

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS BOBINADOS
EM DIVERSAS ORIENTAÇÕES DO REFORÇO**

EDUARDO DA SILVA LEITÃO

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para a obtenção do
Grau de Mestre em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear – Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Gerson Marinucci**

**São Paulo
2007**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS BOBINADOS
EM DIVERSAS ORIENTAÇÕES DO REFORÇO**

EDUARDO DA SILVA LEITÃO

A Banca Examinadora foi composta pelos seguintes professores:

**Prof. Dr. Gerson Marinucci (Orientador)
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares/IPEN
Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo/CTMSP**

**Prof. Dr. Luiz Cláudio Pardini
Instituto de Atividades Espaciais/IAE
Centro Técnico Aeroespacial/CTA**

**Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade
Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais/CCTM
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares/IPEN**

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha esposa Adriana pelo seu amor e companheirismo, meus pais Renilza e Olival pela educação e carinho, meus sogros Simone e Júlio pelos ensinamentos e exemplo e minhas irmãs Mônica e Renata pela amizade e atenção.

AGRADECIMENTOS

Ao Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo (CTMSP) pela oportunidade da realização do mestrado e por acreditar na capacidade técnica de seus subordinados, visando o crescimento da instituição, em particular aos Almirantes Alan Paes Leme Arthou e Carlos Passos Bezerril.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Gerson Marinucci, pelo apoio, conhecimento, amizade, paciência e incentivo durante todo o desenvolvimento deste trabalho.

Aos antigos e atuais chefes que incentivaram e possibilitaram o meu aperfeiçoamento profissional, AE Carlos Augusto Costa, CA Carlos Henrique Gomes, CMG Germano de Freitas, CMG Luiz Antônio Abdalla de Moura, Eng^o Tadeu Antônio da Silva Martins, CMG Arthur Paraízo Campos, CMG Roberto Marcelo Moura dos Santos, CF André Luis Ferreira Marques, CF Ricardo Koji Yamamoto e CF Maurílio Callipo de Seixas Ferreira.

A Saint Gobain Vetrotex, pelo fornecimento e informações técnicas do *roving* de fibra de vidro utilizado na execução deste trabalho.

Aos funcionários do Departamento de Fabricação de ARAMAR pelo profissionalismo e amizade, Osni de Carvalho, João Claudino de Godoi Netto, Reinaldo do Nascimento Júnior e Daniel Bina.

Aos funcionários do Laboratório de Caracterização de Materiais pelo profissionalismo e amizade, Marcos Augusto, Reinaldo de Toledo, José Ferreira da Silva Filho, Delmo Amari Nishitsuji, Cláudia Giovedi, Álvaro Augusto Silva de Carvalho e Cláudio Brasil Leitão Júnior.

Aos funcionários da biblioteca pelo empenho em obter as bibliografias utilizadas, Maria Euphrázia Martins (CTMSP), Sílvia de Souza Santos e Maria Tereza Zavitosk (IPEN).

Aos funcionários da Pós-Graduação do IPEN pela atenção e disponibilidade, Fernando José Firmino Moreira, Ana Maria P. Maiorino, Ilze Cristina Puglia, Vera Lúcia Mariano Garcia, Maria do Rosário Tavares Ferreira e Romério Lourenço Barbosa.

Aos amigos que sempre me incentivaram e estiveram presentes durante a realização deste trabalho, Marino Reis Giada, Kátia Ribas Teixeira Giada, Cecília C. Guedes e Silva, Eduardo Henrique Rangel Honaiser, Sérgio Enz, Francisco Joailton de Lima, Hélio Meira dos Santos, Iara Raquel Botelho, Marieta Lúcia de Sousa Moreira e Ederli Mendes.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xiii
RESUMO.....	xiv
ABSTRACT.....	xv
INTRODUÇÃO.....	1
1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2 OBJETIVO.....	8
3 ABORDAGEM TEÓRICA.....	9
3.1 Polímeros.....	9
3.2 Fibras.....	11
3.3 Enrolamento Filamentar.....	13
3.4 Código de Identificação dos Laminados.....	16
3.5 Denominação dos Laminados.....	17
3.5.1 Laminados unidirecionais <i>on-axis</i>	18
3.5.2 Laminados unidirecionais <i>off-axis</i>	18
3.5.3 Laminados <i>angle-ply</i>	19
3.5.4 Laminados <i>cross-ply</i>	20
3.5.5 Laminados simétricos.....	21
3.5.6 Laminados anti-simétricos.....	22
3.5.7 Laminados assimétricos.....	22
3.5.8 Laminados híbridos.....	22
3.6 Teoria Clássica dos Laminados.....	22
3.7 Medida das Deformações dos corpos-de-prova utilizando <i>strain gages</i>	28
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	33
4.1 Materiais.....	33
4.1.1 Fibra de Carbono.....	33
4.1.2 Fibra de Vidro.....	34
4.1.3 Matriz Polimérica.....	35
4.2 Definição dos ângulos de bobinagem a serem utilizados pela máquina de bobina- mento filamentar.....	36

4.3	Fabricação das Placas Planas dos Compósitos Poliméricos Reforçados por Fibra de Carbono e por Fibra de Vidro.....	43
4.4	Medida da Dureza Barcol.....	50
4.5	Determinação das frações volumétricas.....	52
4.6	Análise Térmica.....	56
4.7	Preparação dos corpos-de-prova para ensaios de tração.....	59
4.8	Ensaio de Tração.....	62
4.8.1	Ensaio de tração com <i>strain gages</i>	65
4.8.2	Ensaio de tração com extensômetro unidirecional.....	66
4.8.3	Ensaio de tração com extensômetro bidirecional.....	65
	a) Corpos-de-prova com reforço bobinado em ângulos baixos.....	66
	b) Corpos-de-prova com reforço bobinado em ângulos altos.....	67
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	69
5.1	Metrologia e Dureza das Placas.....	69
5.2	Frações volumétricas.....	70
5.3	Análise Térmica.....	71
5.4	Análise das Propriedades Mecânicas.....	73
5.4.1	Ensaio de tração de compósitos de fibra de carbono.....	73
5.4.2	Ensaio de tração de compósito de fibra de vidro.....	78
5.4.3	Comportamento da deformação longitudinal dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro.....	82
5.4.4	Resultados Experimentais dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro comparados com as propriedades teóricas.....	83
5.4.5	Análise dos resultados Experimentais dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro e comparação com as de literatura.....	86
5.4.6	Parametrização dos resultados experimentais e comparação com a literatura.....	94
5.5	Análise do Modo de Fratura.....	100
6	CONCLUSÕES	107
	TRABALHOS FUTUROS	108
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO 3

Figura 3.3.1- Ilustração da máquina de bobinagem filamental horizontal (www.saint-sobain-vetrotex.com.br/process_filwind.htm).....	14
Figura 3.4.1- Representação da configuração de laminação de um compósito simétrico.....	17
Figura 3.5.1- Laminado unidirecional <i>on-axis</i>	18
Figura 3.5.2- Laminado unidirecional <i>off-axis</i>	19
Figura 3.5.3- Laminado <i>angle-ply</i>	20
Figura 3.5.4- Laminado <i>cross-ply</i>	21
Figura 3.6.1- Representação de uma lâmina com os eixos locais (1-2) orientados de um ângulo $+\theta$ em relação aos eixos globais (X-Y) (Marinucci, 2001).....	23
Figura 3.6.2- Lâmina com o eixo local 1-2 das fibras coincidente com o eixo global X-Y.....	23
Figura 3.6.3- Lâmina com o eixo local 1-2 das fibras formando um ângulo θ com o eixo global X-Y.....	25
Figura 3.6.4- Força atuando em uma lâmina de espessura h	26
Figura 3.7.1- Extensômetro do tipo <i>strain gage</i> para medida unidirecional.....	29
Figura 3.7.2- Forma construtiva de um conjunto de resistências formando uma ponte de Wheatstone	31

CAPÍTULO 4

Figura 4.1.1.1- Bobina de fibra de carbono Tenax HTA 6K.....	34
Figura 4.1.1.2- Rocas de fibra de vidro tipo E.....	35
Figura 4.1.3.1- Matriz polimérica pronta para uso após mistura dos componentes.....	36
Figura 4.2.1- Geometria dos corpos-de-prova para bobinagem a 0° e 90°	38
Figura 4.2.2- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 80^\circ$ em relação à direção x	39
Figura 4.2.3- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 70^\circ$ em relação à direção x	39
Figura 4.2.4- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 60^\circ$ em relação à direção x	39

Figura 4.2.5- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a 0° na direção y.....	40
Figura 4.2.6- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 10^{\circ}$ na direção y.....	41
Figura 4.2.7- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 20^{\circ}$ na direção y.....	41
Figura 4.2.8- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 30^{\circ}$ na direção y.....	41
Figura 4.2.9- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 60^{\circ}$ na direção x.....	42
Figura 4.2.10- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 70^{\circ}$ na direção x.....	42
Figura 4.2.11- Ilustração da área dos corpos de prova a $\pm 80^{\circ}$ na direção x.....	42
Figura 4.2.12- Ilustração da área dos corpos de prova a 90° na direção x.....	43
Figura 4.3.1- Mandril recoberto com tecido impermeável adesivado.....	45
Figura 4.3.2- Etapa de impregnação da fibra de carbono (a) e da fibra de vidro (b).....	46
Figura 4.3.3- Etapa do processo de bobinagem a $+20^{\circ}$ da primeira camada de reforço de fibra de carbono para fabricação de placa a $\pm 20^{\circ}$ na direção do eixo transversal do mandril.....	46
Figura 4.3.4- Etapa do processo de bobinagem a -20° da segunda camada de reforço de fibra de carbono para fabricação de placa a $\pm 20^{\circ}$ na direção do eixo transversal do mandril.....	47
Figura 4.3.5- Laminado de fibra de carbono recoberto por tecido desmoldante após término da fabricação.....	47
Figura 4.3.6- Placa (<i>caul plate</i>) provida de batentes removíveis identificados por setas.....	48
Figura 4.3.7- Conjunto mandril–placas de prensagem sendo colocado na estufa.....	49
Figura 4.3.8- Placas após cura e corte para retirada do mandril.....	49
Figura 4.4.1- Durômetro portátil Barcol.....	50
Figura 4.4.2- Medida da dureza Barcol de uma placa de compósito de fibra de carbono.....	51

Figura 4.5.1- Amostras de compósitos de fibra de vidro e de fibra de carbono para determinação das frações mássicas.....	53
Figura 4.5.2- Forno e cilindro de nitrogênio utilizados na queima das amostras.....	54
Figura 4.5.3- Balança analítica com dispositivo montado para determinação da densidade hidrostática.....	55
Figura 4.6.1-Ilustração da determinação da temperatura de transição vítrea utilizando a curva do DSC (Marinucci, 2001).....	57
Figura 4.6.2- Conjunto amostra, panela e tampa.....	58
Figura 4.6.3- Amostra sendo colocada na câmara de aquecimento do equipamento DSC.....	58
Figura 4.7.1- Placas bobinadas a 90° após corte para obtenção de área útil.....	59
Figura 4.7.2- Placas bobinadas a $\pm 80^{\circ}$ após corte para obtenção de área útil.....	60
Figura 4.7.3- Placas bobinadas a $\pm 60^{\circ}$ após corte para obtenção de área útil.....	60
Figura 4.7.4- Corte de uma placa para fabricação dos corpos-de-prova.....	61
Figura 4.7.5- a) Geometria dos exemplares fabricados com ângulos baixos. b) Corpos-de-prova finalizados para ensaio, sendo o conjunto da esquerda fabricado com ângulo baixo e o conjunto da direita fabricado com ângulo alto.....	61
Figura 4.8.1- Extensômetro unidirecional.....	63
Figura 4.8.2- Extensômetro bidirecional.....	63
Figura 4.8.3- <i>Strain gages</i> colados em um corpo-de-prova de fibra de carbono.....	64

CAPÍTULO 5

Figura 5.4.1.1- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de 0°	74
Figura 5.4.1.2- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 10^{\circ}$	74
Figura 5.4.1.3- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 20^{\circ}$	75
Figura 5.4.1.4- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 30^{\circ}$	75

Figura 5.4.1.5- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 60^\circ$	75
Figura 5.4.1.6- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 70^\circ$	76
Figura 5.4.1.7- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 80^\circ$	76
Figura 5.4.1.8- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de 90°	76
Figura 5.4.1.9- Curva típica de tensão x deformação utilizando extensômetro bidirecional para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 20^\circ$	78
Figura 5.4.1.10- Curva típica de tensão x deformação utilizando extensômetro bidirecional para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 30^\circ$	78
Figura 5.4.2.1- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de 0°	79
Figura 5.4.2.2- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 10^\circ$	79
Figura 5.4.2.3- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 20^\circ$	79
Figura 5.4.2.4- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 30^\circ$	80
Figura 5.4.2.5- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 60^\circ$	80
Figura 5.4.2.6- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 70^\circ$	80
Figura 5.4.2.7- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 80^\circ$	81
Figura 5.4.2.8- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de 90°	81

Figura 5.4.2.9- Corpo-de-prova de fibra de vidro a $\pm 10^\circ$ fraturado antecipadamente, devido à concentração de tensão proveniente do sistema de fixação do extensômetro bidirecional.....	82
Figura 5.4.5.1- Resistência à tração (σ_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	86
Figura 5.4.5.2- Módulo de elasticidade (E_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	87
Figura 5.4.5.3- Coeficiente de Poisson (ν_{xy}) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	87
Figura 5.4.5.4- Resistência à tração (σ_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de vidro e matriz epoxídica.....	88
Figura 5.4.5.5- Módulo de elasticidade (E_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de vidro e matriz epoxídica.....	88
Figura 5.4.5.6- Coeficiente de Poisson (ν_{xy}) em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de vidro e matriz epoxídica.....	89
Figura 5.4.5.7- Coeficiente de Poisson em função da orientação das fibras para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).....	91
Figura 5.4.5.8- Variação das propriedades elásticas para compósito simétrico <i>angle-ply</i> de fibra de carbono em matriz epoxídica (Crowford, 1998).....	91
Figura 5.4.5.9- Variação das propriedades elásticas para compósito simétrico <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica (Mallick, 1993).....	92
Figura 5.4.6.1- Resistência à tração parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	96
Figura 5.4.6.2- Resistência à tração parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de vidro e matriz epoxídica.....	97
Figura 5.4.6.3- Módulo de elasticidade parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	97

Figura 5.4.6.4- Módulo de elasticidade parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de vidro e matriz epoxídica.....	98
Figura 5.4.6.5- Resistência à tração em função da orientação das fibras para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).....	98
Figura 5.4.6.6- Módulo de elasticidade em função da orientação das fibras para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).....	99
Figura 5.4.6.7- Módulo de elasticidade parametrizada na relação E_x/E_2 em função do ângulo de bobinagem para compósitos <i>angle-ply</i> de fibra de carbono e matriz epoxídica.....	99
Figura 5.5.1- Exemplos de identificação em corpos-de-prova de compósitos poliméricos em ensaio tração de acordo com o modo de fratura (ASTM 3039, 2000).....	102
Figura 5.5.2- Modos de fratura em corpos-de-prova de compósitos unidirecionais em função do ângulo de bobinagem. (a) fibras orientadas a 0° , (b) fibras orientadas a 90° e (c) fibras orientadas a $+\theta$ (Mallik, 1993).....	105
Figura 5.5.3- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a 0°	105
Figura 5.5.4- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a 90°	106
Figura 5.5.5- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de carbono com bobinagem a $\pm 20^\circ$	106
Figura 5.5.6- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a $\pm 70^\circ$	106

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 3

Tabela 3.1.1- Propriedades de compósitos com matriz polimérica de nylon.....	11
Tabela 3.1.2- Propriedades de compósitos com matriz polimérica em resina epóxi.....	11
Tabela 3.2.1- Propriedades mecânicas de metais, ligas e fibras de carbono.....	13
Tabela 3.7.1- Fator de sensibilidade e resistência elétrica para alguns materiais do filamento de micro extensômetros (<i>strain gages</i>).....	30

CAPÍTULO 4

Tabela 4.1.1.1- Propriedades físicas da fibra de carbono HTA 6K (Akzo Fazer AG)....	34
Tabela 4.1.2.1- Propriedades físicas da fibra de vidro tipo E (Saint Gobain Vetrotex)...	35
Tabela 4.2.1- Dimensões recomendadas para os corpos-de-prova (ASTM 3039).....	37
Tabela 4.3.1- Configuração dos laminados de fibra de carbono.....	44
Tabela 4.3.2- Configuração dos laminados de fibra de vidro.....	44
Tabela 4.4.1- Correlação entre Durezas Barcol, Brinell e Vickers (Balmer Company, 2001).....	52

CAPÍTULO 5

Tabela 5.1.1- Metrologia e dureza das placas de fibra de carbono.....	69
Tabela 5.1.2- Metrologia e dureza das placas de fibra de vidro.....	70
Tabela 5.2.1- Densidade e frações volumétricas para placas de fibra de carbono.....	71
Tabela 5.2.2- Densidade e frações volumétricas para placas de fibra de vidro.....	71
Tabela 5.3.1 Temperaturas de transição vítrea das placas de fibra de carbono.....	72
Tabela 5.3.2 Temperaturas de transição vítrea das placas de fibra de vidro.....	72
Tabela 5.4.3.1- Deformação longitudinal de compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem e da tensão axial.....	83
Tabela 5.4.4.1- Propriedades mecânicas experimentais de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.....	84

Tabela 5.4.4.2- Propriedades mecânicas teóricas de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.....	84
Tabela 5.4.4.3- Propriedades mecânicas experimentais de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.....	85
Tabela 5.4.4.4- Propriedades mecânicas teóricas de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.....	85
Tabela 5.4.6.1- Tensão de ruptura e módulo de elasticidade experimentais parametrizados de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.....	94
Tabela 5.4.6.2- Tensão de ruptura e módulo de elasticidade experimentais parametrizados de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.....	95
Tabela 5.5.1- Tipo de fratura (primeira letra).....	101
Tabela 5.5.2- Área da fratura (segunda letra).....	101
Tabela 5.5.3- Localização da fratura (terceira letra).....	101
Tabela 5.5.4- Código representando tipo, área e localização da fratura de corpos-de-prova de fibra de carbono.....	103
Tabela 5.5.5- Código representando tipo, área e localização da fratura de corpos-de-prova de fibra de vidro.....	103

LISTA DE SÍMBOLOS

[A]	Matriz rigidez extensional.
[B]	Matriz de acoplamento.
[D]	Matriz rigidez de flexão.
E	Módulo de elasticidade.
ϵ_x	Deformação longitudinal.
ϵ_y	Deformação transversal.
ϵ^0	Deformação do plano médio.
G ₁₂	Módulo de cisalhamento na direção 1-2.
h _k	Espessura da lâmina.
HM	Alto Módulo de Elasticidade
HT	Alta Resistência.
IM	Módulo de Elasticidade Intermediário.
k	Curvatura do laminado.
K_s	<i>Gage factor</i> .
[M]	Matriz dos momentos.
[N]	Matriz das forças resultantes.
[Q]	Matriz rigidez.
$\bar{[Q]}$	Matriz rigidez reduzida transformada.
[S]	Matriz flexibilidade.
[T_σ]	Matriz transformação para as tensões.
[T_ε]	Matriz transformação para as deformações.
T_g	Temperatura de transição vítrea.
tex	Densidade linear em g/1.000 m.
UHT	Ultra Alta Resistência
V_s	Tensão de saída.
V_E	Tensão de entrada.
v_f	Fração volumétrica de fibras.
v_m	Fração volumétrica de matriz polimérica.
v_v	Fração volumétrica de vazios.
σ	Tensão.

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DE COMPÓSITOS POLIMÉRICOS BOBINADOS EM DIVERSAS ORIENTAÇÕES DO REFORÇO

EDUARDO DA SILVA LEITÃO

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo obter propriedades mecânicas de compósitos *angle-ply* fabricados pelo processo de enrolamento filamentar, na forma de placas com diversas orientações do reforço. As placas foram fabricadas com fibra de carbono e matriz epoxídica e fibra de vidro e matriz epoxídica. Os exemplares para ensaio foram obtidos nas direções de 0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° em relação à direção do equipamento de ensaio, atribuída como sendo 0° . Resultados mostraram que para corpos-de-prova de fibra de carbono bobinados na direção $\pm 10^\circ$ a tensão máxima média obtida foi de 855 MPa e o módulo de elasticidade médio de 136 GPa, enquanto que para corpos-de-prova de fibra de carbono bobinados na direção de $\pm 80^\circ$, a tensão máxima média foi de 68 MPa e módulo de elasticidade médio de 10 GPa. Os resultados obtidos indicaram que as propriedades mecânicas diminuem acentuadamente a partir da direção de $\pm 10^\circ$. Também foram obtidas as frações volumétricas, dureza Barcol e análise térmica das placas fabricadas.

MECHANICAL CHARACTERIZATION OF POLYMERIC COMPOSITES WINDING IN DIVERSE REINFORCED ORIENTATION OF THE REINFORCEMENT

EDUARDO DA SILVA LEITÃO

ABSTRACT

This work aims to obtain some mechanical properties of angle-ply composites manufactured by the filament winding process. The plates were manufactured with different reinforcement orientation. The composites were manufactured with carbon fibers and an epoxy resin system as polymeric matrix and glass fibers and an epoxy resin system as polymeric matrix. The coupons were manufactured in the directions of 0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° , related to the 0° fiber direction. Results show that coupons with carbon fiber in the direction $\pm 10^\circ$, the mean strength was 855 MPa and the mean module of elasticity was 136 GPa, whereas coupons with carbon fiber in the direction of $\pm 80^\circ$ the mean strength was 68 MPa and the mean module of elasticity was 10 GPa. The results obtained have indicated that the mechanical strength diminishing acutely from the orientation of $\pm 10^\circ$. The volumetric fractions, Barcol hardness and thermal analysis are also obtained of all the manufactured plates.

INTRODUÇÃO

Os avanços tecnológicos alcançados pelas diversas áreas da engenharia levaram à crescente demanda de novos materiais que pudessem ser aplicados em condições extremas como, por exemplo, temperatura, pressão, ataque químico e carregamento mecânico, para a viabilidade econômica e técnica novos empreendimentos.

Os materiais compósitos poliméricos possuem diversas vantagens quando comparados aos materiais metálicos utilizados normalmente na engenharia. Sua resistência a ambientes corrosivos, associada à sua alta resistência e módulo de elasticidade específicos, aliada à sua baixa densidade, impulsionaram a aplicação destes materiais em estruturas que exigem baixa massa específica sem sacrifício das propriedades mecânicas.

Para um efetivo aproveitamento dos compósitos poliméricos em aplicações estruturais, dadas as inúmeras possibilidades de construção do material, um amplo domínio das técnicas de cálculo estrutural e fabricação, bem como das técnicas de caracterização mecânica e análise térmica são necessárias para o profissional envolvido com o material.

Como a resistência mecânica e rigidez podem ser alteradas em função do tipo e da orientação do reforço na estrutura e também das proporções dos materiais constituintes, torna-se importante conhecer as propriedades do compósito para atender uma aplicação de responsabilidade estrutural, inclusive aquelas em que propriedades do compósito são determinadas em função do ângulo de laminação.

O presente trabalho apresenta um estudo de placas de compósito *angle-ply* utilizando dois tipos de reforço: fibra de carbono e fibra de vidro. Para cada tipo de reforço foram fabricadas placas pelo método de bobinamento filamentar (*filament winding*) com ângulos de 0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° , determinando-se as propriedades mecânicas para os dois compósitos

Neste contexto, o primeiro capítulo contém uma revisão bibliográfica sobre compósitos poliméricos, com ênfase para o estudo apresentado neste trabalho e o objetivo no segundo capítulo. O terceiro capítulo aborda os polímeros e as fibras, que são materiais constituintes dos compósitos poliméricos, a identificação por códigos e as

denominações dos laminados, o método de fabricação utilizado na obtenção das placas e os conceitos da Teoria dos Laminados, as quais contribuirão para obter as propriedades mecânicas teóricas estimadas com a intenção de comparar com os resultados práticos. O quarto capítulo aborda as matérias primas utilizadas e os critérios para a fabricação das placas pelo método de bobinamento filamentar, bem como a fabricação dos corpos-de-prova e os procedimentos de cada ensaio experimental. No quinto capítulo, são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios experimentais, com a subsequente conclusão no sexto e último capítulo.

1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Como definição genérica, compósitos são materiais formados pela combinação em escala macroscópica de dois ou mais materiais distintos. Assim, os compósitos poliméricos são constituídos basicamente por dois componentes: a matriz polimérica, que pode ser termoplástica ou termofixa e o reforço, que pode estar na forma de fibras contínuas ou curtas. Kim (1998) define ainda como compósito um material em que os seus constituintes, a fibra e a matriz, não conseguem atender separadamente os requisitos de propriedades exigidos para uma determinada solicitação, mas que quando juntos produzem uma adequada resistência à solicitação imposta ao material.

Muito embora a indústria dos compósitos tenha apenas cerca de cinco décadas, Ashby (1996) comenta que o início foi com a utilização de fibra de vidro e resina poliéster em aplicações sem requisitos estruturais, sendo que já no final da década de 90 eram utilizados compósitos de fibra de carbono para fabricação de componentes da estrutura primária de grandes aviões comerciais. Segundo Crawford (1998), no final da década de 90 as indústrias aeroespaciais e automobilísticas dos Estados Unidos utilizavam cerca de 1 milhão de toneladas anuais de diversos materiais, sendo que cerca de 10% deste total eram de compósitos poliméricos.

Os compósitos estruturais foram inicialmente utilizados na indústria aeronáutica no início da década de 70 do século XX para atender a demanda de estruturas de baixo peso com elevada resistência e módulo de elasticidade, que eram requisitos de aviões comerciais como os Boeing 757, 767, 777, inclusive num projeto mais moderno para a época, como o Airbus A320, que têm vários componentes estruturais fabricados em compósito. Chawla (1998) relata que a diminuição de peso alcançado na construção do Boeing 767 chegou a cerca de 1 tonelada em relação às estruturas metálicas convencionalmente utilizadas à época de sua construção. Atualmente, conforme citado na *homepage Vince Kelly's Carbon Fiber* (2006), o Boeing 787 deve utilizar largamente compósitos poliméricos de fibra de carbono na sua estrutura, alcançando uma economia de cerca de 20% de combustível em relação a outros aviões comerciais de mesmo porte.

Karbhari (1998) relata uma crescente aplicação de compósitos poliméricos estruturais na construção civil, particularmente, no Japão. Este trabalho conclui que este fato se deve, principalmente, à alta incidência de abalos sísmicos e à atmosfera

salina agressiva. Desta maneira, os materiais poliméricos atendem aos requisitos de projeto, manutenção e reparo de construções civis, devido seu amortecimento e resistência à ambientes corrosivos, somados à sua baixa massa específica.

Esta crescente utilização dos compósitos poliméricos ocasionou um grande avanço também em outras áreas da engenharia, como na indústria automobilística, bioengenharia, na área naval / náutica e equipamentos para a indústria química.

Os compósitos são capazes de atender aos requisitos de projeto que muitas vezes não podem ser atendidos pelos materiais de engenharia tradicionalmente utilizados, como o aço e o alumínio. Elevada resistência específica, elevado módulo específico e ótima resistência química são atrativos que os compósitos poliméricos oferecem frente aos materiais metálicos. Contudo, devido à característica anisotrópica do material, a capacidade de resistência mecânica está intimamente ligada à orientação do reforço, proporcionado pelo elevado desempenho que as fibras apresentam, bem como pela orientação que é dada ao mesmo na construção do material e pela distribuição e interação entre a fibra e a matriz polimérica.

Tan (1994) assinala que ao manipular a quantidade ou percentual das matérias-primas constituintes ou mesmo a orientação das fibras, pode-se alcançar a resistência e a rigidez desejadas para um determinado compósito. Isto faz que especialmente as propriedades mecânicas de um compósito polimérico variem com a direção, sendo importante, deste modo, se conhecer o comportamento mecânico do material em função da variação da orientação do reforço no compósito.

Marinucci et al. (1998) estudaram compósitos unidirecionais de fibra de carbono e matriz epoxídica. O método de fabricação foi o enrolamento filamentar que produziu placas planas ao utilizar um mandril metálico de seção retangular. Este estudo objetivou determinar as propriedades físico-químicas e a resistência à tração de corpos-de-prova unidirecionais à 0°.

Pinheiro et al. (2002) desenvolveram um aplicativo computacional com base na Teoria Clássica dos Laminados (Jones, 1975), para se obter as matrizes de rigidez do laminado em função da orientação do reforço. Foram comparados os valores obtidos com os de literatura (Agarwal, 1980), sendo observado pequenos desvios. Após tratamento matemático adequado das matrizes de rigidez, são obtidas as propriedades mecânicas do laminado projetado.

Vanalli et al. (2003) apresentaram um estudo teórico do comportamento de compósitos poliméricos *off-axis* de fibra de carbono ao analisar e determinar sua resistência à tração de acordo com estudos anteriores (Hashin, 1967; Lekhnitskii et al., 1968). Um dos parâmetros analisados foi a variação das constantes elásticas em função da orientação do reforço.

Vários trabalhos foram desenvolvidos de modo a se obter experimentalmente os valores das propriedades dos compósitos variando-se as orientações do reforço, porém sem oferecer detalhes dos processos de fabricação e dos materiais constituintes utilizados. Quando o objetivo for a fabricação de compósitos planos podem ser empregados materiais pré-impregnados, utilizando autoclave; tecidos ou mantas, pelo processo de laminação por contato (*hand lay-up*) e cura ambiente ou ainda o bobinamento filamentar.

Hull (1981) estudou o processo de falha em compósitos poliméricos do tipo *angle-ply* reforçados por fibra de vidro em matriz de poliéster. Os materiais analisados eram tubos cilíndricos fabricados pelo processo de bobinamento filamentar. Os tubos fabricados em diferentes orientações do reforço foram ensaiados até a ruptura em teste de tração. Foi mostrado que à medida que a orientação das fibras se afastava da direção do carregamento, a resistência do compósito era menor, evidenciando a influência da orientação do reforço na resistência à tração.

Carlson e Pipes (1987) realizaram ensaios de tração em compósitos *off-axis* de fibra de carbono e matriz epoxídica sem, no entanto, fornecer detalhes da fabricação dos corpos-de-prova e das matérias-primas. Os valores experimentais da carga de ruptura à tração em função da orientação do reforço dos corpos-de-prova foram comparados com o critério de falha da tensão máxima. Os resultados apresentados pelo critério de falha por tensão máxima comprovaram a ruptura do material analisado para cada orientação do reforço.

Daniel e Ishai (1994) apresentam um estudo em que as propriedades de compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica variam para diversas orientações de reforço, porém não menciona o processo utilizado para fabricação dos corpos-de-prova, como fez também Crowford (1998) que não menciona o tipo de fibra de carbono utilizada nem o processo de fabricação empregado.

Gonçalves et al. (2001) realizaram ensaios de compressão a fim de obter algumas propriedades mecânicas de cilindros confeccionados em fibra de carbono unidirecionais na forma de fitas pré-impregnadas (tapes) e resina epóxi. Cada camada foi laminada manualmente sobre um mandril metálico até se obter um total de seis camadas, de acordo com as orientações desejadas. Este estudo, porém, não objetivou obter as propriedades variando a orientação do reforço.

Kawai e Masuko (2004) estudaram a resistência de compósitos *off-axis* e *angle-ply* de fibra de carbono T800H em temperaturas de 100°C e apresentaram no trabalho alguns resultados para a resistência à tração de compósitos *off-axis* e *angle-ply* de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem à temperatura ambiente. No estudo, os compósitos foram preparados com fitas de fibra de carbono pré-impregnadas.

Paiva et al. (2005) prepararam os corpos-de-prova de reforço de fibra de carbono e matriz polimérica epoxídica para obtenção da resistência à tração variando o tipo de fibra e de matriz polimérica. Para fabricação dos laminados foi empregado o processo de laminação manual, porém utilizando tecido pré-impregnado com orientação pré-estabelecida de 0°/90°.

Majó (2003) apresenta um gráfico comparativo da tensão de ruptura em função da orientação do reforço para compósitos poliméricos *off-axis*, utilizando alguns critérios de falha (tensão máxima, Hill-Tsai, Tsai-Wu, Hashin-Rotem e Hashin), porém não menciona o tipo de reforço, a matriz polimérica e nem o processo de fabricação.

Mertyini et al. (2004) estudou a influência da configuração de bobinagem, simétrica ou anti-simétrica, em cilindros de compósito polimérico fabricados pelo processo de bobinamento filamental. Ensaio de resistência à tração e à compressão foram comparados a estudos analíticos.

Silva (2001, 2005) utiliza um mandril plano para fabricar compósitos com reforço de fibra de carbono e de aramida em matriz epoxídica bobinado em diferentes ângulos, porém para fabricar elementos de pequenas dimensões para ensaio no DMA, cujas dimensões eram de 50 mm de comprimento e de 4 a 6 mm de largura. Contudo, este tipo de perfil não é adequado para a proposta do presente trabalho, pois este tipo de mandril foi desenvolvido para fabricar apenas corpos-de-prova para análise de DMA,

que possuem dimensões bem inferiores às preconizadas para ensaios de tração de acordo com a norma ASTM 3039.

Carvalho (2006) avaliou a influência da configuração de bobinagem em estruturas cilíndricas fabricadas pelo processo de bobinamento filamentar com ângulos de 0° , -30° e $+30^\circ$, comparando o efeito da assimetria no comportamento mecânico dos cilindros utilizando ensaio hidrostático.

A reduzida quantidade de artigos publicados sobre o tema proposto, principalmente quando é utilizado o processo de bobinamento filamentar para fabricação de compósitos *angle-ply*, indica que o presente estudo pode oferecer uma colaboração importante à comunidade acadêmica e técnica divulgando resultados ainda não claramente colocados por outros estudos.

