizes mais comumente utilizadas na produção de compósitos com fibras naturais no setor automotivo são as matrizes termoplásticas de polipropileno, particularmente em aplicações não estruturais, e as termofixas de poliéster, viniléster e epóxi (HOLBERY e HOUSTON, 2006).

KORONIS *et al.* (2013) reportam que, para aplicações no interior como painéis de porta e tapetes, a indústria automotiva tem utilizado compósitos com matriz de epóxi/juta, poliuretano reforçado com linho/sisal; PLA a partir de cana-de-açúcar e batata-doce reforçado com fibras de kenaf; PBS derivado de plantas reforçados com fibras de bambu; e para aplicações exteriores poliéster / fibras de flax; PP com fibras de abacá; resina termofixa de PTP com fibras de hemp, dentre outras. A Figura 91 ilustra um comparativo das propriedades de alguns dos compósitos utilizados no setor automotivo e os compósitos estudados neste trabalho.

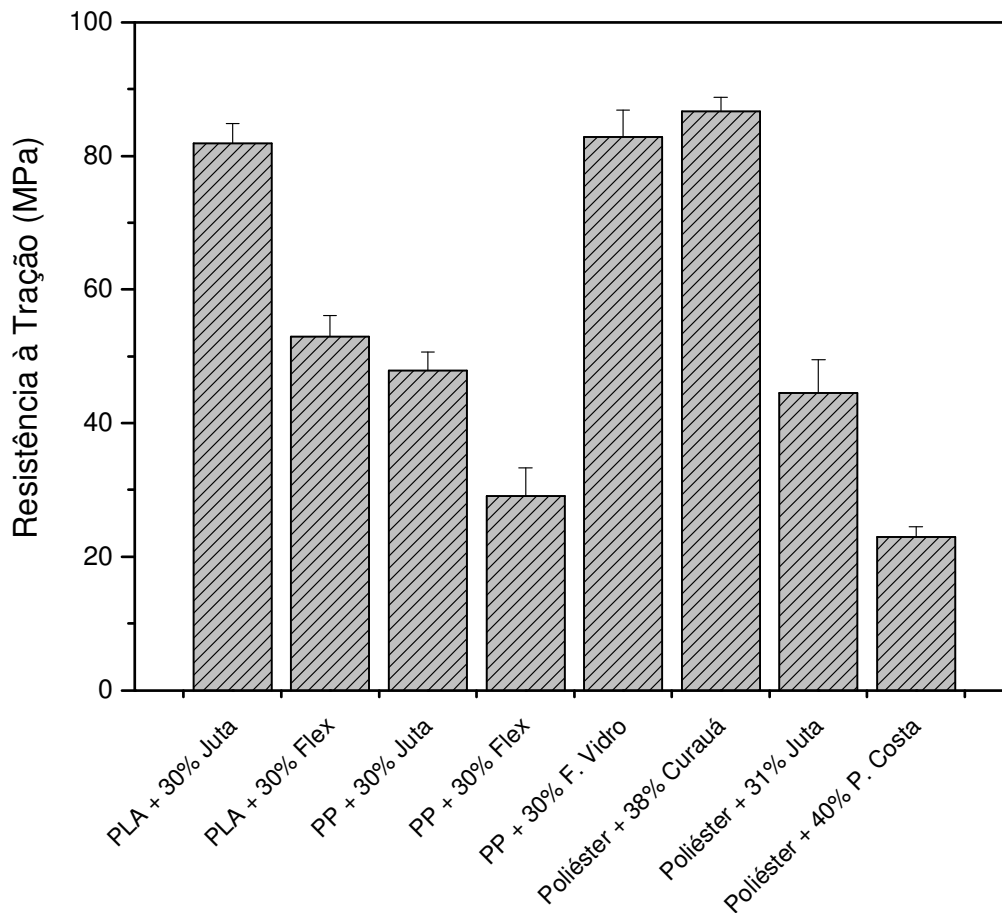


Figura 91: Comparativo entre as propriedades mecânicas de compósitos utilizados na indústria automotiva e os compósitos produzidos com reforço de curauá, juta e palha da costa.

