Campus de São Carlos

COMPORTAMENTO MECÂNICO DO POLIURETANO
DERIVADO DE ÓLEO DE MAMONA REFORÇADO
POR FIBRA DE CARBONO: CONTRIBUIÇÃO PARA O
PROJETO DE HASTES DE IMPLANTE DE QUADRIL

GERALDO DANTAS SILVESTRE FILHO

Orientador: Prof. Dr. Jonas de Carvalho

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**COMPORTAMENTO MECÂNICO DO POLIURETANO
DERIVADO DE ÓLEO DE MAMONA REFORÇADO
POR FIBRA DE CARBONO: CONTRIBUIÇÃO PARA O
PROJETO DE HASTES DE IMPLANTE DE QUADRIL**

Eng. Geraldo Dantas Silvestre Filho

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Jonas de Carvalho

São Carlos
2001

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **GERALDO DANTAS SILVESTRE FILHO**

Dissertação defendida e julgada em 27-07-2001 perante a Comissão Julgadora:

Prof. Doutor **JONAS DE CARVALHO (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos - USP)

APROVADO

Prof. Titular **BENEDITO DE MORAES PURQUERIO**
(Escola de Engenharia de São Carlos - USP)

Aprovado

Prof. Doutor **SALVADOR CLARO NETO**
(Instituto de Química de São Carlos - USP)

APROVADO

Prof. Associado **ARTHUR JOSÉ VIEIRA PORTO**
Coordenador do Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica

Profa. Associada **MARIA DO CARMO CALIJURI**
Vice-Presidente da Comissão de Pós-Graduação
em exercício

Dedicatória

A meus pais, Geraldo e Eremita.

A meus irmãos, Fabrício e Dulcyana.

A meus sobrinhos, Cristiano, Serginho e Fabrízinho.

Oferecimento

*Àqueles que possam ser beneficiados com esta e outras pesquisas que contribuam
para o projeto de hastes de implante de quadril, visando o bem estar
e a qualidade de vida dos implantados.*

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Jonas de Carvalho, orientador, meu respeito e admiração, por seu incentivo e por um ambiente de estudo formidável.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq, pela bolsa de estudo concedida.

Aos Profs. Dr. Benedito de Moraes Purquerio e Dr. Salvador Claro Neto, pela colaboração técnica e ensinamentos indispensáveis à realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Gilberto Orivaldo Chierice, coordenador do Grupo de Química Analítica e Tecnologia de Polímeros – GQATP do Instituto de Química de São Carlos – USP, por fornecer o poliuretano e a fibra de carbono e por disponibilizar a máquina de ensaio universal SINTECH 6[®].

Aos Profs. Dr. Dirceu Spinelli e Dr. Waldek Wladimir Bose Filho do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística – SMM da Escola de Engenharia de São Carlos – USP, por disponibilizar os serviços e os equipamentos de seus laboratórios.

Ao Prof. Dr. Elias Hage Júnior do Departamento de Engenharia de Materiais – DEMa da Universidade Federal de São Carlos, por disponibilizar a máquina de ensaio universal INSTRON[®].

Aos doutorandos e companheiros de trabalho, Neilor Cesar dos Santos, Rosana Vilarim da Silva e Volnei Tita, pelo auxílio, sugestões e discussões ocorridas no decurso deste trabalho.

Ao doutorando Roberto Seiji Yamakawa do DEMa, por realizar os ensaios mecânicos nos corpos de prova do poliuretano para determinação do coeficiente de Poisson.

Ao sr. Antonio José Reimer do GQATP, por preparar os componentes do poliuretano e por seus esclarecimentos técnicos.

Aos srs. Adão Santo Bolzan, José Carlos Botelho e José Carlos Risardi do Laboratório de Máquinas Ferramentas – LAMAFE do Departamento de Engenharia Mecânica – SEM da Escola de Engenharia de São Carlos – USP, pelo apoio técnico nos trabalhos realizados no LAMAFE.

Ao sr. José Silvano Cerqueira Lima do Laboratório de Análises Químicas do SMM, por realizar o tratamento superficial da fibra de carbono e pela pesagem das mesmas.

Ao sr. João Jerônimo Bernardi do Laboratório de Ensaaios Mecânicos do SMM, por realizar os ensaios de tração nos corpos de prova dos compósitos.

Às secretárias de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Ana Paula Bueno Bardelotte e Elisabeth Maria Alves Alexandre, que sempre estiveram presentes e por auxiliarem nas questões burocráticas.

Aos funcionários da Secretaria do SEM, Carlos Alberto Maragno, Cristina de Cássia Cavallieri, Margareth Aparecida Selvagio Bueno e Wilma Nordi de Oliveira, que sempre estiveram dispostos ao atendimento.

Aos colegas do Laboratório de Tribologia e Compósitos – LTC, pelo espírito participativo no ambiente de trabalho.

Aos amigos da pós-graduação, pelo companheirismo.

E a Deus, nosso Criador, pelo dom da Vida.

Sumário

LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	viii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	x
LISTA DE SÍMBOLOS	xii
RESUMO	xv
ABSTRACT	xvi
 CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO	 1
1.1 Considerações Iniciais	1
1.2 Justificativas da Dissertação	2
1.3 Objetivos do Trabalho	4
 CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	 6
2.1 Compósitos – Considerações Gerais	6
2.1.1 Evolução	6
2.1.2 Definição, classificação e características	9
2.1.3 Constituintes – matrizes, fibras e interface fibra/matriz	14
2.1.4 Vantagens, desvantagens e aplicações	21
2.2 Comportamento Mecânico dos Compósitos	28
2.2.1 Considerações iniciais	29
2.2.2 Propriedades elásticas de uma lâmina ortotrópica	31
2.2.3 Propriedades elásticas de um laminado	46
2.2.4 Caracterização mecânica por métodos experimentais	56
2.2.5 Procedimentos de análise pelo método dos elementos finitos	58
2.3 Resistência Mecânica dos Compósitos	66
2.3.1 Considerações iniciais	66
2.3.2 Modos de falha	67
2.3.3 Modelo micromecânico de resistência à tração	

	longitudinal de compósitos reforçados por fibras	70
2.3.4	Processo de análise de falha na lâmina	77
2.3.5	Processo de análise de falha no laminado	78
CAPÍTULO 3	MATERIAIS E MÉTODOS	81
3.1	Poliuretano Derivado de Óleo de Mamona	83
3.1.1	Apresentação	83
3.1.2	Reação de polimerização	84
3.1.3	Poliol, pré-polímero e óleo de mamona	85
3.1.4	Características do poliuretano derivado de óleo de mamona	87
3.2	Fibra de Carbono	88
3.2.1	Considerações gerais	88
3.2.2	Características da fibra de carbono Torayca T300®	90
3.3	Fabricação dos Corpos de Prova de Tração e Flexão	91
3.3.1	Projeto do dispositivo de posicionamento das fibras de acordo com uma fração volumétrica em fibra preestabelecida	92
3.3.2	Fabricação dos moldes de silicone utilizando o dispositivo de posicionamento das fibras de carbono	94
3.3.3	Moldagem dos corpos de prova em poliuretano e em compósito	95
3.4	Fabricação dos Corpos de Prova de Compressão	97
3.5	Ensaio Experimentais Quase-Estáticos	98
3.5.1	Realização dos ensaios de tração	98
3.5.2	Realização dos ensaios de flexão	98
3.5.3	Realização dos ensaios de compressão	99
3.5.4	Realização dos ensaios de determinação do coeficiente de Poisson	99
3.6	Tratamento Superficial da Fibra de Carbono por Método Químico	100
3.6.1	Uma breve introdução	100

3.6.2	Procedimentos para a realização do tratamento superficial da fibra de carbono Torayca T300 [®] com HNO ₃	102
3.7	Desenvolvimento de uma Metodologia de fabricação para a Haste de Implante de Quadril	103
3.7.1	Introdução	103
3.7.2	Projeto conceitual	105
3.7.3	Protótipos virtuais	105
3.7.4	Protótipos físicos	106
3.7.5	Fabricação do ferramental	106
3.7.6	Fabricação da haste de implante de quadril	107
3.8	Realização dos Ensaios experimentais de resistência Mecânica da Haste de Implante de Quadril sob Carregamentos Quase-Estáticos	108
3.9	Modelagem por Elementos Finitos do Ensaio Mecânico da Haste de Implante de Quadril	108
3.9.1	Pré-processamento	108
3.9.2	Solução	112
3.9.3	Pós-processamento	112
CAPÍTULO 4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	113
4.1	Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura da Superfície da Fibra de Carbono Torayca T300[®]	113
4.2	Ensaio Experimentais Quase-Estáticos do Material	115
4.2.1	Ensaio de tração, flexão, compressão e de coeficiente de Poisson do poliuretano derivado de óleo de mamona	115
4.2.2	Ensaio de tração do poliuretano reforçado por fibra de carbono para frações volumétricas de 5%, 10% e 20%	121
4.2.3	Ensaio de flexão do poliuretano reforçado por fibra de carbono para frações volumétricas de 5%, 10% e 20%	125

4.3	Ensaaios Experimentais Quase-Estáticos da Haste de Implante de Quadril	130
4.3.1	Ensaio da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3	130
4.3.2	Ensaio da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-6	132
4.3.3	Comparação dos resultados experimentais com o resultado numérico do ensaio de resistência mecânica da haste de implante de quadril	133
CAPÍTULO 5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES	135
5.1	Conclusões	135
5.2	Sugestões para Trabalhos Futuros	136
ANEXO A	DESENHOS DO DISPOSITIVO DE ALINHAMENTO	137
ANEXO B	DESENHO DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL	145
ANEXO C	DISPOSITIVO PARA O ENSAIO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL	147
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	149
	APÊNDICE I REAÇÕES QUÍMICAS	
	APÊNDICE II DESCRIÇÃO DOS TIPOS DE ELEMENTOS UTILIZADOS NA SIMULAÇÃO DO ENSAIO MECÂNICO	
	APÊNDICE III RESOLUÇÃO NUMÉRICA DE PROBLEMAS NÃO-LINEARES: ABORDAGEM ESTÁTICA IMPLÍCITA	
	GLOSSÁRIO	

Lista de Figuras

FIGURA 01 – Classificação dos materiais de engenharia	6
FIGURA 02 – Organograma de classificação dos materiais compósitos	10
FIGURA 03 – Exemplos de compósitos reforçados	10
FIGURA 04 – Efeito da deformação ao redor da fibra na matriz sob tensão	17
FIGURA 05 – Gráficos de tensão <i>versus</i> comprimento da fibra	18
FIGURA 06 – Diagramas de tensão-deformação de compósitos e metais	22
FIGURA 07 – Componentes da aeronave Tucano fabricados a partir de compósitos poliméricos reforçados com fibras	25
FIGURA 08 – Esquema cirúrgico da reposição total do quadril	28
FIGURA 09 – Modelo micromecânico e macromecânico	29
FIGURA 10 – Arranjo quadrado e arranjo hexagonal	30
FIGURA 11 – Modelo equivalente de barras paralelas de fibra e matriz Modelo equivalente de barras paralelas de matriz e fibra-matriz	33
FIGURA 12 – Seção transversal com arranjo triangular das fibras	34
FIGURA 13 – Sistema de coordenadas da lâmina	35
FIGURA 14 – Modelo de geometria de uma célula repetitiva	37
FIGURA 15 – Arranjo retangular das fibras na matriz; Tensões de cisalhamento atuando no VER; Tensões normais atuando no VER	39
FIGURA 16 – Resposta longitudinal – Arranjo em paralelo; Resposta Transversal – Arranjo em série	41
FIGURA 17 – Planos de simetria ortogonais de uma lâmina	46
FIGURA 18 – Sistema de coordenadas: coordenadas da lâmina 1-2; coordenadas do laminado x-y	48
FIGURA 19 – Nomenclatura do laminado	52
FIGURA 20 – Fluxograma para determinação da rigidez e tensões atuantes no laminado	54
FIGURA 21 – O processo de análise auxiliado por elementos finitos	59

FIGURA 22 – O contínuo (haste de implante de quadril)	61
FIGURA 23 – O contínuo discretizado por inúmeros elementos finitos	62
FIGURA 24 – Pós-processamento de um <i>software</i> de análise por Elementos Finitos	66
FIGURA 25 – Fluxograma ilustrativo da relação entre os mecanismos de falha dos MCRF	68
FIGURA 26 – Representação esquemática do comportamento de falha de uma lâmina unidirecional submetida a tração longitudinal	70
FIGURA 27 – Curvas de tensão-deformação da fibra e matriz para $\hat{\epsilon}_f > \hat{\epsilon}_m$; Variação da tensão de ruptura de uma lâmina unidirecional com ν_f para $\hat{\epsilon}_f > \hat{\epsilon}_m$	72
FIGURA 28 – Curvas de tensão-deformação da fibra e matriz para $\hat{\epsilon}_f < \hat{\epsilon}_m$; Variação da tensão de ruptura de uma lâmina unidirecional com ν_f para $\hat{\epsilon}_f < \hat{\epsilon}_m$	73
FIGURA 29 – Relação entre o módulo de elasticidade e a resistência à tração das fibras de carbono TORAYCA®	89
FIGURA 30 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de tração – Tipo I (ASTM D638-96)	92
FIGURA 31 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de flexão – Método I (ASTM D790-96a)	92
FIGURA 32 – Ensaio de determinação do coeficiente de Poisson	99
FIGURA 33 – Diagrama esquemático apresentando conceitos de interface e interfase em compósitos	101
FIGURA 34 – Metodologia para o desenvolvimento da haste de implante de quadril	104
FIGURA 35 – (a) Protótipo físico em ABS e uma metade do molde de silicone (b) Preparação do protótipo físico em ABS na caixa de moldagem	107
FIGURA 36 – Haste de implante de quadril	107
FIGURA 37 – Modelo de material elasto-plástico perfeito	109
FIGURA 38 – Configurações do conjunto dos componentes, segundo as especificações do teste ISO 7206-3	110

FIGURA 39 – Condições de contorno utilizando a condição de simetria	
(a) na haste e (b) no acetábulo	111
FIGURA 40 – Fibra de carbono sem tratamento químico	
(a) ampliada 5000X e (b) ampliada 15000X	113
FIGURA 41 – Fibra de carbono com tratamento químico	
(a) ampliada 5000X e (b) ampliada 15000X	114
FIGURA 42 – Filamento da fibra de carbono tratada com HNO_3 por 20 min	
ampliado 5000X	114
FIGURA 43 – Curva do ensaio de tração da amostra do poliuretano	116
FIGURA 44 – Curva do ensaio de flexão da amostra do poliuretano	118
FIGURA 45 – Curva do ensaio de compressão da amostra do poliuretano	119
FIGURA 46 – Curvas típicas dos ensaios de tração das amostras dos	
compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra	122
FIGURA 47 – Comparação dos ganhos percentuais de (a) resistência à tração	
e de (b) módulo de elasticidade do poliuretano reforçado por fibra	
de carbono sobre o poliuretano sem reforço	125
FIGURA 48 – Gráfico comparativo das diferenças entre valores de resistência	
obtidos nos ensaios de tração e flexão para o poliuretano e os	
compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra	127
FIGURA 49 – Curvas típicas dos ensaios de flexão das amostras dos	
compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra	127
FIGURA 50 – Comparação dos ganhos percentuais de (a) resistência a flexão	
e de (b) módulo de elasticidade do poliuretano reforçado por fibra	
de carbono sobre o poliuretano sem reforço	129
FIGURA 51 – Curva do ensaio de resistência mecânica das amostras da haste de	
implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3	131
FIGURA 52 – Curva do ensaio de resistência mecânica das amostras da haste de	
implante de quadril segundo a norma ISO 7206-6	133
FIGURA 53 – Comparação das curvas obtidas dos ensaios de resistência	
mecânica com o resultado numérico das amostras da haste	
de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3	133

Lista de Tabelas

TABELA 01 – Breve histórico das fibras de alto desempenho	7
TABELA 02 – Propriedades de fibras de alto desempenho	8
TABELA 03 – Comparação das faixas típicas de valores das propriedades das resinas	15
TABELA 04 – Comparação em peso do desempenho entre compósitos e metais	23
TABELA 05 – Constantes elásticas	43
TABELA 06 – Composição média do óleo de mamona	86
TABELA 07 – Materiais precursores mais utilizados para produção de fibra de carbono	88
TABELA 08 – Classes de fibra de carbono	89
TABELA 09 – Propriedades mecânicas das fibras de carbono Torayca T300 [®] produzidas pela Toray Industries, Inc	90
TABELA 10 – Propriedades mecânicas da fibra de carbono Torayca T300 [®]	91
TABELA 11 – Valores das frações em volume e em massa da fibra para os CP de tração e flexão	97
TABELA 12 – Propriedades dos materiais utilizados na simulação	109
TABELA 13 – Distribuição do elemento na modelagem	110
TABELA 14 – Valores médios encontrados nos ensaios de tração das amostras do poliuretano	117
TABELA 15 – Valores médios encontrados nos ensaios de flexão das amostras do poliuretano	119
TABELA 16 – Valores médios encontrados nos ensaios de compressão das amostras do poliuretano	120
TABELA 17 – Valor médio encontrado no ensaio de coeficiente de Poisson das amostras do poliuretano	121
TABELA 18 – Valores médios encontrados nos ensaios de tração das amostras do poliuretano reforçado por fibra de carbono com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra	121

TABELA 19 – Valores médios encontrados nos ensaios de flexão das amostras do poliuretano reforçado por fibra de carbono com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra	126
TABELA 20 – Valores médios encontrados nos ensaios das amostras da haste de implante de quadril em poliuretano (ISO 7206-3)	130
TABELA 21 – Valores médios encontrados nos ensaios das amostras da haste de implante de quadril em poliuretano (ISO 7206-6)	132

Lista de Abreviaturas e Siglas

a.C.	– Antes de Cristo
ABS	– Acrilonitrilo/Butadieno/Estireno
ASTM	– <i>American Society for Testing and Materials</i>
CAD	– <i>Computer Aided Design</i>
CAE	– <i>Computer Aided Engineering</i>
CP	– Corpo de Prova
d.C.	– Depois de Cristo
DEMa	– Departamento de Engenharia de Materiais
DIN	– <i>Deutsches Institut für Normung</i>
DMA	– <i>Dynamic Mechanical Analysis</i>
EESC	– Escola de Engenharia de São Carlos
FDM	– <i>Fused Deposition Modeling</i>
FPF	– <i>First Ply Failure</i>
GQATP	– Grupo de Química Analítica e Tecnologia de Polímeros
HDI	– Hexametileno Diisocianato
HNO ₃	– Ácido Nítrico
IGES	– <i>Initial Graphics Exchange Specification</i>
IPDI	– Isofurona Diisocianato
IQSC	– Instituto de Química de São Carlos
ISO	– <i>International Organization for Standardization</i>
LPF	– <i>Last Ply Failure</i>
MCRF	– Materiais Compósitos Reforçados por Fibras
MDI	– Difenilmetano Diisocianato
MEF	– Método dos Elementos Finitos
P.A.	– Para Análise
PAN	– <i>Polyacrylonitrile</i>
PDS	– Poliparadioxanona
PE	– Polietileno

PR	– Prototipagem Rápida
PU	– Poliuretano
<i>RTM</i>	– <i>Resin Transfer Molding</i>
SEM	– Departamento de Engenharia Mecânica
SMM	– Departamento de Engenharia de Materiais, Automobilística e Aeronáutica
<i>STL</i>	– <i>StereoLithography</i>
TCL	– Teoria Clássica de Laminados
TDI	– Tolueno Diisocianato
T _g	– Temperatura de Transição Vítrea
UFSCar	– Universidade Federal de São Carlos
USP	– Universidade de São Paulo
VER	– Volume Elementar Representativo

Lista de Símbolos

- $[\bar{Q}]$ – Matriz de rigidez reduzida transformada
 $[k]$ – Matriz de rigidez
 $[S]^{-1}$ – Matriz de rigidez reduzida para o estado plano de tensões
 $[S]$ – Matriz de flexibilidade reduzida da lâmina
 $[T]^{-1}$ – Matriz inversa da matriz de transformação de coordenadas
 $[T]^{-T}$ – Matriz transposta da inversa da matriz de transformação de coordenadas
 $[T]$ – Matriz de transformação de coordenadas
 $\{k^o\}$ – Curvaturas do laminado
 $\{F\}$ – Vetor força nodal [N]
 $\{u\}$ – Vetor deslocamento nodal [m]
 A – Área da seção transversal total [m²]
 A_f – Área da seção transversal da fibra [m²]
 d_f – Diâmetro da fibra [m]
 E_1 – Módulo de elasticidade da lâmina na direção 1 [Pa]
 E_2 – Módulo de elasticidade da lâmina na direção 2 [Pa]
 E_f – Módulo de elasticidade da fibra [Pa]
 E_m – Módulo de elasticidade da matriz [Pa]
 E_x – Módulo de elasticidade da lâmina na direção da fibra [Pa]
 E_y – Módulo de elasticidade da lâmina na direção transversal à fibra [Pa]
 E_z – Módulo de elasticidade da lâmina na direção transversal à fibra [Pa]
 G_{12} – Módulo de cisalhamento da lâmina relativo ao plano 1-2 [Pa]
 G_f – Módulo de cisalhamento da fibra [Pa]
 G_m – Módulo de cisalhamento da matriz [Pa]
 G_{xy} – Módulo de cisalhamento da lâmina relativo aos planos xy [Pa]
 G_{xz} – Módulo de cisalhamento da lâmina relativo aos planos xz [Pa]
 K – K -ésima lâmina do laminado
 l_c – Comprimento crítico da fibra [m]

l_f	– Comprimento da fibra [m]
N	– Número de furos da barra de alinhamento
P_c	– Certa propriedade do compósito
P_i	– Propriedade associada ao i-ésimo constituinte
r_f	– Raio da fibra [m]
V	– Volume total [m ³]
V_f	– Volume da fibra [m ³]
v_{crit}	– Fração volumétrica crítica de fibra
v_i	– Fração volumétrica do i-ésimo constituinte
X_c	– Qualquer propriedade do compósito
X_m	– Qualquer propriedade da matriz
X_f	– Qualquer propriedade da fibra

LETRAS GREGAS

σ_m^*	– Tensão na matriz correspondente à deformação de ruptura da fibra [Pa]
$\hat{\epsilon}_m$	– Deformação de ruptura da matriz
$\hat{\epsilon}_f$	– Deformação de ruptura das fibras
σ_f^*	– Tensão na fibra correspondente à deformação de ruptura da matriz [Pa]
$\hat{\sigma}_m$	– Tensão última à ruptura da matriz [Pa]
λ	– Fração volumétrica de fibra
θ	– Rotação do sistema arbitrário do laminado x-y para o sistema da lâmina 1-2
σ_1	– Tensão na direção do eixo principal [Pa]
ϵ_1	– Deformação correspondente
ν_{12}	– Coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano 1-2
σ_2	– Tensão na direção do eixo principal [Pa]
ϵ_2	– Deformação correspondente
ν_{23}	– Coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano 2-3
ϵ_3	– Deformação correspondente
σ_6	– Tensão de cisalhamento [Pa]
ν_f	– Coeficiente de Poisson da fibra

- σ_f – Tensão de ruptura à tração da fibra [Pa]
- τ_f – Tensão de ruptura ao cisalhamento da interface [Pa]
- ν_m – Coeficiente de Poisson da matriz
- ν_{xy} – Coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano xy
- ν_{xz} – Coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano xz
- ν_{yz} – Coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano yz
- $\{ \varepsilon^o \}$ – Deformações do plano médio do laminado

ÍNDICES SUPERIORES

- $\wedge$ – Designa a resistência a tração no limite de ruptura
- $*$ – Designa a tensão na matriz ou fibra correspondente à deformação de ruptura da fibra ou da matriz , respectivamente.
- o – Referência ao plano médio do laminado.

Resumo

SILVESTRE FILHO, G.D. (2001). *Comportamento mecânico do poliuretano derivado de óleo de mamona reforçado por fibra de carbono: contribuição para o projeto de hastes de implante de quadril*. São Carlos, 2001. 136p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Utilizando-se um poliuretano derivado de óleo de mamona desenvolvido para implantes ósseos, aonde este vem demonstrando ser biocompatível e apresentando características físico-químicas semelhantes às dos ossos, estuda-se o comportamento mecânico deste material quando reforçado por fibra de carbono, juntamente com uma metodologia de fabricação de hastes de implante de quadril. Avaliou-se o efeito da fração volumétrica em fibra nas propriedades mecânicas do compósito, bem como, a influência da realização de um tratamento superficial da fibra de carbono por método químico, visando melhorar a adesão interfacial fibra/matriz. Foram realizados ensaios mecânicos nos corpos de prova em compósitos e nas hastes fabricadas para avaliar a resistência mecânica sob carregamentos quase-estáticos. Também foram realizadas simulações computacionais da haste, juntamente com o dispositivo de ensaio projetado, para comparação com os resultados experimentais. Para isto, utilizou-se o programa ANSYS[®], que é um sistema de engenharia auxiliado por computador (*Computer Aided Engineering - CAE*) e utiliza o Método dos Elementos Finitos como ferramenta de análise estrutural. Resultados satisfatórios foram obtidos nos ensaios mecânicos do poliuretano reforçado por fibra de carbono, viabilizando sua aplicação no projeto de hastes de implante de quadril.

Palavras-chave: compósitos poliméricos reforçados; fibra de carbono; ensaios mecânicos; haste de implante de quadril; método dos elementos finitos.

Abstract

SILVESTRE FILHO, G. D. (2001). *Mechanical behavior of carbon fiber reinforced polyurethane derived from castor oil: contribution for the design of hip implant stems*. São Carlos, 2001. 136p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos. Universidade de São Paulo.

The polyurethane derived from castor oil has demonstrated excellent biocompatibility and similarity to the physical and chemical properties of the human bone. In order to use this material in the design of hip implant stems, this work investigates its mechanical behavior when reinforced by carbon fibers. A manufacturing methodology for hip implant stems is also proposed and validated. The effects of fiber volume fraction and superficial treatments on the carbon fibers are evaluated in terms of the mechanical properties of the polyurethane and of the composite. Mechanical tests were performed in the manufactured stems to evaluate the strength under quasi-static loading. Computational simulations of the stem and testing devices were also performed by using the Finite Element Method and the commercial package ANSYS®. The results obtained are quite satisfactory which validates the application of the carbon fiber reinforced polyurethane in hip implant stems.

Keywords: reinforced polymeric composites; carbon fiber; mechanical tests; hip implant stem; finite element method.

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

Segundo HYER (1998), as pesquisas de materiais que apresentam resistência, rigidez e baixo peso específico para aplicações em diversas estruturas (por exemplo, estruturas de automóveis, aviões, caminhões, dispositivos protéticos, construção civil, foguetes, robôs, satélites, submarinos, veículos ferroviários, etc.), focalizam-se na utilização de materiais compósitos reforçados por fibras (MCRF). Mas, por qual razão as fibras estão recebendo uma atenção especial como agentes de reforço dos materiais compósitos? Para responder a esta pergunta, apresenta-se, no Capítulo 2, alguns conceitos fundamentais da ciência dos materiais associados às fibras e algumas vantagens e aplicações dos MCRF.

Por conseguinte, apresenta-se a definição de um laminado. Que é uma das principais formas estruturais dos MCRF. Pelo emprego da Teoria Clássica de Laminados (*Classical Laminates Theory*), as discussões a respeito das lâminas (ou camadas), orientação das fibras e requisitos para aplicação de carregamentos, conduzem às questões relacionadas ao contexto dos MCRF, ou seja: Como determinar as orientações das fibras para obter o melhor desempenho em determinada aplicação? Quantas lâminas são necessárias? Que rigidez e quanto de resistência mecânica as fibras devem ter? Quão prejudiciais são as fracas resistências à tração e ao cisalhamento nas direções transversais às fibras?

Assim, para responder a todas estas questões é preciso desenvolver as ferramentas necessárias para ajudar a compreender o comportamento mecânico dos MCRF frente aos carregamentos aplicados e permitir a identificação das vantagens específicas do emprego de tais materiais.

1.2 Justificativas da Dissertação

Com o avanço tecnológico e o aumento da concorrência devido à globalização, tem-se desenvolvido novas técnicas de projeto de componentes. Neste contexto, isto fez crescer a utilização dos compósitos em aplicações industriais.

Visto que, os compósitos são obtidos pela combinação de dois ou mais materiais com diferentes características físico-químicas e mecânicas, como também são produzidos por meio de processos de manufatura distintos e têm a necessidade de desempenhar funções estruturais cada vez mais exigentes, os trabalhos de pesquisa e desenvolvimento nesta área são muito promissores.

Consequentemente, o crescente uso dos compósitos estruturais tem estimulado a formação de recursos humanos, empenhados em atingir com êxito os desafios da obtenção de componentes com múltiplas funções, atendendo a requisitos de projeto como: menor peso específico; maior resistência mecânica e rigidez específica; resistência à corrosão; entre outros. Deste modo, possibilita-se ao engenheiro passar de selecionador a projetista de materiais.

Tudo isto, vem ao encontro da crescente demanda por diversas tecnologias por parte do setor industrial, principalmente àquelas que fazem o uso de sistemas computacionais de projeto (*CAD, Computer Aided Design*), análise (*CAE, Computer Aided Engineering*) e manufatura (*CAM, Computer Aided Manufacturing*) como instrumentos de auxílio ao engenheiro. Tal busca por novas tecnologias se deve ao fato de que é possível, num tempo relativamente curto por meio destes sistemas, obter modelos matemáticos que representem um determinado componente ou estrutura. Pode-se assim reduzir o tempo de desenvolvimento do produto, minimizando os custos sem comprometer a integridade estrutural do mesmo.

Destaca-se ainda que tecnologias como sistemas *CAE*, podem ser utilizadas na solução de diferentes categorias de problemas de engenharia. Esta característica de generalização contribui para fazer dos sistemas *CAE* uma ferramenta de análise multidisciplinar nos diversos campos da engenharia. Portanto, durante a concepção do projeto, é possível testar uma gama de combinações de materiais visando obter o melhor desempenho em serviço de um componente ou estrutura antes da execução final do projeto.

Uma outra razão é que, desde 1984, o Grupo de Química Analítica e Tecnologia de Polímeros – GQATP do Instituto de Química de São Carlos da USP desenvolve pesquisas com poliuretanos derivados de óleo de mamona, onde neste período até os dias atuais, adquiriu tecnologia, incrementando e diversificando a aplicabilidade destes poliuretanos para os mais variados ramos da indústria. Segundo IGNÁCIO (1999) e PASCON (1999), estes poliuretanos constituem produtos alternativos viáveis de polióis e pré-polímeros, sintetizados a partir de moléculas derivadas de ácidos graxos vegetais. As vantagens apresentadas por estes poliuretanos são: a processabilidade; flexibilidade de formulação; versatilidade de temperatura de cura e controle de pico exotérmico na transição líquido-gel; excelentes propriedades estruturais; ausência de emissão de vapores irritantes ou tóxicos; bom poder de adesão; não libera radicais tóxicos quando utilizados como implantes e o baixo custo.

Um outro aspecto considerado por IGNÁCIO (1999) e PASCON (1999) é que a mamona (*Ricinus communis*), da classe Dicotiledônea, ordem Geraneales e família Euforbaceae, constitui um vegetal típico de clima tropical, e o Brasil, devido às suas características climáticas e por sua grande extensão territorial, apresenta-se como uma das grandes reservas mundiais deste produto, apresentando um grande potencial óleo-químico, podendo garantir o fornecimento de polióis e pré-polímeros a partir de ácidos graxos em grande escala.

Além disso, as propriedades destes poliuretanos como biomateriais na reparação dos defeitos decorrentes de perdas ósseas e na produção de próteses, têm sido objeto de análise com vários resultados satisfatórios. A biocompatibilidade do poliuretano derivado de óleo de mamona foi constatada por alguns trabalhos tais como: IGNÁCIO (1995); OHARA et al. (1995); CARVALHO et al. (1997); KHARMANDAYAN (1997); FRASCINO (1998); BONINI (1999); IGNÁCIO (1999); MORALES (1999); KFURI JR (1999); PASCON (1999); KUHNEN (2001) entre outros. Estes estudos, motivados pelos problemas no preenchimento de falhas ósseas e pela pouca literatura publicada da utilização dos biopolímeros na área ortopédica, propõem avaliar uma nova alternativa com propriedades de osteogênese, incorporação e não toxicidade com tecnologia nacional, visto que a matéria-prima é abundante em nosso território.

Recentemente, o Grupo de Tribologia, Novos Materiais e Compósitos do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos da USP, em colaboração com o GQATP vêm desenvolvendo uma prótese total de quadril. A prótese utilizará basicamente dois materiais: materiais cerâmicos e poliuretanos derivados de óleo de mamona. A utilização destes materiais será uma alternativa de substituição dos metais na fabricação de alguns dos atuais componentes, com conseqüente ganho em relação à biocompatibilidade e ao desempenho estrutural (WREGE, 2000).

Por outro lado, o desenvolvimento atual na área médica tem exigido que os implantes ortopédicos, associados a biocompatibilidade, apresentem um elevado grau de desempenho, ou seja, cumpram as funções da parte substituída. Muitas vezes essas exigências tornam-se funções das propriedades mecânicas dos materiais utilizados nesses produtos, tal como ocorre com as hastes de implante de quadril. Assim, surge a necessidade de estudar o comportamento mecânico do poliuretano derivado de óleo de mamona reforçado por fibra de carbono para ser utilizado com esta finalidade.

A possibilidade de aplicação de novos materiais nestes implantes ortopédicos tem exigido um grande desenvolvimento em equipamentos, processos, técnicas e metodologias de fabricação. Desta forma, materiais como os biopolímeros, tal qual o poliuretano derivado de óleo de mamona que será utilizado neste trabalho, podem ser empregados para satisfazer essa demanda.

1.3 Objetivos do Trabalho

De acordo com os enfoques apresentados anteriormente, o presente trabalho pretende contribuir para o projeto de hastes de implante de quadril feitas a partir do poliuretano derivado de óleo de mamona, investigando o comportamento mecânico do poliuretano com reforço de fibra de carbono por meio de ensaios experimentais em laboratório, frente a carregamentos quase-estáticos em tração e flexão.

A investigação fornecerá dados sobre as propriedades mecânicas do poliuretano reforçado por fibra de carbono, abrindo novas perspectivas para a produção de hastes de implante de quadril que sejam resistentes o suficiente para

atender às solicitações mecânicas, previstas pela biomecânica do aparelho locomotor substituído, permitindo a obtenção de um projeto otimizado estruturalmente.