2. OBJETIVO

Compósitos poliméricos são materiais que apresentam variação das propriedades mecânicas em função da orientação do reforço. Esta característica, que pode ser aproveitada de maneira positiva, necessita, no entanto, de uma completa caracterização mecânica para que essa variação possa ser conhecida.

Este estudo tem como objetivo obter propriedades mecânicas de compósitos de matriz epoxídica e fibra de carbono e compósitos de matriz epoxídica e fibra de vidro para diversas orientações do reforço, em corpos-de-prova retirados de placas fabricadas pelo processo de bobinamento filamental (*filament winding*).

Estas propriedades mecânicas, obtidas experimentalmente, irão permitir a criação de um banco de dados para consulta dos pesquisadores e profissionais envolvidos no projeto do material compósito.

3. ABORDAGEM TEÓRICA

3.1 Polímeros

Os polímeros são classificados por diversas formas. As mais comuns envolvem a estrutura química, método de preparação, comportamento mecânico e características tecnológicas. De acordo com Ashby (1998), a característica de fusibilidade, que impõe diferentes processos tecnológicos, é a base da classificação dos polímeros em termoplásticos e termofixos (também mencionados na literatura como termorrígidos).

Termoplásticos são materiais formados por macromoléculas, ligadas entre si por forças relativamente fracas, do tipo Van der Waals. Quando aquecidos tornam-se flexíveis devido à quebra das ligações intermoleculares, atingindo um estado líquido viscoso quando na presença de temperatura acima da transição vítrea T_g . Esta temperatura é definida como sendo o valor médio da faixa de temperatura entre a linha base quando o material se encontra rígido e a linha base quando o material se encontra em um estado amolecido, também denominado de estado borrachoso (Canevarolo, 2002). Os termoplásticos apresentam a importante característica de retornar ao estado sólido quando resfriados. Este ciclo de aquecimento e resfriamento pode ser repetido por diversas vezes, sendo a base de inúmeros processos de fabricação. Como exemplo de termoplásticos tem-se o polietileno, cloreto de polivinila, poliestireno, poliamida, acetato de celulose, policarbonato e polipropileno.

Os plásticos termofixos são produzidos por uma reação química em dois estágios. O primeiro estágio resulta na formação de moléculas de cadeias longas similares às apresentadas pelos termoplásticos, porém ainda capazes de reagir. O segundo estágio da reação consiste na formação de ligações cruzadas entre as cadeias formadas no primeiro estágio, normalmente através da adição de agentes de cura e aplicação de calor e/ou pressão.

Os plásticos termofixos podem também se tornar flexíveis acima da temperatura de transição vítrea (T_g), porém sem se fundir. Para temperaturas acima da T_g as ligações cruzadas podem ser quebradas e o material sofrer como consequência uma degradação. Ashby (1998) comenta que como as ligações cruzadas entre as moléculas são ligações químicas fortes, os materiais termofixos são rígidos e suas propriedades

mecânicas não são influenciadas pelo calor, desde que as temperaturas estejam abaixo da temperatura de transição vítrea T_g . Como exemplos de resinas termofixas, têm-se as resinas fenólicas, resinas de poliésteres e resinas epóxi. Crawford (1998) salienta que as resinas epóxi possuem grande aplicação na indústria aeronáutica devido à combinação de propriedades mecânicas oferecidas quando são reforçadas por fibras.

Tanto os termoplásticos, quanto os termofixos, usufruem dos benefícios oferecidos pelas fibras como elemento de reforço, porém, por possuírem propriedades e processamentos característicos, eles inicialmente se desenvolveram em mercados distintos. Matrizes poliméricas preparadas por resinas termofixas devem impregnar adequadamente o reforço tanto na forma de tecido, manta ou roving (fios contínuos) para que possam ser aproveitadas ao máximo as propriedades mecânicas das fibras. Já as matrizes poliméricas formadas por resinas termoplásticas que não visam em sua maioria obter aplicações estruturais, se concentram na utilização de reforços na forma fios contínuos, que após serem devidamente impregnados são cortados em pequenos elementos para o processo de injeção.

Crawford (1998) comenta que mesmo com os avanços tecnológicos, uma das limitações dos materiais poliméricos no uso industrial está associada à utilização acima da T_g . Esta limitação não é somente devido às propriedades mecânicas serem afetadas pelas altas temperaturas, mas também devido à maior propensão à fluência e principalmente pelo dano permanente causado pela degradação térmica e oxidativa do material polimérico.

Assim, dois sistemas de matrizes poliméricas podem ser utilizados em compósitos poliméricos: matrizes termoplásticas e matrizes termofixas. Contudo, tanto para as matrizes termoplásticas como para as matrizes termofixas, as resinas necessitam de uma avaliação técnica que depende da aplicação (processo) e do custo.

As tabelas 3.1.1 e 3.1.2 apresentam, respectivamente, algumas propriedades do nylon 66 (termoplástico) e do epóxi (termofixo) na forma da resina pura e na forma de compósitos (Crawford, 1998).

Tabela 3.1.1- Propriedades de compósitos com matriz polimérica de nylon.

Material	Fração volumétrica da fibra (%)	d (g/cm³)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
Nylon 66	---	1,20	70	6
Nylon 66 / Vidro	40,0	1,97	200	22
Nylon 66 / Carbono	40,0	1,40	280	80
Nylon 66 / Vidro / Carbono	20,0 (V) / 20 (C)	1,54	240	40

Tabela 3.1.2- Propriedades de compósitos com matriz polimérica em resina epóxi.

Material	Fração volumétrica da fibra (%)	d (g/cm³)	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
Epóxi	---	1,20	70	6
Epóxi / Vidro E	57,0	1,97	780	22
Epóxi / Aramida	60,0	1,40	1350	40
Epóxi / Carbono	58,0	1,54	1550	80
Epóxi / Boro	60,0	2,00	1400	106

3.2 Fibras

A fibra, denominada de reforço nos compósitos, é um corpo que tem elevada razão entre o comprimento e as dimensões laterais, sendo composto principalmente, no caso da fibra de carbono, de macromoléculas lineares orientadas longitudinalmente. Vários materiais podem ser utilizados como reforço nos compósitos poliméricos. Entre eles estão incluídas as fibras de vidro, carbono e aramida, como também as fibras naturais. As fibras de vidro são o principal reforço utilizado em compósitos poliméricos, pois oferecem uma boa combinação de resistência, rigidez e preço. Melhor resistência e rigidez são proporcionadas por fibras como a fibra aramida e as fibras de carbono,

porém com um custo mais elevado. Há trabalhos que envolvem a utilização simultânea de dois tipos de fibra, proporcionando ao compósito vantagens que apenas um dos reforços não permitiria. Por exemplo, os compósitos de fibra de carbono podem melhorar sua resistência ao impacto pela adição de fibra de aramida e a rigidez de compósitos de fibra de vidro pode ser aumentada pela adição de fibra de carbono.

As fibras de carbono têm baixa massa específica se comparadas ao aço e possuem as melhores propriedades mecânicas entre os materiais utilizados para fabricação de compósitos poliméricos estruturais. Estas propriedades permitem a utilização destas fibras como reforço em compósitos para a fabricação de estruturas utilizadas em aeronaves, embarcações náuticas, automóveis, como também na fabricação de artigos esportivos e equipamentos para a indústria química. As fibras são comercializadas na forma de filamentos contínuos, fibras curtas ou tecidos.

As fibras de carbono são distinguidas principalmente por duas de suas principais características: módulo de elasticidade e resistência à tração, tais como:

- a) Fibra de alta resistência (HT),
- b) Fibra de ultra alta resistência (UHT),
- c) Fibra de módulo de elasticidade intermediário (IM),
- d) Fibra de alto módulo de elasticidade (HM).

Abaixo são apresentadas algumas propriedades das fibras de carbono, que são atraentes para a fabricação de compósitos poliméricos:

- a) Propriedades mecânicas: elevada resistência mecânica, alto módulo de elasticidade, baixa densidade, baixa resistência à fadiga.
- b) Propriedades químicas: alta resistência contra ácidos, bases e solventes orgânicos.
- c) Propriedades térmicas: baixa expansão térmica, baixa condutividade térmica.
- d) Propriedades eletromagnéticas: baixa absorção de raios-x, não magnético.
- e) Propriedades elétricas: boa condutividade elétrica.

A Tabela 3.2.1 apresenta propriedades mecânicas de alguns metais, ligas e fibras de carbono (Chawla, 1998). Comparando-se as propriedades destes metais com as propriedades da fibra de carbono da classe de alta resistência (HT) e da classe de

alto módulo (HM), Mallick (1993) justifica porque estas fibras possuem uma crescente aplicação em diversas áreas tecnológicas.

Tabela 3.2.1- Propriedades mecânicas de metais, ligas e fibras de carbono.

MATERIAIS	E (GPa)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)
Alumínio	70	200
Aço inox-304	195	365
Cobre	120	400
Níquel	210	400
Aço carbono	210	420
Ti - 6Al - 4V	110	1000
Fibra de carbono HM	390	2600
Fibra de carbono HT	230	3300

Do ponto de vista de engenharia, o modo de falha é que acaba por orientar a seleção das propriedades, É comum a associação, por exemplo, da razão E/ρ , a qual deve ser maximizada. Em outros casos, depara-se com σ_{rup}/ρ e assim por diante.

3.3 Bobinamento Filamentar

Este é um dos mais eficientes métodos para fabricação de compósitos, pois permite a colocação do reforço nas diferentes direções principais da estrutura e também um adequado tensionamento das fibras depositadas sobre o mandril, sendo bastante utilizado na fabricação de estruturas cilíndricas, como por exemplo, vasos de pressão.

Com o desenvolvimento de resinas termofixas líquidas como o poliéster e epóxi (Bader et al., 1990) e o surgimento das fibras de alta resistência específica, o processo de bobinamento filamentar alcançou grande utilização na fabricação de compósitos

estruturais, principalmente para as indústrias aeronáutica, espacial e nuclear. Talvez algumas desvantagens do processo seriam a limitação dimensional dos moldes (mandris), o alto custo dos equipamentos e a restrição quanto a bobinagem da área da seção transversal da peça (Wiebeck, 2005).

A máquina de enrolamento filamentar utilizada no presente trabalho é a que fixa o mandril na posição horizontal e possui um carro que tem um movimento contínuo para frente e para trás sobre um eixo paralelo ao eixo longitudinal do mandril (Rosato, 1964; Peters, 1989). A Figura 3.3.1 ilustra uma máquina de enrolamento filamentar horizontal que tem dois graus de liberdade. Nesta figura, um dos eixos rotaciona o mandril e sobre o outro eixo o carro se desloca paralelo à direção longitudinal do mandril para depositar a fibra sobre este.

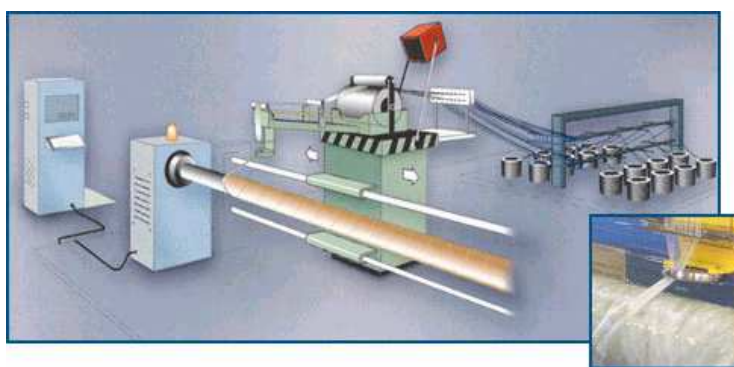


Figura 3.3.1- Ilustração da máquina de bobinagem filamentar horizontal (www.saint-gobain-vetrotex.com.br/process_filwind.htm).

A relação entre a rotação do mandril e a velocidade do carro na direção longitudinal do eixo do mandril influi no tipo de bobinagem que será realizada. Os principais tipos de bobinagem são o circunferencial (*hoop*) e o helicoidal.

A mais simples é a circunferencial, em que o mandril rotaciona continuamente enquanto o carro avança numa velocidade lenta e contínua de maneira que as fibras sejam depositadas lado a lado, formando um ângulo próximo de 90° com o eixo do mandril, até que a camada é depositada completamente. Para a deposição de uma nova camada, o carro deposita a fibra enquanto se movimenta lentamente na direção contrária. Este tipo de bobinagem foi a utilizada para a preparação de placas com o reforço à 0° e à 90° .

Na bobinagem helicoidal, o mandril rotaciona continuamente, enquanto o carro se movimenta a uma velocidade superior em relação à bobinagem circunferencial, para que a fibra seja depositada em um ângulo menor do que 90° . Este tipo de bobinagem é possível quando são utilizados domos nas extremidades do mandril, de forma a se evitar o escorregamento das fibras que não permitiria a obtenção do ângulo desejado.

Normalmente o processo de bobinamento filamental empregado para fabricação de estruturas cilíndricas utiliza a bobinagem do tipo helicoidal cruzada, que é aquela em que ocorrem cruzamentos das fibras com a deposição simultânea de uma camada à $+\theta$ e outra à $-\theta$. Quando se deseja a deposição individual de cada camada em determinado ângulo $+\theta$ ou $-\theta$, sem a ocorrência de cruzamentos entre as fibras de uma mesma camada, utiliza-se a bobinagem do tipo helicoidal por superposição de camadas (Marinucci, 2001).

No presente trabalho como o objetivo era o de se fabricar placas *angle-ply*, o domo utilizado foi na forma de pinos que garante a deposição individual de camada a camada, sem a ocorrência de cruzamentos entre as fibras de cada camada (Rousseu et al., 1999; Marinucci, 2001, Carvalho, 2006).

A fibra antes de envolver o mandril passa por um sistema de impregnação formado por roletes e uma cuba de impregnação. Os roletes posicionados antes da cuba têm a função de romper a ligação dada pelo acabamento superficial, *sizing*, e permitir uma melhor molhabilidade dos filamentos.

A cuba deve ter um comprimento adequado para permitir um tempo de residência da fibra no banho de modo que possa garantir uma impregnação de todos os filamentos na velocidade determinada pela rotação do mandril. Após a passagem pela cuba, há um sistema de roletes que possuem a função de extrair o excesso de matriz polimérica no *roving*.

O movimento coordenado da rotação do mandril com o deslocamento longitudinal do carro, permite formar o ângulo de bobinagem estabelecido para um dado processo. Por esta razão, para bobinagem com precisão, há a necessidade de se utilizar ferramental adequado para o método e equipamentos que são assistidos por software que controlam a coordenação dos eixos da máquina de bobinamento filamental. Durante o processo de fabricação, é possível depositar sobre o mandril

várias camadas em diferentes ângulos de bobinagem e/ou de diferentes tipos de reforços.

Os principais tipos de mandris utilizados são os não-removíveis e os removíveis. Os não-removíveis possuem a função de proteger a superfície interna da estrutura fabricada, evitando principalmente a ocorrência de vazamentos quando é utilizada para a estocagem de produtos químicos agressivos ao material compósito e atuam na forma de um *liner*. Os removíveis são utilizados na fabricação de peças em que a utilização de um *liner* seria impeditivo. Obtêm-se estruturas com ótimo acabamento interno, que são cópias fiéis da geometria externa do molde (mandril).

Normalmente são utilizados mandris de forma cilíndrica, porém corpos-de-prova retirados de peças com essa geometria tornariam inviável a fabricação dos exemplares conforme sugere a Norma ASTM 3039, exigindo, deste modo, a fabricação de um mandril plano para atender a geometria dos corpos-de-prova.

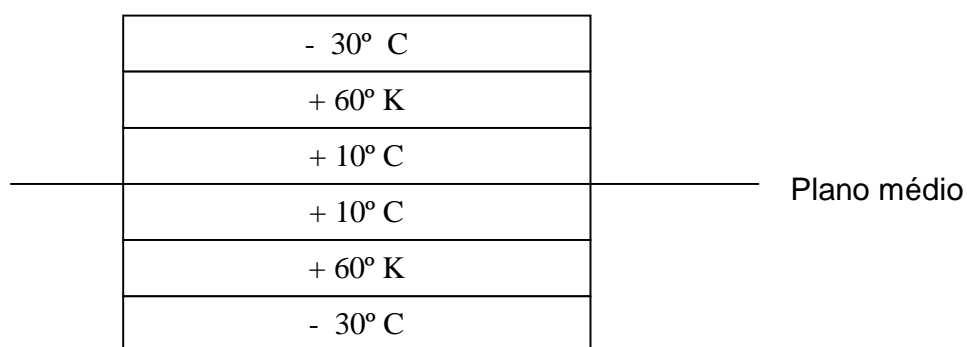
Desta maneira, um grande desafio foi produzir placas planas utilizando o método de bobinamento filamentar, para se retirar corpos-de-prova planos de dimensões adequadas para a realização de ensaios de tração, uma vez que o método é próprio para fabricação de estruturas cilíndricas e esféricas.

3.4 Código de Identificação dos Laminados

Assim como existe a necessidade de se identificar os materiais metálicos, como por exemplo, um aço SAE 1020 ou um alumínio AA 7075 T6, os laminados de materiais compósitos recebem uma denominação específica para que sejam identificados adequadamente (Marinucci, 2001).

A identificação da configuração de laminação ou de bobinagem de um compósito é feita de modo que a orientação e a quantidade de lâminas (camadas) e os materiais de cada lâmina, normalmente colocado apenas o tipo de reforço, sejam claramente interpretados. A Figura 3.4.1 exemplifica uma seqüência de lâminas com os possíveis códigos de identificação. A primeira camada corresponde àquela indicada pelo ângulo junto ao colchete da esquerda, com os ângulos subseqüentes indicando o restante das camadas. O subscrito “S” ou “T”, abaixo do colchete, da direita representa a indicação de simétrico ou total, sendo que no caso de “S” apenas metade das camadas são

mostradas. Abaixo de cada ângulo é colocado um subscrito que quando representado por uma letra, geralmente “C” de fibra de carbono, “G” de fibra de vidro e “K” de fibra aramida, indica o material do elemento de reforço e quando representado por um número indica o número de camadas adjacentes com o ângulo e material assinalado.



Código de identificação:

- a) $[- 30^{\circ}_C / + 60^{\circ}_K / + 10^{\circ}_C]_S$
 b) $[- 30^{\circ}_C / + 60^{\circ}_K / + 10^{\circ}_C / + 10^{\circ}_C / + 60^{\circ}_K / - 30^{\circ}_C]_T$
 c) $[- 30^{\circ}_C / + 60^{\circ}_K / + 10^{\circ}_{2C} / + 60^{\circ}_K / - 30^{\circ}_C]_T$

onde: C – fibra de carbono

K – fibra aramida

S – laminado simétrico

T – total

Figura 3.4.1- Representação da configuração de laminação de um compósito simétrico.

3.5 Denominação dos Laminados

O compósito, que dependendo do método de fabricação pode ser denominado de laminado ou bobinado, é constituído por uma quantidade de camadas ou lâminas superpostas uma às outras. O reforço de cada uma das lâminas constituintes do compósito pode ser bobinado numa mesma orientação ou em orientações distintas, recebendo deste modo, denominações apropriadas que o identifiquem (Mallik, 1993).

3.5.1 Laminados unidirecionais *on-axis*

Nestes laminados, a orientação das fibras é a mesma em todas as lâminas e a direção local na lâmina, indicada por 1-2, coincide com a direção global do compósito, indicada por x-y, conforme ilustrado no exemplo da Figura 3.5.1. Este tipo de laminado é o que propicia maior resistência ao compósito, uma vez que as fibras estariam alinhadas nas direções principais do carregamento. No entanto, isto na prática se tornaria inviável, visto que há necessidade de resistência também em outras direções, lembrando que na direção transversal as lâminas têm pouca contribuição na resistência do compósito.

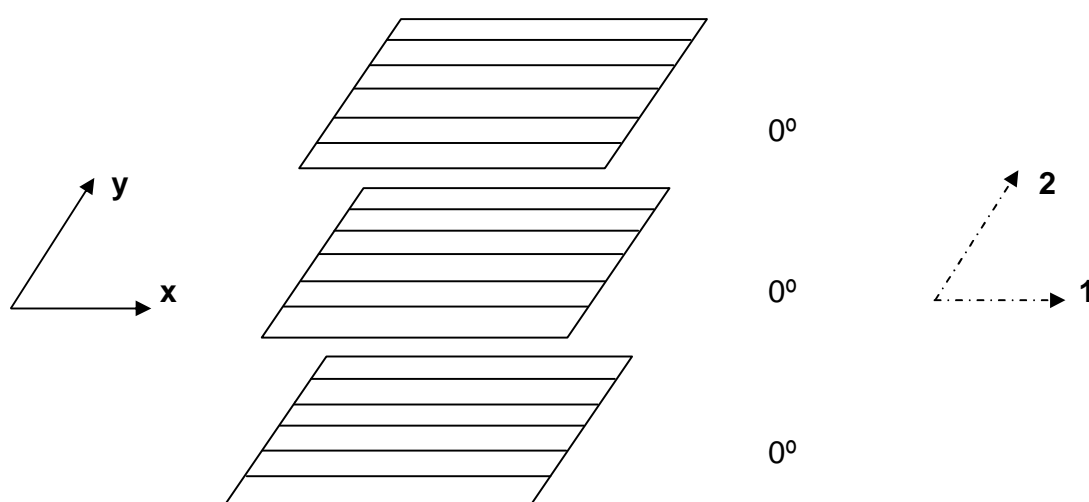


Figura 3.5.1- Laminado unidirecional *on-axis*.

3.5.2 Laminados unidirecionais *off-axis*

Nestes laminados, o ângulo de orientação das fibras está deslocado de um determinado valor entre os eixos do sistema local e do sistema global, conforme ilustrado no exemplo da Figura 3.5.2. Diferente dos laminados unidirecionais *on-axis*, a resistência do laminado na direção transversal do eixo global pode ser melhorada, uma vez que as fibras conseguem dar certa contribuição na resistência nesta direção. Na direção longitudinal do eixo global, a resistência do laminado é menor do que a

alcançada pelo laminado *on-axis*, já que as fibras não estão totalmente alinhadas com esta direção, neste caso formando um ângulo $+\theta$.

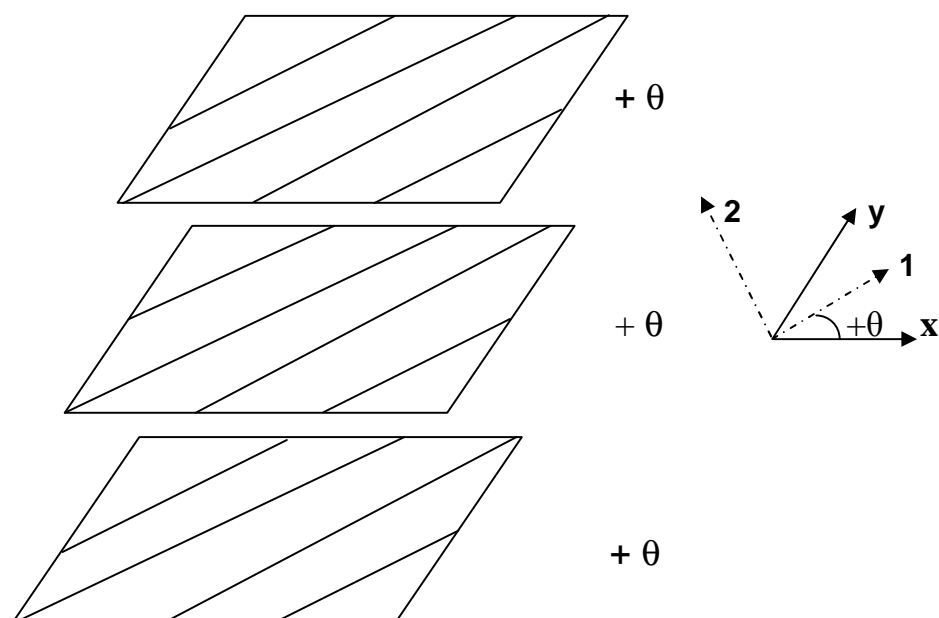


Figura 3.5.2- Laminado unidirecional *off-axis*.

3.5.3 Laminados *angle-ply*

São laminados balanceados consistindo de camadas posicionadas acima e abaixo do plano médio do laminado, sendo que o ângulo do reforço em cada lâmina apresenta a mesma magnitude, porém de sinal trocado, ou seja, $+\theta / -\theta$, onde θ é diferente de 0° ou 90° . Destaca-se que o presente trabalho foi desenvolvido com laminados *angle-ply*. A Figura 3.5.3 ilustra este tipo de laminado. O termo balanceado expressa que o laminado que possui uma camada a $-\theta$ em relação à linha do plano médio, deve possuir uma camada idêntica, ou seja, de mesmo material, porém posicionada à $+\theta$ em relação a essa mesma linha do plano médio.

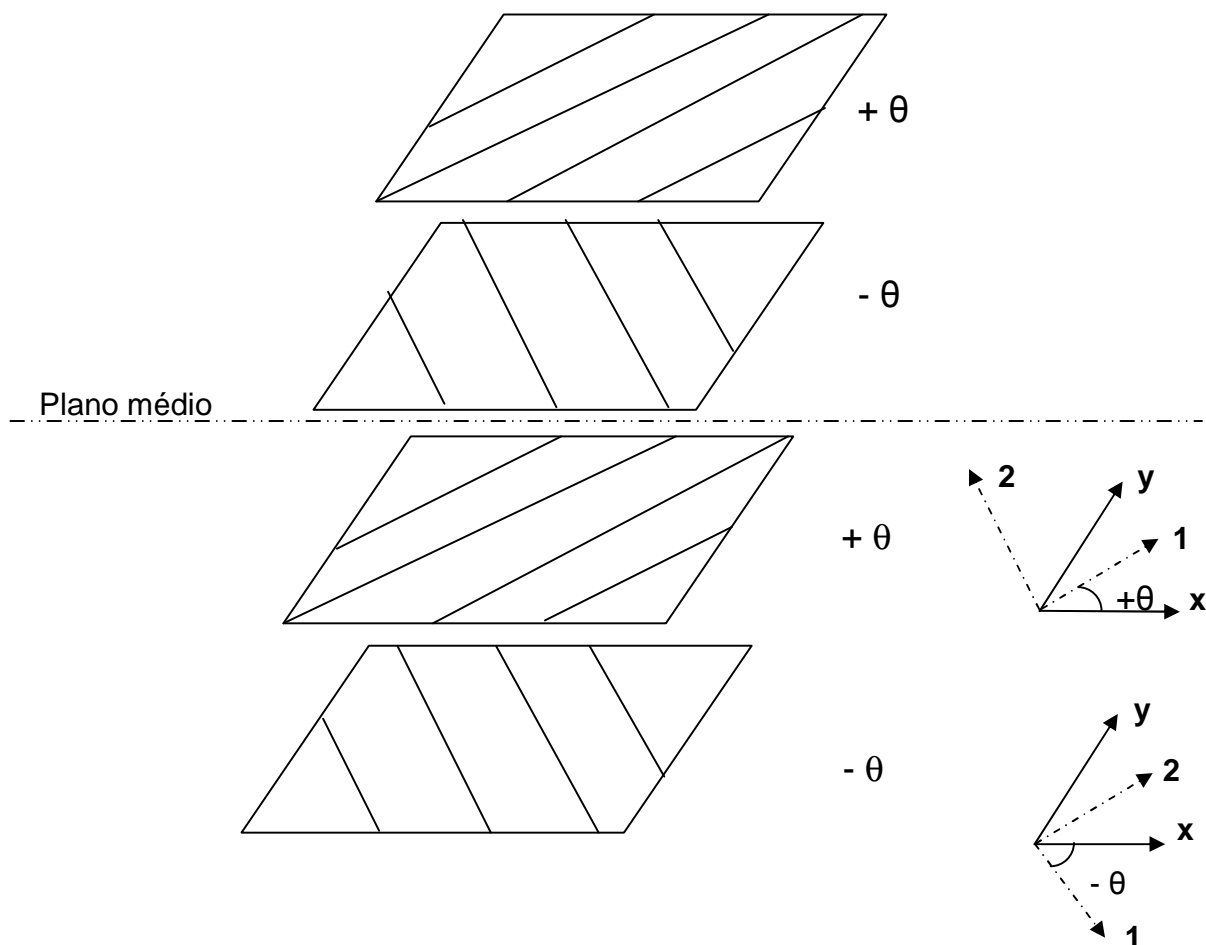


Figura 3.5.3- Laminado *angle-ply*.

3.5.4 Laminados *cross-ply*

Nestes laminados, o ângulo do reforço de cada lâmina alterna entre 0° e 90° , geralmente sendo utilizados reforços na forma de tecido, nas mais variadas gramaturas. Dependendo do tipo de carregamento, há a possibilidade de se utilizar tecidos com reforços diferentes na trama e no urdume, que seriam os tecidos denominados de híbridos. Por exemplo, se numa determinada direção são exigidas propriedades diferentes que em outra, seria possível empregar tecidos fabricados com fibra de carbono, para a direção de maior sollicitação, e fibra de vidro. Da mesma maneira, existe a possibilidade de se utilizar tecidos de fibra de vidro e fibra aramida ou fibra de carbono e fibra aramida. A Figura 3.5.4 ilustra um laminado do tipo *cross-ply*.

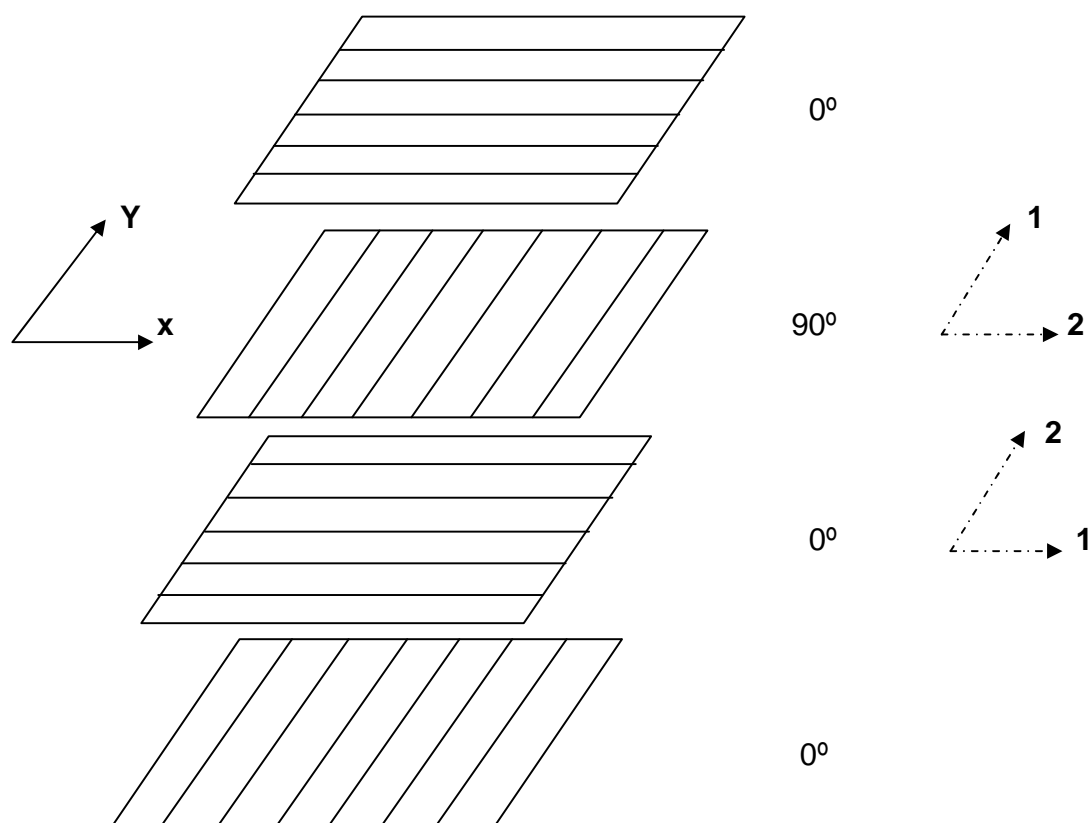


Figura 3.5.4- Laminado *cross-ply*.

Conforme a orientação das camadas no laminado em relação ao plano médio pode-se ter a seguinte classificação:

3.5.5 Laminados simétricos

Nestes laminados, cada lâmina com determinada orientação do reforço é simétrica em relação ao plano médio do laminado. Isto significa dizer que para cada lâmina acima do plano médio do laminado existe uma lâmina idêntica (mesmo material, espessura e ângulo de orientação do reforço) a uma mesma distância abaixo do plano médio, consistindo em uma imagem de espelho.

Exemplo: $[+\theta, -\theta]_S$ ou $[+\theta, -\theta, -\theta, +\theta]_T$.

3.5.6 Laminados anti-simétricos

Diferentemente dos laminados simétricos, para cada lâmina com orientação do reforço a um ângulo qualquer θ acima do plano médio do laminado, existe uma lâmina de mesmo material e espessura, mas com o reforço orientado num ângulo $-\theta$ numa distância igual e abaixo do plano médio do laminado.

Exemplo: $[+\theta_1, -\theta_2, +\theta_2, -\theta_1]_T$.

3.5.7 Laminados assimétricos

São denominados laminados assimétricos, quando não existe simetria e nem anti-simetria entre as lâminas existentes no laminado.

Exemplo: $[+\theta_1, +\theta_2, -\theta_2, +\theta_1, -\theta_2]_T$.

3.5.8 Laminados híbridos

Quando o laminado é formado por lâminas de diferentes materiais de reforço, é denominado de híbrido. Portanto, quando o compósito é constituído por pelo menos dois tipos reforços como, por exemplo, lâminas formadas por fibra de carbono e lâminas formadas por fibra de vidro, é designado de laminado híbrido.

3.6 Teoria Clássica dos Laminados

Um compósito é constituído pela justaposição sucessiva de várias lâminas que obedece uma seqüência de orientação especificada, recebendo a designação de laminado.

