



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DA SEQUÊNCIA DE
EMPILHAMENTO DE CAMADAS NA RESISTÊNCIA À PRESSÃO
EXTERNA DE DUTOS DE COMPÓSITOS

Neilon de Souza da Silva

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Oceânica, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Oceânica.

Orientador: Theodoro Antoun Netto

Rio de Janeiro
Julho de 2018

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DA SEQUÊNCIA DE
EMPILHAMENTO DE CAMADAS NA RESISTÊNCIA À PRESSÃO
EXTERNA DE DUTOS DE COMPÓSITOS

Neilon de Souza da Silva

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA OCEÂNICA.

Examinada por:

Prof. Theodoro Antoun Netto, Ph.D.

Prof. Iلسon Paranhos Pasqualino, D.Sc.

Prof. Marcelo Igor Lourenço de Souza, D.Sc.

Prof. Marysilvia Ferreira da Costa, D.Sc.

Prof. Antonio Henrique Monteiro da Fonseca Thomé da Silva, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

JULHO DE 2018

Silva, Neilon de Souza da

influência da temperatura e da sequência de empilhamento de camadas na resistência à pressão externa de dutos de compósitos/Neilon de Souza da Silva.

– Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2018.

XXVII, 256 p.: il.; 29, 7cm.

Orientador: Theodoro Antoun Netto

Tese (doutorado) – UFRJ/COPPE/Programa de Engenharia Oceânica, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 186 – 193.

1. Critérios de ruptura. 2. Compósitos. 3. Dutos. I. Netto, Theodoro Antoun. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Oceânica. III. Título.

À minha família.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer à minha querida esposa Kenia, que esteve ao meu lado em cada desafio que encontrei nesta caminhada, me auxiliando, me incentivando e me inspirando. À minha mãe por ser um grande exemplo em minha vida e por sempre ter priorizado a minha educação tanto no sentido acadêmico quanto no sentido moral. Ao meu pai, por ser esse grande amigo, educador, motivador, que arregaça as mangas e vai pro laboratório ajudar o filho a produzir tubos de compósitos durante meses. Muito obrigado! Sem a sua ajuda não haveria parte experimental nesta tese. À minha irmã Aracele pela amizade e incentivo e à toda minha família pela torcida.

Ao grande amigo Raphael Araújo por compartilhar todo o seu conhecimento na parte experimental e na modelagem numérica de materiais compósitos.

À tous les amis que j'ai rencontrés à Lyon. En particulier, ma chère amie Fidaa Kassem pour tout l'encouragement, l'amitié, m'avoir enseigné le latex, le python et même un peu de la langue arabe. Merci beaucoup! :).

Ao meu orientador Theodoro pela oportunidade da realização deste estudo, pela orientação e pelo incentivo.

Ao Prof.^o Bastian (em memória) pelo incentivo, pelos ensinamentos e por me permitir usar o laboratório de enrolamento filamentar durante o tempo necessário.

Aos colegas da Petrobras. Em especial ao meu chefe Guilherme Donato pela sua amizade, incentivo e por compreender a importância do estudo, permitido todo o tempo de dedicação que tive na tese, apesar das demandas que temos na gerência.

Aos colegas Walber e Luís Daniel pelas conversas sobre compósitos e ao técnico Vovó por toda ajuda na preparação e instrumentação dos corpos de prova.

Aos colegas da gerência de polímeros. Sylvia, Cristiane, Flávio e Daniele, pela grande ajuda nos ensaios de caracterização.

Ao corpo técnico do LTS pela realização dos meus experimentos da tese. Ao Renan, Luciano, Wilian, Ricardo, Marcelão, Latino, Lucas e outros colegas, pela ajuda na preparação de todos os ensaios de colapso. Um agradecimento especial ao técnico Marcos, com quem realizei 194 ensaios da máquina de tração, muitos deles desafiadores. Muito obrigado, aprendi muito com vocês.

À *Owens Corning* pelo fornecimento dos *rovings* de fibras de vidro utilizados na confecção dos corpos de prova.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DA SEQUÊNCIA DE
EMPILHAMENTO DE CAMADAS NA RESISTÊNCIA À PRESSÃO
EXTERNA DE DUTOS DE COMPÓSITOS

Neilon de Souza da Silva

Julho/2018

Orientador: Theodoro Antoun Netto

Programa: Engenharia Oceânica

O desenvolvimento de compósitos de alto desempenho tem permitido a substituição dos aços estruturais até mesmo em aplicações de alta confiabilidade. Esta tendência chegou à indústria offshore, onde há uma crescente oferta de dutos compósitos, sob diferentes concepções. Apesar dos grandes avanços ocorridos nos últimos anos, os limites de utilização destes materiais ainda é um assunto em contínuo desenvolvimento e necessitam ser investigados para cada aplicação. Neste contexto, esta tese visa estudar a influência da temperatura na predição de falha de dutos compósitos. O objetivo é conhecer a relação entre os critérios de ruptura e os mecanismos de falha em dutos de compósitos sob diferentes temperaturas. Desta forma, será realizado uma série de ensaios de caracterização em compósitos típicos para esta aplicação, e seus resultados serão utilizados para calibrar alguns critérios de falha da literatura. Em seguida, estes critérios serão aplicados a modelos numéricos representando dutos sob carregamentos reais, os quais permitirão estimar seus limites de utilização. Concomitantemente, serão realizados ensaios em escala real em dutos rígidos de materiais compósitos, e seus resultados serão comparados às previsões numéricas. Ao final, os resultados numéricos e experimentais serão comparados e discutidos.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

THE EFFECT OF BOTH THE TEMPERATURE AND THE PLY STACKING
SEQUENCE ON THE RESISTANCE OF COMPOSITE PIPES UNDER
EXTERNAL PRESSURE

Neilon de Souza da Silva

July/2018

Advisor: Theodoro Antoun Netto

Department: Ocean Engineering

Because of the increasing supply of composite pipes considering different designs, and as, even nowadays, the strength of these materials are not a completely known subject, this thesis aims to study the failure mechanisms of composites applied to subsea pipelines and investigate the applicability of failure criteria from the literature under temperature effect. The goal is to understand the limits of application of those pipelines, whereas the installation and operating loads (drift, curvature, internal pressure and external pressure) for which the use is done safely. In this way, a series of small-scale characterization tests were conducted on typical composites for this application, and their results were used to calibrate some failure criteria from the literature. Then, these criteria were applied to numerical models representing pipes under actual loads, which allowed estimating the pipe application limits. At the same time, full-scale tests were carried out on composite rigid pipes and their results were compared to the numerical predictions. In the end, the numerical and experimental results were compared and discussed.

Sumário

Lista de Figuras	xiii
Lista de Tabelas	xxi
Lista de Símbolos	xxiv
Lista de Abreviaturas	xxvii
1 Introdução	1
1.1 Histórico	1
1.2 Motivação e objetivo	4
1.3 Descrição dos capítulos	5
2 Revisão bibliográfica	7
2.1 Dutos submarinos	7
2.1.1 Classificação de dutos submarinos	8
2.1.2 Configurações de linhas submarinas	11
2.1.3 Cargas operacionais	13
2.1.4 Ambiente operacional	13
2.2 Materiais compósitos	15
2.2.1 Polímero reforçados por fibra	15
2.2.2 Escalas de análise	23
2.2.3 Processos de fabricação	24
2.3 Comportamento elástico de lâminas compósitas - Micromecânica . . .	27
2.3.1 Módulo de elasticidade longitudinal, E_1	27
2.3.2 Coeficiente de Poisson ν_{12}	28
2.3.3 Módulo de elasticidade transversal	28
2.3.4 Módulo de cisalhamento	29
2.4 Comportamento elástico de lâminas compósitas - Macromecânica . .	31
2.5 Resistência mecânica de lâminas compósitas - Micromecânica	34
2.5.1 Resistência à tração longitudinal	35
2.5.2 Resistência à compressão longitudinal	36

2.5.3	Resistência à compressão transversal	41
2.5.4	Resistência ao cisalhamento no plano	42
2.6	Resistência mecânica de lâminas compósitas - Macromecânica	43
2.6.1	Critério de tensão máxima	44
2.6.2	Critério de deformação máxima	45
2.6.3	Critério de Tsai-Hill	45
2.6.4	Critério de Tsai-Wu	47
2.6.5	Critério de Hashin	47
2.6.6	Critério de Sun	48
2.6.7	Critério de Puck	48
2.6.8	Critério de LaRC03	49
2.6.9	Critério de NU	52
2.7	Efeitos higrotérmicos	53
2.7.1	Degradação por efeito higrotérmico	53
2.7.2	Tensões internas	57
2.8	Atuais lacunas de conhecimento	58
3	Plano de Estudo	61
3.1	Adequação do programa de ensaios experimentais	64
4	Experiências exploratórias no INSA de Lyon	65
4.1	Seleção de materiais e produção de amostras	65
4.2	Confecção de aparatos experimentais	67
4.3	Correlação de imagens digitais	69
4.4	Realização dos ensaios	70
4.4.1	Ensaio de tração	71
4.4.2	Ensaio de compressão	71
4.4.3	Ensaio de cisalhamento	73
4.5	Experiências adquiridas	73
5	Metodologia numérica	74
5.1	Geometria	74
5.2	Carregamento e condições de contorno	75
5.3	Malha	76
5.4	Propriedades e critério de falha do material	77
5.5	Parametrização	77
6	Metodologia analítica	78
6.1	Desenvolvimento de modelo analítico	78
6.1.1	Equações constitutivas	83

6.1.2	Campo de tensões atuantes em cada camada	84
6.2	Desenvolvimento de rotina de previsão de pressão de colapso (fase 1 – Iniciação de falha / temperatura única)	85
6.3	Desenvolvimento de rotina de previsão de pressão de colapso (fase 2 – falha progressiva / perfil térmico considerado)	86
6.3.1	Perfil térmico do duto	88
6.3.2	Comportamento pós-falha	90
7	Metodologia experimental	95
7.1	Seleção de materiais	95
7.1.1	Resina	95
7.1.2	Fibra	97
7.2	Limpeza dos componentes	97
7.3	Produção de amostras de tubos	98
7.3.1	Processo de enrolamento filamentar	98
7.3.2	Planejamento das sequências de empilhamento de camadas e das temperaturas de ensaios	103
7.3.3	Dificuldades encontradas	104
7.3.4	Desmoldagem das amostras	105
7.3.5	Mapeamento dos tubos	107
7.4	Produção de amostras de caracterização	111
7.5	Ensaio de caracterização	116
7.5.1	Ensaio de DMA	116
7.5.2	Ensaio de tração longitudinal	117
7.5.3	Ensaio de tração transversal	119
7.5.4	Ensaio de compressão longitudinal	119
7.5.5	Ensaio de compressão transversal	120
7.5.6	Ensaio de cisalhamento	120
7.6	Ensaio de colapso	122
8	Resultados e discussões	124
8.1	Validação numérico/analítica (fase 1 – utilizando dados de literatura)	124
8.1.1	Comparação entre os modelos numérico e analítico	129
8.2	Análise de sensibilidade de cada propriedade na obtenção da pressão de falha dos tubos.	133
8.3	Resultados dos ensaios de caracterização	135
8.3.1	Quantificação do percentual de fibras	135
8.3.2	Ensaio de DMA	140
8.3.3	Ensaio de tração longitudinal	142
8.3.4	Ensaio de tração transversal	150

8.3.5	Ensaio de compressão longitudinal	152
8.3.6	Ensaio de compressão transversal	154
8.3.7	Ensaio de cisalhamento	158
8.3.8	Ajuste das propriedades obtidas	160
8.3.9	Resumo das propriedades do material	168
8.4	Resultados dos ensaios de colapso	169
8.5	Correlação numérico/analítico/experimental (fase 2 – utilizando resultados dos ensaios)	170
8.6	Análises de sensibilidade	174
8.6.1	Análise de sensibilidade da temperatura	174
8.6.2	Análise de sensibilidade das propriedades mecânicas	175
8.6.3	Análise de sensibilidade do ângulo de assentamento	176
8.6.4	Análise de sensibilidade da espessura	178
8.6.5	Análise de sensibilidade da sequência de empilhamento de camadas.	179
8.6.6	Análise de sensibilidade do percentual de fibras.	180
9	Conclusões	182
9.1	Estudo analítico	182
9.2	Estudo numérico	182
9.3	Estudo experimental	183
9.4	Análises de sensibilidade	183
10	Sugestões de trabalhos futuros	185
	Referências Bibliográficas	186
A	Projeto de aparato de compressão (ASTM-3410)	194
B	Projeto de aparato de cisalhamento (ARCAN)	200
C	Procedimento para contagem de fibras	205
C.1	Preparação das amostras	205
C.2	Micrografia	205
C.3	Análise quantitativa	205
C.4	Percentual de fibras encontrado	209
D	Dimensionamento dos tubos	211
D.1	Medidas de espessura	211
D.2	Medidas de diâmetro externo e ovalização	213

E	Parâmetros utilizados no processo de enrolamento filamentar	217
E.1	Produção de dutos de seção retangular de compósito	217
E.2	Produção de tubos de compósito	218
F	Resultados dos ensaios de colapso	220
G	Micrografias das seções dos tubos	227
G.1	Amostras com sequência 2c4h2c (Pipe 1)	227
G.2	Amostras com sequência 3c4h1c (Pipe 2)	228
G.3	Amostras com sequência 4c4h (Pipe 3)	229
G.4	Amostras com sequência 2c2h2c (Pipe 4)	230
H	Imagens dos tubos colapsados	231
I	Propriedades interpoladas	237
J	Ângulos de falha dos ensaios em compressão transversal.	248
K	Resultados numéricos e analíticos.	250

Lista de Figuras

2.1	Extrutura típica de um <i>riser</i> flexível. Camadas enumeradas do interior para o exterior.	9
2.2	Variadas posições de dutos em compósitos.	10
2.3	Riser em catenária simples. Imagem adaptada.	12
2.4	Configurações alternativas de risers: (a) lazy S; (b) lazy wave; (c) steep S; (d) steep wave.	12
2.5	Lançamento de dutos em carretéis.	13
2.6	Relação entre tensão última e diâmetro da fibra.	16
2.7	Tipos de FRP. (a) Fibras contínuas unidirecionais, (b) Fibras em tecidos multidirecionais, (c) Fibras picotadas aleatórias, (d) FRP híbrido.	17
2.8	Mecanismo de transferência de carga à fibra - Tensão.	20
2.9	Imagem fotoelástica de FRP sob tensão transversal revelando as regiões de concentração de tensão ao redor das fibras.	20
2.10	Micromecanismos e macromecanismos de compósitos.	24
2.11	Sistema <i>Hot-melt</i> de produção de PREPREGs.	25
2.12	Sistema Hot-melt de produção de PREPREGs.	26
2.13	Processo de enrolamento filamentar.	26
2.14	Célula unitária equivalente para aplicação da regra das misturas.	27
2.15	Modelo combinado de sistemas em série e em paralelo.	29
2.16	Estado tridimensional de tensões.	31
2.17	Compósito transversalmente isotrópico.	33
2.18	Curva tensão deformação típica de um FRP.	34
2.19	Curva tensão-deformação representativa para fibra, matriz e compósito. (a) Fibra possui menor deformação de ruptura; (b) Matriz possui menor deformação de ruptura.	35
2.20	Modos de falha de compósitos unidirecionais em compressão. (a) Flambagem extensional de fibras; (b) Flambagem cisalhante de fibras; (c) Ruptura transversal da matriz devido ao efeito Poisson; (d) Falha por cisalhamento.	37

2.21	Predição da resistência à compressão de compósitos de fibra de vidro/epóxi em função do percentual de fibras para modelos de flambagem e ruptura transversal pelo efeito Poisson.	38
2.22	Microtrincamento progressivo de compósito unidirecional sob tensão transversal.	39
2.23	Modelo para determinação do fator de concentração de deformação transversal.	40
2.24	Fator de concentração de deformação em função da fração volumétrica de fibras.	41
2.25	Falha por cisalhamento sob compressão transversal.	41
2.26	Falha de compósito unidirecional em cisalhamento planar	42
2.27	Critérios de tensão máxima, deformação máxima e Tsai-Hill no espaço.	46
2.28	Tensões atuantes em um plano transversal sob carregamento combinado de compressão e cisalhamento.	48
2.29	Envelope de falha biaxial $\sigma_{11} - \sigma_{22}$ de uma lâmina unidirecional de epóxi MY750 reforçado por fibras de vidro do tipo E.	51
2.30	Envelope de falha e resultados experimentais do WWFE de compósitos unidirecionais de LY556 reforçado por fibras de vidro do tipo E.	52
2.31	Influência da temperatura no módulo de elasticidade e na resistência mecânica de compósitos de fibras de carbono/epóxi.	54
2.32	Gráfico de variação da rigidez com a temperatura, sob influência da umidade.	54
2.33	Curvas tensão-deformação de resinas epóxi 3501-5 em diferentes condições de temperatura e umidade.	55
2.34	Curva de fluência de nylon 6,6.	56
2.35	Comparação entre predições teóricas de 16 critérios de falha e resultados experimentais do caso de carregamento 3 do WWFE.	59
3.1	Fluxograma do estudo.	63
4.1	Ciclo térmico de cura do material XB3515P.	66
4.2	Ciclo térmico de cura do material M34N.	66
4.3	Usinagem das amostras.	67
4.4	Aparato para ensaio de cisalhamento (Arcan).	68
4.5	Aparato para ensaio de compressão guiada.	68
4.6	Dispositivo experimental para correlação de imagens.	69
4.7	Alvo antes e depois de ser deformado.	70
4.8	Corpos de prova da tração após texturização e instrumentação.	70
4.9	CID de amostra M34N tracionada transversalmente.	71

4.10	Correlação de imagens digitais do ensaio de compressão transversal da primeira amostra feita em M34N.	72
4.11	Correlação de imagens digitais do ensaio de compressão transversal da segunda amostra feita em M34N.	72
4.12	Correlação de imagens de amostra M34N sob cisalhamento.	73
5.1	Modelo geométrico dos dutos.	75
5.2	Sequência de empilhamento definida na atribuição da seção compósita.	75
5.3	Cargas aplicadas no modelo.	76
5.4	Elemento tetraédrico quadrático (20 nós).	76
5.5	Detalhe do refinamento da malha e do particionamento utilizado.	77
6.1	Anel circular sujeito a pressão externa uniforme.	78
6.2	Sistema de coordenadas cilíndricas utilizado para posição e deslocamentos experimentados por um elemento da seção transversal do duto.	79
6.3	Anel com ovalização inicial.	80
6.4	Anel ovalizado sob pressão externa.	81
6.5	Influência da imperfeição inicial na resistência ao colapso.	82
6.6	Algoritmo para determinação da pressão de iniciação de falha.	85
6.7	Algoritmo para determinação da pressão de iniciação de falha.	87
6.8	Entrada de dados de geometria e material do duto.	88
6.9	Perfil térmico considerado para análise.	89
6.10	Propriedades globais e de cada camada do duto.	90
6.11	Integridade em função do índice de falha, considerando falha abrupta.	91
6.12	Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.	91
6.13	Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.	92
6.14	Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.	93
6.15	Definição do comportamento pós-falha e verificação das pressões de falha obtidos por cada critério.	94
6.16	Seleção dos critérios de falha a serem apresentados graficamente na curva pressão x ovalização.	94
7.1	Processo de preparação da superfície do mandril bipartido para a produção do primeiro tubo (Pipe 1A).	98
7.2	Processo de produção do primeiro tubo (Pipe 1A).	100
7.3	Processo de produção para os demais tubos.	101
7.4	Fabricação e fixação dos centralizadores nos mandris bipartidos.	102
7.5	Processos de desmoldagem utilizados.	106
7.6	Mapeamento dos tubos.	107
7.7	Estado final dos 12 tubos produzidos.	108

7.8	Comparativo de ovalizações das amostras produzidas.	108
7.9	Perfil de espessuras de cada tubo ao longo da circunferência da borda.	109
7.10	Ajuste gráfico para obtenção das espessuras das camadas circunferen- ciais e helicoidais.	110
7.11	Perfil quadrado construído para a produção de placas planas para extração de corpos de provas de caracterização de material.	111
7.12	Processo de calibração dos parâmetros do equipamento de enrola- mento filamentar para a produção de perfis retangulares.	112
7.13	Processo de extração das placas de compósito.	113
7.14	Envelopamento da caixa de compósito para melhoria do acabamento superficial das placas produzidas.	114
7.15	Corpos de provas produzidos pelo processo de corte por jato d'água. .	114
7.16	Processo de lixamento para eliminar defeitos de fabricação.	115
7.17	Corpos de prova longitudinal e transversal para ensaios de DMA. . .	116
7.18	Equipamento utilizado para a realização dos ensaios de DMA.	117
7.19	Máquina para ensaio tração/compressão e forno utilizados.	118
7.20	Corpos de prova de tração com e sem abas.	118
7.21	Corpos de prova de tração com e sem abas.	119
7.22	Desenho dos corpos de prova de compressão.	120
7.23	Desenho esquemático do aparato Iosipescu.	121
7.24	Corpos de prova de cisalhamento.	121
7.25	Tubo após pintura.	123
7.26	Preparação e teste na câmara termo-hiperbárica.	123
8.1	Pipe-L4 após falha.	125
8.2	Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L1.	126
8.3	Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L2.	126
8.4	Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L3.	127
8.5	Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L4.	127
8.6	EI em função da posição da linha neutra.	130
8.7	Resíduos após calcinação da amostra do Pipe-4A.	135
8.8	Resultado gráfico de uma das análises termogravimétricas.	136
8.9	Amostras para avaliação micrográfica.	137
8.10	Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.	137
8.11	Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.	138
8.12	Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.	139
8.13	Estado final dos corpos de prova após ensaios.	140
8.14	Resultados do ensaio DMA das amostras longitudinais.	141
8.15	Resultados do ensaio DMA das amostra transversais.	141

8.16	Ensaio de tração na direção longitudinal com corpo de prova com abas.	143
8.17	Curvas de carga vs. deformação (calculada pela máquina).	143
8.18	Resultado do ensaio T1-25-CP02.	144
8.19	Resultado do ensaio T1-25-CP03.	144
8.20	Istrumentação para detecção de cargas de flexão.	145
8.21	Resultado do ensaio T1-25-CP04.	145
8.22	Curvas de carga vs. deformação (calculada pela máquina).	147
8.23	Ensaio multi-temperaturas do corpo de prova T1-M-CP02.	147
8.24	Corpo de prova T1-M-CP02 ao final do ensaio.	148
8.25	Ensaio multi-temperaturas do corpo de prova T1-M-CP05.	148
8.26	Módulo de elasticidade longitudinal em função da temperatura.	149
8.27	Coeficientes de Poisson na direção 12 em função da temperatura.	149
8.28	Típica falha ocorrida durante os ensaios de tração transversal.	150
8.29	Módulo de elasticidade transversal em função da temperatura.	151
8.30	Coeficientes de Poisson na direção 21 em função da temperatura.	151
8.31	Primeira Tentativa de ensaio de compressão - usando garras de tração.	152
8.32	Problemas ocorridos na primeira Tentativa de ensaio de compressão.	152
8.33	Modo de falha obtido nos ensaios de compressão longitudinal.	153
8.34	Tentativas mal sucedidas de ensaio de compressão.	154
8.35	Resultados de carga vs. deslocamento dos primeiros blocos ensaiados.	155
8.36	Terceira Tentativa de ensaio de compressão - amostras em formato de mini-blocos com razão de aspecto $r \approx 2.5$.	156
8.37	Carga vs. deslocamento dos blocos com razão de aspecto $r \approx 2.5$.	156
8.38	Resistência à compressão transversal em função da temperatura.	157
8.39	Ângulo do plano de falha em função da temperatura.	157
8.40	Aparato Iosipescu utilizado nos ensaio de cisalhamento.	158
8.41	Corpos de provas Iosipescu ao longo do ensaio de cisalhamento.	158
8.42	Módulo de cisalhamento em função da temperatura.	159
8.43	Resistência ao cisalhamento em função da temperatura.	159
8.44	Tipos de compactação avaliadas (exemplos em $v_f = 50\%$).	165
8.45	Detalhe do refinamento da malha utilizada.	165
8.46	Comparação das previsões do módulo de elasticidade transversal.	166
8.47	Comparação das previsões do concentrador de deformações.	167
8.48	Regiões de falha da curva de pressão vs. ovalização.	170
8.49	Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função da temperatura (Pipe-1B).	174
8.50	Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função da temperatura - curva adimensionalizada (Pipe-1B).	175

8.51	Varição das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 25°C).	177
8.52	Varição das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 85°C).	177
8.53	Varição das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 85°C).	178
8.54	Varição das pressões de falha do material em função sequência de empilhamento das camadas.	179
8.55	Varição das pressões de falha do material em função sequência de empilhamento das camadas.	180
8.56	Pressões de falha em função do percentual de fibras - Pipe-1A.	181
8.57	Pressões de falha em função do percentual de fibras - Pipe-4A.	181
C.1	Amostra do compósito M34N no plano 00 (plano perpendicular às fibras).	206
C.2	Histograma.	206
C.3	Amostra do M34N no plano 00.	207
C.4	Seleção de duas regiões de interesse.	208
C.5	Partículas detectadas.	209
C.6	Percentual de fibras esperado pela folha de dados.	210
F.1	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1B ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3162\text{psi}$). . .	221
F.2	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2A ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3309\text{psi}$). . .	221
F.3	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3B ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3425\text{psi}$). . .	222
F.4	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-4C ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1841\text{psi}$). . .	222
F.5	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1A ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 2704\text{psi}$). . .	223
F.6	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2C ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1851\text{psi}$). . .	223
F.7	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3C ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3000\text{psi}$). . .	224
F.8	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-4B ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1758\text{psi}$). . .	224
F.9	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1C ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3537\text{psi}$). . .	225
F.10	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2B ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3129\text{psi}$). . .	225
F.11	Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3A ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 2090\text{psi}$). . .	226
F.12	Pressão x tempo de ensaio do Pipe-4A ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1380\text{psi}$). . .	226
G.1	Micrografia Pipe-1A.	227
G.2	Micrografia Pipe-1B.	227
G.3	Micrografia Pipe-1C.	227

G.4	Micrografia Pipe-2A.	228
G.5	Micrografia Pipe-2B.	228
G.6	Micrografia Pipe-2C.	228
G.7	Micrografia Pipe-3A.	229
G.8	Micrografia Pipe-3B.	229
G.9	Micrografia Pipe-3C.	229
G.10	Micrografia Pipe-4A.	230
G.11	Micrografia Pipe-4B.	230
G.12	Micrografia Pipe-4C.	230
H.1	Pipe-1B colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3162psi$).	231
H.2	Pipe-2A colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3309psi$).	231
H.3	Pipe-3B colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3425psi$).	232
H.4	Pipe-4C colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 1841psi$).	232
H.5	Pipe-1A colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 2704psi$).	233
H.6	Pipe-2C colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 1851psi$).	233
H.7	Pipe-3C colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 3000psi$).	234
H.8	Pipe-4B colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 1758psi$).	234
H.9	Pipe-1C colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 3537psi$).	235
H.10	Pipe-2B colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 3129psi$).	235
H.11	Pipe-3A colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 2090psi$).	236
H.12	Pipe-4A colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 1380psi$).	236
I.1	Interpolação de E1 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	238
I.2	Interpolação de E1 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	238
I.3	Interpolação de E2 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	239
I.4	Interpolação de E2 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	239
I.5	Interpolação de G12 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	240
I.6	Interpolação de G12 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	240
I.7	Interpolação de ν_{12} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	241
I.8	Interpolação de ν_{12} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	241
I.9	Interpolação de ν_{21} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	242
I.10	Interpolação de ν_{21} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	242
I.11	Interpolação de F1t ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	243
I.12	Interpolação de F1t ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	243
I.13	Interpolação de F1c ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	244
I.14	Interpolação de F1c ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	244
I.15	Interpolação de F2t ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	245
I.16	Interpolação de F2t ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$). . .	245
I.17	Interpolação de F2c ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$). . .	246

I.18	Interpolação de F2c ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).	. . . 246
I.19	Interpolação de S12 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).	. . . 247
I.20	Interpolação de S12 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).	. . . 247
J.1	Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 25^\circ C$ 248
J.2	Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 40^\circ C$ 248
J.3	Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 55^\circ C$ 249
J.4	Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 70^\circ C$ 249
J.5	Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 85^\circ C$ 249
K.1	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1B ($T_{ensaio} = 25^\circ C$). 251
K.2	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2A ($T_{ensaio} = 25^\circ C$). 251
K.3	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3B ($T_{ensaio} = 25^\circ C$). 252
K.4	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4C ($T_{ensaio} = 25^\circ C$). 252
K.5	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1A ($T_{ensaio} = 65^\circ C$). 253
K.6	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2C ($T_{ensaio} = 65^\circ C$). 253
K.7	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3C ($T_{ensaio} = 65^\circ C$). 254
K.8	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4B ($T_{ensaio} = 65^\circ C$). 254
K.9	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1C ($T_{ensaio} = 85^\circ C$). 255
K.10	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2B ($T_{ensaio} = 85^\circ C$). 255
K.11	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3A ($T_{ensaio} = 85^\circ C$). 256
K.12	Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4A ($T_{ensaio} = 85^\circ C$). 256

Lista de Tabelas

2.1	Propriedades mecânicas de alguns metais e compósitos estruturais.	18
2.2	Propriedades mecânicas de típicos compósitos estruturais.	21
2.3	Detalhes dos laminados e casos de carregamento utilizados no WWFE-1.	59
7.1	Sistema epoxy BB 270 A/B.	96
7.2	Sequência de empilhamento e temperatura de ensaio de cada tubo.	104
7.3	Resumo das propriedades geométricas medidas.	110
7.4	Geometria recomendada para corpos de prova de tração.	119
8.1	Propriedades dos tubos	125
8.2	Propriedades dos compósitos utilizados na referência da literatura.	125
8.3	Resumo dos resultados experimental, numérico e analítico.	129
8.4	Posição relativa da linha neutra na espessura de cada duto.	131
8.5	Propriedades das Fibra-S e suas respectivas alterações analisadas.	133
8.6	Influência da variação de cada propriedade na pressão de falha - Pipe-L1.	134
8.7	Influência da variação de cada propriedade na pressão de falha - Pipe-L2.	134
8.8	Grau de importância relativa de cada propriedade.	134
8.9	Percentuais de fibras médios obtidos através de cada procedimento	139
8.10	Tg obtida em cada corpo de prova (°C).	141
8.11	Resumo das propriedades elásticas longitudinais.	149
8.12	Resumo das propriedades elásticas transversais.	151
8.13	Resumo das resistências transversais compressivas e ângulos de falha.	157
8.14	Resumo das propriedades elásticas transversais.	159
8.15	Coletânea das propriedades mecânicas obtidas.	160
8.16	Módulo de elasticidade de cada constituinte	161
8.17	Módulo de cisalhamento de cada constituinte	162
8.18	Módulos de elasticidade longitudinal e transversal ajustados.	162
8.19	Coefficientes de Poisson ajustados.	163

8.20	Equacionamento e determinação do fator de correção do G_{12} dos tubos.	163
8.21	Resistência ao cisalhamento ajustada.	164
8.22	Resistência à compressão transversal ajustada.	167
8.23	Coletânea das propriedades mecânicas ajustadas.	168
8.24	Constantes de interpolação polinomial de cada propriedade.	168
8.25	Relação de tubos ensaiados a cada temperatura.	169
8.26	Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 25^{\circ}\text{C}$).	172
8.27	Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 65^{\circ}\text{C}$).	172
8.28	Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 85^{\circ}\text{C}$).	172
8.29	Propriedades dos tubos e suas respectivas alterações analisadas.	175
8.30	Influência de cada propriedade na pressão de falha do Pipe-1B.	176
8.31	Grau de importância relativa de cada propriedade.	176
D.1	Medidas de espessura (mm) do Pipe-1A	211
D.2	Medidas de espessura (mm) do Pipe-1B	211
D.3	Medidas de espessura (mm) do Pipe-1C	211
D.4	Medidas de espessura (mm) do Pipe-2A	211
D.5	Medidas de espessura (mm) do Pipe-2B	212
D.6	Medidas de espessura (mm) do Pipe-2C	212
D.7	Medidas de espessura (mm) do Pipe-3A	212
D.8	Medidas de espessura (mm) do Pipe-3B	212
D.9	Medidas de espessura (mm) do Pipe-3C	212
D.10	Medidas de espessura (mm) do Pipe-4A	212
D.11	Medidas de espessura (mm) do Pipe-4B	212
D.12	Medidas de espessura (mm) do Pipe-4C	212
D.13	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1A	213
D.14	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1B	213
D.15	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1C	213
D.16	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2A	214
D.17	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2B	214
D.18	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2C	214
D.19	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3A	215
D.20	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3B	215
D.21	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3C	215
D.22	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4A	216
D.23	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4B	216
D.24	Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4C	216
E.1	Parâmetros do enrolamento das 5 caixas produzidas	217
E.2	Parâmetros do enrolamento do Pipe-1A, Pipe-1B e Pipe-1C.	218

E.3	Parâmetros do enrolamento do Pipe-2A, Pipe-2B e Pipe-2C.	218
E.4	Parâmetros do enrolamento do Pipe-3A, Pipe-3B e Pipe-3C.	219
E.5	Parâmetros do enrolamento do Pipe-4A, Pipe-4B e Pipe-4C.	219

Lista de Símbolos

a	máximo deslocamento radial ao longo da circunferência
D_e	diâmetro externo do duto
D_i	diâmetro interno do duto
E_1	módulo de elasticidade longitudinal
E_2	módulo de elasticidade transversal
$(EA)_\theta$	rigidez circunferencial do duto
$(EA)_{\theta i}$	rigidez circunferencial de cada camada
$(EI)_\theta$	rigidez flexional da parede do duto
E_f	módulo de elasticidade da fibra
E_m	módulo de elasticidade da matriz
E_θ	módulo de elasticidade na direção circunferencial
$E_{\theta Eq}$	módulo de elasticidade equivalente na direção circunferencial
$e_m^{(+)}$	deformação de falha da matriz
$e_T^{(+)}$	deformação de falha transversal do compósito
F_{1c}	resistência à compressão longitudinal do compósito
F_{1t}	resistência à tração longitudinal do compósito
F_{2c}	resistência à compressão transversal do compósito
F_{2t}	resistência à tração transversal do compósito
F_6	resistência ao cisalhamento no plano da fibra
F_{fs}	resistência ao cisalhamento da fibra
F_{ft}	resistência à tração longitudinal da fibra
F_{mt}	resistência à tração longitudinal da matriz
$G_{IC}(L)$	taxa crít. de liber. de ener. elást. na dir. long. (modo I)

$G_{IIC}(L)$	taxa crít. de liber. de ener. elást. na dir. long. (modo II)
G_f	módulo de cisalhamento da fibra
G_m	módulo de cisalhamento da matriz
h	espessura de uma determinada camada
I	momento de inércia da parede do duto
I_{int}	índice de integridade
IF	índice de falha
k_T	condutividade térmica do material
k_ε	fator de concentração de deformação na matriz
k_θ	curvatura em função da posição circunferencial
L	comprimento do duto
m, n	cossenos diretores
P	pressão externa atuante no duto
\dot{q}	fluxo térmico atuante na parede do duto
R_e	raio externo do duto
R_i	raio interno do duto
R_n	raio da linha neutra da parede do duto
S^T	resistência ao cisalhamento transversal
S_{is}^L	resistência ao cisalhamento transversal <i>in situ</i>
t	espessura do duto
T_e	temperatura externa do duto
T_i	temperatura interna do duto
T_g	temperatura de transição vítrea
v	deslocamento circunferencial de um ponto da seção do duto
V_f	fração volumétrica da fibra
V_m	fração volumétrica da matriz
w	deslocamento radial de um ponto da seção do duto
Y_{is}^T	resistência à tração transversal <i>in situ</i>
α	ângulo de fratura no plano transversal

Δ	ovalização da seção transversal do duto
Δ_0	ovalização inicial da seção transversal do duto
ΔT	diferença entre as temperaturas interna e externa do duto
δk_θ	variação de curvatura de uma posição circunferencial
ε^0	deformação de membrana
η^L	fricção internas do material (longitudinal)
η^T	fricção internas do material (transversal)
ν_{f12}	coeficientes de Poisson da fibra
ν_m	coeficientes de Poisson da matriz
θ	posição circunferencial de um ponto na seção do duto
σ_1	tensão atuante na direção da fibra
σ'_f	tensão longitudinal na fibra no instante de falha da matriz
σ'_m	tensão longitudinal na matriz no instante de falha da fibra
τ^L	tensões de cisalhamento transversal no plano de fratura
τ^T	tensões de cisalhamento transversal no plano de fratura
τ_{eff}^L	tensões efetivas de cisalhamento no plano de fratura
τ_{eff}^T	tensões efetivas de cisalhamento no plano de fratura
ξ	distância radial em relação ao raio da linha neutra

Lista de Abreviaturas

CID	Correlação de Imagens Digitais
DMA	Análise Mecânica Dinâmica
FPSO	<i>Floating Production Storage and Offloading</i>
FRP	<i>Fiber-reinforced plastic</i>
MEF	Modelo de Elementos Finitos
PREPREG	Laminado de fibras pre-impregnadas com resinas
TDZ	<i>Touch down zone</i>
TG	Temperatura de transição vítrea
TGA	Análise termogravimétrica
WWFE	<i>World-Wide Failure Exercise</i>

Capítulo 1

Introdução

1.1 Histórico

No Brasil, a indústria do petróleo teve seu perfil traçado por sucessivas descobertas de reservas em águas cada vez mais profundas. Este perfil foi sendo confirmado ano após ano e atualmente cerca de 90% da produção nacional de hidrocarbonetos vem de campos *offshore*, dos quais 65% estão em lamina d'água superiores a 400m. Esta condição, coloca o Brasil na posição de maior produtor de petróleo em águas profundas e ultraprofundas, com produção correspondente a 22% do total mundial [1]. Recentes constatações de campos gigantes nas regiões do pré-sal corroboram essa tendência e revelam o enorme potencial energético ainda contido ao longo de toda costa brasileira.

Apesar da recuperação do petróleo em águas profundas ter sido viabilizada pelo elevado preço do barril de petróleo, atuar em um ambiente progressivamente hostil requer o desenvolvimento continuado de novos processos, equipamentos e materiais. Desta forma, para acompanhar a evolução do processo exploratório *offshore*, os equipamentos submarinos foram sendo aperfeiçoados a medida que atingiam o seu limite estrutural.

Dentre os equipamentos submarinos, os dutos sofreram influências diretas do acréscimo da lamina d'água e tiveram que aumentar proporcionalmente a sua resistência ao colapso e a tração. Além disso, fatores como a utilização de unidades de produção flutuantes e o aumento da corrosividade do óleo produzido em grande parte dos poços evidenciaram os mecanismos de fadiga e corrosão, aumentando ainda mais a necessidade de dutos robustos e conseqüentemente mais caros.

Essencialmente, duas categorias de dutos competem como alternativas em aplicações submarinas: dutos rígidos e dutos flexíveis. Em suma, os dutos rígidos são tubos de aço revestidos internamente com ligas metálicas resistentes à corrosão e os dutos flexíveis são tubos multicamadas, compostos por camadas poliméricas

extrudadas e fitas de aço espiraladas, cada qual responsável por determinada função estrutural. Ambas as alternativas possuem vantagens e desvantagens, devendo cada empreendimento ser analisado de forma particular. Entretanto, durante décadas, os dutos flexíveis apresentaram maior atratividade para a maioria dos projetos nacionais, devido, entre outros fatores, à sua maior facilidade de instalação e de elaboração do arranjo submarino.

Contudo, a elevada demanda de dutos flexíveis está topando na capacidade de produção dos fornecedores. Este fato, aliado à necessidade de estruturas mais leves e resistentes, vem viabilizando novos conceitos de dutos submarinos, que passam a ser alternativas atraentes. Assim, diversas concepções de dutos de compósitos estarão disponíveis no mercado em poucos anos. Diante das novas ofertas, surge a necessidade de conhecer o real desempenho destes dutos compósitos, considerando a magnitude do carregamento aplicado, sua resistência ao ambiente marinho e a influência das variáveis ambientais em seus mecanismos de falha. Este último fator é de relevante importância, pois matrizes poliméricas podem ser bastante sensíveis ao ambiente. Além de atuarem em contato direto com a água do mar e o fluido produzido, estes dutos muitas vezes atuarão em poços de alta temperatura ou que utilizam sistemas de aquecimento elétrico.

Os compósitos empregados em dutos podem possuir elevada resistência mecânica, resistência à fadiga, e à corrosão. Entretanto, apesar dos grandes avanços obtidos nas últimas décadas, os critérios de falha disponíveis na literatura ainda não são capazes de prever de uma maneira precisa e completa seus limites de utilização para uma aplicação qualquer. Isto porque a utilização de compósitos de alto desempenho como aplicação estrutural é relativamente recente, sobretudo se compararmos ao longo tempo de conhecimento dos aços estruturais. Além disso, devido à sua anisotropia, à enorme possibilidade de combinações fibra/matriz e à sua susceptibilidade a fatores como temperatura, tempo e ambiente, esta ainda é uma área em contínuo desenvolvimento.

Grande parte dos avanços em compósitos de alto desempenho vem das indústrias aeroespacial e naval, devido a necessidade de obter estruturas de alta resistência e baixo peso. Porém, as aplicações destes ramos se distinguem das estruturas de dutos de petróleo, tanto nos materiais, quanto no processo fabril utilizado, ambiente operacional e condições de carregamento. Estas particularidades devem ser minuciosamente consideradas para que a aplicação de dutos de compósitos ocorra da maneira mais segura possível.

Atualmente, a determinação da pressão de colapso de dutos de compósito pode ser feita explicitamente através de metodologias disponíveis em normas de projeto como: DNV-OS-C501, DNV-RP-F119 e ISO 14692-3:2002 (que trata de projetos de tubulação de plástico reforçado por fibras de vidro, PRFV, para a indústria do

petróleo e gás natural) ou mesmo de maneira indireta através de normas de reparo por compósitos, como a ISO 24817:2017 e a ASME PCC-2-2015 (que tratam da utilização de compósitos em reparos de tubulação e dispõem de cálculos de espessuras mínimas de reparo). Entretanto, estas metodologias baseiam-se no colapso elástico do duto, não sendo capazes de identificar a possível falha prematura de uma camada em função de um material de baixa resistência ou de um alinhamento de fibras mal planejado. Além disso, as equações utilizadas não consideram a variação de propriedades ocorrida em função do perfil térmico do duto. Este último pode ser um fator bastante relevante em cenários de produção em elevadas temperaturas.

Neste contexto, esta tese se propõe a desenvolver e validar uma metodologia para predição da pressão de falha em dutos de compósitos sob pressão externa, considerando a sua sequência de empilhamento de camadas e a variação de suas propriedades mecânicas em função do seu perfil térmico. A metodologia deve ser capaz de prever a ocorrência de falha tanto por colapso elástico quanto por falha do material. Para isso, será realizado um estudo Analítico/ Numérico/ Experimental contemplando: o desenvolvimento de um modelo analítico; a elaboração de um modelo de elementos finitos paramétrico; a realização de ensaios de caracterização de material; a realização de ensaios de colapso em dutos em escala real.

O estudo analítico inicia com o equacionamento do campo de tensões e deformações atuantes em um duto de compósito sob pressão externa em função de suas propriedades mecânicas e geométricas. Diferentes critérios de falha da literatura são utilizados para avaliar a integridade de cada camada em função da pressão externa aplicada. As equações desenvolvidas são implementadas em um algoritmo que aplicará a pressão externa de maneira incremental e registrará a pressão de início de falha previsto por cada critério. Este procedimento contempla a primeira fase de desenvolvimento do modelo analítico, que foi validada a partir de dados experimentais da literatura.

Apesar da validação experimental ser de extrema importância para a consolidação da metodologia analítica, os experimentos fornecem apenas o valor da pressão de falha. Por isso, um modelo de elementos finitos foi desenvolvido para aferir a representatividade do perfil de deslocamentos da seção do duto ao longo de todo o ensaio. Essa comparação foi estabelecida principalmente através da curva de pressão x ovalização obtida por ambas as metodologias. Os resultados numéricos e analíticos foram então confrontados com os resultados da literatura, finalizando a primeira fase de validação da metodologia.

Após esta validação inicial, foram realizados ensaios experimentais para contemplar o efeito da temperatura no processo de falha da estrutura. Assim, uma série de amostras foram produzidas em resina epóxi reforçada por fibras de vidro através da técnica de enrolamento filamentar.

Devido a técnica de enrolamento filamentar ser idealizada para a produção de amostras tubulares, um aparato foi desenvolvido para adequar o equipamento à produção de placas de compósitos unidirecionais. A partir da produção das placas, amostras planas de corpos de prova foram extraídas através de usinagem por jato d'água. Assim, ensaios de (I) tração na direção da fibra, (II) Compressão na direção da fibra, (III) tração perpendicular à fibra (IV) compressão perpendicular à fibra e (V) cisalhamento perpendicular à fibra foram realizados em três diferentes temperaturas, sendo cada ensaio repetido três vezes (totalizando 45 ensaios de caracterização). O comportamento de cada propriedades mecânica em função da temperatura foi equacionado a partir de ajustes polinomiais dos resultados obtidos.

Da mesma maneira, tubos em escala real foram produzidos para a realização de ensaios de colapso a diferentes temperaturas. Os tubos foram produzidos em 4 diferentes configurações de empilhamento, cada configuração possuindo 3 réplicas (total de 12 tubos produzidos).

Em uma segunda fase de desenvolvimento, o modelo analítico foi reescrito em uma linguagem orientada a objeto, facilitando a implementação de novas funcionalidades ao algoritmo. Serão inseridos cálculos do perfil térmico do duto e as propriedades mecânicas de cada camada serão calculadas em função da sua temperatura média. No momento em que uma camada atingir a falha, a mesma é eliminada e as propriedades elásticas e geométricas do duto serão recalculadas com base nas camadas remanescentes. Este processo se repete até que todas as camadas sejam eliminadas, resultando em uma curva de pressão x ovalização baseada em falha incremental. As previsões analíticas geradas por este algoritmo são comparadas aos resultados numéricos e experimentais.

Ao final do estudo, a rotina analítica desenvolvida foi aprimorada para permitir a previsão de falha de um duto com empilhamento de camadas, materiais, temperaturas interna e externa a serem definidas pelo usuário. Para isso, a rotina foi transformada em um software com interface para entrada de dados e banco de dados de propriedade de materiais e configurações de perfis de dutos. O objetivo deste aprimoramento final foi o de facilitar a utilização da metodologia como ferramenta de projeto.

1.2 Motivação e objetivo

Esta tese foi motivada pela necessidade de conhecer os limites de utilização de dutos rígidos de compósitos em aplicações submarinas, considerando a natureza e a intensidade dos carregamentos desta aplicação, assim como a influência da temperatura no processo de falha. A demanda surgiu devido à crescente oferta de dutos compósitos como alternativas aos dutos submarinos tradicionalmente utilizados.

O objetivo deste estudo é o de desenvolver uma metodologia capaz de prever a pressão de falha de dutos submarinos de compósitos sob pressão externa, considerando sua sequência de empilhamento de camadas e a variação de suas propriedades mecânicas em função do seu perfil térmico. Para atingir este objetivo, modelos numéricos serão construídos e validados com testes de caracterização do material, para prever os resultados de experimentos em dutos em escala real.

1.3 Descrição dos capítulos

- Capítulo 1 – Introdução. Contextualiza o presente estudo no cenário de exploração petrolífera *offshore* e apresenta a motivação, o objetivo esperado e a descrição resumida dos capítulos;
- Capítulo 2 – Revisão bibliográfica - Descreve as alternativas de dutos submarinos utilizados na produção de petróleo, as possíveis configurações de instalação, suas vantagens e desvantagens e algumas concepções de novos dutos em compósito. Em seguida, faz uma revisão bibliográfica em materiais compósitos, abordando desde o seu histórico de utilização, sua classificação, comportamento micro e macro-mecânico, influência dos efeitos higrotérmicos até o desenvolvimento dos critérios de falha mais recentes;
- Capítulo 3 – Plano de estudo - Apresenta o fluxograma do estudo e descreve as atividades realizadas em cada uma das etapas do desenvolvimento analítico, numérico e experimental;
- Capítulo 4 – Experiências exploratórias no INSA de Lyon - Descreve as experiências adquiridas durante o período de aprendizado na instituição estrangeira;
- Capítulo 5 – Metodologia numérica - Descreve os detalhes dos modelos de elementos finitos desenvolvidos no estudo, detalhando a malha, as condições de contorno, as cargas aplicadas e a parametrização elaborada;
- Capítulo 6 – Metodologia analítica - Descreve o equacionamento do campo de tensões em função da pressão externa, da temperatura e das propriedades mecânicas e geométricas do tubo de compósito. Em seguida, Apresenta as duas fases de implementação das rotinas desenvolvidas para implementação de todo o equacionamento;
- Capítulo 7 – Metodologia experimental - Apresenta todo o procedimento experimental realizado para a confecção dos tubos compósitos e dos corpos de prova

de caracterização mecânica, detalhando os procedimentos, equipamentos e materiais utilizados; Em seguida, apresenta todos os ensaios de caracterização realizados, os ensaios de colapso em câmara termo-hiperbárica e descreve todas as experiências positivas e negativas adquiridas;

- Capítulo 8 – Resultados e discussões - Apresenta os resultados numéricos e experimentais através de gráficos e valores obtidos e realiza uma série de análises de sensibilidade da influência de cada parâmetro geométrico e de material na obtenção da pressão de colapso de tubos de compósito sob pressão externa;
- Capítulo 9 – Conclusões - Contém as constatações e as conclusões tomadas em cada uma das etapas deste estudo;
- Capítulo 10 – Sugestões de trabalhos futuros - Alguns temas de estudo são sugeridos no intuito de dar continuidade ao processo de compreensão do comportamento estrutural dos materiais compósitos;

Capítulo 2

Revisão bibliográfica

2.1 Dutos submarinos

Os dutos responsáveis por conectar uma unidade flutuante de produção aos equipamentos de fundo são geralmente compostos por um tramo estático que repousa sobre o solo marinho (*flowline*) e um tramo suspenso, responsável por fazer a elevação do petróleo até a unidade de produção (*riser*). Apesar de muitas vezes não haver grande distinção entre os tipos de estrutura empregada em cada tramo, esta classificação é interessante para evidenciar a severidade das solicitações mecânicas em cada caso. Os *flowlines* estão sujeitos basicamente a cargas estáticas de pressão interna, pressão externa e alguma tração. Os *risers*, além dos carregamentos estáticos de pressão interna e externa, recebem solicitações dinâmicas de tração e curvatura, que os tornam mais susceptíveis a eventos de carga extrema e a mecanismos de fadiga.

Quanto à sua funcionalidade, os dutos submarinos podem ser empregados tanto na extração de hidrocarbonetos, como na injeção de água ou gás em processos de recuperação secundária. Cada aplicação recebe um grau de criticidade conforme à sua probabilidade de falha e à gravidade da consequência, caso ocorra um acidente. Esta classificação de risco define a rigorosidade dos processos de qualificação de novos dutos, os fatores de segurança em cálculos de dimensionamento de linhas e a priorização dos dutos para inspeção, reparo e substituição.

Os *risers* de produção compõem os casos mais críticos, devido tanto à sua maior solicitação mecânica quanto ao potencial risco ambiental e de vida humana em caso de um acidente. Portanto, para que um duto seja qualificado para uma aplicação qualquer, este deve, em última instância, atender às necessidades de um *riser* de produção. Para entender um pouco mais desta aplicação, a seguir serão discutidos os tipos de dutos utilizados, as possíveis configurações de linhas submarinas, as cargas operacionais e o ambiente o qual estão inseridos.

2.1.1 Classificação de dutos submarinos

2.1.1.1 Dutos Rígidos

Geralmente feitos em tubos de aço internamente revestidos, estes dutos distingue-se pela sua elevada rigidez e alto valor de raio mínimo de curvatura, que influenciam desde a sua instalação, onde são necessários navios especiais capazes de estocá-lo e lançá-lo, até na utilização de acessórios de topo e de fundo mais robustos e adequados às suas limitações de curvatura.

Apresentam vantagens econômicas em unidades de produção menos dinâmicas, e passam a demandar maiores espessuras de parede e configurações de instalação mais complexas, em plataformas do tipo FPSO, para atender a vida útil projetada, frente às cargas dinâmicas de tração e curvatura que podem levar à ruptura por fadiga ou por flambagem no contato com o solo.

A forma de lançamento mais utilizada no passado consistia em empilhar trechos de tubos em um navio e soldá-los no ato do lançamento. Devido ao grande tempo operacional deste procedimento, uma outra forma de lançamento tem sido preferida, onde o duto é armazenado em um carretel no navio.

Quanto à sua fabricação, podem ser confeccionados de diversas formas, sendo mais utilizadas as técnicas U-O-E para produção de dutos com costura (solda longitudinal), e por extrusão para confecção de dutos sem costura. No processo U-O-E, chapas de aço são conformadas em prensas U e O, em seguida, soldadas por arco submerso e por fim, submetidas a um processo de expansão a frio. Nos processo de extrusão, barras de aço laminadas que são aquecidas e pressionadas contra um mandril, abrindo uma cavidade interna que será expandida para geração do diâmetro interno.

O revestimento interno de um duto com costura, tradicionalmente é feito através de bilaminação, onde as chapas são laminadas em conjunto com o revestimento desejado antes de ganhar forma tubular. Para dutos sem costura, um processo desenvolvido mais recentemente, consiste em posicionar um duto de menor diâmetro e de material mais nobre dentro do duto a ser revestido e expandi-lo por pressão hidrostática, até que fiquem unidos permanentemente, o que chamamos de cladeamento mecânico.

2.1.1.2 Dutos flexíveis

Os dutos flexíveis são compostos por camadas intercaladas de polímeros extrudados e fitas de aço, cada qual responsável por uma determinada função estrutural.