A Figura 91 ilustra que as propriedades mecânicas dos compósitos fabricados com fibras de curauá, juta e palha da costa são compatíveis com as propriedades dos compósitos em uso corrente no setor automotivo. O processo de infusão, por se tratar de um processo fechado, torna a etapa de fabricação mais ambientalmente favorável e permite a geração de superfícies complexas, com relativamente baixo investimento em ferramental. Como reportado por TON-THAT e DENAULT (2007), os principais desafios a serem enfrentados para essa expansão ficam por conta da variabilidade inerente das propriedades das fibras, estocagem de matéria-prima por tempo prolongado, degradação por ataque biológico de fungos e mofo, resistência à radiação ultravioleta, propriedades hidrofílicas e compatibilidade com os polímeros. Todos estes parâmetros têm sido objeto de intenso estudo e avanços têm sido apresentados em volume crescente na literatura.

Outro importante mercado de aplicação dos compósitos com reforço natural é o da construção civil. Neste setor, além do compromisso com as propriedades mecânicas e os desafios anteriormente citados para sua expansão, os compósitos naturais precisam atender condições de isolamento térmico e acústico. A Figura 92 traz um comparativo entre a condutividade térmica dos compósitos reforçados por fibras longas de curauá, juta e palha da costa e os principais materiais utilizados na construção civil. Os dados mostram que os compósitos fabricados possuem baixa condutividade térmica quando comparados aos demais materiais, sendo adequados ao conforto térmico, ressaltando-se a necessidade do estudo e desenvolvimento de propriedades como retardância de chama, absorvidade e capacidade térmica como requisito ao atendimento das normas do setor.

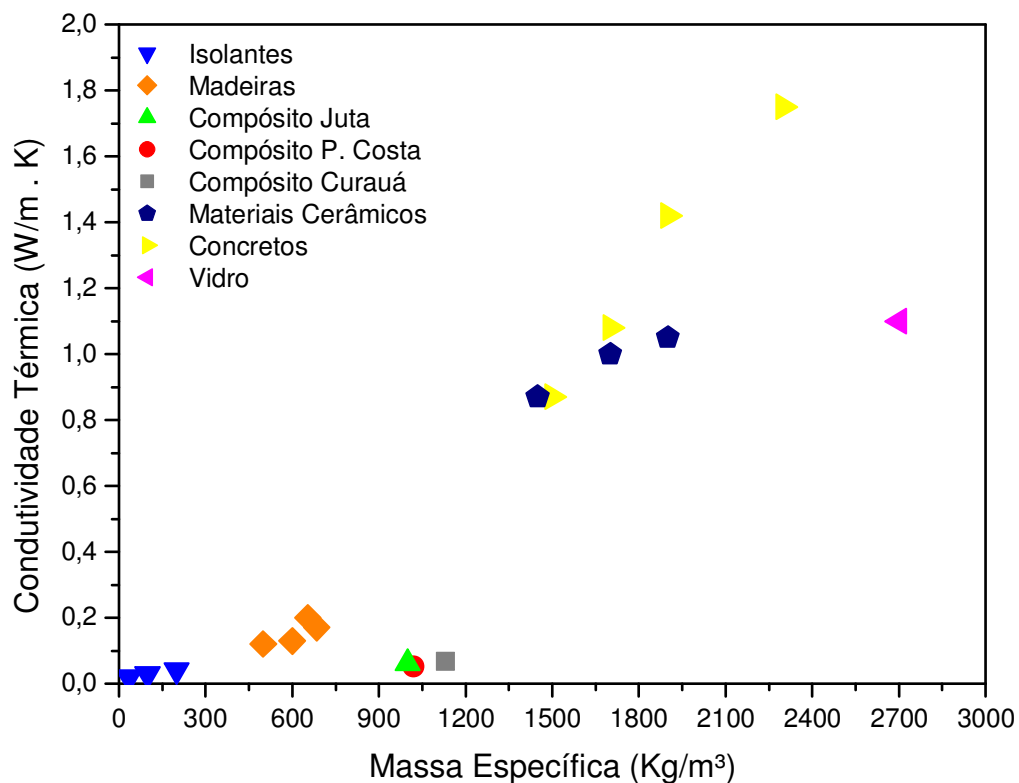


Figura 92: Comparativo Condutividade Térmica x Massa Específica de materiais comumente utilizados no setor de construção civil e compósitos com reforço de curauá, juta e palha da costa (Adaptado de WESTPHAL *et al.*, 2012).

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

O processo de infusão se mostrou um bom método de fabricação de compósitos reforçados com fibras naturais, pois, além de ser ambientalmente mais favorável por ser um processo de molde fechado, possibilitou a fabricação de produtos com elevado teor de fibra e boas propriedades mecânicas.