Os valores das propriedades mecânicas das lâminas no laminado normalmente tomam como referência os eixos principais locais, denominadas 1-2, ou seja, atribuída como 1 na direção da fibra e como 2 na direção perpendicular à fibra. Desta forma, ao definir-se para o laminado os eixos de referência globais X-Y, as várias lâminas formam um ângulo θ com as direções principais 1-2, conforme ilustrado na Figura 3.6.1.

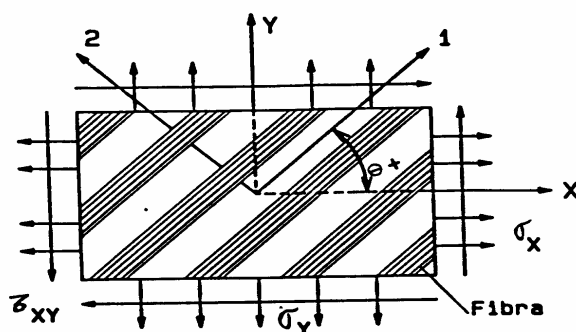


Figura 3.6.1 - Representação de uma lâmina com os eixos locais (1-2) orientados de um ângulo $+\theta$ em relação aos eixos globais (X-Y) (Marinucci, 2001).

Como as propriedades do laminado são influenciadas pelas propriedades das lâminas, podem-se prever as propriedades de um laminado conhecendo o comportamento individual das lâminas que o constituem (Mallik, 1993). Para análise do comportamento mecânico de cada uma das lâminas no eixo de trabalho do laminado (global), é necessário estabelecer a relação entre tensão e deformação neste sistema (Chawla, 1998).

Considerando uma lâmina unidirecional ortotrópica no estado plano de tensão, conforme ilustrado na Figura 3.6.2, as deformações longitudinal e transversal no eixo global X-Y são dependentes das propriedades mecânicas locais e das tensões aplicadas nesta direção. Observa-se que os eixos principais locais (1-2) da lâmina representada na figura estão alinhados com os eixos de referência globais (X-Y). Nessa situação, o compósito é denominado de *on-axis*.

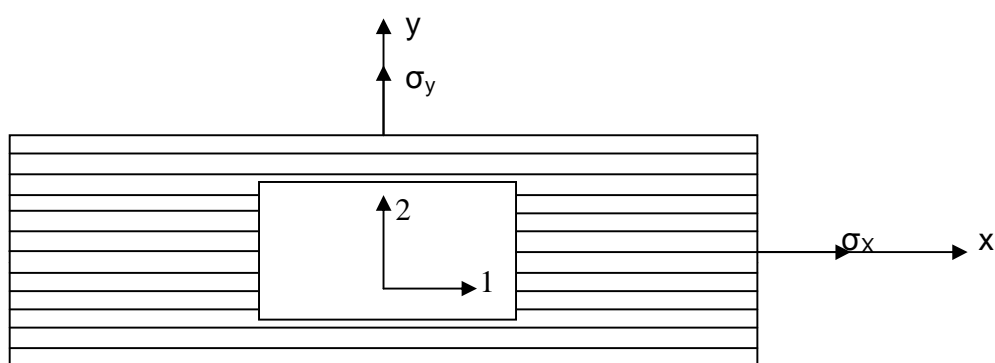


Figura 3.6.2- Lâmina com o eixo local 1-2 das fibras coincidente com o eixo global X-Y.

As relações tensão x deformação para uma lâmina *on-axis* no estado plano de tensões, são dadas pela equação (3.6.1a) e pela equação (3.6.1b).

$$\{\varepsilon\} = [S]\{\sigma\} \quad (3.6.1a)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3.6.1b)$$

sendo $[S]$ a matriz flexibilidade.

As tensões podem ser determinadas conhecendo-se as deformações por meio da inversão da equação (3.6.1a) ou equação (3.6.1b).

$$\{\sigma\} = [S]^{-1}\{\varepsilon\} \quad (3.6.2)$$

Denominando $[S]^{-1}$ de $[Q]$, matriz rigidez, tem-se a equação (3.6.3):

$$\{\sigma\} = [Q]\{\varepsilon\} \quad (3.6.3)$$

onde os elementos da matriz rigidez $[Q]$ são valores constantes dependentes das propriedades mecânicas da lâmina unidirecional.

Portanto, para uma lâmina unidirecional, na qual a orientação das fibras coincide com a orientação do eixo global, a relação entre as tensões e as deformações é dependente somente das propriedades mecânicas da lâmina.

Na construção de um componente, no entanto, em algumas lâminas os eixos principais (1-2) não estão alinhados com os eixos de referência (X-Y) da estrutura. Isto faz com que as lâminas que apresentam essa característica sejam denominadas de *off-axis*.

A Figura 3.6.3 ilustra uma lâmina unidirecional ortotrópica considerando estado plano de tensão, com as fibras formando um ângulo θ em relação ao eixo global X-Y.

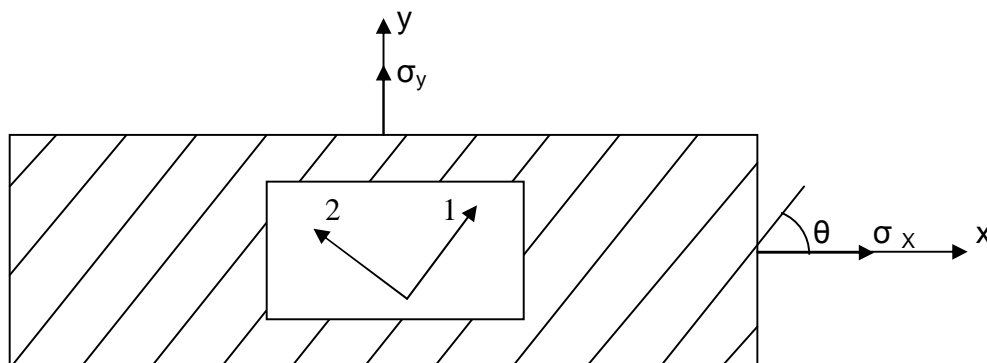


Figura 3.6.3- Lâmina com o eixo local 1-2 das fibras formando um ângulo θ com o eixo global X-Y.

As tensões e as deformações podem ser transferidas de um sistema de eixos para outro utilizando uma matriz específica para esta mudança de coordenadas, denominada Matriz de Transformação $[T]$.

As equações (3.6.4a) e (3.6.4b) mostram, respectivamente, as relações entre tensões e deformações, com as matrizes de transformação específica para cada uma das equações.

$$[\sigma]_{12} = [T_\sigma] [\sigma]_{XY} \quad (3.6.4a)$$

$$[\varepsilon]_{12} = [T_\varepsilon] [\varepsilon]_{XY} \quad (3.6.4b)$$

onde $[T_\varepsilon]$ a matriz de transformação para as deformações e $[T_\sigma]$ a matriz de transformação para as tensões.

A relação tensão x deformação para os eixos globais de uma lâmina é mostrada pela equação (3.6.5), sendo $[\bar{Q}]$ a matriz rigidez reduzida transformada que é dada por $[T_\sigma^{-1} \cdot Q \cdot T_\varepsilon]$.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = [\bar{Q}] \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3.6.5)$$

Na prática, os materiais compósitos estruturais são formados pela justaposição de sucessivas lâminas em orientações pré-estabelecidas, de modo a serem atendidas as condições de sollicitação, uma vez que as propriedades mecânicas do laminado são função das propriedades de cada uma das lâminas. Para a análise do laminado, admite-se que exista uma perfeita ligação entre as lâminas e que não exista escorregamento entre as mesmas. Considera-se também como hipótese que a matriz polimérica existente entre as lâminas seja fina e não deformável por cisalhamento (Crowford, 1998).

Considerando um laminado constituído de lâminas de espessura h , com as fibras alinhadas na direção X do eixo global e submetida a uma tensão σ_x , conforme indicado pela Figura 3.6.4, as deformações do plano médio (ϵ^0) e as curvaturas (k) do laminado podem ser determinados utilizando-se a equação (3.6.6) por meio das forças por unidade de comprimento [N] e os momentos por unidade de comprimento [M] aplicados no material.

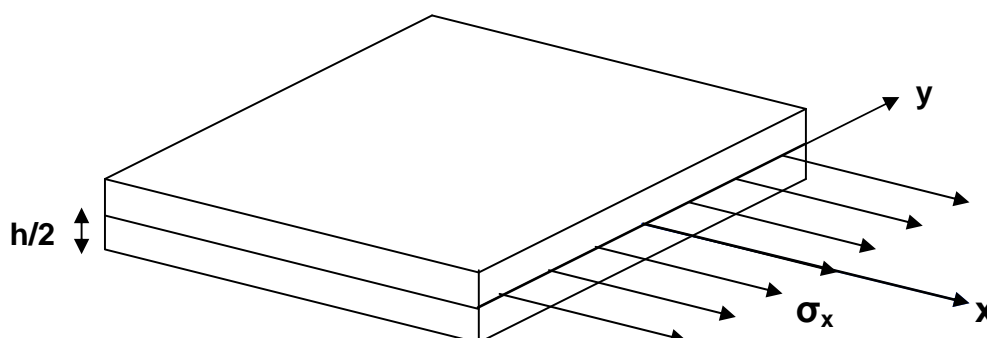


Figura 3.6.4- Força atuando em uma lâmina de espessura h .

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon^0 \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (3.6.6)$$

Analisando a equação (3.6.6), pode-se concluir que a matriz rigidez extensional [A] relaciona as forças resultantes [N] que atuam no laminado com as deformações [ϵ^0] do plano médio e que a matriz rigidez de flexão [D] relaciona os momentos resultantes [M] com as curvaturas [k]. A matriz de acoplamento [B] apresenta função em ambas as

equações e estabelece ligação entre forças e momentos resultantes com curvaturas e deformações, respectivamente.

Uma condição importante é aquela em que a matriz de acoplamento [B] apresenta valor nulo, eliminando curvatura quando são aplicadas as forças [N] e deformações do plano médio quando são aplicados momentos [M]. As matrizes A, B e D são função apenas do ângulo de bobinagem do compósito, das propriedades mecânicas das lâminas e da espessura das lâminas e são apresentadas, respectivamente, pelas equações (3.6.7), (3.6.8) e (3.6.9).

$$[A] = \sum \left[\bar{Q} \right]_k \cdot h_k \quad (3.6.7)$$

$$[B] = \frac{1}{2} \sum \left[\bar{Q} \right]_k \cdot h_k^2 \quad (3.6.8)$$

$$[D] = \frac{1}{3} \sum \left[\bar{Q} \right]_k \cdot h_k^3 \quad (3.6.9)$$

A determinação da deformação da linha média (ϵ^0) e as curvaturas do laminado (k) são obtidos invertendo-se a equação matricial da equação (3.6.6) e dada pela equação (3.6.10). Assim, tem-se:

$$\begin{bmatrix} \epsilon^0 \\ k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a & b \\ b & d \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} \quad (3.6.10)$$

Os elementos da matriz [a] estão relacionados com as propriedades mecânicas do laminado, de modo que por eles estas constantes podem ser determinadas.

As equações em (3.6.11) mostram essas relações.

$$\begin{aligned} E_x &= \frac{1}{a_{11}h} & E_y &= \frac{1}{a_{22}h} & G_{xy} &= \frac{1}{a_{66}h} \\ v_{xy} &= \frac{-a_{12}}{a_{11}} & v_{yx} &= \frac{-a_{12}}{a_{22}} \end{aligned} \quad (3.6.11)$$

Portanto, as propriedades mecânicas teóricas do compósito podem ser determinadas conhecendo-se as condições de carregamento na estrutura.

Para analisar se um laminado com uma configuração específica conseguirá resistir a um determinado carregamento, é necessário conhecer como cada uma das lâminas reagem a este carregamento. As possibilidades de falha em cada uma das lâminas podem ser verificadas teoricamente pelos critérios de falha da Tensão Máxima, da Deformação Máxima e de Tsai-Hill (Mallick, 1993), (Pinheiro, 2002), entre outros.

Pelo critério de Tsai-Hill, de emprego mais apropriado (Agarwall, 1980), quando um carregamento longitudinal é aplicado em um laminado, a falha deste material irá ocorrer quando a inequação (3.6.12) abaixo for satisfeita.

$$\sigma_{xx} \geq \frac{1}{\left(\frac{\cos^4 \theta}{\sigma_{11}^2} + \left(\frac{1}{S^2} - \frac{1}{\sigma_{11}^2} \right) \cdot \cos^2 \theta \cdot \sin^2 \theta + \frac{\sin^4 \theta}{\sigma_{22}^2} \right)^{\frac{1}{2}}} \quad (3.6.12)$$

onde σ_{11} e σ_{22} são as resistências longitudinal e transversal nas direções 1 e 2, respectivamente, da lâmina; S a resistência ao cisalhamento da lâmina; θ o ângulo de orientação do reforço em relação ao eixo global X-Y e σ_{xx} a tensão aplicada na lâmina na direção x.

3.7 Medida das Deformações dos corpos-de-prova utilizando *strain gages*

Considerando um corpo no regime elástico, a relação tensão x deformação é dada pela lei de Hooke através da relação $\sigma = E \cdot \epsilon$, que estabelece uma relação linear entre a tensão (σ) e a deformação (ϵ).

A deformação de um corpo pode ser obtida facilmente pela lei de Hooke. No entanto, há situação em que o carregamento na estrutura não é plenamente conhecido, sendo ainda assim necessário obter a deformação que o corpo sofre pela ação do carregamento. Neste caso, o recurso é determinar a variação de comprimento sofrida pelo corpo e estabelecer a relação entre esta medida e o comprimento inicial do corpo ou um trecho do mesmo. A equação (3.7.1) expressa esta relação.

$$\varepsilon = \Delta l / l \quad (3.7.1)$$

onde: l – comprimento inicial do corpo de prova.

Δl – variação do comprimento inicial do corpo de prova devido à carga (força) longitudinal aplicada no mesmo.

Para determinação da deformação de um corpo podem ser usados dispositivos denominados de extensômetros. Dependendo do requisito do ensaio, há necessidade de se obter a deformação na ruptura do corpo-de-prova, o que pode provocar dano no dispositivo. Neste caso, são utilizados micro extensômetros, que são também conhecidos por *strain gages*, que associam voltagem à deformação sofrida pelo corpo.

Além de ensaios feitos em laboratório, que na maioria das vezes utiliza uma máquina universal de ensaio, inúmeros testes são feitos avaliando-se uma parte de uma estrutura ou às vezes até a estrutura inteira, tornando necessário o uso de *strain gages* para determinação das deformações.

Strain gages são dispositivos que utilizam um filamento contínuo de metal, convenientemente montado sobre uma película de material isolante, normalmente polimérico, que é colada na superfície do material que se deseja obter sua deformação. A Figura 3.7.1 ilustra um *strain gage*.



Figura 3.7.1- Extensômetro do tipo *strain gage* para medida unidirecional.

O princípio que estabelece a medida de deformação de um corpo com a variação de resistência elétrica dos *strain gages*, está relacionado ao fato que todo metal possui uma resistência elétrica específica. Assim, quando uma força é exercida sobre um corpo no qual está colado um *strain gage*, e por consequência sobre o filamento deste, ocorre uma deformação do filamento, ocasionando uma variação da resistência no *strain gage*. Admitindo, por exemplo, um experimento em que um corpo-de-prova esteja submetido a uma força de tração, devido ao alongamento do corpo, haverá também na mesma proporção um alongamento do filamento elétrico do *strain gage*. Este é o

fundamento da medida da deformação de um corpo utilizando-se esse tipo de dispositivo.

A variação de resistência elétrica pode ser associada à deformação do filamento através de uma constante conhecida como fator de sensibilidade ou *gage factor*, K_S . Deste modo, têm-se as equações (3.7.2) e (3.7.3).

$$\frac{\Delta R}{R} = K_S \frac{\Delta l}{l} \quad (3.7.2)$$

ou ainda

$$\frac{\Delta R}{R} = K_S \varepsilon \quad (3.7.3)$$

sendo ΔR a variação de resistência elétrica no filamento do *strain gage* e Δl o alongamento do filamento.

De modo geral, o filamento dos *strain gages* é fabricado de uma liga níquel-cromo ou níquel-cobre, sendo para estes materiais o fator de sensibilidade considerado como sendo 2,0 (Kyowa). A Tabela 3.7.1 apresenta dois exemplos de materiais utilizados na fabricação de *strain gages* (Carvil, 1993).

Tabela 3.7.1- Fator de sensibilidade e resistência elétrica para alguns materiais do filamento de micro extensômetros (*strain gages*).

Material	Fator K	Resistência	Observações
Avançado (57% Cu, 43% Ni)	2,0	100	1) K constante para uma vasta faixa de deformação. 2) Pode ser utilizado em baixas temperaturas ($T < 250^\circ\text{C}$).
Ligas de platina	4,0	50	1) Pode ser utilizado em altas temperaturas ($T > 500^\circ\text{C}$).

Entretanto, para a determinação efetiva da deformação de um corpo-de-prova, o *strain gage* é montado com outras três resistências elétricas, formando o que se denomina de ponte de Wheatstone, conforme Figura 3.7.2, sendo V_E a tensão de entrada da ponte e V_S a tensão de saída.

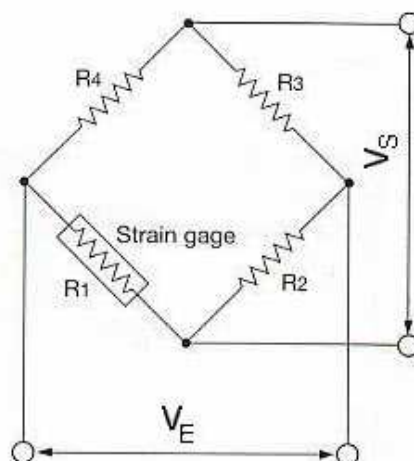


Figura 3.7.2- Forma construtiva de um conjunto de resistências formando uma ponte de Wheatstone.

Nessa formação, admitindo que as resistências sejam R_1 , R_2 , R_3 e R_4 e a voltagem de entrada da ponte atribuída como V_E , a voltagem de saída V_S é obtida pela equação (3.7.4).

$$V_S = \left[\frac{R_1 R_3 - R_2 R_4}{(R_1 + R_2)(R_3 + R_4)} \right] V_E \quad (3.7.4)$$

Considerando que a resistência R_1 seja a do *strain gage* e esta sofra um alongamento ΔR , então a voltagem de saída da ponte de Wheatstone será dada pela equação (3.7.5).

$$V_S = \left[\frac{(R_1 + \Delta R)R_3 - R_2 R_4}{((R_1 + \Delta R) + R_2)(R_3 + R_4)} \right] V_E \quad (3.7.5)$$

Para a situação em que $R_1 = R_2 = R_3 = R_4 = R$, da equação (3.7.5) obtém-se a equação (3.7.6).

$$V_S = \left[\frac{(R^2 + \Delta R R - R^2)}{(2R + \Delta R)2R} \right] V_E \quad (3.7.6)$$

Admitindo que ΔR seja muito menor que R , então a equação (3.7.7) é obtida.

$$V_S = \frac{1}{4} \frac{\Delta R}{R} V_E \quad (3.7.7)$$

Aplicando-se a equação (3.7.3) em (3.7.7), obtém-se a equação (3.7.8) que mostra a relação entre deformação e voltagem. Destaca-se que na medida de deformação utilizando esta técnica, a voltagem obtida é a voltagem de saída V_S , uma vez que a voltagem de entrada admite-se conhecida.

$$V_S = 0,25 K_S V_E \varepsilon \quad (3.7.8)$$

Portanto, é possível obter-se a deformação de um corpo associando-se à voltagem de saída de um equipamento que utiliza a forma construtiva com quatro resistências elétricas, conforme a Figura 3.7.2. Esta voltagem de saída tem um valor bastante baixo, sendo adequadamente amplificada para estabelecer a relação com a deformação.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente estudo tem por objetivo a fabricação de placas de compósitos poliméricos com o reforço em orientações pré-estabelecidas utilizando fibra de carbono e fibra de vidro. Deste modo, por se trabalhar com o reforço na forma de fibras contínuas (*roving*) e para garantir uma maior precisão no posicionamento das fibras sobre o mandril, o método de fabricação utilizado foi o bobinamento filamental.

Normalmente este processo é empregado para a construção de estruturas cilíndricas, em que reforços contínuos de fibra de carbono, vidro ou aramida, impregnados com uma matriz polimérica, são depositados sobre um mandril rotatório fabricado em aço ou alumínio. O método geralmente empregado é o de bobinagem cruzada, que é aquela em que cada camada depositada sobre o mandril representa a colocação simultânea de fibras em ângulos $+\theta$ e $-\theta$.

Para fabricação de estruturas com superfície de revolução em que cada camada é colocada formando apenas um ângulo com a direção do eixo longitudinal do mandril, por exemplo, $+\theta$, é utilizado a bobinagem do tipo helicoidal por superposição de camadas (Marinucci, 2001). A vantagem proporcionada por este método é tornar possível a construção de compósitos *angle-ply* por bobinamento filamental, o que de outra forma tornaria a tarefa praticamente impossível.

Assim, a fabricação de placas planas utilizando o processo de superposição de camadas representou um grande desafio estabelecido na proposta do trabalho. Contudo, o projeto e a fabricação do ferramental adequado ao processo permitiram a bobinagem *angle-ply* de placas planas, resultando em um grande êxito, o que de outra forma poderia até impedir que o objetivo do estudo fosse cumprido.

4.1 Materiais

4.1.1 Fibra de Carbono

Para fabricação do grupo de placas com fibra de carbono utilizou-se a fibra Tenax HTA (Akzo Faser AG) de 6000 filamentos e de alta resistência mecânica, com

tratamento superficial para receber matriz polimérica com resina epoxídica. A Figura 4.1.1.1 mostra uma bobina da fibra de carbono utilizada no presente trabalho.

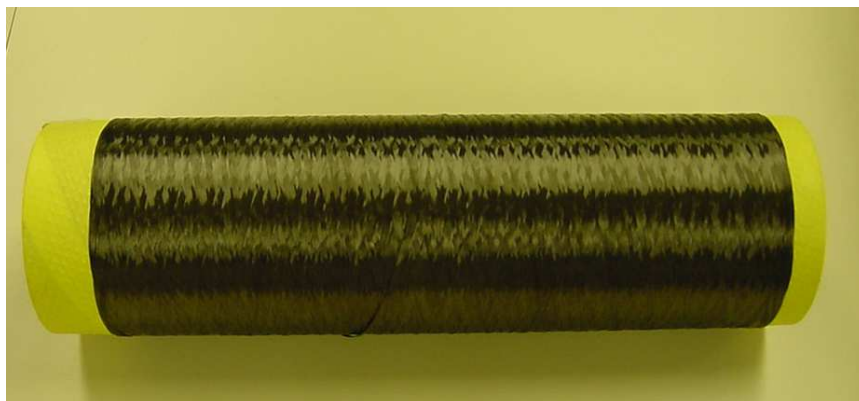


Figura 4.1.1.1- Bobina de fibra de carbono Tenax HTA 6K.

As principais propriedades físicas da fibra de carbono HTA 6K estão indicadas na Tabela 4.1.1.1.

Tabela 4.1.1.1- Propriedades físicas da fibra de carbono HTA 6K (Akzo Faser AG).

MASSA ESPECÍFICA	1,77 g/cm ³
MÓDULO DE ELASTICIDADE LONGITUDINAL	238 GPa
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO	3400 MPa
ALONGAMENTO MÁXIMO	1,4 %
DIÂMETRO DO FILAMENTO	7 µm
Nº. DE FILAMENTOS	6.000
DENSIDADE LINEAR	400 tex

4.1.2 Fibra de Vidro

Para fabricação do grupo de placas com fibra de vidro utilizou-se a fibra tipo E de 2000 filamentos, com tratamento para receber matriz polimérica com resina epóxi. A fibra foi fabricada pela Saint-Gobain Vetrotex para utilização em processos de bobinagem filamental. A denominação de vidro tipo E origina-se de uma formulação para fabricação de artigos de vidro para a indústria de material elétrico, porém seu uso é frequentemente associado a um tipo de fibra de vidro de alta resistência mecânica. A

Figura 4.1.2.1 mostra um par de rocas de fibra de vidro tipo E utilizada no presente trabalho.



Figura 4.1.2.1- Rocas de fibra de vidro tipo E.

As principais propriedades físicas da fibra de vidro tipo E estão indicadas na Tabela 4.1.2.1.

Tabela 4.1.2.1- Propriedades físicas da fibra de vidro tipo E (catálogo Saint Gobain Vetrotex).

MASSA ESPECÍFICA	2,60 g/cm ³
MÓDULO DE ELASTICIDADE LONGITUDINAL	73 GPa
RESISTÊNCIA À TRAÇÃO	2400 MPa
ALONGAMENTO MÁXIMO	4,5 %
DIÂMETRO DO FILAMENTO	9 µm
Nº. DE FILAMENTOS	2000
DENSIDADE LINEAR	1100 tex

4.1.3 Matriz Polimérica

A matriz para a fabricação do compósito com fibra de carbono foi constituída das seguintes matérias-primas fabricadas pela Vântico (2001): resina epoxídica GY 260, do tipo diglicidil éter de bisfenol A (DGEBA), na proporção de 100 partes em peso; endurecedor HY 905, à base de anidridos, na proporção de 100 partes em peso; e acelerador DY 062, à base de amina (benzildimetilamina), na proporção de 0,5 partes em peso.

Para a fabricação das placas de fibra de vidro, houve a substituição do endurecedor motivada pela necessidade da compra de um novo lote desta matéria-prima. O novo endurecedor, HY 917, exige uma proporção de 88 partes em peso para 100 partes de resina. Após a mistura entre a resina e o endurecedor, a mesma foi aquecida por 30 minutos a uma temperatura de 70 °C para facilitar a homogeneização, sendo por último adicionado o acelerador. A Figura 4.1.3.1 mostra um pequeno volume da matriz polimérica após a homogeneização, preparado para ser levado para a máquina de enrolamento filamentar.

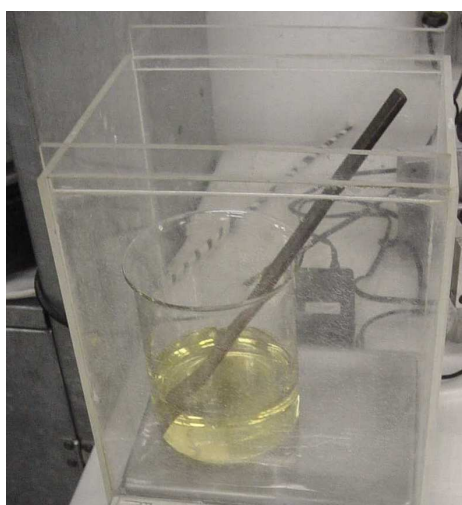


Figura 4.1.3.1- Matriz polimérica pronta para uso após mistura dos componentes.

4.2 Definição dos ângulos de bobinagem a serem utilizados pela máquina de bobinamento filamentar

A proposta deste estudo foi a de fabricar compósitos simétricos *angle-ply*, ou seja, compósitos formados por lâminas bobinadas em $\pm \theta$, dispostas simetricamente em relação ao plano médio. A definição dos ângulos de bobinagem foi estabelecida no plano de trabalho de modo que se tivesse a maior cobertura possível de 0° a 90°, considerando o ferramental disponível. Assim, foram definidos ângulos de bobinagem de 10° em 10°.

O ferramental consistiu de um mandril de geometria retangular de onde eram obtidas duas placas planas. Estabelecendo um planejamento de corte, foi possível de

um mesmo mandril obter corpos-de-prova em dois ângulos, de forma a ter-se ângulos complementares. De uma bobinagem circunferencial (*hoop*), a manipulação adequada de cada uma das placas do mandril permitiu obter corpos-de-prova a 0° e a 90° , enquanto de uma bobinagem helicoidal foi possível a retirada de corpos-de-prova no ângulo de bobinagem θ e no ângulo complementar $90^\circ - \theta$. Portanto, ao se fabricar uma placa com um determinado ângulo de bobinagem, pode-se obter corpos-de-prova em duas direções distintas em ângulos complementares. Um exemplo seria uma bobinagem helicoidal a $\pm 80^\circ$, em que de uma das placas do mandril seriam obtidos corpos-de-prova a $\pm 80^\circ$ e da outra placa exemplares a $\pm 10^\circ$.

No entanto, devido à diferença de espessura dos corpos-de-prova de acordo com o ângulo de bobinagem, não foram obtidos corpos-de-prova com ângulos complementares de um mesmo laminado. Segundo a norma utilizada (ASTM D3039, 2000), corpos de prova na direção das fibras, isto é, aqueles em que a fibra está na mesma direção de carregamento durante o ensaio de tração, devem ser fabricados com 1 mm de espessura, enquanto que os fabricados na direção perpendicular às fibras, direção de 90° , é recomendada a espessura de 2 mm. Como a norma apresenta indicações para as dimensões de corpos-de-prova com ângulo do reforço entre 0° e 90° , adotou-se para ângulos denominados de baixos, isto é, 0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$, a espessura correspondente àquela indicada para corpos-de-prova de 0° , ou seja, 1 mm; enquanto que para corpos de prova com ângulos altos, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° a espessura é aquela indicada para corpos-de-prova de 90° , ou seja, 2 mm.

A Tabela 4.2.1 apresenta as dimensões recomendadas pela norma ASTM D3039 para corpos-de-prova com fibras bobinadas a 0° e 90° , com a ilustração na Figura 4.2.1.

Tabela 4.2.1- Dimensões recomendadas para os corpos-de-prova (ASTM D3039).

Orientação das fibras	Largura (mm)	Comprimento total (mm)	Comprimento entre TAB (mm)	Comprimento do TAB (mm)	Espessura (mm)
0°	15	250	138	56	1,0
90°	25	175	125	25	2,0

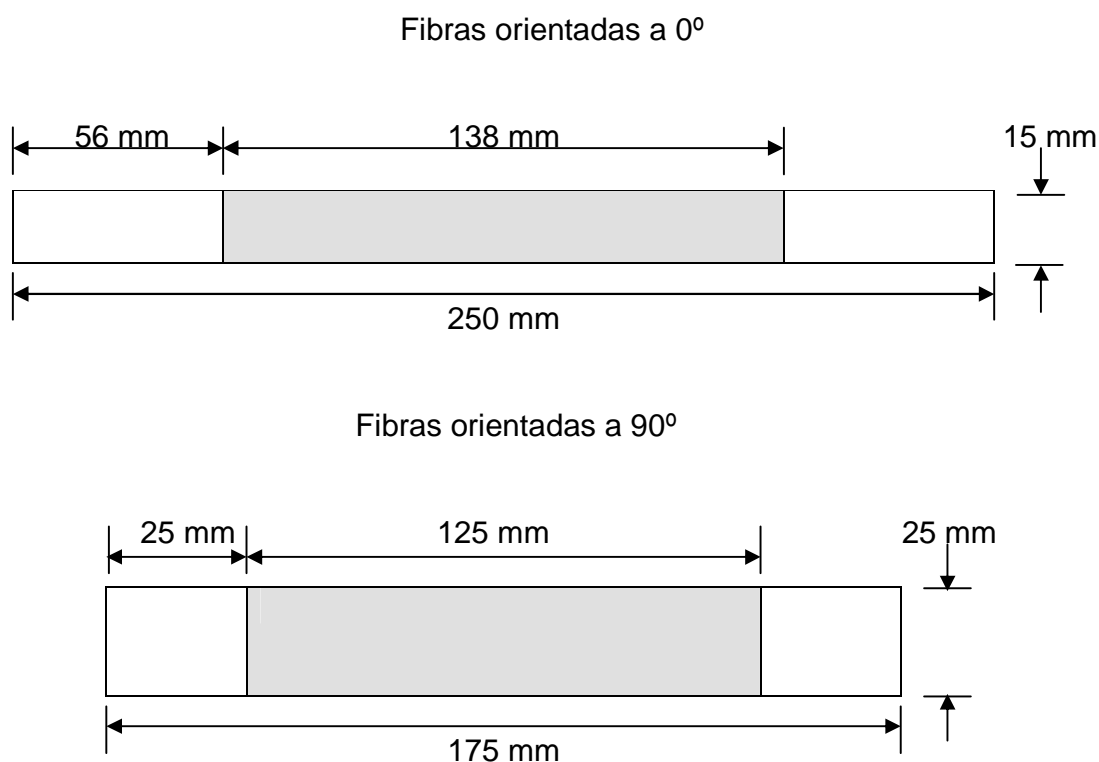


Figura 4.2.1- Geometria dos corpos-de-prova para bobinagem a 0° e 90° .

As dimensões do mandril construído para este estudo foram de 464 mm de largura e 335 mm de altura e permitiu a fabricação de placas para atender o planejamento inicialmente estabelecido, ou seja, obter corpos-de-prova de 0° a 90° , com variação de 10° em 10° , com exceção dos ângulos de $\pm 40^\circ$ e $\pm 50^\circ$. Como a área útil para obtenção dos corpos-de-prova nas dimensões estabelecidas pela norma diminui em relação à área total do mandril, à medida que o ângulo de bobinagem se aproxima de $\pm 45^\circ$, a fabricação de corpos-de-prova com ângulos de $\pm 40^\circ$ e $\pm 50^\circ$ não foi possível com o mandril disponível.

Como no início deste estudo o mandril com as dimensões descritas já tinha sido fabricado, decidiu-se que não compensaria o investimento necessário para fabricar um novo mandril nas dimensões mínimas de 710 x 335 mm para bobinagem a $\pm 40^\circ$ e $\pm 50^\circ$. A dimensão do mandril utilizado permite a obtenção de apenas um corpo-de-prova à $\pm 40^\circ$ por placa, ou seja, dois corpos-de-prova para cada fabricação, considerando que de um mandril são obtidas duas placas. Desta maneira, seriam necessárias, por

exemplo, a fabricação de, no mínimo, seis placas para se obter seis corpos-de-prova a $\pm 40^\circ$, que foi a quantidade mínima estabelecida para os ensaios de tração.