Usualmente, da camada mais interna para a mais externa, temos a seguinte sequência:

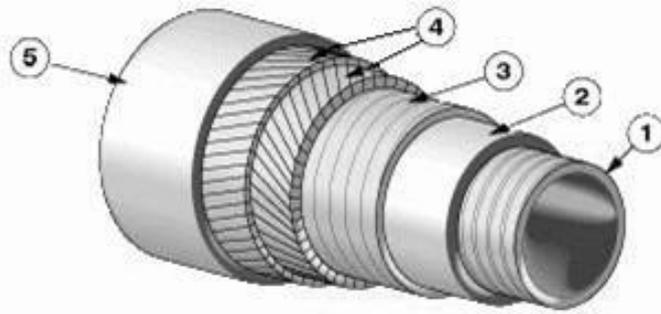


Figura 2.1: Estrutura típica de um *riser* flexível. Camadas enumeradas do interior para o exterior [2].

1. Carcaça intertravada – Camada de fita de aço inoxidável, enrolada em hélice sob um ângulo próximo a 90°C com a direção longitudinal do duto. É responsável pela resistência ao colapso do duto;
2. Barreira de pressão – Camada de polímero extrudado responsável por minimizar que o fluido conduzido migre para as camadas mais externas e em último caso para o mar. Possui ainda a função de transmitir a pressão externa à carcaça intertravada;
3. Armadura de pressão – Responsável pela resistência à pressão interna. Sua presença gera também um acréscimo de resistência ao colapso;
4. Armaduras de tração – São compostas por arames assentados helicoidalmente em um ângulo próximo ao longitudinal, responsáveis por suportar os esforços de tração da linha.
5. Capa externa – Sua função é impedir a entrada de água do mar nas camadas metálicas, o que reduziria consideravelmente o tempo de vida útil da estrutura. Deve possuir boa resistência à abrasão para evitar danos devido ao contato com o solo marinho e com equipamentos acessórios;

Existem ainda camadas adicionais que podem ser utilizadas conforme:

- Fitas anti-atrito – Utilizadas entre duas camadas metálicas com o intuito de evitar o desgaste produzido pelo contato metal-metal;
- Fita de reforço – Geralmente são fitas de base aramida inseridas logo após as armaduras de tração com a função de garantir que os arames da armadura de tração não se descolem radialmente em caso de cargas compressivas, o que poderia causar falha de “gaiola de passarinho”.

2.1.1.3 Dutos de compósitos

Dutos de compósitos vêm sendo utilizados cada vez mais extensamente desde a década de 90. Inicialmente com uso em aplicações mais simples, passou a compor sistemas de incêndio e ganhou uso na indústria do petróleo, após o ganho de confiabilidade proporcionado pelo desenvolvimento de técnicas de produção automatizada com tratamento térmico de cura controlada, pelo aperfeiçoamento das conexões flangeadas e pela utilização do método de elementos finitos nos projetos. Da mesma maneira, reparos de dutos através de compósitos laminados já é uma técnica bastante difundida e confiável, com metodologias estabelecidas por normas.

Entretanto, com o desenvolvimento de novos compósitos e novas técnicas de produção, a utilização de dutos de compósitos tem sido estendida a novos patamares e, nos últimos anos, uma série de concepções de dutos de compósitos (vide Figura 2.2) tem sido propostas por diversas companhias do mercado para utilização em águas profundas [3, 4].



Figura 2.2: Variadas proposições de dutos em compósitos [5].

O ponto comum entre as diversas proposições de dutos de compósito é a busca por estruturas resistentes de baixo peso e o ponto particular é como cada uma atinge esse objetivo. Desta forma, temos:

- Dutos de *liner* metálico reforçado por compósito;
- Dutos rígidos feitos integralmente em compósito;
- Duto flexíveis com armaduras de tração em compósito;
- Dutos flexíveis com todas as camadas estruturais em compósitos.

Dentre as propostas apresentadas, o duto rígido de compósito é a concepção que desperta maior atratividade sob o ponto de vista acadêmico, tanto devido à sua geometria mais simples que facilita a sua produção em laboratório, quanto pelo seu complexo carregamento, que combina esforços de tração, compressão, torção e cisalhamento em uma mesma seção transversal, o que o torna um interessante objeto de estudo.

Dependendo da sua geometria e das propriedades do compósito utilizado em suas camadas, o duto será mais ou menos rígido. Isto influenciará o seu raio de armazenamento, sua facilidade de lançamento e sua versatilidade no arranjo submarino. Como não existe um amplo histórico de utilização destes dutos para tais aplicações, um rigoroso trabalho de previsão de falha e de estabelecimento de limites de utilização deve ser realizado. Isto engloba tanto a caracterização mecânica, quanto o conhecimento da influência da temperatura, umidade, acidez, radiação etc.

2.1.2 Configurações de linhas submarinas

Existem diversas configurações de instalação possíveis para um *riser*. A configuração mais barata e tradicional é a catenária simples, onde o *riser* é suportado apenas através da conexão de uma de suas extremidades à plataforma, assumindo o seu perfil natural até tocar o solo marinho, vide Figura 2.3. Nesta configuração, duas regiões requerem maior atenção:

- Conexão de topo – Devido ao maior valor de tração, variação de tração e curvatura;
- Região de toque no solo (*touch down zone* - TDZ) – Devido à sua maior curvatura, variação de curvatura, abrasão e eventuais cargas compressivas de impacto.

A medida que são utilizadas linhas mais pesadas e em maiores laminas d'água, a catenária simples pode tornar-se impraticável, devido à grande tração de topo requerida. Para contornar este inconveniente, foram criadas configurações alternativas que utilizam flutuadores distribuídos ao longo da linha e/ou suportaçã parcial por estruturas posicionadas a meia profundidade, conforme Figura 2.4.

Além destas, outras configurações vem sendo desenvolvidas, e.g. Riser Tower, onde dutos rígidos são tracionados verticalmente por grandes flutuadores e sua extremidade superior é conectada à plataforma através de um *jumper* flexível.

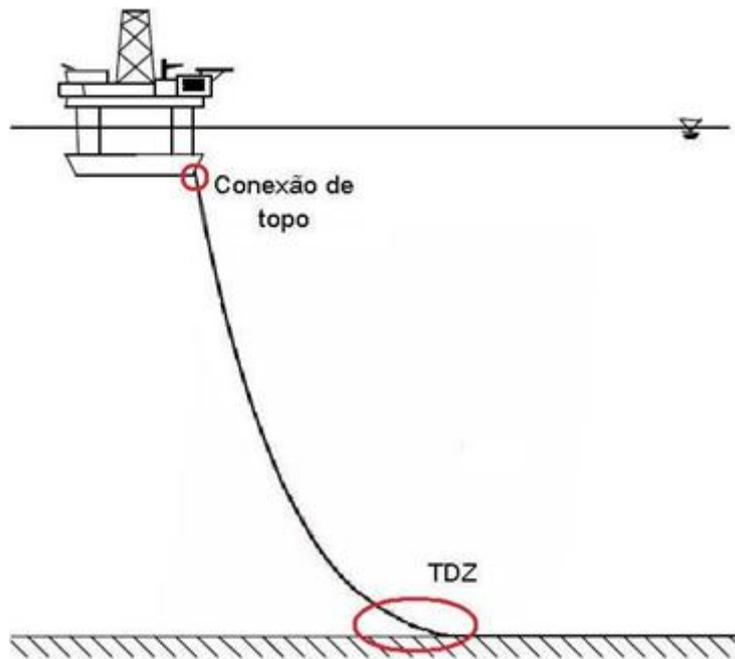


Figura 2.3: Riser em catenária simples. Imagem adaptada [2].

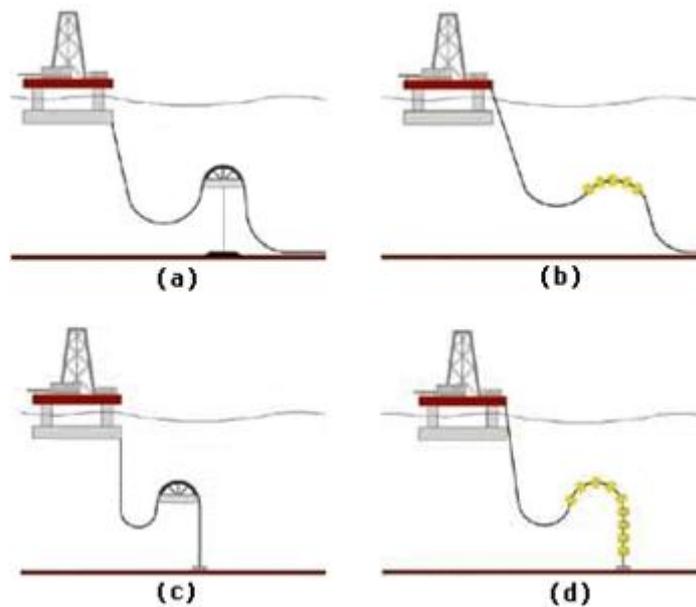


Figura 2.4: Configurações alternativas de risers: (a) lazy S; (b) lazy wave; (c) steep S; (d) steep wave [2].

2.1.3 Cargas operacionais

As unidades de produção sofrem a ação direta das cargas naturais de onda, corrente e vento, que causam movimentos nos seus 6 graus de liberdade. Estes movimentos causam cargas dinâmicas de tração, cortante e momento no topo dos risers. Além disso, as cargas de corrente atuam diretamente ao longo do comprimento da linha e se sobrepõem ao carregamento estático de pressão interna e externa.

Um momento importante da vida de uma linha submarina é a sua instalação. Nesta ocasião, os dutos são lançados, normalmente a partir de carretéis (Figura 2.5), onde além de sofrerem tração, são submetidos a cargas extras de flexão e apertos nos tensionadores. Portanto, esta etapa deve ser bastante criteriosa, para minimizar efeitos de ovalizações, tensões residuais e consumo da vida à fadiga.



Figura 2.5: Lançamento de dutos em carretéis [6].

A análise de carregamento de cada linha inicia-se pelos dados oceanográficos da região de instalação e pela função de resposta de movimento da plataforma no ponto de conexão da linha. Um modelo numérico da linha é então munido com dados de configuração e rigidez da estrutura e os resultados indicam a carga máxima provável que a linha deverá suportar ao longo de sua vida e a distribuição estatística de cargas a ser utilizada no cálculo de fadiga.

Tal análise permite obter o perfil de solicitação mecânica ao longo do comprimento da linha. Para trechos operando a elevada profundidade, a pressão externa é o carregamento mais importante no projeto do duto.

2.1.4 Ambiente operacional

Diversas são as variáveis que compõem o ambiente operacional de um duto submarino, tais como a temperatura de operação, ambiente marinho externo, propriedades do fluido transportado etc. Dentre as diversas variáveis, vale destacar a temperatura, devido ao seu grande impacto nas propriedades mecânicas das camadas poliméricas.

Durante a produção offshore, o óleo extraído a alta temperatura resfria-se ao longo de seu percurso até a plataforma, aumentando a viscosidade do petróleo e em alguns casos pode levar à geração de hidratos ou deposição de parafinas. Esses depósitos reduzem o diâmetro interno do duto e aumentam as perdas de carga ao longo da linha, apresentando uma ameaça à garantia do escoamento.

Para evitar estes inconvenientes, frequentemente são utilizadas camadas de isolamento térmico. Este método possui a vantagem de ser simples e relativamente barato, mas não garante que o óleo se mantenha a uma temperatura adequada em casos de parada de produção.

Em sistemas onde a queda de temperatura é considerado um fator mais crítico, sistemas de aquecimento por resistência elétrica podem ser utilizados. Apesar de sua maior complexidade e susceptibilidade à falha, este método permite maior controle da temperatura de produção e mantém o óleo aquecido mesmo em caso de paradas de produção.

A umidade e a salinidade proveniente da água do mar e da água produzida também podem causar queda progressiva das propriedades mecânicas dos materiais de maneira reversível ou irreversível. A dinâmica deste mecanismo de perda é intensificada com o aumento de temperatura.

Por estes e outros fatores, conhecer o comportamento de cada material perante o ambiente operacional é essencial no processo de seleção de materiais e no cálculo de resistência última e vida útil da estrutura.

2.2 Materiais compósitos

Os materiais monolíticos tradicionais podem ser classificados em 3 grandes categorias: metais, cerâmicos e polímeros. Compósitos são combinações de dois ou mais materiais provenientes de uma ou mais destas categorias, cujas propriedades são projetadas para serem superiores às aquelas obtidas por cada material isoladamente. Estas combinações geralmente são feitas em escala macroscópicas, resultando em um sistema sólido multifásico, onde uma das fases é normalmente descontínua e mais resistente, chamada de reforço, e uma outra fase é contínua e mais dúctil, chamada de matriz [7–11].

A fase de reforço pode possuir diferentes formas, dependendo da sua aplicação. Reforços particulados podem aumentar a resistência à compressão e à abrasão (ex.: asfalto, concreto etc.), ao passo que reforços fibrilares são utilizados para aumentar a resistência à tração e flexão. As propriedades finais de um compósito dependerão das propriedades de seus constituintes, de sua distribuição, geometria e composições volumétricas.

Compósitos de alto desempenho, em geral utilizam reforços de fibras longas e unidirecionais, sendo a matriz responsável por proteger e garantir a distribuição de carga entre as fibras. Esta categoria de compósitos vem substituindo os aços estruturais em diversas aplicações, apresentando uma série de vantagens, tais como: alta resistência, alta rigidez, baixa densidade, baixa condutividade térmica, ótima resistência à corrosão, boa resistência à fadiga e excelente moldabilidade, permitindo adequar os arranjos das fibras às direções principais de carregamento de uma determinada aplicação.

Em contrapartida, as fibras apresentam uma dispersão de resistência relativamente alta, fazendo com que não só a resistência média, mas também o seu desvio padrão sejam informações necessárias para descrever as propriedades de uma fibra. Por isso, muitos pesquisadores empregam uma abordagem estatística na predição da resistência de materiais compósitos. Além disso, as fibras causam elevada anisotropia, podendo ser necessário o emprego de reforços multidirecionais, para aumentar a resistência transversal do compósito.

2.2.1 Polímero reforçados por fibra

Os FRPs (*Fiber-reinforced Plastic*) constituem a classe de compósitos onde fibras de alta resistência e alto módulo de elasticidade são embebidas em matrizes poliméricas. As fibras são responsáveis pela resistência mecânica, ao passo que a matriz tem a função de proteger as fibras do ambiente externo e fazê-las trabalhar em conjunto, mantendo-as unidas em uma direção desejada e atuando como um meio de transferência de carga pela estrutura.



Figura 2.6: Relação entre tensão última e diâmetro da fibra [8].

Um filamento possui um diâmetro efetivo na ordem de micrômetros. Este diâmetro reduzido é importante para minimizar a probabilidade de existência de defeitos, aumentando a resistência do material. Uma comprovação experimental deste fenômeno foi apresentada por Grift (Figura 2.6), onde foram realizados ensaios de tração em fibras de vidro de diversos diâmetros.

Além de maior resistência, pequenos diâmetros de fibra representam maiores razões de área/volume de fibra. Isto representa uma maior área de contato entre fibra e matriz e, conseqüentemente, uma melhor adesão e transferência de carga entre as fases do compósito.

As fibras podem ser curtas e dispostas de maneira aleatória, dando um caráter isotrópico ao compósito, ou contínuas e alinhadas para reforçar direções preferenciais. As fibras alinhadas são agrupadas em feixes compostos por milhares de filamentos e estes feixes normalmente são trançados entre si para compor uma estrutura em forma de tecido. Desta forma, podemos ter reforços unidirecionais, bidirecionais ou mesmo tridimensionais, conforme observado na Figura 2.7.

Os FRPs possuem excelente estabilidade dimensional à temperatura, resistência à fadiga e muitos FRPs oferecem combinações de resistência mecânica e módulo de elasticidade superiores a boa parte dos materiais metálicos tradicionais. Esta superioridade torna-se mais evidente quando consideradas as razões propriedades/peso. Vide Tabela 2.1. Por estas razões, os FRPs tem se tornado a principal classe de material a substituir os metais [12, 13], sobretudo em funções onde o peso é uma questão importante, como na indústria aeroespacial, naval, automotiva e mais atualmente

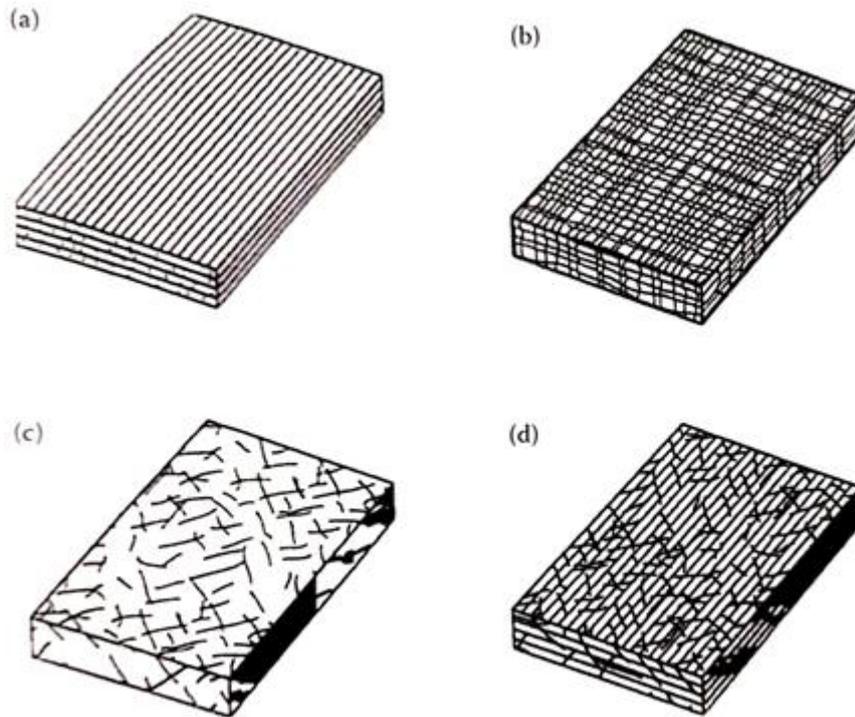


Figura 2.7: Tipos de FRP. (a) Fibras contínuas unidirecionais, (b) Fibras em tecidos multidirecionais, (c) Fibras picotadas aleatórias, (d) FRP híbrido [8].

na indústria do Petróleo.

O projeto de um componente em FRP é mais complexo que um similar metálico, sobretudo devido à sua anisotropia. Entretanto, esta mesma característica proporciona maior versatilidade, permitindo que a estrutura seja reforçada preferencialmente nas direções mais tensionadas. Propriedades mecânicas e térmicas também possuem tal dependência, que podem ser reduzidas com a utilização de reforços multidirecionais.

Tabela 2.1: Propriedades mecânicas de alguns metais e compósitos estruturais [10].

Material ^a	Densidade	Modulo	Resistência à Tração	Tensão de Escoamento	Razão Módulo/Peso ^b	Razão Resistência/Peso ^b
	g/cm^3	$GPa (Msi)$	$MPa (ksi)$	$MPa (ksi)$	$10^6 m$	$10^3 m$
SAE 1010 - aço (trabalhado a frio)	7.78	207 (30)	365 (53)	303 (44)	2.68	4.72
AISI 43400 - aço (temperado e revenido)	7.87	207 (30)	1722 (250)	1515 (220)	2.68	22.3
6061-T6 - liga de alumínio	2.70	68.9 (10)	310 (45)	275 (40)	2.60	11.7
7178-T - liga de alumínio	2.70	68.9 (10)	606 (88)	537 (78)	2.60	22.9
Ti-6Al-4V - liga de titânio (envelhecido)	4.43	110 (16)	1171 (170)	1068 (155)	2.53	26.9
17-7 PH - aço inóx (envelhecido)	7.87	196 (28.5)	1619 (235)	1515 (220)	2.54	21.0
INCO 718 - liga de níquel (envelhecido)	8.2	207 (30)	1399 (203)	1247 (181)	2.57	17.4
Fibra de carbono de alta resistência em matriz epoxi (unidirecional) ^a	1.55	137.8 (20)	1550 (225)	-	9.06	101.9
Fibra de carbono de alto módulo em matriz epoxi (unidirecional)	1.63	215 (31.2)	1240 (180)	-	13.44	77.5
Fibra E em matriz epoxi (unidirecional)	1.85	39.3 (5.7)	965 (140)	-	2.16	53.2
Fibra de Kevlar 49 em matriz epoxi (unidirecional)	1.38	75.8 (11)	1378 (200)	-	5.60	101.8
Fibra de boro em matriz de liga de Al 6061 (recozido)	2.35	220 (32)	1109 (161)	-	9.54	48.1
Fibra de carbono em matriz epoxi (quasi-isotrópico)	1.55	45.5 (6.6)	579 (84)	-	2.99	38.0
<i>Sheet-molding compound</i> (SMC) compósito (isotropico)	1.87	15.8 (2.3)	164 (23.8)	-	0.86	8.9

^a Para compósitos unidirecionais, as fibras são unidirecionais e os valores relatados de módulo e resistência à tração são medidos na direção das fibras, ou seja, na direção longitudinal do compósito.

^b A razão módulo-peso e a razão resistência-peso são obtidas dividindo-se os valores absolutos pelo peso específico do respectivo material. o peso específico é definido como peso por unidade de volume, que é obtido multiplicando-se a densidade pela aceleração devida à gravidade.

2.2.1.1 Fibras

As fibras são os constituintes mais importantes de um FRP devido a determinar o seu desempenho mecânico, assim como outras propriedades físicas, tais como condutividade térmica e elétrica. Usualmente, estão presentes em frações volumétricas entre 30-70% a depender do processo de fabricação utilizado e do arranjo desejado.

As principais fibras de uso comercial são as fibras de vidro, carbono e aramida, embora outros materiais possam ser empregados, conforme as propriedades requeridas, tais como: fibras de boro, carbeto de silício e óxido de alumínio. A adequação das fibras a uma determinada aplicação depende das propriedades requeridas, do custo admissível e da durabilidade demandada. Fibras de vidro possuem baixo custo, alta resistência mecânica, boa processabilidade e boa compatibilidade com matrizes poliméricas convencionais. Entretanto, seu moderado módulo de elasticidade e sua susceptibilidade à hidrólise em ambientes alcalinos, limita o seu uso em algumas aplicações. Fibras de carbono são mais caras, porém mais rígidas e leves, sendo apropriadas para aplicações que exijam elevada razão desempenho/peso. Adicionalmente, possuem boa resistência à umidade, à radiação e boa estabilidade térmica. Fibras de aramida possuem propriedades intermediárias, possuindo como principais vantagens a sua baixa densidade (ainda menor que a do carbono) e sua excelente tenacidade. Entretanto são bastante sensíveis à umidade e à radiação. A Tabela 2.2 apresenta propriedades típicas de algumas das fibras mais utilizadas.

A elevada razão de aspecto das fibras as permite suportar carregamentos de forma bastante eficiente. Isto porque a transferência de carga entre fibra e matriz requer certo comprimento de ancoragem, e quanto maior o comprimento da fibra, menor este efeito de borda. A Figura 2.8 mostra o mecanismo de transferência de carga às fibras. Em suma, a matriz transfere carga para a superfície da fibra através de tensões cisalhantes na interface matriz/fibra. Este esforço é convertido em tensão normal no interior da fibra. Próximo às terminações da fibra, as tensões cisalhantes são altas e as tensões normais são baixas. Após uma dada distância da terminação, dita distância característica, as tensões cisalhantes se tornam muito pequenas e a tensão normal atinge seu valor máximo. Assim, fibras com comprimento menor que a distância característica não atingirão o seu máximo desempenho e em fibras com elevados comprimentos, os efeitos de borda se tornam cada vez menos relevantes.

Sob carregamentos compressivos, a transferência de carga é similar à Figura 2.8, exceto pelo fato que, devido a sua esbelteza, a fibra pode sofrer flambagem. Neste caso, a matriz desempenha um papel importante, contribuindo para manter as fibras alinhadas e exercendo uma restrição lateral, similarmente ao que ocorre com uma coluna inserida em uma fundação elástica. Algumas fibras possuem resistência à compressão tão baixa que podem dobrar; outras de maior rigidez tendem a flam-

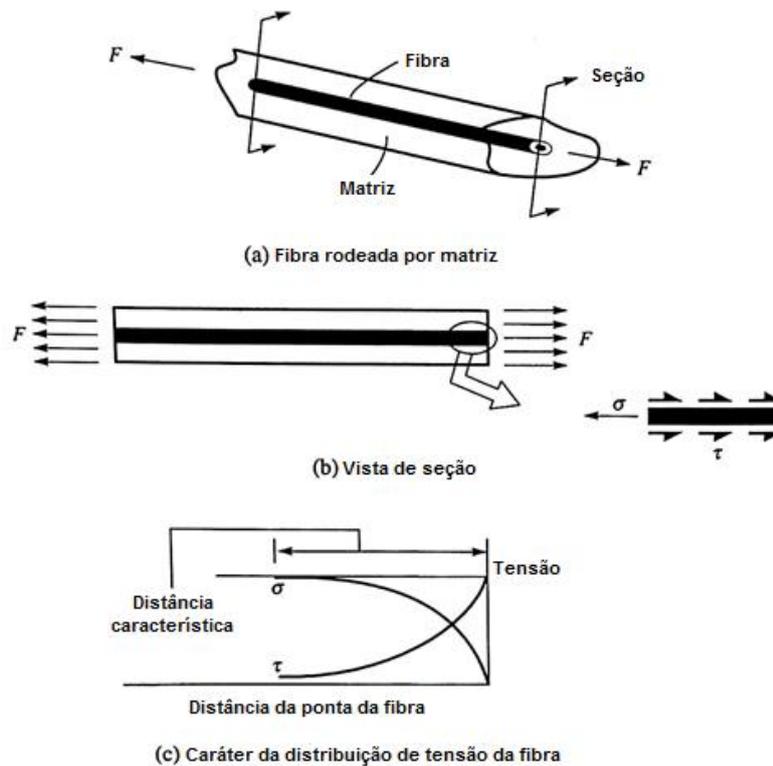


Figura 2.8: Mecanismo de transferência de carga à fibra - Tensão [9].

bar ou a formar bandas de *kinks*. O desalinhamento entre a fibra e a direção de carregamento reduz a resistência à compressão do compósito. Este desalinhamento pode ocorrer devido a imperfeições do processo de fabricação, ou mesmo devido ao entrelace inerente aos tecidos multidirecionais, conforme discutido na Seção 2.3.

Na direção transversal, as fibras não atuam de maneira efetiva tanto devido ao seu pequeno diâmetro quanto aos concentradores de tensão atuantes em torno de sua seção circular, conforme visto na Figura 2.9. Nesta direção, as propriedades do compósito são comandadas pela matriz.

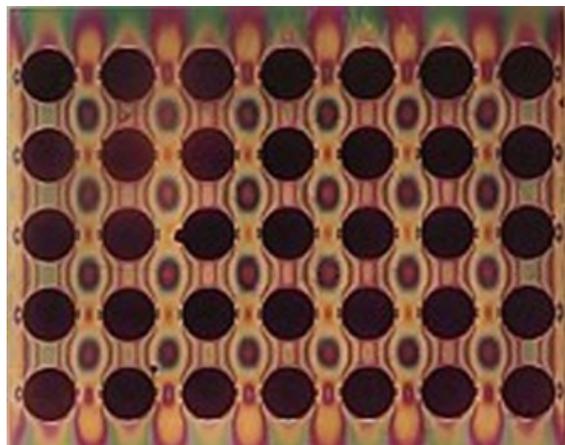


Figura 2.9: Imagem fotoelástica de FRP sob tensão transversal revelando as regiões de concentração de tensão ao redor das fibras [7].

Tabela 2.2: Propriedades mecânicas de típicos compósitos estruturais [7].

Material	Resistência Trativa <i>MPa</i>	Módulo de Elasticidade <i>GPa</i>	Densidade g/cm^3	Resistência Específica <i>MPa/[g/cm³]</i>	Módulo Específico <i>GPa/[g/cm³]</i>	Deformação Última	Fabricante
<i>Fibras de vidro</i>							
Fibras E	3448	72	2.54	1357.5	28.3	0.048	Owens-Corning
Fibras S-2	4890	87	2.46	1987.8	35.8	0.057	Owens-Corning
<i>Fibras de carbono (PAN)</i>							
AS4, 12K filamentos	4475	231	1.79	2500	129	0.018	Hexcel
IM7, 12K	5670	276	1.78	3185.4	155	0.0178	Hexcel
IM9, 12K	6140	304	1.8	3411.1	168.9	0.019	Hexcel
IM10, 12K	6964	303	1.79	3890.5	169.3	0.021	Hexcel
T-300,12K	3650	231	1.76	2073.9	131.3	0.014	Cytec
T-650/35, 12K	4550	248	1.7	2676.4	145.9	0.0175	Cytec
T-400H, 6K	4410	250	1.8	2450.0	138.9	0.018	Toray
M-40, 12K	2740	392	1.81	1513.8	216.6	0.07	Toray
T700S, 12K	4900	230	1.8	2722.2	127.8	0.021	Toray
T800S, 24K	5880	249	1.8	3266.7	163.3	0.02	Toray
T-1000G, 12K	6370	249	1.8	3538.9	163.3	0.022	Toray
<i>Fibras de carbono (Pitch)</i>							
P-55S, 2K	1900	380	2.0	950	190	0.005	Cytec
P-100S, 2K	2100	760	2.13	985.9	356.8	0.002	Cytec
P,120S, 2K	2240	830	2.13	1051.6	389.7	0.0042	Cytec
Fibras Poliméricas							
Aramida, Kevlar 29	3620	70	1.44	2514	48.6	0.036	DuPont
Aramida, Kevlar 49	3620	112	1.44	2514	77.8	0.024	DuPont

2.2.1.2 Matrizes poliméricas

As matrizes são responsáveis por proteger as fibras e efetuar a transferência de esforços entre as fibras. Em muitos casos também contribuem mais efetivamente para que alguma propriedade seja atingida, como ductilidade, tenacidade ou isolamento elétrico. Para que ocorra uma interação fibra/matriz adequada, a interface entre essas duas fases deve ser mecanicamente resistente e quimicamente compatível. Além disso, a matriz precisa estar em contato não apenas com o exterior do feixe de fibras, mas, idealmente, com cada fibra contida no feixe. Esta interação deve ser considerada no processo de seleção de materiais e pode ainda ser melhorada através de agentes químicos ou de tratamentos superficiais nas fibras, tais como: aplicação de revestimentos, tratamento por plasma, ataque ácido, irradiação e oxidação. Diversas matrizes poliméricas podem ser utilizadas em FRPs e podemos classifica-las em duas grandes categorias: termorrígidas e termoplásticas.

2.2.1.2.1 Matrizes termorrígidas Matrizes poliméricas termorrígidas são as mais amplamente utilizadas. Estes polímeros são formados através de reações especiais de polimerização, onde catalisadores são adicionados à resina para estabelecer ligações primárias entre as cadeias poliméricas (*cross-linking*). Este processo é irreversível e gera um produto insolúvel e bastante resistente, que ao serem aquecidos não fundem. Ao invés disso, ao serem submetidos a altas temperaturas, se decompõem de maneira irreversível. Os termorrígidos mais utilizados em matrizes de FRP são: poliésteres insaturados, epóxis, poliamidas, vinilésteres e fenólicas.

Poliésteres possuem boa resistência mecânica e baixo custo, sendo empregados em uma grande variedade de produtos comerciais (automotivos, navais, componentes estruturais, tanques de armazenamento etc.). São normalmente reforçados com fibras de vidro em processos de cura rápida à temperatura ambiente e apresentam como desvantagens a sua sensibilidade a temperaturas elevadas.

As resinas termorrígidas de maior desempenho são as epóxis [14]. Podem possuir uma ampla faixa de propriedades, a depender do agente endurecedor e da temperatura de cura utilizada. Epóxis curados em baixas temperaturas são utilizados em aplicações de baixas variações térmicas (ex: artigos esportivos) ao passo que epóxis curados em temperaturas elevadas são empregados em aplicações que exigem um maior desempenho, com exposições a altas temperaturas e variações de umidade (ex: estruturas aeroespaciais).

Vinilésteres conseguem apresentar um processo de cura simples e rápido e boas propriedades mecânicas e térmicas, resultando em compósitos mais resistentes ao calor e ao fogo. São bastante utilizados em aplicações em meios corrosivos e ambientes marinhos. Usualmente reforçados por fibras de vidro curtas, tem ganhado aplicações de alto desempenho com fibras contínuas.

2.2.1.2.2 Matrizes termoplásticas Matrizes termoplásticas são constituídas por cadeias poliméricas ligadas entre si unicamente através de forças secundárias. Estas cadeias poliméricas podem se agrupar de maneira organizada em algumas regiões, resultando em estruturas semi-cristalinas. Desta forma, além da Tg, os termoplásticos são caracterizados pela sua temperatura de fusão, a partir da qual perdem sua cristalinidade. São mais compatíveis com a maioria dos processos de fabricação que os termorrígidos e apresentam ainda outras vantagens, como: são altamente recicláveis e remoldáveis, possuem melhor acabamento estético, maior tenacidade, maior resistência química e menor sensibilidade à umidade. Como desvantagem, requerem maior controle em seu processamento, sobretudo quando possuem alto grau de cristalinidade. Além disso, são mais sensíveis à temperatura, geralmente possuem maior dilatação térmica e apresentam menor vida à fadiga. Os termoplásticos mais utilizados em matrizes de FRP são: Polipropileno (PP), Sulfeto de Polifenileno (PPS) e Polissulfana, Poli-éter-éter-cetona (PEEK), poliimidas termoplásticas, HDPE, PVDF e poliamidas (ex: PA-11, PA-12).

Polipropilenos são usualmente reforçados por fibras de vidro e utilizados largamente em produtos automobilísticos e aplicações estruturais. Possuem alta resistência a produtos químicos e à umidade, além de apresentar uma baixa densidade.

Sulfetos de Polifenileno possuem resistência mecânica razoável e podem ser reforçados por fibras de vidro ou fibras de carbono em algumas aplicações de alto desempenho, possuindo como maior vantagem a sua resistência química e ao fogo.

Poli-éter-éter-cetona e Polissulfana possuem propriedades mecânicas elevadas e são utilizadas em aplicações de alto desempenho, podendo ser reforçados por fibras de vidro ou de carbono. Compósitos de Poli-éter-éter-cetona reforçados por fibras de carbono tem sido recentemente proposto como matéria prima para risers rígidos.

Poliimidas termoplásticas apresentam as maiores resistências à temperatura e ao meio, além de boas propriedades mecânicas, entretanto possuem elevado preço.

2.2.2 Escalas de análise

O comportamento mecânico de materiais compósitos é comumente avaliado em diferentes escalas, conforme apresentado esquematicamente na Figura 2.10. Esta estratégia é bastante prática e permite separar o efeito da heterogeneidade microscópica do compósito do seu comportamento macroscópico, representado por um sólido homogêneo equivalente.

Diferentemente dos metais estruturais comumente utilizados, que podem ser representados por sólidos homogêneos e isotrópicos, os compósitos são materiais heterogêneos e anisotrópicos. Para investigar o seu comportamento estrutural de uma maneira mais completa, utiliza-se uma abordagem multi-escalar.

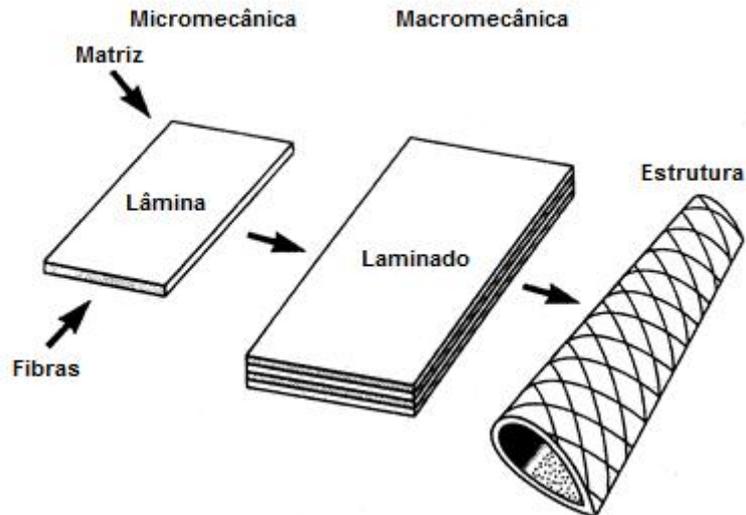


Figura 2.10: Micromecanismos e macromecanismos de compósitos [8].

Chamamos de micromecânica o estudo das interações mecânicas dos constituintes na escala microscópica (da ordem do diâmetro da fibra), que lida com o campo de tensões e deformações em cada constituinte (fibra e matriz), assim como os mecanismos de falha locais, como a falha da fibra (por tensão, flambagem ou particionamento), falha da matriz (tração, compressão, cisalhamento) e falha na interface (falta de adesão, arrancamento de fibras).

A macromecânica, por sua vez, estuda as interações atuantes em uma escala imediatamente superior à micromecânica. A partir das propriedades de cada camada, a macromecânica calcula o comportamento esperado de um laminado multicamadas.

2.2.3 Processos de fabricação

Diversas são as formas possíveis de fabricar peças compósitas, tais como: moldagem aberta (manual ou por spray), moldagem em autoclaves, moldagem sob compressão, pultrusão, enrolamento filamentar, *roll wrapping*, moldagem líquida, moldagem por injeção, infusão de resinas, etc. A seguir serão citados os processos mais relevantes e condizentes com o propósito deste trabalho.

A forma mais simples de produzir FRPs é através de laminados de fibras pré-impregnadas com matrizes parcialmente curadas (PREPREGs) [15]. Estes laminados podem ser constituídos em fibras unidirecionais ou bidirecionais e são feitos para atingir certas especificações como: volume de fibras, espessura e grau de cura parcial. A Figura 2.11 mostra de forma esquemática o sistema hot-melt utilizado para fabricação de PREPREGs. Este sistema consiste basicamente de alimentadores guiados de fibras, impregnadores de resina, laminação e estocagem em rolos. Durante a estocagem, camadas de papéis são enroladas junto às laminas do PREPREG, para evitar adesão entre lâminas adjacentes.

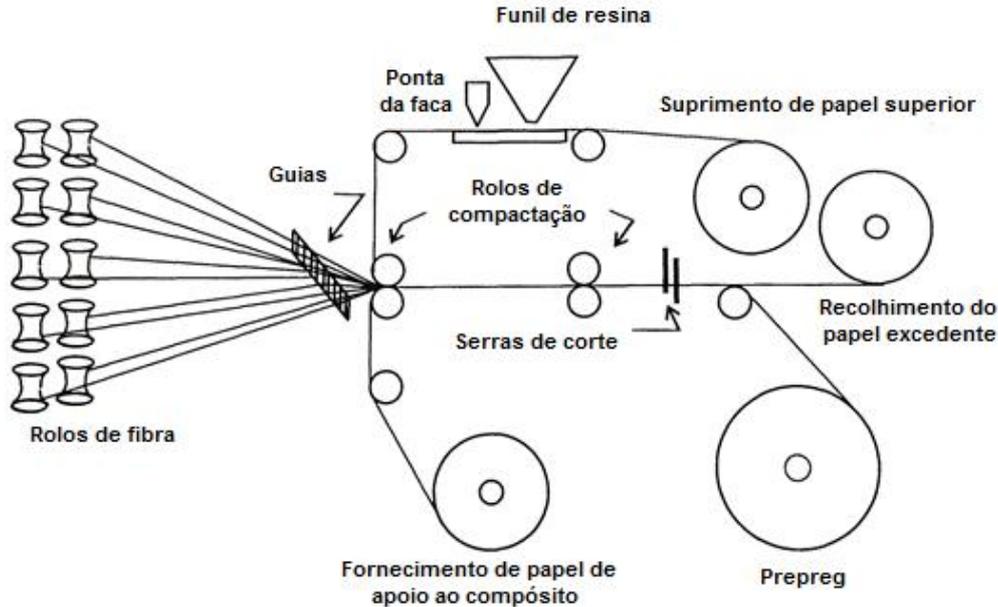


Figura 2.11: Sistema *Hot-melt* de produção de PREPREGs [7].

Uma vez produzidos, os rolos devem ser estocados a baixas temperaturas para que não ocorra cura prematura do material. Para confecção de artigos, as lâminas devem ser cortadas e empilhadas até atingir uma espessura desejada. Em seguida devem ser submetidas ao ciclo térmico necessário definido pelo fabricante, para que as suas propriedades especificadas sejam atingidas.

O processo de moldagem é feito, em sua forma mais simples, ao ar livre através de um procedimento onde a superfície do compósito é nivelada por rolos, que auxiliam na eliminação da porosidade e na obtenção do controle da planicidade. Entretanto, muitas vezes pode ser necessária a utilização de autoclaves, para que a cura ocorra a temperaturas elevadas e para que a peça esteja em vácuo, reduzindo a porosidade e aumentando a interação fibra/matriz de forma mais efetiva. A Figura 2.12 mostra o layout esquemático de um molde em autoclave. A moldagem em autoclaves é um processo bastante utilizado para produção de placas planas para extração de corpos de prova de caracterização mecânica.

Para a produção de estruturas cilíndricas (ex: carcaças de foguetes, vasos de pressão, eixos de transmissão e tubos) a técnica de enrolamento filamental é uma das mais utilizadas [16]. Neste processo, fibras pré-impregnadas de resina são enroladas em um mandril giratório, conforme a Figura 2.13. A orientação das fibras é determinada pela velocidade de rotação do mandril e pelo avanço do cabeçote de alimentação das fibras. A fração volumétrica de fibras pode ser controlada para que sejam obtidos elevada fração volumétrica de fibras. A cura do material pode

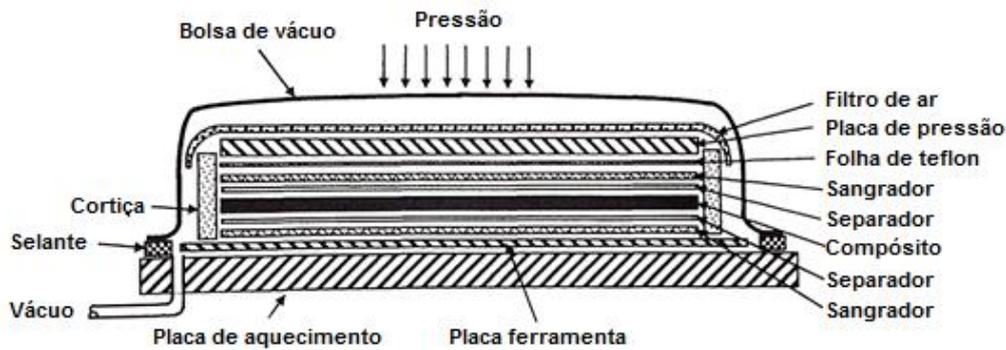


Figura 2.12: Sistema Hot-melt de produção de PREPREGs [7].

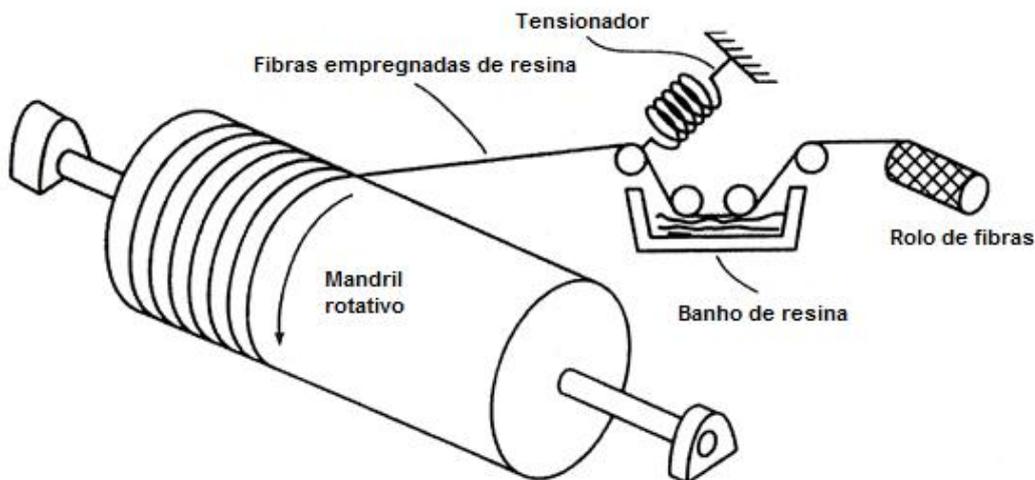


Figura 2.13: Processo de enrolamento filamental [8].

ser efetuada levando o mandril a um forno, ou circulando fluido quente no interior do mesmo. A técnica de enrolamento filamental pode ainda finalizar antes da cura do material, para produzir PREPREGs (removendo o mandril) a serem curados posteriormente e utilizados na produção de uma variedade de componentes como suspensões automotivas e fuselagem de avião.

Outro processo de fabricação de peças cilíndricas é o *roll wrapping*, que consiste em enrolar fitas de PREPREGs sobre um mandril cilíndrico. O controle do avanço e rotação do mandril determinará o número camadas sobrepostas obtidas por uma fita. Esta técnica possui algumas vantagens em relação ao enrolamento filamental, como permitir que as fibras sejam direcionadas precisamente na direção circunferencial e admitir a utilização de tecidos de fibras unidirecionais ou bidirecionais. Por estas razões, tem sido utilizada na confecção de tubos de compósitos de alto desempenho.

O processo de fabricação utilizado impacta diretamente nas propriedades finais dos componentes. Portanto, os corpos de provas de caracterização devem idealmente ser produzidos através de processos de fabricação representativos.

2.3 Comportamento elástico de lâminas compósitas - Micromecânica

As tensões e deformações atuantes em escala microscópica são funções das propriedades dos constituintes, de sua geometria, distribuição e fração volumétrica. O objetivo da micromecânica é obter as propriedades equivalentes de uma lâmina, a partir destas suas características. Para isto, diversas abordagens podem ser utilizadas, tais como: regra das misturas, método de energia, cálculo numérico e semi-empírico.

A regra da mistura é o método mais simples e intuitivo. Seu equacionamento é feito a partir de uma célula unitária equivalente, onde fibra e matriz são representadas por paralelepípedos adjacentes, conforme representado na Figura 2.14. Neste sistema, considera-se que haja uma adesão perfeita entre fibra e matriz, e que as frações volumétricas dos constituintes sejam correspondentes ao compósito real.

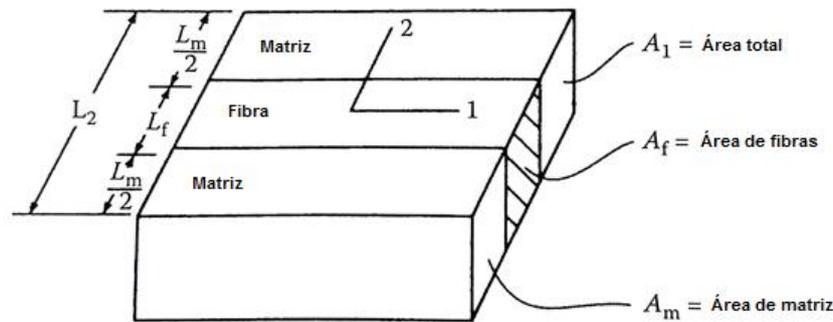


Figura 2.14: Célula unitária equivalente para aplicação da regra das misturas [8].

A seguir, serão mostradas as previsões de rigidez para os módulos de elasticidade longitudinal, transversal e de cisalhamento, utilizando a regra das misturas e outras equações mais aprimoradas.

2.3.1 Módulo de elasticidade longitudinal, E_1

Pode-se observar na Figura 2.14 que sob carregamentos longitudinais, fibra e matriz trabalham alinhados com o carregamento, estando sujeitas à mesma deformação. Neste sentido, o módulo de elasticidade longitudinal E_1 será proporcional ao módulo de elasticidade e fração volumétrica de cada constituinte, conforme Equação 2.1:

$$E_1 = V_f E_f + V_m E_m \quad (2.1)$$

Onde:

E_f = módulo de elasticidade da fibra;

E_m = módulo de elasticidade da matriz;

V_f = fração volumétrica da fibra;
 V_m = fração volumétrica da matriz.

Esta simples formulação fornece ótimas estimativas da rigidez longitudinal.

2.3.2 Coeficiente de Poisson ν_{12}

Similarmente, o coeficiente de Poisson ν_{12} pode ser bem equacionado através da regra das misturas, conforme Equação 2.2.

$$\nu_{12} = V_f \nu_{f12} + V_m \nu_m \quad (2.2)$$

Onde ν_{f12} e ν_m referem-se aos coeficientes de Poisson da fibra e da matriz.

2.3.3 Módulo de elasticidade transversal

Para o caso de carregamentos transversais, fibra e matriz trabalham em série, sujeitas à mesma tração. O módulo de elasticidade transversal E_2 será então proporcional ao módulo de elasticidade de cada constituinte de maneira inversa.

$$E_2 = \frac{1}{\frac{V_f}{E_f} + \frac{V_m}{E_m}} \quad (2.3)$$

Entretanto, esta equação leva a valores subestimados da rigidez transversal devido à grande não uniformidade de tensões em torno das fibras (conforme já observado na Figura 2.9) e ao fato do sistema em série não ser exatamente representativo, uma vez que é possível traçar um caminho no sentido do carregamento passando apenas pela matriz. Para aperfeiçoar esta abordagem, Shaffer propôs um modelo combinado de sistemas em série e paralelo, (Figura 2.15), a partir do qual, pode-se chegar a um valor mais realista de E_2 , dado por:

$$E_2 = V_{mp} E_m + (1 - V_{mp}) E_{2s} \quad (2.4)$$

Onde E_{2s} é o módulo equivalente da porção em série, dado por:

$$E_{2s} = \frac{E_{2f} E_m}{E_m V_{fs} + E_{2f} E_{ms}} \quad (2.5)$$

V_{mp} = fração volumétrica da parte em paralelo;
 V_{fs} = fração volumétrica da fibra contida na parte em série;
 V_{ms} = fração volumétrica da matriz contida na parte em série.

Baseado em um sistema bastante semelhante, Hopkins e Chamis chegaram a uma equação bastante complexa onde E_2 é determinado em função do volume de fibras total do compósito (Equação 2.6). Tal equação leva a resultados bastante

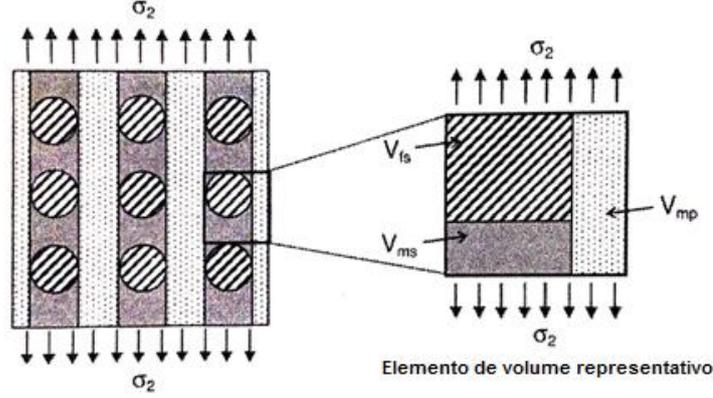


Figura 2.15: Modelo combinado de sistemas em série e em paralelo [7].

satisfatórios e será utilizada no presente estudo, devido à sua superioridade em relação às demais equações anteriormente apresentadas.

$$E_2 = E_m \left[(1 - \sqrt{v_f}) + \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f} (1 - E_m/E_{f2})} \right] \quad (2.6)$$

Outros pesquisadores propuseram equações baseadas em abordagens semi-empírica, tal como Halpin-Tsai [17]. Entretanto, tais equações demandam parâmetros extras do material que devem ser ajustados experimentalmente. Adicionalmente, Hashin [18] propôs um método de energia para determinação de patamares máximos e mínimos de rigidez longitudinal de compósitos que apresentam resultados bastante satisfatórios. Em outra abordagem, o cálculo numérico por elementos finitos é ainda capaz de considerar a concentração de tensões em torno da fibra e a influencia das fibras adjacentes.

2.3.4 Módulo de cisalhamento

O módulo de cisalhamento G_{12} também pode ser modelado através de um sistema em série, onde fibra e matriz adjacentes experimentam a mesma tensão cisalhante. Neste caso, a regra das misturas fornece a seguinte equação:

$$G_{12} = \frac{1}{\frac{V_f}{G_f} + \frac{V_m}{G_m}} \quad (2.7)$$

Onde:

G_f = módulo de cisalhamento da fibra;

G_m = módulo de cisalhamento da matriz.

Da mesma maneira, esta é uma estimativa imprecisa, devido à influência de concentradores de tensões em torno das fibras e das limitações da representação do sistema em série. Resultados mais precisos podem ser obtidos utilizando a

(Equação 2.6), substituindo E_2 , E_f e E_m por G_{12} , G_f e G_m , conforme abaixo:

$$G_{12} = G_m \left[(1 - \sqrt{v_f}) + \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f}(1 - G_m/G_f)} \right] \quad (2.8)$$

2.4 Comportamento elástico de lâminas compósitas - Macromecânica

O estado tridimensional de tensões em um ponto qualquer pode ser descrito a partir de 9 componentes de tensão σ_{ij} onde i representa o plano e j a direção de atuação da tensão (sendo $i, j = 1, 2, 3$). Assim, quando $i = j$ temos uma tensão normal e quando $i \neq j$ temos uma tensão de cisalhamento, conforme Figura 2.16.

Da mesma maneira, podemos descrever o estado de deformações de um ponto através de 9 componentes de deformação ε_{ij} , onde deformações normais ($i = j$) descrevem a extensão ou contração por unidade de comprimento, enquanto as deformações de cisalhamento ($i \neq j$) representam a distorção angular das linhas originalmente paralelas ao sistema de coordenadas.