Portanto, os objetivos deste trabalho são:

- Estabelecer uma metodologia de fabricação dos corpos de prova de tração e flexão, segundo as normas técnicas ASTM D638-96 e ASTM D790-96a, respectivamente, que melhor se adapte às características de moldagem do poliuretano derivado de óleo de mamona com e sem reforço de fibra de carbono;
- Avaliar as propriedades mecânicas em tração e flexão do poliuretano derivado de óleo de mamona com e sem reforço de fibra de carbono por meio de ensaios experimentais em laboratório à pressão e temperatura ambientes;
- Desenvolver uma metodologia de fabricação da haste de implante de quadril a partir do poliuretano derivado de óleo de mamona;
- Avaliar por ensaios experimentais em laboratório, frente a carregamentos quase-estáticos, o comportamento mecânico da haste de implante de quadril em poliuretano por meio da relação carga-deslocamento;
- Confrontar os valores experimentais com os valores teóricos obtidos pelo Método dos Elementos Finitos (MEF), tendo em vista a validação do modelo teórico para futuras utilizações em projetos de hastes de implante de quadril que necessitem de uma análise estrutural mais complexa.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Compósitos – Considerações Gerais

2.1.1 Evolução

Existem, patenteados, mais de 50000 materiais de engenharia dos quais o projetista pode selecionar. Os materiais de engenharia podem ser amplamente classificados em: metais, polímeros, cerâmicos e compósitos (FIGURA 1).

FIGURA 1 – Classificação dos materiais de engenharia.

Adaptado de BEAUMONT (1989).

Segundo BEAUMONT (1989), observa-se na história da humanidade, que dentre as diversas maneiras de avaliação do padrão de vida de um país ou sociedade, o consumo de materiais de engenharia por indivíduo, disponíveis na forma de bens e serviços, pode ser uma das mais explícitas. Os bens manufaturados, quer sejam de consumo ou produção, são obtidos por meio da conversão dos materiais de engenharia, adicionando-lhes valor. A história tem demonstrado que quanto mais eficientemente os sistemas de produção são capazes de realizar esta conversão, maior será o padrão de vida da sociedade. No ano 2000 a.C., isto iria, presumivelmente, ser

determinado pelo consumo de pederneira, utilizada como ferramenta de corte. Em torno de 1500 a.C., a tonelagem de bronze, provavelmente, revelou quem eram as potências mundiais; e mais recentemente, por volta de 1850 d.C., teria sido o aço, seguido pelas ligas leves (no projeto de aviões) e as superligas (para motores a jato). Então, no final de 1963, uma série de experiências na *Royal Aircraft Establishment* em *Farnborough*, na Inglaterra, levou à descoberta, em meados de 1964, das fibras de carbono de alta resistência e alta rigidez e dos seus compósitos. Nas duas décadas seguintes, a produção de MCRF havia crescido a uma taxa desfrutada apenas pelo aço até o seu apogeu. Sem dúvida, presencia-se atualmente uma revolução dos materiais de engenharia. No início, o grande estímulo à produção de MCRF, estava relacionado à característica de combinar alta resistência e/ou rigidez com baixo peso específico, o que conferia uma grande eficiência estrutural.

Atualmente, existe uma maior variedade de fibras do que originalmente disponíveis na década de 60. Algumas delas estão listadas na TABELA 1 e as propriedades das fibras mais populares estão mostradas na TABELA 2, cujos dados são uma pequena quantidade do vasto estoque de informações empíricas acumuladas por meio de experimentos. O projeto empírico de componentes de materiais compósitos baseia-se nesta coleção de dados. Porém, a exploração dos dados experimentais requer, também, a capacidade de prever um modelo matemático adequado para o comportamento do compósito.

TABELA 1 - Breve histórico das fibras de alto desempenho (BEAUNMONT, 1989).

Tijolos de barro reforçados por palhas (Egito, 800 a.C.);
 Arcos laminados de madeira, tendões de animais e seda (Mongólia, 700 a.C.);
 Superfícies de aviões revestidas por tecidos (década de 10);
 Fenólicos reforçados por tecidos (década de 30);
 Plásticos reforçados por fibras de vidro (década de 40);
 Fibras de boro e carbono e seus compósitos (década de 60);
 Aramida (Kevlar 49[®]) e seus compósitos (década de 70).

FIBRAS MAIS RECENTES

Alumina (Al ₂ O ₃);	Diboreto de titânio;
Carboneto de silicone (SiC);	Sílica;
- monofilamentar	Quartzo;
- multifilamentar (<i>yarn</i>)	Alumina-sílica (Kaowool [®]);
Alumina-boro-sílica (Nextel [®]);	Polietileno (Spectra [®]).
Nítreto de boro;	

TABELA 2 – Propriedades de fibras de alto desempenho.

PROPRIEDADES	CARBONO					VIDRO			ARAMIDA		PE ⁴	SiC		ALUMINA		BORO
	PAN			PITCH	RAYON				Kevlar 29 [®]	Kevlar 49 [®]	Spectra 900 [®]	CVD	Nicalon [®]	Nextel 312 [®]	FP [®]	W
						E	C	S								
	<i>IM</i> ¹	<i>HM</i> ²	<i>UHM</i> ³	P												
Diâmetro (µm)	8 – 9	7 – 10	7 – 10	10 – 11	6.5	8 – 14	—	10	12	12	38	100 – 200	10 – 20	3.5	20	100 – 200
Densidade (g . cm ⁻³)	1,78 – 1,82	1,67 – 1,90	1,86	2,02	1,53 – 1,66	2,54	2,49	2,49	1,44	1,48	0,97	3,30	2,60	2,70	3,95	2,60
Módulo de Elasticidade (GPa)	228 – 276	331 – 400	517	345	41 – 393	72	69	86	62	131	117	430	180	152	379	385
Resistência à Tração (GPa)	2,4 – 2,9	2,1 – 2,9	1,7	1,7	0,6 – 2,2	3,5	3,2	4,6	2,8	2,8 – 3,8	2,6	3,5	2,0	1,7	1,4	3,8
Alongamento até a Ruptura (%)	1,0	0,5	0,3 – 0,4	0,4 – 0,9	1,5 – 2,5	1,8 – 3,2	4,8	5,7	3 – 4	2,2 – 2,8	4 – 5	—	—	—	—	—
Coeficiente de Expansão Térmica (10 ⁻⁶ . °C ⁻¹)																
Longitudinal a Fibra	-0,1 a -0,5	-0,5 a -1,2	-1,0	-0,9 a -1,6	—	5,0	7,2	5,6	-2	-2	—	5,7	—	—	7,5	8,3
Transversal a Fibra	7 – 12	7 – 12	—	7,8	—		—	—	59	59	—	—	—	—	—	—
Condutividade Térmica (W. m ⁻¹ . °C ⁻¹)	20	70 – 105	140	—	38	1,3	—	—	—	0,04 – 0,5	—	—	—	—	—	—
Calor Específico (J . kg ⁻¹ . K ⁻¹)	950	925	—	—	—	840	780	940	—	1420	—	—	—	—	—	—

Fonte: adaptada de CHAWLA, K. K. (1987) e HYER, M. W. (1998).

Abreviações: ¹IM = *Intermediate Modulus* (Módulo Intermediário); ²HM = *High Modulus* (Módulo Alto); ³UHM = *Ultra High Modulus* (Módulo Ultra Alto) e ⁴PE = polietileno

2.1.2 Definição, classificação e características

Ainda hoje, não há uma definição realmente adequada para um material compósito. REINHART & CLEMENTS (1987) definem um compósito como uma combinação macroscópica de dois ou mais materiais distintos, havendo uma interface reconhecível entre eles. Nesta combinação, os constituintes retêm suas identidades; quer dizer, eles não se dissolvem ou se descaracterizam completamente e atuam em conjunto, fazendo com que as propriedades do compósito sejam superiores às de cada constituinte individualmente. Porém, em virtude dos compósitos serem normalmente empregados, devido às suas propriedades estruturais, a definição pode ser restringida a incluir somente aqueles materiais que contenham um reforço e um material aglomerante. O aglomerante tem como função manter os reforços unidos, transmitindo a estes o carregamento aplicado, enquanto os reforços têm como função suportar os carregamentos transmitidos pelo aglomerante.

Deste modo, os compósitos têm, tipicamente, uma ou mais fases descontínuas envolvidas por uma fase contínua. A fase descontínua (reforço) é, usualmente, mais rígida e mais resistente do que a fase contínua (aglomerante), denominada de matriz. Na condição de assegurar o reforço, geralmente deve haver uma fração volumétrica substancial da fase descontínua.

Quanto à classificação dos compósitos, a geometria da fase descontínua é um dos principais parâmetros a ser considerado, visto que as propriedades mecânicas dos compósitos dependem da forma e das dimensões do reforço. Descrevem-se os reforços usualmente como sendo fibrosos ou particulados. Por esta razão, MATTHEWS & RAWLINGS (1994) classificam os compósitos com base na geometria dos seus componentes estruturais (FIGURA 2), separando-os em compósitos reforçados por fibras e reforçados por partículas.

Com respeito a esta classificação, o reforço particulado tem dimensões aproximadamente iguais em todas as direções e o seu arranjo pode ser aleatório ou orientado. Na maioria dos compósitos reforçados por partículas a orientação das partículas é considerada aleatória para fins práticos.

FIGURA 2 - Organograma de classificação dos materiais compósitos.

(MATTHEWS & RAWLINGS, 1994).

O reforço fibroso caracteriza-se pelo seu comprimento ser muito maior do que a dimensão da sua seção transversal (diâmetro). Entretanto, esta relação do comprimento com o diâmetro, conhecida como razão de aspecto (*aspect ratio*), pode variar consideravelmente. A FIGURA 3 mostra, esquematicamente, alguns exemplos de compósitos reforçados por partículas e por fibras.

FIGURA 3 – Exemplos de compósitos reforçados: (a) por partículas aleatórias; (b) por fibras descontínuas unidirecionais; (c) por fibras descontínuas aleatórias; (d) por fibras contínuas unidirecionais (MATTHEWS & RAWLINGS, 1994).

Segundo AGARWAL & BROUTMAN (1990), uma característica marcante dos compósitos é que eles têm suas propriedades fortemente influenciadas pela distribuição, interação e propriedades dos seus constituintes. Muitas propriedades dos

compósitos podem ser estimadas por meio da fração volumétrica (v) de seus constituintes, ou por meio da fração em massa (w), como demonstram MATTHEWS & RAWLINGS (1994). Do ponto de vista experimental, uma medida das frações em massa é mais fácil obter do que as frações volumétricas correspondentes dos elementos constituintes. Existe porém, uma conexão analítica entre estes fatores de proporção que permitem a conversão da fração em massa para fração volumétrica e vice-versa. Considerando que a fração volumétrica é uma palavra-chave para cálculos de propriedades elásticas, esta conexão se torna importante. As expressões necessárias para este desenvolvimento são:

Fração Volumétrica	Fração em Massa	
$v_f = \frac{V_f}{V_c}$	$w_f = \frac{W_f}{W_c}$	(1)
$v_m = \frac{V_m}{V_c}$	$w_m = \frac{W_m}{W_c}$	(2)

onde os subscritos m , f e c referem-se à matriz, à fibra e ao compósito respectivamente, V ao volume e W à massa.

Nota-se que

$$v_f + v_m = 1 \quad \text{e} \quad w_f + w_m = 1$$

Relaciona-se a fração em massa com a fração volumétrica pela introdução da densidade, ρ , do compósito e dos seus constituintes. Agora

$$W_c = W_f + W_m$$

como $W = \rho \cdot V$, torna-se

$$\rho_c V_c = \rho_f V_f + \rho_m V_m \quad (3)$$

a eq.(3) pode ser reescrita em termos da fração volumétrica dividindo os dois lados da equação por V_c . Então,

$$\rho_c = \rho_f v_f + \rho_m v_m \quad (4)$$

e também pode ser expressa em termos das massas dos constituintes. Então,

$$\frac{W_c}{\rho_c} = \frac{W_f}{\rho_f} + \frac{W_m}{\rho_m}$$

e dividindo seus termos por W_c , obtém-se

$$\frac{1}{\rho_c} = \frac{w_f}{\rho_f} + \frac{w_m}{\rho_m} \quad (5)$$

Agora, relacionando a massa, o volume e a densidade, tem-se

$$w_f = \frac{W_f}{W_c} = \frac{(\rho_f V_f)}{(\rho_c V_c)} = \frac{\rho_f}{\rho_c} v_f \quad (6)$$

e similarmente

$$w_m = \frac{W_m}{W_c} = \frac{(\rho_m V_m)}{(\rho_c V_c)} = \frac{\rho_m}{\rho_c} v_m \quad (7)$$

A relação para v_f e v_m em termos de w_f e w_m pode ser obtida facilmente pela inversão da eq.(6) e eq.(7), desde que a densidade do reforço (ρ_f) e da matriz (ρ_m) seja conhecida.

Segundo VINSON & SIERAKOWSKI (1987), a conversão entre a fração em massa e fração volumétrica da fibra ou matriz pode ser expressa analiticamente em termos das seguintes equações

$$w_f = \frac{\left(\rho_f / \rho_m \right)}{\left(\rho_f / \rho_m \right) \cdot v_f + v_m} \cdot v_f \quad (8)$$

$$w_m = \frac{v_m}{\rho_f / \rho_m \cdot (1 - v_m) + v_m} \quad (9)$$

Que são combinações das eqs.(4) e (6) e eqs.(4) e (7), respectivamente. A eq.(4) mostra que a densidade do compósito é dada pela soma das densidades dos constituintes, ponderadas pelas proporções que eles aparecem. Esta equação não é aplicável somente para a densidade, mas se aplica, em certas situações, para outras propriedades dos compósitos. A forma geral da equação é

$$X_c = X_m v_m + X_f v_f \quad (10)$$

onde X_c representa uma certa propriedade do compósito, v é a fração volumétrica e os subscritos m e f referem-se à matriz e à fibra respectivamente. Esta equação é conhecida como Regra das Misturas (*Rule of Mixtures*) e será abordada mais adiante.

As propriedades de um compósito, na maioria, são funções complicadas de vários parâmetros, onde os constituintes interagem normalmente de modo sinérgico para prover as propriedades do compósito que não são totalmente avaliadas pela Regra das Misturas. Neste caso, as características químicas e de resistência da interface entre as fibras e a matriz são particularmente importantes para a determinação das propriedades do compósito.

Uma outra característica dos compósitos é com relação à anisotropia, ou seja, o compósito é dito ser anisotrópico ou apresentar anisotropia, quando as propriedades mecânicas, físicas, térmicas e elétricas num ponto do material, variam em função da direção nas quais estão sendo analisadas. Isto permite ao engenheiro projetista desenvolver as propriedades do material juntamente com as características geométricas e funcionais da peça com o objetivo de se obter um desempenho desejado, sendo possível “projetar” o material de acordo com os carregamentos aplicados. Em componentes fabricados a partir de compósitos reforçados por fibras contínuas, como laminados unidirecionais ou bidirecionais, a presença da anisotropia pode trazer benefícios, pois se pode planejar para que a tensão máxima em serviço esteja na direção que haja a mais alta resistência. De fato, a vantagem principal destes compósitos está na habilidade de controlar a anisotropia do componente através do projeto e da fabricação.

2.1.3 Constituintes – matrizes, fibras e interface fibra/matriz

Segundo EDWARDS (1998), além das considerações feitas normalmente quando se projeta com materiais de engenharia convencionais, o projetista que utiliza um compósito, tem que considerar também a seleção dos seus materiais constituintes, isto é, proporção, tipo, distribuição e orientação, dependendo das propriedades requeridas, seleção do processo, geometria do compósito e requisitos de produção. Deste modo, convém algum comentário relevante a respeito dos materiais constituintes e da interface entre eles. Porém, devido à grande variedade de matrizes e reforços, serão abordados especificamente, neste trabalho, os compósitos de matrizes poliméricas reforçados por fibras contínuas.

a) Matrizes

As matrizes podem ser materiais poliméricos, metálicos ou cerâmicos. A escolha do material da matriz dependerá das propriedades físicas, mecânicas e térmicas exigidas, como também do processo de fabricação escolhido e do custo associado. Neste caso, as matrizes poliméricas são as mais utilizadas devido ao baixo custo, fácil moldagem, boa resistência química e baixo peso específico. Por outro lado, se comparadas às matrizes metálicas ou cerâmicas, fatores como baixa resistência mecânica, baixo módulo de elasticidade e baixa temperatura de serviço, limitam o seu uso. De acordo com AGARWAL & BROUTMAN (1990), as matrizes poliméricas também se degradam por meio da exposição prolongada à luz ultravioleta e alguns solventes.

Segundo REINHART & CLEMENTS (1987), o papel da matriz é manter a integridade estrutural do compósito através da ligação simultânea com as fibras em virtude de suas características coesivas e adesivas. Além disso, tem a função de transferir o carregamento para as fibras e também protegê-las contra o ataque ambiental (como corrosão e abrasão) e danos devido ao manuseio. Por isso, segundo CALLISTER (1994), é essencial que as forças adesivas da interface fibra-matriz sejam fortes. De fato, a resistência da adesão é uma importante consideração na escolha da combinação fibra-matriz. A resistência à ruptura do compósito depende

em grande escala da magnitude desta adesão; uma adesão adequada é essencial para maximizar a transferência de carregamento da matriz para as fibras.

Os polímeros utilizados como materiais de matrizes são comumente chamados de resinas. A matriz é o “elo fraco” do compósito, especialmente, porque não existem atualmente resinas que permitam a utilização das tensões que as fibras são capazes de resistir. A TABELA 3 apresenta as faixas típicas de valores das propriedades das resinas, podendo ser comparadas aos valores das propriedades das fibras da TABELA 2.

TABELA 3 – Comparação das faixas típicas de valores das propriedades das resinas.

Propriedades	Termofixos	Termoplásticos
Módulo de Elasticidade (GPa)	1,3 – 6,0	1,0 – 4,8
Resistência à Tração (GPa)	0,02 – 0,18	0,04 – 0,19
Temperatura Máxima de Serviço (°C)	50 – 450	25 – 230

Fonte: adaptada de MATTHEWS & RAWLINGS (1994).

Adicionalmente, um ambiente químico agressivo, a umidade do ambiente, ou a exposição a outras condições adversas podem diminuir bastante o desempenho da matriz antes da fibra ser danificada. Entretanto, as resinas exercem muitas funções essenciais; além daquelas mencionadas no parágrafo acima, elas mantêm as fibras na posição e orientação adequada de modo que possam suportar as cargas desejadas, distribuem as cargas quase uniformemente entre as fibras, servem como uma barreira à propagação de trincas e garantem toda a resistência ao cisalhamento interlaminar do compósito. Um importante fator, observado por HYER (1998), é que a limitação de um compósito pode ser perfeitamente uma função das propriedades da matriz. Como exemplo, a estabilidade térmica e a temperatura máxima de serviço do compósito são amplamente determinadas pelas propriedades da matriz.

SHACKELFORD (1996) classifica os polímeros como termoplásticos e termofixos e mostra que a diferença principal entre os dois está no comportamento característico quando aquecidos, ou seja, os termoplásticos se fundem em um líquido viscoso capaz de sofrer processos de extrusão, enquanto os termofixos ao invés de sofrerem processo de fusão, começam a se decompor termicamente.

As resinas termofixas passam por uma reação química irreversível durante a polimerização, conhecido como processo de cura. Durante o processo de cura são formadas ligações cruzadas covalentes entre as cadeias moleculares adjacentes, desenvolvendo uma estrutura tridimensional. Essas ligações cruzadas, à medida que se formam, causam diminuição da mobilidade das cadeias moleculares, provocando solidificação. Quando a reação química é exotérmica, a temperatura irá influenciar no tempo de cura. Portanto, o processo de cura pode ser acelerado pela aplicação de calor e pressão em condições controladas, por meio de autoclaves. Ou ainda, pela adição de um catalisador adequado, conhecido como agente de cura (*hardener*), na proporção certa para cada tipo de resina. Quando se solidificam, assim permanecem e mesmo reaquecidas, não se refundem. Sob aquecimento a temperaturas elevadas, haverá combustão do material. Deste modo, não podem ser reutilizadas.

Por outro lado, as resinas termoplásticas consistem de cadeias moleculares lineares ou ramificadas que, ao serem aquecidas sob pressão, a sua consistência altera-se de sólida rígida a líquida viscosa. Neste processo não ocorrem reações químicas ou decomposição e os produtos obtidos podem ser reaquecidos repetidamente. Em outras palavras, as resinas termoplásticas podem “amolecer” seguidamente sob a aplicação de calor e pressão e “endurecer” novamente quando resfriadas.

Segundo TITA (1999), as resinas termofixas são mais comuns para uso estrutural em materiais compósitos, pois apresentam um enorme número de aplicações e suas características finais geralmente são mais desejáveis. Além disso, geralmente as resinas termofixas têm um menor custo quando comparadas às resinas termoplásticas. De modo geral, conforme SMITH (1993), as vantagens dos polímeros termofixos para aplicações em projetos de engenharia são as seguintes:

- Alta estabilidade térmica;
- Alta rigidez;
- Alta estabilidade dimensional;
- Resistência à fluência e à deformação sob carregamento;
- Baixo peso específico;
- Altas propriedades de isolamento térmico e elétrico.

b) Fibras

Conforme a classificação de MATTHEWS & RAWLINGS (1994) com relação aos reforços dos compósitos, as fibras apresentam-se em duas formas: fibras contínuas ou fibras descontínuas. Como componente estrutural, ambas têm a função de suportar os esforços provenientes da matriz, porém com características distintas que influenciam o desempenho mecânico dos compósitos.

Segundo CALLISTER (1994) as características mecânicas dos MCRF não dependem somente das propriedades das fibras, mas também da magnitude que o carregamento é transmitido para as fibras por meio da matriz. Este fenômeno de transferência de carregamento, mostrado nas FIGURAS 4a e 4b, é função do comprimento da fibra e da adesão interfacial entre a fibra e matriz. Assim, para cada combinação fibra-matriz é necessário estabelecer um comprimento mínimo da fibra capaz de garantir efetivamente a rigidez e resistência do compósito.

FIGURA 4 – Efeito da deformação ao redor da fibra na matriz sob tensão: (a) fibra contínua; (b) Fibra descontínua (MATTHEWS & RAWLINGS, 1994).

Desta forma, MATTHEWS & RAWLINGS (1994) define o comprimento crítico da fibra (l_c) como sendo o comprimento mínimo da fibra, para um dado diâmetro, que admita a tensão de ruptura a tração da fibra em lugar da tensão de ruptura ao cisalhamento da interface, isto é, o comprimento mínimo de fibra necessário para a tensão transmitida alcançar a tensão de ruptura a tração da fibra. Então:

$$l_c = \frac{\sigma_f \cdot d}{2 \cdot \tau_f} \quad (11)$$

onde:

l_c = comprimento crítico da fibra;

σ_f = resistência à tração na ruptura da fibra;

τ_f = menor resistência ao cisalhamento da matriz ou da interface;

d = diâmetro da fibra.

Quando uma tensão igual a σ_f é aplicada à fibra, cujo comprimento é igual ao comprimento crítico ($l = l_c$), o perfil de posição da tensão aplicada, mostrado na FIGURA 5a, alcança o carregamento máximo apenas no centro axial da fibra.

FIGURA 5 – Gráficos tensão x posição quando o comprimento da fibra (a) é igual ao comprimento crítico, (b) é maior do que o comprimento crítico (CALLISTER, 1994) .

FIGURA 5 – Gráficos tensão x posição quando o comprimento da fibra (c) é menor do que o comprimento crítico para um compósito reforçado por fibras que está submetido a uma tensão a tração igual à resistência a tração da fibra (CALLISTER, 1994) .

Com o aumento do comprimento da fibra, a eficiência do reforço aumenta, pois o máximo carregamento se distribui ao longo de boa parte da fibra; como mostra a FIGURA 5b pelo perfil de posição da tensão axial para $l > l_c$ quando a tensão aplicada é igual a resistência da fibra (σ_f). A FIGURA 5c mostra o perfil de posição da tensão aplicada para $l < l_c$. Neste caso, a matriz se deforma ao redor da fibra (FIGURA 4b), de modo que não há uma transferência efetiva da tensão e, conseqüentemente, uma baixa eficiência do reforço por parte da fibra. Estes se comportam essencialmente como compósitos particulados.

As fibras para as quais $l \gg l_c$ (normalmente $l > 15 \cdot l_c$) são denominadas contínuas; enquanto que as fibras mais curtas são denominadas descontínuas. Para várias combinações de matrizes com fibras de carbono ou vibro, o comprimento crítico é da ordem de 1mm, que varia entre 20 e 150 vezes o diâmetro da fibra.

Dois importantes fatores a ressaltar, além do comprimento das fibras são a orientação e a fração volumétrica. Estes fatores têm influência significativa sobre a resistência e outras propriedades dos MCRF. As propriedades mecânicas dos compósitos reforçados por fibras contínuas alinhadas são anisotrópicas. Na direção

do alinhamento a eficiência do reforço e a resistência são máximas, enquanto que na direção perpendicular, são mínimos.

Para os compósitos reforçados por fibras descontínuas, as fibras podem ser orientadas preferencialmente ou aleatoriamente. Uma rigidez e resistência significativa são possíveis para os compósitos reforçados por fibras curtas alinhadas longitudinalmente. Apesar de algumas limitações com respeito à eficiência do reforço, as propriedades dos compósitos reforçados por fibras curtas orientadas aleatoriamente são isotrópicas (CALLISTER, 1994).

c) Interface fibra/matriz

A interface entre fibra e matriz é o “coração” dos MCRF. A estrutura e as propriedades da interface fibra-matriz representam o papel principal em determinar o desempenho mecânico e a integridade estrutural dos compósitos reforçados por fibras. Segundo HULL (1981), em particular, as grandes diferenças entre as propriedades elásticas da matriz e da fibra são interligadas por meio da interface ou, em outras palavras, as tensões atuantes na matriz são transmitidas para as fibras através da interface. Assim, ao analisar teoricamente o fenômeno de transferência de tensão da matriz para a fibra, HULL (1981) destaca algumas hipóteses que devem ser adotadas com relação às propriedades da interface: (i) a matriz e a fibra se comportam como materiais elásticos; (ii) a interface é infinitamente delgada; (iii) a interação entre a fibra e a matriz é perfeita, de forma que não ocorre descontinuidade de deformação ao longo da interface; (iv) a interface que se forma ao redor da fibra tem as mesmas propriedades que um material no estado sólido; (v) a geometria do empacotamento das fibras na matriz é regular. Entretanto, nenhuma das hipóteses (ii) e (iv) estão totalmente corretas, porque a interface real apresenta uma estrutura física e química complexa.

Por outro lado, uma vez que a natureza da interação é dependente das propriedades da fibra e matriz, segue que a interface é específica para cada sistema fibra-matriz. Este fato exerce influência direta na escolha dos materiais a serem empregados, pois a combinação de fases quaisquer nem sempre estabelecerá a interação adequada da fibra e matriz, sendo às vezes necessário um tratamento superficial na fibra para que esta interaja fortemente com a matriz

Devido à importância da interface fibra-matriz sobre o desempenho mecânico e integridade estrutural dos compósitos, cresce o interesse na capacidade de entender os mecanismos físicos e químicos responsáveis pela adesão fibra-matriz. Assim, é desejável ter um método de teste que seja reproduzível e fidedigno para investigar e quantificar a adesão entre fibra e matriz. HERRERA-FRANCO & DRZAL (1992) comparam os principais métodos de avaliação das interações mecânicas fibra-matriz para compósitos e discutem as análises teóricas nas quais estes métodos são baseados, como também os dispositivos experimentais e procedimentos de ensaio, e por último, discutem as vantagens e limitações de cada método.

2.1.4 Vantagens, desvantagens e aplicações

Segundo NOTON (1987), quando se comparam os compósitos com os materiais estruturais convencionais, na fase de seleção dos materiais no desenvolvimento do projeto, é essencial comparar as vantagens das tecnologias dos compósitos com as tecnologias dos materiais estruturais convencionais, ou seja, processos de fabricação e configurações de projeto. Sob este ponto de vista, HOLLMANN* apud MAGAGNIN FILHO (1996) explica que ao escolher um material para aplicação estrutural, diversas variáveis são consideradas. Porém, as mais importantes são o custo e a eficiência estrutural. Por outro lado, a eficiência estrutural do material é a relação entre sua rigidez ou sua resistência com seu peso específico, ou seja, E/ρ e σ/ρ , respectivamente. Em geral, quanto menor o peso específico do material, maior é sua eficiência estrutural e seu custo e vice-versa. Assim, ao optar pelo uso de um material com custos ainda elevados, como os compósitos, deve-se considerar que a eficiência estrutural necessária para uma certa condição de serviço, compense seus custos.

A utilização de fibras leves e resistentes como reforço nos compósitos confere, aos mesmos, alta rigidez e alta resistência com baixa densidade, quando

* HOLLMANN, M. (1986). *Composite aircraft design*. Cupertino, U.S.A.

comparados aos materiais metálicos tradicionais. Na FIGURA 6 apresenta-se o diagrama tensão-deformação de alguns compósitos e metais a título de comparação.

FIGURA 6 – Diagramas tensão-deformação de compósitos e metais (McCULLOUGH, 1971).

Nota-se que o compósito carbono/epóxi com 30% em fibra e vidro/epóxi com 60% em fibra tem uma rigidez muito próxima a do alumínio, que tem densidade maior do que ambos os compósitos. Por analogia, obtém-se a relação do aço com o compósito carbono/epóxi e boro/epóxi, ambos com 60% em fibra. Segundo McCULLOUGH* apud MAGAGNIN FILHO (1996), isto evidencia as vantagens dos compósitos em relação aos metais. Uma outra característica desta comparação não mostrada na FIGURA 6, é o peso dos compósitos em relação ao peso dos metais.

A TABELA 4 ilustra o peso necessário dos compósitos e metais da FIGURA 6, para obter a mesma rigidez ou resistência equivalente a 45 kg de alumínio numa mesma estrutura.

* McCULLOUGH, R.L. (1971). *Concepts of fiber-resin composites*. New York, Marcel Dekker, Inc.

TABELA 4 – Comparação em peso do desempenho entre compósitos e metais.

PESO NECESSÁRIO PARA OBTER O DESEMPENHO EQUIVALENTE A 45 kg DE ALUMÍNIO		
MATERIAL	RIGIDEZ (kg)	RESISTÊNCIA (kg)
Compósito reforçado por fibra de carbono	14	14
Compósito reforçado por fibra de boro	11	9
Compósito reforçado por fibra de vidro	39	7
Titânio	50	32
Aço	54	54

Fonte: adaptada de McCULLOUGH (1971).

Verifica-se que este potencial para economia de peso dos compósitos, mostrado na TABELA 4, aliado às propriedades de rigidez e resistência, torna-os muito eficientes quando comparados aos metais. De acordo com NOTON (1987), as aplicações dos diferentes processos de manufatura e o alto desempenho dos compósitos estruturais reforçados por fibras são provas de suas vantagens sobre os materiais estruturais convencionais. Porém, em alguns casos, estas vantagens não são obtidas por um único tipo de fibra como reforço; uma combinação com diferentes tipos de fibras (compósitos híbridos) é necessária para conseguir as propriedades de projeto exigidas. De modo geral, as outras vantagens dos compósitos são:

- Em virtude do seu aspecto multifuncional, os compósitos são capazes de satisfazer diversas exigências de projeto;
- A economia de peso é significativa, frequentemente, varia de 25 a 50% em relação aos materiais metálicos convencionais;
- A alta rigidez à torção exigida em vários veículos, principalmente, em aviões, pode ser satisfeita;
- A resistência à corrosão é excelente;
- Numerosas qualidades de fadiga e fratura;
- As características de tolerância ao impacto e ao dano são excelentes;
- Flexibilidade de seleção e mudança no estilo e considerações estéticas do produto é uma característica importante. As freqüentes modificações no estilo, em resposta à mudança de necessidade do cliente, podem ser feitas com baixos investimentos;

- Uma baixa expansão térmica pode ser obtida, mas varia significativamente com a escolha do material da matriz, com o tipo de fibra empregada e com sua orientação;

- A manufatura e montagem são simplificadas por causa da integração dos componentes, reduzindo as uniões e os dispositivos de união.

Embora as atuais aplicações dos compósitos reforçados por fibras de alto desempenho em produtos e sistemas de engenharia complexos chamem a atenção, alguns fatores podem retardar a aceitação destes materiais. Entre estes fatores podem ser incluídos:

- O custo do material é um inibidor para algumas aplicações de produção em grande escala;

- Alguns processos de manufatura são complexos e de alto custo;

- Conhecimento insuficiente sobre as reais condições do comportamento mecânico em serviço, principalmente, sobre a resposta a solicitações de impacto e fadiga, refletindo diretamente na confiabilidade dos componentes fabricados;

- Precauções especiais são muitas vezes necessárias para prevenir ocorrências que causam rejeição da peça;

- Os regulamentos das agências de proteção ambiental e administração da saúde e segurança do trabalho, relacionados aos constituintes químicos, são fatores de preocupação por parte dos executivos industriais. Atualmente, o mercado exige certificações, como a ISO 14000. Consequentemente, a empresa que não seguir as determinações, eliminando os resíduos de forma ecologicamente correta, acabará sendo excluída desse mercado.

Com relação aos custos de produção e manufatura, estes tendem a diminuir com o avanço tecnológico. Além do mais, o desenvolvimento de modelos matemáticos mais precisos para o estudo da resposta do material quando solicitados em condições adversas, podem oferecer uma importante contribuição para ampliar as possibilidades de aplicações estruturais dos compósitos.

Segundo REZENDE & BOTELHO (2000), após décadas de uso restrito em alguns setores da indústria, devido ao seu custo de obtenção, os compósitos poliméricos estruturais, também denominados avançados, têm ampliado a sua utilização em diferentes setores da indústria moderna. Atualmente, a utilização de

estruturas de alto desempenho e com baixo peso tem sido feita nas indústrias automotiva, esportiva, biomédica, de construção civil, entre outras.

No setor aeroespacial, o crescente uso de polímeros reforçados por fibras de carbono deve-se, principalmente, ao constante desafio que a indústria possui na obtenção de componentes que exibam os maiores valores de resistência mecânica e de rigidez específicas entre os materiais disponíveis. A substituição do alumínio por compósitos poliméricos estruturais, por exemplo, permite uma redução de 20 a 30 %, além de 25% na redução do custo final de obtenção das peças.