As Figuras 4.2.2, 4.2.3 e 4.2.4, apresentadas em escala 1x8, ilustram a redução da área disponível para a retirada de corpos-de-prova em relação à área total do mandril, à medida que há diminuição do ângulo de bobinagem. Os ângulos assinalados tem como referência o eixo longitudinal da máquina de bobinamento filamental, indicado como x.

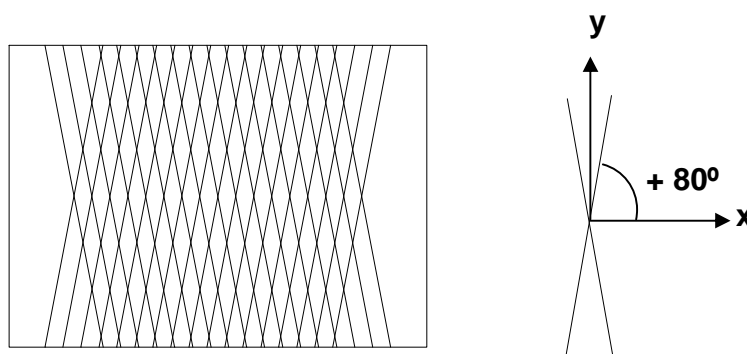


Figura 4.2.2- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 80^\circ$ em relação à direção x.

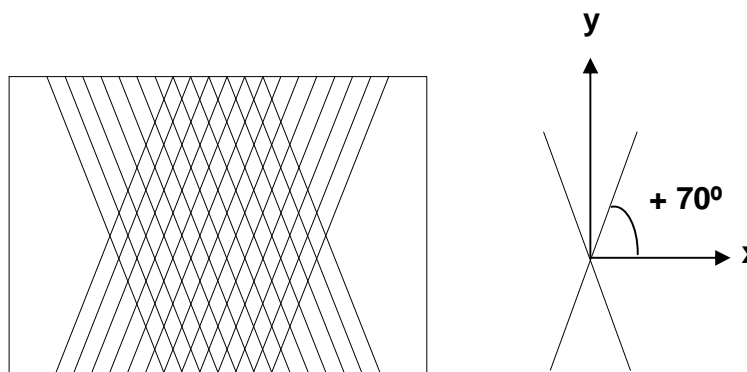


Figura 4.2.3- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 70^\circ$ em relação à direção x.

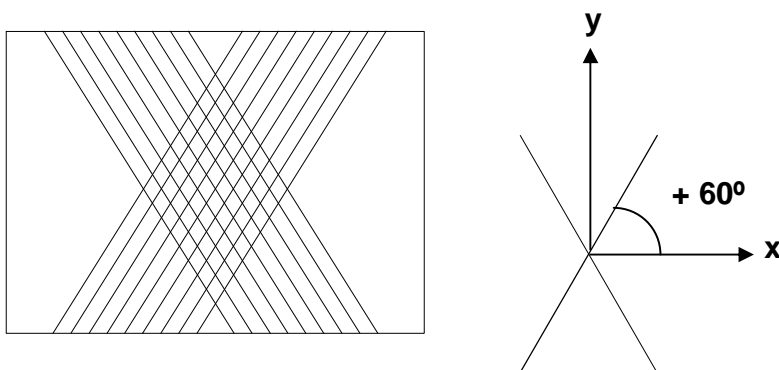


Figura 4.2.4- Ilustração do mandril com bobinagem a $\pm 60^\circ$ em relação à direção x.

A placa bobinada a $\pm 60^\circ$ em relação à direção x (eixo longitudinal do mandril), Figura 4.2.4, oferece uma área muito limitada se comparada à de $\pm 80^\circ$, o que reduz sensivelmente a quantidade de corpos-de-prova a serem produzidos por placa, sendo necessária a fabricação de outras placas neste ângulo para que se tivesse pelo menos uma quantidade mínima de exemplares para ensaio.

As Figuras 4.2.5 a 4.2.12 ilustram a quantidade de corpos-de-prova retirados de cada ângulo de bobinagem com o corte na direção y (ângulos de 0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$) e na direção x (ângulos de $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90°).

Comparando a Figura 4.2.6 de uma placa bobinada a $\pm 10^\circ$ na direção y com uma placa bobinada a $\pm 30^\circ$ na mesma direção, ilustrada pela Figura 4.2.8, pode-se observar a diferença da quantidade de corpos-de-prova que podem ser retirados de uma placa ao variar o ângulo de bobinagem.

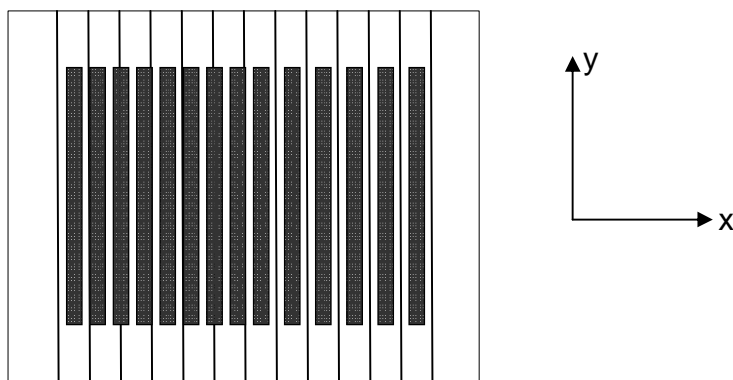


Figura 4.2.5- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a 0° na direção y.

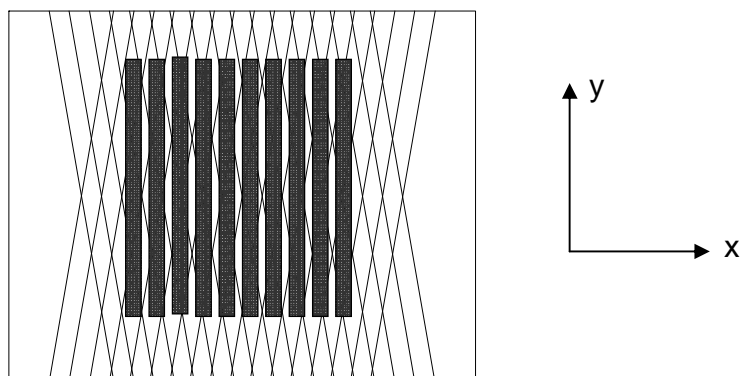


Figura 4.2.6- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 10^\circ$ na direção y.

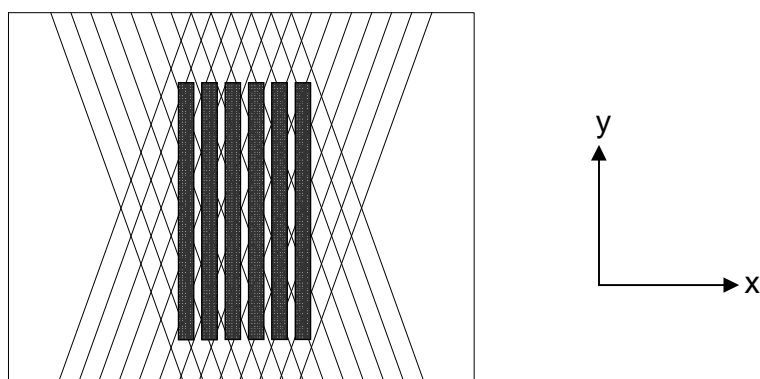


Figura 4.2.7- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 20^\circ$ na direção y.

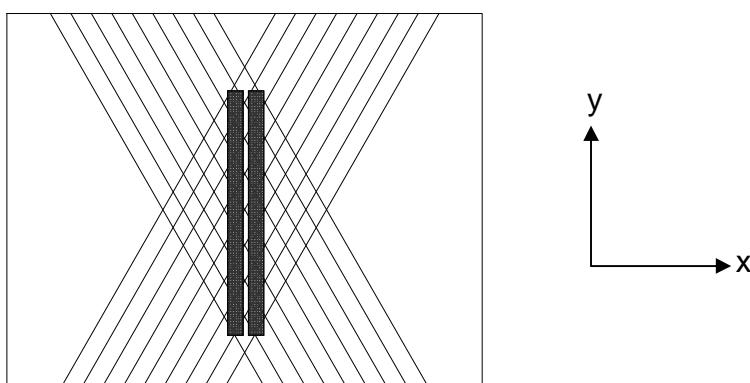


Figura 4.2.8- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 30^\circ$ na direção y.

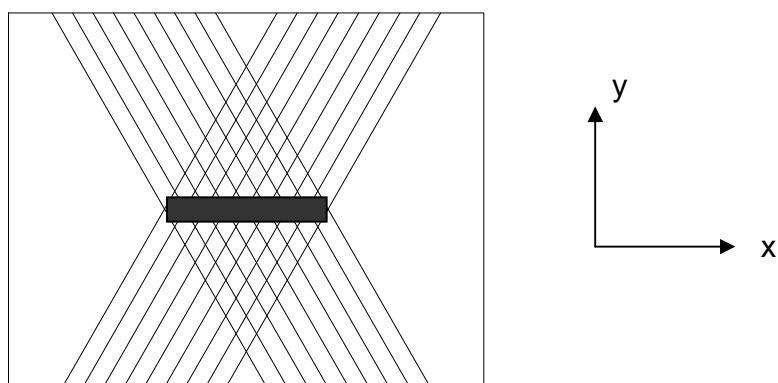


Figura 4.2.9- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 60^\circ$ na direção x.

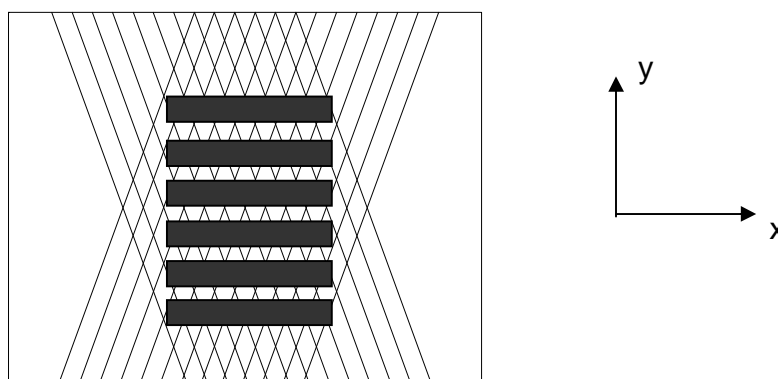


Figura 4.2.10- Ilustração da área para retirada de corpos-de-prova de uma bobinagem a $\pm 70^\circ$ na direção x.

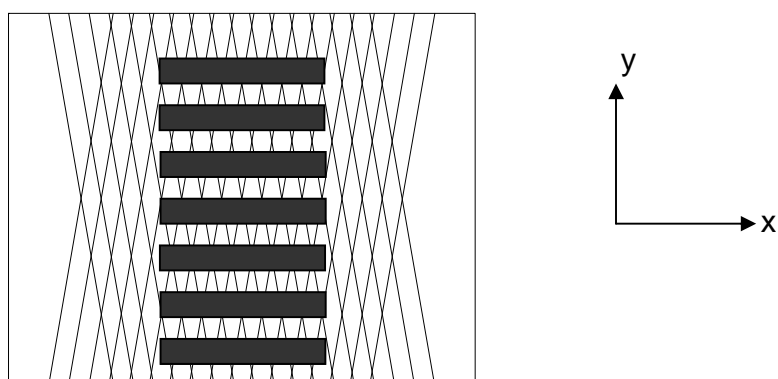


Figura 4.2.11- Ilustração da área dos corpos de prova a $\pm 80^\circ$ na direção x.

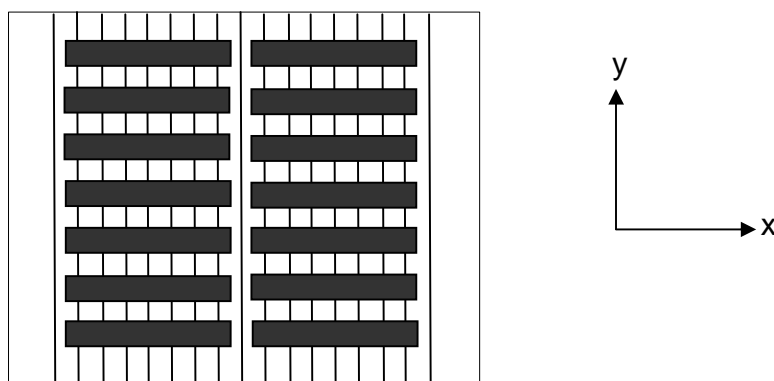


Figura 4.2.12- Ilustração da área dos corpos de prova a 90° na direção x.

Observando-se as figuras de 4.2.5 a 4.2.12, percebe-se a diferença existente nas dimensões dos corpos-de-prova para ângulos baixos ($0^\circ, \pm 10^\circ, \pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$) e para ângulos altos ($\pm 60^\circ, \pm 70^\circ, \pm 80^\circ$ e 90°), conforme anteriormente mostrado pela Figura 4.2.1.

Uma justificativa razoável, para as diferentes dimensões dos corpos-de-prova, é que aqueles fabricados com ângulos baixos (próximo da direção do carregamento), caso tivessem dimensões como aqueles de 90° , poderiam exigir do equipamento de ensaio uma carga de ruptura bastante elevada. Por sua vez, para corpos-prova com ângulos altos, para que se garantisse a ocorrência de sua ruptura dentro da faixa de tempo preconizada pela norma ASTM D3039, ou seja, entre 1 a 10 minutos, eles devem possuir uma área transversal maior.

4.3 Fabricação das Placas Planas dos Compósitos Poliméricos Reforçados por Fibra de Carbono e por Fibra de Vidro

Conforme já comentado no item 3.5.3, optou-se pela fabricação de laminados *angle-ply* para os compósitos de fibra de carbono e os de fibra de vidro. Para atender a espessura nominal recomendada pela norma ASTM D3039 os laminados, em função do ângulo de bobinagem, foram fabricados com espessuras diferentes.

Os laminados de fibra de carbono com ângulo baixo ($\pm 10^\circ, \pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$) foram fabricados com 04 (quatro) camadas e os de ângulo alto ($\pm 60^\circ, \pm 70^\circ$ e $\pm 80^\circ$) com 08 (oito) camadas. Observa-se pelas Tabelas 4.3.1 e 4.3.2 que mostram, respectivamente,

as configurações dos laminados fabricados com fibra de carbono e fibra de vidro, que os laminados fabricados em fibra de vidro possuem a metade da quantidade de camadas em relação aos laminados de fibra de carbono. A diferença no número de camadas é atribuída ao maior diâmetro da fibra de vidro, de modo a se ter a espessura nominal sugerida pela norma.

Portanto, os laminados de fibra de vidro com ângulos baixos ($\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$) são anti-simétricos e os de ângulo altos ($\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$ e $\pm 80^\circ$) simétricos. Esta diferença deve-se pela necessidade de atingir a espessura nominal recomendada pela norma ASTM D3039.

Tabela 4.3.1- Configuração dos laminados de fibra de carbono.

Ângulo de bobinagem	Configuração dos laminados	Espessura nominal (mm)
0°	$[0^\circ_{4C}]_T$	1,0
$\pm 10^\circ$	$[+10^\circ_C / -10^\circ_C]_S$	1,0
$\pm 20^\circ$	$[+20^\circ_C / -20^\circ_C]_S$	1,0
$\pm 30^\circ$	$[+30^\circ_C / -30^\circ_C]_S$	1,0
$\pm 60^\circ$	$[+60^\circ_C / -60^\circ_C]_{2S}$	2,0
$\pm 70^\circ$	$[+70^\circ_C / -70^\circ_C]_{2S}$	2,0
$\pm 80^\circ$	$[+80^\circ_C / -80^\circ_C]_{2S}$	2,0
90°	$[90^\circ_{8C}]_T$	2,0

Tabela 4.3.2- Configuração dos laminados de fibra de vidro.

Ângulo de bobinagem	Configuração dos laminados	Espessura nominal (mm)
0°	$[0^\circ_{4G}]_T$	1,0
$\pm 10^\circ$	$[+10^\circ_G / -10^\circ_G]_T$	1,0
$\pm 20^\circ$	$[+20^\circ_G / -20^\circ_G]_T$	1,0
$\pm 30^\circ$	$[+30^\circ_G / -30^\circ_G]_T$	1,0
$\pm 60^\circ$	$[+60^\circ_G / -60^\circ_G]_S$	2,0
$\pm 70^\circ$	$[+70^\circ_G / -70^\circ_G]_S$	2,0
$\pm 80^\circ$	$[+80^\circ_G / -80^\circ_G]_S$	2,0
90°	$[90^\circ_{4G}]_T$	2,0

Para fabricação das placas foi utilizado um mandril metálico com seção retangular e aquecido internamente a 70 °C, com o objetivo de manter a matriz polimérica com a viscosidade adequada à impregnação da fibra, conforme ilustra a Figura 4.3.1.

Para permitir uma eficiente desmoldagem do compósito, o molde metálico foi recoberto com um tecido impermeável adesivado. Este tecido deve ser colocado com cuidado para evitar a formação de qualquer tipo de ruga, que certamente seria transferida ao compósito e poderia inutilizar uma parte da placa. A vantagem deste tipo de desmoldante é evitar todo o processo de preparação do mandril como acontece quando são usadas pastas e ceras.

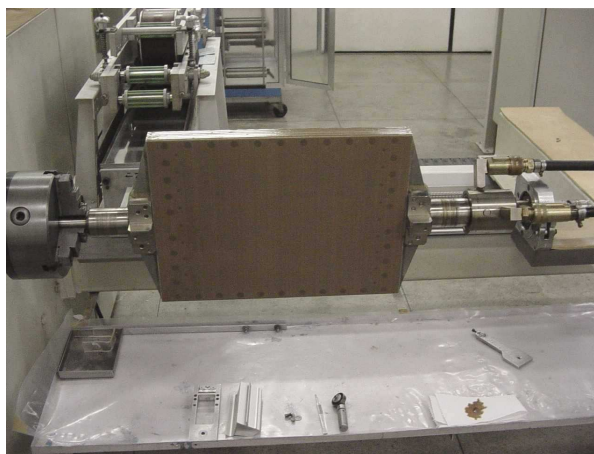


Figura 4.3.1- Mandril recoberto com tecido impermeável adesivado.

Na etapa de impregnação, a fibra passa sobre um tambor que está apoiado no recipiente que contém a matriz polimérica, conforme ilustrado na Figura 4.3.2a para a fibra de carbono e na Figura 4.3.2b para a fibra de vidro. Pode-se notar na Figura 4.3.2b que para a fibra de vidro foi necessário a utilização de um raspador em alumínio. A utilização deste artifício é devido ao maior diâmetro das fibras de vidro, o que poderia dificultar sua impregnação. Ainda para permitir uma impregnação adequada, o recipiente que contém a matriz é aquecido a 70 °C, de maneira que a viscosidade da matriz é mantida constante.

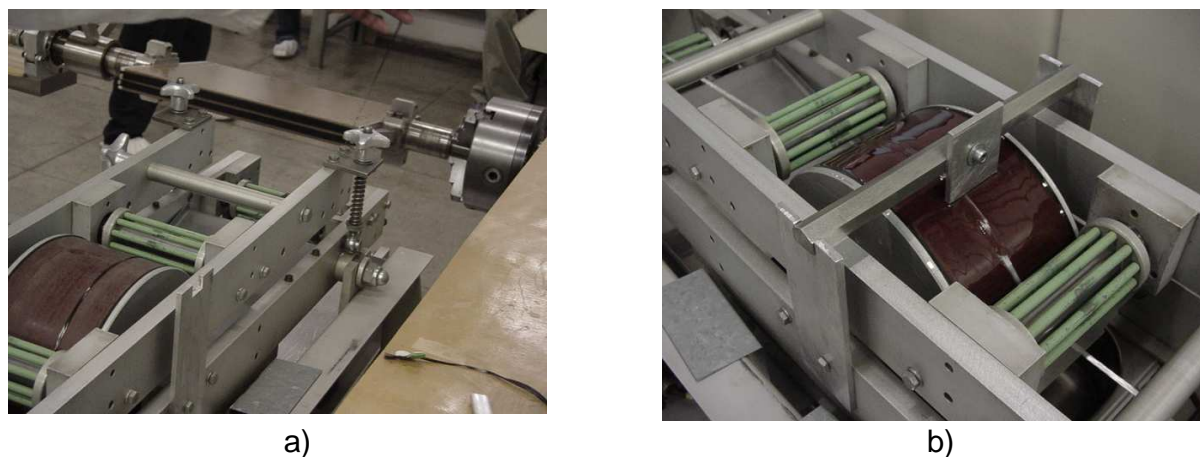


Figura 4.3.2- Etapa de impregnação da fibra de carbono (a) e da fibra de vidro (b).

Durante o processo de bobinamento, a fibra é orientada por um olhal para ser depositada no mandril no ângulo pré-determinado até formar a primeira camada. Ao término da deposição da primeira camada, a máquina de bobinamento deposita uma nova camada com o mesmo ângulo, porém de sinal trocado, conforme Figuras 4.3.3 e 4.3.4 para fibra de carbono. Esta seqüência de etapas é feita até ser completado o número de camadas necessárias, conforme a configuração do laminado. Depois de completado o número de camadas desejadas, o compósito foi recoberto por um tecido desmoldante conforme Figura 4.3.5.

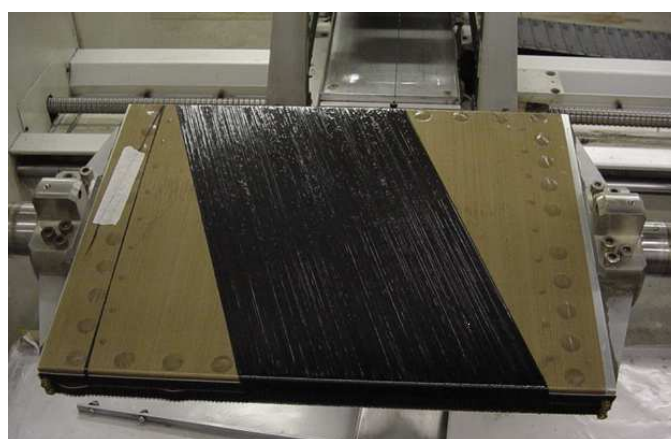


Figura 4.3.3- Etapa do processo de bobinagem a $+20^\circ$ da primeira camada de reforço de fibra de carbono para fabricação de placa a $\pm 20^\circ$ na direção do eixo transversal do mandril.

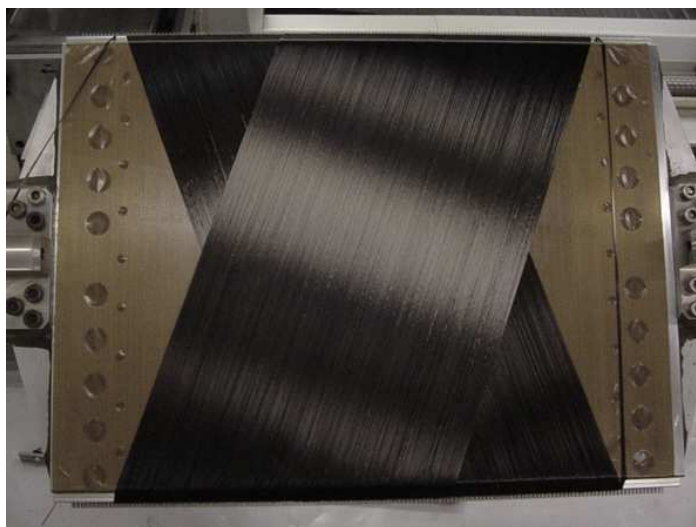


Figura 4.3.4- Etapa do processo de bobinagem a -20° da segunda camada de reforço de fibra de carbono para fabricação de placa a $\pm 20^{\circ}$ na direção do eixo transversal do mandril.



Figura 4.3.5- Laminado de fibra de carbono recoberto por tecido desmoldante após término da fabricação.

Para garantir a obtenção de uma espessura homogênea em toda a área do laminado, o compósito foi prensado em ambas as faces do mandril por placas de aço de superfície plana e polida, denominadas de placas de prensagem ou *caul plates*, providas de batentes fixados por parafusos em suas extremidades. De acordo com espessura desejada para o laminado, os batentes fixados nas placas eram de 1 mm ou 2 mm de espessura.

Além de permitir que a espessura desejada seja obtida, as placas de prensagem colaboraram na redução do volume de vazios. Ao prensar o laminado, as bolhas que eventualmente são formadas durante a bobinagem são forçadas pela pressão a permear pela matriz para as extremidades do laminado. A Figura 4.3.6 indica a posição dos batentes cambiáveis de acordo com a espessura final desejada para ambas as faces do laminado bobinado no mandril.

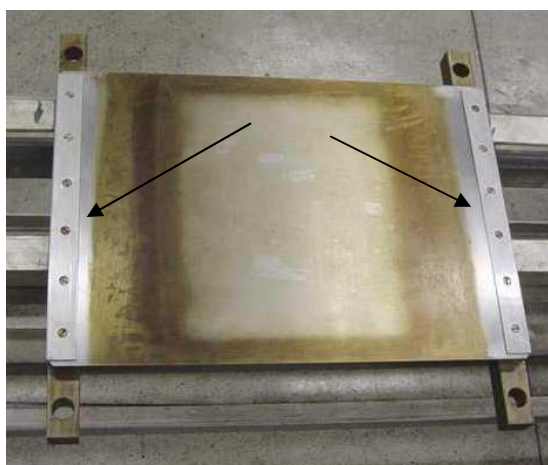


Figura 4.3.6- Placa (*caul plate*) provida de batentes removíveis identificados por setas.

O conjunto mandril–placas de prensagem foi levado para a estufa, para promover a cura da matriz polimérica. A cura para os laminados de fibra de carbono foi realizado durante 11 horas de aquecimento, atingindo uma temperatura máxima de 130 °C e resfriamento lento depois de finalizado o ciclo de cura com a intenção de se reduzir tensões térmicas no material. Para os laminados de fibra de vidro nos quais a formulação da matriz polimérica utilizava outro tipo de endurecedor, o ciclo de cura foi

de 12 horas de aquecimento, com uma temperatura máxima de 150 °C. A Figura 4.3.7 mostra o conjunto sendo colocado na estufa.



Figura 4.3.7- Conjunto mandril–placas de prensagem sendo colocado na estufa.

Finalizada a cura, o compósito foi removido do mandril, obtendo-se duas placas após o corte, conforme ilustra a Figura 4.3.8 para um laminado de fibra de carbono. Portanto, para cada processo de enrolamento filamentar, são produzidas 02 placas, com o mesmo ângulo de bobinagem.



Figura 4.3.8- Placas após cura e corte para retirada do mandril.

4.4 Medida da Dureza Barcol

Pode-se inferir o grau de cura de uma matriz polimérica, relacionando-se com a dureza no compósito. No processo de cura são formadas ligações cruzadas entre as cadeias da resina. Quanto maior a quantidade de ligações cruzadas (reticulações) formadas durante o processo de cura, maior será a dureza do material. Pela análise da cinética de cura, pode-se determinar o grau de cura máximo de uma determinada matriz polimérica. Portanto, ao se determinar a dureza de um laminado e correlacioná-lo com o grau de cura determinado pela análise cinética, pode-se inferir se a cura térmica da matriz polimérica foi plenamente atingida.

Após a fabricação dos laminados, foram medidas as durezas para cada uma das placas fabricadas. Dentre os diversos recursos para medir a dureza de um material, tais como Brinell e Vickers, por exemplo, indicadas para materiais metálicos ou a Shore para materiais poliméricos, a recomendada para materiais compósitos é a dureza Barcol. A dureza do material compósito foi determinada de acordo com a norma ASTM D2583, utilizando um durômetro portátil Barcol (Balmer-Colman Company, 2001), modelo GYZJ 934-1, apresentado pela Figura 4.4.1.

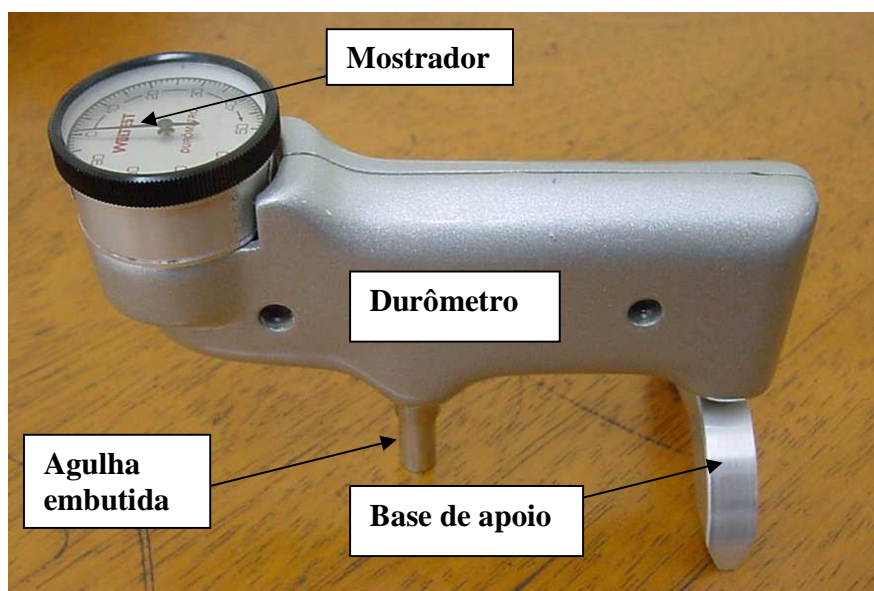


Figura 4.4.1- Durômetro portátil Barcol.

O procedimento para determinar a dureza de um compósito utilizando um durômetro Barcol é simples, bastando apenas apoiar o material sobre uma superfície plana e rígida e sobre este o durômetro. A base de apoio e a agulha embutida devem estar no mesmo nível da superfície do material e esta última perpendicular à superfície de apoio, conforme mostrado na Figura 4.4.2. Ao aplicar no durômetro com a mão uma leve pressão para baixo, a agulha sofrerá uma resistência à penetração na matriz polimérica. Esta resistência é uma indicação da dureza do material na escala Barcol, cujo mostrador analógico do durômetro possui uma escala de 0 a 100, com escala unitária.



Figura 4.4.2 Medida da dureza Barcol de uma placa de compósito de fibra de carbono.

Foram realizadas vinte leituras em pontos aleatórios de cada placa e obtida a média com o respectivo desvio padrão. A Tabela 4.4.1 apresenta uma correlação entre a dureza Barcol e as durezas Brinell e Vickers que normalmente são utilizadas para materiais metálicos, com intuito de estabelecer uma referência entre estas durezas.

Tabela 4.4.1- Correlação entre Durezas Barcol, Brinell e Vickers (Balmer Company, 2001).

BARCOL	BRINELL	VICKERS
78	87	95
79	90	99
80	94	103
81	97	108
82	100	111
83	105	116
84	109	122
85	113	127
86	117	133
87	122	137
88	126	142
89	131	144

4.5 Determinação das frações volumétricas

Para se determinar as frações volumétricas de fibras, matriz e vazios é necessário determinar previamente as frações mássicas de fibras e matriz e a massa específica do compósito, conforme orientação da norma ASTM D2584 (2002).

As frações mássicas de fibra e matriz foram determinadas por queima de amostras na presença de atmosfera inerte de nitrogênio, garantindo que somente a matriz fosse queimada. Para cada placa fabricada em diferentes orientações do reforço, as amostras foram obtidas pelo corte de pequenos retângulos de dimensões aproximadas de 10 mm x 20 mm, totalizando cerca de 1,5 g por amostra. A Figura 4.5.1 ilustra as amostras de compósitos de fibra de vidro e de fibra de carbono utilizados na determinação das frações mássicas.

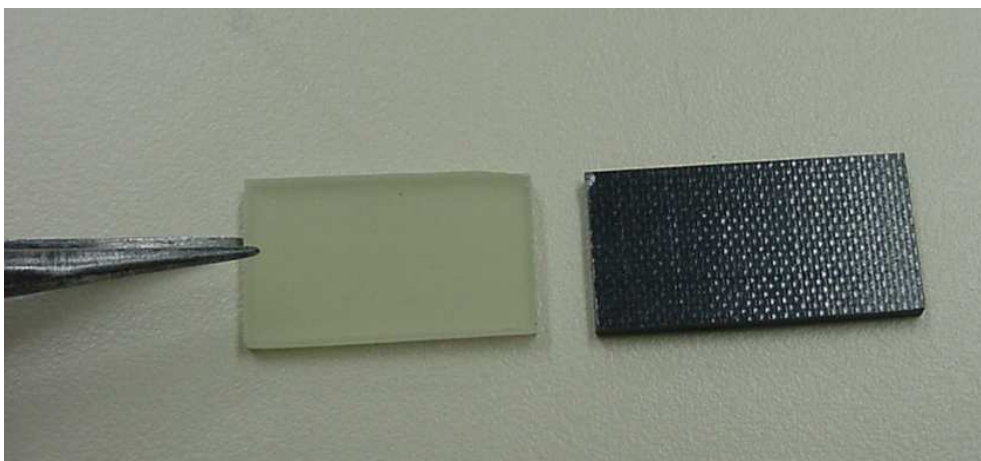


Figura 4.5.1- Amostras de compósitos de fibra de vidro e de fibra de carbono para determinação das frações mássicas.

Antes de iniciar o aquecimento, foi aplicado vácuo no interior do forno para remover o ar, pois o mesmo promove a oxidação das fibras quando em presença de calor. Alcançado o vácuo em cerca de 50 mmHg, a bomba de vácuo é desligada e inicia-se a admissão de nitrogênio proveniente de um cilindro pressurizado até que a atmosfera no interior do forno esteja positiva. O processo de vácuo e admissão de nitrogênio é repetido alternadamente por três vezes sem promover o aquecimento no forno.