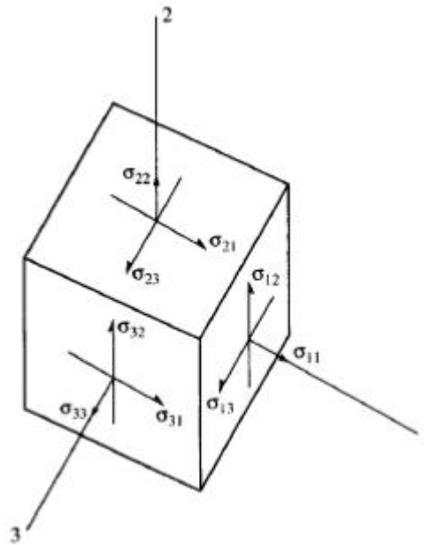


Figura 2.16: Estado tridimensional de tensões [19].

Para grande parte dos materiais, podemos estabelecer uma relação linear entre o estado de tensão e o estado de deformação de um ponto através da lei de Hook generalizada, conforme abaixo:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{32} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{21} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} & C_{1132} & C_{1113} & C_{1121} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} & C_{2232} & C_{2213} & C_{2221} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} & C_{3332} & C_{3313} & C_{3321} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} & C_{2332} & C_{2313} & C_{2321} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3123} & C_{3131} & C_{3112} & C_{3132} & C_{3113} & C_{3121} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} & C_{1232} & C_{1213} & C_{1221} \\ C_{3211} & C_{3222} & C_{3233} & C_{3223} & C_{3231} & C_{3212} & C_{3232} & C_{3213} & C_{3221} \\ C_{1311} & C_{1322} & C_{1333} & C_{1323} & C_{1331} & C_{1312} & C_{1332} & C_{1313} & C_{1321} \\ C_{2111} & C_{2122} & C_{2133} & C_{2123} & C_{2131} & C_{2112} & C_{2132} & C_{2113} & C_{2121} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{32} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} \end{bmatrix} \quad (2.9)$$

Onde C é a matriz de rigidez do material.

O equilíbrio das forças atuantes no elemento obriga que $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$, reduzindo o número de constantes independentes de 81 para 36.

Para reduzir o número de índices, adota-se a seguinte notação:

$$\sigma_{11} = \sigma_1 ; \sigma_{22} = \sigma_2 ; \sigma_{33} = \sigma_3 ; \sigma_{23} = \tau_4 ; \sigma_{31} = \tau_5 ; \sigma_{12} = \tau_6$$

$$\varepsilon_{11} = \varepsilon_1 ; \varepsilon_{22} = \varepsilon_2 ; \varepsilon_{33} = \varepsilon_3 ; 2\varepsilon_{23} = \gamma_4 ; 2\varepsilon_{31} = \gamma_5 ; 2\varepsilon_{12} = \gamma_6$$

Analogamente, os elementos da matriz C passam a ter 2 índices, conforme:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_4 \\ \tau_5 \\ \tau_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{21} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_4 \\ \gamma_5 \\ \gamma_6 \end{bmatrix} \quad (2.10)$$

Uma notação ainda mais compacta, pode ser escrita como:

$$\sigma_i = C_{ij}\varepsilon_j, \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (2.11)$$

Ou, alternativamente, o estado de deformação pode ser exposto em função do estado de tensão e da matriz de flexibilidade S_{ij} , conforme:

$$\varepsilon_i = S_{ij}\sigma_j, \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (2.12)$$

É possível provar por equilíbrio energético que a matriz de rigidez e a matriz de flexibilidade são necessariamente simétricas ($C_{ij} = C_{ji}$; $S_{ij} = S_{ji}$). Com isso, o número de constantes independentes passa a ser 21.

Simplificações adicionais podem ser feitas caso as propriedades do material apresentem algum tipo de simetria. Um importante caso a considerar são os ditos materiais ortotrópicos, que possuem 3 planos de simetria mutuamente ortogonais. Para esses materiais, algumas observações podem ser feitas, tais como:

- Tensões normais atuando nas direções principais do material não causam deformações de cisalhamento;
- Tensões cisalhantes atuando nos planos principais do material não causam deformações normais;
- Tensões de cisalhamento atuando em um plano principal do material não causam deformações de cisalhamento nos demais planos principais do material.

Estas observações reduzem o número de constantes independentes para 9 e a lei de Hook generalizada para o caso ortotrópico passa a ser:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_4 \\ \tau_5 \\ \tau_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{21} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_4 \\ \gamma_5 \\ \gamma_6 \end{bmatrix} \quad (2.13)$$

Boa parte dos FRPs possuem ainda um caso especial de simetria. Devido à compactação das fibras ocorrer de forma aleatória na maioria dos processos, o plano perpendicular às fibras possui um comportamento isotrópico na escala macroscópica. Chamamos este material de transversalmente isotrópico, conforme Figura 2.17.

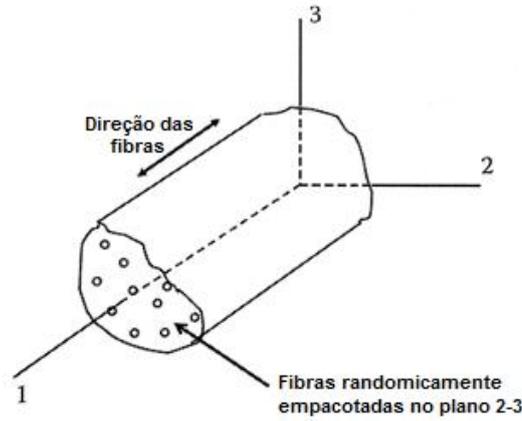


Figura 2.17: Compósito transversalmente isotrópico [8].

Neste caso, é possível concluir as seguintes igualdades na matriz de rigidez:

$$C_{12} = C_{13} ; C_{22} = C_{33} ; C_{55} = C_{66}$$

Adicionalmente, utilizando a isotropia do plano 2-3, é possível concluir que:

$$C_{55} = C_{66}$$

Com isso, restam apenas 5 constantes elásticas independentes, e a lei de Hook generalizada para um material transversalmente isotrópico é expressa por:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_4 \\ \tau_5 \\ \tau_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_4 \\ \gamma_5 \\ \gamma_6 \end{bmatrix} \quad (2.14)$$

2.5 Resistência mecânica de lâminas compósitas - Micromecânica

Assim como as propriedades elásticas, a resistência mecânica de estruturas compósitas pode ser determinada sob o enfoque micromecânico e macromecânico. A micromecânica utiliza as propriedades de falha dos constituintes para prever o início de falha em laminas unidirecionais. Como a resistência mecânica é bastante sensível às não-homogeneidades geométricas e do material, os resultados micromecânicos nem sempre apresentam valores precisos. Além disso, a tensão aplicada em uma direção pode alterar a resistência obtida em outra direção, o que não é previsto pela micromecânica. Por estes fatores, a macromecânica, que será abordada na Seção 2.6, representa uma abordagem mais precisa. Apesar disso, a Micromecânica permite uma melhor compreensão dos fenômenos ocorridos em cada tipo de falha, identificando a influência de cada parâmetro na resistência última de uma lâmina compósita. Portanto, esta é uma abordagem fundamental para o projeto e desenvolvimento de novos materiais.

Outro ponto importante a ser considerado é o debate conceitual sobre a definição de falha, pois o início da falha não necessariamente corresponderá à resistência última da estrutura (Figura 2.18). Entretanto, as microtrincas originadas no início da falha facilitam a entrada de água ou vapor e tendem a acelerar o processo de envelhecimento do material, podendo levar o material à falha prematura.

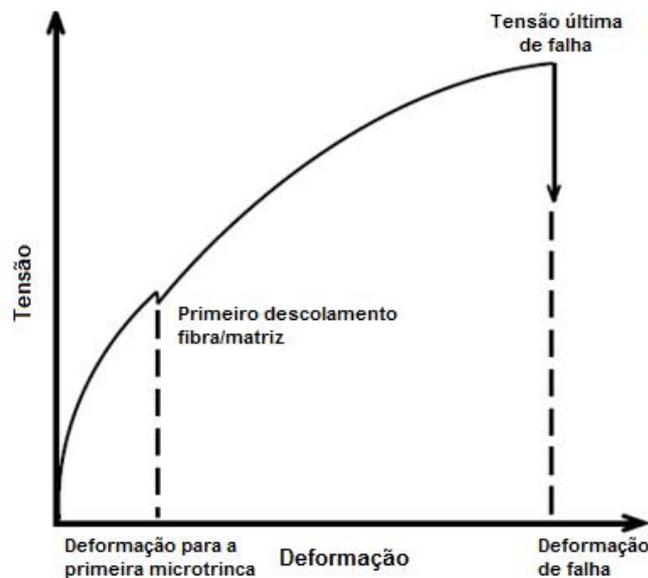


Figura 2.18: Curva tensão deformação típica de um FRP [20].

A seguir, o cálculo micromecânico da resistência final de uma lâmina compósita será discutido para os principais tipos de carregamento a partir das propriedades de seus constituintes (fibra, matriz e interface) e suas frações volumétricas.

2.5.1 Resistência à tração longitudinal

Uma lâmina compósita unidirecional oferece o seu melhor desempenho quando tensionada longitudinalmente. Nesta condição, a resistência tende a crescer proporcionalmente com o percentual de fibras e a tensão média atuante pode ser prevista através da regra das misturas, conforme:

$$\sigma_1 = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (2.15)$$

Como neste sentido, fibra e matriz estão sujeitas à mesma deformação, a ruptura se dará no constituinte que possuir menor deformação de ruptura. Isto implica em duas possibilidades: falha da fibra; falha da matriz.

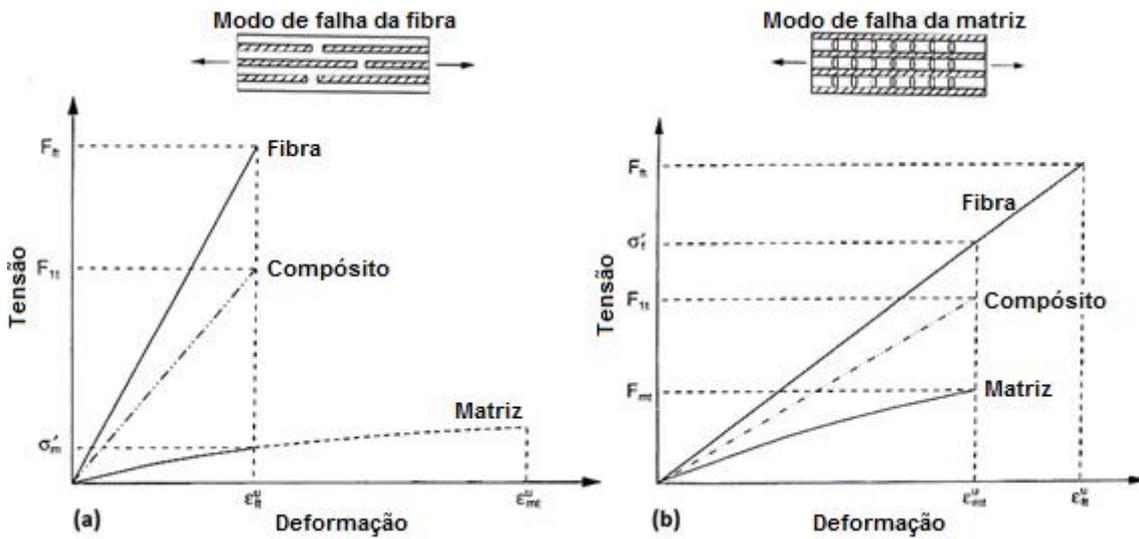


Figura 2.19: Curva tensão-deformação representativa para fibra, matriz e compósito. (a) Fibra possui menor deformação de ruptura; (b) Matriz possui menor deformação de ruptura [7].

Caso a fibra possua a menor deformação de ruptura (Figura 2.19a), a tensão de falha do compósito pode ser estimada a partir da regra das misturas, conforme:

$$F_{1t} = F_{ft} V_f + \sigma'_m V_m \quad (2.16)$$

Onde:

F_{1t} = resistência à tração longitudinal do compósito;

F_{ft} = resistência à tração longitudinal da fibra;

σ'_m = tensão longitudinal na matriz no instante de falha da fibra.

Considerando que os constituintes apresentem comportamento linear elástico, podemos reescrever a Equação 2.16 da seguinte forma:

$$F_{1t} = F_{ft} \left(V_f + V_m \frac{E_m}{E_f} \right) \quad (2.17)$$

Caso a matriz possua a menor deformação de ruptura (Figura 2.19b), a tensão de falha do compósito estimada a partir da regra das misturas, terá a seguinte forma:

$$F_{1t} = \sigma'_f V_f + F_{mt} V_m \quad (2.18)$$

Onde:

F_{mt} = resistência à tração longitudinal da matriz;

σ'_f = tensão longitudinal na fibra no instante de falha da matriz.

Considerando que os constituintes apresentem comportamento linear elástico, podemos reescrever a Equação 2.18 da seguinte forma:

$$F_{1t} = F_{mt} \left(V_f \frac{E_f}{E_m} + V_m \right) \quad (2.19)$$

Usualmente, a regra das misturas oferece uma previsão razoável da resistência longitudinal, para frações volumétricas de fibra até 60%. A partir deste valor, a resistência atinge um máximo e tende a cair, devido à falta de resina, que passa a comprometer a interligação das fibras. Além disso, para fibras curtas, a previsão de falha deve ser corrigida para considerar os efeitos de borda, que reduzem o desempenho final do compósito. Entretanto, este último não será um problema a ser considerado, pois os compósitos de alto desempenho utilizados em dutos são fabricados em fibras contínuas.

2.5.2 Resistência à compressão longitudinal

A medida da resistência longitudinal à compressão é uma tarefa difícil e dependente da geometria do corpo de prova e do tipo de ensaio realizado. Whitney observou que o ponto chave está na detecção do modo de falha, pois diferentes ensaios levam a diferentes modos de falha. Em suma, podemos apontar quatro principais modos de falha à compressão longitudinal (Figura 2.20). São eles:

- Flambagem de fibras em modo extensional;
- Flambagem de fibras em modo cisalhante;
- Ruptura transversal devido à deformação do efeito Poisson;
- Falha por cisalhamento das fibras, sem flambagem.

Rosen [21] observou que compósitos com pequenas proporções de fibras tendem a apresentar flambagem extensional (Figura 2.20a), onde as fibras flambam fora de fase e a matriz é sujeita a cargas de tração/compressão. Analisando este fenômeno, ele propôs Equação 2.21:

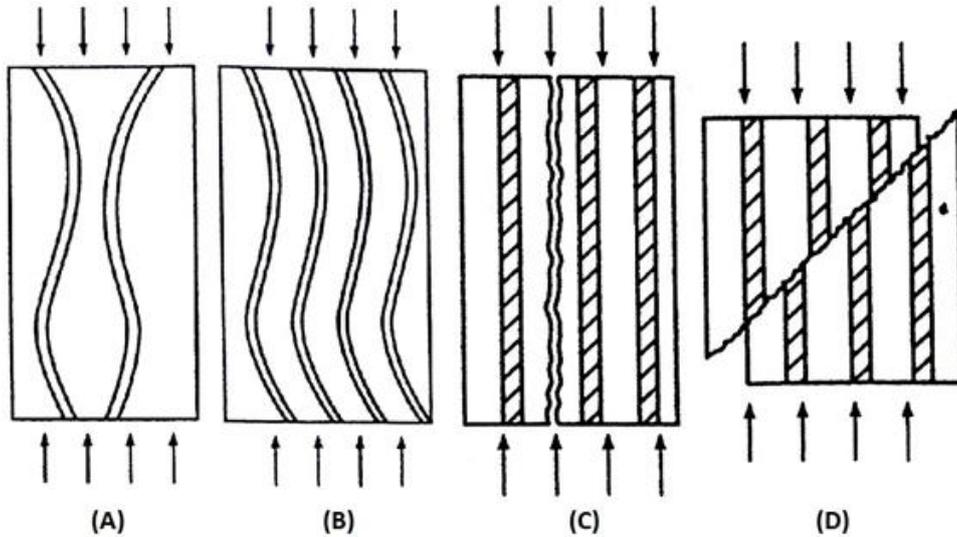


Figura 2.20: Modos de falha de compósitos unidirecionais em compressão. (a) Flambagem extensional de fibras; (b) Flambagem cisalhante de fibras; (c) Ruptura transversal da matriz devido ao efeito Poisson; (d) Falha por cisalhamento [8].

$$F_{1c} = 2V_f \left[\frac{E_m E_f V_f}{3(1 - V_f)} \right]^{1/2} \quad (2.20)$$

Onde:

F_{1c} = resistência à compressão longitudinal do compósito.

Rosen observou ainda, que compósitos com grandes proporções de fibras tendem a apresentar flambagem cisalhante (Figura 2.20b), onde as fibras flambam em fase, gerando um esforço de cisalhamento na matriz. Para prever este fenômeno, ele chegou a seguinte equação:

$$F_{1c} = \frac{G_m}{1 - V_f} \quad (2.21)$$

Entretanto, as previsões obtidas pela Equação 2.20 e Equação 2.21 são muito superiores aos resultados experimentais. Esta diferença está relacionada à preexistência de desalinhamentos que reduzem significativamente a carga de flambagem. Assim, alguns pesquisadores incluíram em suas equações o efeito de um desalinhamento inicial e puderam perceber que mesmo desalinhamentos da ordem de 1° já são suficientes para reduzir bastante a resistência a compressão (comumente da ordem de 2 a 5 vezes). Com isso, puderam obter previsões de falha mais realistas.

Greszczuk [22] mostrou que para matrizes muito rígidas, o modo de falha deixa de ser por flambagem e passa a ser devido ao limite de tensão compressiva da fibra. Isso pode explicar a baixa correlação obtida em compósitos de alto desempenho quando utilizando as teorias de flambagem de fibras. Greszczuk propôs que nestes

casos a resistência à compressão seja prevista pela regra das misturas, a partir da Equação 2.16, substituindo a resistência à tração da fibra, pela resistência à compressão da fibra. Entretanto, a dificuldade de obter este último parâmetro torna impraticável a utilização de tal modelo.

Aumentar a proporção de fibras também aumenta a resistência a flambagem e evidencia outros mecanismos de falha. A ruptura transversal pelo efeito Poisson (Figura 2.20c) pode ser equacionada inferindo-se a tensão longitudinal necessária para causar a máxima deformação transversal trativa, $\varepsilon_2^{(+)}$ (Equação 2.22).

$$F_{1c} = \frac{E_1 \varepsilon_2^{(+)}}{\nu_{12}} \quad (2.22)$$

Considerando que $\varepsilon_2^{(+)} = F_{2t}/E_2$, temos então:

$$F_{1c} = \frac{E_1 F_{2t}}{E_2 \nu_{12}} \quad (2.23)$$

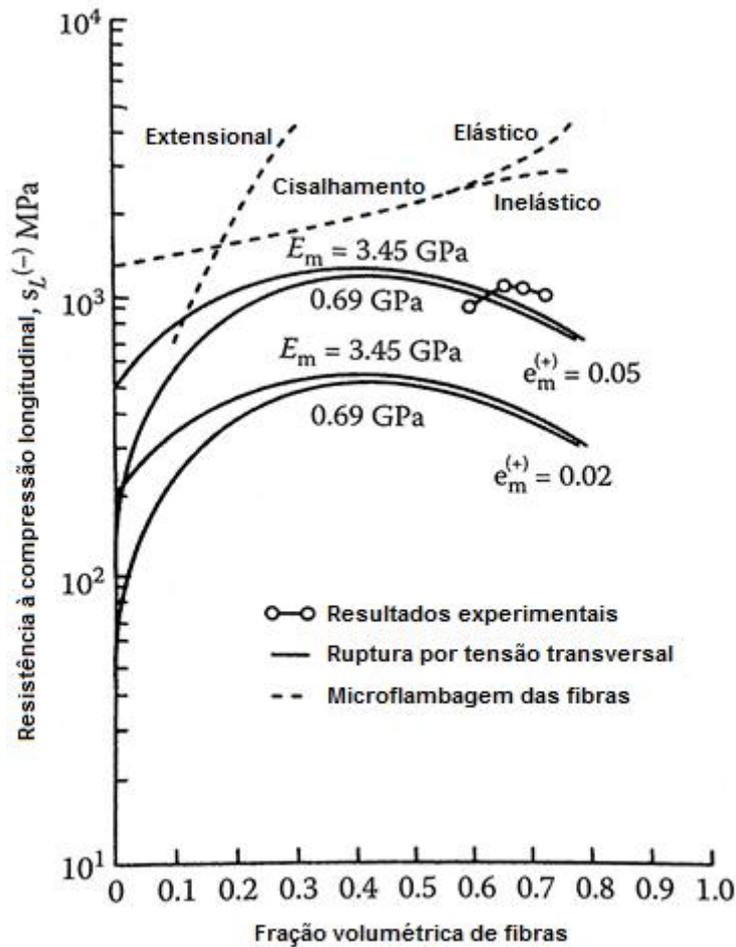


Figura 2.21: Predição da resistência à compressão de compósitos de fibra de vidro/epóxi em função do percentual de fibras para modelos de flambagem e ruptura transversal pelo efeito Poisson [23].

A Figura 2.21 apresenta graficamente alguns resultados de experimentos realizados em compósitos de epóxi/fibra de vidro e suas previsões. É possível observar que as equações de flambagem, quando não consideram o efeito de imperfeições, geram previsões de falha bastante superestimadas. Para estes resultados, o modelo de ruptura transversal pelo efeito Poisson foi o que atingiu as melhores previsões.

O quarto modo citado é a falha por cisalhamento, sem flambagem (Figura 2.20d), que pode ocorrer em compósitos de altas proporções de fibra. Este modo de falha pode ser previsto através da utilização direta da regra das misturas, conforme Equação 2.24.

$$F_{1c} = 2F_{fs} \left[V_f + (1 - V_f) \frac{E_m}{E_f} \right] \quad (2.24)$$

Onde F_{fs} é a resistência ao cisalhamento da fibra.

2.5.2.1 Resistência à tração transversal

O carregamento mais crítico para um compósito unidirecional é geralmente a tração transversal. Além da fibra não funcionar como reforço nesta direção, a sua presença cria concentrações de tensão e deformação na matriz, sobretudo nos pontos onde a interface fibra/matriz é perpendicular ao carregamento. A falha costuma iniciar nestes pontos por trincamento da matriz, descolamento da interface ou particionamento das fibras. Uma vez que defeitos são iniciados em diferentes pontos, estes defeitos tendem a coalescer até a fratura completa de seção, conforme visto na Figura 2.22.

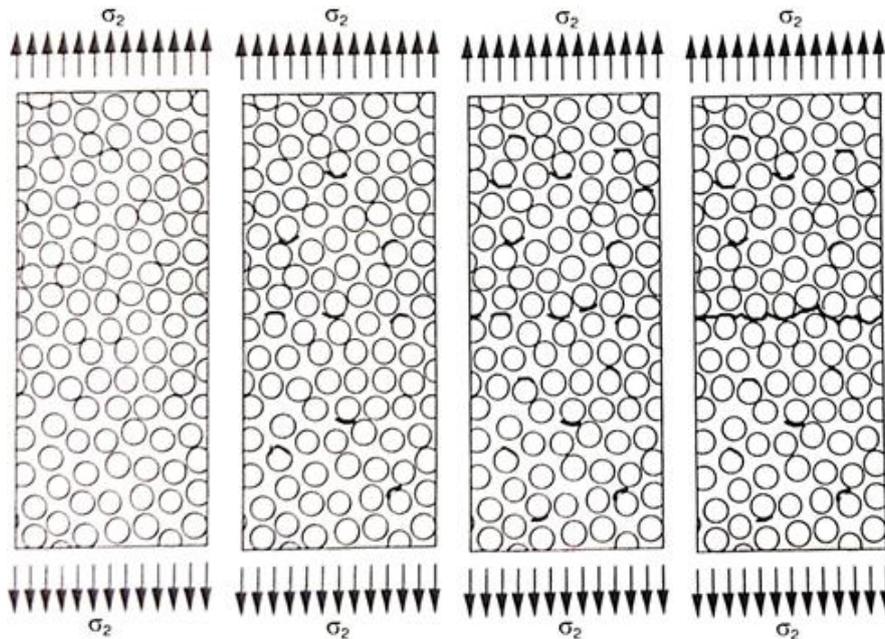


Figura 2.22: Microtrincamento progressivo de compósito unidirecional sob tensão transversal [7].

Devido ao comportamento não linear de grande parte das matrizes poliméricas, é mais prático determinar o fator de concentração em termos de suas deformações. A deformação de falha transversal $e_T^{(+)}$ de um compósito é então determinada a partir da deformação de falha da matriz $e_m^{(+)}$ e do seu fator de concentração de deformação, k_ϵ conforme Equação 2.25.

$$e_T^{(+)} = \frac{e_m^{(+)}}{k_\epsilon} \quad (2.25)$$

Se o comportamento do material pode assumido como linear elástico, a resistência à compressão transversal do compósito, F_{2t} será dada por:

$$F_{2t} = \frac{E_2 S_m^{(+)}}{E_m k_\epsilon} \quad (2.26)$$

Kies [24] desenvolveu um modelo aproximado, considerando um elemento na seção transversal da lamina de um compósito, conforme mostrado na Figura 2.23.

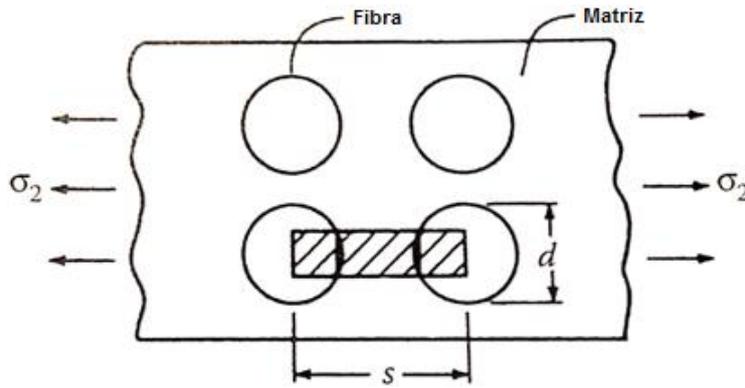


Figura 2.23: Modelo para determinação do fator de concentração de deformação transversal [8].

Kies determinou o concentrador de deformações como sendo a relação entre a deformação obtida na matriz contida neste elemento dividida pela deformação média do elemento, chegando à Equação 2.27.

$$k_\epsilon = \frac{1}{1 - (4V_f/\pi)^{1/2}(1 - E_m/E_f)} \quad (2.27)$$

É importante observar que k_ϵ cresce com o aumento percentual de fibras e com o aumento da razão entre os módulos de elasticidade da fibra e da matriz.

A Figura 2.24 apresenta graficamente k_ϵ em função de V_f , considerando fibras com rigidez muito superiores à da matriz ($E_m/E_f \approx 0$). É possível observar que k_ϵ cresce bruscamente quando $V_f > 0.6$. Portanto, fica evidente que ao tentar atingir o máximo desempenho longitudinal de um compósito laminado, sua resistência transversal é enormemente impactada.

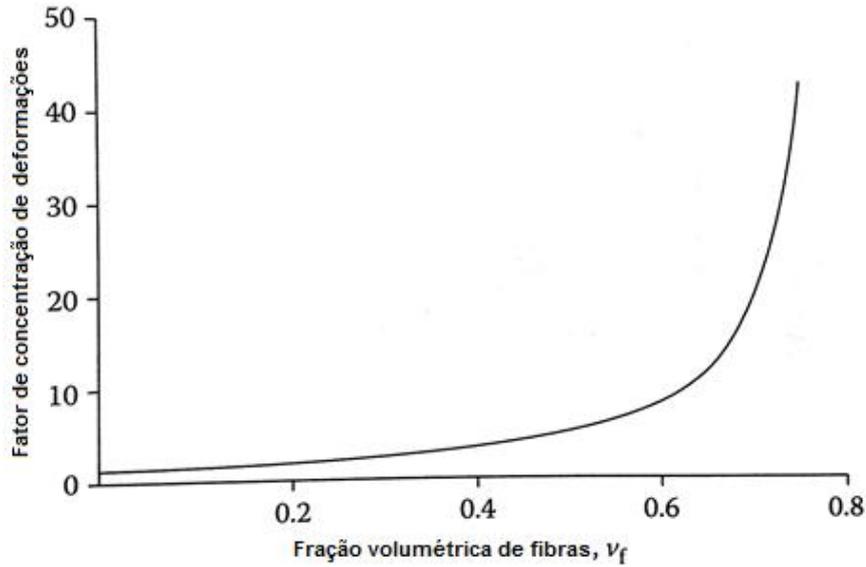


Figura 2.24: Fator de concentração de deformação em função da fração volumétrica de fibras [8].

2.5.3 Resistência à compressão transversal

Quando uma lâmina compósita está sob compressão transversal, diferentes modos de falha podem ocorrer. O modo mais simples corresponde a atingir deformação máxima admitida pela fibra e/ou matriz em compressão. Para equacionar este mecanismo, a mesma Equação 2.26 pode ser utilizada, substituindo valores de tração por valores em compressão, conforme Equação 2.28.

$$F_{2c} = \frac{E_2 S_m^{(-)}}{E_m k_\epsilon} \quad (2.28)$$

A mesmo modelo de cálculo de concentração de deformações (Equação 2.27) pode ser utilizado neste caso.

Outro modo de falha possível é a falha por cisalhamento da matriz e/ou descolamento da interface (Figura 2.25). Diferentemente dos materiais isotrópicos, o plano mais crítico não necessariamente ocorre a 45°.

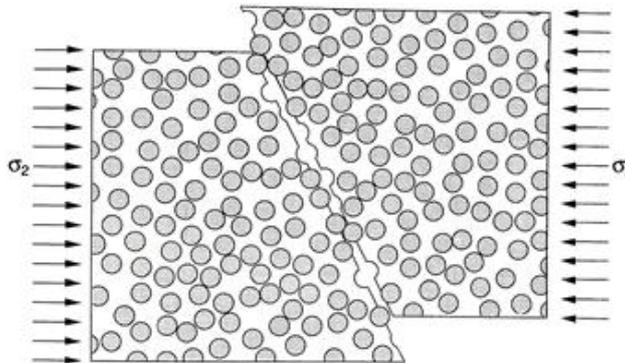


Figura 2.25: Falha por cisalhamento sob compressão transversal [7].

Este fenômeno é melhor equacionado por modelos macromecânicos, que avaliam a criticidade de tensões atuantes em cada plano do material, conforme será apresentado na Seção 2.6.

2.5.4 Resistência ao cisalhamento no plano

Grandes concentradores de tensões e deformações se formam na interface fibra/matriz sob o carregamento de cisalhamento no plano das fibras (Figura 2.26), podendo causar a falha da matriz e/ou descolamento da interface.

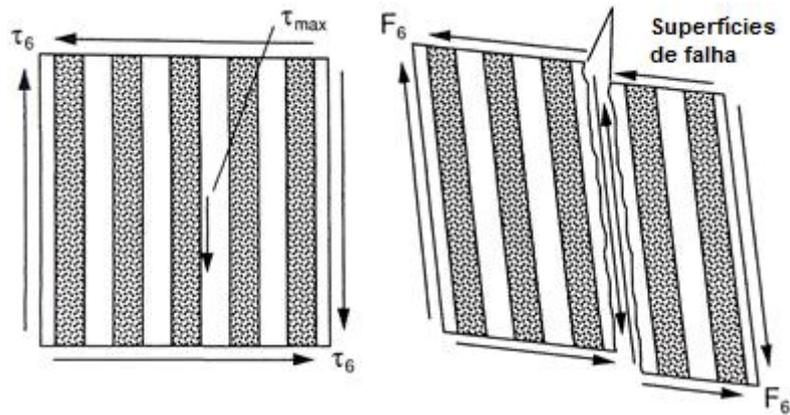


Figura 2.26: Falha de compósito unidirecional em cisalhamento planar [7].

A resistência ao cisalhamento no plano também pode ser prevista a partir do modelo de concentração de deformações (Equação 2.22), inserindo os valores das propriedades de cisalhamento, conforme abaixo.

$$k_\epsilon = \frac{1}{1 - (4V_f/\pi)^{1/2}(1 - G_m/G_{f12})} \quad (2.29)$$

Onde G_{f12} é o módulo de cisalhamento planar da fibra.

2.6 Resistência mecânica de lâminas compósitas - Macromecânica

Conforme visto, a previsão de falha de lâminas compósitas é uma questão complexa, devido à diversidade de modos de falha possíveis e à interação entre esses modos. Por isso, a macromecânica representa uma abordagem mais prática, onde a resistência mecânica de lâminas compósitas é obtida diretamente através de ensaios mecânicos. Estes ensaios são orientados segundo as direções principais do material e consideram que a resistência varia com o sentido do carregamento. Uma vez obtidos os parâmetros de falha, estas medidas podem ser introduzidas em algum critério de falha para que a resistência última da lâmina unidirecional seja determinada para um carregamento qualquer.

Os critérios macroscópicos evoluíram consideravelmente ao longo das últimas décadas. Inicialmente com uma abordagem mais empírica e focada em adaptações de critérios já consolidados em materiais isotrópicos, os modelos foram sendo aprimorados e representando cada vez melhor a interação entre as componentes de tensão e os micro mecanismos de falha, em abordagens fenomenológicas.

De acordo com a natureza dos critérios e de como as tensões são combinadas na composição da falha, podemos classificar as teorias de falha em três grupos:

- Teorias não interativas, nas quais as tensões ou deformações nas direções do material são comparadas individualmente ao seu correspondente limite (ex: tensão máxima e deformação máxima);
- Teorias interativas, onde todas as componentes de tensão são incluídas em uma mesma equação de falha. Em geral esses critérios não identificam o modo de falha ocorrido (ex: Tsai-Hill, Tsai-Wu);
- Teorias fenomenológicas, também chamadas de teorias baseadas no modo de falha ou parcialmente iterativas, onde são utilizados critérios separados para cada constituinte e modo de falha (ex: Hashin-Rotem, Sun, LaRC03, NU).

O resultado final de um critério de falha é o índice de falha (IF). Este valor varia de 0 a 1, onde $IF = 0$ representa um material íntegro e descarregado e $IF \geq 1$ significa a falha do material. Para calcular o IF de uma lâmina unidirecional, são necessários parâmetros de resistência obtidos nas direções principais do material. No caso de uma lâmina unidirecional, ou de um FRP transversalmente isotrópico, são cinco os parâmetros de resistência necessários:

F_{1c} = resistência à compressão longitudinal;

F_{1t} = resistência à tração longitudinal;

F_{2c} = resistência à compressão transversal;

F_{2t} = resistência à tração transversal;

F_6 = resistência ao cisalhamento.

Para critérios baseados em medidas de deformação, utilizamos valores de deformações últimas correspondentes aos valores de resistência apresentados acima. São eles respectivamente: ε_{1c}^u , ε_{1t}^u , ε_{2c}^u , ε_{2t}^u , ε_6^u . Na ausência desses valores exatos, podemos estimá-los através da relação linear comumente existente na relação tensão x deformação de FRPs.

Além destes parâmetros básicos, alguns critérios de falha exigem propriedades adicionais do material. A seguir, alguns dos principais critérios utilizados na literatura serão descritos.

2.6.1 Critério de tensão máxima

Inicialmente sugerido em 1920 por Jenkins [25], o critério de tensão máxima foi formatado em 1966 por Kelly [26], como uma extensão do critério de tensão normal máxima utilizado em materiais isotrópicos. Este critério estabelece limites de resistência para cada direção do sistema de coordenadas do material e propõe que a falha ocorre quando o limite de resistência for atingido em pelo menos uma dessas direções. Assim, o IF para cada tipo de carregamento pode ser equacionado da seguinte maneira:

$$IF_1 = \begin{cases} \frac{\sigma_1}{F_{1t}} & \text{se } \sigma_1 > 0 \\ \frac{-\sigma_1}{F_{1c}} & \text{se } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (2.30)$$

$$IF_2 = \begin{cases} \frac{\sigma_2}{F_{2t}} & \text{se } \sigma_2 > 0 \\ \frac{-\sigma_2}{F_{2c}} & \text{se } \sigma_2 < 0 \end{cases} \quad (2.31)$$

$$IF_3 = \frac{|\tau_{12}|}{F_6} \quad (2.32)$$

O índice de falha do material é então obtido através de:

$$IF = \max(IF_1, IF_2, IF_3) \quad (2.33)$$

É possível observar que este é um critério não iterativo. Sua representação gráfica é apresentada na Figura 2.27, junto a outros 2 critérios.

2.6.2 Critério de deformação máxima

Similarmente ao critério de tensão máxima, o critério de deformação máxima propõe que a falha ocorre quando a deformação admissível é excedida em alguma direção do sistema de coordenadas do material. Seu IF para cada tipo de carregamento é então dado por:

$$IF_1 = \begin{cases} \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_{1t}^u} & \text{se } \varepsilon_1 > 0 \\ \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_{1c}^u} & \text{se } \varepsilon_1 < 0 \end{cases} \quad (2.34)$$

$$IF_2 = \begin{cases} \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_{2t}^u} & \text{se } \varepsilon_2 > 0 \\ \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_{2c}^u} & \text{se } \varepsilon_2 < 0 \end{cases} \quad (2.35)$$

$$IF_3 = \frac{|\varepsilon_6|}{\varepsilon_6^u} \quad (2.36)$$

O índice de falha é então obtido através de:

$$IF = \max(IF_1, IF_2, IF_3) \quad (2.37)$$

Apesar das deformações serem analisadas de forma independentes, o efeito Poisson cria uma pequena iteração entre as tensões, como pode ser visto na Figura 2.27.

2.6.3 Critério de Tsai-Hill

O critério de falha de Mises foi modificado por Hill [27] para contemplar o caso de materiais dúcteis anisotrópicos. Ele propôs a seguinte equação de falha:

$$A\sigma_1^2 + B\sigma_2^2 + C\sigma_1\sigma_2 + D\tau_6^2 = 1 \quad (2.38)$$

Onde A , B , C e D são parâmetros do material obtidos experimentalmente.

Tecnicamente, este não é um critério de energia distorcional, uma vez que não é possível separar dilatação e distorção em materiais ortotrópicos.

Tsai [28], por sua vez, adaptou o critério de Hill para previsão de falha em compósitos. Podemos obter os valores de A , B e D respectivamente através de ensaios de tração longitudinal, tração transversal e de cisalhamento no plano, conforme abaixo:

$$A = \frac{1}{F_1^2}, B = \frac{1}{F_2^2}, D = \frac{1}{F_6^2} \quad (2.39)$$

O parâmetro C representa a iteratividade entre as tensões e deve ser obtido a partir de um ensaio bidirecional. Entretanto, de uma maneira simplificada, podemos considerar que um compósito tracionado igualmente nas direções longitudinal e transversal, irá falhar na direção transversal, sob o carregamento F_2 (critério de tensão máxima). Assim, aplicando $\sigma_1 = \sigma_2 = F_2$ na Equação 2.38, temos:

$$C = \frac{1}{F_1^2} \quad (2.40)$$

Desta forma, o critério de Tsai-Hill apresenta o seguinte índice de falha:

$$IF = \left(\frac{\sigma_1}{F_1}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{F_2}\right)^2 - \frac{\sigma_1\sigma_2}{F_1^2} + \left(\frac{\tau_{12}}{F_6}\right)^2 \quad (2.41)$$

Onde F_1 e F_2 são limites de resistência correspondentes respectivamente às tensões σ_1 e σ_2 , conforme abaixo:

$$F_1 = \begin{cases} F_{1t} & \text{se } \sigma_1 > 0 \\ F_{1c} & \text{se } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (2.42)$$

$$F_2 = \begin{cases} F_{2t} & \text{se } \sigma_2 > 0 \\ F_{2c} & \text{se } \sigma_2 < 0 \end{cases} \quad (2.43)$$

A Figura 2.27 mostra em um mesmo gráfico os critérios de tensão máxima, deformação máxima e Tsai-Hill. É possível observar a maior iteratividade de tensões apresentada pelo critério de Tsai-Hill.

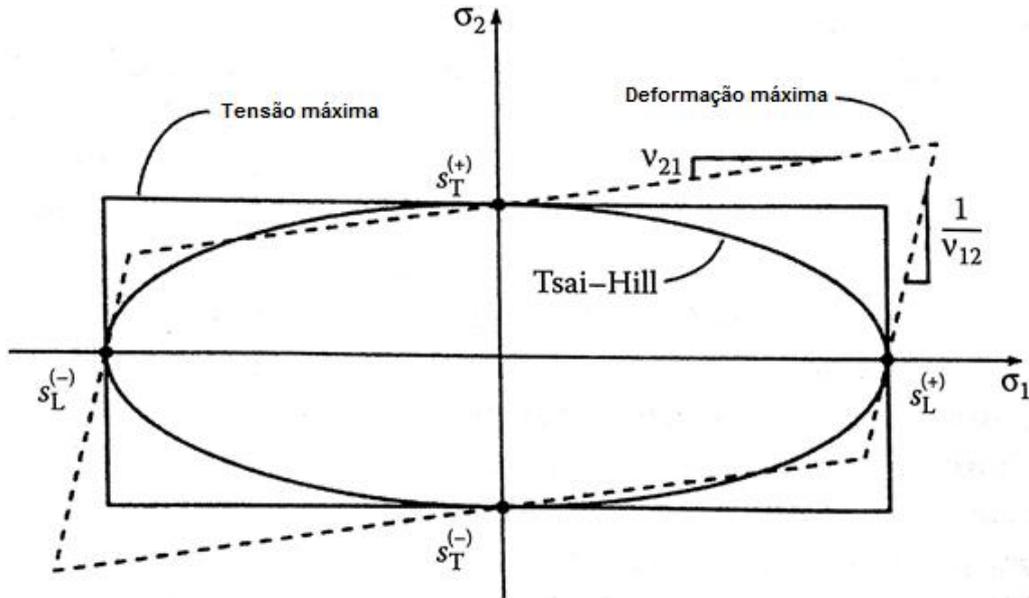


Figura 2.27: Critérios de tensão máxima, deformação máxima e Tsai-Hill no espaço σ_1, σ_2 [8].

2.6.4 Critério de Tsai-Wu

Apesar do critério de Tsai-Hill se apresentar de uma maneira bastante simples, é possível observar que as suas constantes variam em função do sentido da carga aplicada, o que reduz da praticidade do critério.

Baseados em uma abordagem de energia de deformação, Tsai e Wu propuseram um critério interativo considerando simultaneamente as resistências últimas sob tração e compressão. Para um estado plano de tensões, o critério de Tsai-Wu apresenta o seguinte índice de falha:

$$IF = f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 + f_{11}\sigma_1^2 + f_{22}\sigma_2^2 + f_{66}\tau_6^2 + 2f_{12}\sigma_1\sigma_2 \quad (2.44)$$

Onde:

$$f_1 = \frac{1}{F_{1t}} - \frac{1}{F_{1c}}, \quad f_{11} = \frac{1}{F_{1t}F_{1c}}$$

$$f_2 = \frac{1}{F_{2t}} - \frac{1}{F_{2c}}, \quad f_{22} = \frac{1}{F_{2t}F_{2c}}$$

$$f_{66} = \frac{1}{F_6^2}, \quad f_{12} \cong -\frac{1}{2}\sqrt{f_{11}f_{22}}$$

2.6.5 Critério de Hashin

Hashin [29] foi o primeiro a atentar para a necessidade de critérios baseados em mecanismos de falha. Em 1973, ele propôs dois diferentes critérios: um relacionado à falha da fibra e outro relacionado à falha da matriz. Alguns anos depois, Hashin introduziu parâmetros que distinguem as falhas de tração e compressão. Ele sugeriu que houvesse uma relação quadrática entre as trações atuantes no plano de falha. Porém, dada a dificuldade em obter o plano de falha sob compressão transversal, Hashin decidiu utilizar os invariantes de tensão em sua relação quadrática. O índice de falha de Hashin é expresso da seguinte forma:

$$IF = \left(\frac{\sigma_2}{F_2}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{F_6}\right)^2 \quad (2.45)$$

Diversos estudos constataram que as equações propostas por Hashin nem sempre batem com os resultados experimentais, especialmente no caso de compressão. É conhecido que uma compressão transversal moderada aumenta a resistência ao cisalhamento no plano de uma placa compósita, fenômeno este que não é bem previsto pelo critério de Hashin. Além disso, ele não prevê a redução da resistência à compressão transversal com o aumento do cisalhamento no plano.

2.6.6 Critério de Sun

Devido à necessidade de melhor entender a relação entre a resistência transversal e a resistência ao cisalhamento no plano, alguns pesquisadores propuseram modificações na equação de Hashin. Sun [30] propôs um critério empírico no qual a resistência ao cisalhamento no plano varia em função de σ_{22} a partir da seguinte equação:

$$IF = \left(\frac{\sigma_{22}}{F_{2C}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{F_6 - \eta\sigma_{22}} \right)^2 \quad (2.46)$$

Onde η é uma constante determinada experimentalmente e pode ser entendida como um parâmetro de fricção interna do material. O denominador $(F_6 - \eta\sigma_{22})$ pode ser interpretado como uma resistência efetiva ao cisalhamento que aumenta com a compressão transversal σ_{22} . Assim como a equação de Hashin, a equação de Sun não possibilita a determinação do plano de fratura.

2.6.7 Critério de Puck

Puck [31] estabeleceu um modelo baseado na determinação do plano crítico. Para ele, a resistência ao cisalhamento de um determinado plano, seria alterada em função da tensão normal atuante neste plano (Figura 2.28).

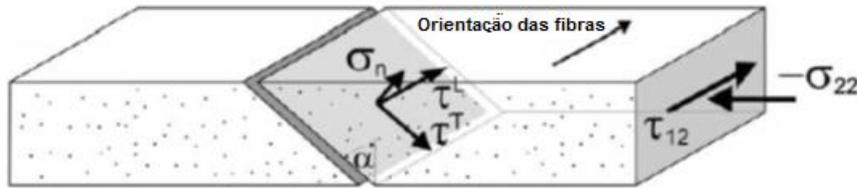


Figura 2.28: Tensões atuantes em um plano transversal sob carregamento combinado de compressão e cisalhamento [32].

Assim, Puck propôs que a falha ocorre quando o cisalhamento atuante no plano se iguala ao valor de resistência do plano. Ele converteu as tensões aplicadas em tensões atuantes no plano, e estabeleceu a seguinte equação de falha:

$$IF = \left(\frac{\tau^T}{S^T - \eta^T \sigma_n} \right)^2 + \left(\frac{\tau^L}{S^L - \eta^L \sigma_n} \right)^2 \quad (2.47)$$

Onde τ^T e τ^L são as tensões de cisalhamento atuantes no plano de fratura respectivamente nas direções transversal e longitudinal à fibra. Os parâmetros η^T e η^L representam fricções internas do material, a serem determinadas experimentalmente.

O principal diferencial na proposta de Puck é o cálculo do ângulo do plano de fratura. Resultados experimentais mostram que falhas na matriz devido à cisalhamento no plano ocorrem num ângulo de fratura $\alpha=0^\circ$. Quando um pequeno valor

de compressão transversal é aplicado, o ângulo de fratura salta para 40° e aumenta gradualmente até $53^\circ \pm 2^\circ$ para o caso de compressão transversal pura. Com o ajuste correto dos parâmetros, Puck encontrou uma boa correlação entre seu envelope de falha e resultados experimentais. Entretanto esta abordagem semi-empírica utiliza diversos parâmetros do material que não são físicos e são difíceis de ser quantificados sem que haja uma considerável experiência num determinado sistema de materiais.

2.6.8 Critério de LaRC03

Camanho *et al* [32–34] propuseram um conjunto de 6 critérios fenomenológicos para prever iniciação de falha em FRPs, o qual denominaram de LaRC03 (em referência ao *Langley Research Center*). Propriedades adicionais do material são requeridas, tais como as taxas críticas de liberação de energia elástica na direção longitudinal sob os modos I e II, $G_{IC}(L)$ e $G_{IIC}(L)$, a resistência ao cisalhamento transversal S^T , as propriedades *in situ* de resistência ao cisalhamento longitudinal S_{is}^L e de resistência à tração transversal Y_{is}^T . Tais propriedades *in situ* podem ser estimadas com base nas demais propriedades. O critério de LaRC03 foi então proposto com os seguintes índices de falha:

LaRC03#1 - Falha da matriz sob compressão transversal

Um modelo de plano crítico é proposto, sugerindo que a resistência ao cisalhamento de um determinado plano transversal seja um valor constante. Por outro lado, a criticidade do plano é atribuída a uma tensão efetiva que aumenta em função de σ_{22} , tanto na direção transversal τ_{eff}^T quanto na direção longitudinal τ_{eff}^L , conforme:

$$\tau_{eff}^T = \langle -\sigma_{22} \cos \alpha (\sin \alpha - \eta^T \cos \alpha) \rangle \quad (2.48)$$

$$\tau_{eff}^L = \langle \cos \alpha (|\tau_{12}| + \eta^L \sigma_{22} \cos \alpha) \rangle \quad (2.49)$$

Cujo operador $\langle x \rangle = \frac{1}{2}(x + |x|)$, os coeficientes η^L e η^T representam fricções internas do material nas direções longitudinal e transversal e podem ser obtidos por:

$$\eta^T = \frac{1}{\tan 2\alpha_0} \quad (2.50)$$

$$\eta^L = \frac{S_L \cos 2\alpha_0}{Y^C \cos^2 \alpha_0} \quad (2.51)$$

Onde α_0 representa o ângulo de fratura sob carregamento de compressão transversal pura e Y^C é a resistência à compressão na direção transversal.

Após determinar as tensões efetivas atuantes em um determinado plano, podemos calcular o índice de falha relativo a esse plano através da seguinte expressão:

$$IF_1 = \left(\frac{\tau_{eff}^T}{S^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{eff}^L}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.52)$$

Onde S^T e S_{is}^L são respectivamente as resistências ao cisalhamento nas direções transversal e longitudinal. O índice *is* indica que, para compósitos laminados, a resistência ao cisalhamento longitudinal *in-situ* deve ser utilizada, ao invés da resistência longitudinal global do laminado, pois o efeito de aprisionamento do laminado por camadas subsequentes aumenta significativamente a sua resistência efetiva. A resistência longitudinal *in-situ* pode ser calculada através de parâmetros da mecânica da fratura. Assume-se que a resistência ao cisalhamento transversal S^T independe dos efeitos de aprisionamento. Apesar desta última ser uma medida difícil de ser obtida experimentalmente, ela pode ser estimada através de:

$$S^T = Y^C \cos \alpha_0 \left(\sin \alpha_0 - \frac{\cos \alpha_0}{\tan 2\alpha_0} \right) \quad (2.53)$$

LaRC03#2 - Falha da matriz sob tração transversal

O trincamento transversal da matriz é um mecanismo difícil de ser detectado devido à sua baixa influência no comportamento global da estrutura. Entretanto, apesar de não necessariamente provocar o colapso da estrutura, este mecanismo pode iniciar outros mecanismos de falha, ou ocasionar vazamentos do fluido produzido em casos de dutos de óleo e gás. O equacionamento deste modo é dado por:

$$IF_2 = (1 - g) \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{is}^T} \right) + g \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{is}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.54)$$

Onde g é uma constante do material, definida por $g = \frac{G_{IC}}{G_{IIC}}$.

LaRC03#3 - Falha da fibra sob tensão longitudinal

Este é um critério de deformação máxima admitida pela fibra, cujo índice é não interativo, simples de ser medido e independente da fração volumétrica de fibras. O seu equacionamento é dado por:

$$IF_3 = \frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_1} \quad (2.55)$$

LaRC03#4 - Falha da fibra sob compressão longitudinal - $\sigma_{22} < 0$

Conforme já visto na Subseção 2.5.2, os FRPs podem sofrer diversos tipos de mecanismos de falha quando submetidos a cargas compressivas na direção da fibra. Camanho estabelece dois critérios de falha para essa direção (*LaRC03#4* e

LaRC03#5), em função do sentido do carregamento atuante na direção perpendicular à fibra. Desta forma IF_4 representa o caso onde a direção perpendicular é tracionada e IF_5 representa o caso onde a direção perpendicular é comprimida. O sobrescrito m representa o desalinhamento das fibras. que o cálculo considera o sistema desalinhado.

$$IF_4 = \left\langle \frac{|\tau_{12}^m| + \eta^L \sigma_{22}^m}{S_{is}^L} \right\rangle \quad (2.56)$$

LaRC03#5 - Falha da fibra sob compressão longitudinal - $\sigma_{22} > 0$

$$IF_5 = (1 - g) \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y_{is}^T} \right) + g \left(\frac{\sigma_{22}^m}{Y_{is}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}^m}{S_{is}^T} \right)^2 \quad (2.57)$$

LaRC03#6 - Falha da matriz sob carregamento biaxial

$$IF_6 = \left(\frac{\tau_{eff}^{mT}}{S^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{eff}^{mL}}{S_{is}^L} \right)^2 \quad (2.58)$$

A Figura 2.29 apresenta o envelope de falha para carregamentos biaxiais ($\sigma_{11} - \sigma_{22}$), obtidos a partir dos critérios de Puck e de LaRC03. É possível observar que apesar de serem dois dos melhores critérios da atualidade, estes critérios não apresentam convergência de resultados para casos de carregamentos compressivos.