O uso do processo de infusão permitiu no melhor caso, a produção de compósitos reforçados com curauá com até 38% de fração volumétrica de fibras com nível de porosidade abaixo de 3%, compósitos reforçados com juta com até 32% de fração volumétrica de fibras com nível de porosidade abaixo de 5% e compósitos reforçados com palha da costa com até 45% de fração volumétrica de fibras com nível de porosidade pouco acima de 2%.

A adição do retardante de fluxo ao canal de saída de resina proporcionou a redução da porosidade dos compósitos garantindo a uniformidade da espessura da placa fabricada.

A permeabilidade insaturada das fibras naturais apresentou redução média de 28% com a elevação do nível de vácuo de 53,3 para 101,3 kPa.

O tratamento alcalino das fibras de curauá promoveu a elevação da permeabilidade insaturada comparada à permeabilidade das fibras *in natura*, chegando a uma elevação de 48% para o tratamento com concentração de 30% de NaOH.

Para os níveis mais altos de vácuo, os compósitos reforçados com fibras de juta, em função do elevado diâmetro dos fios e da torção das fibras, apresentaram saturação parcial dos feixes, elevando a porosidade das placas.

A elevação do nível de vácuo reduziu o desempenho em tração e a rigidez dos compósitos fabricados com fios de juta alinhados.

O desempenho mecânico em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá alinhadas foi incrementado em 12,35% e o módulo de elasticidade longitudinal em 44,96% com a elevação do nível de vácuo de 53,3 para 101,3 kPa.

A análise fractográfica dos compósitos reforçados com fibras de palha da costa evidenciou a fraca adesão fibra/matriz nos compósitos, o que contribui para o seu fraco desempenho em tração.

A elevação do nível de vácuo reduziu os mecanismos de absorção de energia sob impacto dos compósitos reforçados com fibras de curauá e palha da costa.

O tratamento alcalino das fibras de curauá com NaOH nas concentrações de 20 e 30% agrediu severamente a estrutura das fibras, reduzindo o desempenho mecânico em tração e rigidez dos compósitos em comparação àqueles fabricados com fibras não tratadas.

O modelo derivado da Regra das Misturas Modificada proposto por MADSEN estimou adequadamente o desempenho mecânico em tração dos compósitos reforçados com fibras de curauá e juta.

A adição de estireno à matriz de poliéster reduziu a condutividade térmica do copolímero poliéster-estireno a medida que o teor de estireno aumentou.

A medida que o teor de fibras de curauá, juta e palha da costa foi aumentando nos compósitos, a condutividade térmica foi diminuindo na mesma proporção, atuando a fibra como uma barreira à transferência de calor.

CAPÍTULO 6

PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- Determinar a permeabilidade insaturada das fibras de juta e palha da costa sobre diferentes condições de tratamento superficial;
- Determinar a permeabilidade saturada das fibras de curauá, juta e palha da costa;
- Produzir compósitos por infusão variando-se a gramatura do promotor de fluxo, de modo a se verificar a melhor velocidade de propagação da frente de fluxo que promova a total saturação dos fios e fibras de reforço;
- Determinar a porosidade dos compósitos fabricados em função de sua origem, calculando a porosidade relacionada à matriz, a porosidade relacionada à fibra e a porosidade estrutural de modo a se relacionar os parâmetros do processo de fabricação com cada fração de porosidade gerada;
- Produzir compósitos por infusão variando-se a viscosidade da resina utilizada, de forma a se promover total saturação das fibras dentro do tempo de trabalhabilidade do polímero;
- Determinar a condutividade térmica das fibras de curauá, juta e palha da costa;
- Adicionar elementos retardantes de chama à matriz de poliéster e investigar as propriedades térmicas dos compósitos gerados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABDULLAH, F. A. **Theoretical and experimental investigation of natural composite materials as thermal insulation.** Al-Qadisiya Journal for Engineering Sciences, v. 4, n. 2, 2011.
- ACHESON, J. A.; SIMACEK, P. ADVANI, S. G. **The implications of fiber compaction and saturation on fully coupled VARTM simulation.** Composites: Part A, v. 35, p. 159-169, 2004.
- ALMACO. **Faturamento do Setor de Compósitos Cresceu 4,6% em 2012.** Feb. 2013. Disponível em: <<http://www.almaco.org.br/noticias.cfm?ID=2616>>. Acessado em: 03 Nov. 2013.
- ALMEIDA, D. W. F. **Determinação da difusividade térmica de materiais compósitos poliméricos.** 53 f. Monografia (Engenheiro Químico) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.
- AL-QURESHI, H. A.; STAEL, G. C. **Modified rule of mixture for natural fiber composites.** In: 16th Canadian Congress of Applied Mechanics - CANGAM-97, 1997, Laval. **Anais...** Laval, 1997.
- ALVES, A. L. S. **Processamento de placas compósitas pela técnica de moldagem por infusão de resina Seemann (SCRIMP).** 91 f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.
- ALVES, C.; FERRÃO, P. M. C.; SILVA, A. J.; REIS, L. G.; FREITAS, M.; RODRIGUES, L. B.; ALVES, D. E. **Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites.** Journal of Cleaner Production, n. 18, p. 313-327, 2010.
- AMORIM JÚNIOR, W. F. **Processamento de placa espessa de compósitos através de moldagem por transferência de resina.** 104 f. Tese (Doutorado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.
- ARAÚJO, J. R.; **Compósitos de polietileno de alta densidade reforçados com fibra de curauá obtidos por extrusão e injeção.** 153 f. Dissertação (Mestrado e Química Inorgânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.
- ARAÚJO, C. R.; MOTHÉ, C. G. **Uso de programa computacional aliado às técnicas de análise térmica para determinação de parâmetros cinéticos de compósitos de PU/fibra de curauá.** Revista Analytica, n. 4, may 2003.
- ASHBY, M. F. **Materials selection in mechanical design.** Amsterdam: Elsevier, 2005.