Hoje, os compósitos de fibras contínuas com matriz termofixa estão sendo utilizados na obtenção de componentes internos, externos, nervuras de asas, portas de trens de aterrissagem, radome (nariz do avião), flapes, partes estruturais, bordas de ataque, sistemas de freios de aeronaves supersônicas militares e civis, entre outras. A FIGURA 7 apresenta a aeronave Tucano produzida pela EMBRAER, mostrando os componentes fabricados em materiais compósitos poliméricos termofixos reforçados por fibras de carbono, Kevlar® e vidro.

FIGURA 7 – Componentes da aeronave Tucano fabricados em compósitos, utilizando como reforço fibras de carbono, Kevlar® e vidro (REZENDE & BOTELHO, 2000).

O uso de compósitos termoplásticos reforçados por fibras contínuas tem sido ampliado no setor aeroespacial, devido, principalmente, à redução drástica da fadiga, maiores valores de resistências ao impacto e ao fogo, baixa absorção de umidade, temperatura de serviço mais elevada e grande versatilidade na produção em série, exibindo propriedades mecânicas iguais ou superiores às apresentadas pelos compósitos termofixos. No setor aeronáutico, o uso de compósitos termoplásticos é promissor na construção de fuselagens, permitindo com isto uma redução de peso em torno de 25%, em relação às estruturas metálicas hoje utilizadas.

No setor de transporte, a tendência mundial mostra que a indústria automotiva a médio e longo prazo será a maior usuária dos compósitos poliméricos. No entanto, esta lucrativa oportunidade só se firmará quando os compósitos reforçados por fibras de vidro e carbono apresentarem preço competitivo com o alumínio e o aço. A possibilidade de aplicação dos compósitos neste setor é na manufatura de um sistema único de estruturas como chassis e carrocerias, principalmente pelo processo de moldagem por transferência de resina (*Resin Transfer Molding - RTM*), podendo ainda ser ampliado na manufatura do tanque de combustível, pelo processo de bobinagem (*Filament Winding*). Hoje, esta indústria já faz uso de polímeros e de compósitos com fibras picadas na fabricação de componentes sem exigência estrutural primária.

No setor da construção civil, durante muito tempo os compósitos poliméricos têm sido utilizados basicamente para reparos e adequações de pontes e edificações danificadas. No entanto, a deterioração da parte pavimentada das pontes (leito da ponte) é considerada um sério problema de infra-estrutura. Devido aos avanços na manufatura de compósitos poliméricos reforçados por fibras, somados aos valores de resistência e rigidez destes materiais nas condições de uso, simulados em laboratório, levaram à produção de módulos de leitos de pontes para reparos temporários ou permanentes em substituição à produção de leitos de concreto.

Uma outra área da indústria da construção civil que tem dedicado atenção especial aos compósitos poliméricos estruturais, na tentativa de minimizar o peso das estruturas e diminuir os riscos de desabamentos, mantendo as mesmas características mecânicas dos materiais convencionais, é a construção de edificações em áreas sujeitas a abalos sísmicos. A prática da trançagem de fibras (*braiding*) foi, por muito

tempo, utilizada para obtenção de estruturas simples, de uso decorativo ou como cordas. Atualmente este processo vem sendo utilizado na produção de hastes, estacas e tubos de menor peso aplicados no setor da construção civil, como componentes com exigências estruturais. O uso de fibras estruturais como carbono, vidro, aramida tem viabilizado a obtenção de pré-formas trançadas, com a combinação de fibras (híbridos) ou não, cilíndricas ou planas, impregnadas com termofixos ou termoplásticos. Estas estruturas trançadas, dependendo dos tipos de fibra e matriz polimérica utilizada, têm apresentado, em geral, preço competitivo com interessantes valores de resistência e rigidez, resistência à corrosão e menor peso.

No setor de eletrônicos, os compósitos poliméricos reforçados por fibras de carbono têm sido utilizados, também, em sistemas de antenas, devido às suas excelentes propriedades de reflexão de rádio-frequência, alta estabilidade dimensional e boa condutividade elétrica. Isto inclui antenas parabólicas, sub-refletores e estruturas traseiras de emisoras de rádio-frequência. Já os compósitos com fibras de vidro e Kevlar[®] vêm sendo utilizados como material transparente à radiação eletromagnética na faixa de microondas, sendo aplicados na manufatura de radomes de aeronaves, tendo como função proteger o radar de busca e imageamento, sem interferir na radiação emitida ou recebida pelo radar.

Na área médica os materiais compósitos poliméricos têm encontrado aplicação em dois grupos: o primeiro, tem aplicação na confecção de aparelhos e o segundo, na aplicação em próteses ortopédicas externas e internas. No primeiro grupo, uma aplicação bem-sucedida está na fabricação de cadeira de rodas feitas a partir de compósitos poliméricos reforçados por fibras de carbono com vantagens na redução de peso. No segundo grupo, SHACKELFORD (1996) mostra que uma das aplicações mais bem-sucedidas, no campo da medicina, com materiais de implante cirúrgico têm sido a prótese artificial de quadril. Para estas aplicações, as fibras de carbono são promissoras devido a excelente compatibilidade com o tecido humano e devido a sua alta rigidez e resistência. A FIGURA 8 ilustra o procedimento cirúrgico envolvido na reposição de uma junta de quadril, fraturada ou doente, por um implante de prótese.

FIGURA 8 – Esquema cirúrgico da reposição total do quadril (SHACKELFORD, 1996).

No setor de equipamentos esportivos, os compósitos poliméricos obtidos pelo processo de trançamento e/ou pultrusão (*Pultrusion*) têm sido utilizados na manufatura de artigos esportivos como tacos de beisebol, de hóquei, varas de pescar, esqui para uso em esportes aquáticos e em neve, estruturas de bicicletas, entre muitos outros artigos utilizados nesta área.

Uma outra área que vem se beneficiando das propriedades de resistência mecânica e menor peso dos compósitos estruturais é a de construção de plataformas *off-shore* e de equipamentos para extração de petróleo em alto mar. O uso de compósitos obtidos pelo processo de bobinagem tem oferecido muitas vantagens nesta área, permitindo o projeto de tubos com características desejadas à aplicação, em função da escolha correta das fibras durante a bobinagem.

2.2 Comportamento Mecânico dos Compósitos

A análise e o projeto dos compósitos poliméricos reforçados por fibras baseiam-se em teorias que descrevem razoavelmente bem o comportamento mecânico destes materiais. Esta seção apresenta uma introdução a estas teorias. Porém, segundo os objetivos do presente trabalho, as análises serão realizadas a temperatura ambiente (entre 20°C e 30°C) e os efeitos higrotérmicos serão desconsiderados. Portanto, as equações que serão posteriormente deduzidas não

apresentarão suas parcelas correspondentes às tensões e deformações provenientes do aumento de temperatura ou umidade.

2.2.1 Considerações iniciais

Como conceito geral para caracterização do comportamento mecânico dos materiais ao nível macroscópico, VINSON & SIERAKOWSKI (1987) definem os materiais como sendo dos seguintes tipos:

- Homogêneo / Isotrópico;
- Homogêneo / Anisotrópico;
- Heterogêneo / Isotrópico;
- Heterogêneo / Anisotrópico.

Um material homogêneo é aquele que possui as mesmas propriedades físicas em todos os seus pontos, enquanto que no material heterogêneo tais propriedades variam a cada ponto. Um material isotrópico é aquele que possui, num ponto, as mesmas propriedades elásticas em todas as direções, enquanto que no material anisotrópico tais propriedades variam a cada direção.

VINSON & SIERAKOWSKI (1987) analisam os materiais compósitos sob dois pontos de vista: micromecânico e macromecânico (FIGURA 9).

FIGURA 9 – Modelo micromecânico e macromecânico (VINSON & SIERAKOWSKI, 1987).

* Material ortotrópico: é aquele no qual as propriedades, num dado ponto, possuem três planos de simetria mutuamente perpendiculares.

A análise micromecânica trata das frações volumétricas e propriedades da fibra e matriz para caracterizar a lâmina, porém sem considerar a estrutura interna dos elementos constituintes (fibra e matriz). Deste modo, para desenvolver uma metodologia satisfatória para caracterização da resposta do material neste nível de análise é geralmente necessário introduzir várias hipóteses simplificadoras. A principal delas se refere à geometria de empacotamento das fibras, ou seja, a disposição das fibras na matriz. As FIGURAS 10a e 10b mostram dois arranjos de fibras muito utilizados na modelagem micromecânica, o arranjo quadrado e o hexagonal.

FIGURA 10 – (a) Arranjo quadrado e volume elementar representativo; (b) Arranjo Hexagonal e volume elementar representativo (VISON & SIERAKOWSKI, 1987).

Estabelecida a hipótese do arranjo das fibras, adota-se o conceito de Volume Elementar Representativo (VER) que é o menor volume de controle de referência do material que abrange uma fibra (ou fibras) envolvida pela matriz (FIGURAS 10a e 10b). O VER é considerado ser igualmente uniforme e repetitivo no domínio

completo da lâmina do compósito e suas características são representativas do compósito. Assim, por meio do VER, as propriedades podem ser “traduzidas” do nível micro para o macro. Desta forma, é possível realizar cálculos matemáticos através de métodos teóricos (analíticos e numéricos) que relacionam as propriedades e frações volumétricas dos constituintes com as propriedades médias da lâmina. Alguns destes métodos teóricos são abordados por MAGAGNIN FILHO (1996) e apresentados aqui na próxima seção. Deste modo, os valores das propriedades obtidos por estes métodos teóricos serão utilizados em técnicas de análise macromecânica. Em adição, os valores das propriedades dos constituintes (fibra e matriz) e da lâmina do compósito podem também ser obtidos por meio de ensaios experimentais os quais serão abordados mais adiante.

A análise macromecânica trata das propriedades médias da lâmina para caracterizar o laminado, porém sem considerar a microestrutura da lâmina. Nesta análise, a lâmina é considerada homogênea e ortotrópica. O elemento estrutural resultante (laminado) é constituído por uma combinação sistemática de lâminas empilhadas e sua rigidez estrutural pode ser calculada através de um método analítico, como a Teoria Clássica de Laminados (TCL) ou através de um método numérico, tal como o Método dos Elementos Finitos (MEF) os quais também serão abordados em seções posteriores.

2.2.2 Propriedades elásticas de uma lâmina ortotrópica

Segundo CHAWLA (1987) é de grande importância poder prever as propriedades de um compósito conhecidas as propriedades de cada constituinte e o seu arranjo geométrico. Nesta seção, apresentam-se diferentes aspectos micromecânicos dos MCRF. Um caso particularmente simples é a Regra das Misturas, um método analítico de solução aproximada que considera as propriedades do compósito como a média ponderada em volume das propriedades dos constituintes. É importante perceber que a Regra das Misturas dá bons resultados somente em certas situações simples, como na determinação da densidade do compósito. No caso das propriedades mecânicas, existem certas restrições à sua

aplicabilidade. Se for necessária uma informação mais precisa, é melhor utilizar-se de métodos mais sofisticados baseados na Teoria da Elasticidade.

Do mesmo ponto de vista, VINSON & SIERAKOWSKI (1987) destacam que o aspecto micromecânico é introduzido em uma análise, de modo a fornecer uma ferramenta analítica capaz de modelar o comportamento do compósito para que suas propriedades possam ser utilizadas nas equações constitutivas, ou seja, nas relações tensão-deformação. Para que isto seja possível, várias hipóteses são feitas.

a) Com relação à fibra:

- Homogênea, isotrópica, comportamento elástico linear, espaçamento regular e alinhadas.

b) Com relação a matriz:

- Homogênea, isotrópica e comportamento elástico linear.

c) Com relação à lâmina:

- Homogênea, ortotrópica e comportamento elástico linear.

Conforme VINSON & SIERAKOWSKI (1987), CHAWLA (1987) e HALPIN (1992), estão disponíveis vários métodos com propostas de cálculo para determinar as propriedades dos compósitos. Estes métodos relacionam a causa e o efeito entre as propriedades dos constituintes (fibra e matriz), sua distribuição geométrica e volumétrica no espaço e as propriedades da lâmina. São eles:

a) Método baseado em conceitos de Resistência dos Materiais;

b) Métodos baseados na Teoria da Elasticidade. Destes últimos destacam:

- Modelo Auto-Consistente;
- Princípios Variacionais;
- Técnicas Numéricas.

Tais métodos diferem entre si de acordo com as hipóteses que cada um assume em relação à especificação da geometria dos constituintes (fibra e matriz) e de acordo com as aproximações feitas com relação à resposta do compósito. A seguir se faz uma breve descrição dos métodos citados e apresenta-se também a Regra das Misturas.

a) Método baseado em conceitos de resistência dos materiais

A abordagem da Resistência dos Materiais se concentra em estabelecer geometrias específicas para a distribuição das fibras na matriz através do VER. Arranjos hexagonais, quadrados, triangulares ou retangulares das fibras são propostos e o problema é formulado e resolvido segundo hipóteses simplificadoras sobre o comportamento do modelo.

SHAFFER (1964), utilizando-se de tal abordagem, estuda as relações tensão-deformação na direção longitudinal e transversal às fibras, admitindo para cada situação um modelo equivalente (FIGURAS 11a e 11b). Considera-se que a matriz tem um comportamento elasto-plástico perfeito, enquanto as fibras são elásticas e obedecem a Lei de Hooke.

FIGURA 11 – (a) Modelo equivalente de barras paralelas de fibra e matriz; (b) Modelo equivalente de barras paralelas de matriz e fibra-matriz (SHAFFER, 1964).

Para a dedução da expressão do módulo de elasticidade na direção transversal às fibras, um arranjo triangular das fibras como VER é considerado, como mostra a FIGURA 12.

FIGURA 12 – Seção transversal com arranjo triangular das fibras (SHAFFER, 1964).

Com estes modelos equivalentes foram obtidas expressões para os módulos longitudinal (E_1) e transversal (E_2) ao plano da lâmina (FIGURA 13):

$$E_1 = E_m \left[\frac{A_f}{A} \cdot \frac{E_f}{E_m} + \left(1 - \frac{A_f}{A} \right) \right] \quad (12)$$

$$E_2 = E_m \left\{ 1 - \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right) \cdot \left[0.8247 \cdot \left(\frac{A_f}{A} \right)^{\frac{1}{2}} - \frac{A_f}{A} \right] \right\} \cdot \left[1 - 0.8247 \cdot \left(\frac{A_f}{A} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right) \right] \quad (13)$$

onde:

E_m = módulo de elasticidade da matriz;

E_f = módulo de elasticidade da fibra;

A_f = área da seção transversal da fibra;

A = área da seção transversal total (fibra e matriz).

FIGURA 13 - Sistema de coordenadas da lâmina.

Um outro modelo proposto por ABOLIN'SH (1965) analisa os efeitos (deformações) provocados pelas tensões nas direções não correspondentes à direção de aplicação da carga. Desta maneira, a formulação proposta por ABOLIN'SH (1965) utiliza os valores do coeficiente de Poisson e das frações volumétricas correspondentes à fibra e a matriz. De acordo com os eixos mostrados na FIGURA 13, tem-se:

$$E_1 = [1 + (n-1)\mu] \cdot E_m \quad (14)$$

$$E_2 = \frac{n \cdot [1 + (n-1)\mu] \cdot E_m}{[\mu + n(1-\mu)] \cdot [1 + (n-1)\mu] - \left(n \cdot \nu_m - \nu_f\right)^2 \cdot \mu \cdot (1-\mu)} \quad (15)$$

$$G_{12} = \frac{\left[n \cdot (1 + \nu_m) \cdot (1 + \mu) + (1 + \nu_f) \cdot (1 - \mu) \right] \cdot E_m}{2 \cdot (1 + \nu_m) \cdot \left[n \cdot (1 + \nu_m) \cdot (1 - \mu) + (1 + \nu_f) \cdot (1 + \mu) \right]} \quad (16)$$

$$\nu_{12} = \nu_f \cdot (1 - \mu) + \nu_m \mu \quad (17)$$

$$\nu_{23} = \frac{\left[\nu_f \mu + n \nu_m (1 - \mu) \right] \cdot [1 + (n-1)\mu] + \left(n \nu_m - \nu_f\right)^2 \mu \cdot (1 - \mu)}{[\mu + n \cdot (1 - \mu)] \cdot [1 + (n-1)\mu] - \left(n \nu_m - \nu_f\right)^2 \mu \cdot (1 - \mu)} \quad (18)$$

onde:

$$n = \frac{E_f}{E_m}; \quad \mu = \frac{V_f}{V} \quad \text{e}$$

E_1 = módulo de elasticidade da lâmina na direção 1;

E_2 = módulo de elasticidade da lâmina na direção 2;

G_{12} = módulo de cisalhamento da lâmina relativo ao plano 1-2;

ν_{12} = coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano 1-2;

ν_{23} = coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano 2-3;

ν_m = coeficiente de Poisson da matriz;

ν_f = coeficiente de Poisson da fibra;

E_m = módulo de elasticidade da matriz;

E_f = módulo de elasticidade da fibra;

V_f = volume em fibra;

V = volume total.

b) Método baseado na teoria da elasticidade por meio de modelos auto-consistentes

O Modelo Auto-Consistente (*Self-Consistent Model*) baseia-se nas aproximações de geometria das fases (fibra e matriz). WHITNEY & RILEY (1966) deduzem as equações para a determinação das constantes elásticas de um compósito reforçado por fibras unidirecionais, utilizando a Teoria da Elasticidade para um modelo simplificado de uma célula formada por cilindros concêntricos. Assim, admite-se que o modelo geométrico de distribuição das fases é uma fibra de seção transversal circular envolvida pela matriz, como mostra a FIGURA 14.

Considera-se que a fibra e a matriz sejam isotrópicas e que as fibras estejam distribuídas de maneira regular de forma que tornem o compósito transversalmente isotrópico. Além disso, o compósito é considerado ser macroscopicamente homogêneo e obedecer à Lei de Hooke. Também se adota a hipótese de que haja uma

perfeita interação das fases que conduza à continuidade de deslocamentos e tensões na interface.

FIGURA 14 – Modelo de geometria de uma célula repetitiva no compósito.

WHITNEY & RILEY (1966).

Tal modelo (FIGURA 14) leva às seguintes equações:

$$E_x = E_m + (E_f - E_m) \cdot \lambda \quad (19)$$

$$E_y = E_z = \frac{\left[2\bar{k} \left(1 - \nu_{yz} \right) E_x \right]}{\left[E_x + 4 \cdot \bar{k} \cdot \nu_{xy}^2 \right]} \quad (20)$$

$$G_{xy} = G_{xz} = \frac{\left[\left(G_f + G_m \right) + \left(G_f - G_m \right) \lambda \right] G_m}{\left[\left(G_f + G_m \right) - \left(G_f - G_m \right) \lambda \right]} \quad (21)$$

$$\nu_{xy} = \nu_{xz} = \nu_m - \frac{2 \left(\nu_m - \nu_f \right) \left(1 - \nu_m^2 \right) E_f \cdot \lambda}{E_m \left(1 - \lambda \right) L' + \left[L \lambda + \left(1 + \nu_m \right) \right] E_f} \quad (22)$$

onde:

$$L = 1 - \nu_m - 2 \cdot \nu_m^2; \quad L' = 1 - \nu_f - 2 \cdot \nu_f^2;$$

$$\nu_{yz} = \nu_f \cdot \lambda + \nu_m (1 - \lambda); \quad \bar{k} = \frac{E_x E_y}{2 \left[(1 - \nu_{yz}) E_x - 2 E_m \cdot \nu_{xy}^2 \right]};$$

E_x = módulo de elasticidade da lâmina na direção da fibra;

$E_y = E_z$ = módulo de elasticidade da lâmina na direção transversal à fibra;

$G_{xy} = G_{xz}$ = módulo de cisalhamento da lâmina relativo aos planos xy e xz;

$\nu_{xy} = \nu_{xz}$: coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano xy e xz;

ν_{yz} = coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano yz;

E_m = módulo de elasticidade da matriz;

E_f = módulo de elasticidade da fibra;

G_m = módulo de cisalhamento da matriz;

G_f = módulo de cisalhamento da fibra;

ν_m = coeficiente de Poisson da matriz;

ν_f = coeficiente de Poisson da fibra;

λ = fração volumétrica de fibra.

c) Método baseado na teoria da elasticidade por meio de princípios variacionais

O método variacional baseia-se nos teoremas de energia da Teoria da Elasticidade para obter os limites superiores e inferiores das propriedades da lâmina do compósito. HASHIN & ROSEN* apud MAGAGNIN FILHO (1996) apresenta várias expressões que calculam os limites de algumas propriedades elásticas de compósitos poliméricos reforçados por fibras. Para o desenvolvimento da formulação, foram adotadas algumas hipóteses pertinentes, tais como: as fibras e matrizes são homogêneas, isotrópicas e linearmente elásticas; a lâmina do compósito resultante é macroscopicamente homogênea e transversalmente isotrópica. Dois arranjos de distribuição das fibras são utilizados: um hexagonal e um aleatório.

* HASHIN, Z.; ROSEN, B.W. (1964). The elastic moduli of fiber reinforced materials. *Journal of Applied Mechanics*, v.31, p.223-32, June.

d) Método baseado na teoria da elasticidade por meio de técnicas numéricas

Os métodos numéricos fazem uso de técnicas computacionais para o cálculo das propriedades dos materiais compósitos. Métodos de Diferenças Finitas, Elementos Finitos e Elementos de Contorno são utilizados para a solução do sistema de equações diferenciais que governam o problema. O método de solução a ser utilizado é baseado na existência de certas condições de simetria que requer hipóteses de um arranjo periódico, o que torna tais métodos úteis para geometrias específicas de distribuição das fibras na matriz. Com estas condições, as fibras podem assumir formas arbitrárias, tais como, circulares, elípticas, quadradas, retangulares, hexagonais, etc.

Baseados nestes conceitos, ADAMS & DONER (1967a) estudaram o comportamento de um compósito reforçado por fibras unidirecionais sujeito a carregamento, provocando cisalhamento na direção das fibras para determinar a rigidez ao cisalhamento nesta mesma direção. Foram admitidas seções transversais simétricas em relação aos eixos x e y para as fibras, como mostra a FIGURA 15a.

FIGURA 15 – (a) Arranjo retangular das fibras na matriz; (b) Tensões de cisalhamento atuando no VER; (c) Tensões normais atuando no VER (ADAMS & DONER, 1967a e 1967b).

Um arranjo retangular periódico foi considerado para a distribuição das fibras na matriz e com base nas hipóteses adotadas, o problema foi formulado em termos das equações de equilíbrio na direção z , considerando a distribuição de

tensões, como indicada na FIGURA 15b, como um problema de valor de contorno. Então, através da técnica de Diferenças Finitas, ADAMS & DONER (1967a) solucionaram o sistema de equações fornecido pelo modelo. As hipóteses adotadas foram: fibra e matriz são homogêneas, isotrópicas e linearmente elásticas.

Em trabalho semelhante, ADAMS & DONER (1967b) estudaram o comportamento do mesmo compósito sujeito a carregamento normal transversal. Para tratar o problema foram adotadas as mesmas hipóteses e utilizadas as mesmas técnicas de solução. A FIGURA 15c ilustra o VER adotado.

e) Método da regra das misturas

De todos os métodos apresentados até agora, a Regra das Misturas é o modelo mais simples para a previsão das propriedades elásticas da lâmina do compósito. Neste modelo, a resposta longitudinal do compósito a cargas mecânicas é idealizada como uma reação em paralelo das fibras e da matriz. Admite-se que as cargas mecânicas produzem deformações iguais nas fibras e na matriz. Com esta hipótese, obtém-se relações lineares simples entre a propriedade da lâmina desejada e as propriedades da fibra e matriz, ponderadas pelas respectivas frações volumétricas. Conforme a FIGURA 16a, uma certa propriedade P_c do compósito para um arranjo em paralelo é dada por:

$$P_c = \sum_{i=1}^n v_i P_i \quad (23)$$

onde:

v_i = fração volumétrica do i-ésimo constituinte;

P_i = propriedade associada ao i-ésimo constituinte.

FIGURA 16 – (a) Resposta longitudinal – Arranjo em paralelo; (b) Resposta Transversal – Arranjo em série (CHAWLA, 1987).

Pela expressão proposta, observa-se que na direção longitudinal a contribuição da fibra predomina na caracterização do compósito, dado que a propriedade mecânica da fibra é superior a da matriz, tem-se que $P_f > P_m$.

A resposta transversal do compósito a estas mesmas cargas é idealizada como uma reação em série das fibras e da matriz. Conforme a FIGURA 16b, uma certa propriedade P_c do compósito para um arranjo em série é dada por:

$$\frac{1}{P_c} = \sum_{i=1}^n \frac{v_i}{P_i} \quad (24)$$

Por outro lado, como a propriedade da fibra é superior a da matriz, verifica-se pela eq.(24) que $1/P_f \leq 1/P_m$, concluindo que a predominância das propriedades será dada pela matriz.

Os valores calculados para as propriedades na direção longitudinal por meio da Regra das Misturas, assemelham-se aos valores obtidos pelos métodos já citados. Porém, para os valores das propriedades na direção transversal, a Regra das Misturas fornece valores pouco rigorosos quando comparados aos valores obtidos pelos outros métodos. Isto se explica pela influência de alguns parâmetros sobre as propriedades

na direção transversal, tais como: forma das fibras, grau de adesão entre fibra e matriz, geometria de empacotamento das fibras e espaçamento entre as fibras, etc.

TSAI & HAHN (1980) apresentam as equações da Regra das Misturas para o caso longitudinal e transversal, de acordo com os eixos mostrados na FIGURA 13. São elas:

$$E_{11} = v_f E_f + v_m E_m \quad (25)$$

$$v_{12} = v_f \nu_f + v_m \nu_m \quad (26)$$

$$E_{22} = \frac{E_f E_m}{v_f E_m + v_m E_f} \quad (27)$$

$$G_{12} = \frac{G_f G_m}{v_f G_m + v_m G_f} \quad (28)$$

onde:

E_1 = módulo de elasticidade da lâmina na direção 1;

ν_{12} = coeficiente de Poisson da lâmina relativo ao plano 1-2;

E_2 = módulo de elasticidade da lâmina na direção 2;

G_{12} = módulo de cisalhamento da lâmina relativo ao plano 1-2.

As equações eq.(25) e eq.(26) fornecem previsões adequadas para o módulo de elasticidade na direção longitudinal à fibra e coeficiente de Poisson. Porém, as equações eq.(27) e eq.(28) fornecem valores menores do que os observados experimentalmente para o módulo de elasticidade na direção transversal à fibra e módulo de cisalhamento. Então, para corrigir a discrepância dos valores das equações eq.(27) e eq.(28), TSAI & HAHN (1980) apresentam um equacionamento que prever melhores estimativas dos módulos na direção transversal do que as equações simples da Regra das Misturas. Assim, tem-se:

$$P = \frac{\left(P_f v_f + \eta \cdot P_m v_m \right)}{\left(v_f + \eta \cdot v_m \right)} \quad (29)$$

onde as constantes elásticas P , P_f , P_m e η são dadas na TABELA 5 e onde v_f e v_m são as frações volumétricas das fibras e matriz respectivamente.

Portanto, para determinação dos módulos de cisalhamento (G_{12} e G_{23}), consulta-se a tabela seguinte, determinada por TSAI & HAHN (1980):

TABELA 5 – Constantes Elásticas.

Constante Elástica	P	P_f	P_m	η
E_{11}	E_{11}	E_{11f}	E_m	1
ν_{12}	ν_{12}	ν_{12f}	ν_m	1
G_{12}	$1/G_{12}$	$1/G_{12f}$	$1/G_m$	η_6
G_{23}	$1/G_{23}$	$1/G_{23f}$	$1/G_m$	η_4
k_t	$1/k_t$	$1/k_f$	$1/k_m$	η_k

Fonte: adaptada de TSAI & HANH (1980).

onde, segundo os eixos mostrados na FIGURA 13:

E_{11} = módulo de elasticidade da lâmina na direção 1;

E_{11f} = módulo de elasticidade da fibra na direção 1;

E_m = módulo de elasticidade da matriz;

ν_{12} = coeficiente de Poisson da lâmina do compósito relativo ao plano 1-2;

ν_{12f} = coeficiente de Poisson da fibra relativo ao plano 1-2;

ν_m = coeficiente de Poisson da matriz;

G_{12} e G_{23} = módulos de cisalhamento da lâmina do compósito relativo ao plano 1-2 e 2-3 respectivamente;

$1/G_{12}$ e $1/G_{23}$ = inverso dos módulos de cisalhamento da lâmina do compósito relativo ao plano 1-2 e 2-3 respectivamente;

$1/G_{12f}$ e $1/G_{23f}$ = inverso dos módulos de cisalhamento da fibra relativo ao plano 1-2 e 2-3 respectivamente;

$1/G_m$ = inverso do módulo de cisalhamento da matriz.

De acordo com a TABELA 5 e a eq.(29) é possível calcular o coeficiente de Poisson da lâmina do compósito através dos coeficientes de Poisson da fibra e matriz. Entretanto, para os cálculos das demais constantes, necessitam-se de mais equações, tais como:

$$\eta_6 = \frac{1}{2} \cdot \left(1 + \frac{G_m}{G_{12f}} \right) \quad (30)$$

$$\eta_4 = \frac{1}{4 \cdot (1 - \nu_m)} \cdot \left(3 - 4 \cdot \nu_m + \frac{G_m}{G_{23f}} \right) \quad (31)$$

$$\eta_k = \frac{1}{2 \cdot (1 - \nu_m)} \cdot \left(1 + \frac{G_m}{k_f} \right) \quad (32)$$

$$k_f = \frac{E_f}{2 \cdot (1 - \nu_f)} \quad (33)$$

$$k_m = \frac{E_m}{2 \cdot (1 - \nu_m)} \quad (34)$$

onde:

$$G_m = \frac{E_m}{2 \cdot (1 + \nu_m)}, \text{ caso a matriz seja isotrópica.}$$

O módulos de elasticidade da lâmina do compósito na direção 2 e 3, onde $E_{22} = E_{33}$, são encontrados através da seguinte equação:

$$E_{22} = E_{33} = \frac{4 \cdot k_t \cdot G_{23}}{k_t + m \cdot G_{23}} \quad (35)$$

onde:

$$m = 1 + \frac{4 \cdot k_t \cdot \nu_{12}^2}{E_{11}} \quad (36)$$

As equações acima podem ser usadas para compósitos reforçados por fibras anisotrópicas, como as fibras de aramida (Kevlar[®]), carbono, grafite, etc. Se as fibras são isotrópicas, as equações podem ser simplificadas. Assim, k_f torna-se:

$$k_f = \frac{G_f}{1 - 2 \cdot \nu_f} \quad (37)$$

e substituindo k_f da eq.(32) pela eq.(37), η_k reduz-se para:

$$\eta_k = \frac{1}{2 \cdot (1 - \nu_m)} \cdot \left[1 + (1 - 2 \cdot \nu_f) \cdot \frac{G_m}{G_f} \right] \quad (38)$$

TSAI & HAHN (1980) notaram que para muitos compósitos estruturais a razão dos módulos de cisalhamento dos constituintes é muito menor do que a unidade, ou seja, $G_m/G_f < 0.05$. Desta forma, os parâmetros η reduzem-se para:

$$\eta_6 = \frac{1}{2}; \quad \eta_4 = \frac{3 - 4 \cdot \nu_m}{4 \cdot (1 - \nu_m)}; \quad \eta_k = \frac{1}{2 \cdot (1 - \nu_m)}$$

Portanto, as equações da Regra da Misturas proporcionam ao engenheiro a possibilidade de calcular as constantes elásticas de uma lâmina unidirecional, se as propriedades da fibra e da matriz bem como as suas respectivas porcentagens na formação do compósito são conhecidas.

2.2.3 Propriedades elásticas de um laminado

O modelo macromecânico geralmente aceito para análise do laminado é a Teoria Clássica de Laminados (*Classical Laminates Theory*). Visto que, um laminado é constituído de várias lâminas empilhadas, a descrição do comportamento mecânico de uma única lâmina forma a base com a qual o comportamento mecânico do laminado é descrito, podendo-se assim obter uma formulação matemática que quantifique a rigidez estrutural do laminado.

Considerando uma lâmina de material compósito com as fibras alinhadas paralelamente à direção 1, como mostrado na FIGURA 17, é prática comum no estudo de compósitos utilizar uma notação reduzida para a tensão e a deformação.

FIGURA 17 – Planos de simetria ortogonais de uma lâmina.

Assim, define-se as tensões e as deformações planas em termos das componentes do tensor das tensões e das deformações, respectivamente, como segue:

$$\sigma = \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad (39)$$

onde σ_1 e σ_2 são as tensões nas direções dos eixos principais e σ_6 é a tensão de cisalhamento, e ε_1 , ε_2 e ε_6 são as deformações correspondentes.

As camadas individuais (lâmina) de um laminado são consideradas meios contínuos, homogêneos, elásticos e ortotrópicos com a equação constitutiva do material no sistema de coordenadas principal da forma:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} \quad (40)$$

onde $[S]$ é a **matriz de flexibilidade reduzida** da lâmina. O termo **reduzida** é utilizado na relação da eq.(40) devido à hipótese do estado plano de tensões. A eq.(40) pode ser invertida e escrita como:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad (41)$$

onde $[Q] = [S]^{-1}$ é a **matriz de rigidez reduzida** para o estado plano de tensões. Os termos individuais da matriz de flexibilidade reduzida $[S]$ podem ser expressos em termos das constantes de engenharia E_1, E_2, ν_{12} e G_{12} como:

$$S_{11} = \frac{1}{E_1} \quad S_{12} = S_{21} = \frac{-\nu_{12}}{E_1} \quad S_{22} = \frac{1}{E_2} \quad S_{66} = \frac{1}{G_{12}} \quad (42)$$

onde E_1 e E_2 são os módulos de elasticidade na direção da fibra e na direção transversal à mesma, respectivamente; ν_{12} é o coeficiente de Poisson associado ao carregamento na direção 1, isto é:

$$\nu_{12} = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (43)$$

e G_{12} é o módulo de cisalhamento no plano 1-2. A simetria da matriz de flexibilidade reduzida requer que:

$$E_1 \nu_{21} = E_2 \nu_{12} \quad (44)$$

onde ν_{21} é o coeficiente de Poisson associado ao carregamento na direção 2. As componentes de $[Q]$ podem ser expressas em termos das constantes de engenharia por meio de substituições apropriadas.

As matrizes de flexibilidade $[S]$ e rigidez $[Q]$ reduzidas relacionam as tensões e as deformações nas direções dos eixos principais da lâmina (1,2). Normalmente, os eixos principais da lâmina não coincidem com os eixos de referência do laminado (x,y). Quando isto ocorre, as relações constitutivas de cada lâmina individual devem ser transformadas para os eixos de referência do laminado para que determinem as relações constitutivas do laminado. Na FIGURA 18, dois sistemas de coordenadas são mostrados.