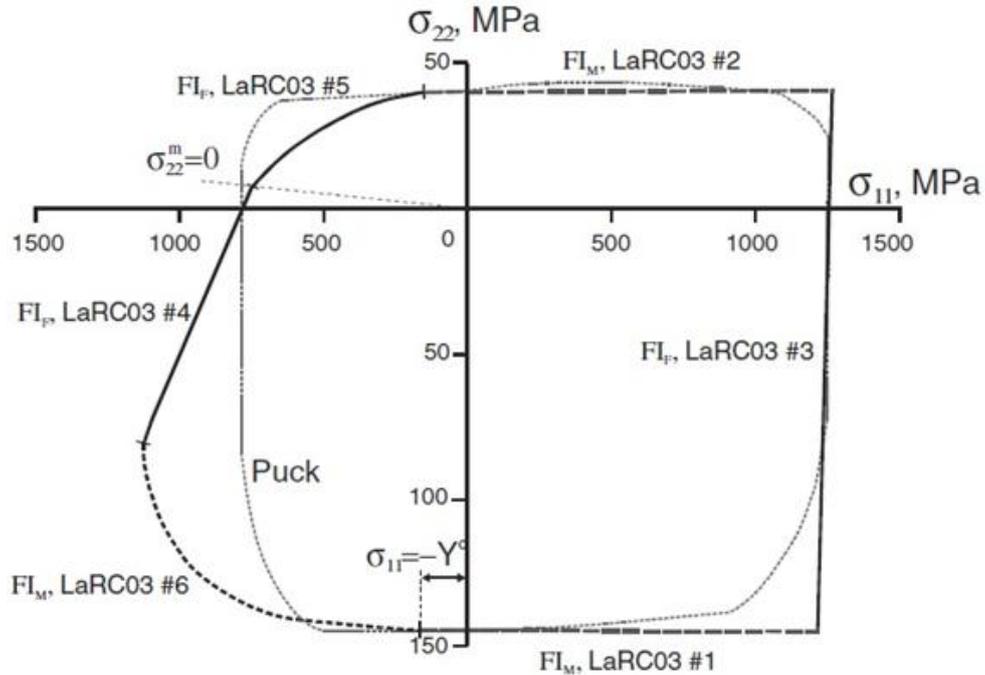


Figura 2.29: Envelope de falha biaxial $\sigma_{11} - \sigma_{22}$ de uma lâmina unidirecional de epóxi MY750 reforçado por fibras de vidro do tipo E [32].

A Figura 2.30 apresenta o envelope de falha para carregamentos combinados de $\sigma_{22} - \tau_{12}$ onde também fica evidente que a previsão de falha para carregamentos compressivos é bastante mais complexa e as previsões dos diversos modelos são ainda bem aproximadas.

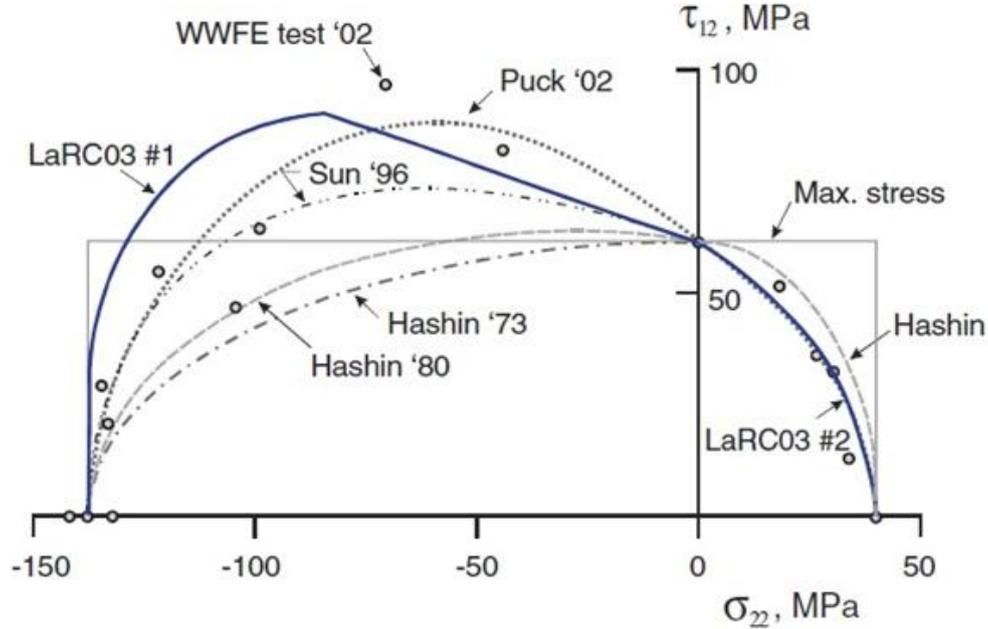


Figura 2.30: Envelope de falha e resultados experimentais do WWFE de compósitos unidirecionais de LY556 reforçado por fibras de vidro do tipo E [32].

2.6.9 Critério de NU

Mais recentemente, Daniel *at al.* [35, 36] propuseram um conjunto de três critérios de falha fenomenológicos baseado em deformação (critério de NU, em referência à Northwestern University) para prever a falha de laminados compósitos de acordo com o processo de falha dominante, conforme abaixo:

NUa Falha dominada por compressão

$$\left(\frac{\sigma_2}{F_{2c}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_6}{F_{2c}}\right)^2 \left(\frac{E_2}{G_{12}}\right)^2 = 1 \quad (2.59)$$

NUb Falha dominada por cisalhamento

$$\left(\frac{\tau_6}{F_6}\right)^2 + 2\frac{\sigma_2}{F_6} \frac{G_{12}}{E_2} = 1 \quad (2.60)$$

NUc Falha dominada por tensão

$$\frac{\sigma_2}{F_{2t}} + \left(\frac{\tau_6}{F_{2t}}\right)^2 \left(\frac{E_2}{G_{12}}\right)^2 = 1 \quad (2.61)$$

2.7 Efeitos higrotérmicos

Durante o seu processo de fabricação e a sua vida operacional, os materiais compósitos são submetidos a uma variedade de ambientes, que podem afetar bastante o seu desempenho, de maneira reversível ou irreversível [37–52]. Entre os fatores ambientais, a temperatura e a umidade requerem grande atenção, devido a causarem mudanças relevantes, sobretudo nas propriedades das matrizes poliméricas.

O termo “higrotérmico” se refere à combinação de efeitos de umidade (higroscópicos) e de temperatura (térmicos) que são responsáveis por uma série de fenômenos, tais como: corrosão, hidrólise das fibras (ex: fibras de vidro), hidrólise da matriz (ex: epóxi), fluência, expansão diferenciada entre fibra e matriz etc que acarretam tensões internas, distorções e queda de propriedades ao longo do tempo.

Podemos classificar a atuação higrotérmica em dois principais grupos fenomenológicos: degradação das propriedades da matriz e geração de tensões internas. A seguir, cada um desses grupos será descrito de maneira mais extensiva.

2.7.1 Degradação por efeito higrotérmico

Matrizes poliméricas são muito mais sensíveis a mudanças ambientais que as fibras. Conseqüentemente, as propriedades dominadas pela matriz são mais afetadas pelos efeitos higrotérmicos (ex: rigidez e resistência transversal, ao cisalhamento e à compressão). A Figura 2.31 mostra o impacto da mudança de temperatura nas propriedades mecânicas de um compósito de carbono/epóxi.

Esta queda de propriedades se torna bastante acentuada quando próximo à temperatura de transição vítrea (T_g), sendo portanto indesejável que a operação ocorra em tais temperaturas. Outras variáveis do ambiente também exercem um papel importante, podendo alterar o valor da T_g . A Figura 2.32 apresenta esquematicamente a influência da umidade, que migra através da estrutura da matriz, facilitando sua movimentação molecular (ação plastificante), e conseqüentemente reduzindo a T_g .

Como uma evidência quantitativa do efeito da temperatura e da umidade na queda de propriedades das matrizes poliméricas, a Figura 2.33 apresenta os resultados obtidos por Browning *et al.* [54], onde foram levantadas curvas tensão-deformação de resinas epóxi sob diferentes condições de temperaturas e umidade. É possível observar que o efeito combinado de temperatura e umidade é muito mais grave que a soma de seus efeitos isolados. Isto ocorre porque a difusão é um fenômeno termicamente ativado, onde a difusividade D varia com a temperatura segundo a equação de Arrhenius (Equação 2.62).

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) \quad (2.62)$$

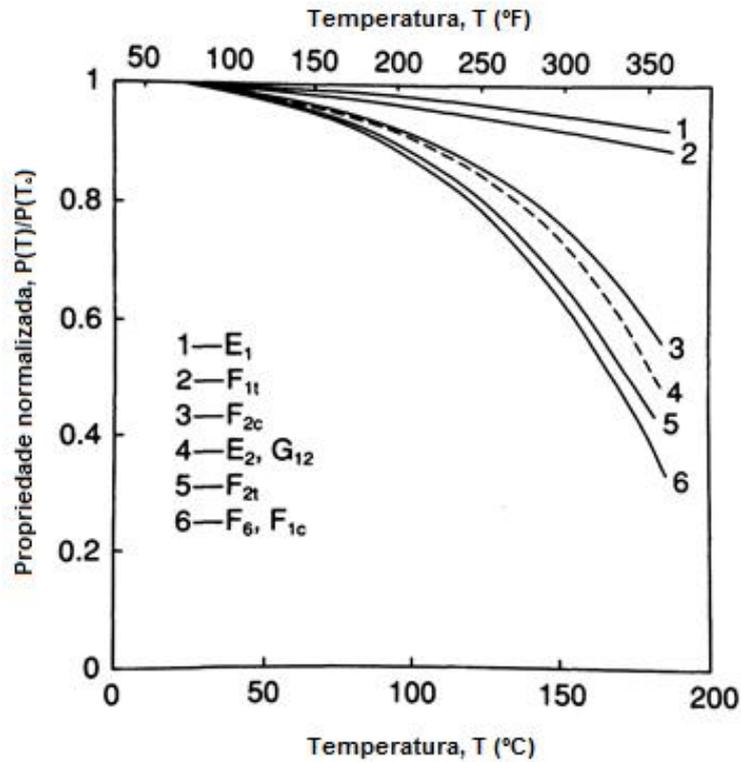


Figura 2.31: Influência da temperatura no módulo de elasticidade e na resistência mecânica de compósitos de fibras de carbono/epóxi [53].

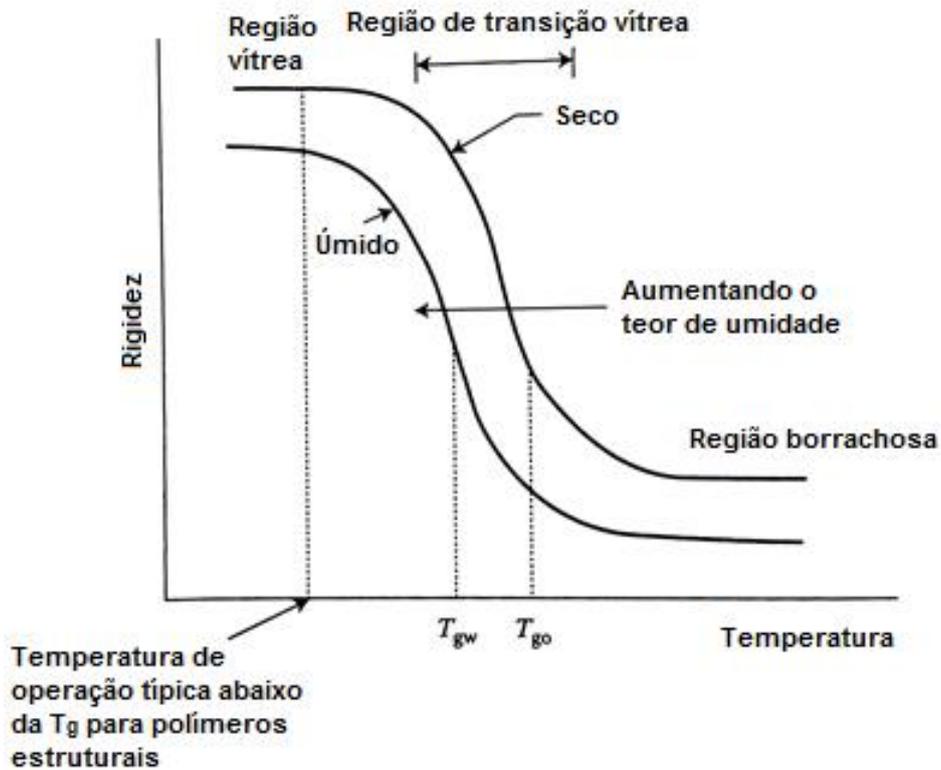


Figura 2.32: Gráfico de variação da rigidez com a temperatura, sob influência da umidade [8].

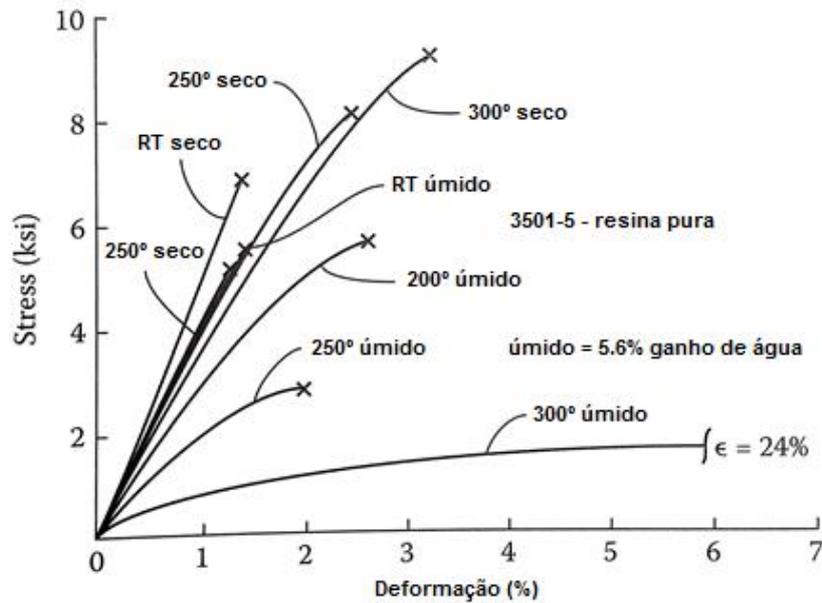


Figura 2.33: Curvas tensão-deformação de resinas epóxi 3501-5 em diferentes condições de temperatura e umidade [54].

Um ponto importante a ser identificado é que parte dessas alterações de propriedades possui um caráter transitório, resultado de mudanças físicas, devido ao aumento de mobilidade molecular com a temperatura e do efeito plastificante da umidade em meio às cadeias poliméricas. Outra parte dessas alterações de propriedades possui um caráter permanente, devido ao processo de relaxação térmica e de quebra molecular por hidrólise. Estes fenômenos são interdependentes em suas causas e efeitos, onde um processo contribui para a aceleração do outro.

Para demonstrar a interdependência de fenômenos, assim como a sua transitividade, Wang *et al.* realizou ensaios de fluência em amostras de poliamida 6,6 em temperatura fixa, alternando a umidade relativa do ambiente durante o ensaio. O resultado do ensaio é apresentado na Figura 2.34, onde é possível observar que a taxa de fluência aumenta em um ambiente de maior umidade relativa e reduz com a redução da umidade relativa.

Da mesma forma que a umidade acelera processos térmicos de relaxação, a temperatura acelera fenômenos causados pela umidade. A hidrólise é um processo de quebra de moléculas por ação da molécula de água. Este processo é tão mais intenso quanto maior for a temperatura. Alguns polímeros são bastante susceptíveis à hidrólise e este processo acarreta perdas de propriedades irreversíveis.

A quantificação das alterações de propriedades causadas pelos efeitos higrotérmicos é uma questão importante no processo de seleção de materiais e para o cálculo de vida útil de componentes poliméricos e compósitos. A seguir serão apresentados alguns modelos presentes na literatura.

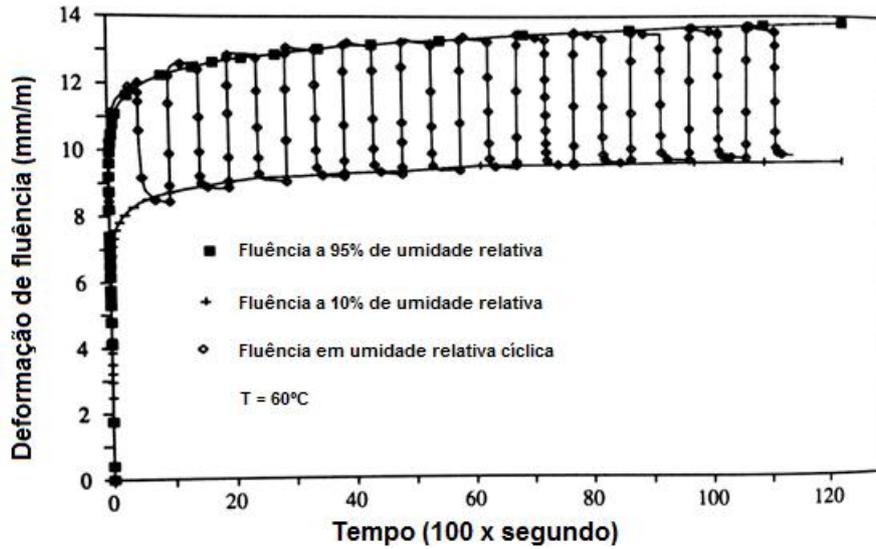


Figura 2.34: Curva de fluência de nylon 6,6 [41].

2.7.1.1 Modelização da degradação higrotérmica

Diversos modelos termomecânicos foram desenvolvidos nos anos 80 com o intuito de descrever a dependência das propriedades mecânicas de polímeros com a temperatura [44]. A maioria dos modelos propunha interligar empiricamente resultados experimentais em temperaturas relevantes, como a T_g e a temperatura de decomposição (T_d). Muitos resultados do módulo de elasticidade E em função da temperatura puderam ser obtidos sistematicamente através da técnica de DMTA (análise termodinâmico-mecânico), onde uma amostra, inserida em uma câmara fechada, é submetida a uma tração ou deformação oscilatória e seu módulo de elasticidade é medido a cada ciclo de carregamento, ao passo que a temperatura é progressivamente elevada. Neste ensaio, é possível controlar a umidade no interior da câmara. Concomitantemente, outras propriedades físicas são lidas durante o ensaio, incluindo: densidade, calor específico e constante dielétrica.

Devido a grande quantidade de resultados de DMTA lançados na literatura, muitos pesquisadores propuseram relações empíricas entre o módulo de elasticidade e as propriedades físicas medidas. Neste contexto, Dutta e Hui [55] propuseram uma relação entre o módulo de elasticidade e a densidade ρ medida ao longo do ensaio, na seguinte relação:

$$E(t_0, T_0) = \left(\frac{\rho T}{\rho_0 T_0} \right) E(t, T) \quad (2.63)$$

Onde $E(t_0, T_0)$ é o módulo de elasticidade inicial, ρ e ρ_0 são as densidades medidas ao longo do ensaio e na condição inicial, respectivamente.

Equações como estas são bastante interessantes para analisarmos a interligação entre as propriedades. Porém, é muito mais prático obtermos relações diretas entre

o módulo de elasticidade e a temperatura. Assim, Gu e Asaro [56] propuseram que:

$$E(T) = E_0 \left(1 - \frac{T - T_a}{T_{ref} - T_a} \right)^g \quad (2.64)$$

Onde T_a é a temperatura de início do ensaio, T_{ref} é a temperatura na qual o módulo de elasticidade tende a zero e g é um parâmetro ajustado experimentalmente.

Entretanto, apesar do DMTA ser uma técnica bastante rápida e prática, as amostras utilizadas são lâminas finas e pequenas, que não representam de maneira fiel o comportamento de uma estrutura. Além disso, ensaios de flexão tendem a gerar resultados diferentes de ensaios de tração, devido ao cisalhamento das interfaces influenciar no resultado final da estrutura. Por fim, apesar de este ensaio revelar a tendência do comportamento elástico do material, não são obtidas informações sobre a sua resistência final.

Por este motivo, ensaios monotônicos até a ruptura são fundamentais para a obtenção da resistência real de um material compósito. Entretanto, apesar da literatura apresentar bastante informação sobre alguns sistemas de materiais submetidos a carregamentos monotônicos específicos, ainda não é possível prever de maneira precisa o impacto na resistência final de uma estrutura compósita sob um carregamento qualquer, submetida a alterações higrotérmicas.

2.7.2 Tensões internas

O processo de fabricação utilizado na confecção de componentes mecânicos de compósitos pode produzir tensões internas relevantes no produto final. Como exemplo, no processo de enrolamento filamentar, as fibras são tensionadas durante o seu assentamento no mandril, resultando em tensões internas diferentes das que seriam obtidas em um processo de moldagem, onde não há tensionamento das fibras. Além disso, a incompatibilidade da expansividade térmica e higroscópica dos componentes de um FRP faz com que tensões internas e distorções sejam geradas durante o seu processamento térmico de cura.

Posteriormente, o FRP poderá operar em uma grande variedade de ambientes que podem provocar alterações no seu desempenho. Apesar de possuírem naturezas diferentes, temperatura e umidade possuem grande similaridade quanto às perdas de propriedades causada e quanto à geração de tensões internas no compósito.

A difusão de água no compósito é acompanhada por processos de absorção e dessorção que ocorrem de maneira diferente em fibra e matriz. Tais processos, além de provocar tensões internas no material, podem causar distorções indesejáveis no componente.

2.8 Atuais lacunas de conhecimento

Apesar da grande expansão ocorrida na utilização de materiais compósitos em diversas aplicações de alto desempenho, a previsão de falha de FRPs sob carregamentos complexos ainda é um desafio. Existe uma grande necessidade de metodologias preditivas robustas, que devem ser extensamente testadas para que seus limites de aplicabilidade sejam claramente conhecidos. Esta necessidade está atribuída a percepção de que a filosofia de qualificação puramente experimental é muito lenta e cara, sobretudo quando se trata de produtos complexos ou de alto valor agregado. Portanto, a utilização de critérios de falha precisos é essencial para permitir que novos projetos sejam feitos sem a necessidade de programas de ensaios experimentais muito prolongados.

Muitos trabalhos estão disponíveis na literatura com o propósito de verificar a validade de critérios de falha perante resultados experimentais. Entretanto, a grande maioria dos trabalhos não possui um caráter comparativo totalmente imparcial. Além disso, mesmo que assim fosse, não existe um extenso banco de dados de testes independentes que permita comparar as diferentes metodologias. Portanto, apesar da literatura conter um grande número de metodologias e resultados [13, 30–32, 57–62], não existe um consenso de qual a melhor metodologia a ser utilizada em uma aplicação qualquer.

Um grande passo foi dado em meados da década passada, quando grandes estudiosos desta área organizaram um encontro, atualmente denominado como World-Wide Failure Exercise (WWFE) [63]. O objetivo do WWFE era:

1. Conhecer o nível de maturidade das teorias de falha de compósitos laminados sob carregamentos bidimensionais;
2. Reduzir a distância de conhecimento entre pesquisadores e projetistas;
3. Estimular a comunidade a desenvolver teorias de falha mais robustas e compartilhar o conhecimento obtido.

Para estruturar esta atividade, foram estabelecidos 14 casos de ensaios experimentais biaxiais a serem realizados em compósitos de resina epoxi reforçado por fibras de vidro ou por fibras de carbono, conforme apresentado na Tabela 2.3.

As teorias apresentadas foram confrontadas entre si e frente aos resultados experimentais. A Figura 2.35 apresenta os resultados obtidos para um dos casos de carregamentos propostos (caso 3), onde uma lâmina unidirecional de epóxi MY750 reforçado por fibras de vidro do tipo E é submetida a diferentes combinações de tensão longitudinal / tensão transversal. É possível observar a grande dispersão de resultados obtidos pelas diferentes teorias de falha.

Tabela 2.3: Detalhes dos laminados e casos de carregamento utilizados no WWFE-1 [64].

Test case	Laminate layup and material	Description (a wide range of biaxial stress ratios unless otherwise indicated)
1	0° E-glass/LY55	Biaxial failure stress envelope under (σ_y versus τ_{xy})
2	0° T300/914C	Biaxial failure stress envelope (σ_x versus τ_{xy})
3	0° E-glass/MY750	Biaxial failure stress envelope (σ_y versus σ_x)
4	(90°/±30°/90°) E-glass/LY556	Biaxial failure stress envelope (σ_y versus σ_x)
5		Biaxial failure stress envelope (σ_x versus τ_{xy})
6	(0°/±45°/90°) AS4/3501-6	Biaxial failure stress envelope (σ_y versus σ_x)
7		Stress-strain curves under $\sigma_y : \sigma_x = 1 : 0$
8		Stress-strain curves for $\sigma_y : \sigma_x = 2 : 1$
9	±55° E-glass/MY750	Biaxial failure stress envelope (σ_y versus σ_x)
10		Stress-strain curves under $\sigma_y : \sigma_x = 1 : 0$
11		Stress-strain curves for $\sigma_y : \sigma_x = 2 : 1$
12	(0°/90°) E-glass/MY750	Stress-strain curves under $\sigma_y : \sigma_x = 0 : 1$
13	±45° E-glass/MY750	Stress-strain curves for $\sigma_y : \sigma_x = 1 : 1$
10		Stress-strain curves for $\sigma_y : \sigma_x = 1 : -1$

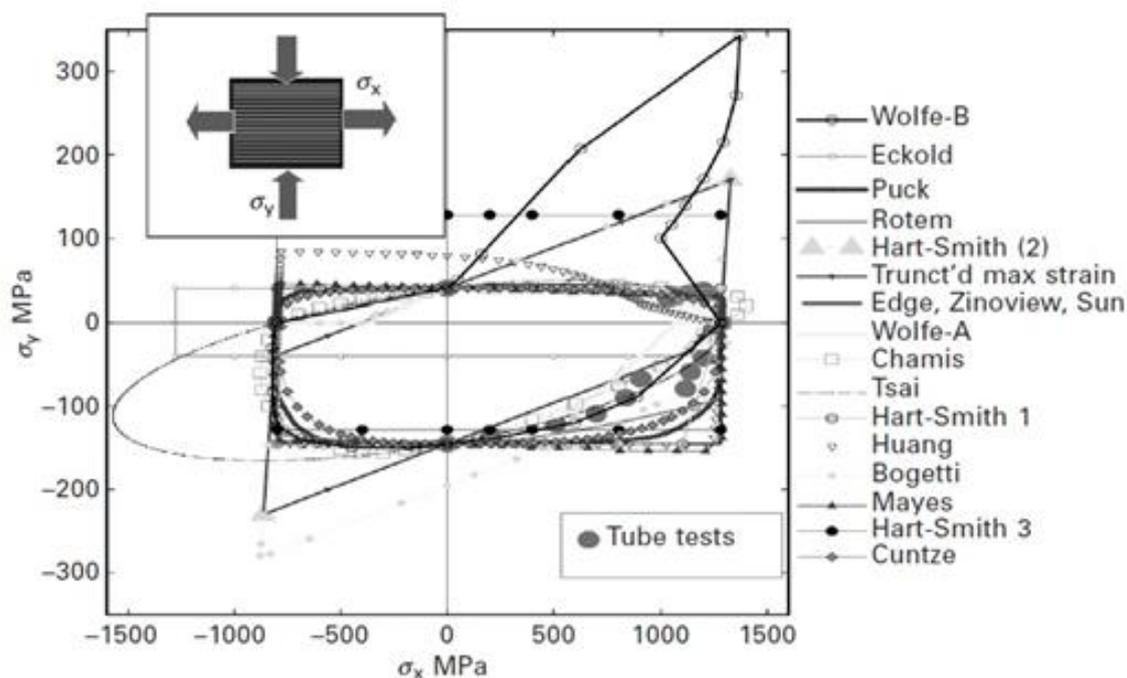


Figura 2.35: Comparação entre previsões teóricas de 16 critérios de falha e resultados experimentais do caso de carregamento 3 do WWFE [64].

Como conclusão do encontro, foram identificados pontos de lacunas de conhecimento, destacando-se duas principais prioridades:

- Comportamento à falha de compósitos sob carregamentos triaxiais;
- Modelos avançados baseados em dano, trincamento e mecânica do contínuo.

Assim, dois novos exercícios foram lançados: WWFE-2 e WWFE-3, que estão atualmente em andamento, para contemplar respectivamente as duas prioridades descritas acima. Apesar do WWFE ter sido uma grande iniciativa, algumas questões de extrema importância ficaram fora de pauta, como é o caso da influência dos efeitos higrótérmicos na qualidade de predição dos critérios de falha.

Além destas, ainda existem muitas lacunas de conhecimento nas teorias de falha de compósitos laminados, dentre as quais podemos destacar:

- Modelagem computacionais mais representativas;
- Aprimoramento dos cálculos de mecânica da fratura em materiais compósitos;

Capítulo 3

Plano de Estudo

A presente tese foi idealizada a partir da detecção das lacunas de conhecimento necessário para a viabilizar a utilização de dutos de compósitos em produção de óleo e gás em águas profundas. Um ponto essencial observado reside na necessidade de uma metodologia rápida e precisa de previsão de pressão de colapso de dutos de compósito considerando sua sequência de empilhamento, o seu perfil térmico e da variação das propriedades mecânicas do compósito utilizado em função da temperatura de operação.

Neste contexto, o presente estudo contempla um desenvolvimento analítico, numérico e experimental, tendo como foco as seguintes atividades:

- Estudo analítico:
 - Descrever o campo de tensões atuantes na parede de um dutos de compósitos sob pressão externa, considerando a sua geometria, material, sequência de empilhamento de camadas e o seu perfil térmico;
 - Selecionar na literatura os principais critérios de falha aplicados a materiais compósitos;
 - Implementar as equações desenvolvidas em um algoritmo que identifique a pressão de ruptura de um duto de compósito sob pressão externa a partir da verificação do seu campo de tensões frente a cada critério de falha;
 - Validar preliminarmente o algoritmo desenvolvido com resultados experimentais disponíveis na literatura;
 - Alimentar o algoritmo analítico desenvolvido com as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de caracterização;
 - Escrever algoritmo implementando a metodologia analítica desenvolvida em um software com interface que permita a fácil entrada de dados do perfil geométrico e térmico do duto pelo usuário.

- Prever a pressão de ruptura dos testes de colapso realizados nas amostras de tubos.
- Estudo numérico:
 - Produzir um modelo de elementos finitos paramétrico para predição da pressão de falha de dutos de compósitos considerando sua sequência de empilhamento de camadas;
 - Implementar um critério de falha progressivo do material que sirva como base comparativa aos demais critérios de iniciação de falha aplicados no modelo analítico;
 - Alimentar o modelo de elementos finitos com as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de caracterização;
 - Determinar a relação entre a pressão aplicada e a ovalização obtida em cada duto, servindo como base comparativa para validação da curva pressão-ovalização obtida pelo modelo analítico;
 - Prever a pressão de colapso de cada uma das amostras ensaiadas de tubos, servindo como base comparativa para validação das previsões de colapso obtidas pelo modelo analítico;
- Estudo experimental:
 - Produzir placas compósitas para extração de amostras de caracterização mecânica.
 - Realizar todos os ensaios de caracterização mecânica necessários sob diferentes temperaturas.
 - Ajustar polinômios de interpolação de cada propriedade mecânica em função da temperatura;
 - Produzir tubos de compósitos com diferentes perfis de empilhamento;
 - Realizar ensaios de colapso dos tubos produzidos sob diferentes temperaturas (25°C, 65°C e 85°C);
- Confrontar as previsões da metodologia desenvolvida frente aos resultados experimentais obtidos.

A Figura 3.1 apresenta de maneira estruturada o fluxograma das atividades desenvolvidas.

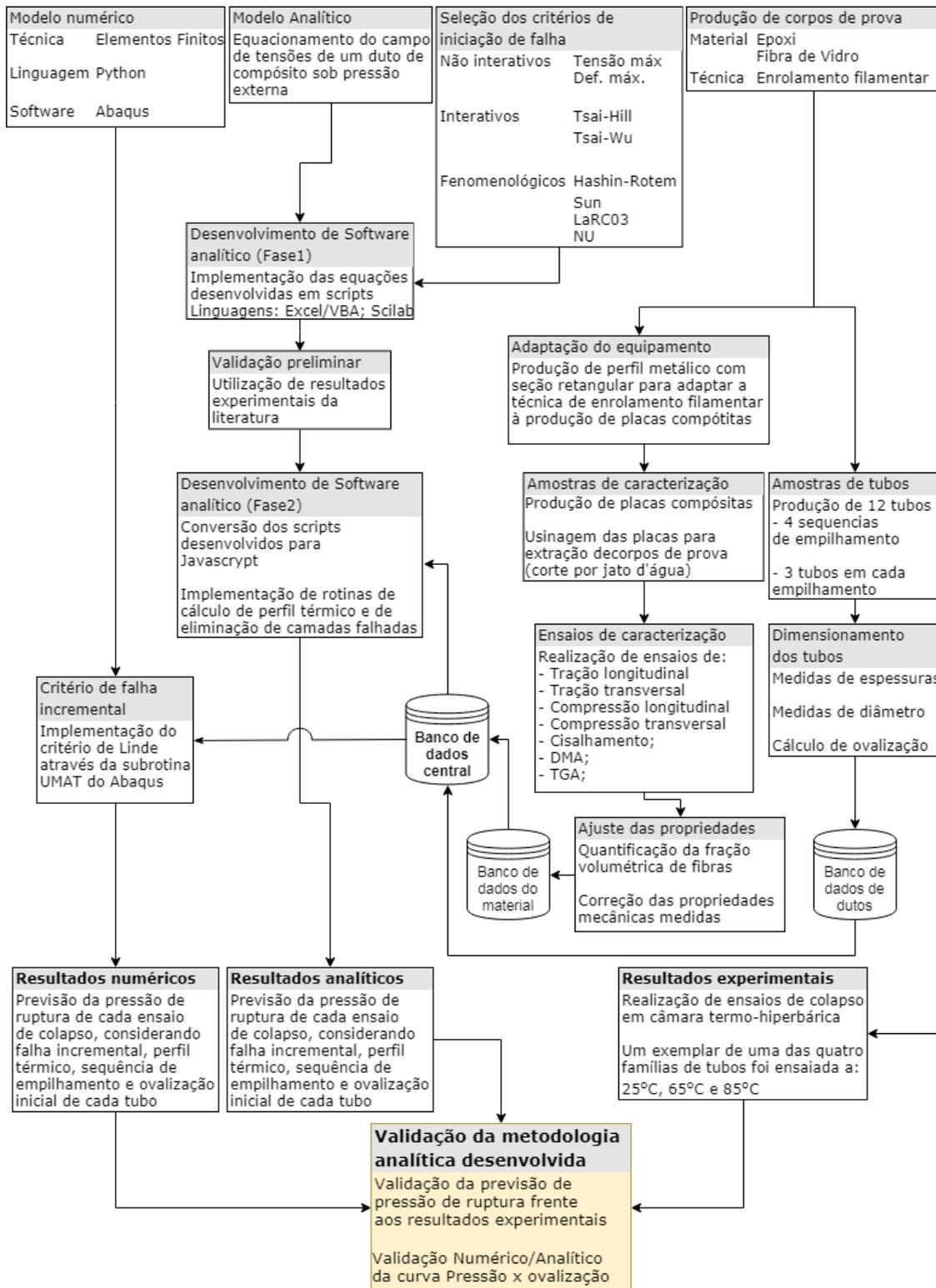


Figura 3.1: Fluxograma do estudo.

3.1 Adequação do programa de ensaios experimentais

Inicialmente, o estudo foi planejado para contemplar um período inicial de 18 meses de atividades no *institut national des sciences appliquées* (INSA de Lyon / França) onde seria desenvolvida a modelagem numérica e realizados os ensaios de caracterização de material. Em seguida, ao retornar à UFRJ, seria desenvolvida a metodologia analítica e os ensaios de colapso em amostras de tubos.

Como material base, seriam utilizadas mantas de fibras de vidro pré-impregnadas com resina epoxi (PREPREGS). Tais mantas PREPREGS seriam utilizadas para a produção de placas compósitas, das quais seriam extraídos os corpos de prova de caracterização. O mesmo tipo de PREPREG seria utilizado posteriormente para a produção de amostras de tubos através do processo de roll wrapping. Para reduzir a probabilidade de ocorrência de defeitos de fabricação, estes tubos seriam produzidos por uma empresa especializada neste tipo de produção.

Entretanto, o período de atividades no INSA demandou atividades extras não inicialmente previstas no cronograma do estudo e tais imprevistos inviabilizaram a realização dos ensaios de caracterização no INSA de Lyon. Dentre as atividades extras demandadas, destaca-se a elaboração de projetos detalhados de aparatos de compressão e de cisalhamento para possibilitar a realização dos testes de caracterização. Apesar da impossibilidade da realização completa dos ensaios de caracterização, o período no INSA de Lyon foi de grande aprendizado quanto a caracterização de materiais e quanto ao desenvolvimento de aparatos. O dimensionamento completo dos aparatos projetados estão disponibilizados nos Apêndice A e Apêndice B e detalhamento dos experimentos que puderam ser realizados estão descritos no Capítulo 4. Além disso, as atividades de desenvolvimento numérico foram concluídas com sucesso, onde um modelo de elementos finitos paramétrico bastante completo foi desenvolvido no software comercial Abaqus, através da linguagem de programação Python, conforme descrito no Capítulo 5.

Em retorno à UFRJ, devido a restrições orçamentárias, não foi possível contratar uma empresa especializada que produzisse os tubos de compósito. Em contrapartida, o professor Luís Fernando Bastian gentilmente disponibilizou o equipamento de enrolamento filamentar do Laboratório de Compósitos (LaCom), permitindo a confecção dos corpos de prova utilizados neste estudo.

A técnica de enrolamento filamentar, entretanto, destina-se a produção de amostras cilíndricas e um dos desafios encontrados neste estudo foi a adaptação do equipamento para permitir a confecção de placas para extração dos corpos de prova para caracterização de material, conforme será descrito no Seção 7.4.

Capítulo 4

Experiências exploratórias no INSA de Lyon

4.1 Seleção de materiais e produção de amostras

Durante a etapa desenvolvida no exterior, foram realizadas experiências exploratórias com ensaios experimentais de compósitos laminados. Nesta atividade decidiu-se utilizar compósitos de matriz epóxi reforçados por fibras de vidro. Uma das razões desta escolha se deu pelo fato da possibilidade de utilização da técnica de correlação de imagens para acompanhamento do campo de deformações dos corpos de prova. Como a acurácia desta técnica aumenta conforme o grau de deformação obtido durante o ensaio, optou-se por um compósito de alta resistência e moderada rigidez. Para que posteriormente pudesse ser investigado a influência da T_g da matriz, foram selecionados dois tipos de compósitos de matriz epóxi reforçados por fibras de vidro:

- XB3515P ($T_g = 135^\circ\text{C}$);
- M34N ($T_g = 90^\circ\text{C}$).

A escolha se deu devido a disponibilidade de tais resinas pré-impregnadas (PRE-PREGs) em tecidos unidirecionais, necessária para a correta caracterização.

Os PREPREGs foram cortados em tamanhos $400\text{mm} \times 550\text{mm}$ e empilhados sob a mesma direção até atingir a espessura desejada. Este conjunto foi levado a um forno que dispunha de uma prensa e foram curadas segundo as especificações do fornecedor. Os seguintes procedimentos foram tomados para cada material:

- XB3515P - Foram utilizadas 12 camadas. A pressão aplicada durante a cura foi de 5bar e o ciclo térmico utilizado está apresentado na Figura 4.1.
- M34N - Foram utilizadas 8 camadas. A pressão aplicada durante a cura foi de 5bar e o ciclo térmico utilizado está apresentado na Figura 4.2.

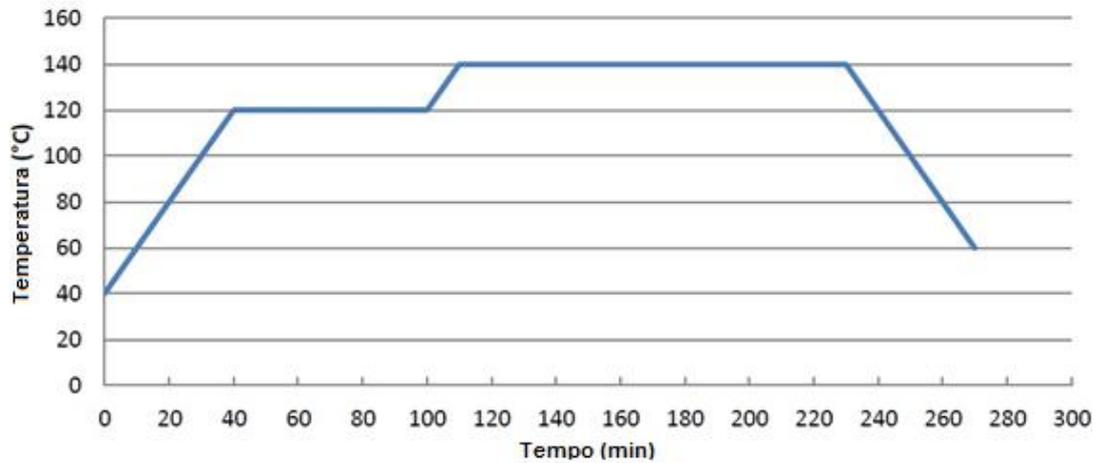


Figura 4.1: Ciclo térmico de cura do material XB3515P.

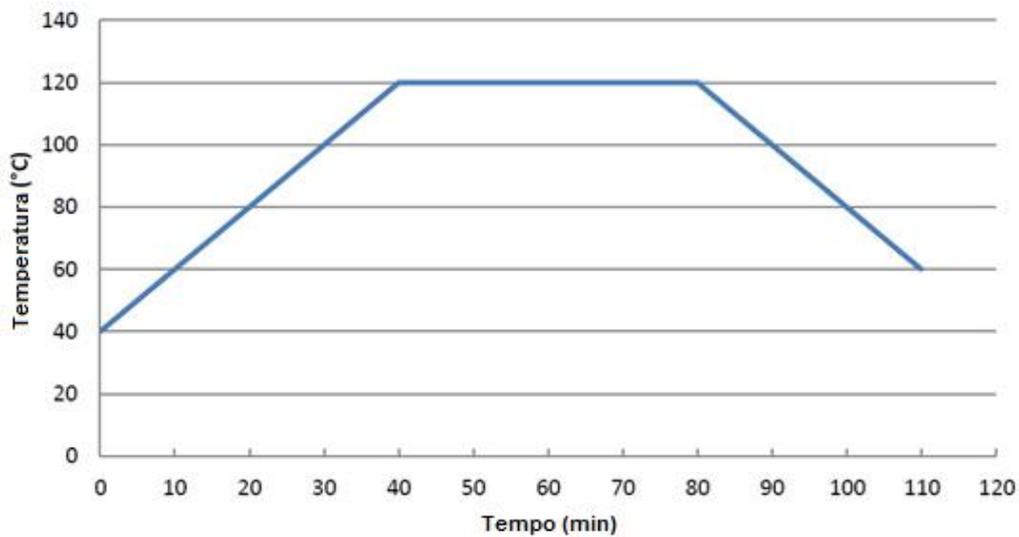


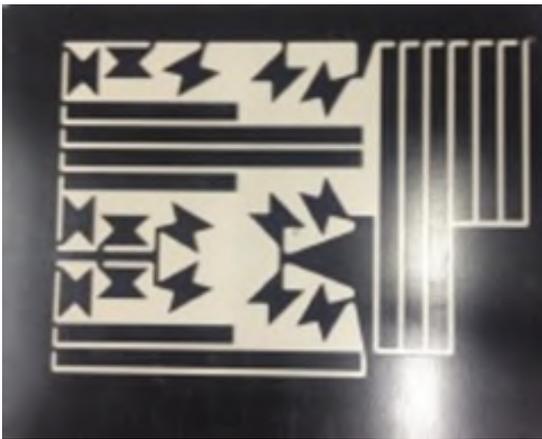
Figura 4.2: Ciclo térmico de cura do material M34N.

Devido à preocupação em evitar delaminação das amostras durante a usinagem, foi utilizado um equipamento de corte por jato d'água em comando numérico para o corte das placas, conforme apresentado na Figura 4.3a. Tal processo permitiu um ótimo acabamento da superfície de corte e controle dimensional das amostras. O desenho de corte foi otimizado para permitir a extração de um máximo número de amostras em uma mesma placa e evitar as regiões da borda, conforme o resultado final de usinagem apresentado na Figura 4.3b onde se observa a extração de distintas amostras a partir de uma das placas. A Figura 4.3c apresenta as amostras finais de tração, compressão e cisalhamento, onde as duas primeiras foram coladas com abas de alumínio, conforme recomendação da norma ASTM 3039.

Para verificar se o percentual de fibras estava de acordo com o valor previsto pelos fabricantes, um procedimento de contagem de fibras foi realizado através do software ImageJ, conforme o passo a passo descrito no Apêndice C.



(a) Equipamento de corte por jato d'água.



(b) Placas usinadas.



(c) Corpos de prova finais

Figura 4.3: Usinagem das amostras.

4.2 Confecção de aparatos experimentais

Conforme dito, foram projetados dois aparatos durante a fase de desenvolvimento no INSA de Lyon:

- Aparato Arcan (Figura 4.4). Projeto detalhado no Apêndice B
- Aparato de compressão guiada (Figura 4.5). Projeto detalhado no Apêndice A.

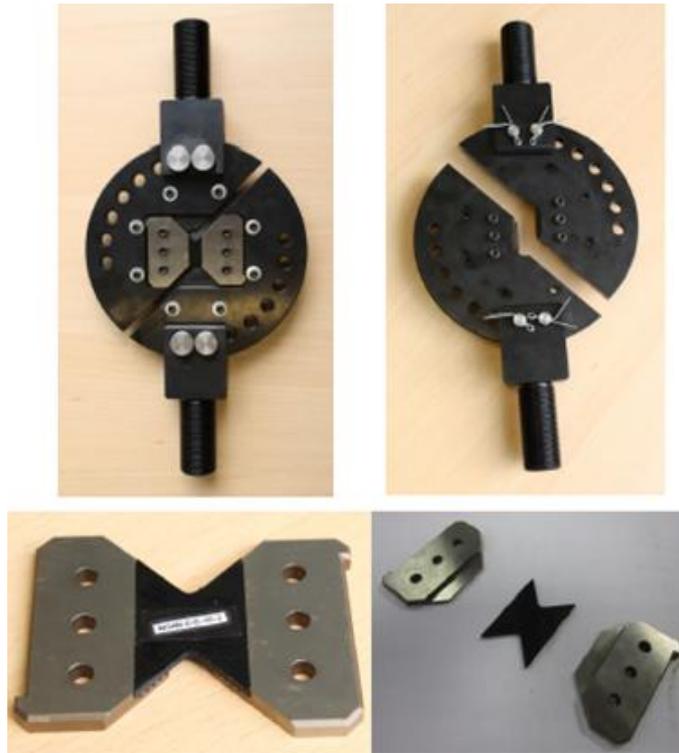


Figura 4.4: Aparato para ensaio de cisalhamento (Arcan).

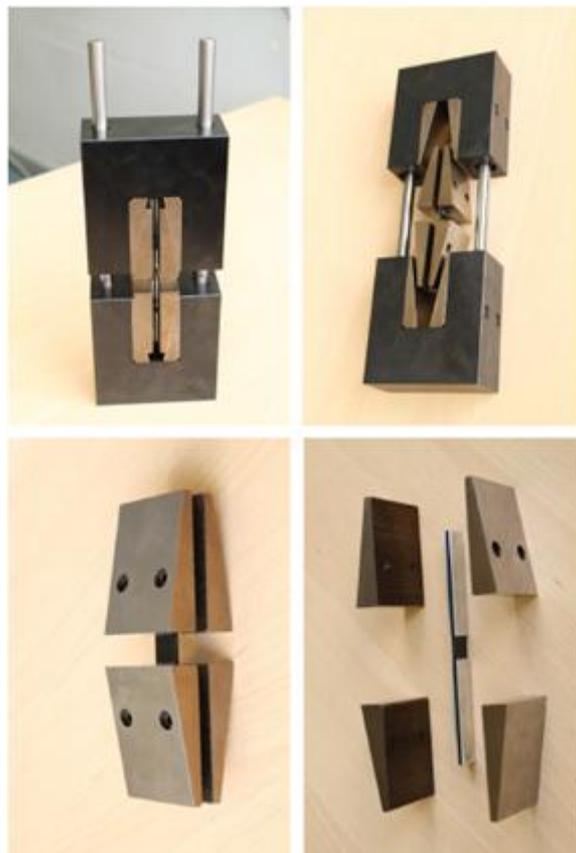


Figura 4.5: Aparato para ensaio de compressão guiada.

4.3 Correlação de imagens digitais

A técnica de correlação de imagens digitais (CID) [65–67] foi utilizada durante os ensaios experimentais. Este método permite medir o campo de deslocamentos dos corpos de prova, a partir de imagens obtidas ao longo do ensaio. É um método muito vantajoso em relação a outros métodos ópticos (tais como: interferometria holográfica, técnica de moiré, interferometria de *speckle*), por não necessitar de iluminação especial, isolamento de vibração, separadores de feixe, prismas, filtros especiais, atuadores piezelétricos, etc.

O objetivo da técnica é comparar imagens obtidas em instantes distintos durante o ensaio, identificando uma mesma região da amostra em imagens consecutivas, de maneira a determinar o seu campo de deslocamentos. O método requer uma câmera digital de alta resolução, equipadas com lentes livres de distorções e uma boa iluminação, para minimizar erros de medições. A câmera deve estar conectada a um computador para capturar e processar as imagens, conforme esquema apresentado na Figura 4.6.

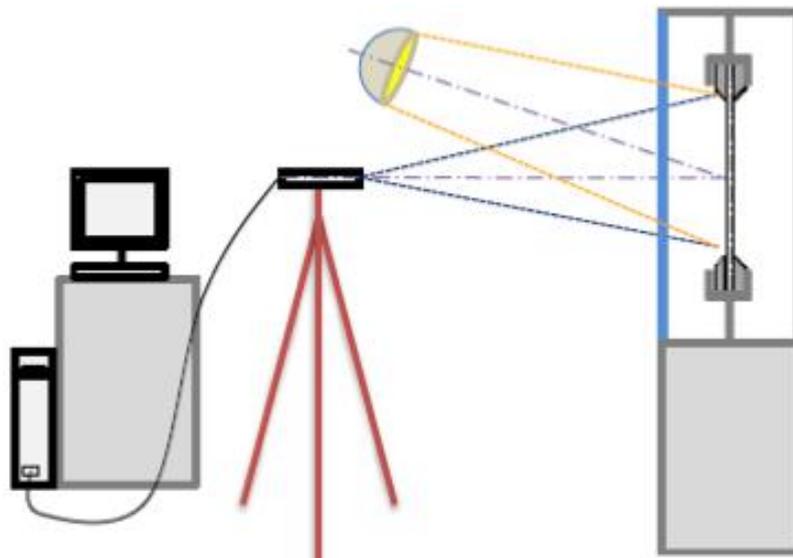


Figura 4.6: Dispositivo experimental para correlação de imagens.

As imagens são obtidas em escala de cinza, gerando uma matriz de pixels, que contém a intensidade luminosa de cada ponto (0-255). Esta matriz de pixels é dividida em sub-regiões (usualmente 30 pixels x 30 pixels) denominadas alvos, e estes alvos são procurados em uma imagem seguinte, através de um algoritmo de minimização de erro. Em suma, o método CID compara duas imagens, antes e depois de sofrer o carregamento. O algoritmo considera diversas possibilidades de campo de deslocamentos (Figura 4.7) e identifica o campo de deslocamentos que melhor representa a relação entre as imagens original e deformada obtidas ao longo do ensaio.

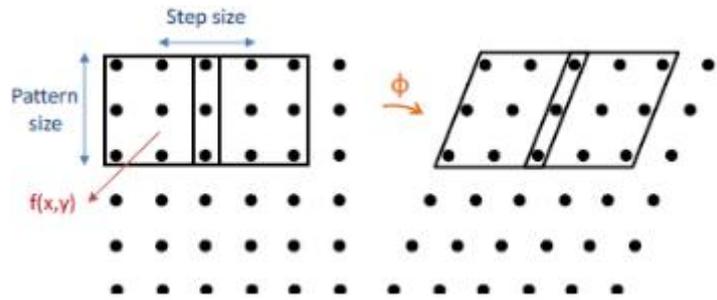


Figura 4.7: Alvo antes e depois de ser deformado.

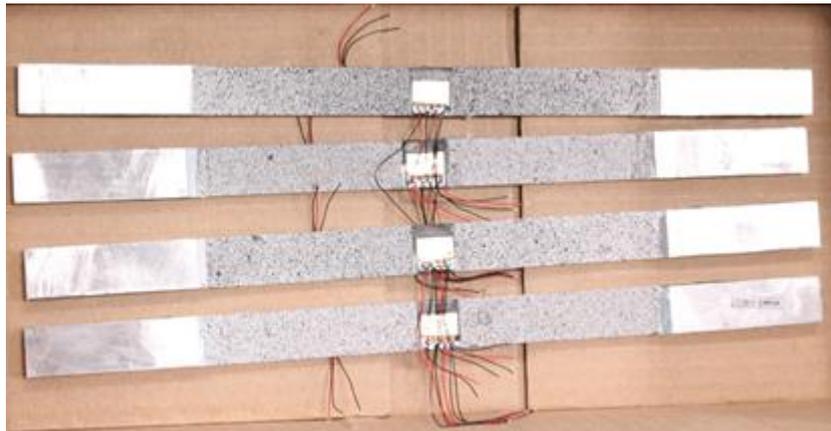


Figura 4.8: Corpos de prova da tração após texturização e instrumentação.

Tal qual uma impressão digital, a variação de intensidade luminosa contida em um alvo lhe dará um caráter único e facilitará a sua identificação. Por isso, as amostras devem possuir uma textura de coloração granular, que podem ser aplicadas através de diversas técnicas. Neste trabalho, as amostras foram pintadas em spray branco e após a tinta estar seca, foi pulverizado um spray preto, de maneira controlada, até que uma textura granular fina fosse obtida. As abas e a região do strain-gage foram isoladas e o resultado final das texturas está apresentado na Figura 4.8.

4.4 Realização dos ensaios

Os ensaios iniciais possuíam um caráter qualitativo, onde pretendia-se verificar as seguintes informações:

- Verificar a eficácia dos aparatos de compressão e cisalhamento projetados;
- Verificar a eficácia da cola/procedimento de colagem das abas;
- Verificar a funcionalidade do método de correlação de imagens para o conjunto ensaiado, observando os valores de deformação obtidos e identificação de pontos de falha.