BEZERRA, J. S. **Estudo de efeitos de parâmetros geométricos microestruturais sobre a condutividade térmica efetiva de compósitos de fibras curtas.** 193 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2010.

BORGES, J. C. S. **Compósito de poliuretano de mamona e vermiculita para isolamento térmico.** 96 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2009.

CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Ciência e engenharia de materiais - uma introdução.** Utah: LTC, 2002. 602 p.

CASARIL, A.; GOMES, E. R.; SOARES, M. R.; FREDEL, M. C.; AL-QURESHI, H. A. **Análise micromecânica dos compósitos com fibras curtas e partículas.** Revista Matéria, v. 12, n. 2, p. 408-419, 2007.

CASAS, G. R. C. **A biotecnologia à serviço da indústria automotiva.** Mai. 2010. Disponível em: <<http://www.portaldomeioambiente.org.br/ciencia-e-tecnologia/4097-a-biotecnologia-a-servico-da-industria-automotiva.html>>. Acessado em: 28 nov. 2010.

CHEN, B.; CHENG, A. H. –D.; CHOU, T. –W. **A nonlinear compaction model for fibrous preforms.** Composites: Part A, v. 32, p. 701-707, 2001.

CHUKWUDI, A. D. **Effect of two pretreated raffia palm (raphia) fibres on polyester composite.** 92 p. Dissertação (Master of Science in Pure and Industrial Chemistry) - Faculty of Physical Sciences, Nnamdi Azikiwe University, Awka, 2012.

CORREIA, N. C.; ROBITAILLE, F.; LONG, A. C.; RUDD, C. D.; SIMACEK, P.; ADVANI, S. G. **Use of resin transfer molding simulation to predict flow, saturation and compaction in the VARTM Process.** Journal of Fluids Engineering, v. 126, p. 210-215, 2004.

CORREIA, N. C.; ROBITAILLE, F.; LONG, A. C.; RUDD, C. D.; SIMACEK, P.; ADVANI, S. G. **Analysis of the vacuum infusion moulding process: I. Analytical formulation.** Composites: Part A, n. 36, p. 1645-1656, 2005.

COSTA, D. S.; BANNA, W. R.; ALMEIDA, D. F.; SANTOS, E. J. S.; LOPES, C. E. P.; FUJIYAMA, R. T. **Características de compósitos de fibras de palha da costa (raphia vinifera) com resina poliéster.** In: 68° ABM International Annual Congress, 2013, Belo Horizonte. **Anais...** Belo Horizonte, 2013.

COSTA, E. **Carro elétrico no Brasil: mito ou realidade.** Jun. 2010. Disponível em: <<http://www.abve.org.br/destaques/2010/destaque10020.asp>>. Acessado em: 28 nov. 2010.

CRISTALDI, G.; LATTERI, A.; RECCA, G.; CICALA, G. **Composites based on natural fibre fabrics**. 2010. Woven Fabric Engineering, Polona Dobnik Dubrovski (Ed.). Disponível em: <<http://www.intechopen.com/books/woven-fabric-engineering/composites-based-on-natural-fibre-fabrics>>. Acessado em: 05 Nov. 2012.

CUNHA, E. J. S. **Desgomagem de feixes de fibra de curauá (ananas erectifolius S): influência das variáveis de processo na solubilidade do material péctico e nas propriedades mecânicas**. 84 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) – UFPA, Belém, 1998.