FIGURA 18 – O sistema de coordenadas 1-2 refere-se à lâmina e o sistema x-y ao laminado.

As coordenadas 1-2 correspondem aos eixos principais da lâmina, enquanto as coordenadas x-y são arbitrárias e relacionam-se com as coordenadas 1-2 através da rotação em torno do eixo z. O ângulo θ é definido como a rotação do sistema arbitrário do laminado x-y para o sistema da lâmina 1-2 (θ é positivo para uma rotação no sentido anti-horário).

A transformação das relações tensão-deformação do sistema 1-2 para o sistema x-y é:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (45)$$

onde a matriz $[\bar{Q}]$ é denominada de **matriz de rigidez reduzida transformada** e é obtida por:

$$[\bar{Q}] = [T]^{-1} [Q] [T]^{-T} \quad (46)$$

$[T]$ na eq.(46) é a matriz de transformação de coordenadas, ou seja:

$$[T] = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & 2 \sin \theta \cos \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & -2 \sin \theta \cos \theta \\ -\sin \theta \cos \theta & \sin \theta \cos \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \quad (47)$$

onde $[T]^{-1}$ e $[T]^{-T}$ são a inversa e a transposta da inversa da matriz de transformação de coordenadas, respectivamente. A relação inversa da eq.(45) em termos de $[\bar{S}]$ apresenta o mesmo aspecto geral.

Percebe-se que a orientação da fibra influencia nas propriedades elásticas e consequentemente na matriz de rigidez da lâmina, onde se obtém a mais alta rigidez quando o carregamento estiver na mesma direção de orientação da fibra. Caso contrário, com a defasagem angular entre o carregamento e a orientação da fibra, o valor da matriz de rigidez diminui, chegando a um valor mínimo quando o carregamento for perpendicular à orientação da mesma.

Até agora, foram desenvolvidas as ferramentas necessárias para compreender a resposta elástica de uma lâmina individual. Sabendo-se que um compósito laminado é formado pelo empilhamento sistemático de várias lâminas,

cada lâmina assume as hipóteses já discutidas e o laminado é analisado por meio da Teoria Clássica de Laminados. Da mesma forma, algumas hipóteses associadas a TCL são consideradas e citadas por LEE (1990):

- Cada lâmina é considerada homogênea, ortotrópica e seus materiais constituintes têm comportamento elástico;
- Cada lâmina é analisada no estado plano de tensões;
- O deslocamento de cada lâmina segue uma regra restritiva de acordo com a hipótese de Kirchhoff;
- Cada lâmina está perfeitamente unida à lâmina adjacente, assegurando a continuidade de deslocamentos.

Das hipóteses da TCL segue-se que as distribuições das deformações nas direções x e y variam linearmente através da espessura do laminado. Em termos das componentes de deformação no plano médio do laminado $\{\varepsilon^o\}$ e das componentes de rotação de corpo rígido medidas em relação ao plano médio do laminado $\{k^o\}$, as deformações podem ser expressas como:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^o \\ \varepsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^o \end{Bmatrix} + z \cdot \begin{Bmatrix} k_x^o \\ k_y^o \\ k_{xy}^o \end{Bmatrix} \quad (48)$$

As tensões para uma localização específica z_K , onde o subscrito K denota a K -ésima lâmina do laminado, são obtidas das equações constitutivas (eq.45) e a deformação provém da hipótese de Kirchhoff, obtendo-se:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}_K = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_K \left(\begin{Bmatrix} \varepsilon_x^o \\ \varepsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^o \end{Bmatrix} + z \begin{Bmatrix} k_x^o \\ k_y^o \\ k_{xy}^o \end{Bmatrix} \right)_K \quad (49)$$

De um modo geral, a distribuição da tensão ao longo da espessura do laminado não é linear e as tensões são descontínuas na interface entre as lâminas.

Visto que as tensões no compósito laminado variam de lâmina para lâmina, é conveniente definir as forças (esforços) normais $\{N\}$ e os momentos fletores $\{M\}$ que atuam, por unidade de comprimento, através da espessura H do laminado, como:

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \int_{-H/2}^{H/2} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} dz \quad \text{e} \quad \begin{Bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \int_{-H/2}^{H/2} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} z dz \quad (50)$$

Da integração das eqs.(50) provêm as equações fundamentais da Teoria Clássica de laminados:

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_x^o \\ \epsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^o \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} k_x^o \\ k_y^o \\ k_{xy}^o \end{Bmatrix} \quad (51)$$

$$\begin{Bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_x^o \\ \epsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^o \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} k_x^o \\ k_y^o \\ k_{xy}^o \end{Bmatrix}$$

onde as matrizes A_{ij} , B_{ij} e D_{ij} são definidas para um laminado com n lâminas, como:

$$\begin{aligned} A_{ij} &= \sum_{K=1}^n (\bar{Q}_{ij})_K (z_K - z_{K-1}) \\ B_{ij} &= \frac{1}{2} \sum_{K=1}^n (\bar{Q}_{ij})_K (z_K^2 - z_{K-1}^2) \\ D_{ij} &= \frac{1}{3} \sum_{K=1}^n (\bar{Q}_{ij})_K (z_K^3 - z_{K-1}^3) \end{aligned} \quad (52)$$

sabendo que para A_{ij}, B_{ij} e D_{ij} , $i=1,2,6$ e $j=1,2,6$ com z_K iniciando na coordenada z até a K -ésima lâmina do laminado, como mostrado na FIGURA 19.

FIGURA 19 – Nomenclatura do laminado (HYER, 1998).

Combinando as eqs.(51), o total de equações constitutivo do laminado é escrito da seguinte forma:

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \epsilon_x^o \\ \epsilon_y^o \\ \gamma_{xy}^o \\ k_x^o \\ k_y^o \\ k_{xy}^o \end{Bmatrix} \quad (53)$$

onde, a eq.(53) pode ser representada por uma notação simplificada, a saber:

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \epsilon^o \\ k^o \end{Bmatrix} \quad (54)$$

A equação da TCL pode ser invertida e expressa por:

$$\begin{Bmatrix} \epsilon^o \\ k^o \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A^* & B^* \\ C^* & D^* \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} \quad (55)$$

onde as quantidades (*) são apropriadamente definidas.

As equações fundamentais da TCL mostram que, em geral, existe um acoplamento entre a flexão e a tração através da matriz B_{ij} .

A matriz da eq.(53) formada pelos componentes A_{ij} , B_{ij} e D_{ij} com $i = 1, 2, 6$ e $j = 1, 2, 6$, é denominada de **matriz de rigidez do laminado**, também conhecida como **matriz ABD**. A matriz A representa a rigidez à tração e à compressão, a matriz B é a matriz de acoplamento entre a rigidez planar e a rigidez à flexão e a matriz D representa a rigidez à flexão. Esta matriz é fortemente influenciada pela seqüência de empilhamento (*stacking sequence*) das lâminas. Para representar a seqüência de empilhamento das lâminas, adota-se um sistema de convenção, utilizado na literatura, conhecido como “código do laminado” (*laminate code*) que simboliza a ordem dos ângulos de orientação das fibras de cada lâmina para especificar um laminado completo.

Os laminados apresentam uma gama de classificações conforme a seqüência de empilhamento utilizada e algumas destas classificações e seus efeitos sobre a matriz ABD são encontradas em TSAI & HAHN (1980), TSAI (1986), AGARWAL & BROUTMAN (1990), LEE (1990), HYER (1998) entre outros. Quando um laminado é formado pelo empilhamento de várias lâminas ortotrópicas numa seqüência arbitrária de orientação, a matriz ABD geralmente não possui termos nulos. Entretanto, é possível, e em muitos casos desejável, especificar a seqüência de empilhamento das lâminas para que vários termos da matriz ABD possam ser nulos, simplificando a análise do laminado.

Portanto, verifica-se a importância da disposição das fibras em cada lâmina do laminado. Esta característica exclusiva dos MCRF, concede a estes materiais um atrativo para o desenvolvimento de projetos. Principalmente em projetos que exijam uma estrutura de alta rigidez e alta resistência com baixo peso específico.

KEUNINGS (1992) apresenta um fluxograma, ilustrado na FIGURA 20, que reúne todas as etapas necessárias para análise de um laminado, discutidas neste trabalho até agora.

FIGURA 20 – Fluxograma para determinação da rigidez e tensões atuantes no laminado.
(KEUNINGS, 1992).

Nota-se assim, que as propriedades elásticas (E_1 , E_2 , G_{12} e ν_{12}) de uma lâmina podem ser obtidas por meio de um modelo micromecânico baseado nas

propriedades dos constituintes da lâmina (fibra e matriz) ou por meio de ensaios experimentais. Com isto, pode-se obter a matriz de rigidez $[Q]_k$ para uma lâmina tomando como referência os eixos 1-2. Caso haja uma defasagem θ_k na orientação das fibras de uma dada lâmina em relação ao eixo 1, aplica-se a matriz de transformação de coordenadas $[T]$ sobre a matriz de rigidez. Assim, com a rigidez de cada lâmina e com a coordenada z em relação ao plano médio do laminado z_k , pode-se com auxílio da Teoria Clássica de Laminados determinar as matrizes $[A]$, $[B]$ e $[D]$. Com os esforços atuantes e a matriz de rigidez do laminado, têm-se as deformações desenvolvidas sob o mesmo. Tal cálculo pode ser executado por meio da TCL ou por técnicas numéricas, tais como o método das diferenças finitas, o método dos elementos finitos ou o método dos elementos de contorno. Utilizando-se das relações constitutivas para materiais compósitos, calcula-se as tensões σ_k presentes em cada lâmina.

De acordo com KEUNINGS (1992), o uso de técnicas numéricas se faz necessário para uma melhor previsão das tensões nas regiões em que haja concentrações (regiões com mudança de seção), bem como a previsão das tensões interlaminares σ_{xy} . AGARWAL & BROUTMAN (1990) confirmaram que as tensões de cisalhamento interlaminares são intensas porque há uma certa diferença entre os módulos de elasticidade das lâminas com diferentes orientações de fibras, segundo a seqüência de empilhamento. Diante disto, conclui-se que próximo às bordas do laminado ou em regiões em que haja mudança de seção, o comportamento do laminado não pode ser aproximado por um estado plano de tensões, mas sim por um estado triplo de tensões.

Por fim, nota-se que o fluxograma propõe o cálculo das tensões desenvolvidas em cada lâmina, isto ocorre porque os critérios de resistência para laminados estão na sua grande maioria baseados na falha de cada lâmina. Tal assunto será abordado em sessões posteriores.

Conclui-se que um componente mecânico fabricado a partir de MCRF possui uma gama de opções para se obter um desempenho desejado. Pode-se escolher desde as propriedades dos seus constituintes (fibra e matriz), até a orientação e a distribuição das fibras em cada lâmina. Consequentemente, modificar-se-á a rigidez do laminado final que depende da seqüência de

empilhamento das lâminas (*stacking sequence*) e isto virá interferir diretamente na resistência do laminado bem como no seu comportamento dinâmico (frequências naturais, modos de vibrar e fatores de amortecimento modal). Estas características únicas, presentes nos MCRF, fazem com que estes materiais, sejam atrativos no desenvolvimento de projetos. Principalmente em projetos que requerem um menor peso específico sem comprometer a sua resistência, como por exemplo, as estruturas aeronáuticas e automobilísticas.

2.2.4 Caracterização mecânica por métodos experimentais

Segundo AGARWAL & BROUTMAN (1990) a caracterização experimental refere-se à determinação das propriedades do material através de testes conduzidos por meio de corpos de prova preparados adequadamente.

Os dados obtidos a partir de testes são responsáveis pela avaliação das várias propriedades dos materiais que podem ser posteriormente utilizados no projeto e análise de componentes estruturais. O entendimento da resposta do material conforme a extensão total do carregamento é necessário, se procedimentos avançados de projeto são empregados para a utilização eficiente do material. No caso dos compósitos, pode ser desejável iniciar o projeto com as propriedades dos materiais constituintes e chegar às propriedades macromecânicas do compósito por meio das análises micromecânicas. Entretanto, a confiabilidade nas análises micromecânicas é confirmada por meio de ensaios experimentais. Outros propósitos da caracterização experimental são: verificar a conformidade dos procedimentos de fabricação; assegurar a uniformidade do material e comparar os valores das propriedades de vários materiais candidatos à seleção para utilização em projetos de engenharia.

Para caracterizar uma lâmina unidirecional por meio de ensaios experimentais são determinadas quatro constantes elásticas independentes: módulos de elasticidade na direção longitudinal e transversal (E_1 e E_2); módulo devido ao cisalhamento no plano da lâmina (G_{12}) e o maior coeficiente de Poisson (ν_{12}). Assim como são determinadas cinco resistências, a saber: resistência à tração e à compressão na direção longitudinal e transversal e resistência ao cisalhamento no plano da lâmina. No caso de um laminado, a resistência ao cisalhamento interlaminar

é também uma propriedade importante. É necessário estabelecer estas propriedades para uma caracterização mínima de uma lâmina unidirecional. Elas são geralmente estabelecidas quando corpos de prova adequados são submetidos a carregamentos no plano. Entretanto, um laminado em serviço é muitas vezes submetido à ação de carregamentos combinados, deste modo é necessário caracterizar a lâmina em relação a carregamentos de flexão em adição àquelas propriedades já mencionadas. Com todas as propriedades estabelecidas para uma lâmina, a Teoria Clássica de Laminados pode ser utilizada para calcular as propriedades do laminado.

No entanto, muitas vezes, as considerações práticas impedem a construção de corpos de prova com uma única lâmina. Assim, torna-se necessário conduzir os testes por meio de corpos de prova com várias lâminas e utilizar apropriadamente a TCL para simplificar os resultados em termos das propriedades da lâmina. Se o laminado é unidirecional, certamente, seu comportamento simula o comportamento da lâmina.

Os procedimentos de testes normalmente empregados para determinar as várias propriedades dos compósitos, como a seleção mais conveniente de um tipo particular de corpo de prova para cada método de teste, os métodos de redução dos dados experimentais, os detalhes de instrumentação e as técnicas de medição são discutidos por WHITNEY; DANIEL; PIPES (1984) e CARLSSON & PIPES (1997). Além disso, discussões detalhadas podem ser encontradas em normas técnicas, tal como as normas da *American Society for Testing and Materials – ASTM* que têm sido muito utilizadas para testes em compósitos.

Contudo, CARVALHO (1996) descreve algumas particularidades relacionadas aos ensaios mecânicos em compósitos, tais como.

(a) Os ensaios mecânicos que são executados para a determinação das propriedades mecânicas dos materiais estão fundamentados na aplicação da teoria básica da mecânica. Tal teoria é aplicada satisfatoriamente para materiais elásticos homogêneos e isotrópicos, o que não é o caso dos compósitos reforçados por fibras, cuja anisotropia, não homogeneidade e não elasticidade, dificultam a aplicação de tais conceitos.

(b) As grandes dificuldades na execução dos ensaios são devido a:

- Influência de “efeitos de borda” (*end-effects*) que induzem a regiões de concentração de tensão próximas às arestas da amostra;
 - Geração de níveis de carregamentos adequados sem causar danos ao material;
 - Uso de dimensões apropriadas, principalmente a espessura, em relação à escala de heterogeneidade do material.
- (c) A anisotropia conduz a problemas práticos, tais como:
- Intensifica os efeitos de borda, que dependem da geometria da amostra e do grau de anisotropia;
 - Produz falha prematura em fixações ou em pontos de aplicação de carga;
 - Favorece a delaminações prematuras em “arestas vivas” (*free edges*) ou aparecimento de outros mecanismos de falha;
 - Aumenta a diferença entre as propriedades do material, como por exemplo, o módulo de elasticidade à tração, que é governado pelas propriedades da fibra e o módulo ao cisalhamento, governado basicamente pelas propriedades da matriz;
- (d) Os testes em compósitos são geralmente de alto custo, pois:
- Os materiais, na sua maioria, têm um preço alto;
 - A fabricação de amostras e corpos de prova demanda atenção meticulosa a detalhes.
- (e) Em determinados casos, as normas técnicas *ASTM*, *ISO*, *DIN*, etc. podem ser muito adequadas, enquanto que em outros casos podem ser totalmente inadequadas.

2.2.5 Procedimentos de análise pelo método dos elementos finitos

Atualmente, o projetista dispõe de uma série de técnicas matemáticas que podem ser aplicadas em análises estruturais de componentes mecânicos. As soluções analíticas são limitadas à capacidade de resolver problemas estruturais específicos de engenharia onde uma solução matemática da estrutura pode ser encontrada. Um

outro modo de obter soluções de problemas estruturais mais gerais é com auxílio de técnicas de análise numérica. O Método dos Elementos Finitos (*Finite Element Method*) é uma destas técnicas que obtém soluções aproximadas de uma grande variedade de problemas físicos em projeto e análise de engenharia. Embora tais métodos forneçam soluções aproximadas, em muitos casos é a única ferramenta matemática que os projetistas dispõem para encontrar as respostas que procuram.

Segundo BATHE (1996), o processo de análise auxiliado por Elementos Finitos pode ser esquematizado conforme a FIGURA 21.

FIGURA 21 – O processo de análise auxiliado por Elementos Finitos (BATHE, 1996).

Por definição o Método dos Elementos Finitos (MEF) é aplicável a uma grande faixa de problemas de valores de contorno em engenharia. Em um problema de valor de contorno, uma solução é procurada na região do corpo (domínio), enquanto nos contornos desta região os valores das variáveis dependentes (ou suas derivadas) são conhecidos. Com base nesta definição, inicialmente, o problema físico é descrito por um modelo matemático. De acordo com hipóteses coerentes, obtém-se um conjunto de equações diferenciais que governam o modelo matemático proposto. A partir deste momento, o MEF passa a ser utilizado para solucionar o conjunto de equações diferenciais. Visto que a técnica de solução por Elementos Finitos é um conjunto de procedimentos baseados em métodos numéricos, torna-se necessário estimar um determinado grau de precisão para a solução desejada. Se o critério de precisão não for satisfeito, é possível refinar a solução numérica, alterando-se os parâmetros relacionados com o próprio método (tipo de elemento, número de nós, grau do polinômio de interpolação, etc.) até alcançar o grau de precisão estimado.

Por último, a interpretação dos resultados é uma das etapas mais importantes, pois baseado nestes resultados, o projetista pode melhorar o modelo matemático ou otimizar estruturalmente o componente para um melhor desempenho.

Está claro, que a solução por Elementos Finitos resolve somente o modelo matemático selecionado e que todas as hipóteses feitas neste modelo são refletidas na resposta prevista. Não se pode esperar qualquer informação adicional na previsão do fenômeno físico do que aquela contida no modelo matemático. Por esta razão, a escolha de um modelo matemático apropriado é decisiva e determina completamente a compreensão do problema físico real que se pode obter pela análise por Elementos Finitos. Também, não se pode prever a resposta exata do problema físico porque é impossível reproduzir, até mesmo no modelo matemático mais refinado, todas as informações que estão presentes na natureza, e portanto, contidas no problema físico.

A etapa chave na análise de engenharia é, portanto, a seleção dos modelos matemáticos apropriados. A escolha destes modelos depende do fenômeno que se quer prever e é muito importante selecionar modelos matemáticos que apresentam confiabilidade e eficiência na previsão dos valores desejados. No caso específico de problemas físicos de engenharia que envolvem materiais compósitos reforçados por

fibras, OCHOA & REDDY (1992) demonstram o desenvolvimento de um modelo matemático por Elementos Finitos da Teoria Clássica de Laminados.

Conforme HUEBNER; THORNTON; BYRON* apud TITA (1999), o procedimento de uma análise via MEF pode ser resumido em três etapas: pré-processamento, solução e pós-processamento.

a) Pré-processamento (*preprocessing*)

Esta é a etapa de preparação do problema. É nesta fase que se faz a modelagem do fenômeno pela adoção de hipóteses, condições iniciais, condições de contorno e carregamentos, como também a construção da geometria que representará a forma do componente a ser analisado, seguida da escolha do elemento e da geração de uma malha formada por esses elementos (discretização), juntamente com a especificação das propriedades dos materiais (isotrópicos ou anisotrópicos). A seguir são descritas duas subetapas do pré-processamento.

- **Discretização do Contínuo.** O contínuo ou região de solução, mostrado na FIGURA 22, é o sólido ou estrutura que está sendo analisado. A discretização pode ser descrita como o processo no qual o domínio é subdividido em um sistema equivalente de Elementos Finitos pré-definidos (FIGURA 23). Estes elementos são assumidos serem interligados por um número discreto de **nós** situados nas fronteiras dos mesmos. Embora, venha se tentando automatizar o processo de subdivisão do domínio através de geradores automáticos de malha, este processo permanece dependendo essencialmente do julgamento e experiência do engenheiro.

FIGURA 22 – O contínuo (haste de implante de quadril).

* HUEBNER, K.H.; THORNTON, E.A.; BYRON, T.G. (1995). *The finite element method for engineers*. New York, John Wiley & Sons, Inc.

- **Seleção das Funções de Interpolação.** A função de interpolação representa a variação da variável de campo sobre o elemento, ou seja, a distribuição dos deslocamentos. Geralmente, a forma adotada para a função de interpolação é a polinomial, devido à simplicidade de manipulação matemática. Existem três fatores inter-relacionados que influenciam na seleção da função de interpolação: escolha do tipo e do grau da função (como normalmente o tipo adotado é o polinomial, apenas o grau deve ser escolhido); o tipo da variável de campo que descreve o modelo (normalmente, o deslocamento no nó ou sua derivada) e por último, o modelo deve satisfazer certos requisitos para garantir que o resultado numérico se aproxime da solução correta.

FIGURA 23 – O contínuo discretizado por inúmeros elementos finitos.

b) Solução (*solver*)

A solução do problema tem como ponto de partida o modelo configurado na etapa anterior. Portanto, a precisão das respostas depende basicamente da capacidade do engenheiro em abstrair o fenômeno. A solução é baseada em um algoritmo numérico que visa solucionar (da forma mais rápida e precisa) uma equação diferencial com condições de contorno e/ou iniciais impostas pelo modelo. A seguir são descritas algumas subetapas para solução de problemas elásticos lineares.

- **Obtenção da Matriz de Rigidez Elementar.** A matriz de rigidez de cada elemento é calculada por meio do tensor constitutivo, que contém as propriedades do material, e das funções de interpolação do elemento escolhido. Tem-se assim:

$$[K]^{(e)} = \int_V [B]^T [D] [B] dV.$$

Onde:

$[K]^{(e)}$ = matriz de rigidez elementar;

$[B]$ = matriz (ou vetor) que relaciona a deformação com o deslocamento (baseada nas funções de forma do elemento);

$[D]$ = tensor constitutivo.

- **Montagem da Matriz de Rigidez Global e das Equações Algébricas.**

O processo de montagem da matriz de rigidez global para todo o domínio (corpo) a partir das matrizes de rigidez elementar e do vetor força global a partir dos vetores de força elementar é pré-requisito para solucionar os problemas elásticos lineares. Em geral, a base para um método de montagem é a exigência das interconexões nodais. Além disso, para garantir a convergência da solução, os deslocamentos nodais devem ser os mesmos para todos os elementos adjacentes. A rigidez global da estrutura relaciona os deslocamentos nodais às forças aplicadas nos nós. A relação de equilíbrio entre a matriz de rigidez global $[K]$, o vetor força nodal $\{F\}$ e o vetor deslocamento nodal $\{u\}$ é expressa como um conjunto de equações algébricas lineares simultâneas, representada por: $[K]\{u\} = \{F\}$.

- **Soluções para os Deslocamentos Desconhecidos.** Feita a montagem das equações algébricas, pode-se resolver os deslocamentos desconhecidos. A base da solução por Elementos Finitos em problemas baseados no deslocamento é o princípio dos deslocamentos virtuais (trabalhos virtuais). Este princípio estabelece que o equilíbrio de um corpo para qualquer pequeno deslocamento imposto sobre o estado de equilíbrio do mesmo, requer que o trabalho virtual interno total seja igual ao trabalho virtual externo total. Em problemas estruturais lineares, a solução para os deslocamentos desconhecidos é uma aplicação relativamente direta das técnicas da álgebra matricial. Todavia, para problemas estruturais não lineares, as soluções desejadas são obtidas por uma seqüência de passos (processo iterativo), cada qual envolvendo a modificação da matriz de rigidez e/ou do vetor força.

Assim, na estratégia de resolução numérica de problemas não lineares, discretiza-se o domínio e considerando-se a atuação das forças externas, obtém-se:

$$[K(u)] \{u\} = - \{f\}.$$

Em que:

$[K]$ = matriz de rigidez global;

$\{u\}$ = vetor de incógnitas (por exemplo, deslocamentos nodais);

$\{f\}$ = vetor de forças externas.

Quando os valores de K_{ij} dependem dos valores do vetor incógnito $\{x\}$, ou de suas derivadas, o problema é não linear. Então, para encontrar a solução do sistema, utilizam-se métodos iterativos. Para solução destes tipos de problemas têm-se os métodos numéricos da iteração direta, o método de Newton-Raphson, o método da rigidez tangencial e o método da rigidez inicial. De uma maneira geral, os procedimentos baseados em Newton-Raphson são atrativos para análises não lineares com abordagens quase-estáticas. Entretanto, para análises dinâmicas, onde os efeitos inerciais são relevantes, torna-se atrativo a utilização de algoritmos dinâmicos explícitos. Neste tipo de procedimento, as variáveis da iteração atual dependem apenas das variáveis da iteração anterior (método explícito), podendo assim por meio de técnicas numéricas obter resultados sem necessariamente ter que realizar inúmeras vezes a montagem da matriz de rigidez.

Um comportamento não linear particularmente difícil de analisar é o contato entre dois ou mais sólidos. A faixa de problemas de contato envolve desde o contato sem atrito em pequenos deslocamentos até o contato com atrito em condições de grandes deformações inelásticas. A não linearidade do problema é dada não somente por não linearidades geométricas ou de material mas também por condições de contorno. Os aspectos não lineares, devido às condições de contorno, têm um papel muito importante na simulação computacional deste tipo de processo. A análise se faz de forma geral em duas ou três dimensões, tanto para contato generalizado como para contato unilateral. No primeiro caso, ocorre a interação de entre sólidos deformáveis e no segundo, entre sólidos deformáveis e sólidos rígidos.

Segundo AGELET DE SARACIBAR & OÑATE* apud EVANGELISTA (2000) e MORENO (2000), existem dois métodos bem estabelecidos na literatura e *softwares* comerciais de Elementos Finitos para considerar o problema de contato entre sólidos. O primeiro é o método dos multiplicadores de Lagrange, no qual se obriga a que as restrições de contato se verifiquem de forma exata por meio dos multiplicadores de Lagrange. Como inconveniente, apresenta o aumento do número de incógnitas e o aparecimento de zeros na diagonal principal da matriz de rigidez associada aos multiplicadores de Lagrange. O segundo, é o método da penalização, o qual requer que as condições de contato se verifiquem de forma aproximada por meio do fator de penalização. Este método não conduz a um aumento do número de incógnitas, mas leva a um mau condicionamento da matriz de rigidez.

- **Cálculo das Deformações e Tensões Elementares a partir dos Deslocamentos Nodais.** Em certos casos, os deslocamentos nodais são as variáveis em estudo para a solução. Muitas vezes, contudo, outras quantidades calculadas a partir das variáveis desconhecidas devem ser calculadas, tais como as tensões e as deformações.

Ressalta-se que, atualmente, existem pacotes computacionais no mercado que implementam esses algoritmos numéricos, tais como: ANSYS®, ABAQUS®, ADINA®, NASTRAN®, entre outros que são habitualmente utilizados nas análises de estruturas fabricadas a partir de MCRF.

c) Pós-processamento (*postprocessing*)

Nesta etapa, obtém-se o conjunto solução da equação diferencial que descreve o fenômeno em estudo, podendo ser representado por: deslocamentos, deformações da estrutura, gradientes de tensão de acordo com o critério de resistência adotado, gradientes de temperatura, deslocamentos ao longo do tempo, frequências naturais e formas de vibrar da estrutura, etc. A FIGURA 24 mostra o pós-processamento de um *software* comercial de análise por Elementos Finitos. As

* AGELET DE SARACIBAR, C. OÑATE, E. (1991). *Modelado numérico de procesos de conformado de láminas metálicas*. Barcelona, Centro Internacional de Métodos Numéricos en Ingeniería. Cap.5, p.5.1-5.80./Monografía nº 8/

diferentes cores representam os gradientes de tensão, segundo um critério de resistência, de uma haste de implante de quadril submetida a ensaio mecânico.

FIGURA 24 – Pós-processamento de um *software* de análise por Elementos Finitos.

Estes recursos implementados no computador permitem estimar a solução de um problema complexo em um tempo razoavelmente curto, fazendo com que se otimize o tempo de desenvolvimento de projetos de componentes ou estruturas de materiais isotrópicos ou anisotrópicos sujeitos a carregamentos estáticos, térmicos, dinâmicos e outros.

2.3 Resistência Mecânica dos Compósitos

2.3.1 Considerações iniciais

Ao contrário das propriedades elásticas discutidas na seção 2.2, as propriedades que caracterizam a resistência dos MCRF não podem ser tratadas simplesmente como médias de seus elementos constituintes, visto que a resistência é um fenômeno de natureza estatística e, portanto, fortemente influenciada por aspectos do comportamento local. Como os MCRF são constituídos de elementos com propriedades mecânicas diferentes, cada elemento contribui de maneira distinta nas propriedades estruturais do compósito. Deste modo, regiões com resistência inferior à de regiões adjacentes exercerão maior influência na resistência global do compósito do que em regiões com maior resistência, visto que é mais provável que

ocorra primeiro uma falha na região de menor resistência do que em uma região de maior resistência.

Segundo MAGAGNIN FILHO (1996), a maneira mais adequada para analisar tais fenômenos nos MCRF é por meio dos **mecanismos** ou **modos de falha**. A identificação dos modos de falha pode ser feita por uma análise micromecânica ou macromecânica, dependendo do tipo de caracterização que se deseja.

Na identificação micromecânica, considera-se o fato de que os elementos constituintes dos compósitos (fibra e matriz) têm, em geral, características de resistência muito diferentes. Além disso, a interface entre estes elementos tem características distintas de ambos. Na análise micromecânica, também é possível considerar falhas e defeitos de fabricação. Assim, identificam-se três modos de falha: falha da matriz, falha da fibra e falha da interface fibra-matriz. Estes modos de falha são considerados iniciadores da falha geral do laminado.

Na identificação macromecânica, considera-se a falha da lâmina ou do conjunto de lâminas para caracterizar a falha do laminado. A caracterização da falha da lâmina, baseia-se em teorias de resistência denominadas de **critérios de falha**. Os critérios de falha mais utilizados nas análises de MCRF serão citados neste trabalho.

2.3.2 Modos de falha

Uma grande variedade de modos de falha pode levar à falha do compósito. O modo de falha depende, entre outras coisas, das condições de carregamento e da microestrutura do sistema de um compósito particular. Pela microestrutura, revela-se o diâmetro da fibra, fração volumétrica de fibra, distribuição da fibra e dano resultante das tensões térmicas que podem se desenvolver durante a fabricação e/ou em serviço. Devido ao fato de que um número muito grande de fatores pode e contribui para o processo de fratura em compósitos, não é surpreendente que seja observado uma multiplicidade de modos de falha em um determinado sistema de um compósito.

Além disso, os MCRF são heterogêneos, consistindo de materiais com propriedades estáticas e dinâmicas diferentes, sendo que cada mecanismo de falha pode contribuir de maneira distinta nas propriedades estruturais do compósito e de

seus componentes. Desta forma, os MCRF apresentam mecanismos de falha que dependem das propriedades mecânicas e químicas dos seus três constituintes: fibra, matriz e interface. Assim, para fins de análise, estes mecanismos são subdivididos em mecanismos relacionados às fibras, matrizes e interfaces.

Devido a grande variedade de modos de falha relacionada às fibras, matrizes e interfaces, e por não ser o escopo principal deste trabalho, as descrições individuais dos modos de falha serão omitidas. No entanto, a título de informação, as relações entre os diversos mecanismos de falha são apresentadas no fluxograma da FIGURA 25, elaborado por COSTA JÚNIOR & ELIAS (1994).

FIGURA 25 – Fluxograma ilustrativo da relação entre os mecanismos de falha dos MCRF.

Uma breve análise dos mecanismos de falha ligados às fibras, matrizes e interfaces, segundo o fluxograma acima pode ser feita. Nota-se que alguns destes mecanismos estão relacionados, enquanto outros são completamente independentes entre si.

Vale ressaltar que quase todos os mecanismos estão presentes em praticamente todos os materiais compósitos poliméricos reforçados. Entretanto, dependendo dos constituintes (fibra, matriz e interface), da orientação das fibras, da seqüência de empilhamento das lâminas bem como dos carregamentos aplicados, alguns fenômenos podem ser mais predominantes do que outros. Isto leva muitas vezes à necessidade de um tratamento estatístico para se estimar a ocorrência de cada um dos mecanismos de falha que serão desenvolvidos. Essa complexidade envolvida no processo de falha de um compósito traz a tona um aspecto desconfortável para o projetista que é a dificuldade em se prever o mecanismo de falha preponderante.

No mecanismo de falha de um compósito, a fratura da fibra ocorre quando uma trinca se propaga na direção transversal ao seu comprimento, provocando a separação do laminado pela destruição do elemento que mais resiste à tração. Contudo, este mecanismo de falha contribui pouco na absorção de energia, em relação aos demais.

A fratura da matriz ocorre quando uma trinca contorna a fibra, provocando a ruptura completa do compósito. Um fenômeno, que promove o aumento da energia de fratura e, conseqüentemente, da tenacidade, é a ramificação das trincas na matriz. Esta ramificação se origina a partir do encontro de uma trinca e uma fibra, que se forem por hipótese perpendiculares entre si, produzem ramificações paralelas à fibra. Isto é a origem de trincas secundárias que provocam o descolamento (*debonding*) entre fibra e matriz.

Os mecanismos de falha da interface baseiam-se nos **mecanismos** ou **teorias de adesão** entre fibra e matriz. Obviamente, se a adesão for comprometida, dar-se-á a falha da interface. Contudo, convém salientar que a falha pode ou não ocorrer na interface, isto é, a falha pode ser adesiva (na interface) ou coesiva (na fibra ou matriz). Tais mecanismos podem ocorrer simultânea ou isoladamente, e promovem falhas por descolamento e saca-fibras (*pull-out*), ou influem em outros mecanismos como a delaminação (*delamination*). As informações de cada modo de falha apresentado no fluxograma da FIGURA 30, bem como as teorias de adesão entre fibra e matriz, podem ser encontradas em HULL (1981), CHAWLA (1987), AGARWAL & BROUTMAN (1990) e MATTHEWS & RAWLINGS (1994).