4.4.1 Ensaio de tração

A texturização dos corpos de prova de tração foi feita em uma de suas faces, protegendo a região onde foram colados os strain-gages. A Figura 4.9 mostra o resultado do ensaio de tração transversal, onde o método de correlação de imagens digitais revela uma concentração no campo de deformações na região da garra inferior (local de iniciação de falha).

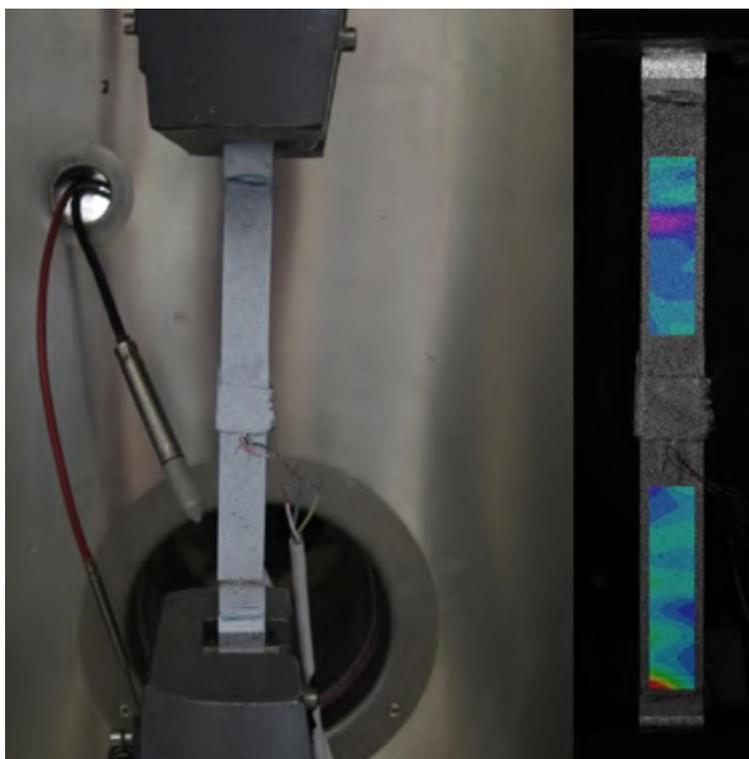


Figura 4.9: CID de amostra M34N tracionada transversalmente.

4.4.2 Ensaio de compressão

Para os ensaios de compressão, a preocupação maior estava na face lateral do corpo de prova, devido a sua maior susceptibilidade à flambagem. Havia um receio quanto à funcionalidade da técnica de correlação de imagens em uma região tão reduzida quanto a espessura da amostra (2.4mm). Entretanto, a técnica foi bastante útil e eficaz. A Figura 4.10 mostra a lateral da amostra de compressão de uma amostra de M34N comprimida longitudinalmente. É possível observar, através da correlação de imagens o campo de deslocamentos lateral da amostra, onde fica claro a ocorrência de instabilidades locais na primeira amostra ensaiada. Da mesma maneira, a segunda amostra ensaiada apresentou instabilidades, conforme a sequência de fotos apresentada na Figura 4.11.

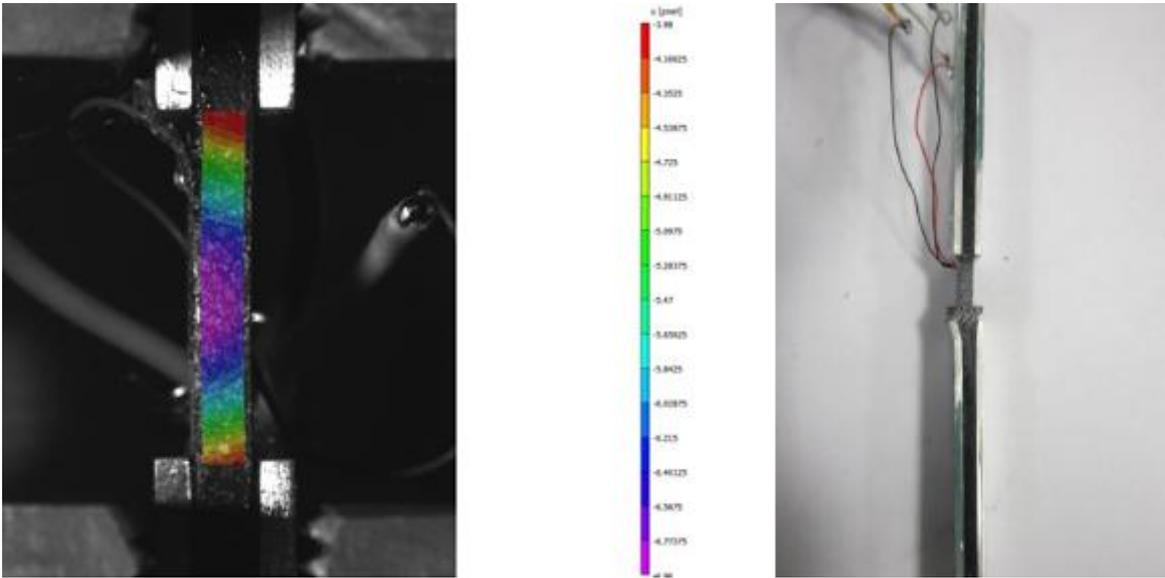


Figura 4.10: Correlação de imagens digitais do ensaio de compressão transversal da primeira amostra feita em M34N.

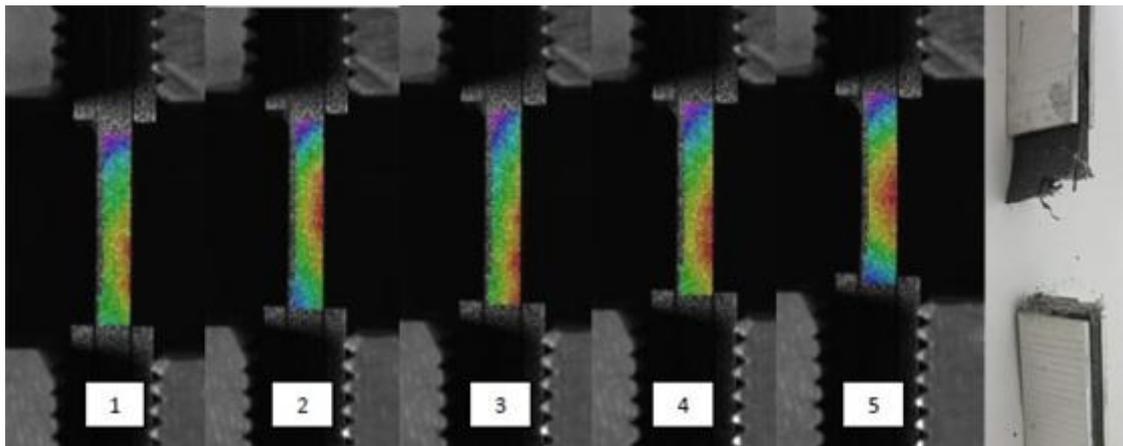


Figura 4.11: Correlação de imagens digitais do ensaio de compressão transversal da segunda amostra feita em M34N.

4.4.3 Ensaio de cisalhamento

Durante os ensaios de cisalhamento foram observadas rotações nas amostras à medida que a mesma era carregada. Tais observações indicam a necessidade de aprimoramentos no projeto do aparato de cisalhamento, para que a placa porta-amostras tenha uma região de ancoragem maior para reduzir a probabilidade de ocorrência de instabilidades. Além disso, a utilização de amostras mais espessas aumentariam a estabilidade do corpo de provas durante o ensaio.

A Figura 4.12 apresenta a região de iniciação de falha, ocorrida em região adjacente ao fundo do entalhe, devido à rotação da amostra. A figura mostra ainda o campo de deformações obtido pela correlação de imagens, onde observa-se as grandes concentrações de deformações ocorridas na seção do fundo do entalhe e na região de iniciação de falha.

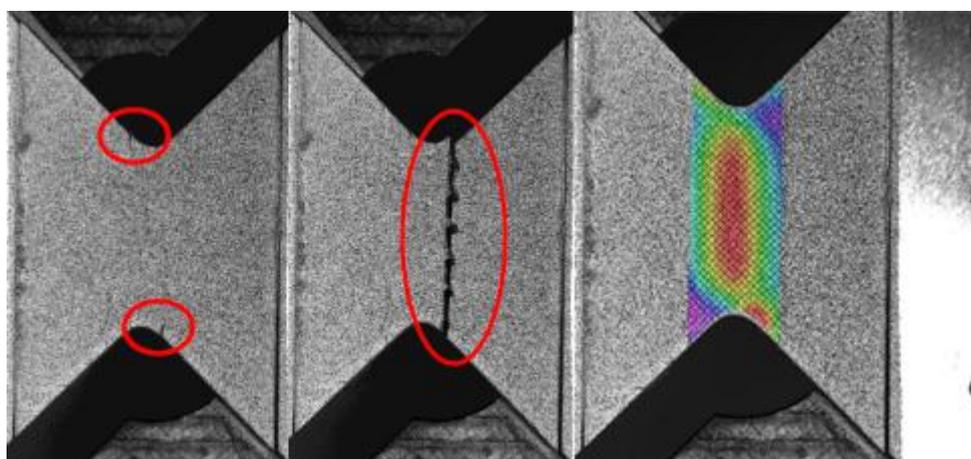


Figura 4.12: Correlação de imagens de amostra M34N sob cisalhamento.

4.5 Experiências adquiridas

Através das análises realizadas, foi possível identificar os seguintes pontos:

- A técnica de correlação de imagens é uma ótima ferramenta para mapear o campo de deformações e detectar eventos importantes ocorridos durante os ensaios de compósitos de epóxi-fibra de vidro;
- Devem ser utilizadas maiores espessuras de corpos de prova de compressão e de cisalhamento para evitar a ocorrência de instabilidades durante o ensaio;
- Os porta amostras do sistema Arcan devem ser reconstruídos, reduzindo a área ensaiada, de maneira a minimizar efeitos de rotação.

Capítulo 5

Metodologia numérica

Os campos de tensões e deformações atuantes em cada tubo analisado quando sob a ação do carregamento de pressão externa foram determinados, utilizando modelos de elementos finitos (MEFs) desenvolvidos no software comercial Abaqus CAE. Abaixo serão apresentados detalhadamente os parâmetros utilizados na análise.

5.1 Geometria

A geometria de cada tubo foi modelada considerando o seu diâmetro interno ($D_i \approx 100.4\text{mm}$), comprimento ($L = 1100\text{mm}$), espessura, sequência de empilhamento de camadas e imperfeição inicial correspondente a cada caso. A ovalização inicial de cada tubo foi modelada considerando uma seção transversal elíptica, cujos diâmetros máximo e mínimo correspondessem à ovalização medida experimentalmente.

A seção reta foi, então, particionada, segundo a sequência de empilhamento de camadas do tubo correspondente - como exemplo, a seção de um tubo com sequência c2-h4-c2 foi modelada em 3 partições, onde a primeira partição é dedicada às duas camadas circunferenciais internas, a segunda partição é dedicada às quatro camadas helicoidais e a terceira partição é dedicada às duas camadas circunferenciais externas. Esse particionamento teve o objetivo de garantir que cada elemento do modelo estivesse dedicado exclusivamente a um determinado ângulo de assentamento, impedindo, assim, que o início de falha de uma camada helicoidal interferisse no processo de falha de uma camada circunferencial, e vice-versa.

A Figura 5.1 apresenta a seção reta e uma visão geral em perspectiva da geometria modelada. Devido à simetria do problema, apenas um oitavo da geometria foi modelada (um quarto da seção reta e metade do comprimento).

Para cada partição, foi definida uma seção compósita distinta, a partir do ângulo de assentamento e do número de lâminas correspondente. Seguindo o mesmo exemplo dado acima, em um tubo de sequência c2-h4-c2, a partição central foi atribuída a uma seção de 4 lâminas, cada qual representando um quarto da sua espessura e

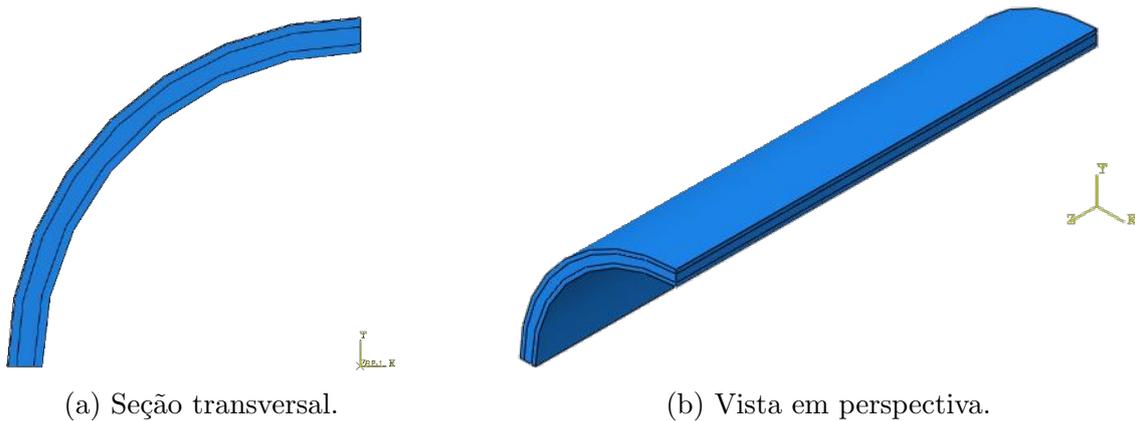


Figura 5.1: Modelo geométrico dos dutos.

ângulos de assentamento respectivamente de $+55^\circ$ e -55° . A partir dessa definição, o software determina as propriedades equivalentes de cada elemento da seção. A Figura 5.2 apresenta a visualização desta referida seção.

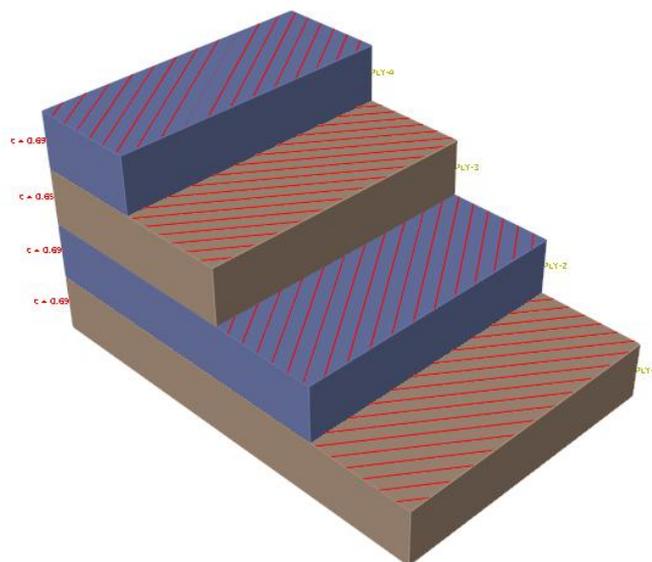


Figura 5.2: Sequência de empilhamento definida na atribuição da seção composta.

5.2 Carregamento e condições de contorno

O carregamento de pressão foi aplicado em toda superfície externa do duto e a carga correspondente ao efeito de tampo foi aplicada através de uma força de um nó de referência com deslocamentos acoplados aos nós da superfície livre, conforme pode ser observado na Figura 5.3.

Os deslocamentos radiais de um nó da geratriz superior da superfície externa do duto foi monitorado ao longo da análise, permitindo determinar a medida de ovalização em função da pressão aplicada.

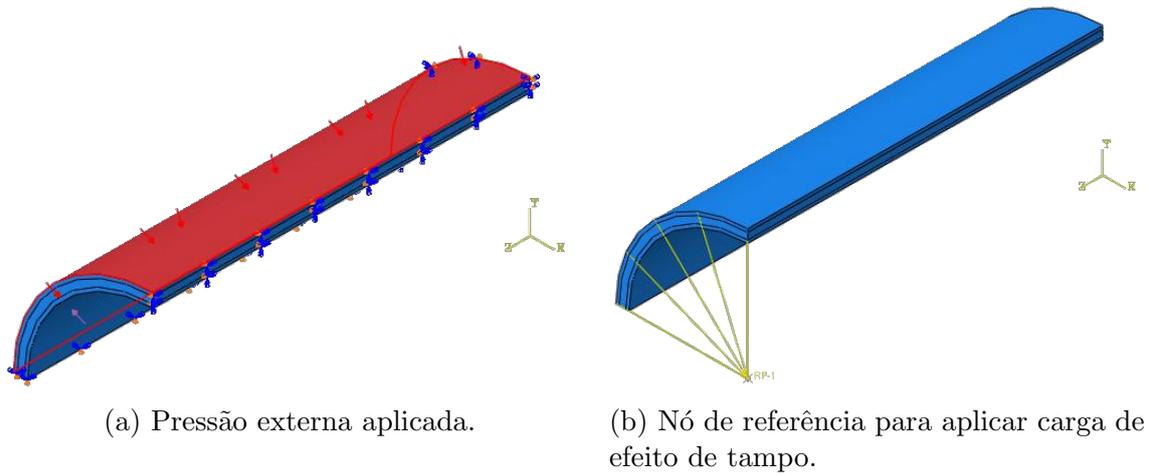


Figura 5.3: Cargas aplicadas no modelo.

5.3 Malha

A malha foi desenvolvida utilizando elementos hexaédricos quadráticos do tipo C3D20. Estes elementos possuem 20 nós (8 nós, posicionados nos vértices e 12 nós, posicionados no meio de cada aresta), conforme visualizado na Figura 5.4.

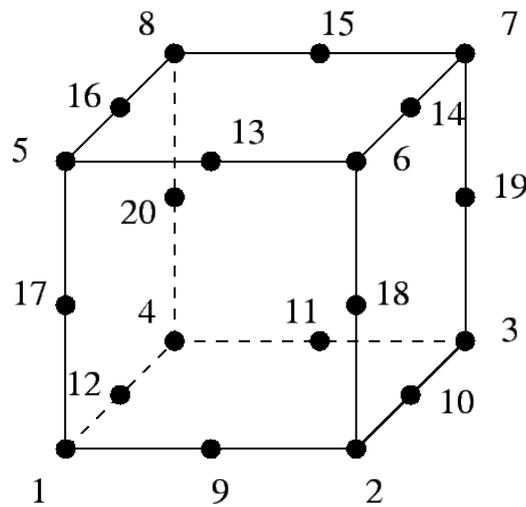


Figura 5.4: Elemento tetraédrico quadrático (20 nós).

Cada modelo foi elaborado com cerca de 30 mil elementos: 3 elementos foram utilizados em cada lâmina na direção da espessura, 40 elementos foram utilizados ao longo de um quarto de sua circunferência e 80 elementos foram utilizados ao longo do meio comprimento do duto. O esquema de refinamento priorizou utilizar menores elementos nas direções onde ocorrem as maiores variações do campo de tensão por unidade de comprimento. Por isso, menores elementos foram utilizados na direção da espessura, seguida das direções circunferencial e longitudinal, nesta ordem.

A figura Figura 5.5 apresenta a malha desenvolvida, onde cada seção é identificada através de cores distintas.

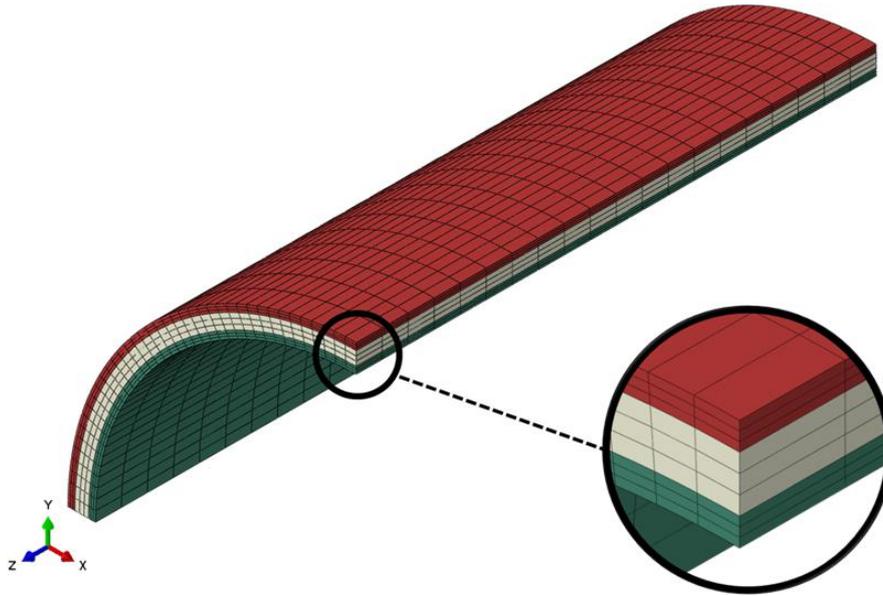


Figura 5.5: Detalhe do refinamento da malha e do particionamento utilizado.

5.4 Propriedades e critério de falha do material

As propriedades elásticas e de resistência do material foram inseridas no pré-processador Abaqus CAE através de um vetor de constantes. Uma subrotina UMAT foi, então, utilizada para ler o vetor de constantes e implementar o critério de falha de Linde (conforme disponibilizado no manual do Abaqus), permitindo simular a falha incremental do material. Para proporcionar uma melhor convergência durante a iniciação de falha e permitir capturar o comportamento pós colapso do duto, o método de Riks foi utilizado na análise.

5.5 Parametrização

Devido ao grande número de análises demandadas durante este estudo, decidiu-se que o desenvolvimento do modelo de elementos finitos seria feito de maneira parametrizada. Para tal fim, um algoritmo foi desenvolvido através da linguagem de programação Python onde os parâmetros de geometria, material e refinamento do modelo são inicialmente definidos pelo usuário e em seguida todo o processamento e pós-processamento (geração de resultados gráficos e exportação de figuras) é feito automaticamente pelo script.

Capítulo 6

Metodologia analítica

6.1 Desenvolvimento de modelo analítico

Considere um anel de raio externo R_e e espessura t submetido a uma pressão externa P , conforme observado na Figura 6.1. Enquanto o anel se deforma, cada ponto da seção é tensionado de acordo com a sua distância da linha neutra, cuja posição é representada pelo raio R_n .

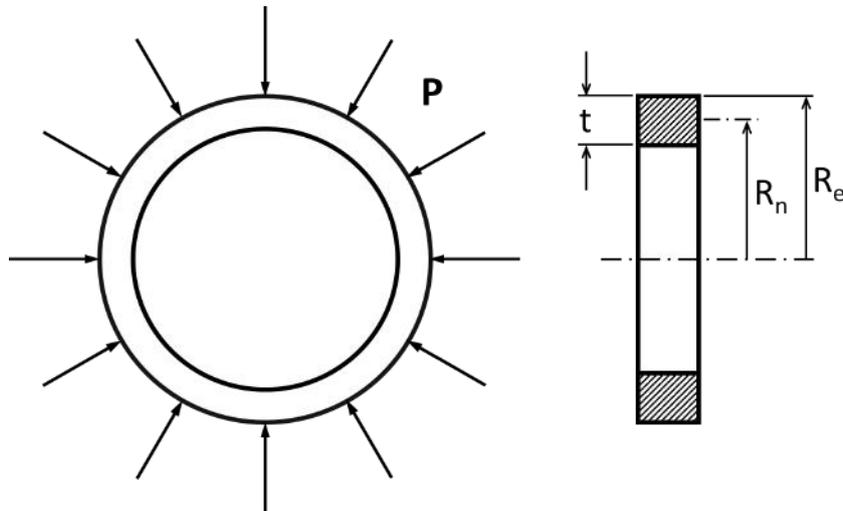


Figura 6.1: Anel circular sujeito a pressão externa uniforme.

A localização de um ponto qualquer na seção deste anel pode ser definida em coordenadas cilíndricas, conforme visto na Figura 6.2a. Por conveniência, podemos adotar $\xi = r - R_n$ como a distância de um raio r qualquer em relação ao raio da linha neutra da parede do duto R_n .

Da mesma maneira, os deslocamentos radial w e circunferencial v sofridos por um elemento na seção transversal deste anel podem ser definidos neste mesmo sistema de coordenadas. A Figura 6.2b apresenta um comparativo entre as configurações deformada e a indeformada de um elemento da seção do anel [68].

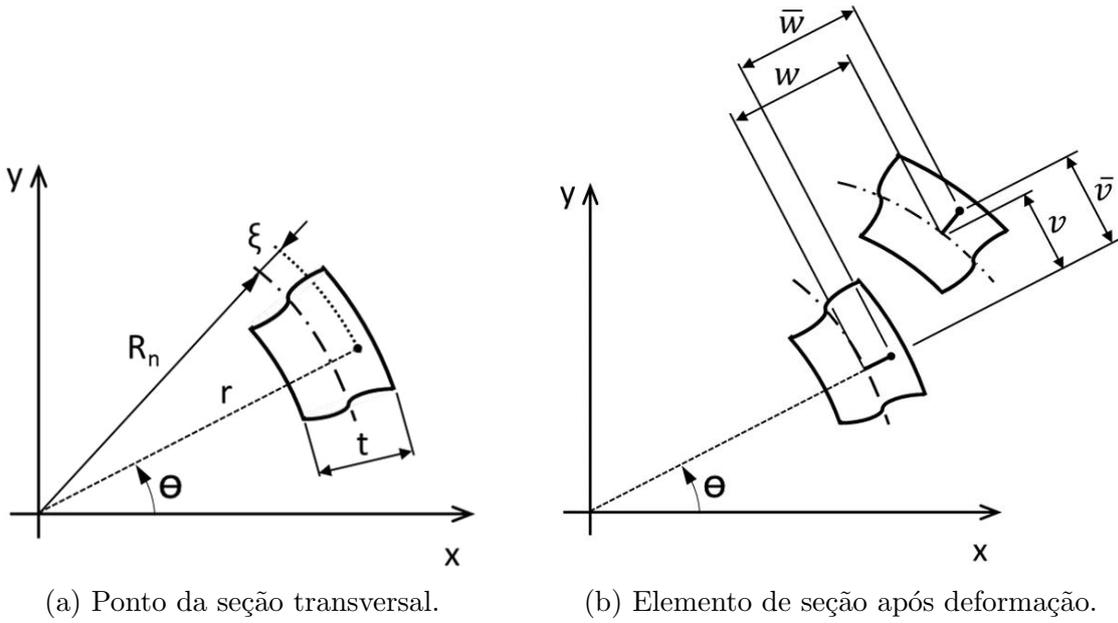


Figura 6.2: Sistema de coordenadas cilíndricas utilizado para posição e deslocamentos experimentados por um elemento da seção transversal do duto.

A deformação experimentada por um ponto qualquer pode ser determinada através da soma de uma parcela de membrana ε^0 e uma parcela de flexão, como:

$$\varepsilon_\theta = \varepsilon_\theta^0 + \xi k_\theta \quad (6.1)$$

Onde k_θ é a curvatura k em função da posição circunferencial θ .

A deformação de membrana e a curvatura do elemento da seção podem ser expressas, assumindo pequenas deformações e rotações, em função de v , w e R_n :

$$\varepsilon_\theta^0 \approx \frac{v' - w}{R_n} + \frac{1}{2} \left(\frac{v - w'}{R_n} \right)^2 \quad (6.2)$$

$$k_\theta \approx \frac{(v' - w'')}{R_n^2} \quad (6.3)$$

Cujas derivadas são em função de θ .

Um anel imperfeito, possui uma ovalização inicial que se torna cada vez maior, conforme a pressão externa aplicada aumenta, conforme apresentado na Figura 6.3, onde a é o máximo deslocamento radial ao longo da circunferência.

Podemos assumir v e w dados pela seguinte forma [69]:

$$v = -\frac{a}{2} \cdot \sin(2\theta) \quad (6.4)$$

$$w = a \cdot \cos(2\theta) \quad (6.5)$$

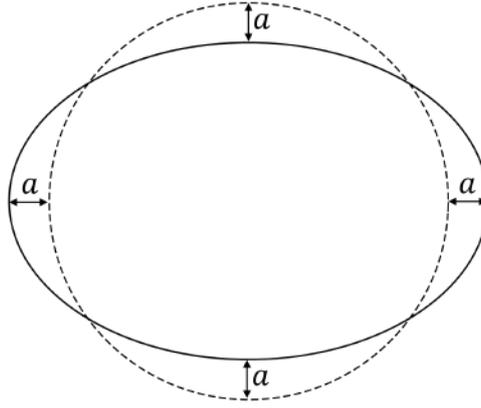


Figura 6.3: Anel com ovalização inicial.

Esta consideração faz o termo linear da Equação 6.2 ser zero e a deformação de membrana se tornar desprezível ($\varepsilon_\theta^0 \approx 0$). Isto representa o caso de um anel inextensível.

O deslocamento radial pode ser relacionado à ovalização da seção transversal Δ através da equação $a = \Delta \cdot R_e$. Assim, considerando uma seção transversal possuindo uma ovalização inicial Δ_0 , a variação de curvatura δk_θ experimentada em cada ponto da circunferência pode ser determinada por:

$$\delta k_\theta = \frac{3R_e (\Delta - \Delta_0) \cdot \cos(2\theta)}{R_n^2} \quad (6.6)$$

Então, o momento atuante em um elemento de seção pode ser determinado por:

$$M_\theta = \delta k_\theta E_\theta I \quad (6.7)$$

Onde E_θ é o módulo de elasticidade na direção circunferencial e I é o momento de inércia da parede do duto. A Figura 6.4 ilustra um anel ovalizado sob pressão externa, cujo equilíbrio de forças e momentos pode ser obtido em $\theta=0$ e $\theta=\pi/2$, conforme abaixo:

$$F_0 = PR_{e_{max}} \quad (6.8)$$

$$F_{\frac{\pi}{2}} = PR_{e_{min}} \quad (6.9)$$

$$M_0 = M_{\frac{\pi}{2}} + P \left[\frac{R_{n_{max}}^2}{2} + \frac{R_{e_{min}}^2}{2} - \frac{(R_{e_{max}} - R_{n_{max}})^2}{2} \right] - F_{\frac{\pi}{2}} R_{n_{min}} \quad (6.10)$$

Onde a máxima e mínima posição radial da linha neutra ao longo da circunferência pode ser determinada por $R_{n_{max}} = R_n + a$ e $R_{n_{min}} = R_n - a$. Similarmente,

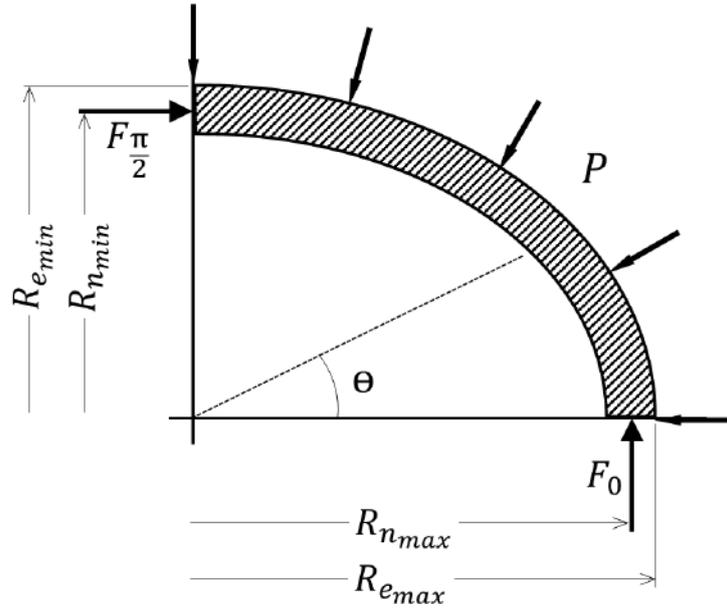


Figura 6.4: Anel ovalizado sob pressão externa.

temos $R_{e_{max}} = R_e + a$ e $R_{e_{min}} = R_e - a$, respectivamente.

Dado que $M_0 = -M_{\frac{\pi}{2}}$, podemos reescrever a Equação 6.10, conforme:

$$M_0 = PaR_n \quad (6.11)$$

Em seguida, inserindo a Equação 6.7 na Equação 6.11, podemos expressar a pressão em função da ovalização, conforme:

$$P = \frac{3EI}{R_n^3} \frac{(\Delta - \Delta_0)}{\Delta} \quad (6.12)$$

A pressão de colapso elástico P_c de um anel possuindo uma ovalização desprezível ($\Delta_0 \approx 0$) é então dada por:

$$P_c \approx \frac{3EI}{R_n^3} \quad (6.13)$$

A Figura 6.5 apresenta graficamente a relação entre a pressão externa e a ovalização da seção de um anel, onde é possível observar a influência da ovalização inicial no comportamento estrutural do anel.

6.1.0.1 Duto longo de compósito sob pressão externa

A relação entre tensão e deformação de um duto sob pressão externa é dependente das cargas e restrições atuantes na direção longitudinal. Considerando um duto de compósito com empilhamento simétrico e balanceado, as equações constitutivas podem ser escritas em função das direções principais do duto z e θ , conforme Equação 6.14.

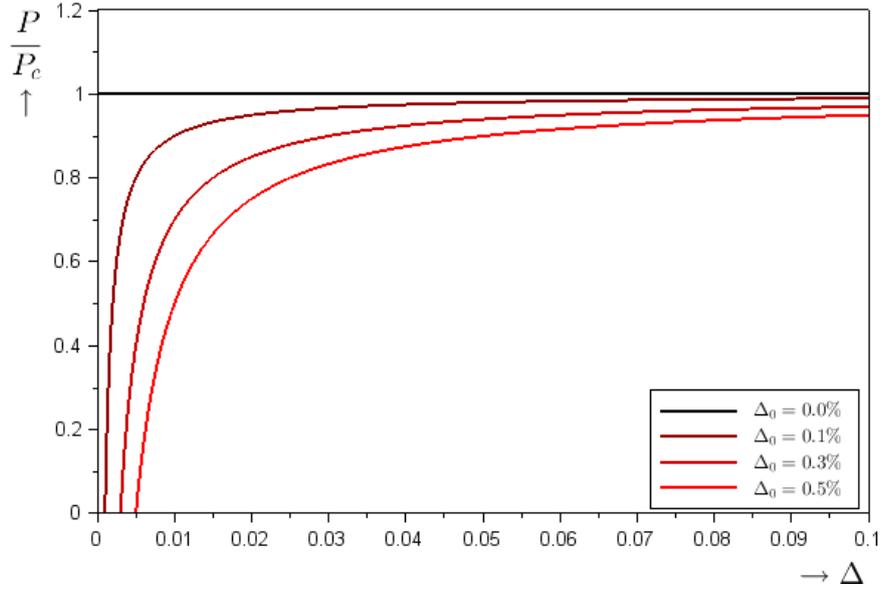


Figura 6.5: Influência da imperfeição inicial na resistência ao colapso.

$$\begin{bmatrix} \sigma_\theta \\ \sigma_z \\ \tau_{\theta z} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_\theta}{1-\nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} & \frac{E_\theta\nu_{z\theta}}{1-\nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} & 0 \\ \frac{E_z\nu_{\theta z}}{1-\nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} & \frac{E_z}{1-\nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\theta z} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_\theta \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{\theta z} \end{bmatrix} \quad (6.14)$$

A restrição ao deslocamento longitudinal sofrido por um duto de longo comprimento submete toda sua seção trasversal a $\varepsilon_z = 0$. Assim, a relação entre tensão e deformação atuante na direção circumferencial pode ser simplificada por:

$$\sigma_\theta = \frac{E_\theta}{1 - \nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} \varepsilon_\theta \quad (6.15)$$

Assim, as equações desenvolvidas para um anel sob pressão externa devem ser corrigidas através do uso de um módulo de elasticidade equivalente $E_{\theta_{Eq}}$ dado por:

$$E_{\theta_{Eq}} = \frac{E_\theta}{1 - \nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} \quad (6.16)$$

A pressão externa pode ser então expressa em função da ovalização de um duto longo através de:

$$P = \frac{3E_{\theta_{Eq}}I}{R_n^3} \frac{(\Delta - \Delta_0)}{\Delta} \quad (6.17)$$

Utilizando as equações (6.6) e (6.16), a variação de curvatura δk_θ de um elemento de seção pode ser estimado em função da pressão externa.

$$\delta k_\theta = \frac{3PR_e R_n \Delta_0}{3E_{\theta_{Eq}}I - PR_n^3} \cdot \cos(2\theta) \quad (6.18)$$

6.1.1 Equações constitutivas

As propriedades mecânicas de cada lâmina no sistema de coordenadas do duto é uma função de suas propriedades no sistema local da lâmina e do ângulo de alinhamento das fibras α . Assim, as constantes elásticas de cada camada podem ser calculadas nas direções circunferencial θ e axial z do duto, através de [7]:

$$\frac{1}{E_z} = \frac{m^2}{E_1} (m^2 - n^2\nu_{12}) + \frac{n^2}{E_2} (n^2 - m^2\nu_{21}) + \frac{m^2n^2}{G_{12}} \quad (6.19)$$

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{n^2}{E_1} (n^2 - m^2\nu_{12}) + \frac{m^2}{E_2} (m^2 - n^2\nu_{21}) + \frac{m^2n^2}{G_{12}} \quad (6.20)$$

$$\frac{\nu_{z\theta}}{E_z} = \frac{\nu_{\theta z}}{E_\theta} = \frac{m^2}{E_1} (m^2\nu_{12} - n^2) + \frac{n^2}{E_2} (n^2\nu_{21} - m^2) + \frac{m^2n^2}{G_{12}} \quad (6.21)$$

Onde E , G , e ν são respectivamente o módulo de elasticidade, módulo de cisalhamento e o coeficiente de Poisson. Os índices 1 e 2 estão relacionados às direções principais do material e os cossenos diretores m e n são dados por:

$$m = \cos(\alpha) \quad n = \sin(\alpha)$$

A rigidez circunferencial do duto $(EA)_\theta$ pode então ser determinada através da soma das rigidezes circunferenciais de cada camada $(EA)_{\theta i}$, que podem ser determinadas através da Equação 6.19 por:

$$(EA)_{\theta i} = \frac{E_\theta h}{1 - \nu_{\theta z}\nu_{z\theta}} \quad (6.22)$$

Onde h é a espessura da camada e E_θ , $\nu_{\theta z}$ e $\nu_{z\theta}$ podem ser determinados através das equações 6.19, 6.20 e 6.21.

Para determinar a rigidez flexional $(EI)_\theta$ da parede do duto, é necessário primeiramente determinar R_n o qual, no caso de um duto multicamadas, pode não necessariamente corresponder ao centro da seção.

$$R_n = \frac{(EA)_\theta}{\sum_{Layers} \frac{(EA)_{\theta i}}{h_i} \ln \left(\frac{R_{e_i}}{R_{e_i} - h_i} \right)}$$

Então, a distância ξ_i entre o centro de cada camada R_i e a linha neutra é determinada por $\xi_i = R_i - R_n$ e $(EI)_\theta$ pode ser calculado por:

$$(EI)_\theta = \sum_{Layers} \frac{(EA)_{\theta i} h_i^2}{12} + (EA)_{\theta i} \xi_i^2$$

6.1.2 Campo de tensões atuantes em cada camada

Os parâmetros determinados acima podem ser usados para calcular as parcelas de deformação de membrana e de flexão. Assim, podemos reescrever ε_θ como:

$$\varepsilon_\theta = \frac{PR_e}{(EA)_\theta} + \frac{3PR_e R_n \Delta_0}{3(EI)_\theta - PR_n^3} \cdot \cos(2\theta) \xi_i \quad (6.23)$$

O campo de deformações pode então ser convertido no sistema de coordenadas local do material através de:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \frac{\gamma_{12}}{2} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ n^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_\theta \\ \varepsilon_z \\ \frac{\gamma_{\theta z}}{2} \end{bmatrix} \quad (6.24)$$

Conforme dito, um duto longo sob pressão externa ($\varepsilon_z = 0$) com empilhamento balanceado ($\gamma_{\theta z} = 0$) está sendo considerado. Desta forma, a Equação 6.24 pode ser simplificada e a relação entre tensão e deformação pode ser determinada em termos do sistema de coordenadas locais do material:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_1}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_1\nu_{21}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{E_2\nu_{12}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_2}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} m^2 \\ n^2 \\ -2mn \end{bmatrix} \varepsilon_\theta \quad (6.25)$$

Assim, temos:

$$\sigma_1 = A_1 \varepsilon_\theta \quad \sigma_2 = A_2 \varepsilon_\theta \quad \tau_{12} = A_{12} \varepsilon_\theta$$

Onde:

$$\begin{aligned} A_1 &= \frac{E_1}{1-\nu_{12}\nu_{21}} (m^2 + n^2\nu_{21}) \\ A_2 &= \frac{E_2}{1-\nu_{12}\nu_{21}} (m^2\nu_{12} + n^2) \\ A_{12} &= -2mnG_{12} \end{aligned}$$

6.2 Desenvolvimento de rotina de previsão de pressão de colapso (fase 1 – Iniciação de falha / temperatura única)

Com o objetivo de automatizar a implementação das tensões atuantes em cada critério de falha e obter previsões de pressões de iniciação de falha, uma rotina foi desenvolvida utilizando o software Scilab, considerando o algoritmo da Figura 6.6.

Para cada *Critério de falha*;

Dados de entrada

Propriedades do material: $E_1, E_2; G_{12}, \nu_{12}, \nu_{21}, F_{1t}, F_{1c}, F_{2t}, F_{2c}, F_{12}$;

Propriedades geométricas: $D_i, \Delta_0, t_{camada}, angulo_{camada}$;

Determinação das propriedades globais

Rigidezes: EA_c, EI_c ;

Inicialização de variáveis:

Range de ovalização: $\delta\Delta_i = 0..0.1$;

Parâmetros de falha: $P_{falha} \leftarrow 0, \delta\Delta_{falha} \leftarrow 0$;

for $i = 1..n$ **do**

Determinar $P_i(\delta\Delta_i)$; (Eq. 6.12)

for *each layer* **do**

Determinar $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_{12}$; (Eq. 6.24)

Determinar $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_{12}$; (Eq. 6.25)

if $(FI \geq 1)$ **and** $(P_{falha} = 0)$ **then**

$P_{falha} \leftarrow P_i$;

$\delta\Delta_{falha} \leftarrow \delta\Delta_i$;

end

end

Dados de saída: $Curva(P, \delta\Delta), P_{falha}, \delta\Delta_{falha}$;

Figura 6.6: Algoritmo para determinação da pressão de iniciação de falha.

Esta rotina permitiu a obtenção das curvas de pressão em função da ovalização e a pressão de falha estimada a partir de cada critério de falha de maneira automatizada. Os dados obtidos através desta rotina foi comparado com resultados numéricos e resultados experimentais da literatura, conforme será visto na Seção 8.1. A partir desta primeira validação, o algoritmo foi aprimorado para contemplar o efeito do perfil térmico do duto nas propriedades mecânicas de cada camada e para reproduzir a falha incremental da seção, eliminando camada a camada falhada ao longo da análise, como será visto a seguir.

6.3 Desenvolvimento de rotina de previsão de pressão de colapso (fase 2 – falha progressiva / perfil térmico considerado)

Para aprimorar o algoritmo desenvolvido, converteu-se todo o código inicialmente escrito em Scilab para a linguagem de programação JavaScript. O motivo principal desta alteração é que a utilização de uma linguagem orientada a objeto facilita que o código seja completamente particionado em objetos e funções, facilitando tanto a implementação de novas funcionalidades quanto a depuração de erros.

Uma vez convertido, o código recebeu funções para inicialmente calcular o perfil térmico do duto em razão de sua geometria, da condutividade térmica de cada camada e das temperaturas interna e externa do duto.

As propriedades mecânicas do material, obtidas experimentalmente em temperaturas distintas, foram inseridas em um banco de dados e polinômios de interpolação foram utilizados para converter cada propriedade em uma função. As propriedades mecânicas das camadas são então obtidas aplicando a temperatura média da camada à sua correspondente função interpolada. Em seguida, as propriedades mecânicas e geométricas globais do duto são calculadas com base na propriedade de cada camada.

A partir das propriedades globais obtidas, a curva de pressão x ovalização do duto é construída. Entretanto, diferentemente do algoritmo anterior (onde as propriedades elásticas globais eram constantes do duto) a nova versão coloca tais propriedades globais como funções do índice de falha de cada camada. Assim, o algoritmo é capaz de identificar o início e a progressão de falha de cada camada e contabilizar tal efeito no comportamento global do duto, computando o efeito da falha de camada após camada. Tal procedimento permite que a pressão externa máxima admitida seja obtida tanto em função de seu limite elástico quanto da falha de material.

A Figura 6.7 apresenta de maneira estruturada a nova versão do algoritmo.

Além das implementações de novas funcionalidades ao algoritmo, uma interface mais amigável foi desenvolvida em HTML para que um usuário possa entrar com os dados de geometria e material do duto de maneira fácil e obter automaticamente os resultados processados. O desenvolvimento da interface em HTML e do código em JavaScript foi feita com o auxílio do *framework* Bootstrap, da biblioteca matemática math.js e da biblioteca gráfica Google Charts.

O perfil do duto inserido pelo usuário pode ser salvo para utilização em análise futura. Para armazenar esta informação, assim como as informações das propriedades mecânicas dos materiais, utilizou-se o banco de dados online Firebase. A partir dos dados inseridos, o algoritmo realiza todo o processamento e apresenta os resultados obtidos através de tabelas e gráficos. A Figura 6.8 apresenta uma visão geral

Dados de entrada

Propriedades mecânicas dos materiais em diferentes temperaturas:

$E_1, E_2; G_{12}, \nu_{12}, \nu_{21}, F_{1t}, F_{1c}, F_{2t}, F_{2c}, F_{12};$

Condutividade térmica dos materiais: $k;$

Propriedades geométricas do duto: $D_i, \Delta_0, t_{camada}, angulo_{camada};$

Definição de funções e vetores para cálculo das propriedades globais

$PropMecMat(T)$ - Função de interpolação de cada propriedade mecânica dos materiais em função da temperatura

$T[camada]$ - Vetor de temperatura média das camadas

$I(IF, opcao\ usuario)$ - Função de correlação entre o IF e a integridade da camada (5 opções foram implementadas).

$I[camada]$ - Inicializar vetor de integridade com valor 1 para todas as camadas

$PropMecGeo[camada]$ - Vetor de propriedades mecânicas e geometria das camadas em função de $PropMecMat, T[camada], I[camada], DI, t_{camada};$

$EA_c(PropMecGeo)$ - Calcular EA_c em função de $PropMecGeo;$

$R_n(PropMecGeo)$ - Calcular R_n em função de $PropMecGeo;$

$EI_c(PropMecGeo, R_n)$ - Calcular EI_c em função de $PropMecGeo$ e $R_n;$

Inicialização de variáveis:

$\delta\Delta_{max}$: Variação de ovalização máxima da curva;

$nDiv$: Número de divisões da curva;

Loop de cálculos:

```
for cada criterio de falha do
  for  $i = 1..nDiv$  do
     $\delta\Delta_i = i.\Delta_{max}/nDiv$ 
     $P_i(\delta\Delta_i)$ 
    for cada camada do
      Determinar  $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_{12};$ 
      Determinar  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_{12};$ 
      if ( $IF \geq 1$ ) then
         $I[camada] = I(IF, opcao\ usuario);$ 
        Atualizar:  $PropMecGeo, EA_c, R_n, EI_c$ 
      end
    end
     $P_{falha} \leftarrow MaximoValor(P_i)$ 
     $i_{falha} \leftarrow LocalizacaoMaximo(P_i)$ 
     $\delta\Delta_{falha} \leftarrow \delta\Delta_{i_{falha}};$ 
  end
end
```

Dados de saída:

Tabela: valores de P_{falha} e $\delta\Delta_{falha}$ obtidos por cada critério de falha;

Gráfico: curva(s) de $(P, \delta\Delta)$ obtida(s) pelo(s) critério(s) de falha(s)

selecionada(s) pelo usuário (8 opções foram implementadas);

Figura 6.7: Algoritmo para determinação da pressão de iniciação de falha.

da interface do programa onde as abas em azul representam os itens fundamentais para a análise e as abas em verde são itens informativos, para que o usuário verifique as informações processadas.

Cálculo de Pressão de Colapso de Duto de Compósito
Autor: Neilon de Souza da Silva

1 - Inserir Propriedades Geométricas

Selecione o Duto
Pipe_teste

Nome: Pipe_teste Diâmetro Interno: 100 Ovalização: 0,5

#	Material	Espessura	Angulo
1	Fibra_E	2,5	89
2	Fibra_E	2,5	55
3	Fibra_E	2,5	55
4	Fibra_E	2,5	89

2 - Calcular Perfil do Duto

2.1 - Verificar Propriedades Mecânicas dos materiais

2.2 - Verificar Propriedades Mecânicas das camadas

3 - Calcular Pressões de Falha

Figura 6.8: Entrada de dados de geometria e material do duto.

6.3.1 Perfil térmico do duto

A partir da diferença entre as temperaturas interna e externa do duto, ΔT , dos raios interno e externo de cada camada e de sua condutividade térmica k_T , primeiramente o fluxo térmico \dot{q} atuante na parede do duto é obtido. Em seguida, calcula-se as temperaturas interna e externa de cada camada, desde o raio interno até o raio externo, conforme equações abaixo:

$$\dot{q} = \frac{\Delta T}{\sum \frac{\ln\left(\frac{r_e}{r_i}\right)}{2\pi k_T}} \quad (6.26)$$

$$T_e = T_i - \frac{\ln\left(\frac{r_e}{r_i}\right)}{2\pi k_T} \cdot \dot{q} \quad (6.27)$$

Onde a condutividade térmica, $K_t = 1.1 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ foi assumida para o compósito (valor médio encontrado em resinas epoxi [70]).

Por fim, a temperatura de cada camada é obtida através da média entre sua camada interna e externa. A Figura 6.9 apresenta um típico perfil térmico obtido pelo algoritmo. Caso um perfil mais contínuo seja requerido, cada camada pode ser particionada em 2 ou mais subcamadas.

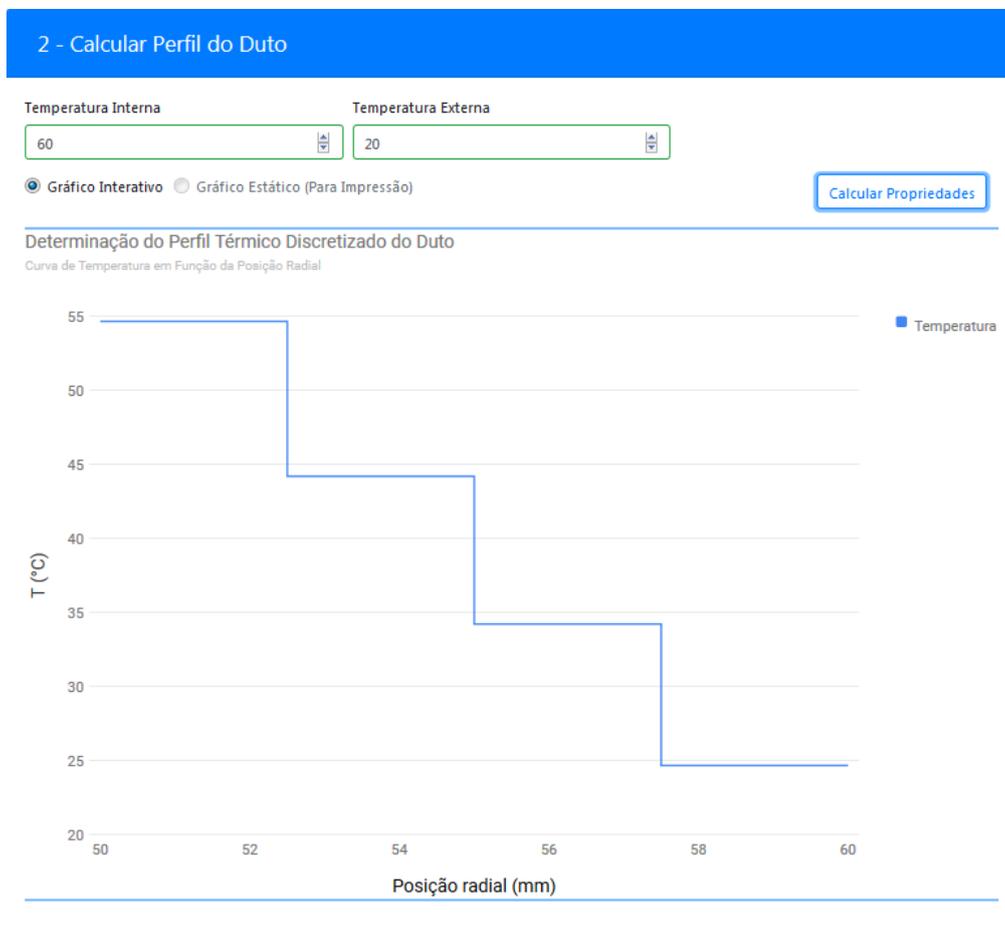


Figura 6.9: Perfil térmico considerado para análise.

As propriedades mecânicas de cada camada obtidas a partir das funções de interpolação são apresentadas. A Figura 6.10 apresenta a aba de verificação de propriedades, onde primeiramente são mostradas as propriedades mecânicas dos materiais do duto em temperatura ambiente e em seguida é mostrada a tabela de propriedades de cada camada, calculada em função de sua temperatura, material e geometria.

2.2 - Verificar Propriedades Mecânicas das camadas

Propriedades dos Materiais Utilizados										
Material	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
Fibra_E	29200.00	6360.00	1735.00	0.19	0.04	498.01	268.97	42.92	86.72	23.85

Propriedades das Camadas														
#	Material	t	Angulo	Temp	m	n	E_z	E_θ	$\nu_{z\theta}$	$\nu_{\theta z}$	R_c	EA_c	EI_c	
1	Fibra_E	2.5	89	54.65	0.02	1.00	6357	29072	0.04	0.19	51.25	73274	0	
2	Fibra_E	2.5	55	44.19	0.57	0.82	5029	6377	0.45	0.57	53.75	21308	0	
3	Fibra_E	2.5	55	34.21	0.57	0.82	5029	6377	0.45	0.57	56.25	21308	0	
4	Fibra_E	2.5	89	24.67	0.02	1.00	6357	29072	0.04	0.19	58.75	73274	0	
Total		10.00										54.79	189163	2234616

Figura 6.10: Propriedades globais e de cada camada do duto.