DHAKAL, H. N.; ZHANG, Z. Y.; RICHARDSON, M. O. W. **Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites**. Composites Science and Technology, v. 67, p. 1674-1683, 2007.

DHAL, J. P.; MISHRA, S. C. **Processing and properties of natural fiber-reinforced polymer composite**. Journal of Materials, v. 2013, 6 p., 2013.

DRZAL, L. T.; MOHANTY, A. K.; MISRA, M. **Structural biocompósitos from natural fibers and biopolymers**. In 61 ANTEC, Nashville, 2003.

EIRES, R.; JALALI, S.; CAMÕES, A. **Novos compósitos eco-eficientes para aplicações não estruturais na construção**. In: 3º Congresso Construção, 2007, Coimbra. **Anais...** Coimbra, 2007.

ELENGA, R. G.; DIRRAS, G. F.; MANIONGUI, J. G.; MABIALA, B. **Thin-layer drying of *Raffia textilis* fiber**. BioResources, v. 6, n. 4, p. 4135-4144, 2011.

ESMERALDO, M. A. **Preparação de novos compósitos suportados em matriz de fibra vegetal/natural**. 119 f. Dissertação (Mestrado em Química Orgânica) – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

EXTRATIVISMO NÃO-MADEIREIRO E DESENVOLVIMENTO SUSTENTÁVEL NA AMAZÔNIA (1999). Disponível em: < <http://www.ittorolac.org/enciclopedia-botanica/Arecaceae/Raphia%20vinifera.pdf> >. Acessado em: 11 Nov. 2013.

FARUK, O.; BLEZKI, A. K.; FINK, H. P.; SAIN, M. **Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000-2010**. Progress in Polymer Science, n. 37, p. 1552-1596, 2012.

FRANCO, R. A. V. S. **Produção de componentes em materiais compósitos por infusão de resina**. 102 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Arquitetura Naval) – Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2008.

FRANCUCCI, G.; RODRIGUEZ, E. S.; VÁZQUEZ, A. **Study of saturated and unsaturated permeability in natural fiber fabrics**. Composites: Part A, n. 41, p. 16-21, 2010.

FU, J. -F.; SHI, L. -Y.; ZHONG, Q. -D.; CHEN, Y.; CHEN, L. -Y. **Thermally conductive and electrically insulative nanocomposites based on hyperbranched epoxy and nano-Al₂O₃ particles modified epoxy resin.** *Polymers for Advanced Technologies*, n. 22, p. 1032-1041, 2010.

GARAY, A. C. **Efeito da adição de carbonato de cálcio em compósitos moldados por RTM e RTM light.** 92 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais.** Rio de Janeiro: LTC, 2008.

GOMES, A.; MATSUO, T.; GODA, K.; OHGI, J. **Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites.** *Composites: Part A*, n. 38, p. 1811-1820, 2007.

GOVIGNON, Q.; BICKERTON, S.; KELLY, P. A. **Simulation of the reinforcement compaction and resin flow during the complete resin infusion process.** *Composites: Part A*, n. 41, p. 45-57, 2010.

GURIT GUIDE TO INFUSION. Disponível em: <<http://www.gurit.com/files/documents/guide-to-composites-v5pdf.pdf>>. Acessado em: 31 July 2013.

GUTIÉRREZ, M. C.; ROSA, P. T. V.; DE PAOLI, M. A.; FELISBERTI, M. I. **Biocompósitos de acetato de celulose e fibras curtas de curauá tratadas com CO₂ supercrítico.** *Polímeros*, v. 22, n. 33, 2012.

HALE, J. **Boeing 787 from the ground up.** 2013. Disponível em: <<http://www.boeing.com/commercial/aeromagazine/articles/qtr_4_06/article_04_2.html>>. Acessado em: 14 nov. 2013.

HOLBERY, J.; HOUSTON, D. **Natural fiber reinforced polymer composites in automotive applications.** *JOM*, v. 58, n. 11, p. 80-86, 2006.

JOHN, M. J.; ANANDJIWALA, R. D. **Recent developments in chemical modification and characterization of natural fiber-reinforced composites.** *Polymer Composites*, p. 187-207, 2008.

JOHN, M. J.; THOMAS, S. **Biofibres and biocompósitos – review.** *Carbohydrate Polymers*, n. 71, p. 343-364, 2008.

KANG, M. K.; LEE, W. I.; HAHN, H. T. **Formation of microvoids during resin transfer molding process.** *Composites Science and Technology*, n. 60, p. 2427-2434, 2000.