Na presença de nitrogênio, iniciou-se o aquecimento do forno até a temperatura de 150 °C e foi repetido o processo de vácuo e admissão de nitrogênio, alternadamente, por três vezes, para garantir a eliminação total do oxigênio. Terminada esta etapa e na presença de atmosfera de nitrogênio, a temperatura foi aumentada para 400 °C e mantida por três horas. Ao término das três horas, elevou-se a temperatura para 700 °C, que foi mantida por mais quatro horas. Ao término do processo de aquecimento, o forno foi desligado e, em atmosfera de nitrogênio, foi resfriado naturalmente até que a temperatura atingisse a do ambiente. A Figura 4.5.2 mostra o forno EDG, modelo Five1-A e o cilindro de nitrogênio utilizados na queima das amostras.



Figura 4.5.2- Forno e cilindro de nitrogênio utilizados na queima das amostras.

Somente após o forno atingir a temperatura ambiente, a admissão de nitrogênio foi interrompida e retirados os cadinhos contendo as amostras para a pesagem da massa final em balança analítica

A diferença de massa antes e após a queima é devido à volatilização da matriz polimérica, já que as fibras não são oxidadas a 700 °C em presença de nitrogênio. Portanto, pelas equações (4.5.1) e (4.5.2) são obtidas as frações mássicas de fibra (m_f) e de matriz polimérica (m_m) presentes nos compósitos fabricados para cada ângulo de bobinagem.

$$m_f = \frac{M_f}{M_i} \quad (4.5.1)$$

$$m_m = \frac{(M_i - M_f)}{M_i} \quad (4.5.2)$$

onde M_i é a massa inicial antes da queima e M_f a massa final após a queima do compósito.

O ensaio para determinação da massa específica do compósito foi baseado no procedimento descrito pela norma ASTM D792 (1998). Foram cortadas amostras de cada uma das placas fabricadas com geometria retangular e pesando em torno de 0,5g. A massa específica é obtida a partir da massa de amostra seca e da massa de amostra imersa em água deionizada. Uma balança analítica da marca Mettler Toledo, modelo AB204-S, com precisão de 0,1 mg foi utilizada no ensaio.

Para a determinação das massas seca e submersa, foi necessária a utilização de um dispositivo específico para esta tarefa. Este dispositivo é constituído de um suporte fixado ao prato da balança e dotado de dois pratos para pesagem da amostra quando seca e quando submersa em água. O prato inferior fica imerso na água deionizada contida em um becker e o prato superior fica acima do becker. Para obter a temperatura da água, é fixado um termômetro na parede interna do becker que se encontra apoiado sobre um suporte acima do prato da balança. A Figura 4.5.3 identifica os componentes do dispositivo montados na balança analítica.

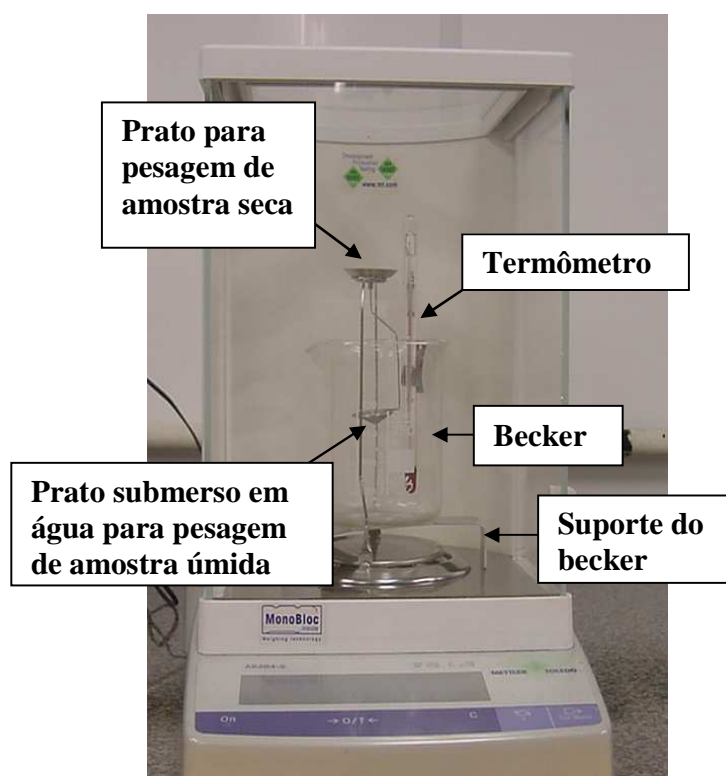


Figura 4.5.3- Balança analítica com dispositivo montado para determinação da densidade hidrostática.

Com o dispositivo devidamente montado e a balança zerada, a amostra foi inicialmente colocada sobre o prato superior e anotado o valor obtido pela balança como sendo peso da amostra seca (a). Em seguida, a amostra foi colocada sobre o prato imerso na água do becker e o valor obtido anotado como peso da amostra imersa em água. A equação (4.5.3) foi utilizada para o cálculo da massa específica do compósito d_c .

$$d_c = \frac{a}{a - b} \cdot d_a \quad (4.5.3)$$

onde “a” é o peso da amostra seca; “b” é o peso da amostra imersa em água e “ d_a ” é a massa específica da água na temperatura indicada pelo termômetro.

Obtidos os valores das frações mássicas, tanto da fibra quanto da matriz polimérica, e a massa específica do compósito, foram calculadas as frações volumétricas da fibra, matriz polimérica e de vazios, respectivamente pelas equações (4.5.4), (4.5.5) e (4.5.6).

$$v_f = m_f \cdot \frac{d_c}{d_f} \quad (4.5.4)$$

$$v_m = m_m \cdot \frac{d_c}{d_m} \quad (4.5.5)$$

$$v_v = 100 - (v_f + v_m) \quad (4.5.6)$$

4.6 Análise Térmica

Ao determinar a temperatura de transição vítrea (T_g) da matriz polimérica, pode-se inferir, tal como a dureza Barcol, se a cura da matriz polimérica foi plenamente atingida, além de se definir qual a temperatura máxima de operação que o material fabricado pode ser utilizado. Carvalho (2006), Gillhan e Wang (1992), Wisanrakit e Gillhan (1990) consideram a T_g um parâmetro sensível e prático para inferir o grau de cura em matriz polimérica.

Para a determinação da temperatura de transição vítrea foi utilizada a técnica de DSC (calorímetro exploratório diferencial) de acordo com a norma ASTM D3418 (1980). Esta técnica determina a temperatura de transição vítrea na faixa estabelecida pelos pontos X1 e X2 indicados na Figura 4.6.1. Estes pontos indicam a transição do estado vítreo para o estado amolecido do material e correspondem à mudança da linha base do fluxo de calor na curva do DSC. O ponto médio do segmento de reta formado pela interseção da tangente à curva na região de transição (no ponto de inflexão desta) com as linhas-base ou seus prolongamentos (Wendlandt, 1986) é a temperatura de transição vítrea da amostra analisada.

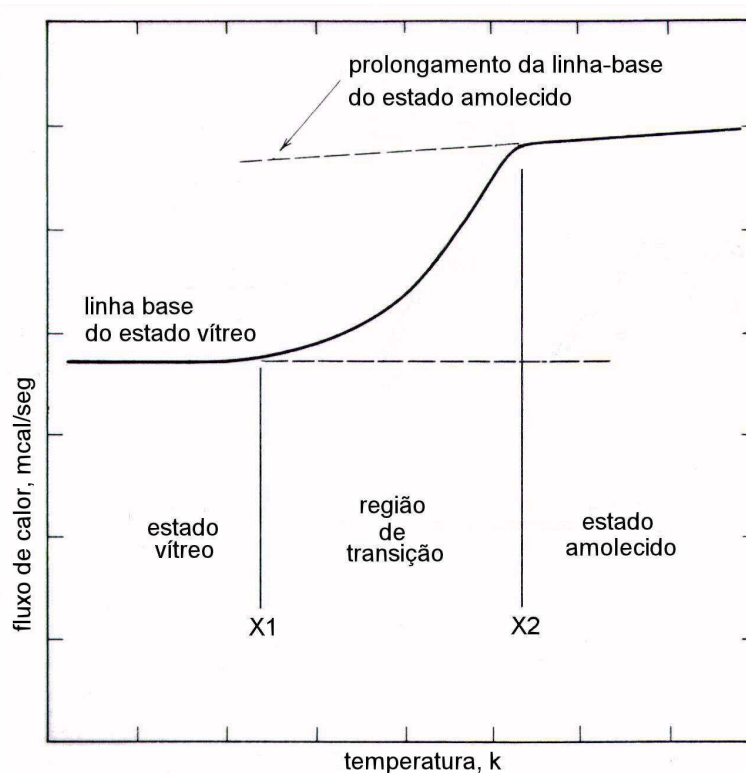


Figura 4.6.1-Ilustração da determinação da temperatura de transição vítrea utilizando a curva do DSC (Marinucci, 2001).

O procedimento desta análise consistiu em retirar uma amostra de cada uma das placas fabricadas e analisá-las individualmente no equipamento DSC. A amostra teve suas bordas lixadas para obter uma geometria circular com cerca de 6 mm de diâmetro e com massa em torno de 50 mg medida em uma microbalança.

Após o preparo e pesagem da amostra, a mesma foi colocada no interior de uma panela de alumínio e fechada com uma tampa também em alumínio. A Figura 4.6.2 mostra o conjunto amostra de fibra de carbono, panela e tampa de alumínio antes da montagem.

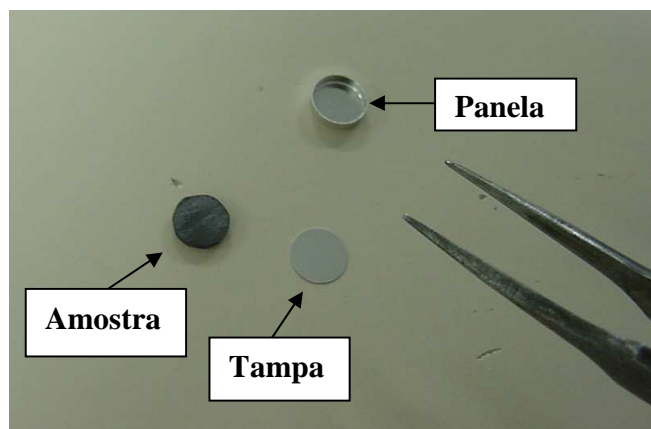


Figura 4.6.2- Conjunto amostra, panela e tampa.

Após a preparação, a amostra foi colocada dentro da câmara de aquecimento (Figura 4.6.3) do equipamento DSC, da marca Perkin-Elmer, modelo 7. Outra panela de alumínio selada, porém vazia, também é colocada na câmara de aquecimento servindo de referência durante o ensaio. As duas panelas são aquecidas até 180 °C, com taxa de aquecimento de 20 °C. min⁻¹ na presença de atmosfera inerte de nitrogênio. Um gráfico de fluxo de calor versus temperatura da amostra é obtido conforme Figura 4.6.1 mostrada anteriormente.

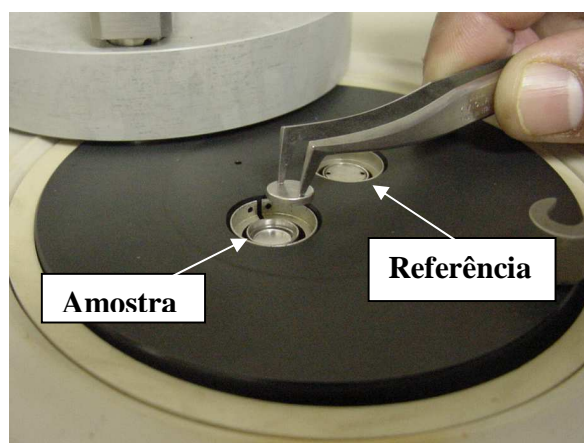


Figura 4.6.3- Amostra sendo colocada na câmara de aquecimento do DSC.

4.7 Preparação dos corpos-de-prova para ensaios de tração

Na fabricação das placas de fibra de carbono e de fibra de vidro com bobinagem em ângulos diferentes de 0° e 90° , a espessura desejada é alcançada somente na região de superposição das camadas, sendo essa região cada vez mais reduzida à medida que há diminuição do ângulo de bobinagem em relação ao eixo longitudinal do mandril. Isto leva a um planejamento adequado da quantidade de placas a serem fabricadas, pois um número menor de corpos-de-prova pode ser obtido de placas bobinadas a $\pm 30^\circ$ e $\pm 60^\circ$ em relação às placas bobinadas a 0° e 90° .

As Figuras 4.7.1, 4.7.2 e 4.7.3 ilustram pares de placas de fibra de carbono bobinadas à 90° , $\pm 80^\circ$ e $\pm 60^\circ$, respectivamente, cortadas apenas na região de superposição das camadas, podendo-se observar a redução da área útil quando há diminuição do ângulo de bobinagem quando comparado com um conjunto de placas após a desmoldagem, conforme é mostrado pela Figura 4.3.8.

O corte para se obter a área útil das placas foi feito utilizando-se um disco diamantado. Após o corte, foram obtidas a dureza Barcol e a espessura média utilizando-se um paquímetro digital com escala centesimal.

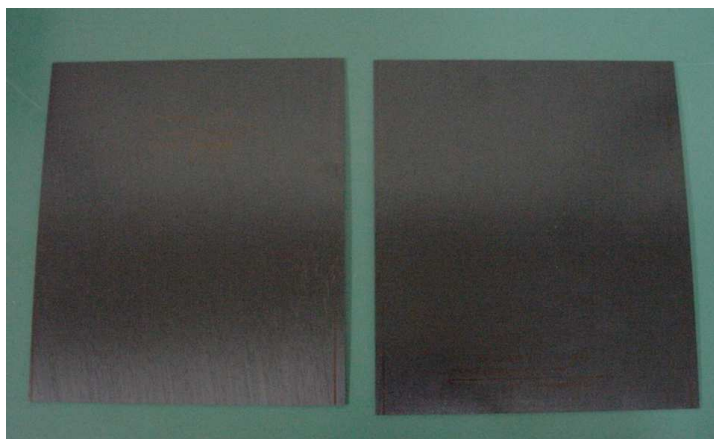


Figura 4.7.1- Placas bobinadas a 90° após corte para obtenção de área útil.



Figura 4.7.2- Placas bobinadas a $\pm 80^\circ$ após corte para obtenção de área útil.

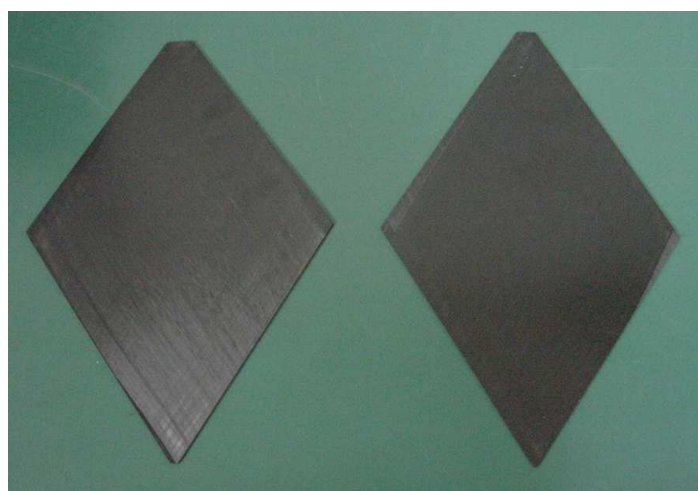


Figura 4.7.3- Placas bobinadas a $\pm 60^\circ$ após corte para obtenção de área útil.

Após a identificação das direções principais da placa, ou seja, direções longitudinal e transversal, com marcador apropriado, os corpos-de-prova foram cortados empregando-se uma mesa de corte desenvolvida para corte de compósitos. Uma atenção especial deve ser dada nesta etapa de corte dos corpos-de-prova, pois caso houvesse um erro de corte, por exemplo, de apenas 2° ou 3° em relação ao ângulo de bobinagem, todo o cuidado para a correta deposição das fibras durante a fabricação poderia ter sido perdida.

A mesa de corte é comandada eletronicamente para controle do avanço e velocidade periférica do disco e possui uma base que contém gabaritos para garantir as dimensões para cada tipo de corpo-de-prova, como mostra a Figura 4.7.4.

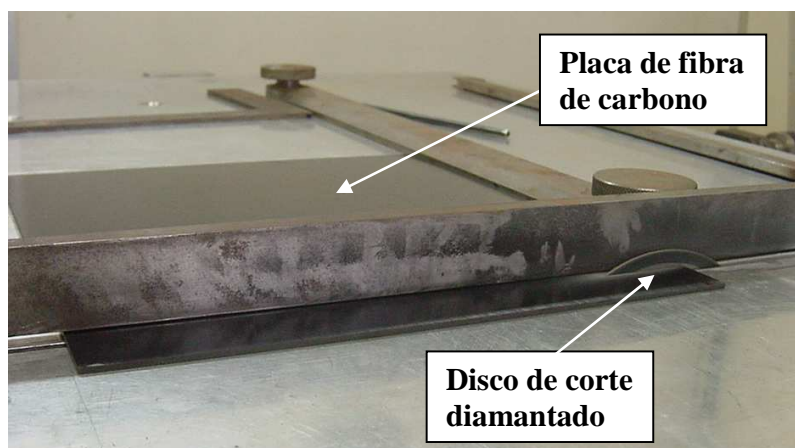
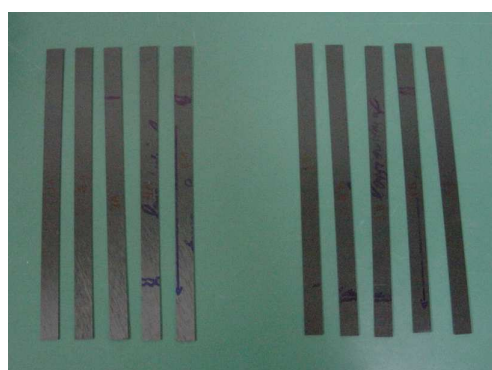
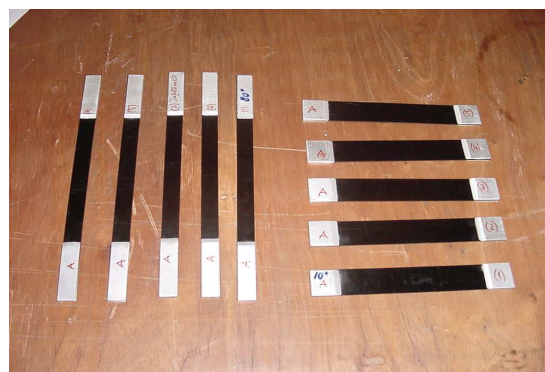


Figura 4.7.4- Corte de uma placa para fabricação dos corpos-de-prova.

A etapa final de preparação dos corpos-de-prova consistiu na medida das larguras e espessuras e colagem dos *tabs*. A função dos *tabs* é proteger o compósito do aperto que é dado nas garras para fixação dos corpos-de-prova à máquina de ensaio e melhorar a distribuição de tensão no compósito. A Figura 4.7.5 mostra os corpos-de-prova de fibra de carbono antes e após a colagem destes elementos.



a)



b)

Figura 4.7.5- a) Geometria dos exemplares fabricados com ângulos baixos. b) Corpos-de-prova finalizados para ensaio, sendo o conjunto da esquerda fabricado com ângulo baixo e o conjunto da direita fabricado com ângulo alto.

No total foram fabricadas 34 placas, sendo 20 de fibra de carbono e 14 de fibra de vidro, totalizando 131 corpos-de-prova, 83 de fibra de carbono e 48 de fibra de vidro.

O trabalho teve início com a fabricação das placas e ensaios experimentais dos corpos-de-prova de fibra de carbono, sendo que a fabricação e os respectivos experimentos dos compósitos de fibra de vidro começaram somente após a conclusão dos estudos para os compósitos de fibra de carbono. Com a experiência adquirida na fabricação das placas e na preparação e ensaios de tração dos corpos-de-prova de fibra de carbono, pode-se otimizar a quantidade de placas a serem fabricadas para a preparação dos corpos-de-prova de fibra de vidro. Desta maneira, foi definido um planejamento para os compósitos de fibra de vidro, ao decidir pela preparação de seis corpos-de-prova para cada ângulo de bobinagem, sendo um corpo-de-prova para teste de carga máxima sem a utilização de extensômetro e cinco corpos-de-prova para a realização normal dos ensaios de tração.

A decisão de preparar seis corpos-de-prova para cada ângulo de bobinagem para a fibra de vidro possibilitou a fabricação de um par de placas por bobinagem (0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$, $\pm 30^\circ$, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90°).

Como a bobinagem à 0° (direção transversal do mandril) fornece a maior área de sobreposição das camadas bobinadas, foi decidido que seriam preparados corpos-de-prova a 0° e a 90° de uma mesma fabricação (uma placa para cada orientação), otimizando a quantidade de placas a serem fabricadas. Ao todo foram produzidas quatorze placas de fibra de vidro. Esta é a razão de o número de camadas de corpos-de-prova bobinadas a 0° ser a mesma do número de camadas bobinadas a 90° , conforme mostrado nas configurações dos laminados de fibra de vidro na Tabela 4.3.2.

4.8 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados até a ruptura e a deformação nos corpos-de-prova foi medida por extensômetros. No desenvolvimento deste trabalho foram utilizados três tipos de extensômetros: unidirecional, bidirecional e *strain gages*. As Figuras 4.8.1 e 4.8.2 mostram, respectivamente, os extensômetros unidirecional, para a medição da deformação longitudinal ao carregamento e bidirecional, para a

medição das deformações longitudinal e transversal ao carregamento. A Figura 4.8.3 mostra um corpo-de-prova de fibra de carbono já ensaiado até a ruptura que utilizou *strain gages* nas direções longitudinal e transversal ao carregamento.



Figura 4.8.1- Extensômetro unidirecional.

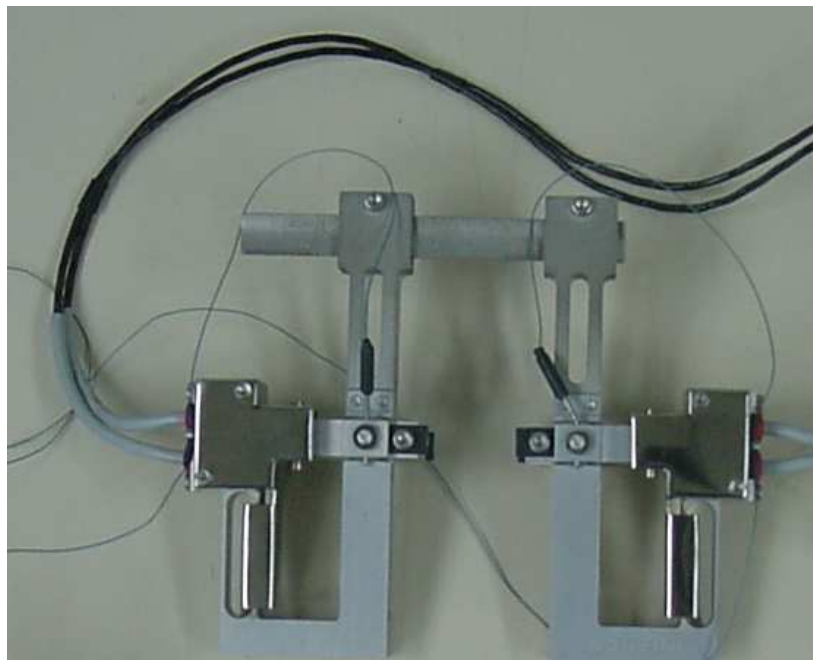


Figura 4.8.2- Extensômetro bidirecional.

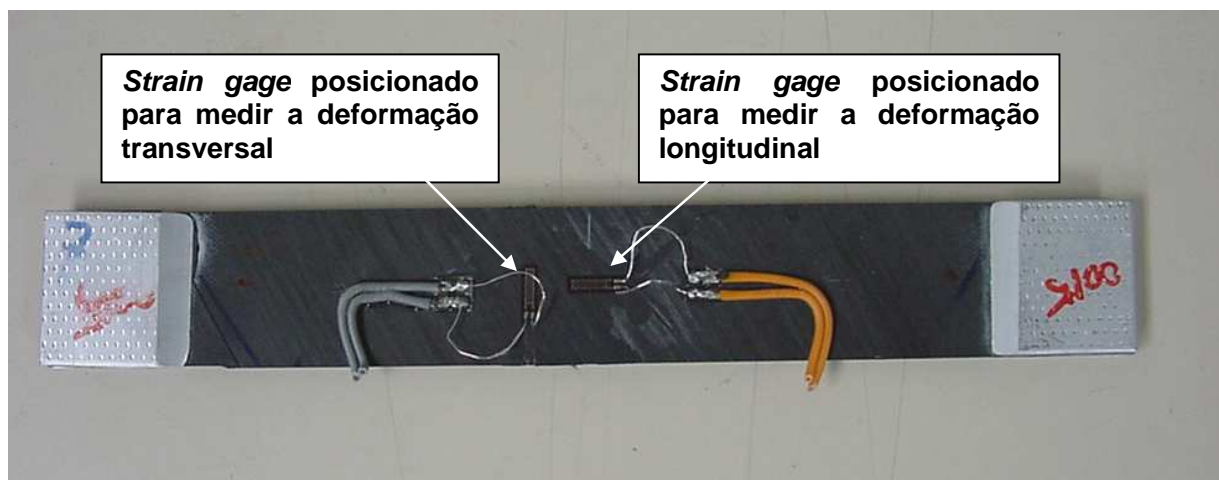


Figura 4.8.3- *Strain gages* colados em um corpo-de-prova de fibra de carbono.

O tipo de extensômetro mais adequado para a medição das deformações do corpo-de-prova é o *strain gage*, por permitir, inclusive, a medida simultânea das deformações na direção longitudinal e transversal. Porém, devido à pouca disponibilidade dos recursos necessários para utilizar *strain gages*, optou-se pela utilização de extensômetros unidirecionais e bidirecionais para permitir um aumento da quantidade de ensaios a serem feitos, pois do contrário poucos exemplares seriam ensaiados para cada ângulo de bobinagem utilizando-se apenas *strain gages*.

O conhecimento adquirido ao longo dos anos no estudo de compósitos poliméricos pelo laboratório onde foi feito este trabalho, levou à definição do tipo de extensômetro a ser utilizado em função da orientação do reforço. Portanto para compósitos bobinados a 0° foi utilizado o extensômetro bidirecional e para aqueles bobinados a 90° foi utilizado o extensômetro unidirecional.

A definição da utilização de extensômetro unidirecional em corpos-de-prova a 90° originou-se da observação da ocorrência de ruptura antecipada que existia nestes exemplares quando era utilizado o extensômetro bidirecional. Este comportamento tem como motivo o sistema de fixação do extensômetro bidirecional, promover no corpo-de-prova uma concentração de tensão no local de contato entre as garras do extensômetro e o corpo-de-prova. Por serem menos resistentes à tração, já que suas

fibras se encontram na direção transversal ao carregamento, estes exemplares quebravam no local de fixação do extensômetro com uma carga inferior à esperada.

A utilização do extensômetro unidirecional nos corpos-de-prova a 90° limita a medição de suas deformações, já que este tipo de extensômetro mede somente a deformação longitudinal, impossibilitando a obtenção do coeficiente de Poisson diretamente do ensaio de tração. Porém, este procedimento não impossibilitava a obtenção do coeficiente de Poisson a 90° , uma vez que o coeficiente de Poisson nesta direção pode ser obtida por relação matemática que é função dos módulos de elasticidade a 0° e 90° e do coeficiente de Poisson obtido na direção de tração a 0° , conforme mostrado na equação (4.8.1). Portanto, como os corpos-de-prova de ângulos baixos ($\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$, e $\pm 30^\circ$) foram preparados com a mesma geometria do corpo-de-prova à 0° , conforme explicado no item 4.2, nestes foi utilizado o extensômetro bidirecional e os corpos-de-prova de ângulos altos ($\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$) por possuírem a mesma geometria dos de 90° , utilizou-se o extensômetro unidirecional.

4.8.1 Ensaio de tração com *strain gages*

Conforme abordagem teórica do item 3.7, a determinação das deformações longitudinal e transversal utilizando-se *strain gages* exige um sofisticado aparato, envolvendo não só a técnica de manipulação e colagem dos *strain gages* aos corpos-de-prova, mas também placas para aquisição de dados e outros periféricos.

Como estes equipamentos não tinham disponibilidade integral para os ensaios propostos neste trabalho, optou-se pela utilização deste recurso para compósitos de fibra de carbono limitada em dois corpos-de-prova para cada ângulo de bobinagem, para medir as deformações longitudinal e transversal. Desta montagem foram obtidas todas as propriedades de interesse, ou seja, a tensão de ruptura, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson.

4.8.2 Ensaio de tração com extensômetro unidirecional

Para os corpos-de-prova de fibra de carbono preparados a partir das placas de ângulos altos ($\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90°), foi utilizado um extensômetro unidirecional que mede somente a deformação longitudinal. A escolha pelo extensômetro unidirecional foi decorrência da fixação do extensômetro unidirecional não promover concentração de tensão do material, como foi verificado com o extensômetro bidirecional, que propiciava uma ruptura prematura do corpo-de-prova. Portanto, dos corpos-de-prova de fibra de carbono de ângulos altos ensaiados com extensômetro unidirecional, foram obtidos o módulo de elasticidade e a tensão de ruptura. Para os corpos-de-prova a 90° o coeficiente de Poisson (ν_{21}) também pode ser obtido pela equação (4.8.1), que relaciona o coeficiente de Poisson obtido experimentalmente na direção 0° (ν_{12}) e os módulos de elasticidade obtidos na direção 1 e 2 (Jones, 1975).

$$\nu_{21} = \nu_{12} \frac{E_2}{E_1} \quad (4.8.1)$$

4.8.3 Ensaio de tração com extensômetro bidirecional

a) Corpos-de-prova com reforço bobinado em ângulos baixos

Para os corpos-de-prova de fibra de carbono e de fibra de vidro preparados a partir das placas de ângulos baixos (0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$), foi utilizado um extensômetro bidirecional cuja coleta de dados era feita até cerca de 80% da carga máxima de ruptura, sendo que a partir deste ponto o extensômetro era removido.

A remoção do extensômetro bidirecional com 80% da carga máxima tinha por razão evitar dano neste dispositivo e a ocorrência de falha antecipada do compósito. O extensômetro pode ser danificado quando o ensaio ocorre até a ruptura do corpo-de-prova devido à forte vibração que ocorre no instante da fratura do exemplar, uma vez que as fibras estão pouco afastadas da direção do carregamento, o que leva à máquina de tração aplicar uma carga relativamente alta no exemplar que está sendo ensaiado. A ocorrência de falha antecipada do compósito quando o extensômetro bidirecional não é removido com 80% da carga máxima, pode estar relacionada à fixação do extensômetro bidirecional é feita por um dispositivo que aplica uma pressão

em uma pequena área da espessura do corpo-de-prova. Este sistema promove uma concentração de tensão que pode iniciar antecipadamente uma eventual fratura neste local.

A carga máxima foi obtida por meio do ensaio de tração em um corpo-de-prova escolhido aleatoriamente para cada ângulo baixo de bobinagem, sem a utilização de qualquer recurso para determinação da deformação. A carga obtida na ruptura destes exemplares foi considerada como sendo a carga máxima para um determinado ângulo de bobinagem. Dos corpos-de-prova de fibra de carbono e de fibra de vidro de ângulos baixos ensaiados com o extensômetro bidirecional, foram obtidos a tensão de ruptura, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson.

b) Corpos-de-prova com reforço bobinado em ângulos altos

Os corpos-de-prova de fibra de vidro preparados a partir de placas de ângulos altos ($\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90°), também utilizaram o extensômetro bidirecional, porém até a ruptura. Conforme mencionado anteriormente, devido a pouca disponibilidade dos recursos para utilizar *strain gages* para os exemplares de fibra de vidro, cogitou-se na utilização do extensômetro bidirecional em corpo-de-prova até a ruptura. Como a vibração observada na ruptura dos corpos-de-prova com ângulos altos foi relativamente baixa, isto motivou a utilização de extensômetros bidirecionais nestes ângulos.

Aliado ao fato destes exemplares serem fabricados com uma espessura nominal de 2 mm, ou seja, o dobro dos de ângulos baixos, existia a possibilidade destes exemplares não serem influenciados pelo sistema de fixação do extensômetro bidirecional, conforme experiência adquirida pelo laboratório com compósitos de fibra de carbono. A norma ASTM D3039 anterior que era seguida pelo laboratório, definia a fabricação dos corpos-de-prova a 90° com apenas 1 mm, tornando os corpos-de-prova menos resistentes ao carregamento aplicado e conseqüentemente mais susceptíveis ao sistema de fixação do extensômetro bidirecional.

Para se certificar de que os resultados não teriam influência ao utilizar o extensômetro bidirecional até a ruptura, a carga máxima foi também obtida pelo ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro para cada ângulo de bobinagem sem a utilização de extensômetro.

Após o ensaio de todos os corpos-de-prova de ângulos altos de fibra de vidro sem a ocorrência de ruptura antecipada, comprovou-se que o sistema de fixação do extensômetro bidirecional não influenciou na resistência dos corpos-de-prova quando a espessura nominal foi de 2 mm. Desta maneira, foram obtidos a tensão de ruptura, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson para os corpos-de-prova de fibra de vidro bobinados com ângulos altos ao utilizar o extensômetro bidirecional.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Metrologia e Dureza das Placas

As espessuras médias e durezas Barcol das placas de fibra de carbono e de fibra de vidro estão contidas, respectivamente, nas Tabelas 5.1.1 e 5.1.2. Em relação às espessuras, pode-se notar que a fabricação permitiu obter placas com espessuras nominais de 1 mm para ângulos baixos e 2 mm para ângulos altos. Destaca-se que algumas bobinagens experimentais foram necessárias para determinar o número de camadas adequadas às medidas estabelecidas pelos batentes removíveis das placas de prensagem.