6.3.2 Comportamento pós-falha

No instante em que uma camada atinge $IF=1$, considera-se que um processo de falha foi iniciado. A partir daí as propriedades mecânicas desta camada vão se esvaindo até que sua capacidade estrutural se esgote completamente e que, conseqüentemente, a contribuição desta camada para as propriedades elásticas globais do duto seja nula.

Para o equacionamento deste processo de perda, é útil considerar um índice de integridade I_{int} em função do índice de falha IF . As propriedades mecânicas da camada seriam dadas então pelo produto entre I_{int} e o valor original da propriedade. Fica evidente que inicialmente $I_{int} = 1$ e que após o início da falha I_{int} vai reduzindo seu valor até que este seja zero. A dinâmica deste processo pode ser modelada de diferentes maneiras. Abaixo serão apresentadas as opções de equacionamentos de I_{int} implementadas no algoritmo.

6.3.2.1 Não falha

Para efeito comparativo, foi deixada opção do algoritmo desconsiderar a falha do material. Neste caso considera-se $I_{int} = 1$ para qualquer valor de IF .

6.3.2.2 Falha instantânea abrupta

A maneira mais conservadora de modelar a variável de integridade é através de uma função degrau. Isso representa admitir falha instantânea e completa da camada ao atingir $IF = 1$, conforme Equação 6.28, representada graficamente na Figura 6.11.

$$I_{int} = \begin{cases} 1 & \text{se } IF < 1 \\ 0 & \text{se } IF \geq 1 \end{cases} \quad (6.28)$$

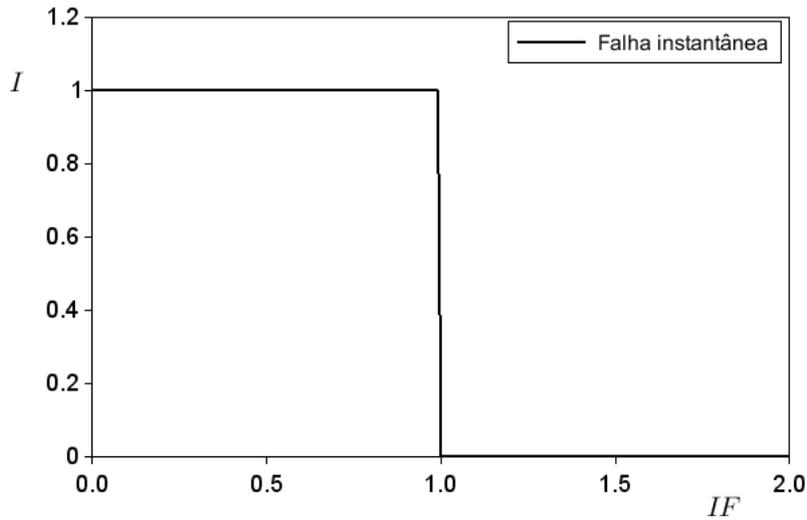


Figura 6.11: Integridade em função do índice de falha, considerando falha abrupta.

6.3.2.3 Falha instantânea suavizada

Alternativamente, podemos considerar que após a falha seja iniciada a camada perca toda a sua capacidade estrutural de maneira gradativa. Para isso, podemos considerar uma função que reproduza uma queda de 1 para 0 de maneira suavizada. A função tangente hiperbólica é uma boa solução para reproduzir esse comportamento. Assim, a equação Equação 6.29 pode ser utilizada. O grau de suavização da função é tão maior quanto menor for a constante C da equação. A figura Figura 6.12 apresenta graficamente a função suavizada utilizando $C = 25$.

$$I_{int} = \frac{1}{2} - \frac{1}{2} \tanh [C (IF - 1)] \quad (6.29)$$

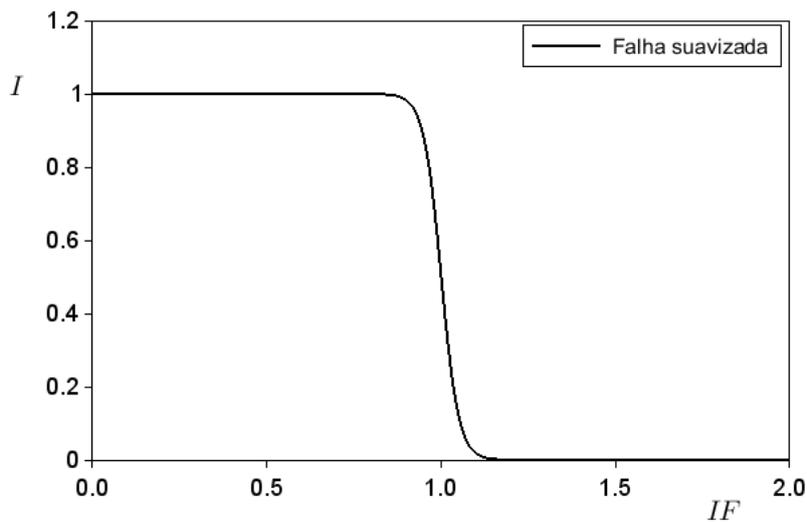


Figura 6.12: Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.

6.3.2.4 Falha Incremental

Diversos equacionamentos da literatura descrevem a evolução do processo de falha em materiais distintos ocorrendo de maneira gradual. Tais critérios consideram que, apesar da falha do material ter início em um dado valor de deformação, o processo de falha só será concluído em um valor superior de deformação. Da mesma maneira, podemos utilizar este tipo abordagem para descrever $I_{int}(IF)$.

Assumindo que a perda de propriedade siga um comportamento linear entre as deformações de início e de conclusão de falha do material, é possível demonstrar que $I_{int}(IF)$ é função do índice de início de falha IF_0 e do índice de conclusão de falha IF_1 conforme Equação 6.30. A Figura 6.13 representa graficamente o comportamento de perda incremental de integridade considerando $IF_0 = 1$ e $IF_1 = 2$.

$$I_{int} = \begin{cases} 1 & \text{se } IF < 1 \\ \left(\frac{IF_0}{IF}\right) \left(\frac{IF_1 - IF}{IF_1 - IF_0}\right) & \text{se } IF \geq 1 \end{cases} \quad (6.30)$$

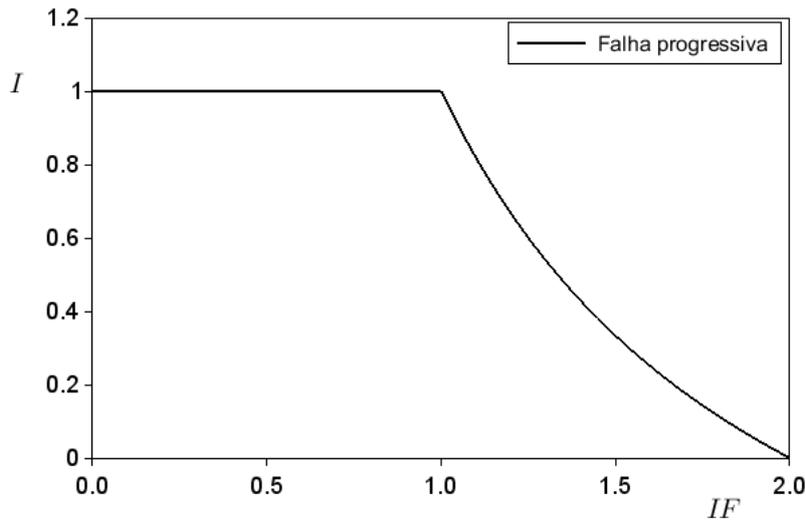


Figura 6.13: Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.

6.3.2.5 Falha por plasticidade perfeita

Apesar deste estudo ter foco em dutos produzidos integralmente em materiais compósitos, é possível preparar o algoritmo elaborado para avaliar o colapso de dutos integralmente metálicos ou de dutos metálicos reforçados por compósito. Neste caso, considerando que o IF esteja associado ao limite de escoamento do metal, podemos escrever uma função de integridade que descreva a perda de rigidez do metal utilizado durante o seu regime plástico. Fica claro que, neste caso, $I_{int}(IF)$ é função da curva de plasticidade.

Em uma abordagem mais simplificada, podemos considerar o caso de um aço com plasticidade perfeita. Neste caso, a rigidez começa a cair a partir do escoamento e tende a zero quando a deformação tende ao infinito. Este comportamento se traduz em um $I_{int}(IF)$ dado pela Equação 6.31, representada graficamente na Figura 6.14.

$$I_{int} = \begin{cases} 1 & \text{se } IF < 1 \\ \left(\frac{1}{IF}\right) & \text{se } IF \geq 1 \end{cases} \quad (6.31)$$

Similarmente, outros tipos de materiais, podem ser modelados através do algoritmo descrito, implementando um $I_{int}(IF)$ que represente a evolução de seu processo de perda de rigidez, ex: o modelo de CDP - concrete damaged plasticity pode ser utilizado para equacionar o $I_{int}(IF)$ de dutos com revestimentos de concreto.

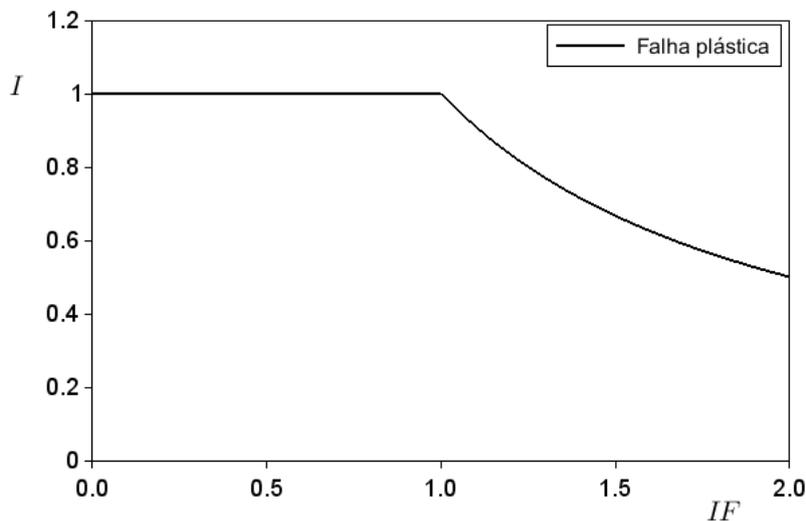


Figura 6.14: Integridade em função do índice de falha, considerando falha suavizada.

6.3.2.6 Implementação da função de integridade

A seleção da função a ser utilizada é um dado de entrada a ser definido pelo usuário. A partir dessa definição, a rotina é disparada e determina a máxima pressão externa suportada pelo duto, eliminando as camadas falhadas segundo a função de integridade selecionada. Este processo é realizado para cada um dos 8 critérios de falha da literatura que foram implementados. Os resultados obtidos são reportados em tabelas e, por conveniência, expressos em 3 unidades diferentes.

Apesar da implementação das diversas funções de integridade supracitadas, os cálculos realizados nesta tese foram todos baseados na premissa de falha instantânea abrupta, conforme apresentado na Figura 6.11;

A Figura 6.15 apresenta o seletor de função de integridade e a tabela de pressão externa máxima obtida por cada critério de falha.

3 - Calcular Pressões de Falha

Selecionar o Comportamento ao Atingir Índice de Falha = 1

1- Não Falha

2- Falha Instantânea Abrupta - Função Degrau (RECOMENDADO)

3- Falha Instantânea Suavizada - Função Tangente Hiperbólica

4- Falha Incremental

5- Falha com Plasticidade Perfeita (Metais)

Pressão de falha Calculada por Cada Critério de Falha

Unidade	Max-Strain	Max-Stress	Tsai-Hill	Tsai-Wu	Hashin-Rotem	Sun	LaRC03	Nu
MPa	31.331	31.198	30.473	31.375	31.198	31.198	31.331	29.750
psi	4544	4525	4420	4550	4525	4525	4544	4315
mH2O	3195	3181	3107	3199	3181	3181	3195	3034

Figura 6.15: Definição do comportamento pós-falha e verificação das pressões de falha obtidos por cada critério.

O programa possibilita ainda a visualização gráfica das curvas de pressão x ovalização obtidas por cada critério de falha. Um seletor múltiplo permite que um ou mais critérios de falha sejam escolhidos e confrontados em um mesmo gráfico onde é possível perceber o efeito da progressão da falha de cada camada no comportamento global do duto, conforme apresentado na Figura 6.16.

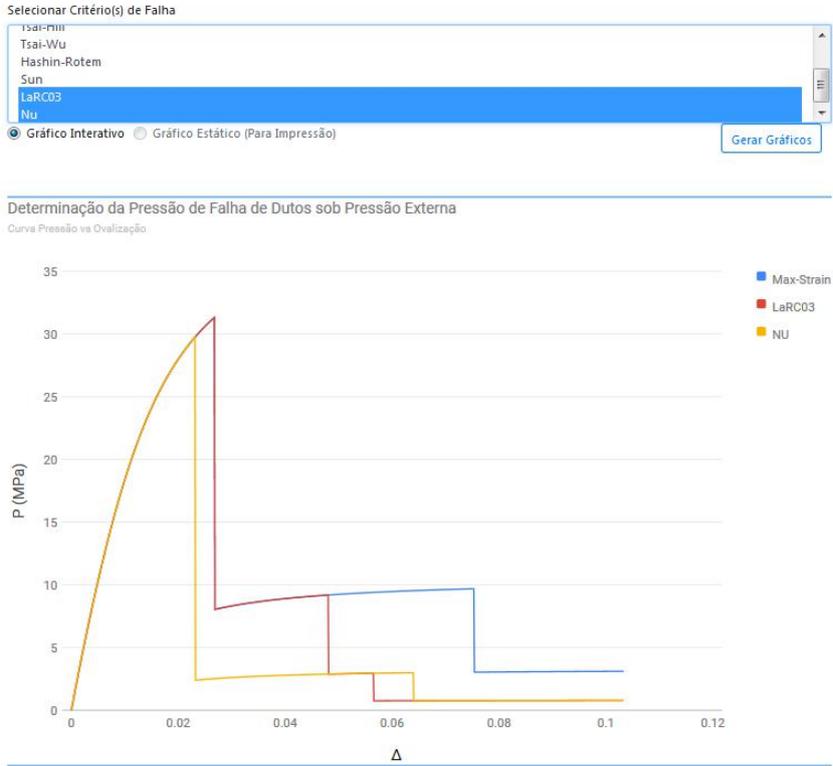


Figura 6.16: Seleção dos critérios de falha a serem apresentados graficamente na curva pressão x ovalização.

Capítulo 7

Metodologia experimental

7.1 Seleção de materiais

O desenvolvimento experimental do estudo foi baseado na utilização de compósitos unidirecionais de resina epóxi reforçada por fibras de vidro. A técnica de enrolamento filamentar foi utilizada tanto para a produção dos corpos de prova de dutos quanto os corpos de prova para caracterização de material. Para este último caso, houve a necessidade de desenvolvimento de um aparato para adaptar a técnica à produção de placas, como será visto mais à frente.

A escolha do tipo resina se deveu à sua aplicabilidade à técnica de enrolamento filamentar e ao seu tempo de secagem compatível com o tempo necessário para produção dos dutos. Dentre as resinas compatíveis com a técnica, a epóxi promove uma boa resistência a elevadas temperaturas, boa compatibilidade com reforço de fibras de vidro, além de ser uma das resinas mais comercializadas.

A escolha do tipo de fibra se deveu tanto à sua ampla aplicação na indústria, quanto à sua elevada resistência e ao seu preço mais acessível quando comparado a outros tipos de fibras de alta resistência mecânica.

A seguir, os dados técnicos de cada componente serão apresentados através das informações dos fornecedores.

7.1.1 Resina

Um sistema de epóxi bicomponente BB 270, composto por resina Bisfenol A e endurecedor de Anidrido Cicloalifático, foi adquirido através do revendedor Epoxyfiber. O boletim técnico do sistema é apresentado na Tabela 7.1. Um total de 64Kgs de resina foi comprado para a confecção de todos os corpos de prova necessários.

Utilizou-se uma razão mássica endurecedor/resina de 80%, com 1% de acelerador do tipo CL1007. Como referência, para a produção dos tubos de 8 camadas, foram utilizados 2674Kg de resina, 2140Kg de endurecedor e 48g de acelerador.

Tabela 7.1: Sistema epoxy BB 270 A/B.

DENOMINAÇÃO QUÍMICA		
Resina BB 270	Bisfenol A	
Viscosidade a 25°C (cps)	12.000-13.000	
Equivalente Epóxi (EEW)	185-192	
Endurecedor BB 270	Anidrido Cicloalifático	
Viscosidade a 25°C (cps)	120-350	
Proporção de mistura em peso		
Resina	100	
Endurecedor	80 (< TG) – 90 (> TG)	
ESPECIFICAÇÕES		
Parâmetros	Unidades	Resultados
Propriedades Físicas e Mecânicas		
Condição de cura a 25°C		5h/90°C + 8h/130°C
Resistência Flexão	<i>MPa</i>	110 - 130
Resistência a Tração	<i>MPa</i>	70 - 80
Alongamento de Ruptura	%	1 - 2
Módulo E do ensaio de tração	<i>MPa</i>	10000 - 12000
Flamabilidade	grade	V1
Desvivo	<i>mm</i>	3 - 5
Resistência a compressão	<i>MPa</i>	170 - 180
Resistência ao Impacto	<i>KJ/m²</i>	7 - 10
Temperatura de transição vítrea	<i>C°</i>	110 - 125
Massa específica a 25°C	<i>g/cm³</i>	1.78 - 1.82
Coefficiente linear de expansão		
Térmica- 20- 55°C	10^{-6}	32 - 35
Condutividade térmica	<i>W/mK</i>	0.9 - 1.2
Temperatura decomposição - Tx Aquecimento - 10K/min	<i>C°</i>	> 350
Absorção de água a 25°C - 10 horas a 100°C	% em peso	0.3 - 0.5
Resistência volumétrica a 25°C		1015
Propriedade Elétrica		5h/ 90°C+ 8h/130°C
Rigidez dielétrica - Amostra com Eletrodos esféricos embutidos	<i>KV/mm</i>	28 - 32
Resistência ao Arco	<i>s</i>	180 - 190
Corrosão Eletrolítica	grade	A1
Resistência Superficial		1014
Fator de perda	%	0.8 - 1.1
Constante Dielétrica	<i>Hz</i>	3.9 - 4.2
Resistência a corrente de fuga - Tracking - Ensaio com solução A	CTI	> 600M 0.3

7.1.2 Fibra

As fibras de vidro utilizadas neste estudo foram fornecidas pela empresa Owens Corning. Um total de 12 rolos de fios *rovings* do tipo *PipeStrand 2300 / TEX 1100* foram doados. Tais fibras possuem boa compatibilidade com resinas epóxi e a vantagem de combinar boas propriedades mecânicas, elétricas e resistência a ambientes ácidos e corrosivos. Além disso, apresentam boa estabilidade ao calor e à umidade.

O boletim técnico fornecido informa que estas fibras possuem $E = 81\text{GPa}$ e resistência última, $S_U = 2400\text{MPa}$;

7.2 Limpeza dos componentes

O recipiente de banho de resina do equipamento de enrolamento filamental foi limpo para evitar qualquer tipo de contaminação de processos de produção realizados anteriormente. Inicialmente, utilizou-se um soprador térmico e uma espátula para a remoção mecânica de resíduos. Em seguida, utilizaram-se tecidos umedecidos com solvente (reductor Thinner 3001) para a completa remoção de resíduos remanescentes.

Importante observar a necessidade de utilizar equipamentos de proteção como luvas, óculos e máscara, devido à possibilidade de corte pela escoria removida durante a remoção mecânica e devido aos gases tóxicos liberados por solventes e pelo aquecimento da resina.

7.3 Produção de amostras de tubos

7.3.1 Processo de enrolamento filamentar

Um equipamento de enrolamento filamentar do fabricante Tecservice foi utilizado para a produção das amostras de tubos. Durante o processo de produção, as fibras, ao saírem do *roving*, passam por um banho de resina e, ao saírem do banho, são enroladas em um mandril, que gira em rotação constante. O recipiente do banho realiza um movimento retilíneo de ida e vinda na direção do eixo do mandril e a sua velocidade linear determina o ângulo de assentamento das fibras.

Foram utilizados mandris bipartidos de $D_e = 4''$ e $L = 2m$ que são fixados ao eixo do equipamento através de plugs. A utilização de mandris bipartidos permite que, após a produção, os plugs sejam removidos e o mandril colapse, facilitando bastante a desmoldagem das amostras.



Figura 7.1: Processo de preparação da superfície do mandril bipartido para a produção do primeiro tubo (Pipe 1A).

Para facilitar a desmoldagem dos tubos e evitar que a resina entrasse nas frestas do mandril, foram aplicados tecidos desmoldantes sobre o mandril. Os dois primeiros tubos produzidos utilizaram tecidos de Teflon industrial, vide Figura 7.1. Porém, foi observado que o Teflon industrial amassava durante a desmoldagem e dificultava o processo de retirada do tubo. Por esta razão, os demais tubos utilizaram camadas intercaladas de fita Teflon comum, fita crepe e tecido TNT. Isto permitiu que uma camada deslizesse sobre a outra, reduzindo o atrito durante a desmoldagem.

Durante a fabricação da primeira amostra, não foi feita nenhuma intervenção no sentido de reduzir a quantidade de resina depositada sobre o tubo. Entretanto, foi observado que os dispositivos de raspagem da fibra na saída do banho de resina não eram suficientes para evitar um excesso de resina e que tal excesso não era eliminado durante o processo de rotação no forno. A Figura 7.2a mostra o primeiro tubo durante o seu processo de produção e a Figura 7.2b mostra o seu estado final após ciclo térmico no forno. É possível observar claramente os anéis formados ao longo deste tubo, devido ao excesso de resina.

A partir do segundo tubo produzido, utilizou-se um processo de raspagem da superfície do tubo com uma espátula de teflon para eliminar o excesso de resina, conforme visto na Figura 7.3a. Este procedimento resultou na obtenção de superfícies mais lisas e uniformes (vide Figura 7.3b). O excesso de resina era então capturado em um balde e o banho de resina era realimentado.

Uma lona plástica já havia sido instalada na base do equipamento para facilitar a limpeza do ambiente. Com a utilização do processo de raspagem, a lona permitiu capturar o excesso de resina que não fora apanhada pelo balde e ajudar a reabastecer o banho de resina, reduzindo o gasto de resina por tubo produzido. A cada processo de produção uma nova lona era utilizada para evitar acúmulo de impurezas.

O laboratório dispunha de 3 mandris e todos eles foram utilizados nos processos de produção. Ao final da produção das 2 primeiras amostras, mesmo após longas tentativas, não foi possível sacar os tubos dos seus respectivos mandris. Observou-se que isto ocorria devido ao mandril bipartido estar formando uma “cintura” durante o processo de fabricação, pois as fibras, ao serem enroladas, causavam uma tensão circunferencial que fechava as frestas do mandril bipartido. Como os plugs impedem que esse fechamento ocorra nas extremidades, este fenômeno implicava na obtenção de amostras com ovalização e diâmetro variável ao longo de seu comprimento.

Surgiu então a ideia de instalar centralizadores ao longo do comprimento do mandril. Estes artefatos, entretanto, deveriam ser de fácil remoção para não impedirem o funcionamento do mandril colapsável. Assim, centralizadores de concreto foram fabricados com o auxílio de uma conexão PVC de mesmo diâmetro do mandril (Figura 7.4) e instalados no interior do mandril através de fita dupla face. Ao final de cada processo de fabricação, os plugs eram retirados e uma barra de madeira era utilizada para quebrar os centralizadores pelo interior do mandril. A utilização destes dispositivos reduziu significativamente a ovalização dos dutos produzidos.



(a) Produção sem raspagem do excesso de resina.



(b) Estado final pós-cura.

Figura 7.2: Processo de produção do primeiro tubo (Pipe 1A).



(a) Raspagem do excesso de resina.



(b) Estado final pós-cura.

Figura 7.3: Processo de produção para os demais tubos.



(a) Processo de fabricação dos centralizadores de concreto.



(b) Fixação dos centralizadores de concreto no interior do mandril bipartido.



(c) Mandril com quatro centralizadores instalados.

Figura 7.4: Fabricação e fixação dos centralizadores nos mandris bipartidos.

Para a produção de cada tubo foi necessário um tempo de preparação de cerca de 2 a 3 horas para a execução das seguintes atividades:

- Limpeza geral do ambiente;
- Instalação da lona de captação da resina excedente;
- Instalação dos centralizadores de concreto no interior do mandril;
- Instalação do mandril no equipamento de enrolamento;
- Instalação dos tecidos desmoldantes sobre o mandril (Teflon, fita crepe e TNT);
- Limpeza do recipiente do banho de resina com espátulas, panos e solventes;
- Limpeza do balde de mistura da resina;
- Pesagem e mistura dos componentes (resina, endurecedor e acelerador);
- Posicionamento dos fios *roving*;
- Abastecimento do banho de resina;
- Configuração dos parâmetros do equipamento de enrolamento filamento;

Em seguida, a fabricação de cada tubo durou cerca de 4 horas contínuas de enrolamento. As sequências de parâmetros usados para a fabricação de cada um dos tubos estão detalhados no Apêndice E.

Após o processo de enrolamento, os tubos eram levados ao forno para um ciclo térmico de 5 horas a 80°C, seguido de 8 horas a 130°C. Ao final, o forno era aberto e aguardava-se um tempo mínimo de 1 hora para o completo resfriamento da amostra. As amostras eram então retiradas do forno e levadas a uma mesa para retirada dos plugs, quebra dos centralizadores e posterior desmoldagem.

7.3.2 Planejamento das sequências de empilhamento de camadas e das temperaturas de ensaios

Quatro diferentes sequências de empilhamento de camadas foram utilizadas, com o objetivo de permitir avaliar o comportamento de dutos de diferentes características. Os primeiros tubos (Pipe-1) foram produzidos com 8 camadas, sob a sequência de empilhamento 2c-4h-2c, correspondentes a 2 camadas circunferenciais (c), seguidas por 4 camadas helicoidais (h) e 2 outras camadas circunferenciais. Posteriormente, os tubos da família Pipe-2 e Pipe-3 foram produzidos respectivamente sob as sequências de empilhamento 3c-4h-1c e 4c-4h. Apesar do mesmo número de

camadas, a alteração da sequência de empilhamento promove diferentes rigidezes flexionais, como será discutido mais a frente. Por último, os tubos da família Pipe-4 foram produzidos com 6 camadas, sob a sequência de empilhamento 2c-2h-2c.

Para cada sequência de empilhamento, três tubos foram produzidos, para serem testados a temperaturas diferentes (25°C, 65°C e 85°C). A Tabela 7.2 resume sequência de empilhamento de cada tubo e a respectiva temperatura de ensaio.

Tabela 7.2: Sequência de empilhamento e temperatura de ensaio de cada tubo.

Sequencia de empilhamento	Amostra	Temperatura de ensaio
2c-4h-2c	Pipe-1A	65°C
	Pipe-1B	25°C
	Pipe-1C	85°C
3c-4h-1c	Pipe-2A	25°C
	Pipe-2B	85°C
	Pipe-2C	65°C
4c-4h	Pipe-3A	85°C
	Pipe-3B	25°C
	Pipe-3C	65°C
2c-2h-2c	Pipe-4A	85°C
	Pipe-4B	65°C
	Pipe-4C	25°C

A temperatura mínima de 25°C foi selecionada tanto por desobrigar qualquer resfriamento da câmara quanto por não serem esperadas grandes alterações de propriedades abaixo desta temperatura. A temperatura máxima de 85°C corresponde uma temperatura elevada para dutos submarinos, além de ser o limite operacional da massa utilizada na vedação dos plugs. A temperatura intermediária de 65°C foi selecionada em 2/3 do intervalo entre as temperaturas máxima e mínima.

Os tubos mais imperfeitos de cada família foram reservados aos ensaios a 65°C para que as os ensaios nas temperaturas extremas não fossem prejudicados. Desta forma, como é possível observar na Tabela 7.2, a sequência de temperaturas de ensaio não coincide com a sequência de produção.

7.3.3 Dificuldades encontradas

Algumas dificuldades encontradas no processo de produção devem ser reportadas, uma vez que têm o potencial de influenciar a qualidade final dos tubos produzidos.

Em primeiro lugar, o equipamento dispunha da opção de configurar os ângulos e espessuras das camadas helicoidais e circunferenciais e, em seguida, programar toda a sequência de produção multicamadas. Entretanto, esta opção não estava funcionando e, portanto, cada camada foi individualmente inserida no programa. Assim,

após a produção de uma camada, o processo ficava parado por alguns segundos para que os parâmetros de produção da camada seguinte fossem inseridos.

O controlador de temperatura do forno não possuía rampa de aquecimento, obrigando, assim, que as treze horas do processo de cura fossem realizadas entre os horários limites de funcionamento do laboratório (início da secagem às 17h00; mudança de temperatura às 22h00 e desligamento do forno às 06h00 do dia seguinte). Isto reduziu a precisão do correto do tempo de cura. Adicionalmente, a calibração do controlador apresentou problemas para manter constante a temperatura requerida do forno. Observou-se uma flutuação de temperatura em torno de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ e, em alguns casos, verificou-se que a temperatura do forno, ao final do processo, estava estabilizada em 120°C , ao invés de 130°C .

A recartilha dos roletes do sistema de rotação do forno estava muito gasta e patinava ao tentar girar os plugs dos tubos que, em alguns casos, também estavam gastos. Portanto, a rotação mecânica em alguns casos não funcionou e para evitar problemas de cura diferenciada nesses casos, realizou-se uma rotação manual de 180°C do mandril no forno a cada 30 minutos durante as duas primeiras horas de secagem, para minimizar o efeito do escorrimento da resina para um dos lados do tubo. A partir daí, uma última rotação era feita após 5 horas, quando, então, a temperatura do forno era alterada de 80°C para 130°C . Vale ressaltar que, apesar do forno possuir um sistema de convecção, o não funcionamento do sistema de rotação pode ser prejudicial à uniformidade da cura da resina ao longo da circunferência dos tubos.

Quanto aos mandris utilizados, o laboratório dispunha de três mandris colapsáveis de 4", cada qual com certo nível de ovalização inicial que influenciou na ovalização final do duto, como será visto a frente.

7.3.4 Desmoldagem das amostras

Após a remoção dos plugs e dos centralizadores, uma das extremidades do tubo era serrada, para obtenção de uma face plana para auxiliar o processo de desmoldagem.

A maioria dos tubos foram desmoldados utilizando marreta e estacas de madeira, conforme visto na Figura 7.5a. Este processo é bastante demorado tanto devido à grande tensão de contato atuante entre o duto e o mandril (mesmo sendo um mandril colapsável) quanto à necessidade de cuidados para não gerar danos às amostras.

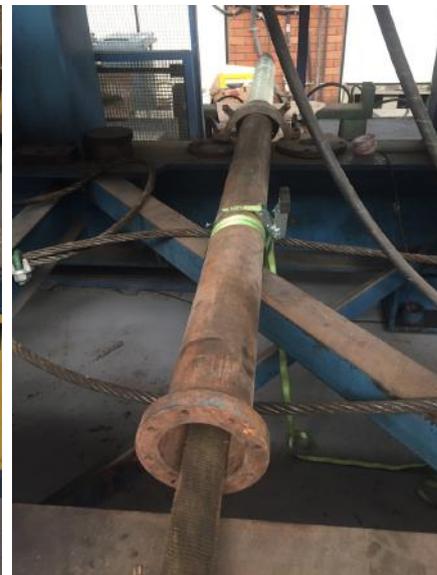
Durante a evolução do trabalho, outros dispositivos foram desenvolvidos no intuito de permitir uma desmoldagem mais rápida e suave. A Figura 7.5b apresenta a solução utilizada para a desmoldagem das duas primeiras amostras produzidas, que não puderam ser retiradas com o uso de marreta. Neste dispositivo, uma barra metálica é passada entre os furos da ponta do mandril e ancora um gancho, que por



(a) Desmoldagem dos tubos utilizando marreta e estaca de madeira.



(b) Desmoldagem utilizando um batente de PVC e tração auxiliada por uma barra roscada.



(c) Desmoldagem utilizando um batente de aço e tração auxiliada por um tifer.

Figura 7.5: Processos de desmoldagem utilizados.

sua vez é preso a uma barra roscada. Uma porca é, então, posicionada na barra roscada após um batente (placa metálica + tubo de PVC) e a sua rotação produz o deslocamento relativo entre a amostra e o batente que permite uma desmoldagem mais suave. Entretanto, este processo se mostrou bastante demorado e cansativo.

A Figura 7.5c apresenta a solução mais produtiva encontrada, onde uma barra metálica também é passada entre os furos da ponta do mandril para ancorar um gancho. Entretanto, esse gancho é tracionado contra um batente metálico (tubo flangeado), através de um cinta ligada a um guincho de alavanca manual (tifer). Este dispositivo foi utilizado para desmoldar as 3 últimas amostras produzidas.

7.3.5 Mapeamento dos tubos

7.3.5.1 Comprimento

O processo de enrolamento filamentar produz amostras com bordas de espessuras irregulares. Isto porque voltas extras são dadas na borda para permitir a correta entrada dos passos subsequentes. Por isso, após a desmoldagem, as bordas dos tubos foram cortados com uma serra de fita e, portanto, apesar de terem sido produzidas com 1400 mm, possuem um comprimento final, pós-corte, de 1100 mm.

7.3.5.2 Diâmetro

Apesar dos tubos terem sido fabricados com parâmetros bem definidos e controlados mecanicamente, conforme as tabelas do Apêndice E, não é possível garantir que os diâmetros e espessuras reais obtidos sejam exatamente iguais aos valores nominais desejados. Isto se deve a fatores como a utilização de mandris imperfeitos, melhorias implementadas ao longo do processo de produção, a necessidade de realização de raspagem manual do excesso de resina etc.

Para garantir a representatividade das dimensões utilizadas nos cálculos, cada tubo foi marcado circunferencialmente e longitudinalmente para medição de espessuras e diâmetros. Doze pontos foram estabelecidos ao longo de cada borda (a cada 30°) para medições de espessura e cinco seções foram estabelecidas ao longo da circunferência do tubo, utilizando a mesma divisão circunferencial, para que as medições de diâmetro fossem feitas, conforme esquema da Figura 7.6.

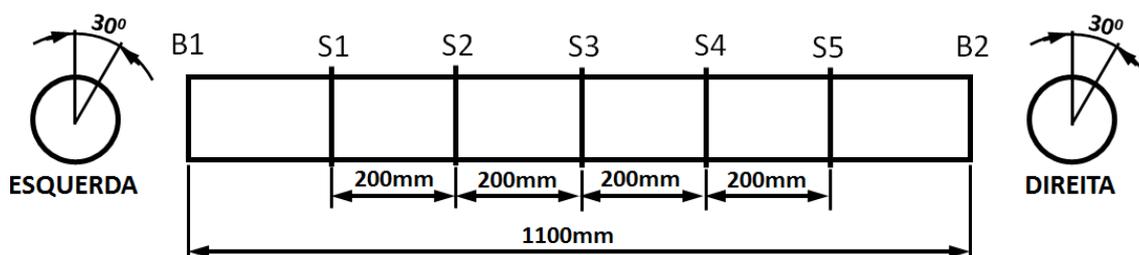


Figura 7.6: Mapeamento dos tubos.

A Figura 7.7 mostra o estado final dos 12 tubos produzidos após corte e marcação para medição. As medições efetuadas de espessuras podem ser verificadas na Seção D.1 e as medições de diâmetro podem ser verificadas na Seção D.2, onde também estão disponíveis as ovalizações encontradas em cada seção.

Conforme dito, o processo de fabricação dos tubos foi sendo aprimorado ao longo do estudo e, a partir do terceiro tubo produzido, foram utilizados centralizadores para impedir o cinturamento dos mandris. O efeito dessa melhoria fica bem evidente nos resultados de medições. A Figura 7.8 apresenta graficamente um resumo da ovalização máxima encontrada em cada tubo, onde é possível perceber uma grande

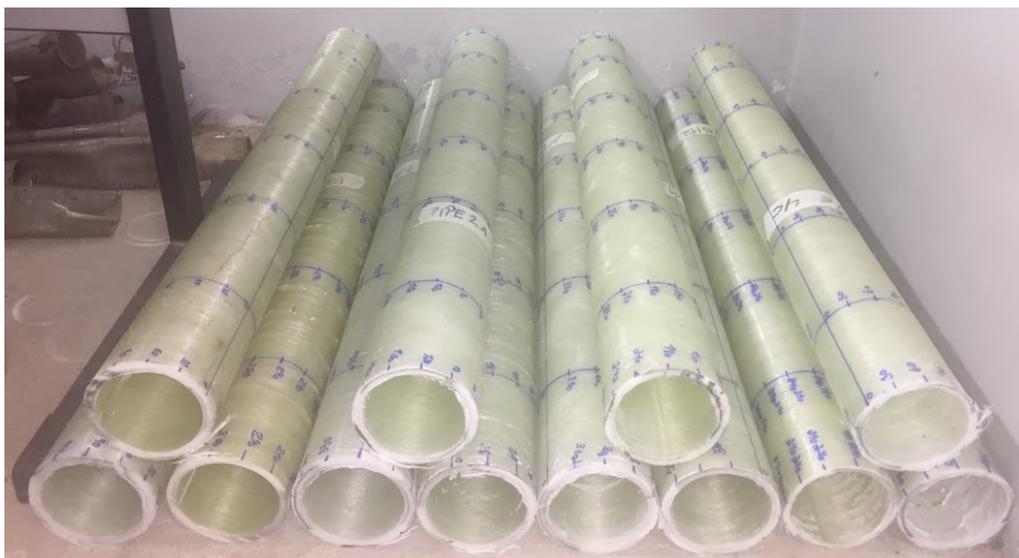


Figura 7.7: Estado final dos 12 tubos produzidos.

queda da ovalização a partir do Pipe-1C. Nota-se também uma flutuação dos valores de ovalização obtidos, mesmo após o uso de centralizadores. Este fato ocorre, em primeiro lugar, porque as medidas de diâmetro são obtidas a partir de superfícies irregulares, com concentrações locais de fibra ou resina. Em segundo lugar, os três mandris disponíveis no laboratório foram utilizados ao longo do estudo e cada um deles possuía um nível de ovalização distinto. Em terceiro lugar, o não funcionamento do sistema de rotação do forno contribuiu para elevar o grau de variação dos valores de espessuras e diâmetros obtidos, apesar da utilização de rotação manual para minorar esse efeito, conforme descrito.



Figura 7.8: Comparativo de ovalizações das amostras produzidas.

7.3.5.3 Espessura

Os valores de espessuras obtidos ao longo da circunferência de cada borda de cada amostra estão disponíveis na na Seção D.1. A Figura 7.9 apresenta a média das espessuras obtidas nas bordas B1 e B2 de cada amostra ao longo de sua circunferência, onde é possível perceber que, em alguns casos, variações da ordem de 1mm foram obtidas em uma mesma amostra. Conforme dito, tais variações eram esperadas em função das irregularidades superficiais dos dutos e do defeito do sistema de rotação da amostra no forno. Por estas razões, a média dos valores medidos foi considerada em cada duto.

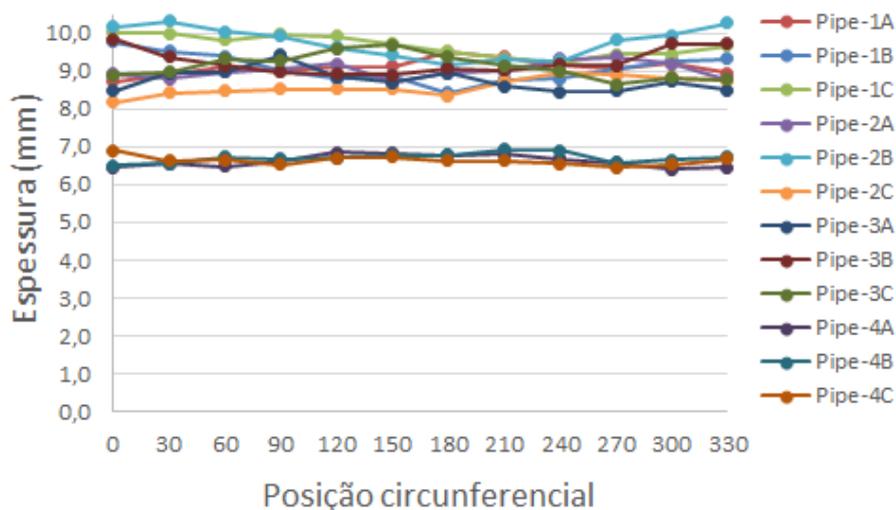


Figura 7.9: Perfil de espessuras de cada tubo ao longo da circunferência da borda.

A partir dos valores de espessura medidos, podemos estimar a espessura média das camadas circunferenciais e helicoidais. Como todos os tubos utilizados possuem 4 camadas circunferenciais, podemos expor a espessura de cada duto em função do número de camadas helicoidais, conforme apresentado na Figura 7.10. Através de uma regressão linear deste gráfico podemos, então, obter a espessura média das camadas helicoidais (coeficiente angular da reta) e a espessura média das camadas circunferenciais (coeficiente linear da reta dividido por quatro). Desta forma, foi verificado que as camadas helicoidais são em média 20% mais espessas do que as camadas circunferenciais.

As espessuras das camadas de um determinado duto foram então estimadas a partir de sua espessura total, do seu número de camadas helicoidais e circunferenciais e da consideração de que $t_{helicoidal} = 1.2 \times t_{circunferencial}$. Os resultados obtidos estão apresentados no Parágrafo 7.3.5.4.

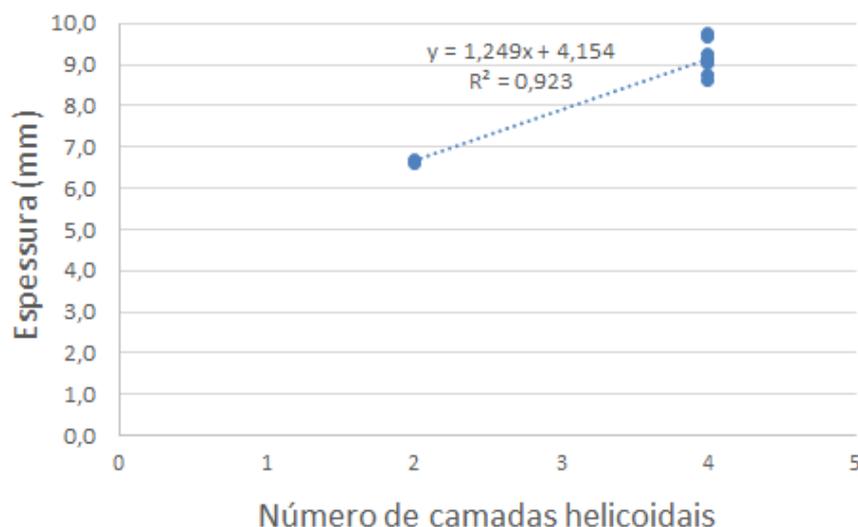


Figura 7.10: Ajuste gráfico para obtenção das espessuras das camadas circunferenciais e helicoidais.

7.3.5.4 Resumo das propriedades geométricas de cada tubo produzido

Tabela 7.3: Resumo das propriedades geométricas medidas.

Sequencia de empilhamento	Amostra	D_i (mm)	Δ_0 (%)	Espessura total (mm)	Espessura por camada		
					t_c (mm)	t_h (mm)	t_c (mm)
2c-4h-2c	Pipe-1A	99.32	1.96	9.10	1.033	1.242	1.033
	Pipe-1B	98.89	1.58	9.08	1.031	1.240	1.031
	Pipe-1C	100.92	0.81	9.67	1.098	1.320	1.098
3c-4h-1c	Pipe-2A	102.10	0.62	9.02	1.024	1.230	1.024
	Pipe-2B	102.06	0.66	9.77	1.109	1.334	1.109
	Pipe-2C ^a	102.21	1.02	8.47	1.102	1.236	0.223
4c-4h	Pipe-3A	102.23	0.39	8.75	0.994	1.195	-
	Pipe-3B	102.58	0.35	9.25	1.050	1.262	-
	Pipe-3C	102.00	0.77	9.12	1.036	1.245	-
2c-2h-2c	Pipe-4A ^b	102.02	0.78	5,97	0.921	1.224	0.841
	Pipe-4B ^b	102.21	0.43	6.15	1.019	1.084	0.970
	Pipe-4C ^b	102.75	0.72	6.54	0.934	1.368	0.967

^a Um dos dois *rovings* de fibras acabou na etapa final da fabricação do Pipe-2C, que ficou praticamente sem camada externa. As espessuras das camadas foram então obtidas por micrografia (vide Figura G.6).

^b As espessuras destes dutos foram inicialmente medidas em uma região ainda sob influência da borda. Posteriormente, ao identificar esse erro, as medidas efetuadas através do micrômetro foram substituídas pelas medidas efetuadas por micrografia (Figura G.10, Figura G.11, Figura G.12). Os valores aqui apresentados correspondem a estas últimas medidas.

7.4 Produção de amostras de caracterização

O processo de enrolamento filamentar tem por objetivo a produção de geometrias cilíndricas. Em contrapartida, as propriedades mecânicas requeridas pelos critérios de falha devem idealmente ser obtidas a partir de corpos de provas extraídos de superfícies planas, reforçadas unidirecionalmente.

Para obter tais superfícies, é pratica comum utilizar o processo de laminação manual. Entretanto, as amostras obtidas por esse processo não se assemelham perfeitamente àquelas obtidas através do enrolamento filamentar, em termos de fração volumétrica, tensionamento e alinhamento das fibras.

Para garantir a obtenção de amostras mais representativas aos tubos fabricados, um perfil retangular de alumínio foi produzido e instalado sobre um mandril do equipamento de enrolamento filamentar, conforme observado na Figura 7.11. A estrutura foi conectada ao mandril através de barras roscadas transpassadas aos furos de conexão entre os plugs e o mandril e em seguida foram fixadas por porcas, garantindo boa estabilidade durante o seu giro. Um mandril de 1m de comprimento foi utilizado e as dimensões gerais do perfil são de 250mm x 350mm x 850mm. As placas do perfil foram interligadas através de cantoneiras e um espaçamento foi intencionalmente deixado em cada aresta para facilitar o corte e remoção das placas de compósito obtidas ao final deste processo de fabricação.



Figura 7.11: Perfil quadrado construído para a produção de placas planas para extração de corpos de provas de caracterização de material.



(a) Teste de produção de perfil retangular usando enrolamento com linhas de costura. (b) Verificação dos ângulos obtidos no processo de enrolamento do perfil retangular.

Figura 7.12: Processo de calibração dos parâmetros do equipamento de enrolamento filamantar para a produção de perfis retangulares.

Um estágio inicial de calibração foi necessário para obter os parâmetros de produção das placas. Primeiramente, imaginou-se considerar o diâmetro equivalente ao perímetro do perfil ($D_{eq} = 356\text{mm}$). Porém, o diâmetro máximo admitido pelo equipamento é de 200mm . O valor de diâmetro determina as relações entre as velocidades do rotação do mandril e de translação do banho de resina.

Foi necessário, então, estabelecer uma relação de equivalências de tangentes para determinar o ângulo fictício a ser inserido no equipamento em conjunto com o diâmetro fictício $D = 200\text{mm}$, para que, ao final, o perfil real de $D_{eq} = 356\text{mm}$ tivesse o ângulo requerido. Para verificar a adequação de tal adaptação, foram realizados testes iniciais utilizando linha de costura e sem utilizar qualquer tipo de banho de resina, conforme visto Figura 7.12. Este é um teste extremamente barato e simples, que permite conhecer e se familiarizar com os parâmetros do equipamento. Um transferidor foi utilizado para verificar o ângulo obtido em cada teste.

Após o período de calibração, a produção das placas foi iniciada, utilizando os parâmetros apresentados no Apêndice E. Três camadas circunferenciais foram utilizadas, totalizando uma espessura de cerca de 4mm . Para facilitar a desmoldagem das placas, a superfície do perfil foi inicialmente coberta por uma camada de teflon.

Ao final do processo de enrolamento, a estrutura foi levada ao forno e curada com o mesmo ciclo térmico utilizado nos tubos. Em seguida, suas arestas foram cortadas com o auxílio de uma micro retífica Dremel com discos de corte para material cerâmico, resultando em quatro superfícies planas para extração de corpos de prova (Figura 7.13). Desta maneira, corpos de provas planos puderam ser obtidos.

Apesar de uma única caixa ser o suficiente para a extração de um grande número de corpos de prova, uma série de dificuldades foram encontradas e o processo de fabricação foi realizado cinco vezes para que uma qualidade satisfatória fosse obtida.



(a) Caixa de compósito após cura.



(b) Corte para a extração de placas.



(c) Placas extraídas ao final do processo.

Figura 7.13: Processo de extração das placas de compósito.

Durante a produção das primeiras placas, foi observado que o tensionamento das fibras deformava as arestas do perfil, ocasionando a produção de placas distorcidas. Para corrigir esse problema, cantoneiras metálicas foram aparafusadas ao longo das superfícies internas do perfil para aumentar a sua rigidez. Estes reforços permitiram a produção de superfícies mais planas.

Adicionalmente, observou-se que as fibras mais externas vibravam bastante durante a rotação do perfil no forno e isso resultava em superfícies bastante irregulares, com fibras trepadas umas sobre as outras. Para corrigir esse problema, o excesso de resina foi raspado com espátula de teflon após o enrolamento filamentar e, em seguida, o perfil foi completamente envelopado com fita crepe antes de ser levado ao forno, conforme mostra a Figura 7.14. Esta restrição eliminou a vibração das fibras durante a rotação do perfil e promoveu um melhor acabamento superficial das placas produzidas.

Após a produção, as placas de compósito foram usinadas através de corte por jato d'água, para garantir um bom controle dimensional dos corpos de prova extraídos. Esta técnica garante uma precisão da ordem de $0.1mm$. A Figura 7.15 apresenta o estado das placas após usinagem. Um total de 20 amostras foram extraídas para cada tipo de ensaio. Este número é superior à quantidade de testes necessários e dá margem para que amostras defeituosas sejam descartadas.

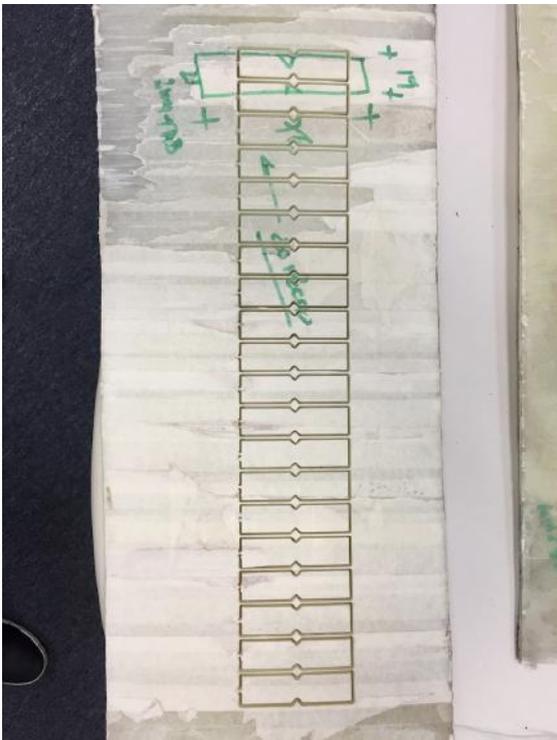


(a) Caixa de compósito envelopada após o processo de enrolamento filamentar.



(b) Estado final da caixa de compósito após ciclo térmico.

Figura 7.14: Envolvimento da caixa de compósito para melhoria do acabamento superficial das placas produzidas.



(a) Corpos de prova de cisalhamento.



(b) Corpos de prova de compressão.

Figura 7.15: Corpos de provas produzidos pelo processo de corte por jato d'água.



(a) Corpos de prova de cisalhamento.



(b) Corpos de prova de compressão.

Figura 7.16: Processo de lixamento para eliminar defeitos de fabricação.

O processo de envelopamento da caixa de compósito promoveu uma grande melhoria no acabamento superficial das placas. Entretanto, após a extração das amostras, a seção dos corpos de prova revelou a ocorrência de defeitos provocados pela defluência da resina entre as tiras de fita crepe. Este fenômeno aprisionou papel no interior da resina em forma de defeitos planares. Para eliminar esse defeito, todas as amostras foram lixadas em lixas de fita até que toda a região defeituosa fosse eliminada. A Figura 7.16a mostra o processo de lixamento realizado e a Figura 7.16b apresenta seções de corpos de prova antes e depois do lixamento.

Apesar de todo o esforço, observou-se ainda que o processo de fabricação leva a amostras de espessuras variáveis do centro para as bordas de cada placa. Isto ocorre porque o maior tensionamento das fibras nas arestas e a maior facilidade de escape da resina pelas bordas durante o seu processo de rotação dentro do forno faz com que a região das bordas possua uma quantidade menor de resina. Para minimizar esta variação, procurou-se, sempre que possível, extrair as amostras das regiões mais próximas ao centro das placas.

Uma última observação é que, diferentemente da produção dos tubos, onde as fibras são continuamente assentadas no mandril, no processo de enrolamento do perfil retangular, as fibras são assentadas de uma único instante em cada face. Isto ocasionou um grande número de pontos de aprisionamento de ar em forma de microcanais que, em alguns casos, percorrem toda a extensão das placas.