KORONIS, G.; SILVA, A.; FONTUL, M. **Green composites: a review of adequate materials for automotive applications.** *Composites: Part B*, n. 44, p. 120-127, 2013.

KOWBEL, W.; BRUCE, C. A.; TSOU, K. L.; PATEL, K.; WITHERS, J. C.; YOUNGBLOOD, G. E. **High thermal conductivity SiC/SiC composites for fusion applications.** Journal of Nuclear Materials, v. 283, Part 1, p. 570-573, 2000.

KUENTZER, N.; SIMACEK, P.; ADVANI, S. G.; WALSH, S. **Correlation of void distribution to VARTM manufacturing techniques.** Composites: Part A, n. 38, p. 802-813, 2007.

LEVY NETO, F.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: ciência e tecnologia.** São Paulo: Edgar Blucher, 2006.

LI, Y.; SREEKALA, M. S.; JACOB, M. **Textile composites based on natural fibers.** Old City Publishing, p. 202-227, 2009.

LIMA, M. S. C. F. **Resposta térmica de um compósito PEEK+PTFE+fibra de carbono+grafite.** 137 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2012.

LOPES, F. F. M.; ARAÚJO, G. T.; LUNA, S.; NASCIMENTO, J. W. B.; SILVA, V. R. **Modificação das propriedades das fibras de curauá por acetilação.** Revista Brasileira de Engenharia Agrícola e Ambiental, v. 15, n. 3, p. 316-321, 2011.

LOPES, I. A. F. **Estudo do processo de infusão a vácuo em materiais compósitos – Produção de tampa de bagageira para autocarro.** 63 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade do Porto, Porto, 2009.

LUCINTEL. **Opportunities in natural fiber composites.** March 2011. Disponível em: < <http://www.lucintel.com/LucintelBrief/PotentialofNaturalfibercomposites-Final.pdf>>. Acessado em: 21 Oct. 2013.

MADSEN, B. **Properties of plant fibre yarn polymer composites – An experimental study.** 218 p. Tese (Danish Ph. D.) – Technical University of Denmark, Denmark, 2004.

MADSEN, B.; THYGESEN, A.; LILHOLT, H. **Plant fibre composites – porosity and stiffness.** Composites Science and Technology, n. 69, p. 1057-1069, 2009.

MADSEN, B.; THYGESEN, A.; LILHOLT, H. **Plant fibre composites – porosity and volumetric interaction.** Composites Science and Technology, n. 67, p. 1584-1600, 2007.

MARINUCCI, G. **Materiais compósitos poliméricos: fundamentos e tecnologia.** São Paulo: Artliber, 2011.

MASTBERGEN, D. B. **Simulation and testing of resin infusion manufacturing processes for large composite structures.** 164 f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia Mecânica) – Montana State University, Bozeman, 2004.

MATT, C. F. T. **Condutividade térmica efetiva de materiais compósitos com microestruturas tridimensionais e resistência térmica interfacial**. 356 f. Tese (Doutor em Ciências em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2003.

MEMON, A.; NAKAI, A. **Mechanical properties of jute yarn/PLA tubular braided composite by pultrusion molding**. Energy Procedia, n. 34, p. 818-829, 2013.

MESSIRY, M. E. **Theoretical analysis of natural fiber volume fraction of reinforced composites**. Alexandria Engineering Journal, v. 52, i. 3, p. 301-306, 2013.

MONTEIRO, S. N.; AQUINO, R. C. M. P.; LOPES, F. P. D.; CARVALHO, E. A.; d'ALMEIDA, R. M. **Comportamento mecânico e características estruturais de compósitos poliméricos reforçados com fibras contínuas e alinhadas de curauá**. Revista Matéria, v. 11, n. 3, p. 197-203, 2006.

MOREIRA, D. C. **Análise experimental de propriedades termomecânicas em nanocompósitos poliméricos**. 120 f. Monografia (Engenheiro Químico) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.

MOTHÉ, C. G.; ARAÚJO, C. R. **Caracterização térmica e mecânica de compósitos de poliuretano com fibras de curauá**. Polímeros: Ciência e Tecnologia, v. 14, n. 4, p. 274-278, 2004.

NAIK, N. K.; SIRISHA, M.; INANI, A. **Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM**. Progress in Aerospace Sciences, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.paerosci.2013.09.002>>. Acessado em: 11 nov. 2013.

NEIRA, D. S. M. **Fibras de sisal (Agave sisalana) como isolante térmico de tubulações**. 80 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2005.