Os resultados obtidos da dureza Barcol para as placas mostraram que a cura da matriz polimérica foi alcançada de forma homogênea nos dois tipos de compósitos fabricados, já que houve pouca variação entre os valores, mostrando, ainda, que a orientação das fibras não interferiu no processo de cura. Portanto, pela dureza Barcol pode-se inferir se o compósito estava curado, inclusive para servir de parâmetro de cura para trabalhos futuros, caso novas placas sejam fabricadas com a mesma matriz polimérica.

Tabela 5.1.1- Metrologia e dureza das placas de fibra de carbono.

Ângulo de bobinagem	Espessura média (mm)	Dureza Barcol
0°	1,16	82,2
± 10°	1,16	83,2
± 20°	1,19	80,2
± 30°	1,14	83,2
± 60°	2,15	81,8
± 70°	2,29	82,7
± 80°	2,29	82,5
90°	2,24	82,3

Tabela 5.1.2- Metrologia e dureza das placas de fibra de vidro.

Ângulo de bobinagem	Espessura média (mm)	Dureza Barcol
0°	2,06	83,5
± 10°	1,16	83,0
± 20°	1,17	83,0
± 30°	1,14	82,8
± 60°	2,08	83,0
± 70°	2,16	83,7
± 80°	2,16	82,9
90°	2,14	83,5

5.2 Frações volumétricas

Os resultados apresentados nas Tabelas 5.2.1 e 5.2.2 mostram uma boa regularidade na densidade obtida para cada ângulo de bobinagem das placas de fibra de carbono e de vidro, respectivamente. Mostram, ainda, que apesar das fibras de carbono terem o triplo de filamentos que as fibras de vidro, por possuírem densidade linear menor (400 tex para carbono e 1100 tex para vidro), levam a obtenção de uma menor densidade, já que as placas fabricadas possuem frações volumétricas de fibras de vidro e de carbono próximas.

Ainda em relação às frações volumétricas, nota-se que o objetivo de se alcançar valores em torno de $65 \pm 3\%$ de fibras, que é comumente utilizada em compósitos estruturais, foi alcançado. Este fato demonstrou que ações como a manutenção da matriz polimérica numa temperatura que proporcionasse uma viscosidade adequada para que as fibras fossem impregnadas adequadamente e a utilização das placas de prensagem na superfície do laminado, resultou numa baixa formação de vazios, permitindo que se tivesse êxito na fabricação.

O volume esperado de vazios era de 1 a 2%, o que foi de certo modo alcançado. A ocorrência de um volume de vazios maior para placas de fibra de vidro para ângulo alto talvez possa ser justificado pelo maior diâmetro das fibras de vidro comparadas às de carbono, que numa condição de maior espessura (2mm) pode ter dificultado um

aperto adequado, diminuindo a compactação, que de outra forma poderia ter colaborado na retirada de bolhas do compósito.

Tabela 5.2.1- Densidade e frações volumétricas para placas de fibra de carbono.

Ângulo de bobinagem	d (g/cm ³)	V _{fibra} (%)	V _{matriz} (%)	V _{vazios} (%)
0°	1,56	67,0	31,6	1,4
± 10°	1,57	65,7	33,3	1,0
± 20°	1,57	65,7	33,2	1,1
± 30°	1,57	68,4	29,4	2,2
± 60°	1,57	65,3	33,4	1,3
± 70°	1,58	68,6	29,5	1,9
± 80°	1,56	63,7	35,3	1,0
90°	1,57	65,4	33,3	1,3

Tabela 5.2.2- Densidade e frações volumétricas para placas de fibra de vidro.

Ângulo de bobinagem	d (g/cm ³)	V _{fibra} (%)	V _{matriz} (%)	V _{vazios} (%)
0°	2,11	68,1	28,1	2,6
± 10°	2,13	66,3	33,2	0,5
± 20°	2,12	66,4	32,6	1,0
± 30°	2,12	66,6	32,3	1,1
± 60°	2,11	67,6	29,7	2,7
± 70°	2,13	68,1	29,4	2,5
± 80°	2,12	67,7	29,5	2,0
90°	2,11	68,1	28,1	2,6

5.3 Análise Térmica

As temperaturas de transição vítrea (T_g) das placas de fibra de carbono e de fibra de vidro fabricadas estão apresentadas, respectivamente, nas Tabelas 5.3.1 e 5.3.2 e sugere que o processo de cura foi homogêneo. Conhecido o valor da T_g , poderia se recomendar a utilização do material até a uma temperatura com 10° C inferior a este

valor, para evitar possíveis alterações no comportamento mecânico da matriz polimérica, que pode influenciar no desempenho do compósito. Esta possivelmente seja uma limitação dos compósitos poliméricos em aplicações que exigem temperatura mais elevada.

Tabela 5.3.1 Temperaturas de transição vítrea das placas de fibra de carbono.

Ângulo de bobinagem	T _g (± 3 °C)
0°	109
± 10°	108
± 20°	107
± 30°	109
± 60°	110
± 70°	107
± 80°	110
90°	108

Tabela 5.3.2 Temperaturas de transição vítrea das placas de fibra de vidro.

Ângulo de bobinagem	T _g (± 3 °C)
0°	122
± 10°	121
± 20°	121
± 30°	123
± 60°	121
± 70°	122
± 80°	119
90°	122

Assim, para os compósitos fabricados para o presente estudo, a utilização do material seria recomendada para até 97 °C para placas com reforço de fibra de carbono e de 109 °C quando o reforço for fibra de vidro. Esta limitação se deve não somente pela diminuição das propriedades mecânicas em altas temperatura, mas também devido ao dano estrutural permanente sofrido pelo compósito quando se encontra em operações contínuas a temperaturas elevadas causadas pela degradação térmica e oxidativa.

A diferença nas temperaturas de transição vítrea, sendo maior para as placas fabricadas com fibra de vidro, pode ser atribuída ao endurecedor na matriz poliméricas destas placas, que pode ter promovido uma cura mais efetiva em relação ao endurecedor usado para a matriz polimérica das placas de fibra de carbono.

A substituição do endurecedor deveu-se, conforme relatado no item 4.1.3, pela baixa quantidade em estoque do endurecedor utilizado para a fibra de carbono, que não seria suficiente para a fabricação de todas as placas de fibra de vidro.

A quantidade em proporção em peso de endurecedor para a fibra de vidro foi menor em relação ao endurecedor para a fibra de carbono.

5.4 Análise das Propriedades Mecânicas

A Norma ASTM D3039 que orienta os procedimentos dos ensaios de tração, define as dimensões dos corpos-de-prova de compósitos com reforço bobinado em 0° e 90° , mas não estabelece claramente as dimensões para a fabricação de corpos-de-prova conforme a proposta do presente estudo, ou seja, para ângulos entre 0° e 90° . Assim, conforme já mencionado, para exemplares fabricados com ângulos baixos adotou-se as dimensões correspondentes às dimensões de corpos-de-prova na direção de 0° , ou seja, comprimento de 250 mm e largura de 15 mm. Para ângulos altos as dimensões correspondem à direção de 90° , com comprimento de 175 mm e largura de 25 mm. Esta distinção foi devido ao fato de que quanto mais próximos os filamentos estiverem da direção da carga aplicada (0°), maior resistência o material terá em relação àqueles que estão mais próximos da direção transversal ao carregamento (90°), denominados de ângulos altos.

5.4.1 Ensaios de tração de compósitos de fibra de carbono

Os compósitos de fibra de carbono foram ensaiados até a ruptura utilizando *strain gages* para medir as deformações em dois exemplares para cada ângulo de bobinagem. Os demais corpos-de-prova utilizaram extensômetros unidirecional e bidirecional, conforme descrito item 4.8.

As Figuras 5.4.1.1 a 5.4.1.8 mostram curvas típicas de tensão x deformação para corpos-de-prova preparados de placas fabricadas com reforço de fibra de carbono utilizando *strain gages*. A tensão de ruptura, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson foram obtidos para cada ângulo de bobinagem.

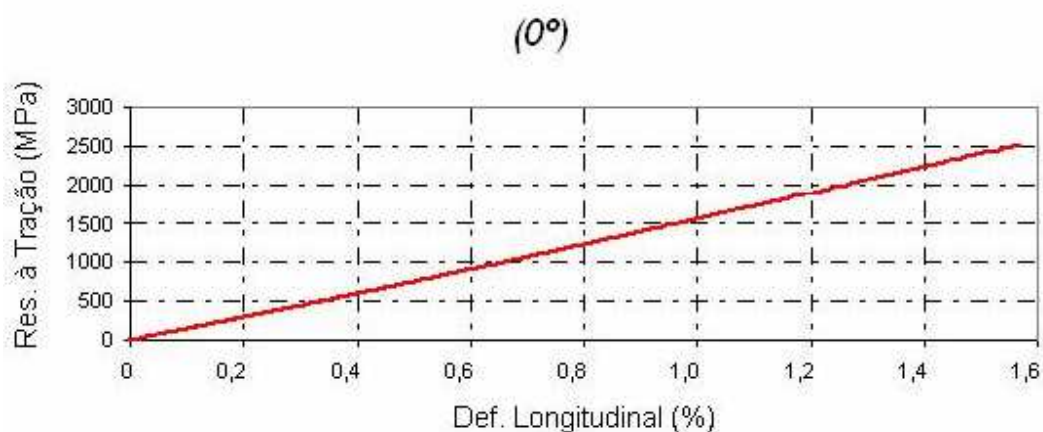


Figura 5.4.1.1- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de 0°.

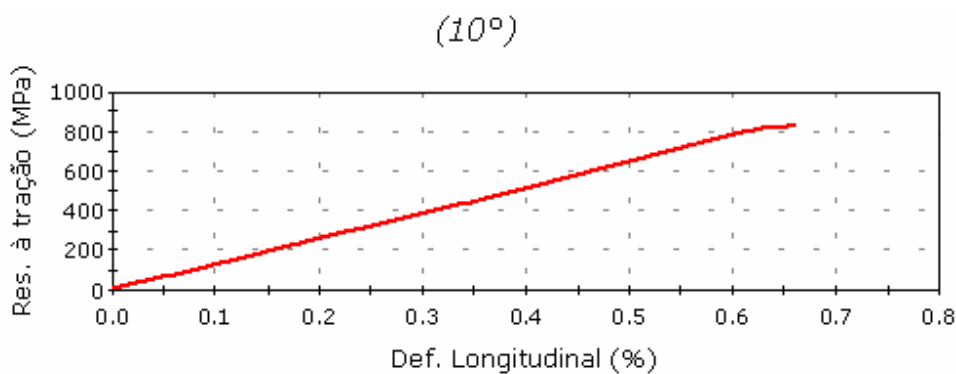


Figura 5.4.1.2- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de ±10°.

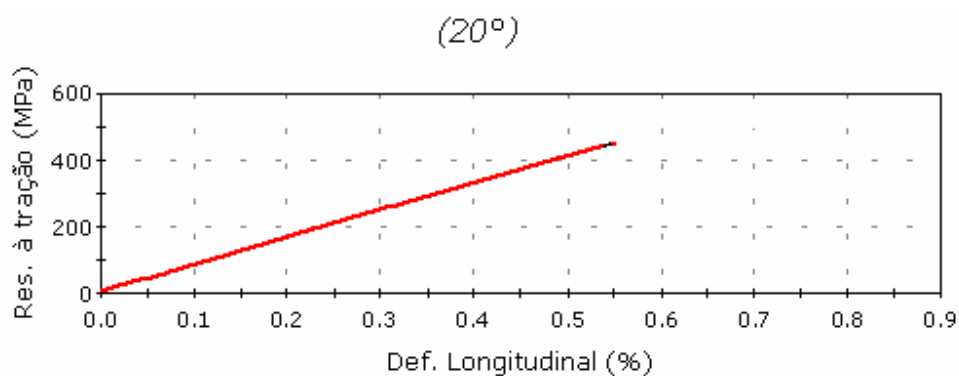


Figura 5.4.1.3- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 20^\circ$.

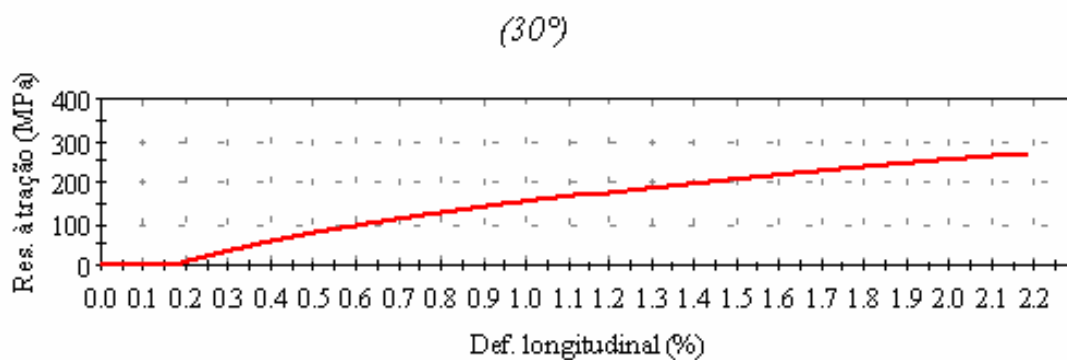


Figura 5.4.1.4- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 30^\circ$.

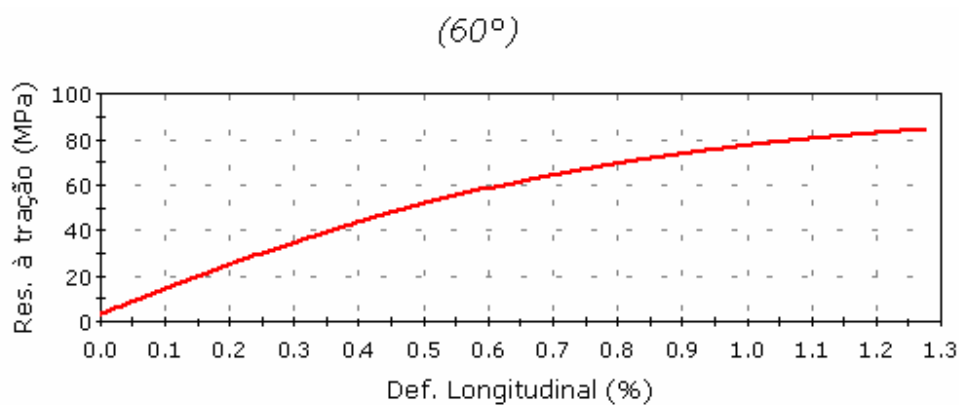


Figura 5.4.1.5- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 60^\circ$.

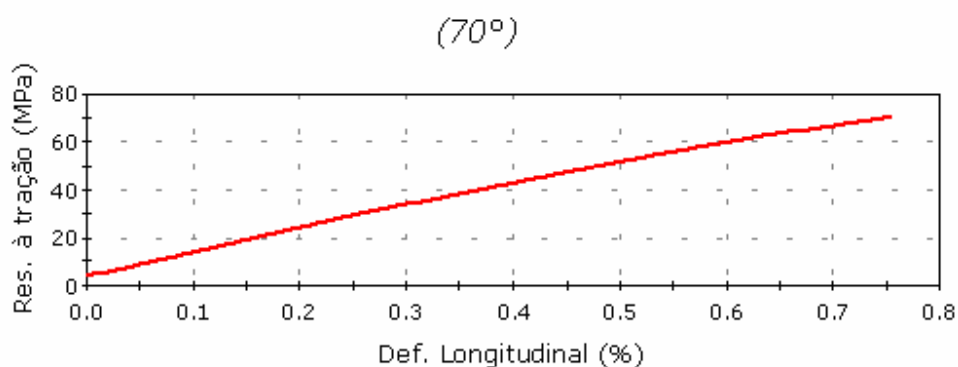


Figura 5.4.1.6- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 70^\circ$.

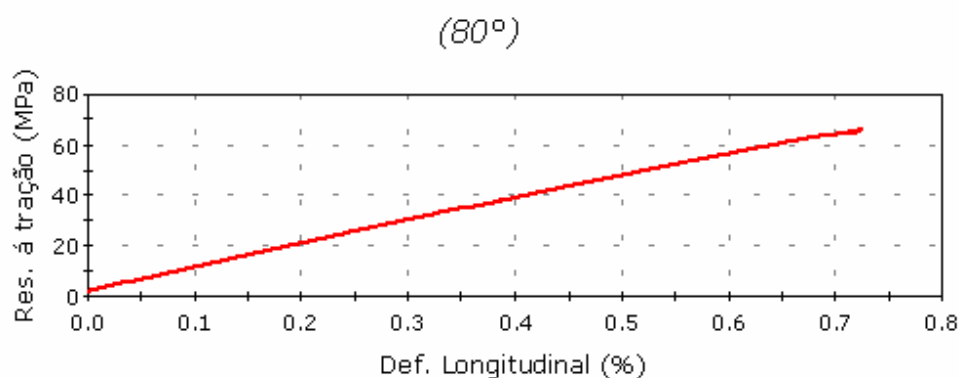


Figura 5.4.1.7- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 80^\circ$.

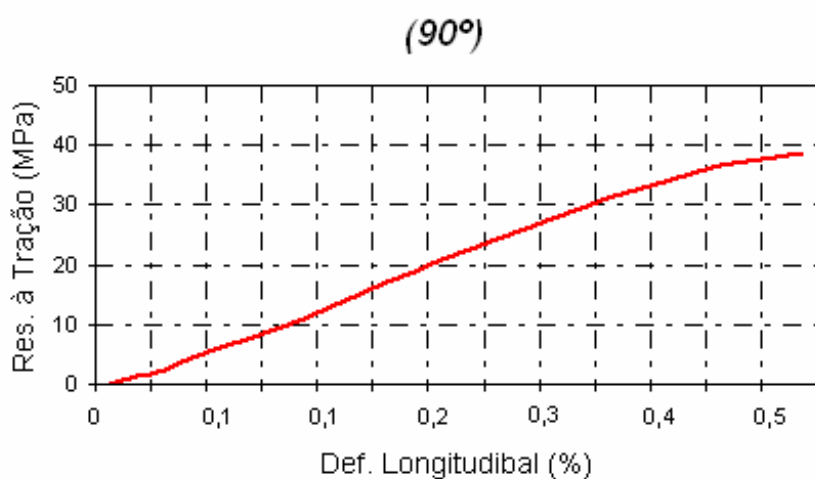


Figura 5.4.1.8- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de 90° .

Analisando os gráficos das Figuras 5.4.1.1 a 5.4.1.8, é possível constatar a diminuição da tensão de ruptura com o aumento do ângulo de bobinagem das placas com fibra de carbono. Este comportamento ocorre devido ao afastamento das fibras com a direção do carregamento quando se aumenta o ângulo de bobinagem, reduzindo a resistência do compósito.

As Figuras 5.4.1.9 e 5.4.1.10 mostram, respectivamente, exemplos de gráficos obtidos por corpos-de-prova de fibra de carbono orientados a $\pm 20^\circ$ e a $\pm 30^\circ$ com extensômetros bidirecionais. Conforme descrito no item 4.8, além da colagem de *strain-gages* em dois corpos-de-prova de fibra de carbono para cada ângulo de bobinagem, o extensômetro bidirecional foi utilizado em corpos-de-prova de fibra de carbono bobinados com ângulos baixos, porém este dispositivo foi removido antes da ruptura.

Para identificar o momento da remoção deste dispositivo, foi inserido no gráfico um triângulo que corresponde a 80% da carga máxima obtida durante o ensaio de tração de um corpo-de-prova denominado de teste para o mesmo ângulo de bobinagem. A partir do ponto indicado pelo triângulo, pode-se verificar que ocorre uma mudança de curvatura pelo fato de a máquina de tração interpretar a deformação da ponte, devido à remoção do extensômetro, implicando numa leitura que não corresponde à do corpo-de-prova. Porém, os valores da tensão na ruptura, do módulo de elasticidade e do coeficiente de Poisson não são influenciados pela remoção do extensômetro.

A resistência à tração é obtida pelo carregamento aplicado no corpo-de-prova no momento da ruptura; o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson são obtidos antes da retirada do extensômetro, ou seja, no trecho inicial do gráfico onde a relação ainda é linear (deformação elástica), conforme orientação da norma ASTM D3039.

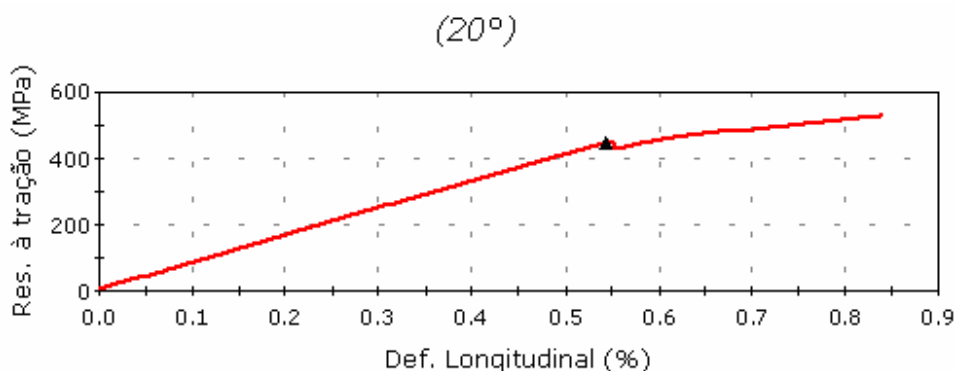


Figura 5.4.1.9- Curva típica de tensão x deformação utilizando extensômetro bidirecional para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 20^\circ$.

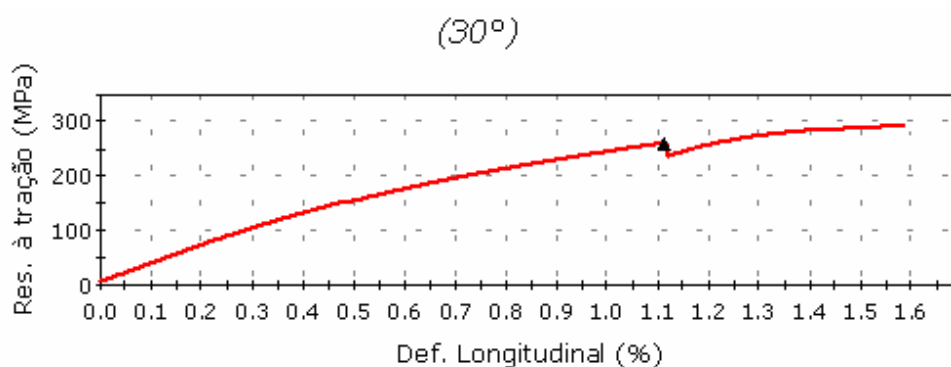


Figura 5.4.1.10- Curva típica de tensão x deformação utilizando extensômetro bidirecional para corpos-de-prova de fibra de carbono com ângulo de bobinagem de $\pm 30^\circ$.

5.4.2 Ensaio de tração de compósito de fibra de vidro

Os corpos-de-prova de fibra de vidro tiveram suas deformações medidas pelo extensômetro bidirecional até a ruptura para os exemplares com ângulos altos ($\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90°) e até 80% da carga máxima para os exemplares com ângulos baixos (0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$), conforme descrito no item 4.8. As Figuras 5.4.2.1 a 5.4.2.8 mostram curvas típicas de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro orientadas em diferentes ângulos de bobinagem.

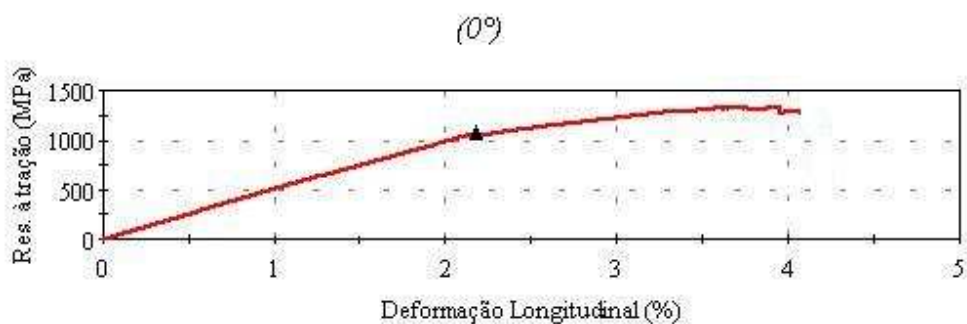


Figura 5.4.2.1- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de 0°.

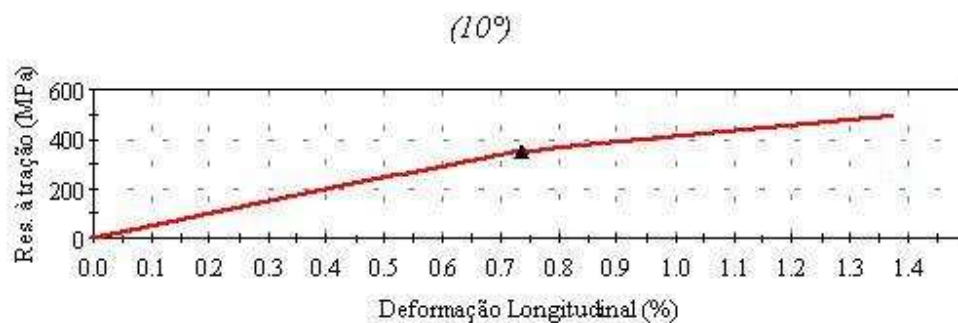


Figura 5.4.2.2- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de ±10°.

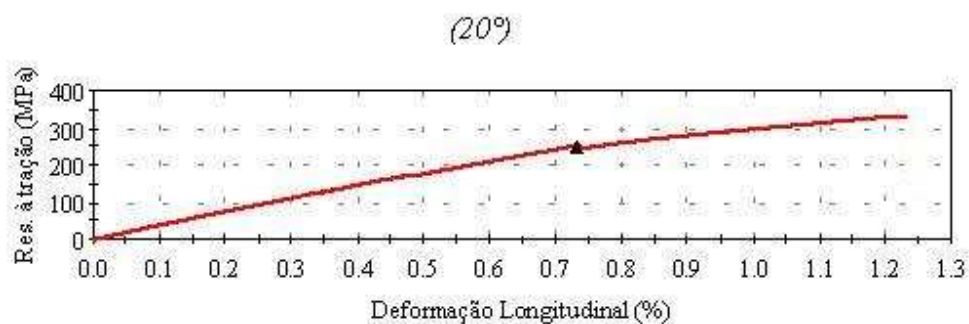


Figura 5.4.2.3- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de ±20°.

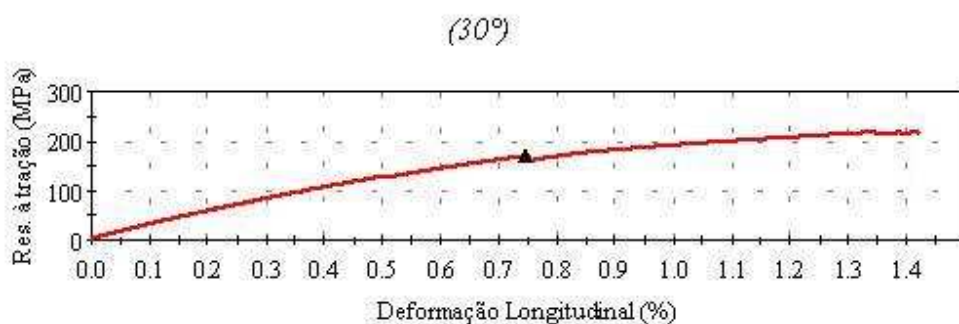


Figura 5.4.2.4- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 30^\circ$.

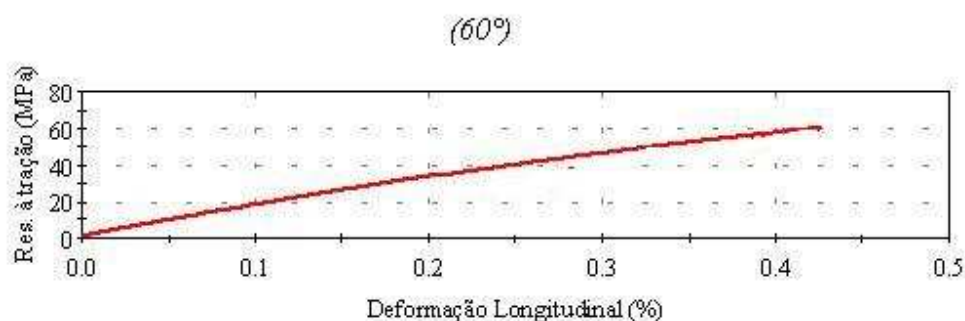


Figura 5.4.2.5- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 60^\circ$.

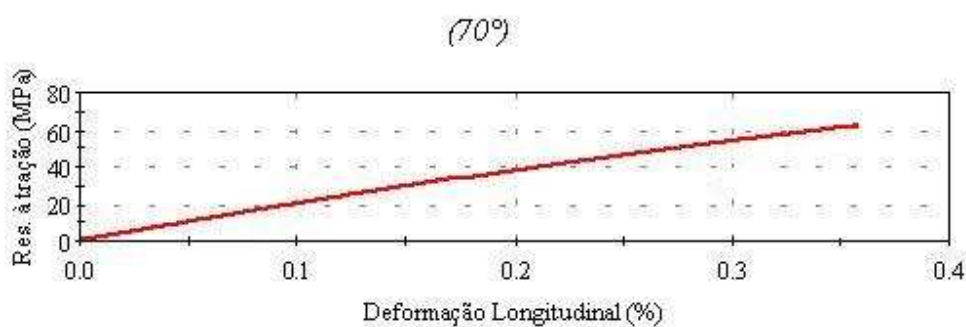


Figura 5.4.2.6- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 70^\circ$.

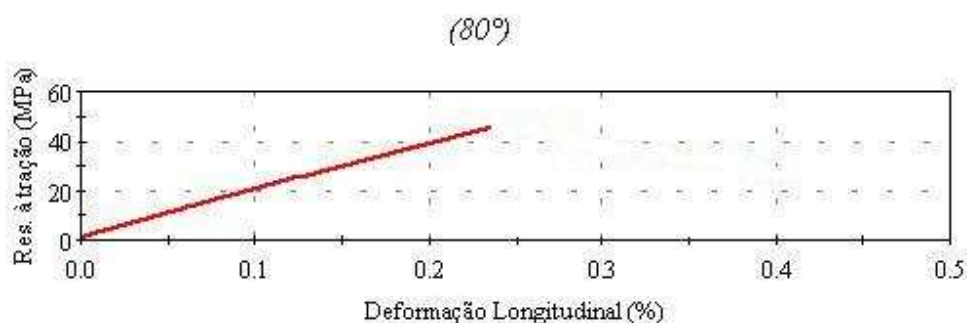


Figura 5.4.2.7- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de $\pm 80^\circ$.

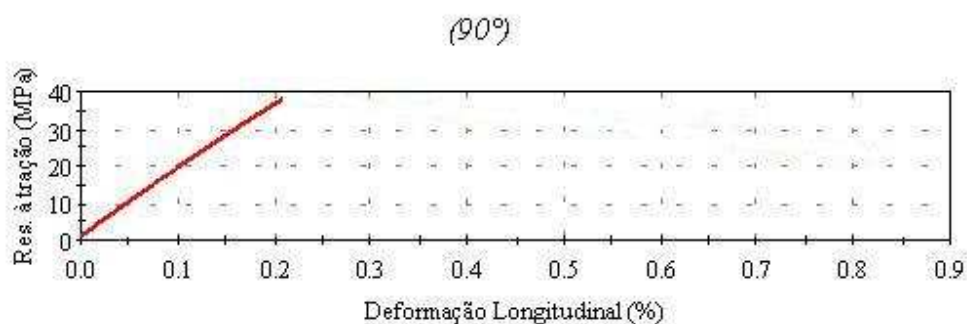


Figura 5.4.2.8- Curva típica de tensão x deformação para corpos-de-prova de fibra de vidro com ângulo de bobinagem de 90° .

Analisando os gráficos obtidos dos ensaios de tração de corpos-de-prova de fibra de vidro, mostrados pelas Figuras 5.4.2.1 a 5.4.2.8, observa-se a diminuição da tensão de ruptura com o aumento do ângulo de bobinagem. Este comportamento se deve ao crescente afastamento das fibras em relação à direção do carregamento.

A Figura 5.4.2.9 ilustra um corpo-de-prova de fibra de vidro bobinado a $\pm 10^\circ$ que ao utilizar o extensômetro bidirecional até a ruptura, rompeu com uma carga superior à 80% da máxima, porém inferior à esperada. A fratura iniciou em um dos pontos de fixação do extensômetro ao corpo-de-prova, comprovando a influência do sistema de fixação na resistência do material quando fabricado com 1 mm de espessura. Pode-se, ainda, notar que a fratura seguiu a orientação das fibras. A partir desta constatação, o extensômetro bidirecional não foi utilizado até a ruptura, necessitando sua remoção com 80% da carga máxima para corpos-prova de ângulos baixos.

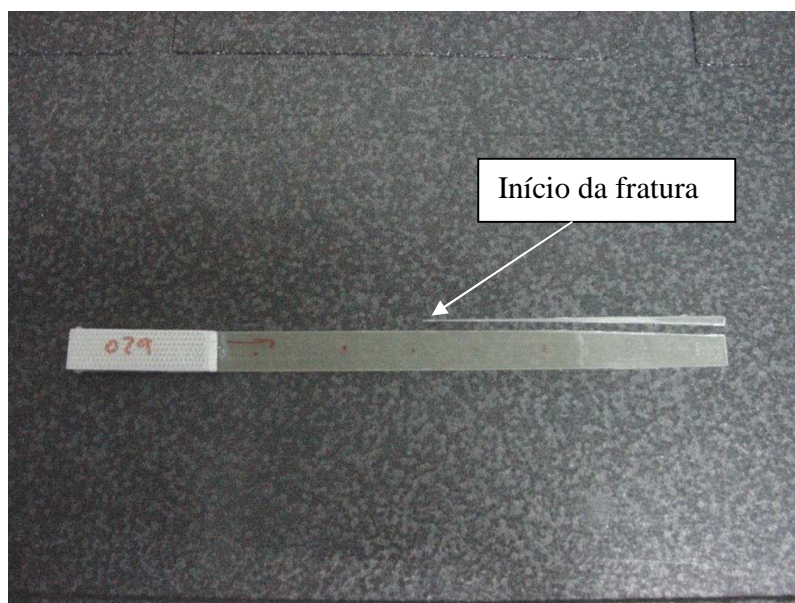


Figura 5.4.2.9- Corpo-de-prova de fibra de vidro a $\pm 10^\circ$ fraturado antecipadamente, devido à concentração de tensão proveniente do sistema de fixação do extensômetro bidirecional.