7.5 Ensaios de caracterização

7.5.1 Ensaios de DMA

A Análise Dínamo-mecânica ou DMA (*Dynamic mechanical analysis*) é uma técnica utilizada para caracterizar o comportamento viscoelástico de polímeros, onde uma amostra é submetida a uma carga oscilante e, a partir dos deslocamentos obtidos, são determinados o seu módulo elástico (E'), módulo de perda (E'') e o seu amortecimento mecânico ou atrito interno ($\tan\delta$). O módulo elástico mede a energia potencial armazenada e o módulo de perda mede a energia dissipada em calor.

A norma ASTM D4065 apresenta equações para cálculo dos módulos em função do tipo de carregamento aplicado e das dimensões do corpo de prova.

A técnica permite ainda que a temperatura da amostra varie a uma taxa pré-estabelecida, para a obtenção das propriedades em uma dada faixa de temperatura. Esta metodologia permite identificar a temperatura de transição vítrea (T_g) e de transições secundárias do material, relacionadas à relaxação de grupos ou parte de grupos laterais à cadeia polimérica e, ainda, a temperatura de fusão cristalina (T_m) em polímeros semicristalinos.

Os ensaios foram realizados em um equipamento Q 800 (TA Instruments), utilizando uma faixa de temperaturas que variou de -150°C a 250°C , com uma rampa de aquecimento de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Foram produzidas amostras de $4\text{mm} \times 12\text{mm} \times 60\text{mm}$ para ambas as direções principais do material (L-longitudinal e T-transversal), conforme Figura 7.17.

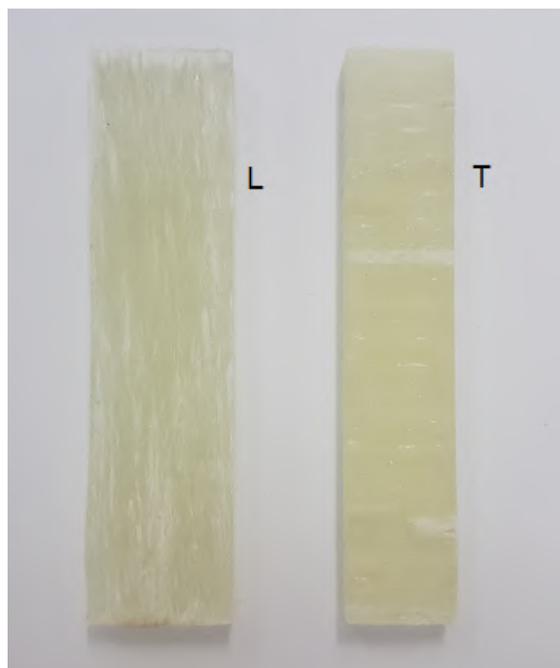
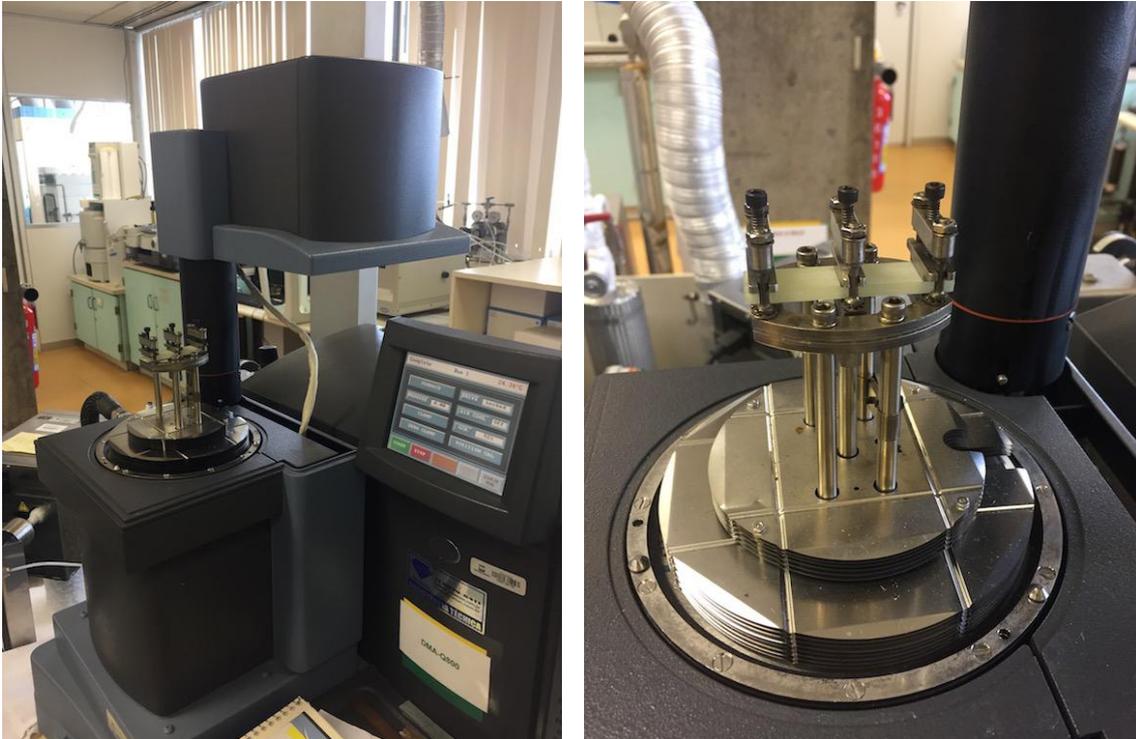


Figura 7.17: Corpos de prova longitudinal e transversal para ensaios de DMA.

Os ensaios foram realizados utilizando uma garra *dual cantilever*. A Figura 7.18a apresenta o equipamento utilizado e a Figura 7.18b mostra um corpo de prova posicionado na garra *dual cantilever*.



(a) Visão geral do equipamento.

(b) Detalhe da garra *dual cantilever*.

Figura 7.18: Equipamento utilizado para a realização dos ensaios de DMA.

Os valores de módulos elásticos obtidos por estas análises não correspondem exatamente às constantes elásticas requeridas neste estudo, pois os esforços atuantes na garra *dual cantilever* combinam cargas de flexão e cisalhamento. Entretanto, o objetivo principal destas análises era identificar as temperaturas de transições das propriedades mecânicas do compósito utilizado.

7.5.2 Ensaio de tração longitudinal

Os ensaios de tração longitudinal foram realizados de acordo com a norma ASTM D 3039/D3039M-08 [71]. Utilizou-se um equipamento de tração servo-hidráulico da marca Instron, que dispunha de um forno de convecção, cujo sistema de controle de temperatura possui uma precisão de 0.1°C . Esta precisão atende perfeitamente a precisão de controle de temperatura recomendada pela norma, que é de $\pm 3^{\circ}\text{C}$. A Figura 7.19 apresenta uma imagem geral do equipamento de tração e do forno utilizados neste estudo.



Figura 7.19: Máquina para ensaio tração/compressão e forno utilizados.

Inicialmente utilizaram-se corpos de prova reforçados por abas, conforme a norma recomenda para este tipo de ensaio. As abas foram fabricadas em duralumínio e coladas às amostras através do adesivo ARALDITE Hobby, devido ao seu alto desempenho frente a outros adesivos comerciais. Entretanto, conforme será visto, os ensaios com abas coladas não funcionaram corretamente, especialmente em temperaturas elevadas. Por isso, ensaios com corpos de provas sem abas foram realizados.

A Figura 7.20 mostra dois exemplos de corpos de provas utilizados (com e sem abas). As dimensões utilizadas seguiram as recomendações de norma (vide Tabela 7.4), com exceção da espessura, cujo valor variou entre 3.5mm e 4.5mm. Este intervalo de espessuras, entretanto, não infringe a recomendação de norma, que ressalta que outros valores de espessura podem ser adotados, conforme necessário.



Figura 7.20: Corpos de prova de tração com e sem abas.

Tabela 7.4: Geometria recomendada para corpos de prova de tração [71].

Orientação das Fibras	Largura mm [<i>in.</i>]	Comprimento Total mm [<i>in.</i>]	Espessura mm [<i>in.</i>]	Comprimento das Abas mm [<i>in.</i>]	Espessura das Abas mm [<i>in.</i>]	Chanfro das Abas Ângulo,°
0° unidirecional	15 [0.5]	250 [10.0]	1.0 [0.040]	56 [2.25]	1.5 [0.062]	7 or 90
90° unidirecional	25 [1.0]	175 [7.0]	2.0 [0.080]	25 [1.0]	1.5 [0.062]	90

7.5.3 Ensaios de tração transversal

Os ensaios de tração transversal também seguiram a norma ASTM D 3039/D3039M-08 [71], utilizando as dimensões gerais fornecidas pela Tabela 7.4 para orientações de fibras a 90°. Similarmente ao ocorrido nos ensaios de tração longitudinal, os reforços por abas não funcionaram efetivamente. A Figura 7.21 apresenta um dos corpos de prova sem abas utilizado nos ensaios de tração transversal.



Figura 7.21: Corpos de prova de tração com e sem abas.

7.5.4 Ensaios de compressão longitudinal

Diversos procedimentos estão disponíveis em normas para a realização dos ensaios de compressão [72–74], cada qual com suas particularidades em relação à maneira de aplicar a carga compressiva e ao mecanismo utilizado para evitar instabilidades durante o ensaio. As dimensões dos corpos de prova de compressão longitudinal seguiram inicialmente as recomendações da norma ASTM-3410 [72], conforme Figura 7.22. Assim como ocorrido nos ensaios de tração, a utilização de abas coladas não foi uma boa prática e, portanto, os ensaios ocorreram com corpos de prova sem abas.

Entretanto, apesar de um aparato de compressão ter sido completamente projetado durante a fase de experiência na instituição estrangeira, o mesmo permaneceu no laboratório do INSA de Lyon. A ausência de tal aparato durante a fase nacional resultou em um baixo percentual de resultados válidos para este tipo de ensaio, devido às dificuldades em garantir o alinhamento do sistema e impedir a ocorrência de flambagem dos corpos de prova. Apesar disso, os poucos resultados válidos permitiram identificar o modo de falha predominante e assim utilizar as equações da micromecânica mais adequadas.

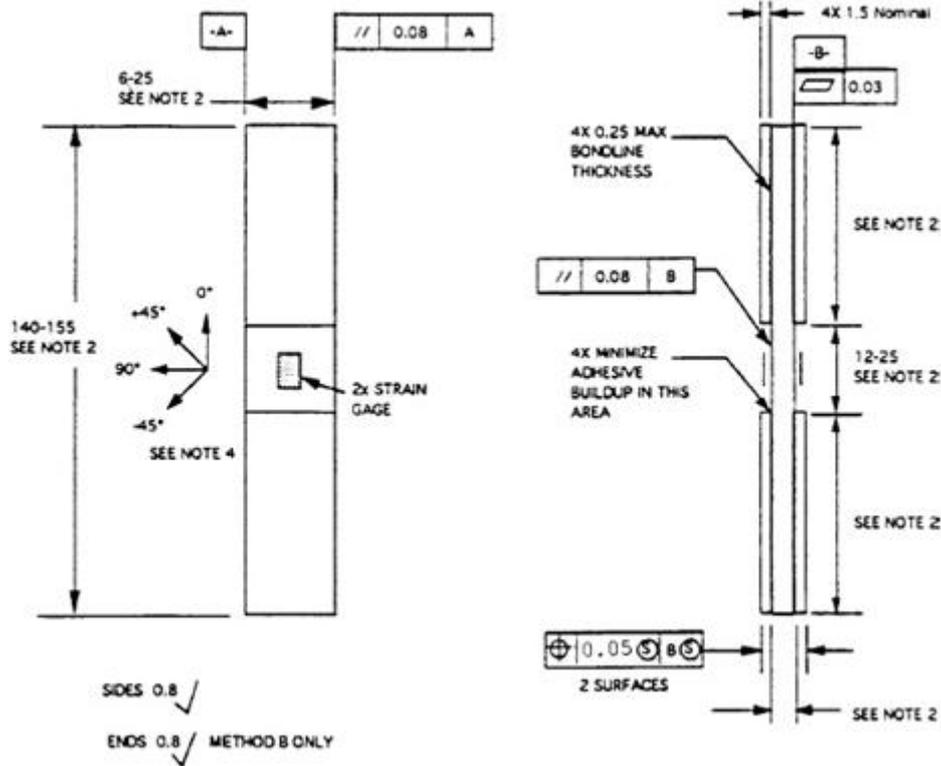


Figura 7.22: Desenho dos corpos de prova de compressão [72].

7.5.5 Ensaios de compressão transversal

As dimensões dos corpos de prova de compressão transversal também seguiram inicialmente as recomendações da norma ASTM-3410 [72]. Entretanto, devido ao baixo módulo de elasticidade transversal das amostras, estes ensaios flambaram ainda mais prematuramente que os ensaios de compressão longitudinal. Assim, como será descrito, algumas soluções foram experimentadas para levar a resultados que correspondessem à falha do material sem interferência de instabilidades. Ao final, chegou-se a uma geometria ideal de corpos de prova, que levaram a resultados com excelente reprodutividade, permitindo a obtenção da curva de resistência à compressão transversal ao longo da temperatura.

7.5.6 Ensaios de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram feitos de acordo com a norma ASTM D5379/5379M [75], por meio de um aparato Iosipescu, conforme apresentado esquematicamente na Figura 7.23. Os corpos de prova possuem um entalhe central onde são colados *strain gages* bidirecionais a 45° da linha vertical. A deformação a ser considerada é então obtida a partir da média dos módulos das deformações obtidas em cada direção. A Figura 7.24 apresenta as dimensões dos corpos de prova e o posicionamento da instrumentação.

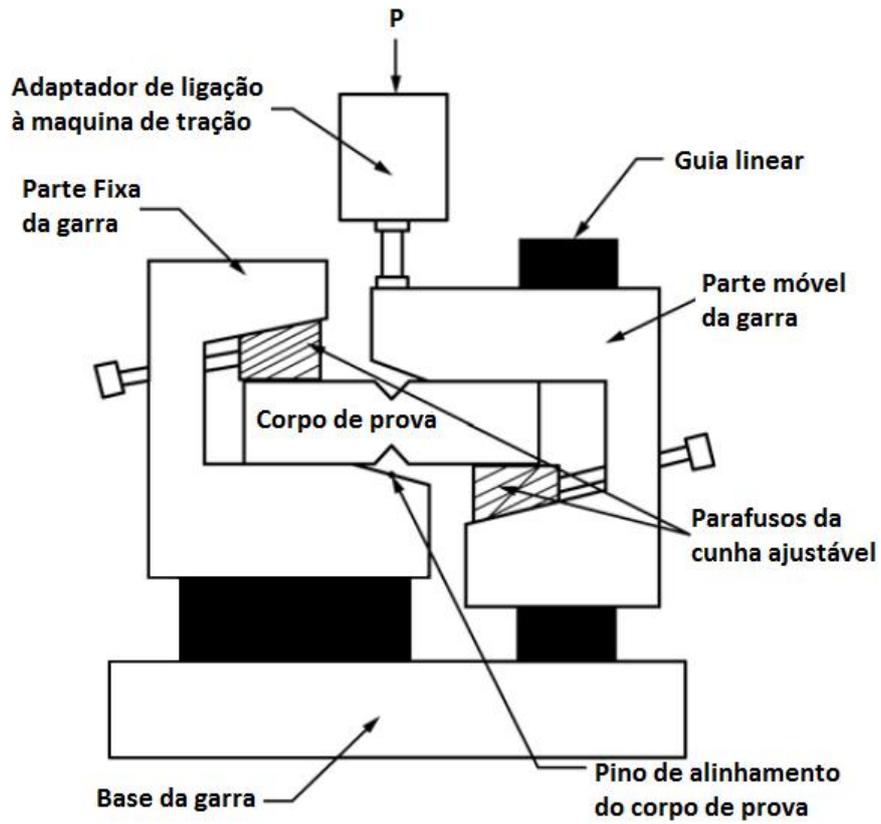
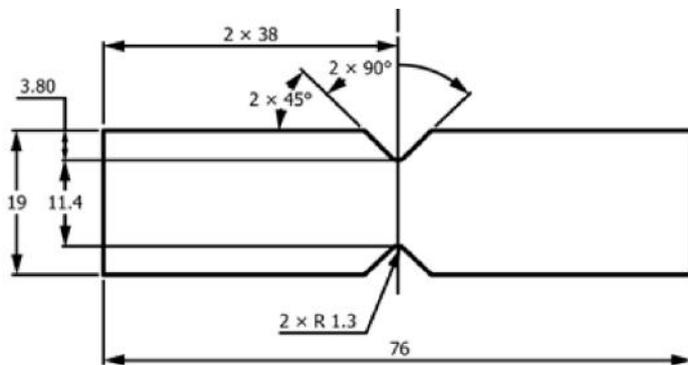
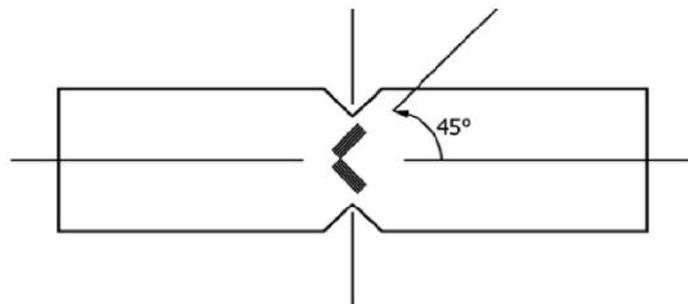


Figura 7.23: Desenho esquemático do aparato Iosipescu.



(a) Dimensões dos corpos de prova.



(b) Posicionamento dos *strain gages*.

Figura 7.24: Corpos de prova de cisalhamento [75].

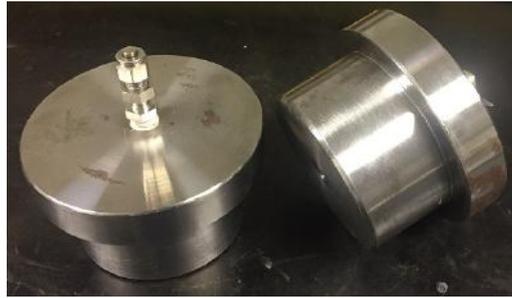
7.6 Ensaios de colapso

Após o processo de produção e do seu completo dimensionamento, os tubos foram preparados para os ensaios de colapso. Cada tubo produzido foi pintado externamente com tinta impermeabilizante da marca Tecryl-03. Em seguida, os tubos foram tamponados com plugs metálicos, ambos monidos de conectores rosqueados. A instalação dos plugs foi feita utilizando massa epoxi Tubolite MEP-301. Após as 24 horas necessárias para a cura da massa epóxi, aplicou-se silicone resistente a altas temperaturas nas arestas de junções dos plugs para reduzir as possibilidades de vazamento durante os ensaios de colapso. A Figura 7.25a apresenta um dos pares de plugs utilizados e a Figura 7.25b apresenta um dos tubos ensaiados, ao final do processo de preparação.

Os tubos foram, então, posicionados na vertical e preenchidos com água a partir do conector do plug inferior, até que transbordasse água pelo conector do plug superior, conforme procedimento visto na Figura 7.26a. Em seguida, os conectores de ambos os plugs foram tamponados para a locomoção do tubo até o interior da câmara.

Foi utilizada uma câmara termo-hiperbárica com capacidade de 10.000psi e controle de temperatura atuante em três zonas ao longo do seu comprimento, cada qual com precisão de leitura de $0.1^{\circ}C$. O sistema hidráulico de pressurização permite que uma baixa taxa de carregamento seja aplicada para que a pressão de falha seja obtida com precisão, além de permitir identificar eventuais vazamentos. Durante o ensaio, foram registrados ao longo do tempo os valores de pressão e a temperatura de cada uma das zonas.

Após o tubo ser inserido na câmara termo-hiperbárica, o conector de um de seus plugs era acoplado a um *tubing* da tampa da câmara com acesso ao ambiente externo. Assim, foi possível perceber qualquer evento falha do tubo ou de vazamento dos plugs a partir da água expelida pelo *tubing*. A cada 500psi pressurizados, a pressão era mantida constante durante um minuto para verificar a estanqueidade do sistema. A Figura 7.26b ilustra o final de um dos ensaios, onde é possível observar o jato d'água gerado no momento da falha.



(a) Par de plugs.



(b) Tubo pronto.

Figura 7.25: Tubo após pintura.



(a) Preenchendo o tubo com água.



(b) Câmara termo-hiperbárica.

Figura 7.26: Preparação e teste na câmara termo-hiperbárica.

Capítulo 8

Resultados e discussões

8.1 Validação numérico/analítica (fase 1 – utilizando dados de literatura)

Com o objetivo de realizar uma primeira validação nos modelos analíticos e numéricos, foram utilizados os resultados dos ensaios experimentais realizados por Silva [16]. Estes experimentos consistiram em avaliar a pressão de colapso de quatro tubos compósitos, produzidos em epóxi reforçado por fibras de vidro, a partir de um equipamento de enrolamento filamentar. A matriz epóxi utilizada possuía base de bisfenol-A (Araldite LY 556) com um endurecedor à base de anidrido (Aradur 917) e um acelerador de imidazole (DY 070). Dois tipos diferentes de fibra de vidro foram utilizados: dois tubos foram reforçados com fibras de vidro S, enquanto os outros dois foram reforçados com fibras de vidro-E.

Os tubos foram fabricados usando um mandril de 4" que foi envolvido com um filme de Teflon para facilitar o deslizamento do tubo no mandril. Sucessivas camadas reforçadas foram enroladas no mandril circunferencialmente em um ângulo de 88° e helicoidalmente em um ângulo de 55° com o eixo do tubo. Posteriormente, os tubos foram curados por 4 horas a 80°C e em seguida por 4 horas adicionais a 120°C.

A Tabela 8.1 apresenta as propriedades dos tubos desta referência da literatura em termos de sua sequência de empilhamento de camadas, material utilizado e geometria. o Pipe-L1, por ex., possui sequência de camadas 2c-4h-2c porque foi feito com 2 camadas circunferenciais (c), seguidas por 4 camadas helicoidais (h) e 2 outras camadas circunferenciais.

Os tubos possuíam um comprimento de 1.2 m e suas extremidades foram vedadas com plugs metálicos. Eles foram testados em uma câmara hiperbárica com capacidade máxima de 7500psi. A pressão foi monitorada ao longo do teste e a pressão de colapso foi reportada. A Figura 8.1 mostra uma imagem do Pipe-L4 após a falha, onde é possível ver o dano causado em diferentes pontos do tubo.

Tabela 8.1: Propriedades dos tubos

	Sequência de camadas	Tipo de Fibra	Espessura camada (mm)	Δ_0 (%)
Pipe-L1	2c-4h-2c	S-glass	0.680	0.26
Pipe-L2	4c-8h-2c	S-glass	0.546	0.38
Pipe-L3	8c-8h	E-glass	0.246	0.41
Pipe-L4	2c-4h-4c-4h-2c	E-glass	0.328	0.36

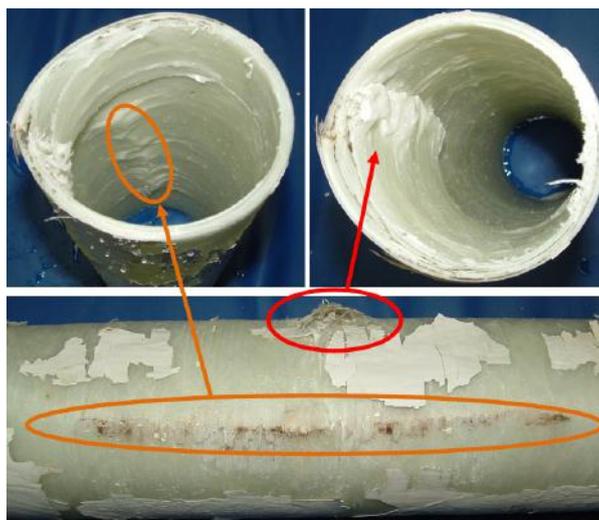


Figura 8.1: Pipe-L4 após falha.

Comforme mencionado, estes tubos foram feitos em matriz epóxi reforçados por fibras do tipo E e fibras do tipo S. As propriedades mecânicas destas fibras foram baseadas nos experimentos realizados por Faro [76] e Camussi [77], conforme apresentado na Tabela 8.2. Informações adicionais foram obtidas no trabalho de Martins *et al.* [78, 79], onde tubos similares foram testados sob pressão interna.

Para verificar a eficácia da primeira fase de desenvolvimento do modelo analítico proposto na presente tese, as curvas de pressão x ovalização obtidas analiticamente para cada tubo ensaiado na referente literatura foram comparadas às curvas de pressão x ovalização obtidas numericamente. O modelo de elementos finitos considera o processo de dano incremental através da aplicação do critério de Linde [80] e pode capturar a evolução da falha e a consequente queda de pressão, enquanto o

Tabela 8.2: Propriedades dos compósitos utilizados na referência da literatura.

Compósito	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	G_{12} (GPa)	G_{23} (GPa)	ν_{12}	ν_{23}	F_{1t} (MPa)	F_{1c} (MPa)	F_{2t} (MPa)	F_{2c} (MPa)	F_{12} (MPa)
Fibra E	29.200	6.360	1.735	1.735	0.25	0.83	498.1	268.97	42.92	86.72	23.85
Fibra S	34.100	6.360	1.930	1.610	0.25	0.19	715.6	386.57	42.92	86.72	23.85

modelo analítico resulta em uma pressão ininterruptamente crescente e determina a pressão de início de falha através da aplicação dos critérios da literatura ao campo de tensões e deformações atuantes em cada camada.

As comparações entre as curvas numéricas e analíticas obtidas para cada um dos 4 tubos são apresentadas entre as figuras 8.2 e 8.5, onde é possível perceber que o modelo analítico fornece resultados coerentes com os obtidos numericamente.

A falha do Pipe-L1 ocorre a uma pressão próxima ao platô de colapso elástico em uma ovalização de $\Delta = 6\%$. Pode-se observar que 7 dos critérios de falha forneceram valores de pressão máxima muito próximos àqueles obtidos pelo modelo de elementos finitos, onde o início da falha ocorre a uma pressão igual a 7.6MPa.

A Figura 8.3 mostra resultados numéricos e analíticos para o Pipe-L-2. Inicialmente, ambas as curvas apresentam um comportamento linear elástico similar e um

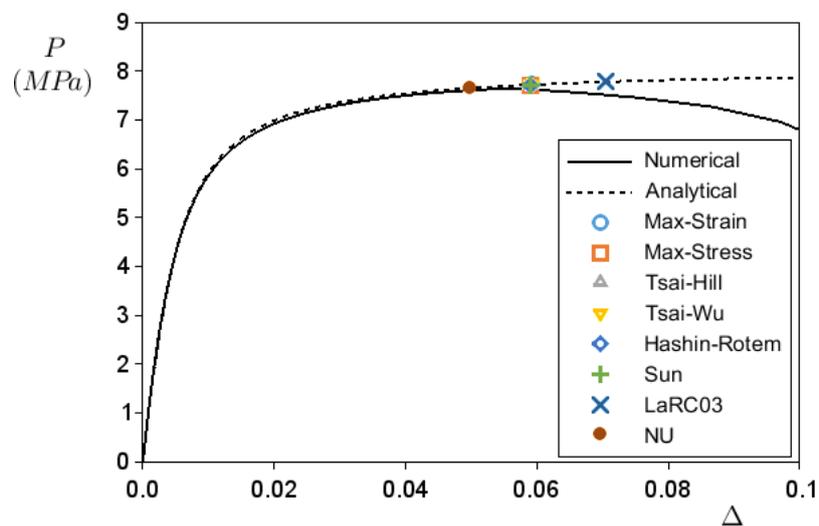


Figura 8.2: Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L1.

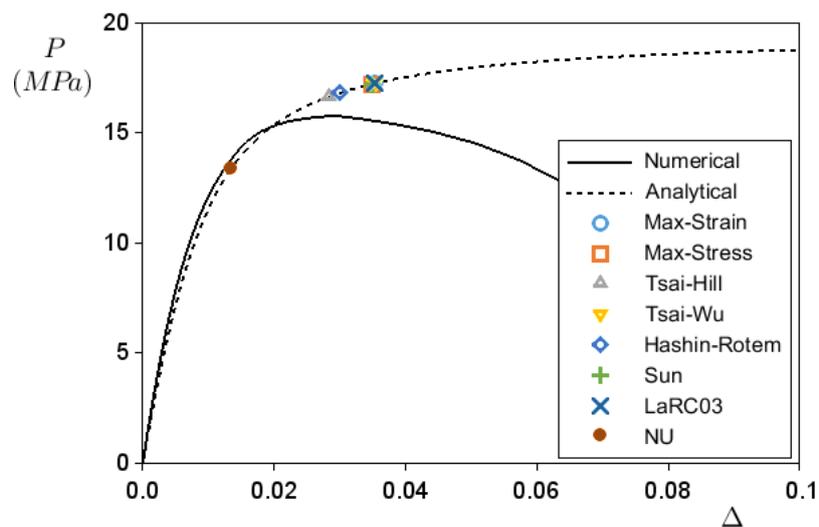


Figura 8.3: Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L2.

aumento significativo de pressão em função da ovalização. Então, em $\Delta = 1.5\%$ e $P = 14\text{MPa}$ o modelo numérico prevê o início da falha e se desvia gradualmente do modelo analítico. O tubo ainda resiste a um aumento da pressão externa e chega a uma pressão máxima de 15.7MPa , onde colapsa a uma ovalização $\Delta = 3\%$.

A Tabela 8.1 mostra que o Pipe-L2 é composto por uma sequência não simétrica de camadas, com 4 camadas internas circunferenciais e 2 camadas externas circunferenciais. Conseqüentemente, seu eixo neutro está localizado mais próximo ao seu diâmetro interno, levando a tensões mais altas às suas fibras externas durante a ovalização do tubo. Isto conduziu a uma falha mais prematura deste tubo em relação à sua resistência elástica quando comparado aos demais tubos.

Como pode ser visto na Figura 8.3, as previsões analíticas de falha para o Pipe-L2 utilizando os diferentes critérios estão espalhadas próximo à pressão máxima

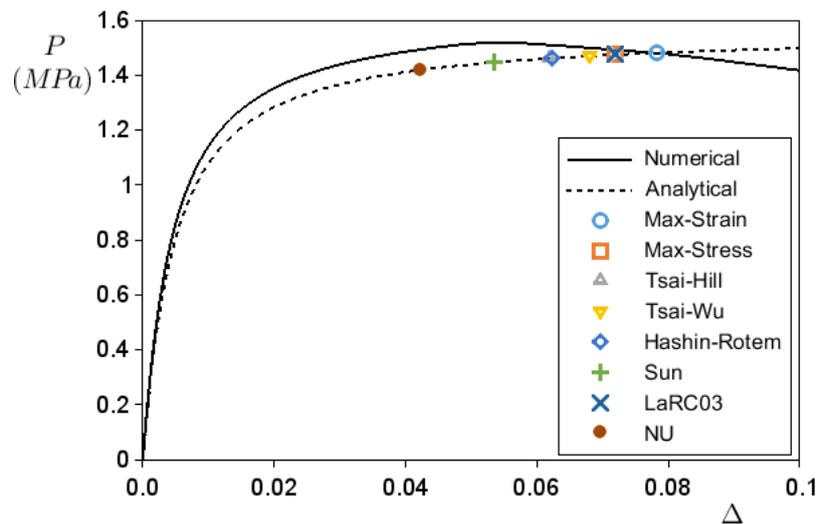


Figura 8.4: Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L3.

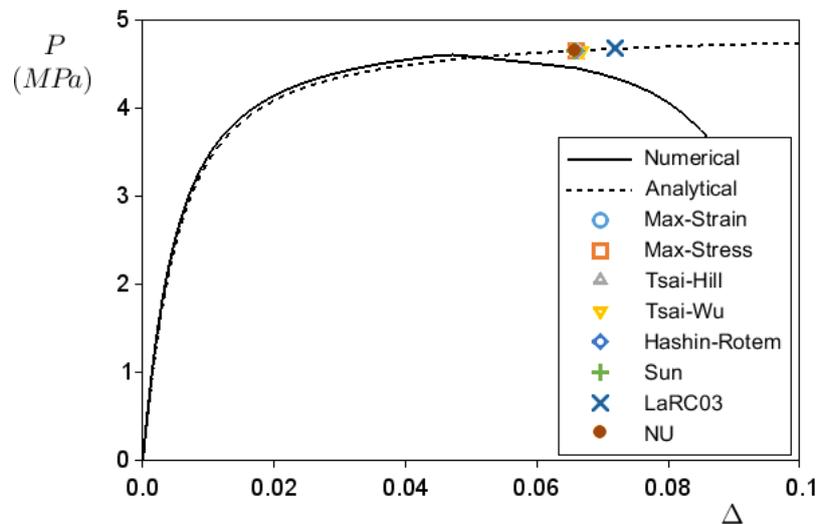


Figura 8.5: Pressão x ovalização obtidas numericamente e analiticamente - Pipe-L4.

obtida numericamente. O modelo NU foi o mais conservador dentre os 8 modelos considerados, cuja equação de falha dominada pela tensão (NUc) estima o início de falha na camada externa do duto a uma pressão próxima ao início de falha previsto numericamente usando o modelo Linde.

A Figura 8.4 e a Figura 8.5 mostram os resultados obtidos respectivamente para os Pipe-L3 e Pipe-L4. Foi observada alguma diferença entre as curvas analíticas e numéricas para o Pipe-L3. É importante lembrar que o modelo analítico é baseado em algumas suposições tais como: as seções planas permanecem planas após a deformação e o eixo neutro não muda ao longo da análise. Por sua vez, o modelo numérico é capaz de considerar essas não-linearidades. O Parágrafo 8.1.1 discute as diferenças esperadas entre os resultados obtidos por ambos os modelos em função de suas diferentes premissas. É possível concluir que a diferença entre as curvas numérica e analítica é sutil e que a curva analítica leva a previsões levemente conservadoras em relação ao resultado numérico.

Comparando os resultados dos 4 tubos, uma melhor concordância entre os critérios é obtida quando o tubo falha perto de seu colapso elástico. É importante mencionar que, no início da curva de pressão-ovalização, as tensões atuantes na seção do tubo são essencialmente compostas de tensões de membrana, dominadas pela pressão externa. Com o aumento da ovalização, as tensões de flexão, dominadas pela curvatura da parede do tubo, se tornam cada vez mais importantes. A partir de $\Delta = 2\%$, um pequeno aumento de pressão leva a um grande aumento da ovalização e, conseqüentemente, das tensões de flexão. Assim, para os tubos rompidos próximos às suas pressões de falha elástica as previsões dos diversos critérios são muito próximas, embora ocorram em diferentes ovalizações. Por sua vez, o tubo mais espesso falha na fase inicial da curva de pressão-ovalização. Nesse caso, uma maior dispersão é observada entre os resultados obtidos pelos diversos critérios.

A Tabela 8.3 apresenta os resultados experimentais e permite compará-los às previsões numéricas e analíticas. Como pode ser visto, ambas as previsões analíticas e numéricas apresentam boa concordância com os resultados experimentais. Os critérios de tensão máxima e deformação máxima fornecem resultados semelhantes entre si. Entre os critérios totalmente interativos, Tsai-Wu apresentou um erro menor comparado ao critério de Tsai-Hill, para a maioria dos experimentos. Em comparação com o critério de Hashin-Rotem, Sun fornece um valor estimado de pressão de falha mais próximo dos resultados experimentais. O critério de LaRC03 foi, em geral, o critério de falha menos conservador. Embora permita prever vários modos de falha, os diversos parâmetros necessários para formular este critério dificultam sua implementação no modelo analítico. NU critério representa o mais conservador, isso também pode ser visto claramente no caso do Pipe-L2.

Tabela 8.3: Resumo dos resultados experimental, numérico e analítico.

Resultado	Critério	Pipe-L1		Pipe-L2		Pipe-L3		Pipe-L4	
		P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)
Experimental	-	7.90	-	17.40	-	1.45	-	4.65	-
Numérico	Linde	7.64	-3.2	15.75	-9.5	1.52	4.7	4.60	-1.1
Analítico	Max-Strain	7.72	-2.3	17.23	-1.0	1.48	2.1	4.65	0.0
	Max-Stress	7.72	-2.3	17.20	-1.1	1.47	1.7	4.65	-0.1
	Tsai-Hill	7.72	-2.3	16.63	-4.4	1.46	0.7	4.65	-0.1
	Tsai-Wu	7.72	-2.3	17.23	-1.0	1.47	1.3	4.65	-0.1
	Hashin Rotem	7.72	-2.3	16.79	-3.5	1.46	0.8	4.65	-0.1
	Sun	7.72	-2.3	17.20	-1.1	1.44	-0.2	4.65	-0.1
	LaRC03	7.78	-1.6	17.22	-1.0	1.47	1.7	4.67	0.4
	NU	7.65	-3.2	13.34	-23.3	1.42	-2.2	4.64	-0.1

8.1.1 Comparação entre os modelos numérico e analítico

Apesar dos resultados numéricos e analíticos se apresentarem bastante similares entre si, as curvas de pressão-ovalização obtidas para o Pipe-L3 são um pouco menos convergentes entre si que os demais casos. Embora não seja absolutamente necessário que as curvas numérico e analítica sejam 100% coincidentes, a compreensão dos fenômenos que levam a maiores ou menores discrepâncias entre os modelos é importante para conhecer as vantagens e as limitações de cada abordagem.

O modelo analítico considera que as tensões provenientes do equilíbrio de forças entre a parede do tubo e a pressão externa são constantes ao longo da espessura (consideração de tubos de paredes finas). Entretanto, esta abordagem é simplificada e tal equilíbrio de forças produz um perfil variável de tensões circunferenciais, conforme previsto pela equação de Lamé.

Tal perfil variável de tensões pode ser decomposto em uma parcela de tensão de membrana e uma pequena parcela de tensão de flexão. Devido ao perfil de tensões não ser linear, a linha neutra associada a esta pequena parcela de tensão de flexão estará deslocada do meio da parede do tubo.

Em suma, o modelo analítico considera que as tensões de flexão são provenientes apenas da ovalização do duto. Porém, a pequena parcela do perfil não linear das tensões circunferenciais promove algum deslocamento da posição efetiva da linha neutra.

Em dutos simétricos, o deslocamento da linha neutra causa uma variação irrelevante da rigidez flexional, pois se por um lado temos uma extremidade se afastando da linha neutra, por outro lado temos a outra extremidade com rigidez idêntica se aproximando da linha neutra. Em contrapartida, em dutos assimétricos, o afastamento da linha neutra sofrido por uma das extremidades não é compensado na mesma proporção pela aproximação da linha neutra sofrida pela extremidade oposta.

Para quantificar a influência do deslocamento da linha neutra na rigidez flexional de cada um dos dutos, o EI de cada duto foi calculado considerando posições de linha neutra variando do raio interno para o raio externo do duto. Para permitir comparar dutos de espessuras diferentes o range de posições radiais foi adimensionalizado por $r_{adm} = [R - R_i]/[R_e - R_i]$, onde o valor 0 corresponde ao raio interno e o valor 1 corresponde ao raio externo do duto. Da mesma maneira, os valores de EI foram adimensionalizados em relação ao valor de EI obtido na linha neutra natural da seção. Os resultados obtidos estão apresentado na Figura 8.6.

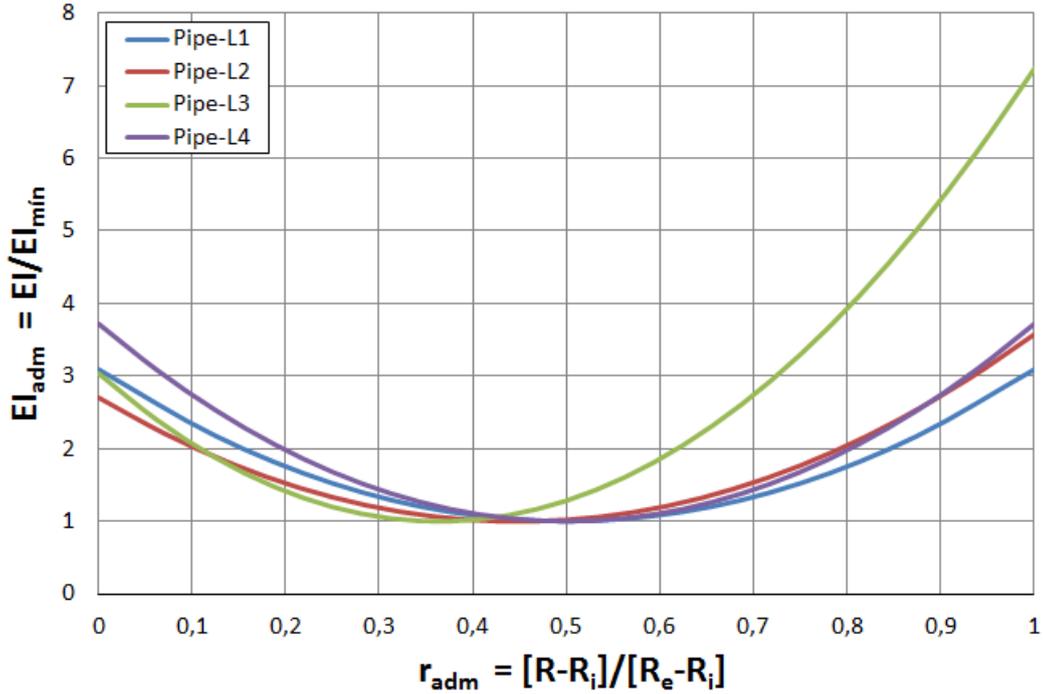


Figura 8.6: EI em função da posição da linha neutra.

É possível perceber que a posição natural da linha neutra dos tubos de empilhamentos simétricos estão muito próximas ao raio médio do duto, ao passo que a posição natural da linha neutra dos dutos assimétricos se deslocam para a sua extremidade mais rígida. Em contrapartida, tubos de empilhamentos mais assimétricos são mais sensíveis às variações da posição da linha neutra o (vide Pipe-L3). Em termos matemáticos, a parábola correspondente ao Pipe-L3 é mais côncava que as demais.

O valor de EI em função de um deslocamento Δx da linha neutra é dado por:

$$EI = EI_0 + EA.\Delta x^2$$

Onde EI_0 é a rigidez flexional na posição natural da linha neutra.

A rigidez flexional adimensionalizada de cada duto é então dada por:

$$EI_{adm} = 1 + \frac{EA \cdot \Delta x^2}{EI_0}$$

Sabendo que o deslocamento adimensional $\Delta x_{adm} = \frac{\Delta x}{t}$, chegamos a:

$$EI_{adm} = 1 + \frac{EA \cdot t^2 \cdot \Delta x_{adm}^2}{EI_0}$$

Então, a sua sensibilidade ao deslocamento da linha neutra pode ser inferida pela razão $EA t^2 / EI$, concavidade da parábola acima.

Como referência, uma parede de duto de material isotrópico possui $EA t^2 / EI = 12$. Podemos, então, inferir se um duto é mais ou menos sensível à variação de sua linha neutra, quando comparado a um duto de material isotrópico, definindo um índice de sensibilidade, I_s , através de:

$$I_s = \frac{EA t^2}{12EI}$$

A Tabela 8.4 resume a posição natural da linha neutra de cada tubo em termos do seu raio adimensional, assim como o seu índice relativo de sensibilidade ao deslocamento da linha neutra.

Tabela 8.4: Posição relativa da linha neutra na espessura de cada duto.

Tubo	Sequência de camadas	Posição natural da linha neutra (r_{adm})	$EA t^2 / (12EI)$
Pipe-L1	2c-4h-2c	0.487	0.697
Pipe-L2	4c-8h-2c	0.432	0.707
Pipe-L3	8c-8h	0.358	1.289
Pipe-L4	2c-4h-4c-4h-2c	0.492	0.907

Fica evidente que dutos mais assimétricos possuem linhas neutras mais deslocadas em relação ao seu raio médio ($r_{adm} = 0.5$), conforme intuitivamente esperado. Além disso, nota-se que o tubo com empilhamento mais assimétrico (Pipe-L3) é o mais sensível ao deslocamento da linha neutra quando comparado aos demais dutos e que o tubo com empilhamento mais bem distribuído (Pipe-L4) é o mais próximos ao caso isotrópico ($I_s = 1$). Os tubos menos sensíveis correspondem aos casos onde as camadas circunferenciais se concentram próximos às paredes interna e externa.

Observe que o Pipe-L1 é o menos sensível à variação da linha neutra e foi o tubo que apresentou melhor correlação analítico/numérico. Por sua vez, o Pipe-L3 é o mais sensível e apresentou maior desvio analítico/numérico.

Evidentemente, o índice de sensibilidade sugerido não determina qual o valor de deslocamento da linha neutra esperado para um determinado duto. Esta informação

deriva de um equacionamento maior, considerando ambos a equação de Lamé e as tensões de flexão provenientes da ovalização do duto ao longo da pressurização. Entretanto, a partir do I_s é possível comparar de maneira rápida a sensibilidade de cada duto às alterações percentuais esperadas do EI em função de dado um deslocamento relativo da linha neutra.

Além da avaliação acima permitir determinar quando maiores ou menores convergências entre os modelos analítico e numérico são esperados, a identificação do deslocamento da linha neutra como agente causador da pequena diferença entre os modelos permite garantir que o modelo analítico sempre fornece curvas abaixo daquelas obtidas numericamente, devido a não-contabilização do acréscimo de rigidez devido ao deslocamento da linha neutra de sua posição natural. Este conservadorismo garante a segurança na utilização do modelo analítico como ferramenta de projeto.

8.2 Análise de sensibilidade de cada propriedade na obtenção da pressão de falha dos tubos.

Após a conclusão da primeira fase de validação, a metodologia analítica desenvolvida pôde ser utilizada para efetuar uma análise de sensibilidade de cada propriedade mecânica na obtenção do correto valor de pressão de falha dos dutos. Tal análise é uma importante ferramenta para apontar as propriedades mecânicas que merecem maior atenção durante as ensaios de caracterização mecânica.

Neste sentido, as pressões de falha do Pipe-L1 e Pipe-L2 foram determinadas considerando possíveis variações individuais de cada uma das propriedades em $\pm 50\%$. O Pipe-L1 foi selecionado por representar um duto com falha muito próxima ao seu colapso elástico. O Pipe-L2, por ser um exemplo de duto colapsado precocemente por falha do material. Ambos foram fabricados com fibras de vidro do tipo S.

A Tabela 8.5 reapresenta as propriedades mecânicas das fibras de vidro do tipo S e especifica as variações individuais consideradas para cada propriedade.

Utilizou-se o critério de falha Tsai-Wu para estes cálculos. A escolha do critério se deu tanto devido à boa correlação por ele fornecida, quanto pelo fato de ser um critério iterativo, que permite contabilizar a influência de tensões que não necessariamente correspondem à direção predominante de falha.

Vinte análises de determinação de pressão de falha foram feitas para cada tubo, cada qual considerando alterações exclusivamente em uma determinada propriedade. As pressões de colapso obtidas foram confrontadas com a pressão de colapso correspondente às propriedades inalteradas e as diferenças percentuais foram reportadas.

A Tabela 8.6 e Tabela 8.7 apresentam os resultados obtidos respectivamente para o Pipe-L1 e Pipe-L2, onde fica claro que E_1 é a propriedade mais impactante, seguido de F_{2c} . Essas informações quantificam o que era intuitivamente esperado.

E_1 é o principal responsável pela rigidez da duto, retardando o processo de ovalização e suportando as tensões circunferenciais de membrana e de flexão. As demais componentes elásticas possuem um menor impacto por atuarem como coadjuvantes na determinação da rigidez da seção. Entretanto, apesar da direção longitudinal do compósito suportar a maior parte dos carregamentos, a falha do tubo tende a

Tabela 8.5: Propriedades das Fibra-S e suas respectivas alterações analisadas.

Material	Propriedade									
	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
-50%	17050	3180	965	0.095	0.0177	357.8	193.28	13.55	43.36	11.92
Fibra-S	34100	6360	1930	0.190	0.0354	715.6	386.57	27.10	86.72	23.85
+50%	51150	9540	2895	0.285	0.0532	1073.4	579.85	40.65	130.08	35.77

Tabela 8.6: Influência da variação de cada propriedade na pressão de falha - Pipe-L1.

Material	Variação da pressão de falha devido a variação de cada propriedade									
	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
-50%	-48.5%	1.3%	-2.4%	0.0%	-0.6%	0.0%	0.0%	-1.7%	-5.50%	0.0%
+50%	47.6%	-1.0%	1.2%	0.0%	0.9%	0.0%	0.0%	0.0%	0.0%	0.0%

Tabela 8.7: Influência da variação de cada propriedade na pressão de falha - Pipe-L2.

Material	Variação da pressão de falha devido a variação de cada propriedade									
	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
-50%	-46.2%	2.0%	-3.6%	0.0%	-0.7%	0.2%	-0.1%	0.0%	-24.9%	-12.4%
+50%	44.4%	-9.3%	-2.0%	0.0%	1.0%	-0.1%	0.0%	0.0%	4.1%	0.0%

ocorrer devido às componentes de carga atuando na direção transversal, por esta ser consideravelmente menos resistente. As alterações nas demais resistências acarretam muito pouco ou nenhum impacto na pressão de falha por estarem bem longe de serem alcançadas.

Diante dos resultados obtidos, as propriedades mecânicas foram classificadas em cinco categorias em função de seu impacto para a correta obtenção da pressão de falha dos dutos, conforme apresentado na Tabela 8.8. A partir dessa classificação, a caracterização mecânica do material foi realizada priorizando a obtenção de um maior número de resultados para as propriedades com maior impacto.

Ressalta-se que a ideia da tabela não é, por exemplo, informar que a obtenção do valor de F_{1t} não é importante, mas apenas esclarecer que o seu valor não precisa ser experimentalmente levantado a partir de um grande número de ensaios para a obtenção de uma vasta estatística, pois esta não é a propriedade crítica e a sua alteração em -50% ou $+50\%$ não acarreta em nenhum impacto na pressão de falha.

Tabela 8.8: Grau de importância relativa de cada propriedade.

Impacto	Propriedade
Extremamente importante	E_1
Muito Importante	F_{2c}
Importante	$E_2; G_{12}; S_{12}$
Não Muito Importante	$F_{2t}; \nu_{21}$
Sem Importância	$F_{1t}; F_{1c}; \nu_{12}$

8.3 Resultados dos ensaios de caracterização

8.3.1 Quantificação do percentual de fibras

A quantificação do percentual de fibras presente em cada uma das amostras foi realizada através de três técnicas distintas: quantificação por queima do compósito (calcinação), quantificação por análise micrográfica e quantificação por densimetria. Cada uma possui vantagens e desvantagens.

Os processos de quantificação por queima e por densimetria são métodos volumétricos. O processo de queima exige uma aparelhagem mais sofisticada e permite realizar uma quantificação bastante precisa, ao passo que o processo de densimetria exige apenas uma balança de precisão e um béquer com água, mas produzem resultados menos precisos e percentuais de fibras menores que os reais, devido a interferência dos vazios presentes no compósito. O processo de quantificação micrográfica exige um registro fotográfico a partir de uma lupa e a realização de uma análise via software que permite quantificar o percentual de fibras, resina e vazios.

A seguir, cada técnica será descrita em maiores detalhes.

8.3.1.1 Calcinação

Neste procedimento, pequenas amostras, contendo cerca de 5g foram retiradas de cada um dos tubos produzidos e de duas das placas. Estas amostras foram levadas a uma mufla para permanecer durante 30 minutos a 850°C até que apresentassem peso constante. Esta temperatura é suficientemente elevada para que toda a resina seja eliminada, mas não elevada o suficiente para causar a fusão das fibras.

O resíduo final deste processo são as fibras presentes no compósito, conforme pode ser visto na Figura 8.7, e razão entre o peso final e o peso inicial é portanto o percentual mássico de fibras.



Figura 8.7: Resíduos após calcinação da amostra do Pipe-4A.

Para garantir que a resina não deixaria nenhum tipo de resíduo sólido ao final do processo de queima que pudesse adulterar a quantificação, uma análise termogravimétrica da resina foi realizada, conforme descrito a seguir.

8.3.1.1.1 Análise termogravimétrica (TGA) Uma pequena amostra de resina pura foi extraída de uma das amostras de tubo para a realização de análise termogravimétrica em um equipamento TGA Q 500 – TA Instruments. Neste processo, a amostra é inserida em um recipiente com ambiente controlado e submetida a uma rampa de aquecimento, acompanhada pela leitura do peso da amostra em função do tempo e da temperatura. Os seguintes parâmetros foram adotados:

- Rampa de 30°C – 800°C a 10°C/min em ambiente de N_2 ;
- Isotherma de 30 minutos a 800°C com fluxo de ar a 90mL/min;

O TGA permite identificar a temperatura de pico de perda mássica durante o processo de aquecimento, o percentual de perda correspondente aos ambientes inerte e ar e o percentual de resíduos sólidos ao final do processo. Duas amostras foram analisadas por este processo e uma excelente repetibilidade foi obtida. A Figura 8.8 apresenta os resultados gráficos obtidos por estas análises. É possível observar que não houve ocorrência de resíduos sólidos ao final do processo. Desta forma, a queima do compósito terá como resíduos sólidos apenas as fibras de vidro.