OBASI, H. C. **Properties of Raphia palm interspersed fibre filled high density polyethylene**. Advances in Materials Science and Engineering, v. 2014, 5 p., 2013.

ORTH, C. M.; BALDIN, N.; ZANOTELLI, C. T. **Implicações do processo de fabricação do compósito plástico reforçado com fibra de vidro sobre o meio ambiente e a saúde do trabalhador: o caso da indústria automobilística**. Revista Produção Online, v.12, n. 2, p. 537-556, 2012.

OWENS CORNING COMPOSITE MATERIALS. **Indústria náutica a todo vapor – Conduzindo a transformação na produção**. Composite Solutions, v. 2, n. 3, 2007.

OZISIK, M. N. **Transferência de calor: um texto básico**. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Koogan, 1990.

PARNAS, R. S.; SALEM, A. J.; SADIQ, T. A. K.; WANG, H. P.; ADVANI, S. G. **The interaction between micro- and macroscopic flow in RTM preforms.** Composites Structures, v. 27, p. 93-107, 1994.

PARSEVAL, Y.; PILLAI, K. M.; ADVANI, S. G. **A simple model for the variation of permeability due to partial saturation in dual scale porous media.** Transport in Porous Media, v. 27, p. 243-264, 1997.

PINTO, A. R. A. G. **Fibras de curauá e sisal como reforço em matrizes de solo.** 103 f. Dissertação (Mestre em Engenharia Civil) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.

PRADO, V. J. S. **Moldagem de compósitos pelo processo de infusão de resina: Correlação de propriedades.** 190 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

RAGHAVENDRA, G.; OJHA, S.; ACHARYA, S. K.; PAL, S, K. **Jute fiber reinforced epoxy composites and comparison with the glass and neat epoxy composites.** Journal of Composites Materials, 2013. Disponível em: <<http://jcm.sagepub.com/content/early/2013/08/16/0021998313499955>>. Acessado em: 14 nov. 2013.

RAGONDET, A. **Experimental characterization of the vacuum infusion process.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – University of Nottingham, Nottingham, 2005.

RASK, M. **Microstructure and mechanical properties of aligned natural fibre composites.** 173 p. Ph. D. Thesis - Technical University of Denmark, Denmark, 2012.

RODRIGUES, J. S. **Comportamento mecânico de material compósito de matriz poliéster reforçado por sistema híbrido fibras naturais e resíduos da indústria madeireira.** 91 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2008.

RODRÍGUEZ, E.; GIACOMELLI, F.; VÁZQUEZ, A. **Permeability-porosity relationship in RTM for diferente fiberglass and natural reinforcements.** Journal of Composites Materials, v. 38, n. 3, 2004.

ROUISSON, D.; SAIN, M.; COUTURIER, M. **Resin transfer molding of natural fiber reinforced composites: cure simulation.** Composites Science and Technology, n. 64, p. 629-644, 2004.

ROY, A.; CHAKRABORTY, S.; KUNDU, S. P.; BASAK, R. K.; MAJUMDER, S. B.; ADHIKARI, B. **Improvement in mechanical properties of jute fibres through mild alkali treatment as demonstrated by utilization of the Weibull distribution model.** Bioresource Technology, n. 107, p. 222-228, 2012.

SAHA, P.; MANNA, S.; CHOWDHURY, S. R.; SEN, R.; ROY, D.; ADHIKARI, B. **Enhancement of tensile strength of lignocellulosic jute fibers by alkali-steam treatment.** *Bioresource Technology*, n. 101, p. 3182-3187, 2010.

SANCHEZ, E. M. S.; ZAVAGLIA, C. A. C.; FELISBERTI, M. I. **Unsaturated Polyester resins: influence of the styrene concentration on the miscibility and mechanical properties.** *Polymer*, n. 41, p. 765-769, 2000.

SANTOS, P. A. **Uso de fibras de curauá como agente de reforço para poliamida 6.** 82 f. Dissertação (Mestrado em Química Inorgânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2006.

SANTOS, R. M. C. **Materiais compósitos de matriz poliéster reforçados por tecido de palha da costa (*raphia taedigera* mart.) e pelo híbrido tecido de palha da costa e fibras curtas de sisal.** 57 f. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.

SHAH, D. U.; SCHUBEL, P. J.; CLIFFORD, M. J. **Modelling the effect of yarn twist on the tensile strength of unidirectional plant fibre yarn composites.** *Journal of Composite Materials*, n. 47, p. 425-436, 2013.