2.3.3 Modelo micromecânico de resistência à tração longitudinal de compósitos reforçados por fibras

Considere um compósito (lâmina) submetido à ação de uma tensão de tração na direção paralela às fibras, como ilustra a FIGURA 26a.

FIGURA 26 – Representação esquemática do comportamento de falha de uma lâmina unidirecional submetida à tração longitudinal (adaptada de HULL (1981) e MATTHEWS & RAWLINGS (1994)).

No início do carregamento, o compósito tem comportamento elástico e supõe-se que a deformação é a mesma nas fibras e na matriz. Assim, utilizando esta hipótese, a tensão em cada componente (fibra e matriz) é proporcional ao seu módulo de elasticidade E , e o módulo de elasticidade do compósito E_c é dado pela equação obtida por meio da Regra das Misturas (eq.25), a saber:

$$E_c = E_f v_f + E_m v_m \quad (56)$$

que também pode ser escrita na forma:

$$E_c = E_f v_f + E_m (1 - v_f) \quad (57)$$

onde, v é a fração volumétrica, e os subscritos c, f e m referem-se ao compósito, fibra e matriz, respectivamente.

Com a hipótese de que as fibras e a matriz têm a mesma deformação quando solicitadas a carregamentos de tração longitudinais, então ambos alcançam, simultaneamente, suas tensões de ruptura. Nestas circunstâncias, é mais apropriado expressar a eq.(57) em termos da tensão na direção paralela às fibras aplicada na lâmina. Assim:

$$\sigma_1 = \sigma_f v_f + \sigma_m (1 - v_f) \quad (58)$$

onde, σ_f e σ_m são as resistências à tração da fibra e da matriz, respectivamente.

Segundo MATTHEWS & RAWLINGS (1994), a eficiência máxima das fibras é obtida quando grande parte do carregamento é transferida para as fibras e quando o processo de ruptura é dominado pelas fibras em lugar da matriz. Este último requisito, implica que a fração volumétrica em fibra deve ter um valor maior ou igual a um certo mínimo, cujo valor depende da fibra e da matriz utilizada. É preciso também que as fibras reforcem a matriz, isto é, que a resistência do compósito seja maior do que a resistência da matriz. Deste modo, é também necessário que a fração volumétrica em fibra seja maior ou igual a um valor crítico para que a contribuição do reforço seja considerável.

Assim, a resposta do compósito depende da fração volumétrica v_f e de duas possíveis situações, ou seja, quando a deformação na ruptura das fibras $\hat{\epsilon}_f$ é maior do que a deformação na ruptura da matriz $\hat{\epsilon}_m$ (por exemplo, cerâmicas reforçadas por fibras), e quando a deformação na ruptura das fibras é menor do que a deformação na ruptura da matriz (por exemplo, polímeros reforçados por fibras). Os detalhes do fenômeno de ruptura na lâmina estão mostrados, esquematicamente, nas FIGURAS 26b, 26c, 26d, 26e.

FIGURA 27 – (a) Curvas tensão-deformação da fibra e matriz para $\hat{\epsilon}_f > \hat{\epsilon}_m$; (b) Variação da tensão de ruptura de uma lâmina unidirecional $\hat{\sigma}_1$ com v_f para $\hat{\epsilon}_f > \hat{\epsilon}_m$ (HULL, 1981).

Quando $\hat{\epsilon}_f > \hat{\epsilon}_m$, como mostra a FIGURA 27a, duas diferentes seqüências de ruptura podem ser consideradas, dependendo da fração volumétrica v_f . Para uma fração volumétrica v_f baixa, quando $v_f < v_f^*$, a resistência à tração na ruptura da lâmina $\hat{\sigma}_1$ depende principalmente da resistência à tração na ruptura da matriz $\hat{\sigma}_m$. Sob estas circunstâncias a matriz falha primeiro e todo o carregamento adicional é transferido para as fibras, como ilustra a FIGURA 26b. Assim, quando a fração volumétrica v_f é baixa, as fibras são incapazes de suportar este carregamento adicional e o compósito falha, então:

$$\hat{\sigma}_1 = \sigma_f^* v_f + \hat{\sigma}_m (1 - v_f) \quad (59)$$

Adota-se o sobrescrito (^) para designar a resistência última à ruptura. Onde, σ_f^* , é a tensão na fibra correspondente à deformação na ruptura da matriz, ou seja, quando a matriz falha.

Para uma fração volumétrica v_f alta, quando $v_f > v_f^*$, a matriz suporta apenas uma pequena proporção do carregamento porque $E_f > E_m$, de forma que, quando a matriz falha, a transferência do carregamento adicional para as fibras é

insuficiente para causar a ruptura das mesmas (FIGURA 26c). Em outras palavras, as fibras são capazes de suportar o carregamento extra quando a matriz falha. As cargas adicionais causam fraturas múltiplas na matriz. Uma vez que, ainda é possível transferir o carregamento adicional para as fibras, o carregamento no compósito pode aumentar até alcançar a resistência à tração na ruptura das fibras. Consequentemente, a resistência do compósito é claramente determinada pela fração da resistência das fibras, então:

$$\hat{\sigma}_1 = \hat{\sigma}_f v_f \quad (60)$$

onde $\hat{\sigma}_f$ é a resistência à tração na ruptura da fibra. A resistência à tração na ruptura varia com a fração volumétrica v_f , como ilustrado na FIGURA 27b. O ponto de interseção das retas é obtido pela combinação da eq.(59) e eq.(60), originando:

$$v_f^* = \frac{\hat{\sigma}_m}{\hat{\sigma}_f - \sigma_f^* + \hat{\sigma}_m} \quad (61)$$

Quando $\hat{\epsilon}_f < \hat{\epsilon}_m$, como mostra a FIGURA 28a, duas diferentes seqüências de ruptura também podem ocorrer, dependendo da fração volumétrica v_f .

FIGURA 28 – (a) Curvas tensão-deformação da fibra e matriz para $\hat{\epsilon}_f < \hat{\epsilon}_m$; (b) Variação da tensão de ruptura de uma lâmina unidirecional $\hat{\sigma}_1$ com v_f para $\hat{\epsilon}_f < \hat{\epsilon}_m$ (HULL, 1981).

Para uma fração volumétrica v_f baixa (FIGURA 26d), quando ocorre a ruptura da fibra, o carregamento extra transferido para a matriz não é suficiente para romper a mesma, ou seja, a matriz pode suportar o carregamento extra, causando fraturas múltiplas nas fibras. Segundo JONES (1990), a fração volumétrica v_f de compósitos poliméricos reforçados por fibra de vidro e carbono é, em geral, menor do que 0,006 – 0,03 respectivamente. Então, para uma fração volumétrica v_f baixa, a resistência à tração longitudinal do compósito é dada por:

$$\hat{\sigma}_1 = \hat{\sigma}_m v_m = \hat{\sigma}_m (1 - v_f) \quad (62)$$

Certamente, com fibras uniformemente resistentes para uma fração volumétrica v_f alta (FIGURA 26e), quando ocorre a falha da fibra, o carregamento transferido para a matriz é muito grande e não pode ser suportado pela mesma, de forma que a matriz falha quando todas as fibras falham. A área útil da seção transversal é reduzida e o compósito falhará imediatamente. A resistência à tração longitudinal do compósito é dada por:

$$\hat{\sigma}_1 = \hat{\sigma}_f v_f + \sigma_m^* (1 - v_f) \quad (63)$$

onde, σ_m^* é a tensão na matriz correspondente à deformação na ruptura da fibra, ou seja, quando a fibra falha. A variação de $\hat{\sigma}_1$ com v_f está ilustrada na FIGURA 28b e o ponto de interseção das retas obtido da eq.(62) e eq.(63) é:

$$v_{\min} = v_f^* = \frac{\hat{\sigma}_m - \sigma_m^*}{\hat{\sigma}_f + \hat{\sigma}_m - \sigma_m^*} \quad (64)$$

Consequentemente, analisando a FIGURA 28b, as linhas cheias da eq.(62) e eq.(63) representam a faixa de sua aplicabilidade e sua interseção define a fração volumétrica mínima $v_{\min}$. Nota-se que a eq.(62), prevê que a resistência do compósito é sempre menor do que a resistência da matriz não reforçada. Por outro

lado, a eq.(63) prevê que a resistência do compósito pode ser menor ou maior do que a resistência da matriz, dependendo da fração volumétrica v_f . A fração volumétrica crítica v_{crit} , por esta razão, é sempre maior do que a fração volumétrica mínima v_{min} e pode ser definida como:

$$\hat{\sigma}_1 = \hat{\sigma}_f v_f + \sigma_m^* (1 - v_f) \geq \hat{\sigma}_m \quad (65)$$

ou

$$v_{crit} = \frac{\hat{\sigma}_m - \sigma_m^*}{\hat{\sigma}_f - \sigma_m^*} \quad (66)$$

Então, obviamente, a fração volumétrica crítica é uma propriedade do sistema mais importante do que a fração volumétrica mínima. Uma análise da eq.(66) mostra que, quando $\hat{\sigma}_m - \sigma_m^*$ é pequeno, então pouco reforço é exigido para exceder a resistência da matriz, e isto, pode ser realizado por uma pequena fração volumétrica de fibra, isto é, o v_{crit} é pequeno. Reciprocamente, quando $\hat{\sigma}_m - \sigma_m^*$ é grande, então muito mais reforço é exigido para exceder $\hat{\sigma}_m$, ou seja, o v_{crit} é grande. Por esta razão, pode ser visto que a fração volumétrica crítica é de maior importância, onde a resistência à tração do compósito é o critério de projeto.

Se os módulos de elasticidade da fibra e da matriz são conhecidos, então σ_m^* pode ser obtido como

$$\sigma_m^* = \hat{\epsilon}_f E_m \quad (67)$$

visto que

$$\hat{\sigma}_f = \hat{\epsilon}_f E_f \quad (68)$$

Assim, substituindo a eq.(68) na eq.(67), obtém-se

$$\sigma_m^* = \hat{\sigma}_f \cdot \frac{E_m}{E_f} \quad (69)$$

Consequentemente, a eq.(66) pode ser reescrita como

$$v_{crit} = \frac{\hat{\sigma}_m - \hat{\sigma}_f \frac{E_m}{E_f}}{\hat{\sigma}_f \left(1 - \frac{E_m}{E_f} \right)} \quad (70)$$

Como exemplo, HULL (1981) apresenta uma análise, com $\hat{\varepsilon}_f < \hat{\varepsilon}_m$, para o sistema resina epoxi-fibra de carbono. Utilizando de alguns valores típicos para uma fibra de carbono Tipo I e uma resina epoxi, ou seja, $\hat{\varepsilon}_f = 0.005$, $\hat{\sigma}_f = 2.0$ GPa, $\hat{\varepsilon}_m = 0.02$, $\hat{\sigma}_m = 80.0$ MPa, $E_m = 5.3$ GPa obtém-se $\sigma_m^* = 26.5$ MPa e $v_f^* = 0.026$. Similarmente, para o sistema resina poliéster-fibra de vidro com valores experimentais, isto é, $\hat{\varepsilon}_f = 0.025$, $\hat{\sigma}_f = 2.1$ GPa, $\hat{\varepsilon}_m = 0.035$, $\hat{\sigma}_m = 65$ MPa obtém-se $\sigma_m^* = 52$ MPa e $v_f^* = 0.006$. Em ambos os exemplos, v_f^* é muito pequeno, indicando que a contribuição da matriz na resistência à tração longitudinal de compósitos poliméricos reforçados por fibras é insignificante e pode ser omitida. Então, a eq.(60) pode ser aplicada.

HUANG (1999) apresenta um grupo de fórmulas concisas com abordagem micromecânica para estimar a resistência à tração no limite de ruptura de compósitos reforçados por fibras unidirecionais para várias condições de carregamento uniaxial. Na formulação, por simplicidade, assume-se que a fibra tem comportamento elástico até a ruptura e a matriz tem um comportamento elasto-plástico bilinear. Assim, calcula-se a resistência à tração do compósito sob tração longitudinal σ_{11} , tração transversal σ_{22} ou cisalhamento no plano σ_{12} . As fórmulas usam apenas os parâmetros a tração uniaxial dos materiais constituintes (fibra e matriz) junto com a fração volumétrica v_f , como dados de entrada. Estes parâmetros são facilmente obtidos por meio de testes experimentais individuais. As fórmulas propostas têm sido aplicadas para estimar a resistência à tração no limite de ruptura de vários compósitos reforçados por fibras unidirecionais. Os resultados obtidos têm uma boa aproximação com os dados experimentais disponíveis.

2.3.4 Processo de análise de falha na lâmina

Segundo MAGAGNIN FILHO (1996), o principal requisito para o projeto de elementos estruturais (lâminas) dos compósitos é o conhecimento de sua resistência quando sujeitos a complexas combinações de carregamentos. A resistência e a ruptura de tais elementos estruturais podem ser associadas com a resistência ao escoamento ou com a resistência à ruptura ou última do material. Para materiais frágeis a resistência à ruptura é a mais adequada e para materiais dúcteis a resistência ao escoamento é a mais utilizada. No caso dos MCRF, as fibras têm, em geral, comportamento elástico até a ruptura e as matrizes podem ser frágeis ou dúcteis. Além disso, os modos de falha já apresentados influenciam decisivamente o processo de ruptura destes materiais.

As análises de falha dos compósitos laminados são baseadas na previsão da falha de lâminas individuais. A falha de uma lâmina é prevista pela comparação das tensões e deformações da lâmina real, no sistema de coordenadas principal, com as correspondentes tensões e deformações na ruptura medidas para a lâmina em tração longitudinal, compressão e cisalhamento.

A caracterização da ruptura é feita com base nos critérios de falha. Conforme SAARELA (1994), os critérios de falha podem ser divididos em dois grupos principais: critérios baseados em condições independentes e critérios completamente interativos. Além de que, algumas combinações destes critérios têm sido desenvolvidas. Eles são geralmente denominados critérios parcialmente interativos.

Os critérios de falha mais simples são aqueles baseados em condições independentes. Destes, os critérios da máxima deformação e da máxima tensão são extensamente utilizados.

Os critérios interativos são expressões quadráticas de tensões. Os critérios quadráticos mais conhecidos são os critérios de Tsai-Hill, Tsai-Wu (TSAI & WU, 1971) e Hoffman (HOFFMAN, 1967).

Um exemplo de um critério parcialmente interativo é o critério de Hashin. Este critério, desenvolvido por HASHIN (1980) é aplicável a lâminas de compósitos

unidirecionais. O critério utiliza uma condição independente para as previsões de falhas a compressão na direção da fibra. A previsão de falha por meio de outros modos de falha é baseada em expressões quadráticas.

Diferentes critérios de resistência para compósitos são apresentados e discutidos numericamente em várias publicações, tais como: TSAI & HAHN (1980), ROWLANDS (1985), TSAI (1986), VINSON & SIERAKOWSKI (1987), AGARWAL & BROUTMAN (1990), ECHAABI et al. (1996), HYER (1998), THOM (1998) entre outros.

2.3.5 Processo de análise de falha no laminado

Os critérios de falha desenvolvidos para as lâminas não prevêem diretamente a falha do laminado completo, visto que as lâminas adjacentes ou circum-adjacentes são, muitas vezes, capazes de suportar as cargas excedentes causadas pela falha de uma única lâmina segundo um dado critério. Além disso, o laminado pode continuar suportando um incremento individual de carga, mesmo que algumas lâminas já tenham falhado.

Desta forma, a falha de um laminado é um processo progressivo, já que a falha do laminado ocorre gradualmente devido ao fato de que, quando uma lâmina falha, há uma redistribuição das cargas para as lâminas que permanecem intactas.

Diante dos aspectos apresentados, definir o que é relevante para causar a falha completa de um laminado é uma tarefa delicada. Entretanto, na prática, a resistência do laminado é calculada de acordo com a aplicação, determinando o método a ser utilizado na previsão da falha. Segundo CARVALHO (1996), o método mais simples é o *FPF* (*First Ply Failure*) que considera a falha completa do laminado quando o carregamento proporcionar a falha da primeira lâmina. Sabe-se, no entanto, que a falha de uma simples lâmina segundo um dado critério, não resulta na falha do laminado completo. Deste modo, caracteriza-se este método como bastante conservador em termos de segurança.

Outro método considerado por CARVALHO (1996), é chamado de *LPF* (*Last Ply Failure*). Algumas técnicas foram desenvolvidas para a previsão da última lâmina a falhar. Segundo SAARELA (1994), a técnica mais simples de *LPF* analisa

a **progressiva degradação das lâminas** no laminado. Esta técnica compara as tensões (deformações) em cada lâmina até o máximo carregamento permitido, e o laminado falha quando a última lâmina falhar. Ela é descrita por CARVALHO (1996) da seguinte forma:

- Para um dado laminado com determinadas condições de carregamento, as tensões em cada lâmina individual são calculadas progressivamente com incremento de carga;
- As tensões presentes na lâmina são comparadas com as tensões limites através de um determinado critério de falha;
- Quando o carregamento aplicado é suficientemente grande para o critério de falha ser satisfeito, ocorre a falha da lâmina. O carregamento anteriormente suportado pelas lâminas que falharam é transmitido para as demais. Vale ressaltar que em muitos casos, a lâmina falha apenas parcialmente e pode continuar suportando uma parcela de carregamento;
- As tensões atuantes nas lâminas restantes são recalculadas, sendo dado assim um incremento de carga até que o critério de falha seja satisfeito para outras lâminas. A falha completa do laminado ocorre quando um certo número de lâminas já se degradou o suficiente a ponto de não conseguir resistir a mais um incremento de carga. Quando isto ocorre diz-se que houve a última falha (*LPF*) do laminado.

Nota-se que este método, ao contrário do *FPF*, pode superestimar a resistência do laminado. Neste método, a escolha do critério que será utilizado está diretamente associada com o comportamento do material frente ao carregamento, ou seja, deve-se avaliar se o seu comportamento será dúctil ou frágil para daí então especificar o critério mais adequado.

De acordo com SAARELA (1994), devido a sua simplicidade, a análise pela progressiva degradação das lâminas é capaz de oferecer somente uma aproximação grosseira das cargas que causam a falha final do laminado. Uma melhor aproximação pode ser obtida por outra técnica conhecida como **análise progressiva de falha**.

Segundo MAGAGNIN FILHO (1996), esta técnica está baseada no fato de que a falha do laminado ocorre de modo progressivo devido à redistribuição de tensões que se dá durante o processo de falha. Esta característica proporciona uma análise computacional incremental para simular a progressão do dano acumulado e

uma análise computacional iterativa para se obter as configurações de equilíbrio durante o processo de redistribuição das tensões.

Em linhas gerais, o processo de análise progressiva de falha em laminados pode ser dado da seguinte forma:

- Para uma dada carga aplicada, as tensões em cada lâmina devem ser calculadas e inseridas no critério de falha adotado para determinar se ocorreu a falha de alguma lâmina, ou seja, esta técnica começa com uma análise de *FPF*;
- Se não ocorreu a falha de nenhuma lâmina, dá-se um novo incremento de carga, repetindo-se o passo anterior o número de vezes necessário, até ocorrer a primeira falha;
- Identifica-se o modo de falha, verificando se a falha ocorreu na fibra, na matriz ou por delaminação;
- Segundo o modo de falha identificado é possível eliminar ou reduzir a rigidez correspondente ao elemento que falhou e obter uma nova configuração de equilíbrio redistribuindo as tensões sem recorrer a um novo incremento de carga;
- Com a nova configuração de equilíbrio, verifica-se a falha em outro ponto de qualquer lâmina;
- Se ocorrer nova falha o processo de redução da rigidez e redistribuição das tensões se repete;
- Se a falha não ocorrer, então um novo incremento de carga pode ser dado;
- A análise prossegue dessa forma até que a estrutura não seja mais capaz de suportar carga adicional e nesse instante, diz-se ter ocorrido a falha final do laminado (*LPF*).

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados neste trabalho são: polímero termofixo e fibra de carbono. O polímero é um poliuretano derivado de óleo de mamona utilizado para implante ósseo, desenvolvido pelo Grupo de Química Analítica e Tecnologia de Polímeros – GQATP, coordenado pelo Prof. Dr. Gilberto Orivaldo Chierice. A fibra de carbono é produzida pela Toray Industries, Inc., identificada comercialmente por Torayca T300[®] com lote de fabricação nº 418045. Ambos foram gentilmente fornecidos pelo GQATP.

Devido ao pequeno número de trabalhos publicados até agora em relação ao comportamento mecânico do poliuretano derivado de óleo de mamona quando reforçado, diante de carregamentos quase-estáticos, é necessário estabelecer metodologias de fabricação para os corpos de prova (CP) de tração e flexão que melhor se adaptem às características de moldagem desse polímero.

Da revisão bibliográfica realizada, apenas três trabalhos tratam da resistência mecânica à tração do poliuretano quando associado a outro material e um trabalho que compara a resistência mecânica ao cisalhamento do poliuretano com a poliparadioxanona (PDS).

VIANNA (1997), analisou, por meio de ensaios de tração, a resistência mecânica do poliuretano associado com malha tubular de poliamida. Os resultados foram comparados com os valores obtidos de ensaios de tração para um elastômero de silicone e uma espuma de borracha sintética, utilizados na confecção de luvas para revestimento de soquetes de próteses infrapatelares. Conclui-se que, apesar de menos resistente no estado puro, o poliuretano pode aumentar a sua resistência com a associação da malha tubular de poliamida, mantendo-se ainda mais flexível que o silicone, sendo, portanto um material adequado para a confecção de luvas para revestimento de soquetes de próteses infrapatelares.

FONSECA (1997), também avaliou, por meio de ensaios de tração, as propriedades mecânicas do poliuretano associado a fios de poliéster, com vista ao seu emprego na confecção de implantes de tendões flexores para a mão. Os fios de poliéster¹ empregados são os mesmos utilizados na confecção de ligamentos artificiais de joelho comercialmente disponíveis. O objetivo de sua associação foi aumentar a resistência do poliuretano, funcionando como a alma do material e simulando a estrutura interna dos tendões, no qual o poliuretano representa a matriz conjuntiva e os fios de poliéster representam as fibras colágenas. Concluiu-se que o poliuretano elastomérico na sua forma pura apresenta características mecânicas incompatíveis com os requisitos básicos de um material destinado à confecção de implantes de tendões. No entanto, a associação de fios de poliéster no interior do poliuretano, considerando o desempenho em todos os parâmetros analisados no trabalho, é um material adequado para a confecção de implantes de tendões, adequação diretamente dependente do número de fios e desde que seja na forma trançado.

CLARO NETO (1997) adicionou carbonato de cálcio ao poliuretano derivado de óleo de mamona e mostrou por meio de ensaios mecânicos e pelo método de *DMA (Dynamic Mechanical Analysis)* que este material em quantidades de até 40% melhora as propriedades mecânicas do poliuretano, sem alterar as propriedades térmicas do mesmo, como a temperatura de transição vítrea.

KFURI JÚNIOR (1999) comparou a eficiência de pinos absorvíveis de poliuretano e de PDS, utilizados na fixação de fraturas instáveis, por meio de ensaios mecânicos de cisalhamento. Concluiu-se que os implantes de PDS revelaram superioridade estatisticamente significativa para todas as propriedades mecânicas avaliadas, exceto a rigidez.

De uma maneira geral, tem-se que o comportamento do material sob regime quase-estático é estudado por meio de testes experimentais padronizados. Antes de descrever os procedimentos de realização dos ensaios experimentais, deve-se destacar o processo de fabricação para obtenção dos corpos de prova. Visto que o desempenho dos mesmos não está somente associado às propriedades dos materiais

¹ Engimplan®

constituintes (fibra, matriz e interface), mas também, ao processo de fabricação utilizado.

3.1 Poliuretano derivado de óleo de mamona

3.1.1 Apresentação

O termo poliuretano se aplica à classe de polímeros que contém ligação uretana, mesmo que existam outras ligações presentes. Diferentes de outros polímeros, que são polímeros de unidades monoméricas, os poliuretanos não contêm unidades uretanas repetidas de modo regular e não têm uma fórmula empírica que seja representativa de um todo. Um poliuretano típico, além dos grupos uretano, pode conter hidrocarbonetos alifáticos e aromáticos, grupos éster, éter, uréia, amida, etc. No poliuretano, duas estruturas básicas podem ser diferenciadas: segmentos poliéster ou poliéter longos e moderadamente flexíveis e segmentos curtos e relativamente rígidos compreendendo os grupos uretano e aromáticos. A razão entre estes dois segmentos pode ser variada dentro de amplos limites, alterando, significativamente, as propriedades dos poliuretanos obtidos.

As reações de formação dos uretanos foram propostas por WURTZ em 1849, mas somente nas décadas de 30 e 40, BAYER e colaboradores, encontraram uso comercial para o produto de reação de grupos hidroxila e isocianatos. Desde então, a quantidade de materiais desenvolvidos a partir deste tipo de polimerização aumentou enormemente, a ponto de abranger diferentes segmentos de aplicação. Durante a 2^a Guerra Mundial, na Alemanha, os poliuretanos foram extensivamente empregados e desenvolveu-se uma excelente indústria baseada nos diisocianatos, com aplicações em fibras, cerdas, revestimentos, adesivos, espumas e elastômeros.

Alguns desses trabalhos, pioneiros na síntese de poliuretanos, usaram o óleo da mamona como poliol. Entretanto, com o aparecimento dos polióis poliéteres, no final da década de 50, tendo como principal característica o seu baixo custo por ser um subproduto derivado do petróleo, foi delegado ao segundo plano as pesquisas com os poliuretanos derivados de óleo de mamona, ficando estas restritas ao desenvolvimento de materiais mais nobres.

A tendência mundial à procura de materiais biodegradáveis, não poluentes e derivados da biomassa fez com que as pesquisas com poliuretanos derivados de óleo de mamona se tornassem um tema atual, abrindo assim novas perspectivas para seu desenvolvimento.

A partir disto, o emprego do óleo de mamona como poliol (só ou modificado) vem se tornando cada vez mais difundido, mas ainda existem poucas referências sobre as propriedades estruturais dos poliuretanos obtidos a partir dele.

Embora os poliuretanos tenham se desenvolvido recentemente, se comparados a outros polímeros, sua versatilidade em se obter materiais com propriedades diferentes fez com que esses se tornassem um dos principais polímeros deste século.

3.1.2 Reação de polimerização

É conhecido como uretano, o produto da reação química entre um grupo hidroxila e um grupo isocianato (APÊNDICE I).

A polimerização dos poliuretanos ocorre quando reagimos um composto com dois ou mais isocianatos em uma estrutura com um poliol, ou seja, um álcool polifuncional (APÊNDICE I).

Quando se usam reagentes difuncionais, são produzidos poliuretanos lineares. Se a funcionalidade (número de hidroxilas por moléculas disponíveis para reagir com grupos isocianatos) do composto dihidroxilado ou do isocianato for aumentada para três ou mais, são formados polímeros ramificados ou entrecruzados.

A reação é exotérmica e sua velocidade depende tanto da estrutura do isocianato como do poliol. A reatividade do isocianato é dependente da influência dos grupos vizinhos e da configuração da molécula.

Os poliuretanos se caracterizam devido a sua versatilidade: o entrecruzamento; a flexibilidade das cadeias mais as forças intermoleculares, podem ser largamente variados, obtendo-se estruturas que variam de lineares e flexíveis, à rígidas altamente entrecruzadas.

Devido a alta reatividade dos compostos contendo grupos isocianatos, geralmente é feita uma pré-polimerização que consiste da reação de um di ou poliisocianato com um poliol, nas proporções previamente determinadas para a

obtenção do teor de isocianato livre desejado. A reação de polimerização ocorre pela mistura do pré-polímero com o poliol final, gerando um poliuretano de alto peso molecular.

3.1.3 Poliol, pré-polímero e óleo de mamona

a) Poliol

Juntamente com os isocianatos, os compostos hidroxilados (polióis) são componentes importantes na síntese dos poliuretanos. Uma grande variedade de polióis é utilizada na manufatura de poliuretanos, desde compostos naturais como o óleo de mamona, que contem três grupos hidroxila que produzem polímeros entrecruzados, até polióis sintéticos especialmente preparados para produção de polímeros com características específicas.

A maioria dos polióis é encontrada na forma de poliéteres ou poliésteres. A massa molecular e a funcionalidade são os fatores principais na determinação das propriedades do polímero, mas a estrutura do poliol também é importante. Um poliéster produz poliuretanos que têm propriedades térmicas e tolerância a substâncias corrosivas diferentes das produzidas com poliéter. Os poliuretanos derivados de poliéster são mais estáveis e menos facilmente oxidáveis.

Os polióis são desenvolvidos com estrutura molecular e funcionalidade necessária para reagir com um pré-polímero ou um diisocianato comercial podendo gerar poliuretanos com propriedades específicas. A escolha do poliol, especialmente pelo tamanho e flexibilidade de sua estrutura molecular e sua funcionalidade controla, em grande parte, o grau de entrecruzamento obtido no polímero formado na reação do poliol com o isocianato (PLEPLIS, 1991). O poliol utilizado neste trabalho é um poliéster derivado do ácido ricinoléico.

b) Pré-polímero

Conforme explicado anteriormente, devido a alta reatividade dos compostos contendo grupos isocianatos, geralmente, embora não seja uma regra, é feita uma pré-polimerização com um poliol, aumentando sua massa molecular, deixando uma porcentagem de isocianato livre para reagir com o poliol final (APÊNDICE I).

Os compostos contendo grupos isocianatos são encontrados em duas classes distintas: aromáticos, onde os mais utilizados são o difenilmetano diisocianato (MDI), representado no APÊNDICE I, e o tolueno diisocianato (TDI); alifáticos, sendo mais utilizado o hexametileno diisocianato (HDI) e o isofurona diisocianato (IPDI). O pré-polímero utilizado neste trabalho foi sintetizado a partir do MDI e de um poliol derivado de óleo de mamona (CLARO NETO, 1997).

c) Óleo de mamona

O óleo de mamona é obtido da semente da planta *Ricinus Communis* que é encontrada em regiões tropicais e sub-tropicais, sendo muito abundante no Brasil. O óleo de mamona é uma das poucas fontes naturais que se aproxima de um composto puro. Cerca de 90% do ácido graxo presente na composição dos triglicerídeos do óleo de mamona é o ácido ricinoléico, sendo os restantes 10% constituídos de ácidos graxos não hidroxilados como os ácidos oléicos e linoléicos. O que difere o ácido ricinoléico da grande maioria dos ácidos graxos presentes na natureza é a presença em sua estrutura molecular do grupo hidroxila no carbono 12. Esta particularidade é que faz da triglicéride do ácido ricinoléico um poliol natural trifuncional. A composição média do óleo de mamona é mostrada na TABELA 6 e sua estrutura está representada no APÊNDICE I.

TABELA 6 – Composição média do óleo de mamona .

COMPONENTE	PERCENTAGEM
Ácido ricinoléico	89,5
Ácido palmítico	1,0
Ácido linoléico	4,2
Ácido linolênico	0,3
Ácido dihidroxiesteárico	0,7
Ácido estereático	1,0
Ácido oléico	3,0
Ácido eicosanóico	0,3

Fonte: PEPLIS (1991).

A presença do ácido ricinoléico confere ao óleo de mamona, propriedades únicas e versatilidade não comum que surge devido aos grupos OH e à ligação dupla, que são sítios distintos de reação para preparação de vários derivados industriais.

As reações podem ser efetuadas isoladamente ou em combinação, resultando em muitas possibilidades de obtenção de derivados. Devido à presença de grupos hidroxila na porção ricinoléica, o óleo exibe características de solubilidade diferentes dos outros óleos vegetais. Ele é solúvel apenas em quantidades limitadas de éter e outros solventes similares, mas forma sistemas de duas fases com grandes quantidades destes solventes. É muito mais solúvel em álcool e tem maior viscosidade (viscosidade/gardner U-V a 25 °C) que outros óleos vegetais.

Segundo VILAR (1993), a funcionalidade do óleo de mamona é de cerca de 2,7. O seu valor de hidroxilas é de 163 mgKOH/g (miligramas de hidróxido de potássio por grama). Portanto, o produto com grande pureza, é indicado para emprego em poliuretanos.

3.1.4 Características do poliuretano derivado de óleo de mamona

O poliuretano apresenta-se na forma bicomponente, constando de um polioliol e um pré-polímero. O polioliol foi sintetizado a partir do óleo de mamona. O pré-polímero foi sintetizado a partir do difenilmetano diisocianato (MDI) e pré-polymerizado com um polioliol também derivado de óleo de mamona, permanecendo com um percentual de isocianato livre para posterior reação.

O GQATP forneceu para este trabalho o pré-polímero, denominado de 329L, e o polioliol, denominado de 471. O poliuretano é preparado, misturando-se o pré-polímero e o polioliol. A relação estequiométrica para o poliuretano é de 1:0,7 (pré-polímero e polioliol, respectivamente). Segundo o fornecedor, após a cura, o poliuretano tem, aproximadamente, uma massa específica de 1,1 g/cm³.

3.2 Fibra de Carbono

3.2.1 Considerações gerais

A fibra de carbono é produzida por meio de processos controlados de pirólise de um material precursor. Os precursores comercialmente importantes são: *Rayon*, *Polyacrylonitrile (PAN)* e *Pitch*. Suas estruturas químicas e o rendimento em peso da fibra de carbono são dados na TABELA 7

TABELA 7 – Materiais precursores mais comumente utilizados para produção de fibra de carbono.

Precursor	Estrutura	Rendimento (Peso %)
<i>Rayon</i>	$(C_6H_{10}O_5)_n$	20-25
<i>Polyacrylonitrile (PAN)</i>	$(CH_2-CH)_n$	45-50
<i>Mesophase Pitch</i>	CN	75-85 ^a

Fonte: CHAWLA (1998); ^a Não inclui as perdas na etapa de conversão da “*mesophase*” inicial antes da preparação da fibra precursora.

De acordo com CHAWLA (1998), há certas etapas essenciais que são comuns a todos os processos de manufatura de fibra de carbono. São elas:

- *(Fiberization)*: envolve a conversão do material precursor para a forma de fibra;
- Estabilização (*stabilization*): converte o precursor numa estrutura termicamente estável capaz de resistir a elevadas temperaturas na etapa subsequente. Esta etapa envolve baixas temperaturas (200 – 450°C) em atmosfera oxidante.
- Carbonização (*carbonization*): envolve a conversão da fibra precursora estabilizada em fibra de carbono. Esta é conduzida em atmosfera inerte, usualmente nitrogênio de alta pureza, à temperatura entre 1000 e 2000°C. Ao final desta etapa, a fibra tem um teor de carbono entre 85% e 95% e apresenta uma alta resistência mecânica.
- Grafitização (*graphitization*): esta é uma etapa opcional. É realizada com argônio ou nitrogênio a temperaturas entre 2400 e 3000°C. Esta etapa aumenta o teor de carbono acima de 99%, obtendo uma fibra com alto módulo de elasticidade.