5.4.3 Comportamento da deformação longitudinal dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro

Como a fibra de carbono é mais resistente que a fibra de vidro, para uma efetiva comparação do comportamento da deformação longitudinal em função da orientação e do tipo de reforço é necessário que a análise seja desenvolvida para um mesmo valor de carregamento. Do contrário, a análise seria dificultada, já que os exemplares de fibra de vidro se rompem com um carregamento menor. Desta maneira, a Tabela 5.4.3.1 mostra os valores de deformação longitudinal para corpos-de-prova de fibra de carbono e corpos-de-prova de fibra de vidro para um mesmo valor de tensão axial.

Tabela 5.4.3.1- Deformação longitudinal de compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem e da tensão axial.

Ângulo de bobinagem	Tensão axial (MPa)	Deformação longitudinal corpo-de-prova fibra de carbono (%)	Deformação longitudinal corpo-de-prova fibra de vidro (%)
0°	1000	0,65	2,00
± 10°	200	0,15	0,40
± 20°	200	0,23	0,55
± 30°	100	0,35	0,40
± 60°	60	0,60	0,40
± 70°	60	0,60	0,35
± 80°	40	0,40	0,20
90°	30	0,35	0,15

Observando a Tabela 5.4.3.1 pode-se verificar que para ângulos baixos (0°, ±10°, ±20° e ±30°), onde o reforço exerce maior influência nas propriedades mecânicas do compósito, os corpos-de-prova de fibra de vidro deformam mais, por terem um menor módulo de elasticidade e, portanto seriam menos rígidos em relação aos de fibra de carbono. Comportamento distinto é observado para ângulos altos (±60°, ±70°, ±80° e 90°), onde a matriz polimérica exerce uma maior influência nas propriedades mecânicas do material, haja vista que as fibras estão muito afastadas da direção do carregamento.

Conforme comentado no item 4.1.3, as placas fabricadas com fibra de vidro utilizaram um endurecedor diferente ao da matriz polimérica das placas de fibra de carbono. Este fato pode ter promovido uma cura mais efetiva da matriz polimérica, permitindo aos corpos-de-prova de fibra de vidro apresentassem uma deformação longitudinal menor, uma vez que as deformações em ângulo alto são mais dependentes da matriz do que da fibra.

5.4.4 Resultados Experimentais dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro comparados com as propriedades teóricas

Os valores experimentais da tensão de ruptura, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson obtidos de corpos-de-prova fabricados com diferentes ângulos de bobinagem, estão apresentados nas Tabelas 5.4.4.1 e 5.4.4.3 para compósitos de fibra de carbono e fibra de vidro, respectivamente. As propriedades mecânicas foram

obtidas dos ensaios de tração, sendo calculados as médias e desvios padrão para cada ângulo de bobinagem.

Nas Tabelas 5.4.4.2 e 5.4.4.4 os valores teóricos de compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro, respectivamente, foram comparados aos valores experimentais, apresentando uma ótima concordância entre estes valores. As propriedades teóricas foram obtidas das equações da Teoria Clássica dos Laminados (Daniel e Ishai, 1994; Tsai, 1980).

Tabela 5.4.4.1- Propriedades mecânicas experimentais de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
0°	2509 ± 100	153,0 ± 4,0	0,30 ± 0,01
± 10°	854 ± 45	134,0 ± 4,0	0,60 ± 0,02
± 20°	537 ± 8	83,0 ± 2,0	1,44 ± 0,02
± 30°	292 ± 3	34,0 ± 1,0	1,62 ± 0,02
± 60°	83 ± 3	10,9 ± 0,3	0,48 ± 0,04
± 70°	64 ± 1	9,7 ± 0,8	0,15 ± 0,04
± 80°	68 ± 3	9,3 ± 0,3	0,05 ± 0,02
90°	73 ± 6	10,5 ± 0,6	0,02 ± 0,01

Tabela 5.4.4.2- Propriedades mecânicas teóricas de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
0°	2510	153,0	0,30
± 10°	855	141,3	0,64
± 20°	536	102,8	1,23
± 30°	292	57,2	1,29
± 60°	84	13,3	0,30
± 70°	57	11,4	0,14
± 80°	59	10,7	0,05
90°	73	10,5	0,02

Tabela 5.4.4.3- Propriedades mecânicas experimentais de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
0°	1369 ± 35	50 ± 1	0,31 ± 0,03
± 10°	508 ± 25	47 ± 2	0,36 ± 0,02
± 20°	330 ± 6	36 ± 2	0,58 ± 0,01
± 30°	219 ± 9	24 ± 1	0,77 ± 0,03
± 60°	62 ± 3	15 ± 1	0,37 ± 0,02
± 70°	56 ± 6	16 ± 1	0,22 ± 0,01
± 80°	46 ± 6	16 ± 1	0,13 ± 0,01
90°	40 ± 3	17 ± 1	0,11 ± 0,01

Tabela 5.4.4.4- Propriedades mecânicas teóricas de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
0°	1370	50,1	0,31
± 10°	508	47,2	0,37
± 20°	330	39,2	0,52
± 30°	220	28,1	0,64
± 60°	62,0	15,2	0,34
± 70°	56,2	15,9	0,21
± 80°	45,0	16,7	0,13
90°	39,5	17,0	0,11

A ocorrência de um desvio entre os valores experimentais comparados aos teóricos poderia ser considerado previsível porque o modelo da Teoria Clássica dos Laminados utiliza hipóteses que na prática não são plenamente atendidas, como ausência de vazios (poros), perfeita ligação fibra/matriz e exata orientação da fibra. No

entanto, a fabricação das placas e o corte e preparação dos corpos-de-prova utilizaram técnicas que permitiram alcançar valores experimentais muito próximos dos teóricos.

5.4.5 Análise dos resultados experimentais dos compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro e comparação com a literatura

A variação que o ângulo de bobinagem proporciona nas propriedades do material está mostrada nos gráficos das Figuras 5.4.5.1, 5.4.5.2 e 5.4.5.3 para compósitos de fibra de carbono, e nos gráficos das Figuras 5.4.5.4, 5.4.5.5 e 5.4.5.6 para os compósitos de fibra de vidro, respectivamente para resistência, módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson.

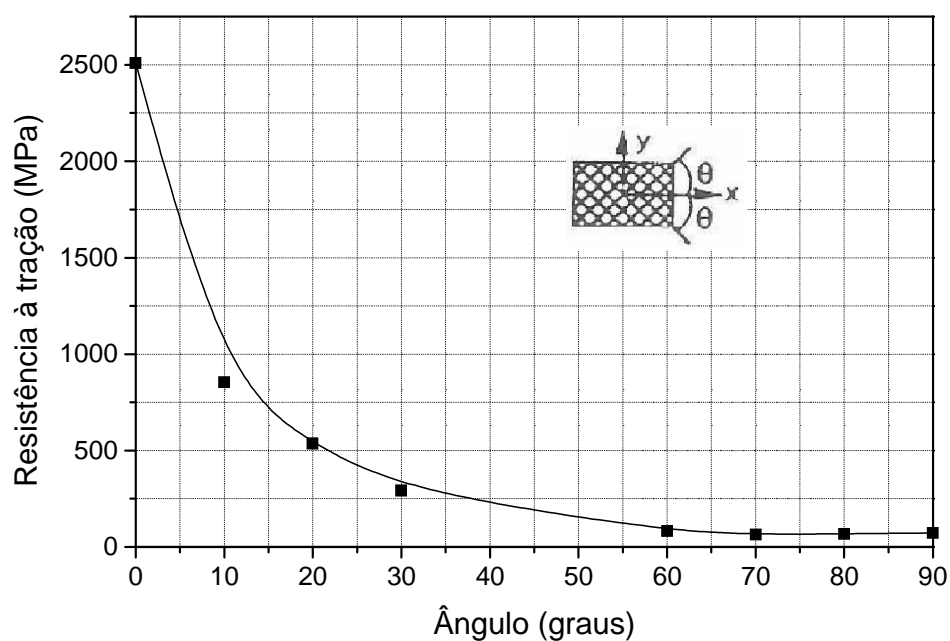


Figura 5.4.5.1- Resistência à tração (σ_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

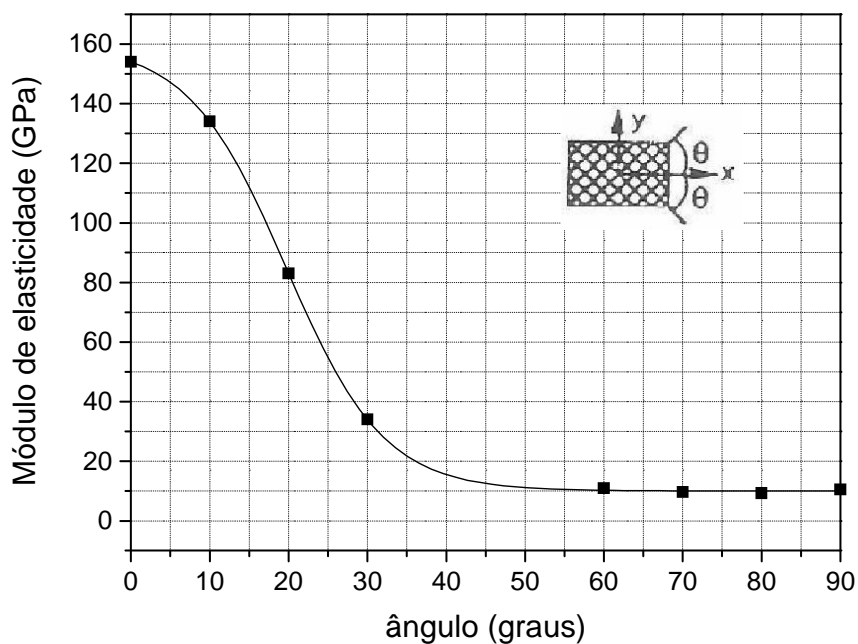


Figura 5.4.5.2- Módulo de elasticidade (E_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

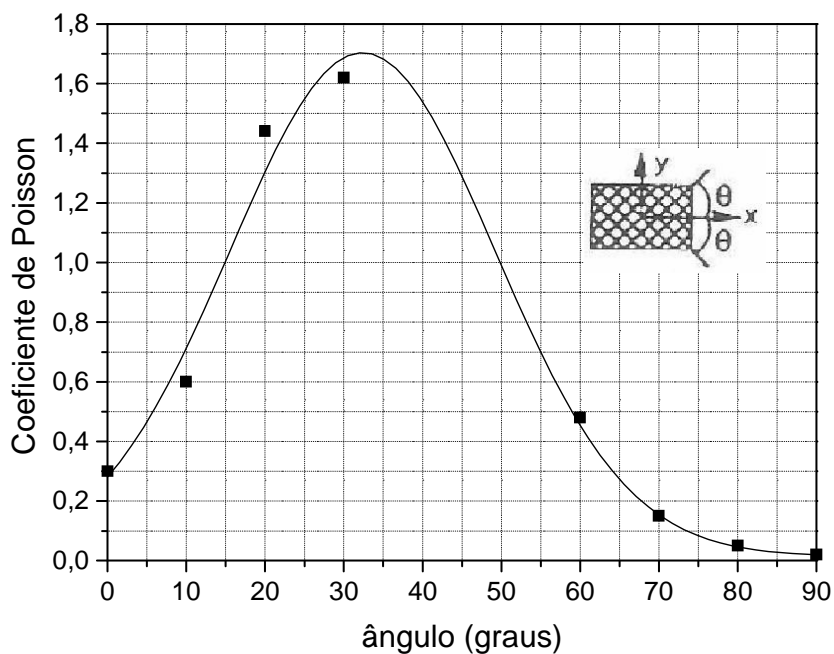


Figura 5.4.5.3- Coeficiente de Poisson (ν_{xy}) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

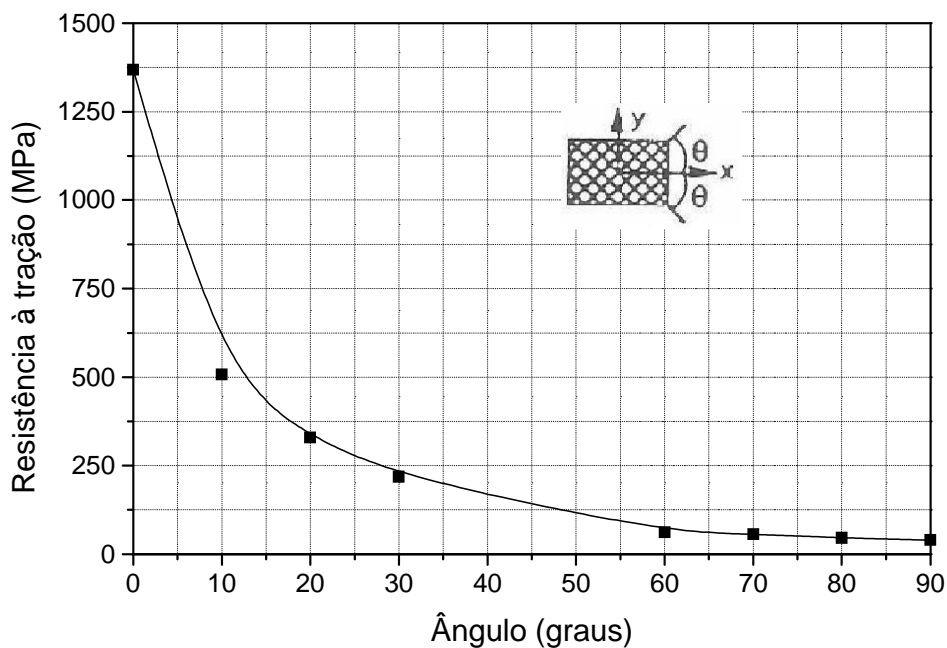


Figura 5.4.5.4- Resistência à tração (σ_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de vidro e matriz epoxídica.

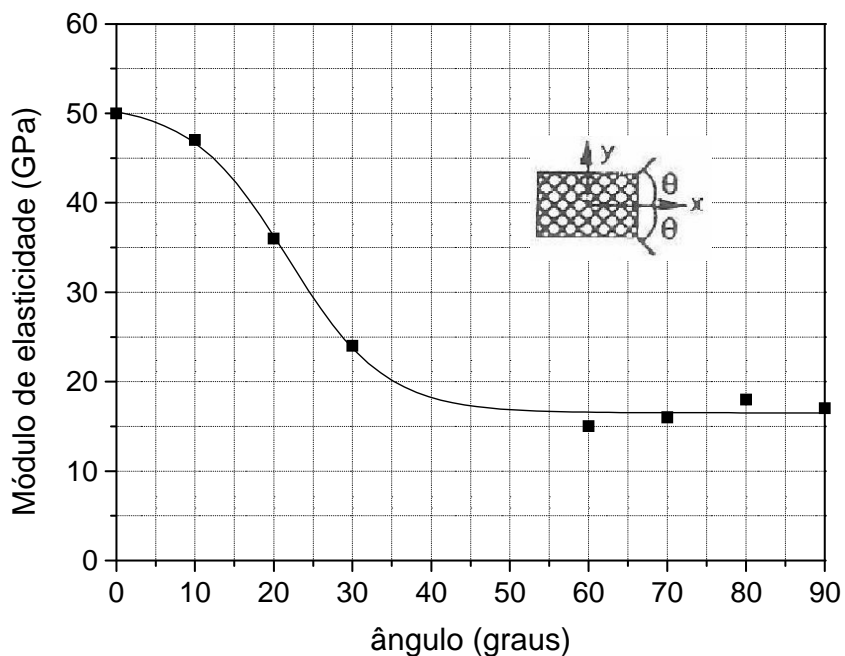


Figura 5.4.5.5- Módulo de elasticidade (E_x) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de vidro e matriz epoxídica.

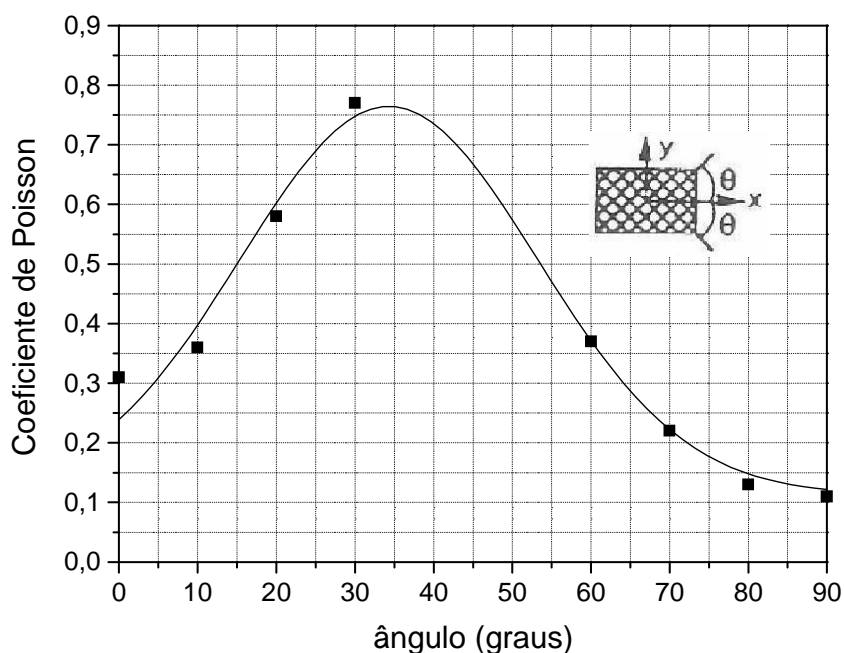


Figura 5.4.5.6- Coeficiente de Poisson (ν_{xy}) em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de vidro e matriz epoxídica.

Analisando as Figuras 5.4.5.1 a 5.4.5.6, observa-se que ocorrem quedas acentuadas tanto da resistência, quanto do módulo de elasticidade, uma vez que à medida que a direção do reforço se afasta das direções principais do compósito, ocorre uma redução na capacidade de carga do material. Para o coeficiente de Poisson, ocorre um aumento do valor obtido até um ângulo próximo de 30° seguido de uma queda contínua até alcançar o valor mínimo com ângulo de 90° .

Em relação à resistência, observa-se uma queda bastante acentuada quando o reforço está orientado a $\pm 10^\circ$ em relação à direção de 0° , uma vez que esta propriedade é influenciada, principalmente, pela resistência das fibras, que ao se deslocarem da direção do carregamento promovem uma menor capacidade de o compósito resistir às cargas. Para ângulos altos, ou seja, corpos-de-prova com ângulo de $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° , a ruptura em tração ocorre devido à propagação de fissuras através da matriz e/ou pela interface fibra-matriz, ocorrências que também são relatadas por Paiva (2006). Esta seria uma justificativa para que os valores obtidos sejam tão próximos, não

ocorrendo uma grande variação na resistência. Pode-se observar, ainda, uma maior resistência à tração apresentada pelos compósitos que utilizam reforços de fibra de carbono.

Uma comparação entre os módulos de elasticidade pode ser feita analisando-se as Figuras 5.4.5.2 e 5.4.5.5, respectivamente para compósitos de fibra de carbono e fibra de vidro. Apesar da grande diferença entre esses valores quando a fibra está a 0° , a partir de $\pm 50^\circ$, no entanto, não há evidência de diferença significativa. Isto proporciona uma grande vantagem para aplicações com fibra de vidro para estruturas com bobinagem de ângulos altos quando o peso não seja fator preponderante, uma vez que a fibra de carbono é significativamente mais cara.

Os valores do coeficiente de Poisson para compósitos de fibra de carbono, Figura 5.4.5.3, e para compósitos de fibra de vidro, Figura 5.4.5.6, também apresentam o mesmo comportamento com a variação da direção do reforço em relação ao carregamento. Inicialmente, o coeficiente de Poisson apresenta um aumento correspondente à variação do ângulo de bobinagem de $\pm 10^\circ$ para $\pm 30^\circ$, alcançando o valor máximo neste último. Este comportamento é devido à deformação transversal aumentar numa taxa maior do que a deformação longitudinal, uma vez que o Poisson é uma relação da deformação transversal pela longitudinal. Após este ponto de máximo, o coeficiente de Poisson apresenta uma diminuição, devido à maior taxa de deformação na direção longitudinal do corpo-de-prova, até atingir um valor mínimo quando as fibras estão orientadas transversalmente ao carregamento, ou seja, com 90° de bobinagem do reforço.

As Figuras 5.4.5.7 a 5.4.5.9 mostram gráficos, apresentados pela literatura (Daniel e Ishai, 1994; Crowford, 1998; Mallick, 1993), de propriedades mecânicas variando em função da orientação do reforço em compósitos *angle-ply*.

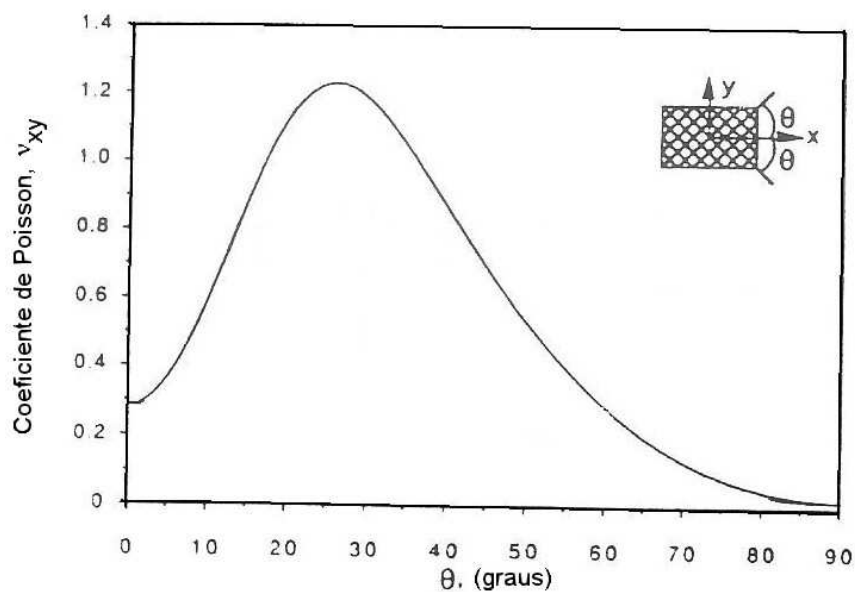


Figura 5.4.5.7- Coeficiente de Poisson em função da orientação das fibras para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).

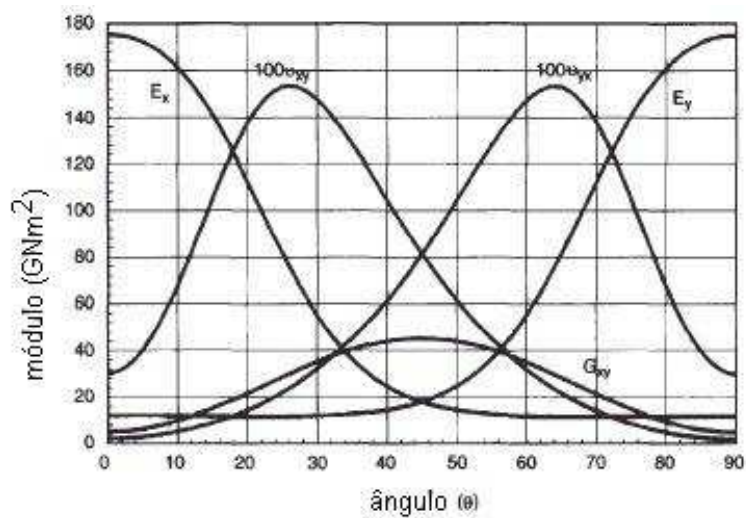


Figura 5.4.5.8- Variação das propriedades elásticas para compósito simétrico *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica (Crowford, 1998).

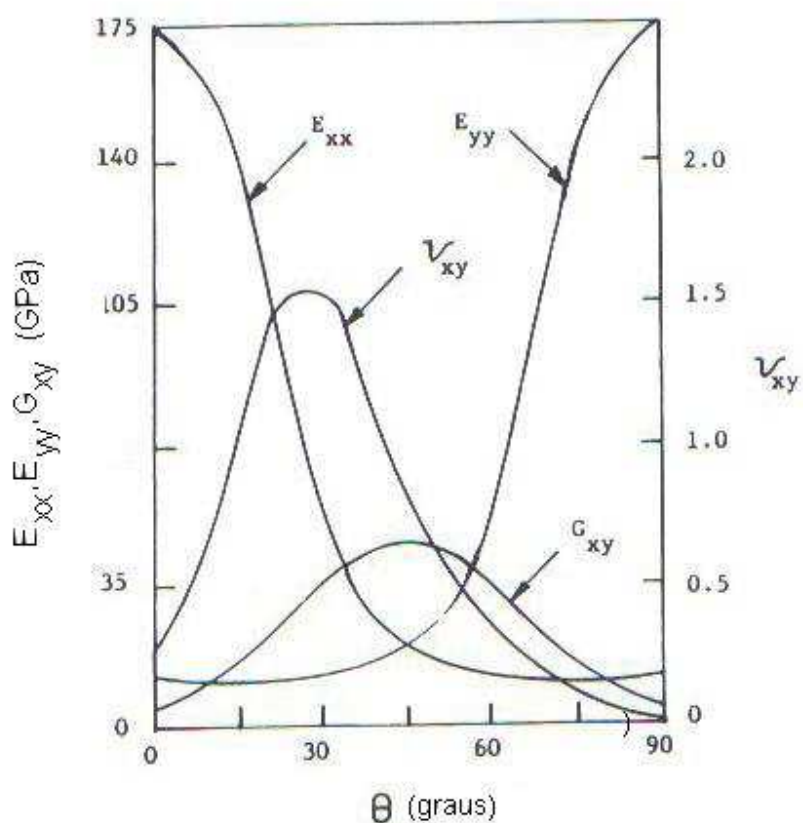


Figura 5.4.5.9- Variação das propriedades elásticas para compósito simétrico *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica (Mallick, 1993).

Analisando a Figura 5.4.5.7, que apresenta valores do coeficiente de Poisson para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono AS4 em matriz epoxídica, o valor máximo alcançado ocorreu próximo de $\pm 30^\circ$, assim como verificado nos ensaios experimentais deste estudo.

Crowford (1998) apresenta num mesmo gráfico valores de módulo de elasticidade (longitudinal e transversal), coeficiente de Poisson (longitudinal e transversal) e módulo de cisalhamento para compósito simétrico *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica, conforme Figura 5.4.5.8. Nesse estudo, o autor não apresenta informação do tipo de fibra de carbono utilizada e nem do processo empregado para fabricação do compósito, como também a respectiva fração

volumétrica de fibra. Isto torna a comparação com as curvas deste estudo um pouco mais difícil, contudo as curvas de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do presente trabalho e as desenvolvidas por Crowford apresentam semelhança, inclusive em relação ao valor máximo deste último.

Em relação ao comportamento do coeficiente de Poisson em função do ângulo de orientação, Crowford comenta que valores altos de Poisson (acima de 1,5) são uma característica de compósitos *angle-ply* e resulta dos efeitos entre extensão e cisalhamento. Apesar de não ter sido objeto de estudo, vale ressaltar o comportamento do módulo de cisalhamento. O compósito estudado por Crowford apresenta valor máximo para o módulo de cisalhamento em 45° de bobinagem do reforço e comenta que este comportamento é devido ao fato do cisalhamento ser equivalente ao estado de tensão onde valores iguais de tensão e compressão são aplicados a 45° na direção do cisalhamento. Portanto a carga de cisalhamento em um laminado $[\pm 45^\circ]_S$ é equivalente à carga de tensão e compressão em um laminado $[0^\circ/90^\circ]_S$. Logo, as fibras estão efetivamente alinhadas na direção do carregamento, ocasionando o alto valor de rigidez observado.

Mallick (1993), da mesma forma que Crowford (2004), apresenta várias curvas em um único gráfico, conforme Figura 5.4.5.9, porém sem mencionar o tipo de fibra de carbono e processo utilizado para a fabricação do compósito polimérico. Os valores das propriedades mecânicas para um compósito *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica apresenta valores próximos aos obtidos neste trabalho em relação ao módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson. Novamente o valor máximo para o Poisson é alcançado para ângulos próximos de 30° de orientação das fibras.

Apesar de Kawai e Masuko (2004) estudarem, principalmente, a resistência de compósitos unidirecionais e *angle-ply* de fibra de carbono T800H em temperaturas de 100°C, o estudo apresenta alguns resultados para a resistência à tração de compósitos *angle-ply* de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem em temperatura ambiente. Embora a fibra de carbono T800H seja mais resistente na direção do carregamento, a resistência à tração diminui numa maior intensidade com o aumento do ângulo de bobinagem do que para compósitos de fibra de carbono HTA 6K utilizado neste trabalho. Como comparação, corpos-de-prova de fibra de carbono T800H bobinados a $\pm 30^\circ$ rompem com cerca de 580 MPa e quando bobinados a $\pm 60^\circ$ sua

resistência cai para cerca de 60 MPa. Os resultados obtidos neste trabalho para compósitos de fibra de carbono HTA 6K foram de 292 MPa e 83 MPa. Esta diferença, principalmente a $\pm 30^\circ$ é devido a fibra T800H ser mais resistente que a T300. No estudo de Kawai, os corpos-de-prova foram preparados a partir de fitas de fibra de carbono pré-impregnadas e curadas em autoclave, alcançando uma fração volumétrica de fibras em torno de 52%.

5.4.6 Parametrização dos resultados experimentais e comparação com a literatura

As curvas das propriedades mecânicas em função do ângulo de orientação das fibras também foram encontrados na literatura pesquisada com os dados parametrizados. Isto justificou a parametrização dos resultados experimentais obtidos neste estudo para efeito de comparação.

As Tabelas 5.4.6.1 e 5.4.6.2 apresentam os valores experimentais parametrizados da tensão de ruptura e do módulo de elasticidade em função do ângulo de bobinagem para compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro, respectivamente. Estes valores são obtidos dividindo-se o valor da propriedade do ensaio para um determinado ângulo pela propriedade a 0° .

Tabela 5.4.6.1- Tensão de ruptura e módulo de elasticidade experimentais parametrizados de compósitos de fibra de carbono em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura parametrizada	Módulo de elasticidade parametrizado
0°	1,00	1,00
$\pm 10^\circ$	0,34	0,88
$\pm 20^\circ$	0,21	0,54
$\pm 30^\circ$	0,12	0,22
$\pm 60^\circ$	0,03	0,07
$\pm 70^\circ$	0,03	0,06
$\pm 80^\circ$	0,03	0,06
90°	0,03	0,07

Tabela 5.4.6.2- Tensão de ruptura e módulo de elasticidade experimentais parametrizados de compósitos de fibra de vidro em função do ângulo de bobinagem.

Ângulo de bobinagem	Tensão de ruptura parametrizada	Módulo de elasticidade parametrizado
0°	1,00	1,00
± 10°	0,37	0,94
± 20°	0,20	0,72
± 30°	0,16	0,48
± 60°	0,04	0,30
± 70°	0,04	0,32
± 80°	0,03	0,32
90°	0,03	0,34

Comparando os valores parametrizados da tensão de ruptura nas Tabelas 5.4.6.1 e 5.4.6.2 à medida que o ângulo de bobinagem aumenta, ou seja, se afasta da direção do carregamento, observa-se que o comportamento pode ser considerado semelhante entre os compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro. As proporções na queda da tensão de ruptura para compósitos reforçados com fibra de carbono e com fibra de vidro se assemelham para qualquer ângulo de bobinagem, demonstrando que o tipo de reforço não influencia nesta queda quando se adota valores parametrizados de tensão.

Nota-se também que a queda na resistência é mais acentuada quando o reforço se afasta apenas de 10° em relação à direção do carregamento. Esta diminuição na resistência chega a alcançar cerca de 35% do valor máximo alcançado pelo compósito quando o reforço coincide com a orientação do carregamento. Aumentando o ângulo de bobinagem, a queda na resistência continua, porém numa menor proporção até alcançar o menor valor quando bobinado a ±60°. A partir deste ângulo, o valor da queda na resistência à tração é mantida praticamente constante, já que o reforço não exerce influência na resistência do compósito. Este comportamento da tensão de ruptura na forma parametrizada também pode ser observado nos gráficos das Figuras 5.4.6.1 para compósitos de fibra de carbono e 5.4.6.2 para compósitos de fibra de vidro.

Analisando os valores do módulo de elasticidade, à medida que o ângulo de bobinagem aumenta, observa-se que estes diminuem, porém numa proporção maior para os compósitos de fibra de carbono. Verifica-se ainda que, assim como para a

tensão de ruptura, a proporção na queda do módulo de elasticidade é maior para ângulos baixos, sendo praticamente constante para ângulos altos. Este fato se deve a pouca influência do reforço no módulo de elasticidade para exemplares bobinados com ângulo altos. Observa-se ainda, que para ângulos altos os valores do módulo de elasticidade para os compósitos de fibra de vidro são superiores ao dos compósitos de fibra de carbono, fato que pode ser explicado pela utilização de um endurecedor na matriz polimérica que promoveu uma cura mais efetiva das placas de fibra de vidro, conforme Tabelas 5.3.1 e 5.3.2, que mostram que a T_g dos compósitos de fibra de vidro são maiores que a T_g dos compósitos de fibra de carbono. Esta análise pode ser feita observando os gráficos das Figuras 5.4.6.3 e 5.4.6.4, respectivamente para compósitos de fibra de carbono e para compósitos de fibra de vidro.