SILVA Jr, O. G. **Produção e caracterização de compósitos à base de fibra de curauá, amido termoplástico e polietileno, utilizando-se a termografia.** 130 f. Dissertação (Mestre em Design) – Universidade do Estado de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SILVA, H. S. P. **Desenvolvimento de compósitos poliméricos com fibras de curauá e híbridos com fibras de vidro.** 86 f. Dissertação (Mestre em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

SILVA, R. V. **Compósito de Resina Poliuretano Derivada de Óleo de Mamona e Fibras Vegetais.** 2003. 157 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

SILVA, R.; HARAGUCHI, S. K.; MUNIZ, E. C. RUBIRA, A. F. **Aplicações de fibras lignocelulósicas na química de polímeros e em compósitos.** *Química Nova*, v. 32, n. 3, p. 661-671, 2009.

SOUZA, S. F. **Obtenção de nanofibras de curauá e aplicação como reforço em compósitos baseados em PVA.** 86 f. Dissertação (Mestrado em Agronomia) – UNESP, Botucatu, 2010.

SOYKEABKAEW, N.; SUPAPHOL, P.; RUJIRAVANIT, R. **Preparation and characterization of jute and flax reinforced starch-based composite foams.** *Carbohydrate Polymers*, n. 58, p. 53-63, 2004.

SPINACÉ, M. A. S.; LAMBERT, C. S. FERMOSELLI, K. K. G. DE PAOLI, M. A. **Characterization of lignocellulosic curaua fibres.** *Carbohydrate Polymers*, n. 77, p. 47-53, 2009.

STOCCHI, A.; COLABELLA, L.; CISILINO, A.; ÁLVAREZ, V. **Manufacturing and testing of a sandwich panel honeycomb core reinforced with natural fiber fabrics.** *Materials and Design*, n. 55, p. 394-403, 2014.

TAGNE, N. R. S.; NJEUGNA, E.; FOGUE, M.; DREAN, J. -Y.; NZEUKOU, A.; FOKWA, D. **Study of water absorption in Raffia vinifera fibres from Bandjoun, Cameroon.** *The Scientific World Journal*, v. 2014, 11 p. 2014.

TAKAHASHI, R.; PEREIRA, L. C. O.; OLIVEIRA, D. R. C.; FUJIYAMA, R. T. **Fabricação de mantas de fibras de sisal e curauá para fabricação de material compósito.** In: XXXIX Congresso Brasileiro de Educação em Engenharia – COBENGE, 2011, Blumenau. **Anais...** Blumenau, 2011.

TARGA, G. N.; PIRES, E. N.; AL-QURESHI, H. A. BARRA, G. M. O. **Produção e caracterização de um compósito de fibra de juta e resina de poliéster insaturado.** In: 10º Congresso Brasileiro de Polímeros, 2009, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu, 2009.

TIMMINS, N. **Growth opportunitites in global composites: 2016 and beyond.** Jan. 2011. Disponível em: < <http://www.compositesworld.com/columns/growth-opportunitites-in-global-composites-2016-and-beyond>>. Acessado em: 21 Dec. 2013.

TOMCZAK, F. **Estudos sobre a estrutura e propriedades de fibras de côco e curauá do Brasil.** 150 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

TOMCZAK, F.; SATYANARAYANA, K. G.; SYDENSTRICKER, T. H. D. **Studies on lignocellulosic fibers of Brazil: Part III – morphology and properties of Brazilian curauá fibers.** *Composites: Part A*, n. 37, p. 2227-2236, 2007.

TON-THAT, M. T.; DENAULT, J. **Development of composites based on natural fibers.** April 2007. Disponível em: < http://www.textilescience.ca/downloads/presentation_Naturalfiber.pdf >. Acessado em: 29 Dec. 2013.

UMER, R.; BICKERTON, S.; FERNYHOUGH, A. **The effect of yarn length and diameter on permeability and compaction response of flax fibre mats.** *Composites: Part A*, n. 42, p. 723-732, 2011.

WESTPHAL, F. S.; MARINOSKI, D. L.; LAMBERTS, R. **Isolantes térmicos e acústicos para construção civil.** Dec. 2012. Disponível em: <http://www.labeee.ufsc.br/sites/default/files/disciplinas/aula_isolantes%20v2012_0.pdf>. Acessado em: 28 may 2014.

ZAH, R.; HISCHIER, R.; LEÃO, A. L.; BRAUN, I. **Curauá fibers in the automotive industry – a sustainability assessment.** *Journal of Cleaner Production*, n. 15, p. 1032-1040, 2007.