Assim, por meio do controle da temperatura no processo de pirólise é possível obter uma variedade de fibras de carbono com diferentes módulos de elasticidade e resistência. Desta forma, classificam-se quatro tipos principais de fibras de carbono, como mostrado na TABELA 8.

TABELA 8 – Classes de fibras de carbono.

Tipo de Fibra	Carbono (%)	Temperatura (°C)*	Módulo de Elasticidade (GPa)*
<i>High Strength – HS</i>	92-96	1200-1400	228-241
<i>Intermediate Modulus - IM</i>	92-96	~1400	290-310
<i>High Modulus – HM</i>	99	1800-2500	276-380
<i>Ultrahigh Modulus - UM</i>	99	2800-3000	483-690

* Principalmente para fibras de carbono baseadas no precursor *PAN*, LEE (1990).

O gráfico da FIGURA 29, fornecido pelo fabricante, mostra a relação entre o módulo de elasticidade e a resistência à tração de algumas de suas fibras.

FIGURA 29 – Relação entre módulo de elasticidade e resistência à tração das fibras de carbono TORAYCA® produzidas pela Toray Industries, Inc.

TABELA 9 – Propriedades das fibras de carbono TORAYCA® produzidas pela Toray Industries, Inc.

Tipo de Fibra	Número de Filamentos	Resistência à Tração			Módulo de Elasticidade			Alongamento Até a Ruptura	Massa por Unidade de Comprimento
		kpsi	MPa	kgf/mm ²	Mpsi	GPa	kgf/mm ²	%	Tex (g/1000m)
T300	1000								66
	3000	512	3530	360	33,4	230	23500	1,5	198
	6000								396
	12000								800
T400H	3000	640	4410	450	36,3	250	25500	1,8	198
	6000								396
T700S	12000	711	4900	500	33,4	230	23500	2,1	800
T700	24000	711	4900	500	33,4	230	23500	2,1	1650
T800H	6000	796	5490	560	42,7	294	30000	1,9	222
	12000								445
M30G	1800	740	5100	520	42,7	294	30000	1,7	745
M35J	6000	683	4700	480	49,8	343	35000	1,4	225
	12000								450
M40J	6000	640	4410	450	54,7	377	38500	1,2	225
	12000								450
M46J	6000	611	4210	430	63,3	436	44500	1,0	223
	12000								445
M50J	6000	569	3920	400	69,0	475	48500	0,8	216
M55J	6000	569	3920	400	78,2	540	55000	0,7	212
M60J	3000	569	3920	400	85,3	588	60000	0,7	100
	6000								200
M30SC	18000	796	5490	560	42,7	294	30000	1,9	745

Fonte: <http://www.toray-intl.co.jp/torayca/yarn.html> (2001).

3.2.2 Características da fibra de carbono Torayca T300®

A fibra de carbono é classificada como sendo de alto desempenho do tipo *HS*, baseia-se no precursor *PAN*, não contém *size* (fina camada de polímero que recobre as fibras, com o objetivo de protegê-las de danos externos e melhorar sua

adesão à matriz) e apresenta-se na forma de fio (*yarn*) constituído por 3000 filamentos.

As propriedades mecânicas da fibra de carbono Torayca T300[®] com 3000 filamentos divulgadas pelo fabricante, estão listadas na TABELA 10.

TABELA 10 – Propriedades mecânicas da fibra de carbono Torayca T300[®].

PROPRIEDADES	VALORES
Resistência à tração na ruptura (MPa)	3530
Módulo de elasticidade (GPa)	230
Alongamento até a ruptura (%)	1,5
Densidade (g/cm ³)	1,76
Densidade linear (Tex) [*]	198

Fonte: Toray International, Inc.

^{*} Tex = g/1000m

3.3 Fabricação dos Corpos de Prova de Tração e Flexão

Após a aquisição dos materiais foram feitos estudos preliminares onde se buscou a metodologia mais adequada para a confecção dos CP em poliuretano e em compósito a fim de se evitar possíveis falhas durante o processo de fabricação, tal como a formação de bolhas.

Para obtenção dos CP em poliuretano e em compósito, adotaram-se as especificações da norma ASTM D638-96 e ASTM D790-96a, para os testes de tração e flexão, respectivamente. Os CP de tração adotados são do Tipo I, cujas dimensões estão mostradas na FIGURA 30. Para os CP de flexão adotou-se o Método de Teste I (carregamento a três pontos) com a relação $L/d = 16$ a 1, onde L é o comprimento do vão (*span*) entre os apoios do CP e d é a espessura do corpo de prova. As dimensões do CP de flexão são mostradas na FIGURA 31.

FIGURA 30 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de tração – Tipo I (ASTM D638-96).

FIGURA 31 – Dimensões em milímetros do corpo de prova de flexão – Método I (ASTM D790-96a).

3.3.1 Projeto do dispositivo de posicionamento das fibras de acordo com uma fração volumétrica em fibra preestabelecida

O projeto do dispositivo de posicionamento das fibras foi baseado na fibra de carbono fornecida pelo GQATP. O objetivo principal do projeto, além do posicionamento das fibras, foi determinar o número N de furos necessários para inserir uma certa quantidade de fios de carbono no dispositivo para atingir uma fração volumétrica em fibra preestabelecida.

Com os dados da TABELA 8, fornecidos pelo fabricante para o tipo de fibra T300, têm-se duas configurações disponíveis para o número de filamentos que estão acima da configuração da fibra de carbono fornecida, ou seja, com 6000 e 12000 filamentos. Consequentemente, ao determinar o número de furos no dispositivo segundo uma fração volumétrica preestabelecida, pode-se calcular as frações volumétricas em fibra para os fios com 6000 e 12000 filamentos, ou seja, multiplica-se por 2 e 4, respectivamente, a fração volumétrica em fibra preestabelecida para o fio com 3000 filamentos.

Então, com os dados da TABELA 8, realizaram-se os cálculos necessários para determinar o número de furos segundo a fração volumétrica em fibra de 5 %, como se segue.

- Determinar a massa do fio de carbono com comprimento igual aos CP de tração e flexão. Assim sendo, dado que a fibra de carbono utilizada tem 198 Tex (g/1000 m), a massa do fio com comprimento de 165 mm, igual ao CP de tração, é 0,03267 g. De maneira análoga, a massa do fio com comprimento de 127 mm, igual ao CP de flexão, é 0,02515 g. Para verificar o valor fornecido pelo fabricante, foram cuidadosamente cortados dois pedaços do fio de carbono com comprimentos de 165 mm e 127 mm e, posteriormente, pesados em uma balança eletrônica METTLER®, modelo H54AR com sensibilidade de 0,00001 g, localizada no Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC. O valor obtido para o fio de 165 mm foi 0,03215 g e para o fio de 127 mm foi 0,02519 g. Comprovando-se assim, com precisão da ordem de 10^{-3} g, o valor fornecido pelo fabricante. Deste modo, adotou-se nos cálculos os valores de 0,03267 g e 0,02515 g.

- Calcular o volume do CP de tração com dimensões correspondentes ao Tipo I do método ASTM D638-96 (FIGURA 30). Para o cálculo da fração volumétrica em fibra para este CP, considera-se apenas o volume no qual as fibras estão contidas efetivamente após a moldagem. Então, as dimensões consideradas são: (165x13x3,2) mm, cujo volume é 6864 mm^3 ou $6,864 \text{ cm}^3$. Para quantificar a fração volumétrica em massa da fibra e da matriz, precisa-se calcular o volume total do corpo de prova, cujo valor é $8,39 \text{ cm}^3$.

- Calcular o volume do CP de flexão com dimensões correspondentes ao Método de Teste I do método ASTM D790-96a (FIGURA 31). Neste caso, consideraram-se as dimensões (127x13x3,2) mm, cujo volume é 5283 mm^3 ou $5,283 \text{ cm}^3$. Como a largura do CP de flexão foi considerada igual ao de tração (13 mm), a área da seção transversal será a mesma para os dois CP. Consequentemente, a fração volumétrica também será igual em ambos, independentemente do comprimento do CP. Então, para determinar N, pode-se utilizar qualquer um dos resultados obtidos para o CP de tração ou de flexão.

Então, utilizando a eq.(1) da definição de fração volumétrica em fibra com a densidade da fibra ($\rho_f = W_f / V_f$) e substituindo para os valores do CP de tração obtém-se:

$$N = \frac{v_f \rho_f V_c}{W_f} = \frac{0,05 \cdot 1,76 \cdot 6,864}{0,03267} = 18,49 \quad (67)$$

onde v é a fração volumétrica preestabelecida, ρ é a densidade, V é o volume e W é a massa e os subscritos f e c referem-se à fibra e ao compósito, respectivamente. Obtém-se o mesmo resultado para os valores do CP de flexão.

Portanto, projetou-se o dispositivo de posicionamento das fibras com 18 furos. Um outro parâmetro de projeto necessário foi o diâmetro mínimo do furo para passar 4 fios de carbono. Considerando a forma da fibra um cilindro reto, o diâmetro mínimo do furo foi calculado a partir da densidade da fibra ρ_f , da massa da fibra de carbono W_f para o comprimento l_f do CP de tração. Assim, igualando-se o volume da fibra $V_f = W_f / \rho_f$ com o volume do cilindro reto $V_f = \pi \cdot r_f^2 \cdot l_f$ para N fios de carbono, obtém-se:

$$d_f = 2 \cdot \sqrt{\frac{N \cdot W_f}{\pi \cdot \rho_f \cdot l_f}} = 2 \cdot \sqrt{\frac{4 \cdot 0,03267}{\pi \cdot 1,76 \cdot 16,5}} = 0,08 \text{ cm} = 0,8 \text{ mm} \quad (68)$$

Logo o diâmetro de 4 fios de carbono será 0,8 mm. Desta maneira, utilizou-se o diâmetro do furo de 1,0 mm no projeto, como mostra o desenho do dispositivo no ANEXO A, folha de desenho nº 7. Com este dispositivo será possível fabricar os CP de tração e flexão com frações volumétricas próximas de 5 %, 10 % e 20 % para a quantidade de 1, 2 e 4 fios por furo, respectivamente.

3.3.2 Fabricação dos moldes de silicone utilizando o dispositivo de posicionamento das fibras de carbono

Para a fabricação dos moldes de silicone, utilizou-se uma caixa de moldagem em alumínio de (230x55x30) mm e um elastômero de silicone da Dow CorningTM com massa específica de 1,46 g/cm³. Para cada CP de tração e flexão, construiu-se um molde formado por duas partes, uma inferior e uma superior, ambas com 15 mm de espessura. A parte inferior, contendo a geometria de reprodução do

corpo de prova e a cavidade para alojar o dispositivo de posicionamento das fibras e a parte superior, contendo os canais de vazamento e de saída de ar.

A geometria de reprodução dos moldes de silicone foi obtida a partir de modelos em aço dos CP de tração e flexão, associados ao dispositivo de posicionamento das fibras. Assim, utilizando os moldes de silicone, foi possível reproduzir fielmente os CP de tração e flexão em poliuretano e em compósito. Os desenhos dos modelos dos CP associados ao dispositivo de posicionamento das fibras estão no ANEXO A.

3.3.3 Moldagem dos corpos de prova em poliuretano e em compósito

Os procedimentos para obtenção dos CP de tração e flexão em poliuretano e em compósito são semelhantes, distinguindo-se apenas na etapa de posicionamento das fibras no dispositivo para obtenção do CP em compósito. As etapas a seguir, referem-se à preparação do poliuretano e são comuns à fabricação dos CP de tração e flexão em poliuretano e em compósito. São elas:

- Inicialmente, o pré-polímero e o poliol são misturados em um recipiente à pressão e temperatura ambiente, segundo a relação estequiométrica de 1:0,7, respectivamente. Para isto, utilizou-se uma balança eletrônica OHAUS®, modelo TS4000D com capacidade para 4000 g e sensibilidade de 0,01g. Para obtenção do CP de tração, utilizou-se 9g de pré-polímero na mistura e para o CP de flexão, 7g. Repetiu-se estes valores para todos os outros CP moldados com o objetivo de tentar padronizar os procedimentos de moldagem, ou seja, tentar garantir as mesmas condições de preparo do poliuretano;
- Em seguida, a mistura é agitada, aproximadamente, por 2 min para fazer a homogeneização;
- Coloca-se o recipiente com a mistura dentro de um dessecador acoplado a uma bomba de vácuo com o objetivo de eliminar as bolhas de ar que surgem durante a agitação da mistura. O tempo de permanência da mistura no vácuo é de aproximadamente 10min. Nesta etapa, utilizou-se uma bomba de vácuo PFEIFFER BALZERS® com capacidade de pressão de 1×10^{-4} mbar e um fluxo de $8 \text{ m}^3/\text{h}$;
- Por fim, a mistura é vazada no molde de silicone fechado;

- A desmoldagem do CP é realizada após 12 horas (tempo em que o poliuretano endureceu o suficiente para a desmoldagem), desocupando o molde para a moldagem do próximo corpo de prova;

- Quando totalmente curados, os corpos de prova de tração e flexão são cortados nas dimensões correspondentes às normas e lixados nas bordas para finalmente poder armazená-los em recipientes fechados.

O tempo de manuseio do poliuretano, desde a mistura até o vazamento no molde de silicone, é determinado segundo o seu “*pot life*” (tempo necessário para que o sistema de resina formulado retenha a viscosidade em níveis baixos o suficiente para ser utilizada no processamento). O poliuretano apresenta um “*pot life*” de 20 min, aproximadamente, para a quantidade utilizada de mistura e a cura (mudança das propriedades da resina por reação química, normalmente polimerização) total é em torno de 48 h.

Para obtenção dos corpos de prova de tração e flexão em compósito, utilizou-se o mesmo procedimento descrito acima. Porém, antes de tais procedimentos, prepara-se separadamente o dispositivo de posicionamento das fibras, conforme as seguintes etapas:

- Inicialmente, o dispositivo de posicionamento das fibras é suspenso e preso por uma garra na posição vertical;

- As fibras são cortadas em segmentos de 250 mm e 200 mm para os CP de tração e flexão, respectivamente. Nesta etapa em diante, utilizaram-se luvas plásticas para o manuseio das fibras, protegendo-as do contato com as mãos. Isto devido ao fato que, mesmo que estejam bem limpas, as mãos sempre têm um pouco de gordura, o que impede a adesão das fibras à matriz;

- Em seguida, envolve-se uma das extremidades das fibras cortadas com fita adesiva. Isto impedirá que a extremidade da fibra com a fita adesiva passe pelo furo da barra de alinhamento do dispositivo;

- Com o auxílio de uma pinça metálica, segura-se a extremidade da fibra que está sem fita adesiva e passa-se a fibra pelo furo da barra de alinhamento que está na parte superior do dispositivo. Em seguida, repete-se o procedimento para o furo correspondente da barra de alinhamento que está na parte inferior do dispositivo. Após soltar a pinça da fibra, prende-se um grampo de madeira, com 10g

aproximadamente, na extremidade livre da fibra. A finalidade do grampo é manter a fibra tencionada. Repete-se estes procedimentos em todos os furos da barra de alinhamento para a configuração de 1, 2 e 4 fios por furo, segundo as frações volumétricas de 5 %, 10 % e 20 %, respectivamente;

- Em seguida, para manter as fibras posicionadas no dispositivo, aplica-se um adesivo instantâneo (éster de cianoacrilato) para uni-las. Logo depois, tiram-se os grampos e cortam-se suas extremidades;
- Desprende-se o dispositivo da garra com as fibras posicionadas e aloja-se o dispositivo na cavidade do molde de silicone;
- A próxima etapa, segue os mesmos procedimentos de preparação do poliuretano, desde a mistura até a desmoldagem;
- E por último, pesam-se os CP a fim de quantificar a fração em massa da fibra, utilizando os cálculos dos volumes dos CP e da massa do fio de carbono para finalmente poder armazená-los em recipientes fechados.

Os valores calculados das frações em volume e em massa da fibra para os corpos de prova de tração e flexão são apresentados na TABELA 11.

TABELA 11 – Valores das frações em volume e em massa da fibra para os CP de tração e flexão.

	Corpos de Prova de Tração e Flexão		
	1 fio de carbono (3000 filamentos)	2 fios de carbono (6000 filamentos)	4 fios de carbono (12000 filamentos)
v_f	5 %	10 %	20 %
w_f	7,5 %	15 %	30 %

3.4 Fabricação dos Corpos de Prova de Compressão

Para obtenção dos corpos de prova de compressão em poliuretano, utilizaram-se praticamente os mesmos procedimentos de preparação do poliuretano descritos acima. Utilizou-se um molde de Nylon[®], já existente no Laboratório de Compósitos e Novos Materiais, com capacidade de produzir 16 corpos de prova, cujas dimensões (12,7 mm de diâmetro e 25,4 mm de comprimento) seguem as especificações da norma ASTM D695-96. Uma breve descrição dos ensaios

experimentais quase-estáticos é dada a seguir, lembrando-se que foram todos realizados à temperatura e pressão ambientes.

3.5 Ensaios Experimentais Quase-Estáticos

3.5.1 Realização dos ensaios de tração

Os testes de tração das amostras em poliuretano e em compósito têm o intuito de determinar as propriedades mecânicas associadas a este tipo de carregamento. Os ensaios de tração seguiram as especificações da norma ASTM D638-96. Deste modo, adotou-se a velocidade de aplicação da carga igual a 5,0 mm/min.

O equipamento utilizado para as amostras em poliuretano foi a máquina de ensaio universal SINTECH 6[®] da MTS Systems Corporation, interligada ao sistema de coleta de dados Test Works[™]. Este equipamento está instalado no Laboratório de Química Analítica e Tecnologia de Polímeros do IQSC. Para as amostras em compósito, utilizou-se uma máquina de ensaio universal Instron[®], por ter uma célula de carga de maior capacidade. Este equipamento está localizado no Departamento de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC.

3.5.2 Realização dos ensaios de flexão

Os testes de flexão das amostras em poliuretano e em compósito têm o intuito de determinar as propriedades mecânicas associadas a este tipo de carregamento. Os ensaios de flexão seguiram as especificações da norma ASTM D790-96a. Deste modo, adotou-se a velocidade de aplicação da carga igual a 1,0 mm/min e o comprimento do “*span*” (distância entre os apoios do corpo de prova) utilizado foi de 51mm.

O equipamento utilizado para as amostras em poliuretano e em compósito foi a máquina de ensaio universal SINTECH 6[®].

3.5.3 Realização dos ensaios de compressão

Os ensaios de compressão foram realizados com a finalidade de avaliar os modelos de material adotados nas análises numéricas via método dos elementos finitos. Dessa forma, torna-se possível ajustar parâmetros de modelos de material a fim de minimizar o erro entre os resultados numéricos e os experimentais. Segundo CLARO NETO (1997), nos ensaios de compressão, o poliuretano teve um comportamento semelhante aos ensaios de tração, com a diferença do polímero se mostrar mais resistente às forças de compressão.

O equipamento utilizado foi a máquina de ensaio universal SINTECH 6[®]. Os ensaios de compressão seguiram as especificações da norma ASTM D695-96 onde a velocidade de aplicação da carga foi igual a 1,3 mm/min.

3.5.4 Realização dos ensaios de coeficiente de Poisson

Os testes de coeficiente de Poisson foram realizados com a finalidade de fornecerem informações para os modelos de material adotados nas análises numéricas. Os ensaios seguiram as especificações da norma ASTM E132-86. Deste modo, utilizou-se o mesmo tipo de CP de tração e adotou-se a mesma velocidade de aplicação da carga igual a 5,0 mm/min.

O valor do coeficiente de Poisson é obtido por meio de dois extensômetros, posicionados conforme a FIGURA 32.

FIGURA 32 – Cada letra indica a localização do extensômetro em lados opostos do CP.

O extensômetro (a) na direção longitudinal ao carregamento, mede a deformação longitudinal do CP e o extensômetro (b) na direção transversal ao carregamento, mede a deformação transversal do CP. Então, determina-se o coeficiente de Poisson pelo quociente da deformação transversal com a longitudinal. Este cálculo foi realizado pelo *software* Series IX[™] interligado à máquina de ensaio

universal INSTRON[®], modelo 5569, instalada no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar.

3.6 Tratamento Superficial da Fibra de Carbono por Método Químico

3.6.1 Uma breve introdução

As fibras de carbono estão sendo utilizadas como reforço de matrizes tanto termofixas como termoplásticas. Entretanto, sabe-se que a fibra de carbono possui baixa afinidade com determinadas matrizes poliméricas dificultando, assim, a adesão fibra/matriz, fator determinante para o sucesso da aplicação desses materiais (DILSIZ & WIGHTMAN, 1999 e 2000).

Segundo BURAKOWSKI & REZENDE (2000), o tratamento superficial das fibras é o método mais utilizado e mais eficaz para melhorar a adesão fibra/matriz. Uma boa adesão faz com que sejam obtidas melhores propriedades do compósito, como consequência de uma boa interface fibra/matriz. Os tratamentos mais utilizados são: químico (com substância oxidante), eletroquímico ou oxidação anódica, oxidação térmica e técnicas com plasma.

Uma interface forte aumenta a integridade dos compósitos e transfere a carga eficientemente às fibras, através da matriz, resultando em compósitos mais resistentes. As maneiras de se conseguir uma transferência eficiente de carga entre a fibra e a matriz são por meio de ligação química, adesão física e travamento mecânico.

A adesão pode ser atribuída a cinco mecanismos principais que podem ocorrer na interface fibra/matriz: adsorção e molhamento; interdifusão; atração eletrostática; ligação química e adesão mecânica (FIGURA 25). É na interface que as tensões se concentram, podendo ter diferentes origens: diferença de coeficiente de expansão térmica entre a fibra e a matriz, cargas aplicadas à estrutura, contração pós-cura em matrizes termofixas e a cristalização em matrizes termoplásticas. Essa interface de ligação entre fibras e matriz é significativa não só para a resistência e rigidez do compósito, mas também por governar o mecanismo de dano e a propagação de trincas.

A FIGURA 33 apresenta um diagrama esquemático do conceito de interface e interfase em um compósito, sendo que nesta região é onde ocorre o processo de adesão. Essa adesão pode se dar por encaixe mecânico de cadeias da matriz polimérica em rugosidades existentes na superfície da fibra, atração eletrostática, forças de Van der Waals ou formação de ligações químicas mais fortes.

FIGURA 33 – Diagrama esquemático apresentando conceitos de interface e interfase em compósitos (BURAKOWSKI & REZENDE, 2000).

Os tratamentos oxidativos podem ser melhor divididos em oxidação por gases a seco, incluindo “*etching*” (corrosão) por plasma de gases oxidantes e oxidação úmida, realizada química ou eletroliticamente. Já os tratamentos não oxidativos incluem a deposição de formas ativas de carbono, tal como o tratamento altamente eficaz de “whiskerização” (*whiskerization*), a polimerização por plasma e a aplicação de recobrimento de polímero na superfície da fibra de carbono (*sizing*).

EHRBURGER & DONNET (1985) mostraram que o tratamento oxidativo da superfície da fibra de carbono por meio líquido ou gasoso, pode gerar grupos funcionais contendo oxigênio e, ao mesmo tempo, proporcionar um aumento na área superficial da fibra.

Vários tipos de oxidação à base de agentes na fase líquida, como por exemplo, ácido nítrico, permanganato ácido de potássio, dicromato ácido de potássio, hipoclorito de sódio, peróxido de hidrogênio e persulfato de potássio têm sido utilizados com diferentes graus de sucesso. Vários fatores tais como a concentração do ácido, o tempo de exposição, a temperatura e o modo de tratamento influenciam efetivamente nesses processos oxidativos, podendo gerar funcionalidade e o aparecimento de óxidos na superfície tratada e ainda, um aumento na área superficial pela formação de pequenos poros/depressões ou o aparecimento de sulcos (estrias)

longitudinais, o que facilita o ancoramento mecânico e a interpenetração entre a fibra e a matriz.

A seguir, descrevem-se os procedimentos do tratamento químico da fibra de carbono Torayca T300[®], constituída por 3000 filamentos (sem *size*), realizados por BURAKOWSKI & REZENDE (2000). O tratamento químico tem como objetivo, modificar a superfície da fibra de carbono, utilizando um oxidante na fase líquida (ácido nítrico – HNO₃), visando incorporar grupos funcionais na superfície da fibra e o aumento da rugosidade, a fim de melhorar a interface fibra/matriz no processamento do compósito.

3.6.2 Procedimentos para a realização do tratamento superficial da fibra de carbono Torayca T300[®] com HNO₃

No tratamento químico da fibra de carbono foi utilizado o ácido nítrico de procedência Synth[®], grau P.A., com concentração de 97 % em massa, fabricado em janeiro de 2001 e lote de fabricação nº 47323. O tratamento químico foi realizado no Laboratório de Análises Químicas do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC. Os procedimentos foram:

- Inicialmente, com o auxílio de luvas plásticas, enrolou-se (sem tencioná-las) a quantidade necessária (45 m) de fibra a ser tratada em um carretel de plástico;
- Sob proteção de uma capela, aqueceu-se em chapa de aquecimento, num Erlenmeyer de 500 ml, o ácido nítrico até a temperatura de 100 °C sem agitação, mantendo-se a temperatura constante durante todo o processo;
- Em seguida, mergulhou-se o carretel de plástico com as fibras no Erlenmeyer, contendo o ácido nítrico aquecido. O tempo de imersão foi 10 min;
- Assim, após o tratamento químico, num Béquer de 1000 ml, as fibras foram extensivamente lavadas com água destilada recém fervida até obter um pH entre 6 e 7;
- E, posteriormente secadas em estufa a 60 °C até total remoção da água e umidade aparente.

As análises das superfícies das fibras foram realizadas na Central de Análises Químicas Instrumentais do IQSC da USP, utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura LEO®, sem a deposição de filme metálico nas superfícies das amostras e as micrografias foram obtidas nas magnificações de 5000 e 15000 vezes.

3.7 Desenvolvimento de uma Metodologia de Fabricação para a Haste de Implante de Quadril

3.7.1 Introdução

Segundo SILVESTRE FILHO *et al.* (2001), a presente metodologia visa utilizar técnicas emergentes que estão relacionadas ao desenvolvimento de protótipos, dentre as quais se destaca a técnica de Prototipagem Rápida (*Rapid Prototyping*), utilizando-se aqui, particularmente, a tecnologia *FDM* (*Fused Deposition Modeling*), passando pela utilização de sistemas *CAD* e *CAE*.

Segundo GORNI (2001), o termo prototipagem rápida designa um conjunto de tecnologias usadas para se fabricar objetos físicos diretamente a partir de fontes de dados gerados por sistemas *CAD*. Consequentemente, o objetivo da utilização da técnica de Prototipagem Rápida nesta metodologia foi o de construir um protótipo físico da haste de implante de quadril a partir de um protótipo virtual da haste desenvolvido em um sistema *CAD*, visando-se a fabricação dos moldes de silicone para obtenção da haste. Do mesmo modo, a utilização dos sistemas *CAD* e *CAE* tiveram como objetivos, definir a geometria inicial e analisar as solicitações mecânicas da haste de implante de quadril, respectivamente.

As etapas desenvolvidas para a fabricação da haste de implante de quadril são descritas a seguir e mostradas no diagrama da FIGURA 34.

FIGURA 34 – Metodologia para o desenvolvimento da haste de implante de quadril.

3.7.2 Projeto conceitual

Segundo EVANS & GREGSON (1998), a aplicação de materiais compósitos em implantes ortopédicos permite muitas possibilidades novas de projeto, mas esta liberdade de projeto requer um entendimento claro dos objetivos e limitações no processo do projeto conceitual do componente (implante).

Então, no projeto conceitual da haste de implante de quadril é preciso ter informações multidisciplinares para finalizar o projeto com sucesso. Dentre as quais, EVANS & GREGSON (1998), trata das informações sobre seleção dos materiais que têm sido usados em aplicações ortopédicas. Destaca-se, notavelmente, a fibra de carbono como agente de reforço, por ter potencialmente uma boa biocompatibilidade, pelo menos do ponto de vista químico, e os polímeros reforçados por fibra de carbono por oferecem excelentes propriedades de resistência e/ou rigidez se corretamente utilizados; técnicas de fabricação e de processamento de compósitos em aplicação ortopédica de implantes; detalhes de projeto dos implantes; aspectos biológicos e mecânicos da performance de implantes em compósito; resistência e durabilidade de implantes em compósito; testes mecânicos de implantes em compósito; e por último, comenta sobre os prospectos futuros do uso de materiais compósitos em implantes ortopédicos.

PAUL (1999) aborda métodos de determinação de sistemas de carregamento relevantes à resistência mecânica de implantes de quadril e de joelho. Dados de carregamentos sobre implantes obtidos por vários modelos biomecânicos são comparados e relacionados com carregamentos reais medidos por transdutores implantados.

3.7.3 Protótipos virtuais

Nesta etapa, utilizando-se o sistema CAD, Pro/ENGINEER®, definiu-se o projeto inicial da haste de implante de quadril baseado na geometria. A geometria, mostrada no ANEXO B, segue as especificações dimensionais do fêmur humano de acordo com GARCIA FILHO *et al.* (1998).

Logo em seguida, passou-se para a etapa de análise do desempenho mecânico por meio do modelo da haste de implante de quadril no sistema *CAE*, *ANSYS*[®]. Este utiliza o Método dos Elementos Finitos para análise numérica de problemas físicos. Esta etapa será descrita com mais detalhes em seções posteriores.

3.7.4 Protótipos físicos

Esta etapa foi realizada com a transferência dos dados geométricos do protótipo virtual gerado no sistema *CAD* (modelo sólido) para o sistema de Prototipagem Rápida. Esta transferência se dá com a conversão dos dados geométricos do modelo sólido para um formato de arquivo de comunicação padronizado no formato *STL*, próprio para prototipagem rápida.

A técnica de Prototipagem Rápida utilizada foi a *FDM* e produz protótipos com geometria complexa em intervalos de tempo relativamente curtos se comparados com os processos convencionais. A *FDM* cria modelos físicos a partir de um material termoplástico aquecido, extrudado através de um bico posicionado sobre uma mesa controlada por computador. A mesa é movimentada para receber o material até que uma fina camada (*slice*) seja formada. A próxima camada é construída em cima desta, e assim sucessivamente, até que o objeto esteja completamente formado. O sistema utiliza uma variedade de materiais, sendo o mais comum o plástico *ABS*, (HUBINGER *et al.*, 1999).

O equipamento de Prototipagem Rápida utilizado foi o modelo FDM 8000 da Stratasys[®] com capacidade volumétrica de 457 x 457 x 609 mm. Os dados gerados pelo sistema *CAD* no formato *STL* foram interpretados pelo programa QuickSlice[®] também desenvolvido pela Stratasys[®].

3.7.5 Fabricação do ferramental

Esta etapa consistiu na obtenção dos moldes de silicone a partir do protótipo físico em *ABS*, (FIGURA 35a). Os moldes fabricados foram do tipo bipartido e o material utilizado foi um elastômero de silicone da Dow Corning[®] com massa específica de 1,16 g/cm³. O protótipo físico foi inicialmente posicionado na caixa de moldagem de tal forma que a primeira metade do molde pudesse ser obtida. A outra

metade do molde foi obtida posicionando-se o protótipo físico sobre a primeira metade do molde de silicone, com pinos para a criação dos canais de vazamento e de saída de ar (FIGURA 35b).

(a)

(b)

FIGURA 35 – (a) Protótipo físico em *ABS* e uma metade do molde de silicone; (b) Preparação do protótipo físico em *ABS* na caixa de moldagem.

3.7.6 Fabricação da haste de implante de quadril

Esta etapa consistiu na preparação e vazamento, à pressão e temperatura ambiente, do poliuretano no molde de silicone. Obtendo-se assim, a haste de implante de quadril em poliuretano, ilustrada na FIGURA 36. A última etapa consiste em realizar testes experimentais, segundo as normas ISO 7206 que determinam as propriedades de resistência de hastes de implante de quadril.

FIGURA 36 – Haste de implante de quadril.

3.8 Realização dos Ensaios Experimentais de Resistência Mecânica da Haste de Implante de Quadril sob Carregamento Quase-Estático

No ensaio mecânico da haste de implante de quadril, seguiram-se as especificações da norma ISO 7206-3 que determina o desempenho de hastes de implante de quadril submetidas a carregamentos cíclicos sem aplicação de torção. No entanto, no ensaio realizado, utilizou-se um carregamento quase-estático com velocidade de 1.0 mm/min. A haste foi engastada a uma distância de 80 mm, verticalmente abaixo do centro da esfera.

Avaliou-se também, a resistência mecânica do pescoço da haste de implante de quadril quando submetido a carregamento quase-estático com velocidade de 1.0 mm/min. Adotou-se a norma ISO 7206-6. O dispositivo utilizado nestes ensaios está ilustrado no ANEXO C.

3.9 Modelagem por Elementos Finitos do Ensaio Mecânico da Haste de Implante de Quadril

Segundo a metodologia de HUEBNER; THORNTON & BYRON (1995), descrita no item 2.3.2, o problema foi dividido seguindo-se as etapas para a utilização do Método dos Elementos Finitos: etapas de modelamento da geometria, modelamento matemático e criação da malha (pré-processamento) e de solução e etapa final de pós-processamento. Nestas análises utilizou-se o *software* ANSYS®.

3.9.1 Pré-processamento

a) Construção da geometria

As dimensões utilizadas para a análise numérica do ensaio de resistência da haste de implante de quadril são especificadas conforme os parâmetros dos ANEXOS B e C. Devido à complexidade da geometria, gerou-se o modelo 3D no sistema CAD, Pro/ENGINEER® e utilizou-se a interface de transferência de dados IGES para o intercâmbio de dados geométricos entre o Pro/ENGINEER® e o sistema CAE, ANSYS®. Utilizando a condição de simetria geométrica e de carregamento foi

feita a modelagem de apenas metade dos componentes, de modo a poupar esforço computacional.

b) Propriedades dos materiais

As propriedades dos materiais utilizados na modelagem são apresentadas na TABELA 12.

TABELA 12 – Propriedades dos materiais utilizados na simulação.