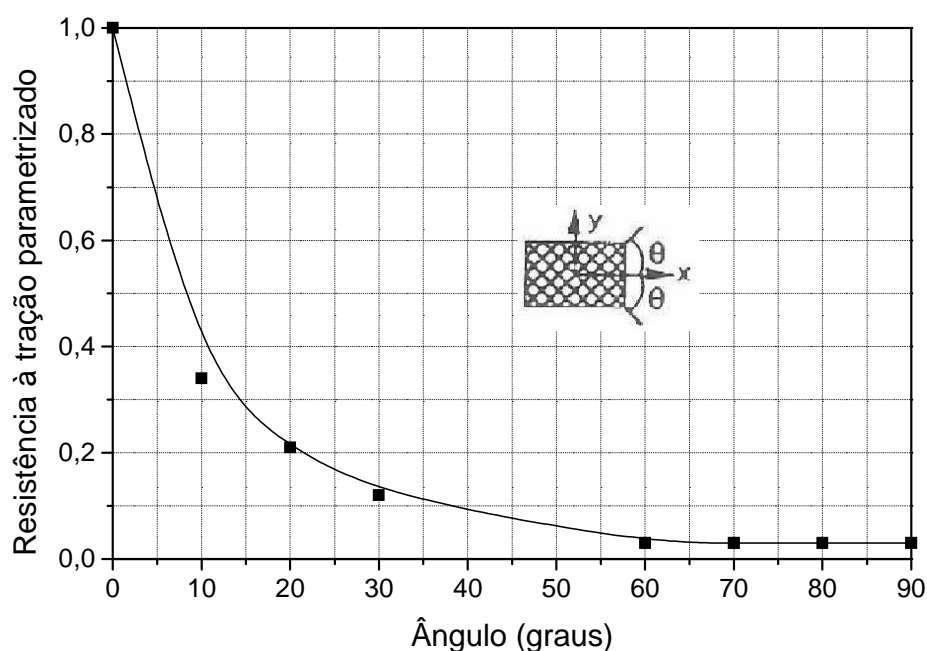


Figura 5.4.6.1- Resistência à tração parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

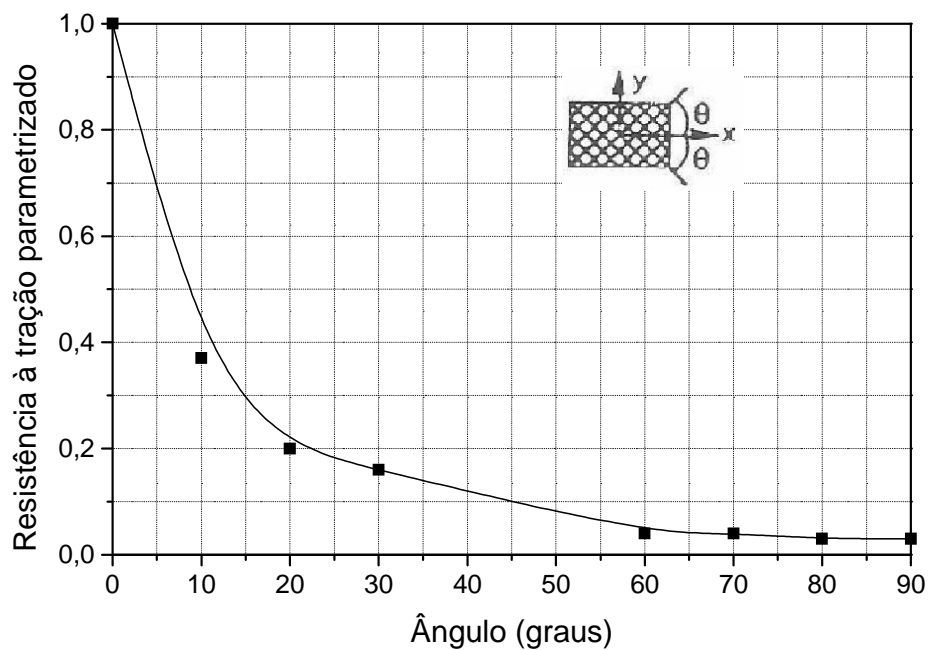


Figura 5.4.6.2- Resistência à tração parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de vidro e matriz epoxídica.

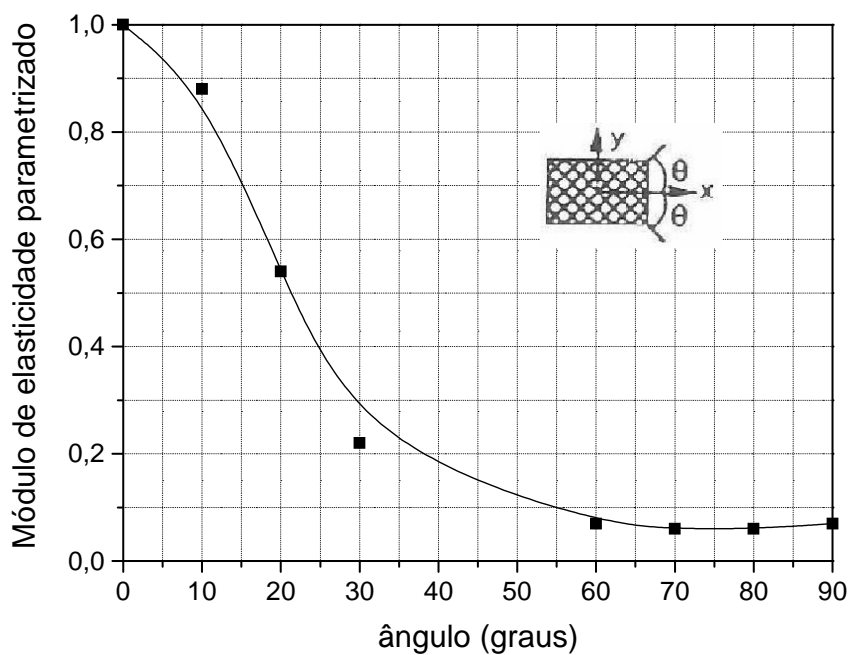


Figura 5.4.6.3- Módulo de elasticidade parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

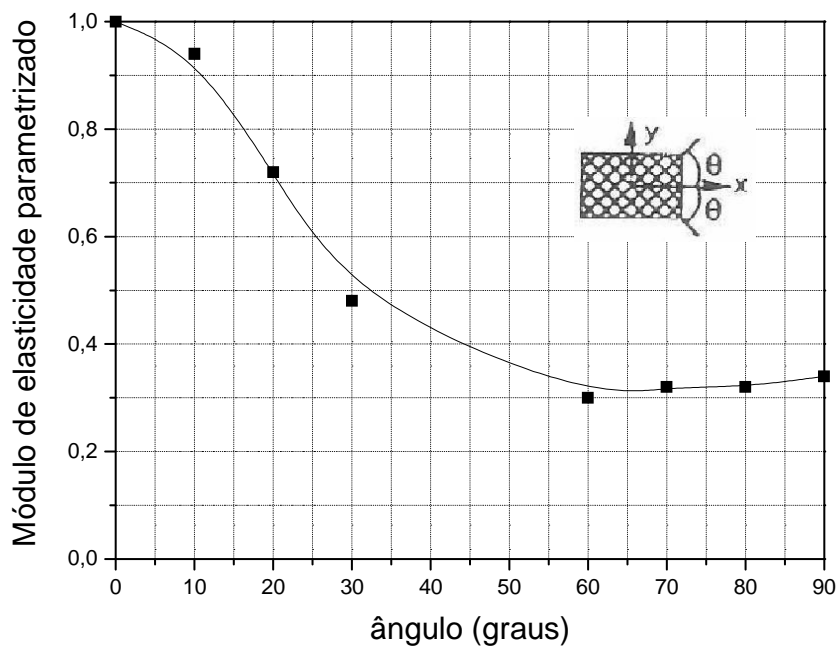


Figura 5.4.6.4- Módulo de elasticidade parametrizada em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de vidro e matriz epoxídica.

As Figuras 5.4.6.5 e 5.4.6.6 mostram gráficos, apresentados pela literatura, de propriedades mecânicas parametrizadas variando em função da orientação do reforço em compósitos *angle-ply*.

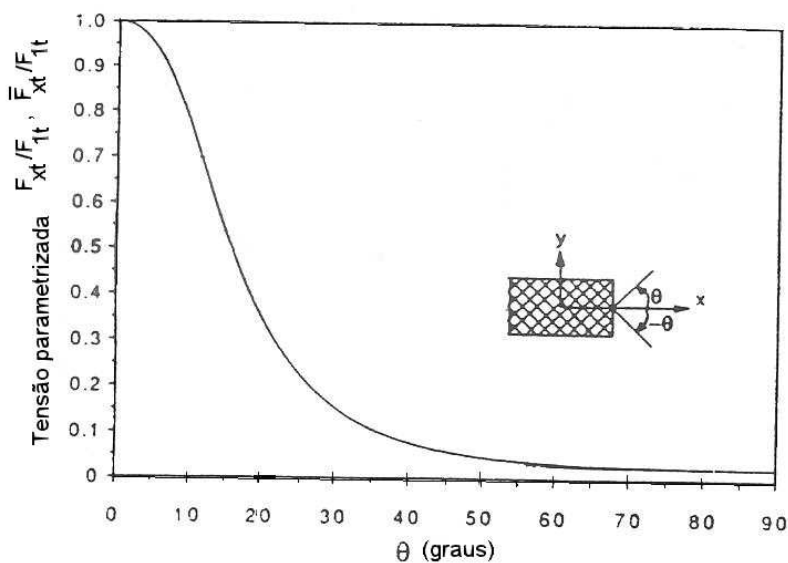


Figura 5.4.6.5- Resistência à tração em função da orientação das fibras para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).

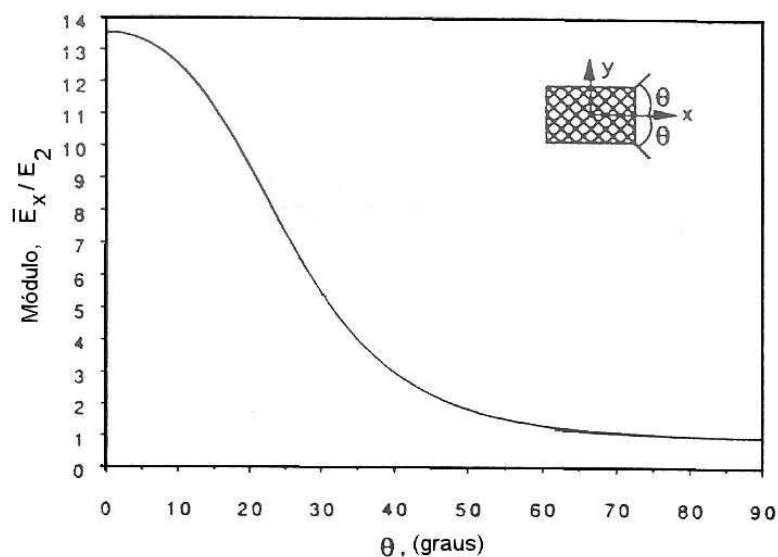


Figura 5.4.6.6- Módulo de elasticidade em função da orientação das fibras para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica (Daniel e Ishai, 1994).

Para efeito de comparação com a Figura 5.4.6.6, o gráfico da Figura 5.4.6.7 apresenta a parametrização dos valores experimentais do módulo de elasticidade dos compósitos de fibra de carbono na relação E_x/E_2 , apresentando uma boa correlação.

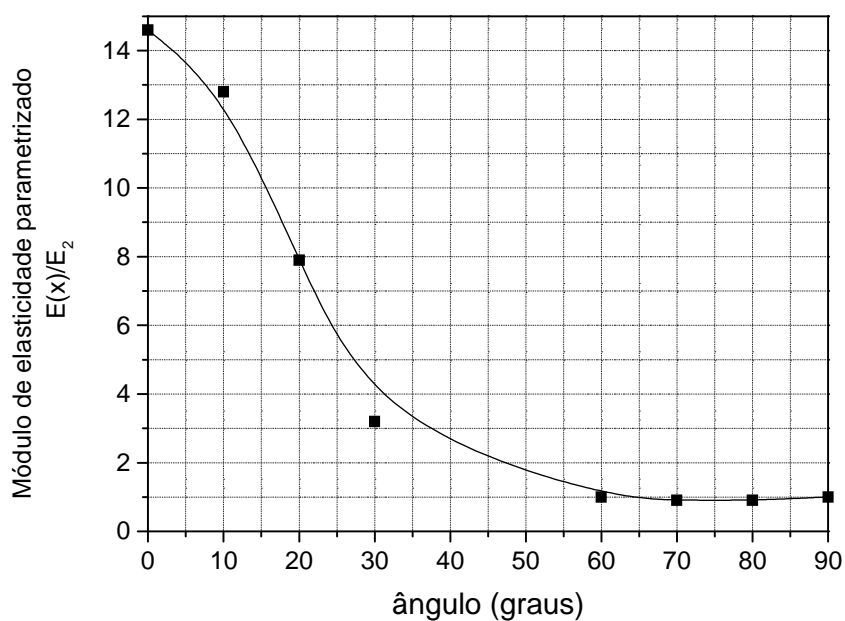


Figura 5.4.6.7- Módulo de elasticidade parametrizada na relação E_x/E_2 em função do ângulo de bobinagem para compósitos *angle-ply* de fibra de carbono e matriz epoxídica.

As curvas experimentais parametrizadas do presente estudo, mostradas pelas Figuras 5.4.6.1 e 5.4.6.2 para compósitos de fibra de carbono e pelas Figuras 5.4.6.3, e 5.4.6.4 para compósitos de fibra de vidro foram comparadas com as apresentadas pelas Figuras 5.4.6.5 e 5.4.6.6 (Daniel e Ishai, 1994). Os autores informam que os compósitos *angle-ply* foram fabricados com fibra de carbono AS4 e matriz epoxídica, porém não comentam qual a fração volumétrica de fibra e nem do processo de fabricação empregado para fabricação dos corpos-de-prova. Não há também, nenhuma menção sobre o corte, preparação dos exemplares para ensaio e quantidade ensaiada. Mesmo assim, o comportamento das propriedades se assemelha tanto para os compósitos de fibra de carbono quanto para os compósitos de fibra de vidro.

5.5 Análise do Modo de Fratura

Após a fratura nos ensaios de tração, os modos de falha foram identificados de acordo com o estabelecido pela norma ASTM D3039 (2000). A norma identifica diversas formas de fratura em ensaios de tração com as respectivas localizações. As Tabelas 5.5.1, 5.5.2 e 5.5.3 estabelecem um código que identifica os tipos característicos de fratura que podem ser encontrados em corpos-de-prova de compósitos poliméricos e a Figura 5.5.1 ilustra os principais modos de fratura. Os índices abaixo de cada modo de fratura colocadas na figura são constituídos por três letras. Cada letra identifica uma característica de acordo com os índices apresentados pelas Tabelas 5.5.1, 5.5.2 e 5.5.3.

Tabela 5.5.1- Tipo de fratura (primeira letra)

Tipo de fratura	Código
Em ângulo	A
Delaminação na borda	D
Garra / Tab	G
Lateral	L
Múltiplos tipos	M
Corte longitudinal	S
Explosiva	X
Outros	O

Tabela 5.5.2- Área da fratura (segunda letra)

Área da fratura	Código
Embaixo da garra / Tab	I
Garra / Tab	A
Distante do Tab menor que a largura do CP	W
Gage do CP	G
Múltiplas áreas	M
Vários	V
Desconhecido	U

Tabela 5.5.3- Localização da fratura (terceira letra)

Localização da fratura	Código
Inferior	B
Topo	T
Esquerda	L
Direita	R
Meio	M
Várias	V
Desconhecido	U

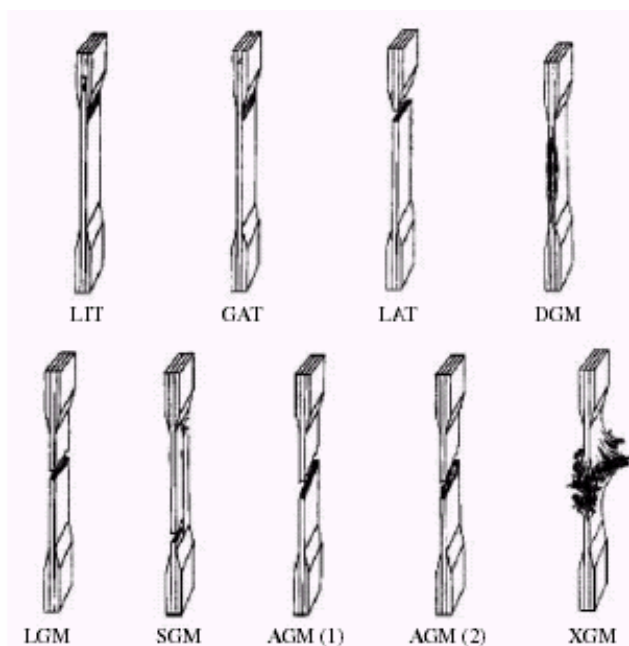


Figura 5.5.1- Exemplos de identificação em corpos-de-prova de compósitos poliméricos em ensaio tração de acordo com o modo de fratura (ASTM 3039, 2000).

As Tabelas 5.5.4 e 5.5.5 apresentam os modos de fratura registrados para os corpos-de-prova ensaiados, respectivamente para compósitos de fibra de carbono e compósitos de fibra de vidro, conforme norma ASTM D3039. Comparando os tipos de fratura obtidos pelos corpos-de-prova de fibra de carbono e de fibra de vidro, pode-se concluir que não existe diferença significativa entre os dois tipos de materiais. Os corpos-de-prova apresentam comportamento de acordo com o ângulo de bobinagem e não com o tipo de reforço.

Tabela 5.5.4- Código representando tipo, área e localização da fratura de corpos-de-prova de fibra de carbono.

Ângulo de bobinagem	Código de fratura
0°	XGM (05 cp's)
± 10°	AGM (14 cp's)
± 20°	AGM (08 cp's) AWM (01 cp)
± 30°	AGM (04 cp's) AWM (02 cp)
± 60°	AWT (04 cp's) AWB (04 cp's)
± 70°	AWM (15 cp's) AWT (01 cp's) AWB (02 cp's)
± 80°	AWM (07 cp's) AWT (03 cp's) AWB (02 cp's)
90°	AWM (07 cp's) AWT (02 cp's) AWB (01 cp's)

Tabela 5.5.5- Código representando tipo, área e localização da fratura de corpos-de-prova de fibra de vidro.

Ângulo de bobinagem	Código de fratura
0°	XGM (04 cp's)
± 10°	AGM (03 cp's) AWT (01 cp's) AWB (01 cp's)
± 20°	AGM (04 cp's) AWT (01 cp)
± 30°	AGM (03 cp's) AWB (02 cp's)
± 60°	AGM (01 cp) AWT (02 cp's) AWB (03 cp's)
± 70°	AGM (01 cp) AWT (04 cp's)
± 80°	AGM (04 cp's) AWT (01 cp) AWB (01 cp)
90°	AGM (04 cp's) AWT (02 cp's)

Analisando os corpos-de-prova ensaiados, verifica-se que somente os que foram fabricados com ângulo de 0° apresentaram uma fratura do tipo explosivo. Como as fibras estão orientadas na direção do carregamento, no decorrer do teste o corpo-de-prova suporta valores cada vez maiores de carga, ocasionando um rompimento com característica explosiva devido ao rompimento sucessivo das fibras, conforme apresentado pelas Figuras 5.5.2a e 5.5.3.

Para corpos-de-prova com fibras à 90° em relação à direção do carregamento, as fraturas apresentaram as características indicadas pelas Figuras 5.5.2b e 5.5.4, pois como as fibras possuem um módulo de elasticidade baixo na direção transversal o corpo de prova se rompe devido à formação de fissuras na interface fibra-matriz. Destaca-se que nesta orientação, o reforço não contribui para o aumento da resistência do compósito, sendo que a resistência é dada apenas pela matriz polimérica.

Quando as fibras estão bobinadas em ângulos baixos ($\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$), a forma da fratura se assemelha às apresentadas pelas Figuras 5.5.2c e 5.5.5, pois as fibras ainda conseguem suportar uma parte do carregamento aplicado no corpo-de-prova, ainda que menor que aquele quando as fibras estão orientadas na direção do carregamento (0°).

Quando as fibras estão bobinadas em ângulos altos, a ruptura não chega a romper todas as fibras e o corpo de prova apresenta um tipo de fratura que se assemelha novamente à Figura 5.5.2b e à Figura 5.5.6. Surgem algumas fissuras na interface fibra-matriz ao longo do ângulo de bobinagem, porém sem provocar a fratura total do material que possibilitasse a separação em dois pedaços, como ocorre com corpos-de-prova com reforço bobinado em ângulos baixos.

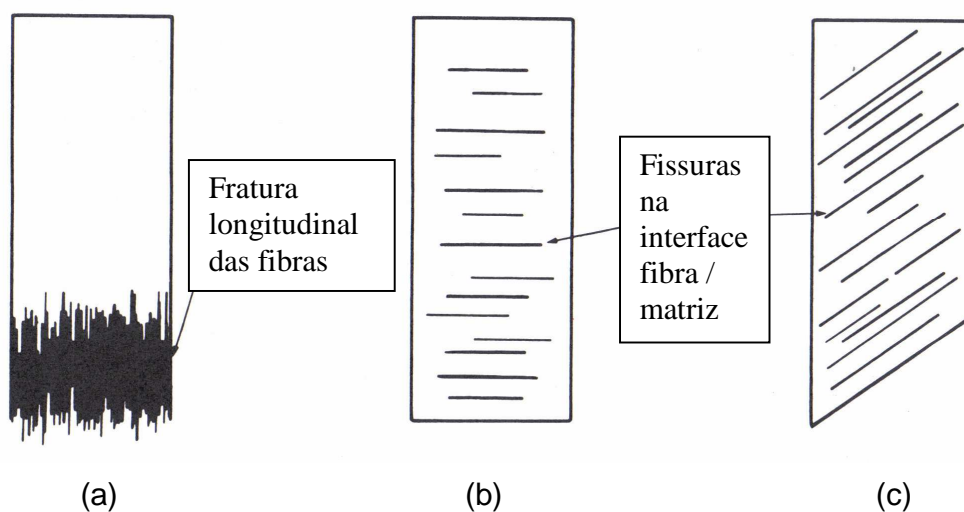


Figura 5.5.2- Modos de fratura em corpos-de-prova de compósitos unidirecionais em função do ângulo de bobinagem. (a) fibras orientadas a 0° , (b) fibras orientadas a 90° e (c) fibras orientadas a $+\theta$ (Mallik, 1993).

As figuras 5.5.3 a 5.5.6 apresentam respectivamente exemplos de fratura de corpos-de-prova bobinados a 0° , 90° , $\pm 20^\circ$ e $\pm 70^\circ$. Observa-se o tipo de fratura explosiva quando as fibras estão orientadas com o carregamento, a direção da trinca em relação ao ângulo de bobinagem sem ocorrer a separação, no local da falha e quando o corpo-de-prova se separa em dois pedaços quando o ângulo de bobinagem é baixo.



Figura 5.5.3- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a 0° .



Figura 5.5.4- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a 90° .



Figura 5.5.5- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de carbono com bobinagem a $\pm 20^\circ$.



Figura 5.5.6- Aspecto da fratura em ensaio de tração de um corpo-de-prova de fibra de vidro com bobinagem a $\pm 70^\circ$.

6. CONCLUSÕES

A medida da dureza Barcol dos materiais compósitos estudados se mostrou efetiva para se inferir se a cura da matriz polimérica foi alcançada e para correlacionar à temperatura de transição vítrea da matriz polimérica formulada nestes estudos.

O método de fabricação por bobinamento filamentar comprovou ser uma alternativa para fabricação de placas de aplicação estrutural devido à baixa fração volumétrica de vazios obtida.

A utilização do extensômetro bidirecional para medir as deformações até a ruptura se mostrou adequada quando os corpos-de-prova são preparados de placas fabricadas com ângulos altos de bobinagem. O mesmo não acontecendo para corpos-de-prova com ângulos baixos de orientação do reforço por possibilitar uma ruptura prematura do material sob esforço de tração.

Os ensaios de tração apresentaram resultados de resistência e módulo de elasticidade que demonstraram uma forte dependência da orientação do reforço, conforme esperado. Esta dependência é mais intensa para os ângulos baixos, ou seja, para aqueles corpos-de-prova nos quais as fibras estão mais próximas da direção do esforço (0° , $\pm 10^\circ$, $\pm 20^\circ$ e $\pm 30^\circ$).

A queda da resistência mecânica devido ao afastamento do reforço da linha de carregamento é independente do tipo de fibra utilizada e pode ser considerada semelhante entre os compósitos de fibra de carbono e de fibra de vidro.

Os resultados obtidos para os corpos-de-prova com ângulo de bobinagem alto, ou seja, $\pm 60^\circ$, $\pm 70^\circ$, $\pm 80^\circ$ e 90° , mostram que a resistência mecânica é menos influenciada pela orientação do reforço, recaindo mais sobre a matriz a resistência do material. Portanto, desde que o requisito de projeto não seja uma densidade baixa, a fibra de vidro, devido ao seu baixo custo, pode substituir plenamente a fibra de carbono quando o carregamento de trabalho no compósito estiver próximo ou na direção transversal do reforço.

O coeficiente de Poisson tem comportamento independente do tipo da fibra, sendo diretamente proporcional à orientação do reforço quando o corpo-de-prova está bobinado com ângulos baixos, alcançando seu valor máximo em torno de $\pm 30^\circ$.

TRABALHOS FUTUROS

- Fabricação e obtenção das propriedades mecânicas de compósitos poliméricos dos tipos *angle-ply* e *off-axis* de fibra aramida bobinados entre 0° e 90° .

- Fabricação de compósitos de fibra de carbono *off-axis* para comparação das propriedades mecânicas.

- Fabricação de compósitos de fibra de vidro *off-axis* para comparação das propriedades mecânicas.

- Fabricação de um mandril em aço inox que permitisse a fabricação de corpos-de-prova bobinados a $\pm 40^\circ$ e $\pm 50^\circ$, bem como a $\pm 45^\circ$.

- Fabricação de corpos-de-prova bobinados à $\pm 45^\circ$ para a obtenção do módulo de cisalhamento nas direções principais 1-2 dos compósitos estudados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Agarwall, B.D. & Broutman, L. J., **Analysis and Performance of Fiber Composites**, John Wiley & Sons, 1980, USA.

Akzo Faser AG, Fibers Division, **Catálogo do Fabricante**, s/ data, Alemanha.

Ashby, M. F., **Engineering Materials 1 – An Introduction to Their Properties and Applications**, 1996, Department of Engineering, University of Cambridge, Butterworth Heinemann, England.

Ashby, M. F., **Engineering Materials 2 - An Introduction of Microstructures, Processing and Design**, 1998, Department of Engineering, University of Cambridge, Butterworth Heinemann, England.

ASTM Standards, D 2583, **Standard Test Method for Indentation Hardness of Rigid Plastics by Means of a Barcol Impressor**, USA, 2001.

ASTM Standards, D 2584, **Standard Test Method for Ignition Loss of Cured Reinforced Resins**, USA, 2002.

ASTM Standards, D3039/D3039 M-00, **Standard Test Methods for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials**, 2000.

ASTM Standards, D 3418, **Standard Test Method for Transition Temperatures of Polymers by Thermal Analysis**, USA, 1980.

ASTM Standards, D 792, **Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement**, USA, 1998.

Bader, M. G.; Smith, W.; Isham, A. B.; Rolston, J. A.; Metzner, A. B., **Processing and Fabrication Technology**, Technomic Publishing Company, Inc., USA, 1990.

Balmer-Colman Company, **Catálogo do Fabricante, 2001.**

Canevarolo, S. V., **Ciência dos Polímeros**, Artliber Editora Ltda, São Paulo, Brasil, 2002.

Carlson, L.A.; Pipes, R.B., **Experimental Characterization of Advanced Composite Material**, Prentice-Hall Inc., 1987.

Carvalho, O., **Influência da Configuração de Bobinagem no Comportamento Mecânico de Cilindros de Compósito Polimérico**, 2006, Tese de Mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, Brasil.

Carvil, J., **Mechanical Engineer's Data Handbook**, Butterworth Heinemann, 1993, London, England.

Chawla, K. K. **Composite materials: science and engineering**. Springer Verlag New York, Inc., USA, 1998.

Crawford, R. J., **Plastics Engineering**, Ed. Butterworth-Heinemann, 1998, The Queen's University of Belfast, Northern Ireland, England.

Daniel, I. M.; Ishai, O., **Engineering Mechanics of Composite Materials**. Oxford University Press, Inc, 1994, USA.

Gillhan, J. K.; Wang, X., **T_g – temperature property**, The Journal of Coatings Technology, v.64, n. 807, p. 37-39, 1992.

Gonçalves, A.; Almeida, S. F. M.; Neto, F.L., **Comportamento de Cilindros de Carbono/Epóxi Submetidos a Cargas Compressivas Axiais**, Polímeros: Ciência e Tecnologia, vol. 11, nº 2, p. 94-101, 2001, São Paulo, Brasil.

Hashin, Z., **Plane Anisotropic Beams**, Journal Applied Mechanics, Trans. of Asme, 1967.

<http://www.carbon-fiber.eu/> (Vince Kelly's Carbon Fiber Homepage).

http://www.saint-gobain-vetrotex.com.br/process_filwind.htm.

Hull, D., **An Introduction to Composite Materials**, Cambridge University Press, Cambridge, United Kingdom, 1981.

Jones, R. M., **Mechanics of Composite Material Mechanics**, Hemisphere Publish Co., 1975, USA.

Karbhari, V. M., **Use of Composite Materials in Civil Infrastructure in Japan**, International Technology Research Institute, 1998, USA.

Kawai, M.; Masuko, Y.; **Creep Behavior of Unidirectional and Angle-Ply T800H/3631 Laminates at High Temperature and Simulations using a Phenomenological Viscoplasticity Model**, Composites Science and Technology, 64, p. 2373 – 2384, 2004.

Kim, J. K., **Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites**, 1998, Elsevier Science Ltd, Oxford, England.

KYOWA Eletronics Instruments Co, **Catálogo do Fabricante**, s/ data, Japan.

Lekhnitskii, S.G.; Tsai, S.W.; Cheront, T., **Anisotropic plates**, 1^a Ed. New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1968.

Majó, J. A. M. **Estudio Constitutivo de Materiales Compuestos Laminados Sometidos a Cargas Cíclicas**, 2003, Tese de Doutorado, Universitat Politècnica de Catalunya, p. 7 e 8.

Mallik, P. K. **Fiber-Reinforced Composites: Materials Manufacturing and Design**, Marcel Dekker, Inc., 1993, EUA, p. 116 – 145.

Marinucci, G.; Nalin, R.; Andrade, A.H.P., **Caracterização Mecânica, Física e Química de Laminados Unidirecionais de Fibra de Carbono e Matriz Polimérica**, 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 1998, Curitiba, Brasil.

Marinucci, G. **Desenvolvimento, Fabricação e Análise de Fratura de Cilindros de Fibra de Carbono Colapsados por Pressão Interna**, 2001, Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, Brasil.

Mertyiny, P.; Ellyin, F.; Hothan, A., **Stacking Sequence Effect of Multi-Angle Filament Wound Tubular Composite Structures**, Journal of Composite Materials 38, 1095-1113, 2004.

Paiva, J. M. F.; Mayer, S.; Rezende, M. C. **Comparison of Tensile Strength of Different Carbon Fabric Reinforced Epoxy Composites**, Materials Research, Vol. 9, Nº 1, p. 83-89, 2006.

Peters, S. T., **Filament Winding Composite Structure Fabrication**, Sample, USA, 1989.

Pinheiro, A.S.M.; Beckhauser, G.N.; Menezes, **Aplicativo Voltado para a macromecânica Básica das Estruturas de Material Compósito**, Departamento de Engenharia Mecânica, UERJ, 2002, Brasil.

Rosato, D. V. **Filament Winding: its development manufacture, applications, and design**, John Wiley & Sons, Inc., 1964, USA.

Rousseu, J.; Perreux, D.; Verdière, N, **The influence of winding patters on the damage behavior of filament-wound pipes**, Composites Science and Technology, v. 59, p. 1439-1449, 1999.

Saint-Gobain Vetrotex, **Catálogo do Fabricante**, s/ data, Brasil.

Silva, N. M., **Obtenção e Comportamento Mecanodinâmico de Compósitos com Matriz Polimérica Reforçada com Fibras de Carbono**, 2001, Tese de Mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, Brasil.

Silva, N. M., **Obtenção e Avaliação Mecanodinâmica de Compósitos, Ortotrópicos e Anisotrópicos, com Matriz Polimérica Reforçada com Fibras de Carbono ou Poliaramida**, 2005, Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, Brasil.

TAN, S. C. **Stress Concentrations in Laminated Composites**. Technomic Publishing Company, 1994.

Tsai, S. W.; Hahn, H. T., **Introduction to Composite Materials**, Lancaster-Basel, Technomic Publishing, 1980.

Vanalli, L; Mascia, n.t.; Paccola, R.R., **Influence of the anisotropy on the mechanical behavior of laminated beams**, 17th International Congress of Mechanical Engineering, 2003, São Paulo, Brasil.

Vântico Ltda , **Catálogo do Fabricante**, 2001.

Wendlandt, W.W., **Thermal Methods of Analysis**, John Wiley & Sons, New York, USA, 1986.

Wiebeck, H.; Harada, J., **Plásticos de Engenharia: Tecnologia e Aplicações**, Ed. Altliber, São Paulo, 2005.

Wisandrakitt, G.; Gillhan, J. K., **The glass transition temperature (T_g) as an index of chemical conversion for a high- T_g amine/epoxy system: chemical and diffusion-controlled reaction kinetics**, Journal of Applied Polymer Science, v. 41, p. 2885-2929, 1990.