	Módulo de Elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
Poliuretano ¹	0.7	0.37
Alumina ²	366	0.22

¹ Valores experimentais

² Valores da literatura (WREGE, 2000)

Na simulação, considerou-se o modelo de material isotrópico para a alumina, utilizada na esfera. Para a descrição do comportamento do poliuretano, considerou-se o modelo elasto-plástico perfeito, segundo a curva tensão *versus* deformação para tração ($E = 0,7$ GPa, $\sigma = 41,5$ MPa) obtida por ensaio experimental, conforme mostrado na FIGURA 37.

FIGURA 37 – Modelo de material elasto-plástico perfeito.

c) Geração da malha

Foi definido o elemento SOLID 45 para a construção da malha. No APÊNDICE II há uma descrição deste elemento. Na TABELA 13 tem-se a quantidade de elementos usados na modelagem para o caso estudado.

TABELA 13 – Distribuição do elemento na modelagem.

Teste ISO 7206-3 com Carregamento Quase- Estático			
COMPONENTE	MATERIAL	ELEMENTO	QUANTIDADE
Acetábulo	Poliuretano	SOLID 45	224
Esfera	Alumina	SOLID 45	136
Haste	Poliuretano	SOLID 45	728
Suporte	Poliuretano	SOLID 45	320
Total			1448

Nas FIGURAS 38a e 38b têm-se as configurações finais do conjunto dos componentes, segundo as especificações do teste ISO 7206-3.

FIGURA 38 – Configurações do conjunto dos componentes, segundo as especificações do teste ISO 7206-3.

d) Condições de contato entre a esfera e o acetábulo

Uma vez gerado o modelo e a malha, é necessário a criação de componentes formados por nós para a definição das regiões de contato entre os sólidos. Para tal foram criados os componentes para descrever as superfícies da esfera e do acetábulo.

A opção de contato utilizada no ANSYS® foi *surface-to-surface contact*, onde foram definidos os componentes que podem vir a entrar em contato. Os elementos de contato utilizados foram o TARGE170 e o CONTA173. No APÊNDICE II há uma descrição destes elementos.

e) Condições de contorno

Uma vez feita a modelagem da metade do problema, é necessária a aplicação de condições de contorno que traduzam a simetria do modelo. Na modelagem do acetábulo, esfera, haste e suporte foram travados os deslocamentos na direção z de todos os nós pertencentes às superfícies de simetria. Para impedir o movimento do suporte, travaram-se todos os graus de liberdade dos nós da superfície lateral e inferior do suporte. Da mesma forma, os nós da superfície lateral e superior do acetábulo foram travados na direção y e z , permitindo-se deslocamento apenas na direção x . Estas condições são mostradas na FIGURA 39a e 39b.

FIGURA 39 – Condições de contorno utilizando a condição de simetria (a) na haste e (b) no acetábulo

f) Carregamentos

O carregamento aplicado foi um deslocamento constante no acetábulo de 20 mm na direção negativa de x para a simulação do teste ISO 7206-3. Para isto, aplicou-se o deslocamento nos nós da superfície superior do mesmo (FIGURA 38b).

3.9.2 Solução

Para resolução numérica de problemas não lineares, na abordagem estática implícita, o ANSYS[®] emprega o método de Newton-Raphson. No APÊNDICE III há mais detalhes sobre esta abordagem de resolução numérica.

3.9.3 Pós-processamento

Os resultados obtidos são as cargas e deslocamentos nodais do acetábulo. Os resultados bem como suas análises e a verificação com os dados experimentais são apresentados e detalhados no capítulo seguinte.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise por Microscopia Eletrônica de Varredura da Superfície da Fibra de Carbono Torayca T300®

A FIGURA 40a (ampliação de 5000X) mostra uma região da fibra de carbono sem tratamento químico, onde se percebe a presença de micropartículas sobre a superfície de alguns filamentos, provavelmente, partículas provenientes do meio ambiente que ficam em suspensão no ar atmosférico. A FIGURA 40b (ampliação de 15000X), mostra que o filamento da fibra de carbono sem tratamento químico, utilizado como referência, apresenta a rugosidade característica do processo de fabricação deste tipo de reforço.

FIGURA 40 – Fibra de carbono sem tratamento químico (a) ampliada 5000X e (b) ampliada 15000X.

Comparando-se as fibras de carbono tratadas com HNO_3 a quente (FIGURAS 41a e 41b, na ampliação de 5000X e 15000X, respectivamente), com as fibras utilizadas como referência (FIGURAS 40a e 40b), observa-se que o tratamento químico feito por 10 min não provoca uma mudança significativa na superfície dos

filamentos da fibra de carbono. Nota-se também que o tratamento químico possibilitou a limpeza superficial dos mesmos.

FIGURA 41 – Fibra de carbono com tratamento químico (a) ampliada 5000X e (b) ampliada 15000X.

No entanto, BURAKOWSKI & REZENDE (2000) observaram que o tratamento químico com HNO_3 a quente por 20 min, provoca uma mudança significativa na superfície da fibra, comprovada pela presença de vales mais profundos no sentido longitudinal do reforço, evidenciando um ataque químico mais severo, como mostrado na FIGURA 42 (indicado por seta amarela).

FIGURA 42 – Filamento da fibra de carbono tratada com HNO_3 por 20 min, ampliado 5000X.
(BURAKOWSKI & REZENDE, 2000)

BURAKOWSKI & REZENDE (2000) observaram, também, que quanto maior o tempo de exposição à solução ácida, mais acentuados ficam os sulcos longitudinais e as depressões. Assim, concluíram que os tratamentos superficiais realizados nos tempos superiores a 20 min, até 60 min, mostraram-se inadequados, por comprometerem a resistência da fibra de carbono, ao ponto de inviabilizar o manuseio deste reforço na preparação de corpos de prova para os ensaios de resistência à tração, o que, conseqüentemente, impossibilitaria a fabricação de compósitos, já que o tratamento químico comprometeria suas propriedades mecânicas finais.

4.2 Ensaios Experimentais Quase-Estáticos do Material

Inicialmente, apresenta-se os resultados experimentais quase-estáticos de tração, flexão, compressão e determinação do coeficiente de Poisson, a fim de caracterizar as propriedades mecânicas do poliuretano derivado de óleo de mamona desenvolvido para implantes ósseos. Posteriormente, as informações associadas a esses ensaios são utilizadas para alimentar o modelo de material utilizado na análise numérica e os resultados experimentais de tração e flexão servem de base de comparação para os resultados obtidos nos ensaios experimentais do poliuretano reforçado por fibra de carbono.

Segue assim, a apresentação dos resultados obtidos após a realização dos ensaios dos corpos de prova.

4.2.1 Ensaios de tração, flexão, compressão e de coeficiente de Poisson do poliuretano derivado de óleo de mamona

a) Ensaio de tração

Neste ensaio, utilizaram-se 10 corpos de prova do poliuretano e os resultados apresentados são valores médios. As curvas de tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de tração para os corpos de prova do poliuretano, apresentaram um comportamento de acordo com a curva da FIGURA 43.

FIGURA 43 – Curva do ensaio de tração da amostra do poliuretano.

Nota-se que a resposta do poliuretano à tração é dúctil, apresentando uma curva característica dos polímeros que sofrem escoamento na tensão máxima após a região linear elástica, seguida de deformação plástica até a ruptura.

O alongamento dá uma medida comparativa da ductilidade, ou seja, quanto maior for o alongamento, mais dúctil será o material. Após ser atingida a carga máxima, ocorre a estricção do material, que é uma diminuição da seção transversal do corpo de prova na região aonde vai se localizar a ruptura. A carga que produz a ruptura do material é geralmente menor que a carga máxima do limite de escoamento. Assim, a resistência à tração no limite de ruptura não é especificada por não caracterizar o material. Quanto mais dúctil é o material, mais ele se deforma ou se alonga antes de romper.

CLARO NETO (1997) utilizou o método de *DMA* para estudar as caracterizações viscoelásticas do poliuretano e também a determinação da temperatura de transição vítrea (T_g). O comportamento viscoelástico evidencia uma das características que diferenciam os polímeros de outros materiais. Esta propriedade faz com que os polímeros tenham comportamento elástico, ou seja, de um sólido e o comportamento viscoso, característico de líquidos. O estudo deste comportamento é importante, porque caracteriza suas propriedades frente a variações

de temperaturas e solicitações mecânicas, servindo como indicativo para possíveis aplicações industriais.

Os valores médios e os desvios padrões encontrados para resistência à tração no limite de escoamento, porcentagem de deformação no limite de escoamento e módulo de elasticidade para as amostras do poliuretano são mostrados na TABELA 14. A medida do módulo de elasticidade é o coeficiente angular da reta característica (linha vermelha) da zona elástica, mostrada na FIGURA 43.

TABELA 14 – Valores encontrados nos ensaios de tração das amostras do poliuretano.

PROPRIEDADES	RESULTADOS
Resistência à Tração no Limite de Escoamento [MPa]	$41,5 \pm 0,3$
Deformação no Limite de Escoamento [%]	$8,7 \pm 0,2$
Módulo de Elasticidade [GPa]	$0,7 \pm 0$

Nas amostras ensaiadas, os níveis atingidos de pico de tensão e deformação até o limite de escoamento, e módulo de elasticidade, têm valores médios coerentes com os valores médios obtidos por CLARO NETO (1997) para o mesmo tipo de poliuretano desenvolvido para implantes ósseos, cujos valores são 38,4 MPa, 4,6% e 1,2 GPa, respectivamente. Estes valores foram obtidos, segundo a relação estequiométrica de 1:0,66 na mistura do pré-polímero e do polioliol, respectivamente. Em estudos preliminares, concluiu-se que estes poliuretanos estão diretamente ligados às relações estequiométricas utilizadas na mistura do pré-polímero e do polioliol, e que estas definem as propriedades desses poliuretanos.

Segundo CLARO NETO (1997), o conhecimento do comportamento mecânico deste polímero é de grande importância, pois este vai servir de base para posteriores estudos de Bioengenharia, onde podem ser feitos cálculos de dimensionamentos de próteses para cada tipo de aplicação, devido aos esforços a que estas vão ser submetidas.

No entanto, segundo a literatura, um dos requisitos para que um material seja candidato ao uso em implantes ortopédicos é a sua resistência mecânica. Na prática, é preciso que o material apresente uma resistência mecânica semelhante à do osso substituído. Na construção de hastes de implante de quadril, o material candidato deve ter propriedades mecânicas próximas à do fêmur humano, cujos

valores médios, segundo CURREY (1990), para um fêmur adulto de 35 anos são: 16,7 GPa para o módulo de elasticidade; 166,0 MPa para a resistência à tração no limite de ruptura; e 2,9% para a deformação à tração no limite de ruptura.

Com estes valores, percebe-se que a resistência à tração no limite de escoamento e o módulo de elasticidade do poliuretano estão abaixo das propriedades do fêmur humano, comprovando-se a necessidade de reforçá-lo com fibra de carbono para aplicação em hastes de implante de quadril.

b) Ensaio de flexão

Neste ensaio, utilizaram-se 10 corpos de prova do poliuretano e os resultados apresentados são valores médios. Nos ensaios de flexão, o comportamento foi semelhante ao anterior. Nestes ensaios, como não houve quebra do corpo de prova, foi determinada a resistência à flexão para a deformação de 5 %, seguindo as recomendações da norma ASTM D790-96. As curvas de tensão *versus* deformação obtidas nos ensaios de flexão das amostras do poliuretano, apresentaram um comportamento de acordo com a FIGURA 44.

FIGURA 44 – Curva do ensaio de flexão da amostra do poliuretano.

Os valores médios e os desvios padrões encontrados para a resistência à flexão para a deformação de 5% e o módulo de elasticidade em flexão para as amostras do poliuretano são mostrados na TABELA 15.

TABELA 15 – Valores encontrados nos ensaios de flexão das amostras do poliuretano.

PROPRIEDADES	RESULTADOS
Resistência à flexão para a deformação de 5% [MPa]	$56,3 \pm 0,8$
Módulo de Elasticidade em flexão [GPa]	$1,5 \pm 0$

c) Ensaio de compressão

Os resultados dos ensaios de compressão nos corpos de prova do Poliuretano, segundo a curva de tensão *versus* deformação, apresentaram um comportamento de acordo com a FIGURA 45.

FIGURA 45 – Curva do ensaio de compressão da amostra do poliuretano.

Nota-se que a resposta do poliuretano à compressão é dúctil, sofrendo escoamento na tensão máxima, seguida pelo início do processo de plastificação. Neste caso, só se pode determinar com certa precisão as propriedades referentes à zona elástica, sendo impossível medir a carga máxima atingida ou de ruptura. Assim, o corpo de prova cilíndrico do poliuretano sujeito a um esforço axial de compressão tende, na zona plástica, a aumentar a sua seção transversal com o acréscimo de carga. Considerando-se a tensão real (carga dividida pela área instantânea), com o aumento da carga, essa tensão diminui, aumentando assim a resistência do material. Por essa

razão, o corpo de prova do poliuretano não se rompe, ficando cada vez mais achatado até se transformar num disco.

Como no ensaio de tração, pode-se determinar no ensaio de compressão as propriedades referentes à zona elástica, onde é seguida a lei de Hooke. Os valores médios e os desvios padrões encontrados para resistência à compressão no limite de escoamento, porcentagem de deformação no limite de escoamento, e módulo de elasticidade para as amostras do poliuretano são mostrados na TABELA 16. A medida do módulo de elasticidade é o coeficiente angular da reta característica (linha vermelha) da zona elástica, mostrada na FIGURA 45.

TABELA 16 – Valores encontrados nos ensaios de compressão das amostras do poliuretano.

PROPRIEDADES	RESULTADOS
Resistência à Compressão no Limite de Escoamento [MPa]	$45,6 \pm 1,2$
Deformação no Limite de Escoamento [%]	$5,3 \pm 0,1$
Módulo de Elasticidade [GPa]	$1,1 \pm 0$

Os níveis atingidos de pico de tensão e deformação até o limite de escoamento, e módulo de elasticidade, também têm valores médios coerentes com os valores médios obtidos por CLARO NETO (1997) para o mesmo tipo de poliuretano, cujos valores são 48,4 MPa, 5,2% e 1,4 GPa, respectivamente.

Neste trabalho, o ensaio de compressão foi realizado para comparação dos resultados com o ensaio de tração, bem como das curvas tensão *versus* deformação nos dois ensaios. Assim, nos ensaios de compressão, o poliuretano teve um comportamento semelhante aos ensaios de tração, com a diferença do polímero se mostrar mais resistente às cargas de compressão.

d) Ensaio de determinação do coeficiente de Poisson

Neste ensaio, utilizaram-se 10 corpos de prova do poliuretano e o resultado apresentado é o valor médio. O ensaio foi realizado com a finalidade de determinar o valor do coeficiente de Poisson do poliuretano para alimentar o modelo de material adotado na análise numérica. Dessa forma, torna-se possível ajustar parâmetros de

modelos de material a fim de minimizar o erro entre os resultados numéricos e os experimentais.

O valor médio e o desvio padrão do coeficiente de Poisson encontrado para as amostras do poliuretano são mostrados na TABELA 17.

TABELA 17 – Valor encontrado no ensaio de coeficiente de Poisson das amostras do poliuretano.

PROPRIEDADE	RESULTADO
Coeficiente de Poisson	$0,37 \pm 0,01$

4.2.2 Ensaios de tração do poliuretano reforçado por fibra de carbono para frações volumétricas de 5%, 10% e 20%

Nestes ensaios, utilizaram-se 5 corpos de prova para cada sistema do compósito e os resultados apresentados são valores médios. Com relação aos corpos de prova em compósito formados por fibras orientadas a 0° em relação ao carregamento aplicado, realizaram-se os ensaios de tração para três valores de fração volumétrica em fibra. Os valores médios e os desvios padrões das propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de tração para os três sistemas do compósito estão exibidos na TABELA 18.

TABELA 18 – Valores encontrados nos ensaios de tração das amostras do poliuretano reforçado por fibra de carbono com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS POR TRAÇÃO	RESULTADOS				
	5%		10%		20%
	Sem	Com	Sem	Sem	
	Tratamento	Tratamento	Tratamento	Tratamento	
Resistência à Ruptura [MPa]	132,8 ± 8,3	140,2 ± 2,9	243,9 ± 18,8	316,1 ± 8,5	
Deformação até a Ruptura [%]	4,6 ± 0,6	5,5 ± 0,4	9,8 ± 1,2	10,9 ± 1,2	
Módulo de Elasticidade [GPa]	3,8 ± 0,1	3,6 ± 0,2	5,5 ± 0,2	8,6 ± 0,5	

A FIGURA 46 mostra as curvas de tensão *versus* deformação obtidas dos ensaios de tração para os três sistemas do compósito com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

FIGURA 46 – Curvas típicas dos ensaios de tração das amostras dos compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

A figura indica que há uma mudança das curvas de tensão *versus* deformação de um segmento linear elástico inicial para uma relação não linear com uma deformação até o limite de resistência à ruptura, exibindo uma ruptura frágil.

Nota-se também que a baixas deformações, a relação tensão-deformação é linear e o material se comporta como um meio elástico, calculando-se neste ponto o módulo de elasticidade. Já a altas deformações, a não-linearidade da relação tensão-deformação ocorre devido as propriedades viscoelásticas do poliuretano (matriz), e possivelmente pela redução progressiva de eficiência da interface fibra/matriz. No entanto, este fenômeno deverá ser avaliado posteriormente com maior precisão, baseando-se em ensaios experimentais mais adequados.

Por comparação das curvas mostradas na FIGURA 46, nota-se que o valor da resistência no limite de ruptura, aumentou consideravelmente segundo a fração volumétrica em fibra para cada compósito. A mesma observação é válida para a deformação e o módulo de elasticidade.

HUANG & RAMAKRISHNA (2000), revisando as técnicas desenvolvidas recentemente para modelos micromecânicos de previsão das propriedades de rigidez e resistência de compósitos de matriz polimérica reforçados por tecidos, mostraram que as propriedades mecânicas destes compósitos dependem das propriedades dos

materiais constituintes (fibra e matriz) utilizados. Esta característica foi explicada, por meio de curvas típicas de tensão *versus* deformação obtidas por ensaio de tração para três diferentes tipos de compósitos. Para o compósito formado por tecido de fibra de vidro e por uma matriz termofixa de epoxi, a curva de tensão *versus* deformação é grosseiramente linear com uma pequena deformação até o limite de ruptura (1,3%). Quando o mesmo tecido de fibra de vidro é reforçado por uma matriz termoplástica de polipropileno, a curva de tensão *versus* deformação resultante, modifica-se de um segmento linear elástico inicial para uma relação não linear com uma deformação até o limite de ruptura (8,5%). Por último, uma curva típica de tensão *versus* deformação de um compósito formado por tecido de fibra de poliéster reforçado por um elastômero de poliuretano, tem seu comportamento caracterizado por uma relação elástica linear inicial muito pequena, seguido por um comportamento não linear com uma deformação até o limite de ruptura bastante grande (86,2%). Assim, as curvas indicam claramente que a matriz polimérica influencia significativamente no desempenho mecânico global dos compósitos.

Os resultados da TABELA 18 indicam que o tratamento químico realizado na fibra de carbono, resultou num ligeiro aumento de 5,6% na resistência à tração na ruptura do compósito com 5% de fração volumétrica em fibra. Este aumento na resistência do compósito pode ser justificado pela melhor adesão interfacial entre a fibra e a matriz, proporcionada pelo tratamento químico.

Uma outra comparação dos resultados, revela outra diferença interessante. O compósito com fibras tratadas teve um aumento de 19,6% na deformação de ruptura em relação ao compósito com fibras não tratadas para 5% de fração volumétrica. É visto assim que variando a adesão interfacial, as propriedades dominadas pela fibra, como a resistência à tração longitudinal e a deformação até a ruptura, podem ser alteradas significativamente. Este mesmo comportamento foi constatado por SUBRAMANIAN *et al.* (1996) ao investigarem o efeito da mudança do nível de tratamento superficial da fibra de carbono e sua influência na interface fibra/matiz sobre as propriedades mecânicas de compósitos unidirecionais em matriz epoxi.

Os resultados mostrados na TABELA 18, também indicam que o módulo de elasticidade do compósito com fibras tratadas teve uma redução de 5,3% em relação ao compósito com fibras não tratadas. Isto é interessante, considerando que a fração

volumétrica é idêntica em ambos os compósitos. Se os dados mostram que houve melhora na adesão interfacial, não se esperava a mudança da propriedade dominada pela fibra de carbono, como o módulo de elasticidade. Uma explicação admissível para este comportamento é a possibilidade do tratamento químico com HNO_3 , resultar na degradação da rigidez da fibra, manifestando-se como uma redução no módulo de elasticidade longitudinal do compósito. Esta explicação é razoável, visto que BURAKOWSKI & REZENDE (2000) evidenciaram uma redução no valor médio da resistência à tração em função do tempo de exposição ao ácido nítrico, se comparado ao valor médio inicial da fibra sem tratamento. Comparando a FIGURA 41b (fibra tratada por 10 min) com a FIGURA 40b (fibra original), não se percebe uma mudança significativa na morfologia da superfície que indique um ataque químico mais severo, como observado na FIGURA 42 (fibra tratada por 20 min). No entanto, mesmo para exposição ao ácido nítrico por 10 min, BURAKOWSKI & REZENDE (2000) constataram uma pequena redução na resistência à tração da fibra de carbono, que pode se associar ao comportamento da rigidez do compósito.

No geral, os resultados obtidos com o tratamento químico da fibra de carbono com HNO_3 foram satisfatórios e de acordo com as discussões feitas para o compósito com 5% de fração volumétrica em fibra, espera-se que os compósitos com 10% e 20% de fração volumétrica em fibra, comportem-se de modo semelhante.

A seguir, nas FIGURAS 47a e 47b, apresentam-se os ganhos percentuais de resistência e de módulo de elasticidade a tração do poliuretano reforçado por fibra de carbono com relação ao poliuretano sem reforço.

(a)

(b)

FIGURA 47 – Comparação dos ganhos percentuais de (a) resistência à tração e de (b) módulo de elasticidade do poliuretano reforçado por fibra de carbono sobre o poliuretano sem reforço.

4.2.3 Ensaio de flexão do poliuretano reforçado por fibra de carbono para frações volumétricas de 5%, 10% e 20%

Nestes ensaios, utilizaram-se 5 corpos de prova para cada sistema do compósito e os resultados apresentados são valores médios. Com relação aos corpos

de prova em compósito formados por fibras orientadas a 0° com relação ao eixo longitudinal, realizaram-se os ensaios de flexão a três pontos para três valores de fração volumétrica em fibra. Os valores médios e os desvios padrões das propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de flexão para os três sistemas do compósito estão exibidos na TABELA 19.

TABELA 19 – Valores encontrados nos ensaios de flexão das amostras do poliuretano reforçado por fibra de carbono com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica.

PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS POR FLEXÃO	RESULTADOS			
	5%		10%	20%
	Sem Tratamento	Com Tratamento	Sem Tratamento	Sem Tratamento
Resistência à Ruptura [MPa]	115,3 ± 9,0	133,4 ± 9,5	208,8 ± 19,6	356,0 ± 7,7
Deformação até a Ruptura [%]	1,8 ± 0,2	2,3 ± 0,2	1,6 ± 0,2	1,3 ± 0
Módulo de Elasticidade [GPa]	6,6 ± 0,3	6,0 ± 0,3	13,4 ± 0,1	29,1 ± 1,0

Os resultados da TABELA19 indicam que o tratamento químico realizado na fibra de carbono, resultou num aumento de 15,7% na resistência à flexão até a ruptura das primeiras fibras e um aumento de 27,8% na deformação de ruptura do compósito com 5% de fração volumétrica em fibra. Este comportamento foi semelhante ao observado nos ensaios de tração, porém as propriedades dominadas pela fibra, como a resistência à flexão e a deformação até a ruptura, foram mais evidentes nos ensaios de flexão.

Como nos ensaios de tração, os resultados mostrados na TABELA 19, também indicam que o módulo de elasticidade do compósito com fibras tratadas teve uma redução, porém mais significativa, de 9,1% em relação ao mesmo compósito com fibras não tratadas para o ensaio de flexão.

Nota-se uma característica interessante que está relacionada aos valores de resistência à ruptura, obtidos nos ensaios de tração e flexão, mostrados na TABELAS 18 e 19. Tal característica, observada por WISNOM (1992), é que a resistência de compósitos unidirecionais submetidos à flexão é semelhante à resistência de compósitos unidirecionais submetidos a tração. Isto pode ser verificado por meio do

gráfico da FIGURA 48, onde se comparam as diferenças entre os valores da resistência obtidos nos ensaios de tração e flexão.

Corpos de Prova do Poliuretano com Frações Volumétricas Diferentes

FIGURA 48 – Gráfico comparativo das diferenças entre valores de resistência obtidos nos ensaios de tração e flexão para o poliuretano e os compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

A FIGURA 49 mostra as curvas de tensão *versus* deformação obtidas dos ensaios de flexão para os três sistemas do compósito com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

FIGURA 49 – Curvas típicas dos ensaios de flexão das amostras dos compósitos com 5%, 10% e 20% de fração volumétrica em fibra.

A figura indica que as curvas se comportam linearmente até o limite de resistência à ruptura, exibindo uma ruptura frágil. Nota-se também que para todos os compósitos, exceto para o compósito com fibras tratadas, ocorreu, primeiramente, a falha das fibras antes da falha total do compósito. Observa-se também, que ao contrário do comportamento dos compósitos à tração, onde houve um aumento da deformação até a ruptura do material, o comportamento dos compósitos à flexão, apresentou uma redução na deformação até a ruptura das primeiras fibras.

Observa-se que as curvas mostram, visivelmente, um aumento do limite de resistência à ruptura, segundo a fração volumétrica em fibra para cada compósito. A mesma observação é válida para a inclinação da reta de cada curva da FIGURA 49, onde é calculado o módulo de elasticidade a flexão, cujo módulo é maior do que o módulo de elasticidade obtido no ensaio de tração para cada sistema do compósito. Ao contrário dos valores obtidos nos ensaios de tração, houve diminuição dos valores da deformação até o limite de ruptura do material.

Observa-se também, que não houve a falha inicial das fibras antes da falha total do compósito com fibras tratadas quimicamente. Sabe-se, da literatura, que o mecanismo de falha por flexão é uma combinação de esforços de compressão, tração e cisalhamento. Assim, provavelmente, como houve um aumento de resistência devido à melhora da adesão interfacial observada nos ensaios de tração, espera-se que este comportamento tenha se refletido no ensaio de flexão para o compósito com fibras tratadas. No compósito com 20% de fração volumétrica em fibra, observou-se a falha progressiva das fibras antes da falha total do compósito, o que não se evidenciou para as frações volumétricas de 5% e 10%.

A seguir, nas FIGURAS 50a e 50b, apresentam-se os ganhos percentuais de resistência e de módulo de elasticidade a flexão do poliuretano reforçado por fibra de carbono com relação ao poliuretano sem reforço.

(a)

(b)

FIGURA 50 – Comparação dos ganhos percentuais de (a) resistência à flexão e de (b) módulo de elasticidade do poliuretano reforçado por fibra de carbono sobre o poliuretano sem reforço.

4.3 Ensaios Experimentais Quase-Estáticos da Haste de Implante de Quadril

4.3.1 Ensaio da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3

Em cada máquina de ensaio universal, ensaiaram-se 5 hastes de implante de quadril, utilizando o dispositivo de ensaio mostrado no ANEXO C. Os valores médios e os desvios padrões obtidos nos ensaios de resistência mecânica das hastes de implante de quadril em poliuretano estão exibidos na TABELA 20.

TABELA 20 – Valores médios encontrados nos ensaios das amostras da haste de implante de quadril em poliuretano (ISO 7206-3).

RELAÇÃO CARGA-DESLOCAMENTO	RESULTADOS	
	Ensaio segundo a ISO 7206-3	
	Sintech 6 [®]	Instron [®]
Carga Máxima [N]	3156,7 ± 102,9	4266,3 ± 197,3
Deslocamento até a Carga Máxima [mm]	16,9 ± 0,2	18,6 ± 0,8

Como pode ser observado pelos dados da TABELA 20, obtiveram-se diferentes valores de carga máxima nos ensaios das hastes para máquinas de ensaio universal distintas. Primeiramente, foram realizados os ensaios na máquina Sintech6[®]. Durante os ensaios, um dos cabeçotes acoplado à máquina, responsável pela movimentação do êmbolo do dispositivo de ensaio da haste, apresentou uma leve inclinação durante o deslocamento do mesmo, devido ao momento gerado pela posição de ensaio da haste. Observou-se que o sistema de fixação do dispositivo com a máquina não foi eficiente. Isto influenciou na medição da rigidez da haste durante o ensaio, como mostra a curva carga *versus* deslocamento da FIGURA 51.

Utilizando-se a máquina de ensaio universal INSTRON[®] do SMM, cujos cabeçotes são mais rígidos, não houve inclinação dos mesmos, porém o sistema de fixação do dispositivo de ensaio com a máquina também não foi eficaz. Embora os resultados tenham sido melhores do que os obtidos na máquina SINTECH 6[®], o sistema de fixação do dispositivo ainda influenciou na medição da rigidez da haste de implante de quadril.

Para este ensaio, onde a haste de implante de quadril é engastada no dispositivo a uma distância de 80 mm abaixo do centro da esfera, a haste apresentou uma resposta dúctil ao carregamento. O ensaio foi conduzido por meio do deslocamento do êmbolo do dispositivo de ensaio até alcançar a carga máxima e não houve a ruptura da haste, onde a mesma sofreu deformação plástica.

Figura 51 – Curva do ensaio de resistência mecânica das amostras da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3.

Segundo as curvas da FIGURA 51, pode-se concluir com os valores obtidos, que o poliuretano quando aplicado sem reforço para confecção das hastes apresenta valores abaixo dos exigidos na literatura para utilização como implante de quadril. Segundo ROTEM (1994), as forças atuantes no fêmur, em situações dinâmicas consideradas extremas, como as encontradas ao subir uma escada ou no andar rápido, o nível de carregamento pode atingir de sete a oito vezes o peso do corpo, ou 5356 N por um período menor que um segundo. Quando o corpo está apoiado sob uma única perna o carregamento varia de 2,7 a 2,9 vezes o peso do corpo ou 1990 N. As maiores forças são exercidas pelos músculos glúteos máximos e médios podendo atingir 1500 N. Assim, no regime elástico, o valor médio da carga obtido nos ensaios está um pouco acima do valor do carregamento para condições mínimas de solicitação (1990 N). No entanto, para condições normais de uso, os carregamentos

são mais altos. Observando-se, assim, a necessidade de reforçar o poliuretano para aplicações em hastes de implante de quadril.

4.3.2 ENSAIO DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL SEGUNDO A NORMA ISO 7206-6

Neste ensaio, utilizaram-se 5 hastes de implante de quadril. A posição de engaste da haste no dispositivo de ensaio é mostrada no ANEXO C. Os valores médios e os desvios padrões obtidos nos ensaios de resistência para as amostras da haste de implante de quadril em poliuretano estão exibidos na TABELA 21.

TABELA 21 – Valores médios encontrados nos ensaios das amostras da haste de implante de quadril em poliuretano (ISO 7206-6).

RELAÇÃO CARGA-DESLOCAMENTO	RESULTADOS
	Ensaio segundo a ISO 7206-6 realizado na máquina Sintech 6 [®]
Carga de Ruptura [N]	4424,9 ± 138,7
Deslocamento até a Ruptura [mm]	4,6 ± 0,2

Para este ensaio, onde a haste de implante de quadril é engastada no dispositivo a uma distância de 30 mm abaixo do centro da esfera, a haste apresentou uma resposta frágil ao carregamento. O ensaio foi conduzido até a ruptura do pescoço da haste. Segundo a curva da FIGURA 52, a carga máxima obtida foi de 4424,9 N na ruptura.

Figura 52 – Curva do ensaio de resistência mecânica das amostras da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-6.

4.3.3 COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS COM O RESULTADO NUMÉRICO DO ENSAIO DE RESISTÊNCIA DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL SEGUNDO A NORMA ISO 7206-3.

A FIGURA 53, mostra uma comparação das curvas de carga *versus* deslocamento dos ensaios de resistência da haste feita a partir do poliuretano.

Figura 53 – Comparação das curvas obtidas dos ensaios de resistência mecânica com o resultado numérico das amostras da haste de implante de quadril segundo a norma ISO 7206-3.

Segundo as curvas da FIGURA 53, nota-se que a rigidez das curvas obtidas nos ensaios experimentais estão abaixo da curva obtida no resultado numérico. No entanto, para o modelo adotado de material elasto-plástico perfeito, tomando como referência os resultados experimentais da haste, o comportamento da curva numérica é muito semelhante ao das experimentais.

Uma explicação aceitável para a diferença de rigidez entre os resultados experimentais e numéricos, é que nos ensaios experimentais, provavelmente, houve perda de rigidez devido ao dispositivo de ensaio, que não se mostrou rígido durante os ensaios. Também não está descartada a possibilidade da rigidez da máquina ter influenciado nos resultados. Se a máquina não é bastante “rígida”, ou seja, a rigidez da máquina não é muito alta, o esforço imposto no corpo de prova é transmitido para toda a máquina, que se deforma elasticamente junto com o corpo de prova, mascarando os resultados.

No geral, o resultado numérico reproduziu com certa precisão o comportamento mecânico da haste de implante de quadril segundo o tipo de engaste recomendado pela norma. Pode-se assim, aperfeiçoar o modelo utilizado para prever outros tipos de solicitações mecânicas. Para que os resultados experimentais se aproximem mais dos resultados numéricos, será preciso rever o projeto do dispositivo de ensaio, visando melhorar o sistema de fixação do dispositivo, conseqüentemente, aumentando sua rigidez.

Capítulo 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES

5.1 CONCLUSÕES

Inicialmente, ressalta-se que os objetivos propostos no trabalho foram alcançados com resultados satisfatórios. Com relação à metodologia de fabricação da haste de implante de quadril, a utilização da técnica de Prototipagem Rápida para construir o protótipo físico da haste de implante de quadril a partir de um protótipo virtual desenvolvido em um sistema *CAD*, visando a fabricação dos moldes de silicone, possibilitou a obtenção de hastes em poliuretano em um tempo relativamente curto. Assim, foi possível moldar várias hastes para utilização nos ensaios de resistência mecânica.

Os moldes de silicone associados com o dispositivo de alinhamento das fibras, também proporcionaram a confecção dos corpos de prova de tração e flexão com boa precisão dimensional, sem a necessidade de ajustes posteriores.

Os resultados dos ensaios mecânicos de tração e flexão obtidos para o poliuretano reforçado por fibra de carbono com diferentes frações volumétricas, indicaram um aumento de desempenho mecânico do compósito, comparado aos resultados obtidos para o poliuretano sem reforço. No entanto, para aplicação do compósito na área médica de implantes de quadril, os resultados obtidos para o módulo de elasticidade do compósito, ficaram abaixo do módulo de elasticidade do fêmur humano (17-20 GPa). Vale ressaltar que se obteve um módulo de elasticidade do compósito de 8,6 GPa para uma fração volumétrica em fibra de 20%. Obviamente, se aumentarmos a fração volumétrica em fibra do compósito, alcançar-se-á o valor do módulo de elasticidade do fêmur humano. Para a resistência a tração, conseguiu-se valores próximos à resistência mecânica do fêmur (~166 MPa), com apenas 5% de fração volumétrica em fibra.

Em relação ao tratamento superficial da fibra de carbono por método químico, houve um aumento de resistência mecânica, acompanhado de uma pequena diminuição do módulo de elasticidade. A vantagem do tratamento químico é a de poder reduzir a fração volumétrica em fibra, melhorando a adesão interfacial entre fibra e matriz sem comprometer o desempenho mecânico do compósito, aumentando ainda mais a resistência específica do componente.

Desta maneira, mostrou-se que o poliuretano derivado de óleo de mamona reforçado por fibra de carbono apresenta um ótimo desempenho mecânico com baixo peso específico, exibindo aspectos favoráveis do ponto de vista mecânico à utilização em projetos de hastes de implante de quadril.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Pode-se estudar a melhor forma de reforçar a haste de implante de quadril, segundo um dado processo de fabricação, no sentido de obter uma haste que resista aos esforços biomecânicos o qual este tipo de componente está sujeito quando implantado.
- Melhorar dados de simulação numérica, tais como modelo de material.
- Melhorar o dispositivo de ensaio mecânico da haste de implante de quadril, visando avaliar a resistência mecânica sob carregamentos com aplicação de torção, que não foi realizado neste trabalho devido ao problema no sistema de fixação do dispositivo.
- Aplicação da metodologia ao projeto e fabricação de outras próteses, por exemplo, de joelho.
- Ao nível de propriedades mecânicas ainda podem ser feitos ensaios mecânicos de impacto e fadiga.

Anexo A

DESENHOS DO DISPOSITIVO DE ALINHAMENTO

01

01	01	MODELO PARA CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO (ASTM D638)			SAE1020		
PEÇA	QUANTIDADE	DESCRIÇÃO DA PEÇA			MATERIAL		
DESENHO	7/2/2001	GERALDO D. S. FILHO		DENOMINAÇÃO DO CONJUNTO DISPOSITIVO PARA FABRICAÇÃO DO CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO			
Laboratório de Compósitos e Novos Materiais				ESCALA	UNIDADE	FORMATO	Nº DO DESENHO
				1:1	mm	A4	02

02	02	BARRA REDONDA DE APOIO			AÇO PRATA		
PEÇA	QUANTIDADE	DESCRIÇÃO DA PEÇA			MATERIAL		
DESENHO	7/2/2001	GERALDO D. S. FILHO		DENOMINAÇÃO DO CONJUNTO DISPOSITIVO PARA FABRICAÇÃO DO CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO			
Laboratório de Compósitos e Novos Materiais				ESCALA	UNIDADE	FORMATO	Nº DO DESENHO
				1:1	mm	A4	03

04	04	PARAFUSO DE CABEÇA CILINDRICA (M2 x 5)	SAE1020
03	02	BARRA DE ALINHAMENTO DAS FIBRAS (ARRANJO QUADRADO)	SAE1020
02	02	BARRA REDONDA DE APOIO	AÇO PRATA
01	01	MODELO PARA CORPO DE PROVA DE FLEXÃO (ASTM D790)	SAE1020
POSIÇÃO	QUANTIDADE	DESCRIÇÃO DA PEÇA	MATERIAL
DESENHO	7/2/2001	GERALDO D. S. FILHO	DENOMINAÇÃO DO CONJUNTO
			DISPOSITIVO PARA FABRICAÇÃO DO
			CORPO DE PROVA DE FLEXÃO
Laboratório de Compósitos e Novos Materiais		ESCALA	UNIDADE
		1:1	mm
		FORMATO	Nº DO DESENHO
		A4	04

02

02	02	BARRA REDONDA DE APOIO	AÇO PRATA			
PEÇA	QUANTIDADE	DESCRIÇÃO DA PEÇA	MATERIAL			
DESENHO	7/2/2001	GERALDO D. S. FILHO	DENOMINAÇÃO DO CONJUNTO DISPOSITIVO PARA FABRICAÇÃO DO CORPO DE PROVA DE FLEXÃO			
Laboratório de Compósitos e Novos Materiais			ESCALA	UNIDADE	FORMATO	Nº DO DESENHO
			1:1	mm	A4	06

Anexo B

DESENHO DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL

02	01	Esfera	Cerâmica				
01	01	Haste	Polímero vegetal				
Pos.	Qde.	Denominação	Material	Dimensão	Peso
Des. BVP	Denominação da Peça Haste / Esfera	Denominação do Conjunto PRÓTESE DE QUADRIL			
		Proj. BVP					
		Verif. BVP			Trat. Térm.	Escala 1:2	Desenho No.
		Aprov. BVP					

Anexo C

DISPOSITIVO PARA O ENSAIO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA DA HASTE DE IMPLANTE DE QUADRIL

Pos.	Qde.	Denominação		Material	Dimensão		Peso
LAMAFA - USP <small>TECNOLOGIA E NOVOS MATERIAIS</small>		Des.	BMP	20.09.00	Denominação da Peça Dispositivo para ensaio resistência		Denominação do Conjunto PRÓTESE DE QUADRIL
		Proj.	BMP				
		Verif.	BMP				
		Aprov.	BMP
				Treat.Term.	Escala	Desenho No.

Referências Bibliográficas

- ABOLIN'SH, D.S. (1965). Compliance tensor for na elastic material reinforced in one direction. *Mekhanica Polimerov*. v.1, n.4, p.52-9.
- ADAMS, D.F.; DONER D.R. (1967a). Longitudinal shear loading of a unidirectional composite. *Journal of Composite Materials*. v.1, p.4-17.
- ADAMS, D.F.; DONER, D.R. (1967b). Transverse normal loading of a unidirectional composite. *Journal of Composite materials*. v.1, p.152-64.
- AGARWAL, B.D.; BROUTMAN, L.J. (1990). *Analysis and performance of fiber composites, second edition*. New York, John Wiley & Sons, Inc.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1986). *ASTM E132/86 Standard test method for Poisson's ratio at room temperature*.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1995). *ASTM D3878/95c Standard terminology of high-modulus reinforcing fibers and their composites*.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1996). *ASTM D638/96 Standard test method for tensile properties of plastics*.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1996). *ASTM D695/96 Standard test method for compressive properties of rigid plastics*.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1996). *ASTM D790/96a Standard test method for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials*.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (1996). *ASTM D883/96 Standard terminology relating to plastics*.
- BATHE, K. J. (1996). *Finite elements procedures*. New Jersey, Prentice-Hall, Inc.
- BEAUMONT, P.W.R. (1989). The failure of fibre composites: an overview. *Journal of Strain Analysis*. v.24, n.4, p.189-205.
- BONINI, S. (1999). *Avaliação da resposta inflamatória à poliuretana derivada do óleo de mamona: estudo experimental em camundongos*. Ribeirão Preto. 125p.

- Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Odontologia de Ribeirão Preto, Universidade de São Paulo.
- BURAKOWSKI, L.; REZENDE, M.C. (2000). Tratamento superficial de fibras de carbono por método químico. (CD ROM) In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 14. São Pedro, 2000. *Anais*. São Paulo, DEMa, UFSCar, dez.
- CALLISTER, W.D. (1994). *Materials science and engineering: an introduction, third edition*. p.521-531. New York, John Wiley & Sons, Inc.
- CARLSSON, L.A.; PIPES, R.B. (1997). *Experimental characterization of advanced composite materials, second edition*. Lancaster, Technomic Publishing Company, Inc.
- CARVALHO, J. (1996). *Computer integrated design optimization and manufacturing of filament wound parts*. Tese (Doutorado) – Faculty of Applied Sciences, Division PMA, K.U. Leuven.
- CARVALHO, T.L.; ARAÚJO, C.; TEÓFILO, J.M.; BRENTGANI, L.G. (1997). Histologic and histometric evaluation of rat alveolar wound healing around polyurethane resin implants. *International Journal of Oral Maxillofacial Surgery*. v.26, n.2, p.149-52.
- CHAWLA, K.K. (1987). *Composites materials: science and engineering*. New York, Springer-Verlag.
- CHAWLA, K.K. (1998). *Fibrous materials*. Cambridge, University Press. p.211-33.
- CLARO NETO, S. (1997). *Caracterizações físico-química de um poliuretano derivado de óleo de mamona utilizado para implantes ósseos*. São Carlos. 127p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- COSTA JÚNIOR, A.M.; ELIAS, C.N. (1994). A influência da interface na resistência mecânica de materiais compósitos poliméricos reforçados por fibras. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 11. Águas de São Pedro, 1994. *Anais*. São Paulo, EPUSP, IFUSP, IPT. v.2, p.1275-78.
- CURREY, J.D. (1990). *Function and form of bone*. In: BIOMECHANICS OF DIARTHRODIAL JOINTS V.2, p.3-30. Springer-Verlag.

- DILSIZ, N.; WIGHTMAN, J.P. (1999). Surface analysis of unsized and sized carbon fibres. *Carbon*. v.37, p.1105-114.
- DILSIZ, N.; WIGHTMAN, J.P. (2000). Effect of acid base properties of unsized and sized carbon fibres on fiber/epoxy matrix adhesion. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. v.164, p.325-36.
- DIRETRIZES PARA ELABORAÇÃO DE DISSERTAÇÕES E TESES NA EESC/USP. (1996). Serviço de Biblioteca. 2.ed., São Carlos, Brasil.
- ECHAABI, J.; TROCHU, F.; GAUVIN, R. (1996). Review of failure criteria of fibrous composite materials. *Polymer Composites*. v.17, n.6, p.786-98. Dec.
- EDWARDS, K.L. (1998). An overview of the technology of fibre-reinforced plastics for design purposes. *Materials & Design*. v.19, p.1-10.
- EHRBURGER, P.; DONNET, J.B. (1985). *Surface treatment of carbon fibres for resin matrices*. In: HANDBOOK OF COMPOSITES V.1, p.577-603. Amsterdam, Elsevier Science Publishers B.V.
- EVANGELISTA, S.H. (2000). *Diagramas de limite de conformação aplicados à análise por elementos finitos de um processo de estampagem em chapas metálicas*. São Carlos, 135p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- EVANS, S.L.; GREGSON, P.J. (1998). Composite technology in load-bearing orthopaedic implants. *Biomaterials*. v.19, p.1329-42.
- FONSECA, M.C.R. (1997). *Ensaio mecânico de tração de uma poliuretana elastomérica derivada do óleo de mamona para uso como implante tendinoso*. Ribeirão Preto e São Carlos. 84p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Medicina de Ribeirão Preto e Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- FRASCINO, L.F. (1998). *Implante de resina poliuretana vegetal em cranioplastia: Estudo experimental em coelhos*. São José do Rio Preto. 108p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Medicina de São José do Rio Preto.
- GARCIA FILHO, R. J. *et al.* (1998), Estudo anatômico radiográfico e tomográfico de 50 fêmures aplicado à construção de endopróteses não convencionais de quadril. *Acta Ortopédica Brasileira*. v.1, p.1-8.

- GORNI, A.A. (2001). Prototipagem rápida: o que é, quem faz e por que utilizá-la. *Máquinas e Metais*. n.423, abr.
- HALPIN, J.C. (1992). *Primer on composite materials analysis, second edition, revised*. Lancaster, Technomic Publishing Company, Inc.
- HASHIN, Z. (1980). Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics*. v.47, p.329-34.
- HERRERA-FRANCO, P.J.; DRZAL, L.T. (1992). Comparison of methods for the measurement of fibre/matrix adhesion in composites. *Composites*. v.23, n.1, p.2-27.
- HOFFMAN, O. (1967). The brittle strenght of orthotropic materials. *Journal of Composite Materials*. v.1, p.200-6.
- HUANG, Z.M. (1999). Micromechanical strength formulae of unidirectional composites. *Materials Letters*. v.40, p.164-69. Aug.
- HUANG, Z.M.; RAMAKRISHNA, S. (2000). Micromechanical modeling approaches for the stiffness and strength of knitted fabric composites: a review and comparative study. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. v.31, p.479-501.
- HUBINGER, A.Z.; CARVALHO, J.; LIRANI, J. (1999). Rapid prototyping – concepts, techniques, applications and future trends. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, XV. Águas de Lindóia, 1999. *Anais*. São Paulo, nov.
- HULL, D. (1981). *An introduction to composite materials*. London, Cambridge University Press.
- HYER, M. W. (1998). *Stress analysis of reinforced composite materials*. Singapore, WCB/McGraw-Hill.
- IGNÁCIO, H. (1995). *Utilização do cimento derivado do polímero da mamona no preenchimento de falha óssea. Estudo experimental em coelhos*. Ribeirão Preto. 96p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Medicina de Ribeirão Preto, Universidade de São Paulo.
- IGNÁCIO, H. (1999). *Avaliação da poliuretana da mamona nas formas compacta e porosa no preenchimento de falha óssea. Estudo experimental em cães*. Ribeirão

- Preto. 92p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Medicina de Ribeirão Preto, Universidade de São Paulo.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (1988).
Implants for surgery – Partial and total hipjoint prostheses – Part 3:
Determination of endurance properties of stemmed femoral components without
application of torsion, ISO 7206-3 – Part 3.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (1989).
Implants for surgery – Partial and total hipjoint prostheses – Part 4:
Determination of endurance properties of stemmed femoral components with
application of torsion, ISO 7206-3 – Part 4.
- INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (1989).
Implants for surgery – Partial and total hipjoint prostheses – Part 6:
Determination of endurance properties of head and neck of stemmed femoral
components, ISO 7206-3 – Part 6.
- JONES F.R. (1990). *Micromechanics and properties of fibre composites*. In:
COMPOSITE MATERIALS IN AIRCRAFT STRUCTURES, p.69-92.
Singapore, Longman Singapore Publishers.
- KEUNINGS, R. (1992). *Macromechanics of composites*. Composites Science and
Technology – European Postgraduate Education in Polymer and Composites
Engineering (EUPOCO), K. U. Leuven, v.2, Module 4, p.1-67.
- KFURI JR, M. (1999). *Comparação entre pinos absorvíveis de poliparadiioxanona e
de poliuretano da mamona na fixação de segmentos osteocondrais do fêmur
distal de coelhos*. Ribeirão Preto. 108p. Tese (Doutorado) – Faculdade de
Medicina de Ribeirão Preto, Universidade de São Paulo.
- KHARMANDAYAN, P. (1997). *Estudo da interface de contato entre osso e
implantes de poliuretano com e sem carbonato de cálcio, empregando
microscopia de luz e eletrônica de varredura em coelhos*. São Paulo. 175p. Tese
(Doutorado) – Escola Paulista de Medicina, Universidade Federal de São Paulo.
- KUHNEN, R.B. (2001). *Avaliação do comportamento citológico in vitro do
polímero poliuretano de mamona (Ricinus communis)*. São Paulo. 103p.
Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Medicina, Universidade de São Paulo.

- LEE, S.M. (1990). *International Encyclopedia of composites*, v.3. p.44-55. New York, VCH Publishers, Inc.
- MAGAGNIN FILHO, N. (1996). *Placas laminadas em materiais compostos de fibras longas: propriedades termoelásticas dos materiais constituintes; critérios de ruptura e análise pelo método dos elementos finitos*. São Carlos, 147p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- MATTHEWS, F.L.; RAWLINGS, R.D. (1994). *Composite materials: engineering and science*. London, Chapman & Hall.
- MORALES, A. (1999). *Emprego experimental da poliuretana derivada de óleo de mamona (Ricinus communis L.) em implantes lamelares, interlamelares e penetrantes na córnea de coelhos (Oryctolagus cuniculus L.)*. São Paulo. 72p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Medicina Veterinária e Zootecnia, Universidade de São Paulo.
- MORENO, M.E. (2000). *Desenvolvimento e implementação de metodologia de otimização da geometria do blank em processos de conformação de chapas metálicas*. São Carlos, 88p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- NOTON, B.R. (1987). *Engineered materials handbook*, v.1, *Composites*. p.35-37. Ohio, ASM International.
- OCHOA, O.O.; REDDY, J.N. (1992). *Finite element analysis of composites laminates*. Dordrecht, Kluwer Academic Publishers.
- OHARA, G.H.; KOJIMA, K.E.; ROSSI, J.C. (1995). *Estudo experimental da biocompatibilidade do polímero poliuretano da mamona implantada intra-óssea e intra-articular em coelhos*. Acta Ortopédica Brasileira. v.3, n.2, p.62-8.
- PASCON, E.A. (1999). *Projeto biocompatibilidade dos materiais endodônticos: biocompatibilidade da resina poliuretana derivada da mamona*. Ribeirão Preto. 167p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Odontologia de Ribeirão Preto, Universidade de São Paulo.
- PAUL, J.P.(1999). Strength requirements for internal and external prostheses. *Journal of Biomechanics*. v.32, p.381-93.

- PLEPLIS, A.M.G. (1991). *Caracterização térmica e viscoelástica de resinas poliuretanas derivadas de óleo de mamona*. São Carlos. 155p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- REINHART, T.J.; CLEMENTS, L.L. (1987). *Engineered materials handbook. v.1, Composites*. p.27-34. Ohio, ASM International.
- REZENDE, M.C.; BOTELHO, E.C. (2000). O uso de compósitos estruturais na indústria aeroespacial. *Polímeros: Ciência e Tecnologia*. v.10, n.2, abr/jun.
- ROTEM, A. (1994). Effect of implant material properties on the performance of a hip joint replacement. *Journal of Medical Engineering & Technology*. v.18, n.6, p.208-17.
- ROWLANDS, R.E. (1985). *Failure mechanics of composites*. In: HANDBOOK OF COMPOSITES V.3, p.71-125. Amsterdam, Elsevier Science Publishers B.V.
- SAARELA, O. (1994). Computer programs for mechanical analysis and design of polymer matrix composites. *Progress in Polymer Science*. v.19, n.1, p.171-201.
- SHACKELFORD, J.F. (1996). *Introduction to materials science for engineers, 4th edition*. New Jersey, Prentice-Hall, Inc.
- SHAFFER, B.W. (1964). Stress-strain relations of reinforced plastics parallel and normal to their internal filaments. *AIAA Journal*. v.2, n.2, p.348-352.
- SILVESTRE FILHO, G.D.; SANTOS, N.C.; PURQUERIO, B.M.; CARVALHO, J.; CHIERICE, G.O. (2001). Desenvolvimento de uma metodologia de fabricação para hastes de implante ortopédico em compósito polimérico. (CD ROM) In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, I. Curitiba, 2001. *Anais*. Paraná, ABCM, UFPR, PUCPR, CEFET-PR, abr.
- SMITH, W.F. (1993). *Materials science and engineering, second edition*. p.330. Singapore, McGraw-Hill, Inc.
- SUBRAMANIAN, S.; LESKO, J.J.; REIFSNIDER, K.L.; STINCHCOMB, W.W. (1996). Characterization of the fiber-matrix interphase and its influence on mechanical properties of unidirectional composites. *Journal of Composite Materials*. v.31, n.3, p.309-32.
- THOM, H. (1998). A review of the biaxial strength of fibre reinforced plastics. *Composites Part A*. v.29A, p.869-86.

- TITA, V. (1999). *Análise dinâmica teórica e experimental de vigas fabricadas a partir de materiais compósitos poliméricos reforçados*. São Carlos, 125p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- TORAY INTERNATIONAL, INC. (2001). Products information, <http://www.toray-intl.co.jp/torayca/yarn.html>, (21 June).
- TSAI, S.W. (1986). *Composites design 1986*. Dayton, Think Composites.
- TSAI, S.W.; HAHN, H.T. (1980). *Introduction to composite materials*. Lancaster, Technomic Publishing Company, Inc.
- TSAI, S.W.; WU, E.M. (1971). A general theory of strenght for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*. v.5, p.58-80.
- VIANNA, D.L. (1997). *Estudo comparativo da resistência mecânica da poliuretana derivada de óleo vegetal submetida à ensaios de tração*. Ribeirão Preto e São Carlos. 67p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Medicina de Ribeirão Preto e Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- VILAR, W.D. (1993). *Química e tecnologia dos poliuretanos*. Rio de Janeiro, Grupo Pronor.
- VINSON, J.R.; SIERAKOWSKI, R.L. (1987). *Behavior of structures composed of composite materials*. Dordrecht, Martinus Nijhoff Publishers.
- WHITNEY, J.M.; DANIEL, I.M.; PIPES, R.B. (1984). *Experimental mechanics of fiber reinforced composites materials, revised edition*. Connecticut, The Society for Experimental Mechamics/New Jersey, Prentice-Hall, Inc.
- WHITNEY, J.M.; RILEY, M.B. (1966). Elastic properties of fiber reinforced composite materials. *AIAA Journal*. v.4, n.9, p.1537-42.
- WISNOM, M.R. (1992). The relationship between tensile and flexural strength of unidirectional composites. *Journal of Composite Materials*. v.26, p.309-32. Nov.
- WREGGE, P.A.S. (2000). *Metodologia para a obtenção de esferas de cerâmica para próteses de quadril*. São Carlos. 186p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Apêndice I

REAÇÕES QUÍMICAS

Uretano

Polimerização do poliuretano

Pré-Polímero

Diisocianato + Polioliol = Pré-Polímero

MDI

MDI (4,4' difenilmetano diisocianato)

Óleo de Mamona

onde:

Apêndice II

DESCRIÇÃO DOS TIPOS DE ELEMENTOS UTILIZADOS NA SIMULAÇÃO DO ENSAIO MECÂNICO

Este apêndice trata da análise de material via ANSYS® versão 5.5. Porém, informações adicionais sobre os elementos descritos podem ser encontradas no *ANSYS User's Manual* (1998).

SOLID45: Elemento Sólido Estrutural 3-D Implícito

Elemento *SOLID45*

Elemento de 8 nós utilizado em modelagens tridimensionais de estruturas sólidas. Para cada nó são definidos os graus de liberdade de translação nodal nas direções x , y , e z . Neste tipo de elemento, pode-se aplicar forças e deslocamentos nodais como condições externas ao problema. Pressões podem ser aplicadas nas superfícies do elemento, sendo adotada a convenção que uma pressão positiva atua sobre o elemento. As restrições podem ser impostas como vinculações em nós ou através da retirada de alguns graus de liberdade.

Para as propriedades do material, devem ser fornecidos os valores do módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson. O material pode ser definido como ortotrópico. Alguns modelos de material para este elemento são listados a seguir, sendo que eventualmente são exigidos valores específicos de propriedades:

- Bilinear e Multilinear cinemático
- Bilinear e Multilinear isótropo (opção utilizada)
- Anisótropo
- Hiperelástico
- Definido pelo usuário por meio de curva específica de material
- Outros.

Para o elemento SOLID45 existe também as opções prisma e tetraedro. Na modelagem do problema foram utilizados apenas elementos hexaédricos.

TARGE170

Elemento *TARGE170*

O *TARGE170* é utilizado para representar várias superfícies "alvo" (*target*) tridimensionais associadas a elementos de contato (*CONTA173* e *CONTA174*). Os elementos de contato por si sobrepõem os elementos sólidos descrevendo o contorno de um corpo deformável que estão potencialmente em contato com a superfície alvo definido pelo *TARGE170*. Esta superfície alvo é discretizada por um conjunto de segmentos de elementos alvo (*TAREGE170*) e está em conjunto com a superfície de

contato associada por meio de um grupo de constantes reais compartilhadas. Pode-se impor deslocamento de translação ou rotação no segmento de elemento alvo. Pode-se também especificar forças e momentos nos elementos alvo.

CONTA173

Elemento *CONTA173*

O *CONTA173* é usado para representar contato e escorregamento entre superfícies “alvo” (*TARGE170*) tridimensionais e superfícies deformáveis, definidas por este elemento. Este elemento tem três graus de liberdade em cada nó: translação nas direções nodais x , y , e z . Este elemento é localizado sobre a superfície de sólidos tridimensionais. Ele tem as mesmas características geométricas da face dos elementos sólidos aos quais estão conectados. O contato ocorre quando a superfície do elemento penetra um dos segmentos dos elementos alvo (*TARGE170*) sobre uma superfície alvo especificada. O atrito de Coulomb e de tensão de cisalhamento é permitido.

Apêndice III

RESOLUÇÃO NUMÉRICA DE PROBLEMAS NÃO LINEARES: ABORDAGEM ESTÁTICA IMPLÍCITA

Este apêndice trata da análise estrutural não linear via ANSYS® versão 5.5. Porém informações adicionais podem ser encontradas no *ANSYS User's Manual* (1998). Segundo EVANGELISTA (2000), em problemas estruturais não lineares discretiza-se o domínio e considerando a atuação das forças externas, obtém-se:

$$[K(u)] \{u\} = - \{f\}$$

Em que:

$[K]$ = matriz de rigidez global

$\{u\}$ = vetor de incógnitas (por exemplo, deslocamentos nodais)

$\{f\}$ = vetor de forças externas

Quando os valores de K_{ij} dependem dos valores do vetor incógnita $\{x\}$, ou de suas derivadas, o problema é não linear. Então para encontrar a solução do sistema, utilizam-se métodos iterativos. Para solução desses tipos de problemas têm-se os métodos numéricos da iteração direta, o método de Newton-Raphson, o método da rigidez tangencial e o método da rigidez inicial.

Demonstra-se a seguir o procedimento geral para resolução de problemas não lineares discretos envolvendo a não linearidade de material independente do tempo. Um sistema não linear discretizado pode ser escrito genericamente pelo seguinte conjunto de equações:

$$[K(u)] \{u\} + \{f\} = 0$$

em que u descreve a aproximação para a função ou funções desconhecidas.

A forma mais apropriada da equação acima depende do problema e do método de discretização como por exemplo resíduos ponderados e princípios variacionais. Para resolução deste sistema de equações é necessário o uso de métodos iterativos, nos quais o problema seja resolvido repetidamente como um sistema linear até que se obtenha a convergência. A seguir são apresentados os métodos iterativos mais utilizados para este caso:

MÉTODO DA ITERAÇÃO DIRETA

Seja:

$$K u + f = 0, \text{ em que } K = K(u).$$

Inicialmente assume-se o valor de u como u^0 , resultando:

$$u^1 = -(K^0)^{-1} f, \text{ em que } K^0 = K(u^0)$$

generalizando, tem-se:

$$u^n = -(K^{n-1})^{-1} f$$

O erro é estimado por $e = u^n - u^{n-1}$, até que seja suficientemente pequeno.

Graficamente tem-se:

Aproximações sucessivas para obtenção da solução u .

MÉTODO DE NEWTON-RAPHSON

Se uma solução aproximada $u = u^n$ é obtida, pode-se escrever uma solução melhorada utilizando-se uma expansão de *Taylor* abreviada:

$$\Psi(u^{n+1}) \equiv \Psi(u^n) + \left(\frac{d\Psi}{du} \right)_n \Delta u^n = 0$$

com $u^{n+1} = u^n + \Delta u^n$, assim:

$$\frac{d\Psi}{du} \equiv \frac{dP}{du} \equiv K_T(u), \text{ o que representa uma matriz tangencial.}$$

O novo valor de u^{n+1} pode ser obtido por:

$$\Delta u^n = - \left(K_T^n \right)^{-1} \Psi^n = - \left(K_T^n \right)^{-1} \left(P^n + f \right)$$

Graficamente:

Método de *Newton-Raphson* para o cálculo de u .

MÉTODO DE NEWTON-RAPHSON MODIFICADO

Esta modificação é às vezes utilizada porque no método de *Newton-Raphson*, a cada iteração, deve-se resolver um sistema completamente novo. Frequentemente, pode ser feita a aproximação:

$$K_T^n = K_T^0$$

O algoritmo torna-se:

$$\Delta u^n = - \left(K_T^0 \right)^{-1} \left(P^n + f \right)$$

Este sistema é mais econômico a cada passo, mas a convergência é mais demorada.

Graficamente:

Método de *Newton-Raphson* modificado.

Glossário

Adesão (Adhesion): Estado no qual duas superfícies são mantidas juntas em uma interface.

Anisotrópico (Anisotropic): Material que exhibe diferentes propriedades ao longo de eixos em diferentes direções (anisotropia).

Biomaterial: Material desenvolvido para aplicações médicas.

Coesão (Cohesion): Propensão de uma substância aderir a si mesma, através da atração interna entre partículas a nível molecular.

Compósito (Composite): Material criado pela combinação adequada ou especial de dois ou mais materiais para obter propriedades e características específicas.

Corpo de prova (Specimen): Parte individual ou uma porção de uma amostra usada para um determinado ensaio, possuindo forma e dimensões especificadas.

Cura (Cure): Mudança irreversível das propriedades da resina por reação química. Após a cura, a resina passa ter o comportamento de termofixo. Além disso, a cura é obtida normalmente pela adição de um catalisador para dar início ao processo. A ativação deste catalisador pode ser feita por ação do calor ou pela adição de um acelerador.

Deformação plástica (Plastic deformation): Mudança nas dimensões de um material sob carga, que não é recuperada quando esta carga é removida.

Delaminação (Delamination): Separação de um laminado ao longo do plano entre suas camadas, devido à perda de adesão entre estas.

Desmoldagem (Demolding): Processo de remoção da peça moldada do molde por meios mecânicos, manual ou uso de ar comprimido.

Estabilidade dimensional (Dimensional stability): Propriedade de um material reter a forma precisa na qual ele é fabricado.

Falha catastrófica (Catastrophic failure): Falha mecânica que cessa com a capacidade do componente de resistir aos esforços solicitantes.

Incorporação: Processo de envolvimento do osso necrótico pelo osso novo viável, onde o primeiro é reabsorvido e ocorre crescimento do osso novo.

Interface (Interface): Ponto ou superfície de junção entre dois meios diferentes.

Laminado (Laminate): Produto formado pela adesão de duas ou mais camadas de reforço, através da matriz polimérica.

Laminado anisotrópico (Anisotropic laminate): Laminado no qual as propriedades mecânicas são diferentes em direções diferentes.

Laminado balanceado (Balanced laminate): Todos os laminados simétricos que apresentam pares de camadas (não necessariamente adjacentes), orientadas em direções positiva e negativa em relação a um eixo.

Laminado bidirecional (Bi-directional laminate): Laminado de compósito com as fibras orientadas em várias direções no plano do laminado. É também um laminado cruzado.

Laminado cruzado (Cross laminate): Laminado no qual algumas camadas tem as fibras orientadas em ângulos retos com relação às restantes.

Laminado híbrido (Hybrid composite): Laminado constituído por dois ou mais tipos diferentes de fibras.

Laminado isotrópico (Isotropic laminate): Laminado que possui as propriedades mecânicas iguais em todas as direções.

Laminado paralelo (Parallel laminated): Laminado em que todas as camadas do material são orientadas aproximadamente paralelas com respeito à direção mais resistente à tração.

Laminado simétrico (Symmetric laminate): Laminado no qual as camadas estão dispostas de modo a apresentar um plano de simetria entre elas.

Laminado unidirecional (Unidirectional laminate): Laminado de compósito constituído por fibras, no qual todas as fibras estão orientadas praticamente em uma única direção.

Moldagem (Molding): Conformação de composição plástica dentro do molde, normalmente acompanhada de aquecimento e pressão.

Molde (Mold): Cavidade ou matriz dentro do qual o material plástico é colocado para ser formado, submetido ou não a aquecimento ou pressão

Monofilamento (Monofilament): Fibra isolada ou comprimento indefinido, que serve como fio em operação têxtil normal.

Ortotrópico: Material no qual as propriedades, num dado ponto, possuem três planos de simetria mutuamente perpendiculares.

Osteogênese: Transferência, com o enxerto, de células viáveis produtoras de osso para uma nova localização anatômica.

Pederneira: pedra muito dura.

Plástico rígido (Rigid plastic): Plástico que tem módulo de elasticidade em flexão ou tração superior a 70 MPa, à temperatura ambiente e 50 % de umidade relativa.

Poliparadioxanona (PDS): Material de sutura absorvível monofilamentar.

Pot life (Tempo útil de manuseio): Tempo necessário para que o sistema de resina formulado retenha a viscosidade em níveis baixos o suficiente para ser utilizada no processamento.

Razão de aspecto (Aspect ratio): Relação do comprimento pelo diâmetro de uma fibra.

Reação irreversível (Irreversible reaction): Reação química que se procede em uma direção, preferencial sem a possibilidade de reversão, como no caso de resinas termofixas.

Reforço (Reinforcement): Material resistente e inerente que, unido ao polímero, melhora suas características de resistência, rigidez e resistência ao impacto.

Resina (Resin): Material orgânico retido semi-sólido ou pseudo-sólido que tem uma massa molecular indefinida (usualmente alta). E que exibe uma tendência a fluir quando sujeito à tensão.

Resistência ao cisalhamento interlaminar (Interlaminar shear strength): Máxima tensão de cisalhamento existente entre as camadas do material laminado.

Sequencia de empilhamento (Lay-up): Descrição dos materiais componentes de um laminado, sua disposição e geometria.

Sobrematerial de moldagem (Cull): Excesso de material expelido quando o molde é fechado.

Tecido (Woven fabric): Produto que resulta do entrelaçamento das fibras.

Temperatura de cura (Curing temperature): Temperatura na qual um determinado componente é submetido à cura.

Temperatura de transição vítrea – Tg (Glass transition temperature – Tg): Temperatura ou faixa de temperatura na qual aumenta a mobilidade molecular, resultando em mudanças significativas nas propriedades de um polímero. Por exemplo: queda no módulo de elasticidade.

Tempo de cura (Curing time): Período de tempo durante o qual um componente é submetido ao calor ou à pressão, ou a ambos, para curar a resina.

Termofixo (Thermoset): Plástico que, quando curado pela aplicação de calor ou métodos químicos, se transforma em um material não fusível e insolúvel.

Tratamento superficial (Surface treatment): Aplicação de material à fibra durante a operação de conformação ou em processos subsequentes, isto é, acabamento.

Vazios (Voids): Bolsões gasosos entranhados e curados no laminado.

Viscosidade (Viscosity): Propriedade de resistência ao escoamento recebida dentro do corpo de um material, expressa em termos da relação entre a tensão de cisalhamento aplicada e a taxa de deformação por cisalhamento resultante.