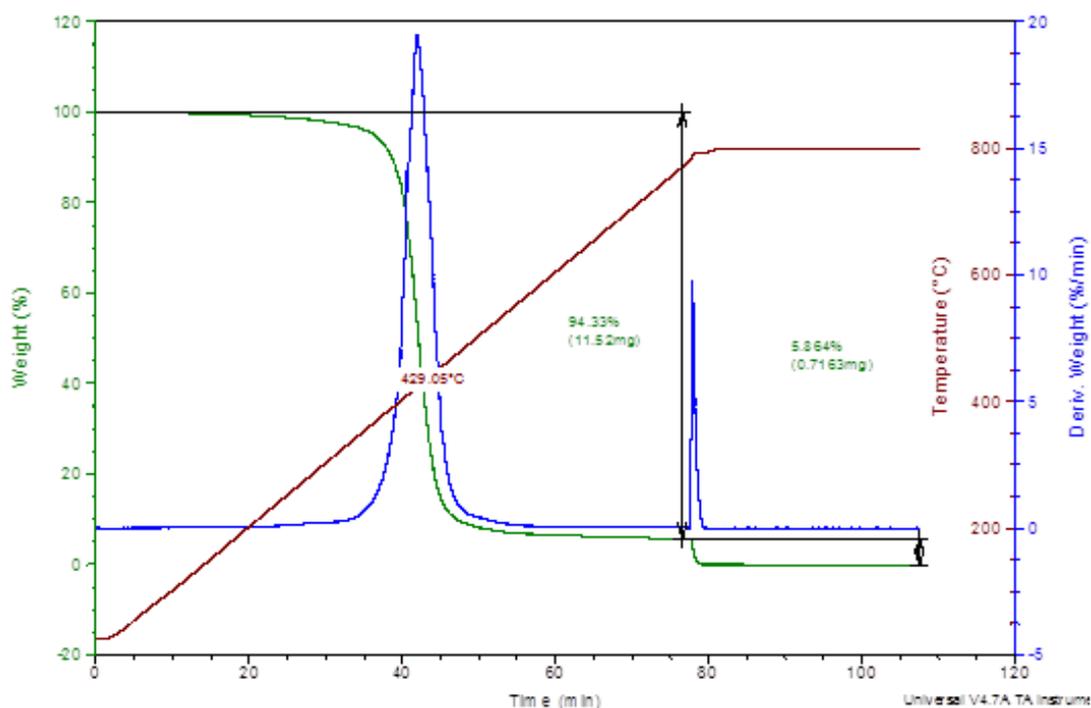


Figura 8.8: Resultado gráfico de uma das análises termogravimétricas.

8.3.1.2 Quantificação por análise micrográfica

Partes das seções transversais de cada um dos corpos de prova foram extraídas para serem preparadas e observadas em microscópio, conforme Figura 8.9.



Figura 8.9: Amostras para avaliação micrográfica.

Inicialmente, os corpos de prova foram embutidos a frio em resina e então foram lixados em lixas d'água de até 1200GR, seguido por polimento com pasta de diamante. Em seguida, as amostras foram atacadas durante 20 segundos por ácido fluorídrico 10%, para realçar os contornos das fibras. Este ácido foi utilizado devido ao seu ataque preferencial ao vidro.



Figura 8.10: Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.

Após a preparação, as amostras foram levadas a um microscópio para registro fotográfico e quantificação de fases. A Figura 8.10 mostra uma imagem que compila 5 micrografias adjacentes, cobrindo toda a espessura de uma das amostras utilizadas nos ensaios de caracterização. É possível observar regiões com concentrações de fibras bastante distintas e a presença de vazios na seção.

Imaginou-se inicialmente adotar o mesmo procedimento de quantificação de fibras empregado durante período no exterior, onde o software ImageJ foi utilizado, conforme descrito no Apêndice C. Entretanto, nesta etapa foi utilizado o software da própria lupa (Zeiss), devido à sua rapidez e à versatilidade do seu sistema de geração de rotinas de análise.

8.3.1.3 Quantificação por densimetria

Este processo é bem mais rápido e prático que os demais. Nele, a amostra é pesada duas vezes em uma balança de precisão, a primeira pesagem é a seco e a segunda pesagem é com a amostra imersa em água. A Figura 8.11 apresenta uma amostra imersa em água sendo pesada na parte inferior da balança, que é provida de um gancho para conexão de um suporte porta-amostra.



Figura 8.11: Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.

A diferença entre as duas pesagens corresponde ao peso de água deslocado pela amostra e a relação entre o peso seco e o peso de água deslocado corresponde à razão entre a massa específica da amostra e a massa específica da água.

A massa específica do compósito segue a regra das misturas, conforme abaixo:

$$\rho_{amostra} = v_f \rho_f + v_m \rho_m$$

Sabendo que a massa específica do epóxi é $\rho_{epoxi} = 1.2\text{g/cm}^3$ e que a massa específica da fibra de vidro é $\rho_{fibra} = 2.62\text{g/cm}^3$, é possível determinar o percentual de fibras de cada amostra a partir da massa específica medida.

A principal desvantagem dessa técnica é que os vazios provenientes do processo de fabricação diminuem a densidade total do compósito e isso reduz erroneamente o percentual de fibras calculado. Entretanto, em processos de fabricação semelhantes, onde percentuais de vazios semelhantes são esperados, essa técnica permite inferir de maneira rápida as amostras do grupo que possuem maiores percentuais de fibras.

8.3.1.4 Resultados das análises de quantificação

A Figura 8.12 apresenta os resultados obtidos através de cada uma das técnicas de quantificação. Os valores de fração mássica obtidos na calcinação foram convertidos em fração volumétrica a partir dos mesmos valores de densidade da fibra e da resina utilizados na Subsubseção 8.3.1.3.

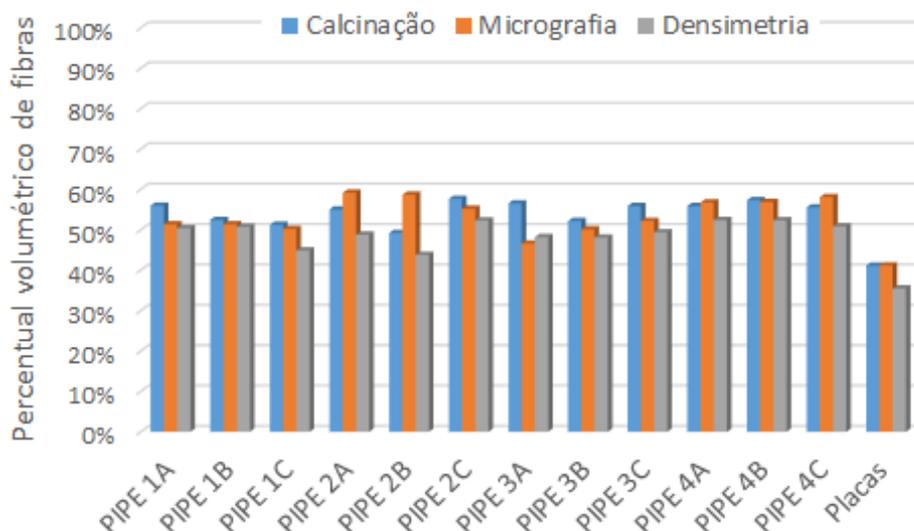


Figura 8.12: Seção transversal de uma amostra longitudinal observada em uma lupa.

É possível perceber que o percentual de fibras variou em função da técnica de quantificação utilizada e que houve boa convergência dos resultados obtidos através das técnicas de calcinação e micrografia, ao passo que a quantificação por densimetria resultou em percentuais de fibras inferiores. Conforme explicado, tal fato já era esperado, pois o resultado de densimetria é impactado pelos vazios presentes nas amostras.

A Tabela 8.9 resume o percentual médio obtido por cada técnica para as amostras de tubos e placas e considera como verdadeiro o percentual de fibras obtido a partir da média das técnicas de calcinação e de micrografia.

Tabela 8.9: Percentuais de fibras médios obtidos através de cada procedimento

Técnica de quantificação	V_f média		$\frac{V_f(Tubos)}{V_f(Placas)}$
	Tubos	Placas	
Calcinação	54.6%	41.4%	1.32
Micrografia	53.9%	41.6%	1.30
Densimetria	49.4%	37.9%	1.30
Valor considerado	54.2%	41.5%	1.31

8.3.2 Ensaio de DMA

Os ensaios de DMA foram realizados inicialmente a partir de duas amostras longitudinais e duas amostras transversais com dimensões gerais de 60mm × 12mm × 4mm. O estado final das amostras pode ser observado na Figura 8.13.



Figura 8.13: Estado final dos corpos de prova após ensaios.

Os resultados obtidos pelos corpos de prova longitudinais e transversais são apresentados respectivamente nas Figura 8.14 e Figura 8.15, onde verifica-se que os módulos elásticos dos corpos de prova longitudinais são superiores aos dos corpos de prova transversais.

A Tabela 8.10 resume as T_g obtidas, onde é possível observar que a T_g definida pelo módulo elástico (E') leva aos menores valores de T_g .

Importante ressaltar que, em geral, os projetos que utilizam compósitos definem a temperatura máxima de operação, $T_{max} = T_g - 20^\circ\text{C}$. Caso a T_g do material seja determinada através de alguma das outras duas técnicas, a T_{max} pode ser definida em temperaturas onde as propriedades mecânicas já se esgotaram. Além disso, observa-se que mesmo a obtenção da T_g via E' pode levar a interpretações inseguras. Isto porque a determinação da T_g é realizada através do encontro das extrapolações lineares de duas regiões. Esta metodologia funciona quando a queda de propriedades ocorre de maneira abrupta, conforme Figura 8.14. Caso o contrário ocorra, o valor de $T_g - 20^\circ\text{C}$ pode corresponder a uma região já com bastante perda de propriedades, conforme Figura 8.15.

Tabela 8.10: Tg obtida em cada corpo de prova (°C).

Direção	Tg por E'	Tg por E''	Tg por tan δ
Longitudinal	69.52	75.82	136.16
Transversal	107.61	126.88	134.75

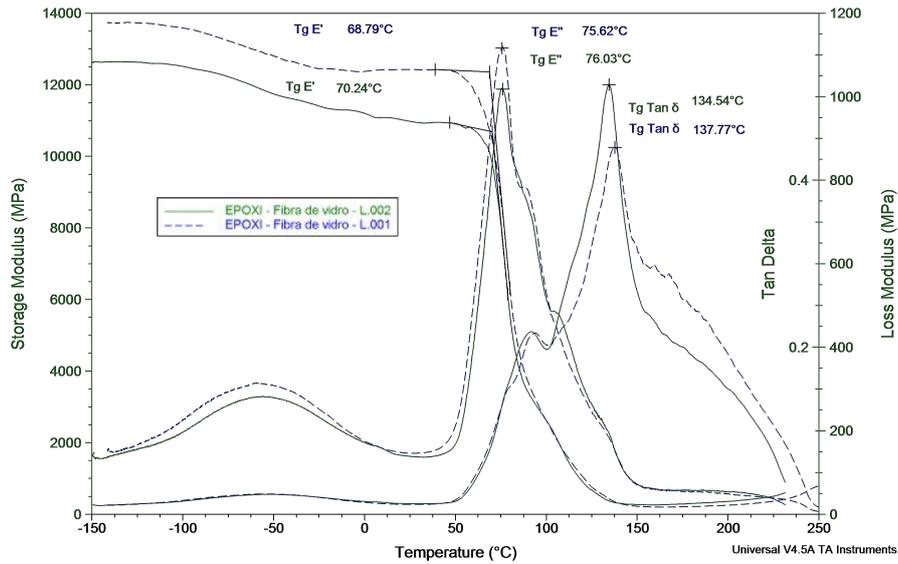


Figura 8.14: Resultados do ensaio DMA das amostras longitudinais.

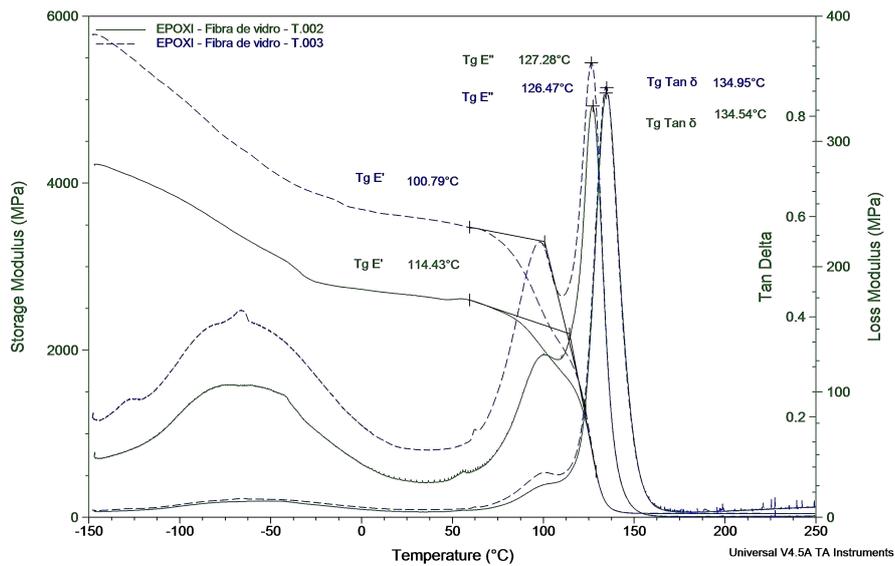


Figura 8.15: Resultados do ensaio DMA das amostra transversais.

8.3.3 Ensaios de tração longitudinal

Os corpos de prova dos ensaios mecânicos foram nomeados a partir do ensaio realizado, seguido da temperatura de teste e do número do corpo de prova. Desta forma, o corpo de prova T1-25-CP01 representa o primeiro corpo de prova submetido a um ensaio de tração na direção da fibra (T1) à temperatura de 25°C.

Os ensaios de tração foram iniciados com um corpo de prova não instrumentado (T1-25-CP01), para a verificação da carga de ruptura e posterior decisão da célula de carga a ser utilizada. Apesar deste teste inicial ser um teste de calibração, observou-se que a baixa taxa de carregamento inicialmente aplicada (0.06mm/min), aliada às elevadas tensões atuantes estavam causando a fluência do adesivo utilizado na colagem das abas, impedindo o atingimento da carga de falha do material. O ensaio foi interrompido e reiniciado após o reaperto das garras e o aumento da taxa de carregamento para 0.3mm/min. A tensão de ruptura de 394MPa foi obtida.

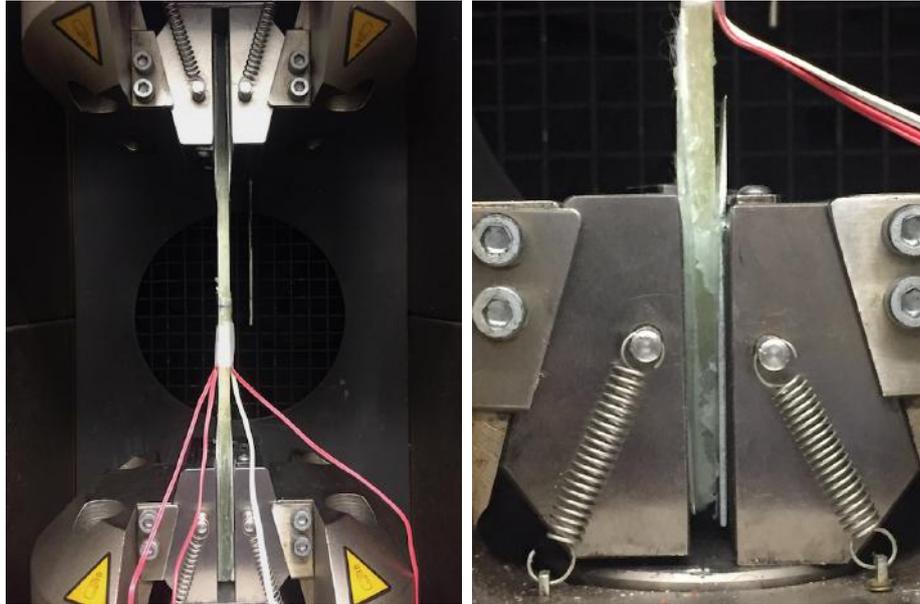
O T1-25-CP02 foi ensaiado a mesma baixa taxa de carregamento (0.06mm/min), porém com as garras muito mais apertadas, para tentar evitar a fluência do adesivo das abas. Entretanto, um maior aperto não foi o suficiente para evitar o escorregamento e as garras tiveram que ser reapertadas diversas vezes ao longo do ensaio até que a carga de ruptura de 313MPa fosse atingida. Em seguida, o T1-25-CP03 foi ensaiado a uma taxa maior (0.6mm/min) e também sofreu escorregamento nas garras e teve que ser reapertado durante o ensaio.

Observou-se que, apesar das curvas de carga vs. deslocamento apresentarem bastante influência do escorregamento das abas e dos reapertos das garras, os resultados de tensão vs. deformação obtidos pelos strain-gages não eram impactados e permitiam a correta obtenção das constantes elásticas do material.

Por outro lado, além da fluência do adesivo aumentar drasticamente o tempo de ensaio, as abas escorregadas descolavam do corpo de prova na região fora da garra, anulando sua função de transição de rigidez, conforme observado na Figura 8.16. Como consequência, mesmo utilizando corpos de provas com abas, todas as falhas ocorreram na região da garra.

Além disso, ficou evidente que o procedimento de reaperto das garras seria bastante inadequado para os ensaios que estariam por vir a altas temperaturas, pois não seria conveniente abrir o forno durante os ensaios.

O primeiro ensaio a alta temperatura foi então realizado (T1-85-CP01) e, conforme o imaginado, o escorregamento ocorreu em uma carga ainda menor. Após ocorrido o escorregamento da garra, o ensaio foi parado para que o forno fosse aberto, as garras reapertadas e, em seguida, um novo carregamento fosse iniciado. Este procedimento foi repetido por três vezes. Na última tentativa, as abas foram ainda removidas e coladas com um outro adesivo de um dia para o outro (utilizou-se



(a) Corpo de prova com aba posicionado no início do ensaio.

(b) Escorregamento das abas ocorrido durante o ensaio devido ao limite de cisalhamento do adesivo.

Figura 8.16: Ensaio de tração na direção longitudinal com corpo de prova com abas.

Tubolite, em substituição ao Araldite Hobby). Em todas as tentativas o escorregamento impediu que a carga ruptura fosse atingida, confirmando o fato de que o uso de abas coladas seria inadequada para este tipo de caracterização.

A Figura 8.17 apresenta as curvas de carregamento obtidas durante os ensaios supracitados, onde é possível acompanhar a sequência dos eventos descritos.

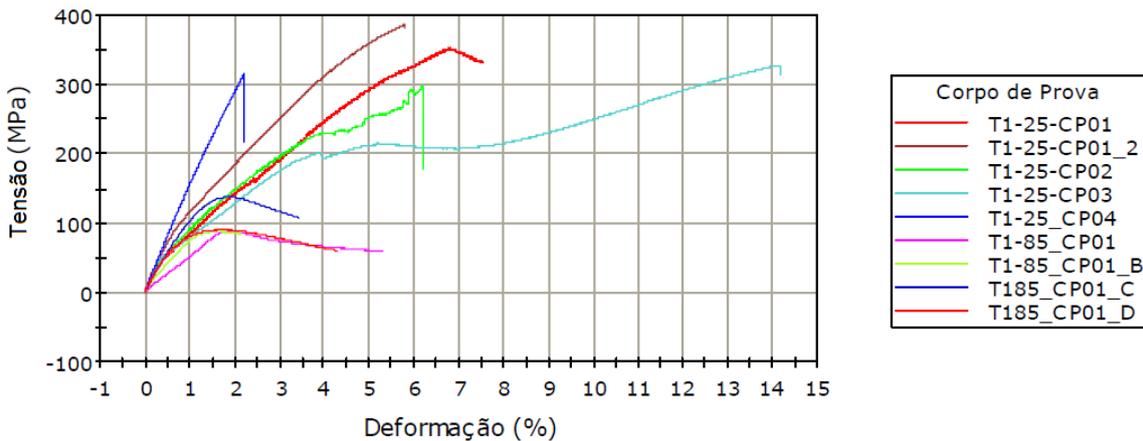


Figura 8.17: Curvas de carga vs. deformação (calculada pela máquina).

Os ensaios instrumentados foram iniciados utilizando um *strain gage* biaxial em apenas um dos lados do corpo de prova. Entretanto, observou-se que os módulos de elasticidade obtidos através dos dois primeiros corpos de provas instrumentados

(T1-25-CP02 e T1-25-CP03) apresentaram uma sensível divergência entre si (respectivamente 28.8GPa e 25.1GPa). As Figura 8.18 e Figura 8.19 apresentam as curvas obtidas por estes corpos de prova.

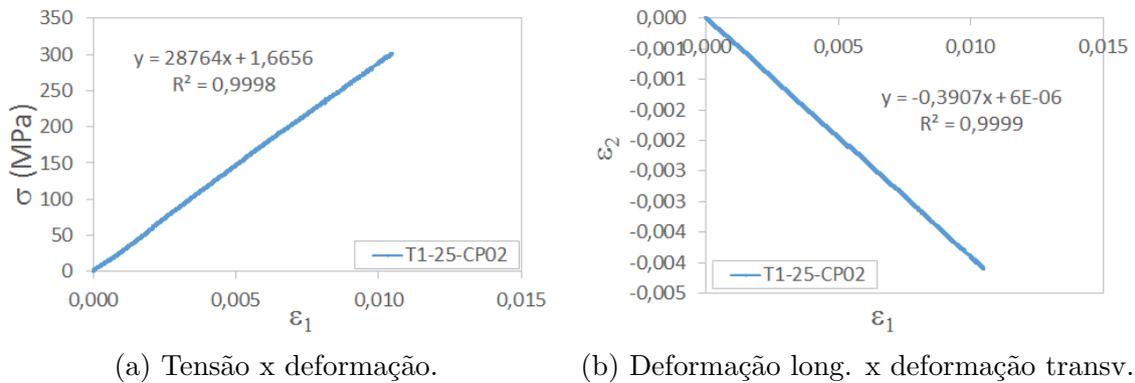


Figura 8.18: Resultado do ensaio T1-25-CP02.

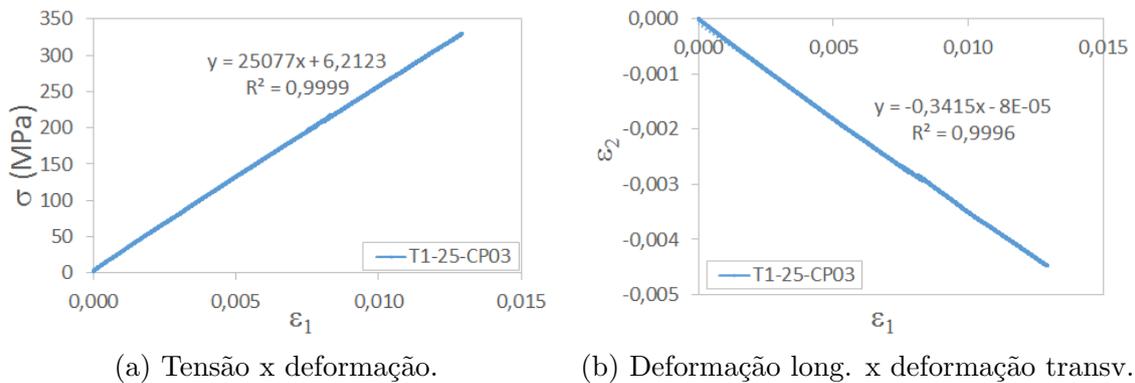


Figura 8.19: Resultado do ensaio T1-25-CP03.

A norma ASTM D3039 alerta que dispersões nos valores de módulo de elasticidade pode indicar a ocorrência de cargas de flexão e recomenda que as deformações de flexão devem ser mantidas em valores abaixo de 5%. A norma recomenda ainda que para capturar efeitos de flexão, o corpo de prova seja instrumentado com três strain-gages, sendo um no centro de um dos lados do corpo de prova e os outros dois próximos à borda do outro lado, conforme esquema apresentado na Figura 8.20. Assim, o T1-25-CP03 foi instrumentado com um strain-gage biaxial no centro de um de seus lados e dois strain-gages uniaxiais colados no lado oposto.

Observou-se que os três *strain gages* apresentaram resultados muito próximos (Figura 8.21), dentro da faixa recomendada pela ASTM D3039. Isto indica que a dispersão de resultados entre as amostras não seria explicada pela presença de tensões de flexão, mas principalmente pela dispersão do percentual de fibras e nível de cura da resina existente entre um corpo de prova e outro.

Esta observação gerou dúvidas quanto a representatividade de uma curva de variação de propriedades ao longo da temperatura obtida a partir de amostras dis-

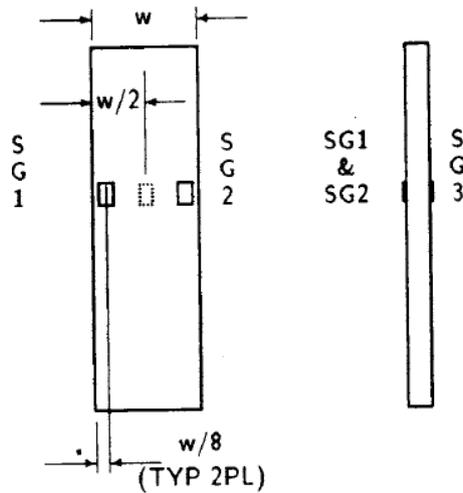


Figura 8.20: Instrumentação para detecção de cargas de flexão.

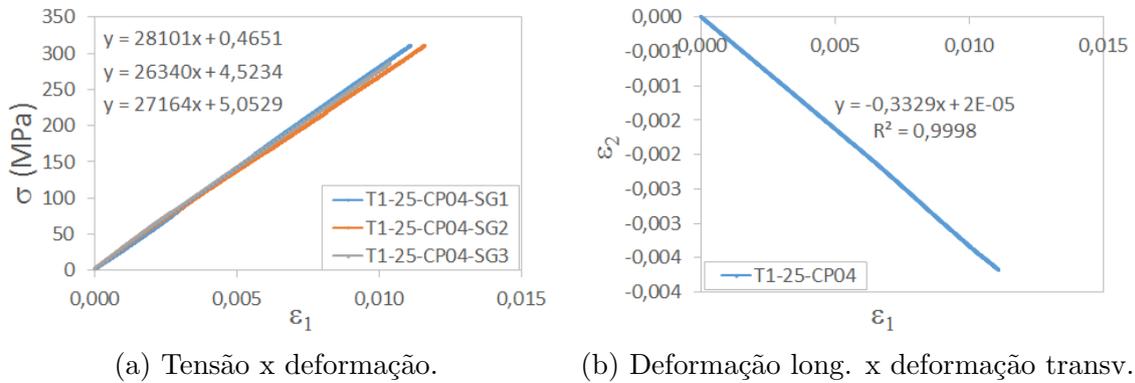


Figura 8.21: Resultado do ensaio T1-25-CP04.

tintas, pois a temperatura não seria a única variável envolvida. Haveria também a influência dos parâmetros geométricos e de material de cada amostra que poderiam conduzir a falsas conclusões.

Resumidamente, três problemas deveriam ser solucionados para a obtenção do efeito da temperatura nas propriedades do material: o escorregamento das abas, o monitoramento da magnitude das cargas de flexão e a obtenção da influência da temperatura em meio a dispersão existente entre amostras distintas. Para resolver as duas primeiras questões, utilizaram-se, a partir de então, corpos de prova sem abas, instrumentados com dois strain-gages biaxiais, cada qual instalados no centro de uma das faces. Estes corpos de prova foram então tracionados a $T = 25^{\circ}\text{C}$, até um valor de tensão onde não haveria risco de falha (utilizou-se o limite de 100MPa). Em seguida, o corpo de prova era descarregado, a temperatura do forno era aumentada em 15°C . Após a estabilização da nova temperatura, o corpo de prova era então novamente tracionado até a carga anteriormente definida. O processo era repetido até a temperatura de $T = 115^{\circ}\text{C}$. Este procedimento eliminou a dispersão obtida entre amostras e permitiu isolar a temperatura como única variável na obtenção

das propriedades elásticas em função da temperatura. Ao final do processo, uma temperatura era escolhida para se repetir o ensaio, desta vez tracionando-se o corpo de prova até a sua ruptura.

Os corpos de prova utilizados nestes testes múltiplos foram nomeados a partir do ensaio realizado, seguido da letra M e do número do corpo de prova. Cada ensaio recebeu o nome do corpo de prova, acrescido da temperatura de teste. O teste final até a ruptura recebeu adicionalmente esta informação em sua denominação. Desta forma, o corpo de prova T1-M-CP01 representa o primeiro corpo de prova submetido a um ensaio múltiplo de tração na direção da fibra a uma temperatura de $T = 25^{\circ}C$ e o ensaio T1-M-CP01-T25-ruptura é o teste final do T1-M-CP01 onde foi escolhida a temperatura de $T = 25^{\circ}C$ para a obtenção da carga de ruptura.

A Figura 8.22 apresenta as curvas de carregamento obtidas no equipamento de tração para os ensaios realizados no primeiro corpo de prova submetido ao teste multi-temperaturas (T1-M-CP01). É possível observar com uma clareza maior a influência da temperatura na rigidez do corpo de provas. Adicionalmente, é possível observar a sobreposição dos ensaios T1-M-CP01-T25 e T1-M-CP01-T25-ruptura, demonstrando que os diversos carregamentos aplicados nos ensaios intermediários não acarretaram dano e que a variação de propriedades nesta faixa de temperaturas possui caráter reversível.

Apesar deste primeiro ensaio multi-temperaturas já ter fornecido resultados bem superiores aos previamente obtidos, ao analisar os ensaios obtidos pelos strain-gages, observou-se dois pontos de melhorias a serem feitos:

- Durante o período de aquecimento entre ensaios, o equipamento foi deixado em deslocamento constante e isso provocou flambagem do corpo de provas em função da dilatação térmica. Para resolver isso, passou-se a utilizar carga nula constante durante o período de aquecimento;
- O tempo utilizado para estabilização da temperatura (10 minutos) se mostrou insuficiente. Para resolver isso, passou-se a esperar a estabilização da temperatura registrada e em seguida aguardar um tempo mínimo de 25 minutos.

Por estas razões, os resultados obtidos neste primeiro ensaio multi-temperaturas foi descartado e em seguida, 5 outros ensaios multi-temperaturas foram realizados em tração na direção da fibra e um sexto ensaio multi-temperaturas foi realizado em compressão na direção da fibra para a obtenção de um número significativo de resultados das constantes elásticas.

Ainda sobre a Figura 8.22, é possível perceber que o material possui comportamento linear elástico até a ruptura. Portanto, os resultados serão reportados apenas em função das propriedades obtidas através dos ajustes lineares. Tais ajustes foram feitos considerando os resultados de ambos gages, para eliminar o efeito da flexão.

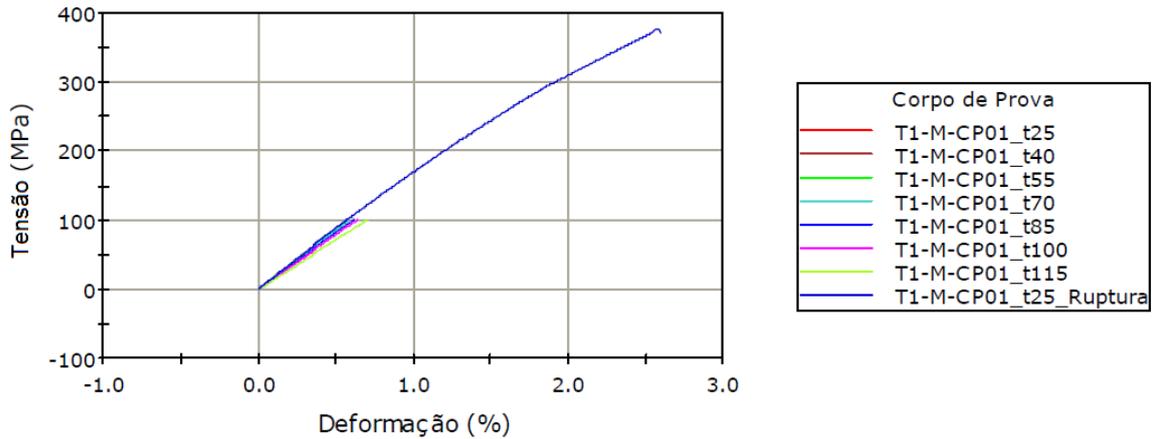


Figura 8.22: Curvas de carga vs. deformação (calculada pela máquina).

Vale destacar que nem sempre as propriedades obtidas pelos gages das faces opostas seguiram a mesma tendência ao longo da temperatura. Dois outros padrões de comportamentos foram percebidos em amostras distintas.

O primeiro corresponde ao exemplo do T1-M-CP02 (Figura 8.23), onde um dos gages sofreu uma perda progressiva de aderência ao longo da temperatura. Isto ocorreu em amostras extraídas de uma placa cuja fabricação resultou em faces internas com pouca resina. Neste caso, a pouca resina existente reduziu drasticamente a sua capacidade de transmissão de carga ao longo da temperatura. Tal baixo percentual de resina ficou evidenciado nos ensaios levados até a ruptura, onde as fibras secas saltaram ao longo do processo de falha (Figura 8.24). Nestes casos considerou-se apenas os resultados obtidos no lado sem ocorrência de perda de aderência.

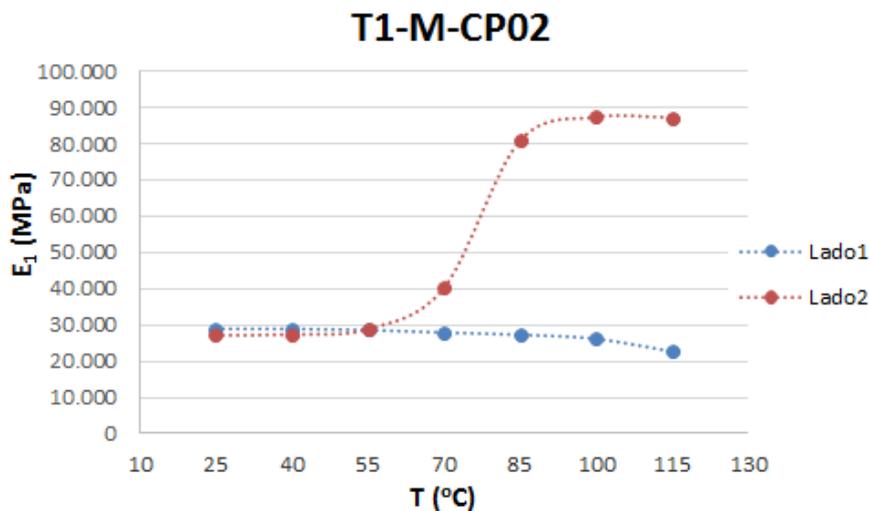
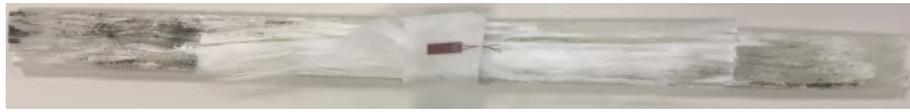


Figura 8.23: Ensaios multi-temperaturas do corpo de prova T1-M-CP02.

A região com pouca resina foi bastante superficial, não chegando a comprometer o comportamento elástico do corpo de prova. Entretanto, para evitar que os corpos



(a) Lado 1.



(b) Lado 2.

Figura 8.24: Corpo de prova T1-M-CP02 ao final do ensaio.

de provas seguintes apresentassem o mesmo problema de leitura, ambas as faces passaram a ser previamente lixadas, mesmo que já apresentassem bom acabamento.

O segundo padrão de comportamento corresponde ao exemplo do T1-M-CP05 (Figura 8.25), onde o corpo de provas sofreu flambagem em temperaturas altas. Este fenômeno ocorreu a despeito da utilização do controle de carga ter sido mantido em carga nula constante. Para estes casos, a utilização da média dos valores obtidos em ambos os *strain gages* se mostrou bastante adequado.

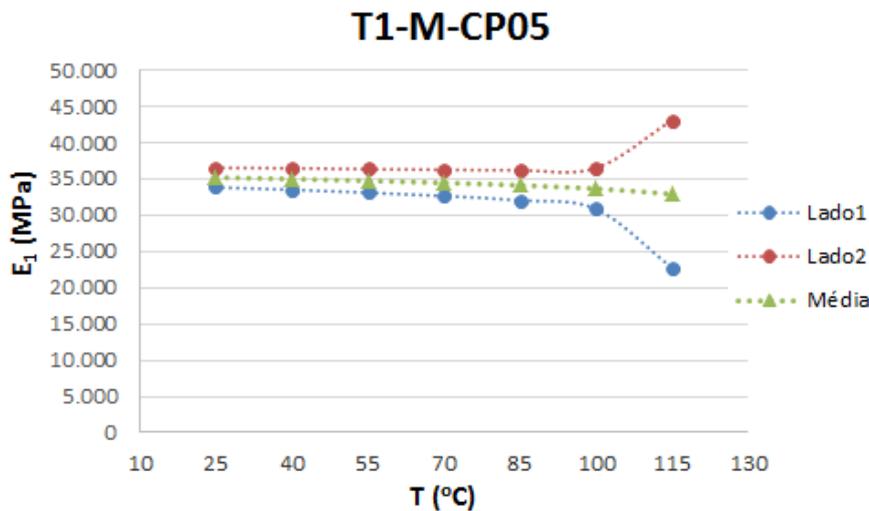


Figura 8.25: Ensaio multi-temperaturas do corpo de prova T1-M-CP05.

Os resultados de E_1 e de ν_{12} obtidos em função da temperatura são apresentados graficamente na Figura 8.26 e na Figura 8.27. A média e o desvio padrão dessas propriedades em função das temperaturas ensaiadas estão resumidas na Tabela 8.11.

Quanto aos resultados de tensão última, a maior parte dos ensaios apresentou falha na região da garra, a uma tensão média de 402MPa. A utilização deste valor poderia ser interpretada como uma prática muito conservadora, devido aos concentradores de tensões presentes na região da garra. Entretanto, a exatidão de F_{1t} não acarretou prejuízo à obtenção da pressão de ruptura dos tubos, pois a propriedade crítica desta aplicação é a resistência à compressão transversal, F_{2c} (Seção 8.2). Assim, $F_{1t} = 402\text{MPa}$ foi considerado para todo o intervalo de temperaturas.

Tabela 8.11: Resumo das propriedades elásticas longitudinais.

T (°C)	E1		ν_{12}	
	Média (MPa)	DesvPad (MPa)	Média	DesvPad
25	30839	2829	0.296	0.066
40	30730	2700	0.295	0.069
55	30497	2715	0.296	0.077
70	30047	2687	0.298	0.083
85	29498	2670	0.301	0.093
100	28615	3274	0.291	0.129
115	27486	4256	0.224	0.047

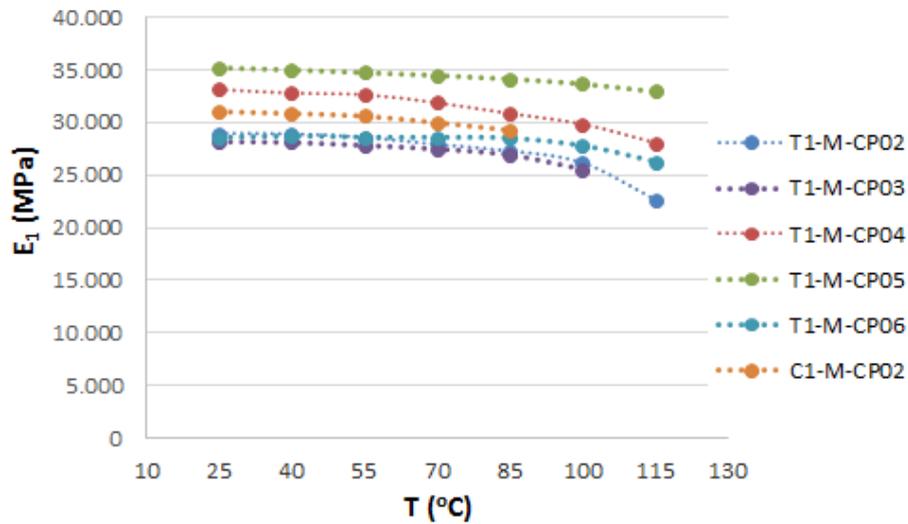


Figura 8.26: Módulo de elasticidade longitudinal em função da temperatura.

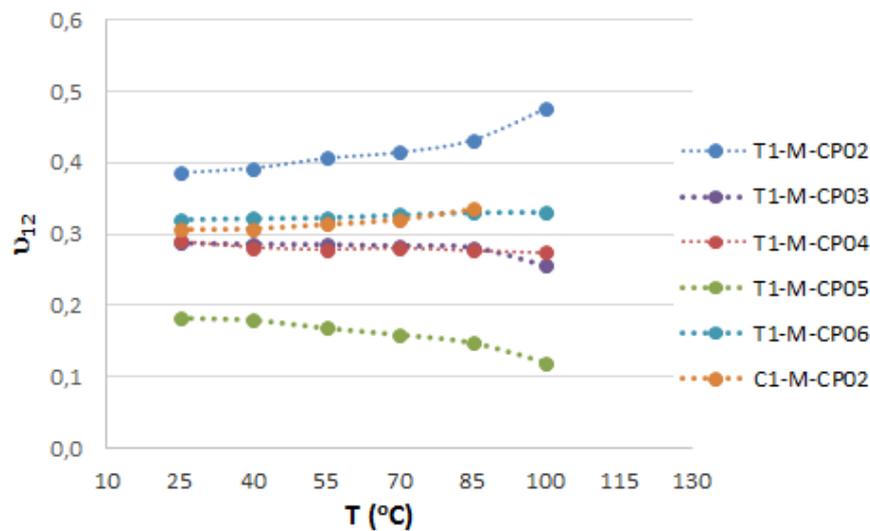


Figura 8.27: Coeficientes de Poisson na direção 12 em função da temperatura.

8.3.4 Ensaios de tração transversal

Similarmente aos ensaios de tração longitudinal, os ensaios de tração transversal foram inicialmente idealizados com corpos de provas com abas, mas ao final, os ensaios multi-temperaturas em corpos de provas sem abas também foram adotados para a obtenção de um maior número de resultados de E_2 e ν_{21} ao longo da temperatura.

Quanto à obtenção de F_{2t} , os ensaios realizados não tiveram problemas de ruptura na garra. Em contrapartida, as falhas foram sistematicamente originadas em vazios que percorriam todo o corpo de prova, ao longo de sua largura. Tais vazios, formados durante o processo de fabricação em função das bolhas aprisionadas no assentamento das fibras, foram percebidos tanto nas placas quanto nos tubos, a partir das avaliações micrográficas realizadas. Portanto, apesar destes defeitos reduzirem a resistência à tração transversal da amostra, ele reproduz o comportamento esperado do material dos tubos. A Figura 8.28 apresenta um corpo de prova no momento de sua falha sob tração transversal, onde é possível perceber o local da falha.

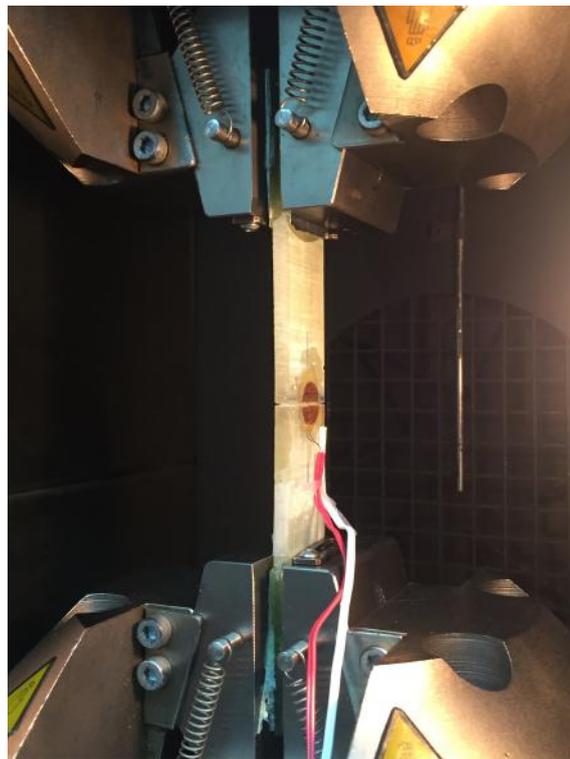


Figura 8.28: Típica falha ocorrida durante os ensaios de tração transversal.

Encontrou-se uma média de $F_{2t} = 16.8\text{MPa}$ e um desvio padrão de 3.9MPa . Este valor médio foi considerado para todo o intervalo de temperaturas. A exatidão de F_{2t} também não acarreta prejuízo à análise, devido a propriedade crítica ser F_{2c} .

Os resultados de E_2 e de ν_{21} obtidos em função da temperatura são apresentados graficamente na Figura 8.29 e na Figura 8.30. A média e o desvio padrão dessas propriedades em função das temperaturas ensaiadas estão resumidas na Tabela 8.12.

Tabela 8.12: Resumo das propriedades elásticas transversais.

T (°C)	E2		ν_{21}	
	Média (MPa)	DesvPad (MPa)	Média	DesvPad
25	6922	896	0.086	0.018
40	6326	575	0.072	0.013
55	5957	400	0.068	0.014
70	5377	507	0.064	0.013
85	5013	633	0.061	0.014
100	4944	64	0.057	0.012

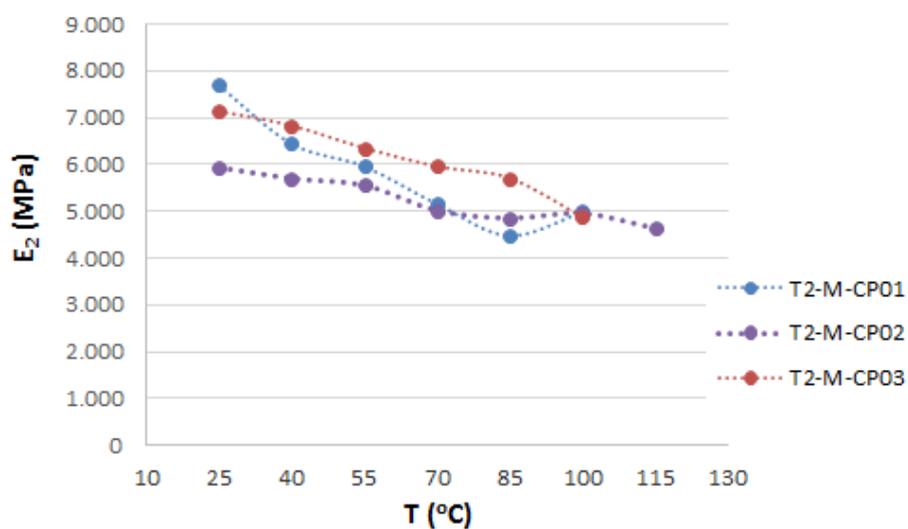


Figura 8.29: Módulo de elasticidade transversal em função da temperatura.

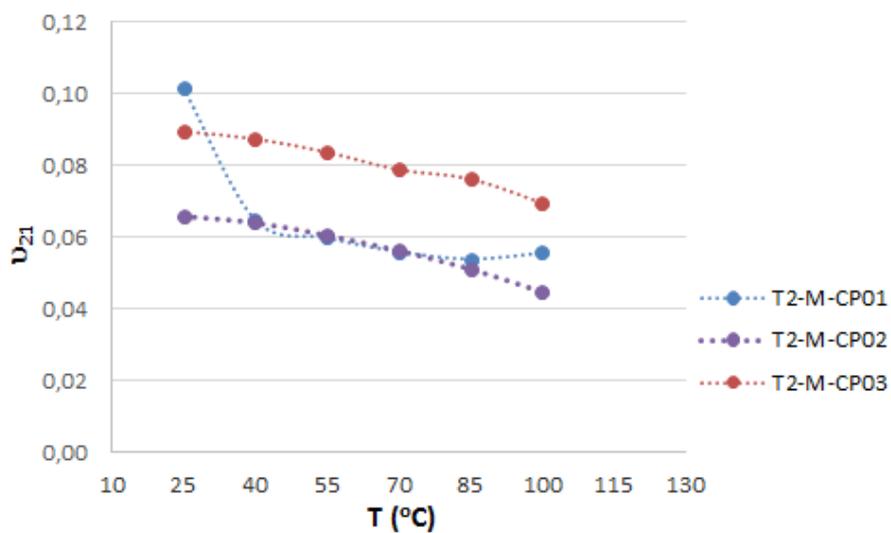


Figura 8.30: Coeficientes de Poisson na direção 21 em função da temperatura.

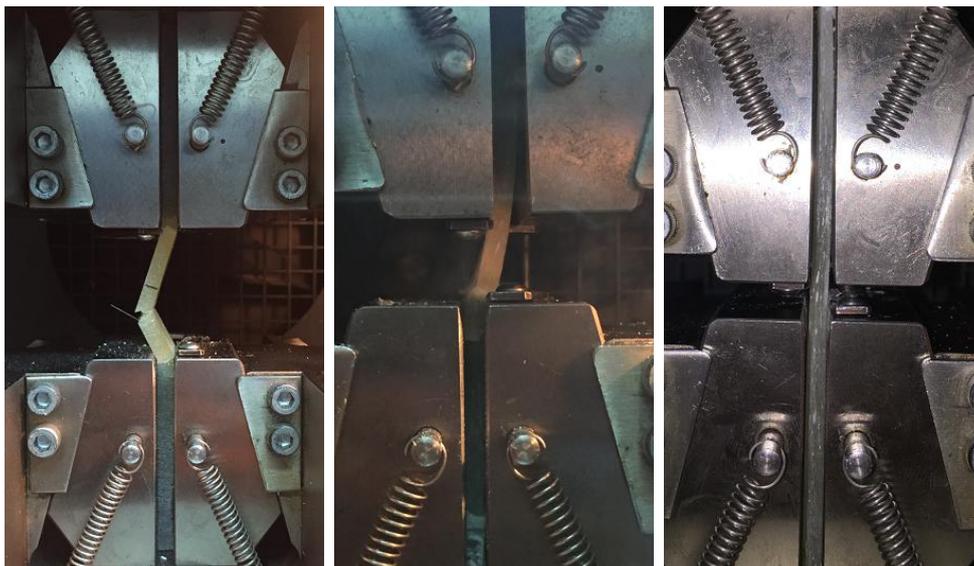
8.3.5 Ensaios de compressão longitudinal

Conforme dito na Subseção 7.5.4, os ensaios de compressão foram iniciados utilizando as garras mecânicas de tração, devido a ausência de um aparato adequado. Entretanto, o longo comprimento dos extensores, associado às folgas das conexões, impossibilitaram garantir o alinhamento do sistema durante o carregamento compressivo. A Figura 8.31 mostra uma imagem global do conjunto.



Figura 8.31: Primeira Tentativa de ensaio de compressão - usando garras de tração.

Devido à perda de alinhamento, as amostras utilizando o comprimento definido pela norma falharam por flambagem (Figura 8.32a). Algumas tentativas de evitar a



(a) Flambagem do CP. (b) Flambagem lateral. (c) Toque entre garras.

Figura 8.32: Problemas ocorridos na primeira Tentativa de ensaio de compressão.

flambagem foram feitas, reduzindo o comprimento dos corpos de prova. Entretanto as falhas passaram a ocorrer por flambagem lateral (Figura 8.32b). Posteriormente, uma redução de comprimento mais severa foi feita em alguns corpos de prova, porém, na maioria dos casos, as garras acabavam se tocando antes mesmo que corpo de prova falhasse (Figura 8.32c).

Os ensaios portanto se passaram buscando um comprimento útil suficientemente grande que levasse o material à falha antes das garras se tocarem, entretanto, não tão grande a ponto de promover o colapso antes da falha do material.

Dentre às diversas tentativas efetuadas, cinco resultados obtidos a temperatura ambiente atingiram a falha do material sem ocorrência de flambagem. Esses resultados apresentaram o valor médio de $F_{1c} = 236\text{MPa}$ e desvio padrão de 18MPa . Este conjunto de amostras apresentou o mesmo modo de falha, correspondente à tração transversal ocorrida devido ao efeito Poisson, conforme observado na Figura 8.33.

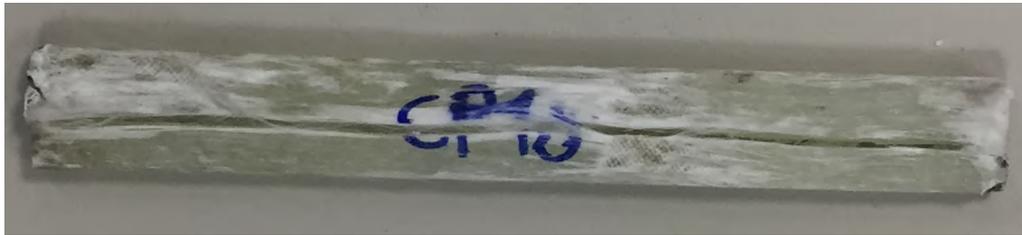


Figura 8.33: Modo de falha obtido nos ensaios de compressão longitudinal.

Este é um dos modos de falha esperados para este tipo de ensaio, conforme descrito na Subseção 2.5.2, e a tensão de falha pode ser prevista através da Equação 2.23.

$$F_{1c} = \frac{E_1 F_{2t}}{E_2 \nu_{12}} \quad (2.23 \text{ revisitada})$$

Caso determinássemos o valor de F_{1c} em temperatura ambiente, a partir das demais propriedades já medidas, chegaríamos ao seguinte valor:

$$F_{1c} = \frac{30839 \times 16.8}{6922 \times 0.296} = 253\text{MPa}$$

Este valor está bem coerente com o valor medido, e mostra a boa aplicabilidade da Equação 2.23 e a boa concordância entre as diversas propriedades medidas.

8.3.6 Ensaios de compressão transversal

Similarmente ao ocorrido nos ensaios de compressão longitudinal, os ensaios de compressão transversal foram marcados por sucessivas tentativas de extrair a tensão de ruptura do material antes da ocorrência de flambagem dos corpos de prova. Porém, devido à baixíssima rigidez transversal, todas as tentativas feitas tanto em corpos de prova padrões quanto àqueles com comprimento reduzidos foram fracassadas.

Em seguida, tentou-se impedir a ocorrência de flambagem limitando o deslocamento lateral da amostra ao longo de seu comprimento. Para isso, um cilindro metálico foi preenchido com massa epóxi, e essa massa foi atravessada por uma das amostra, envolvida por teflon. Após a cura da resina, a amostra foi retirada, deixando um furo passante proporcional à sua seção reta. A Figura 8.34a mostra o ensaio utilizando este contentor de flambagem. O sistema não funcionou e a amostra flambou mesmo dentro do contentor.

Decidiu-se então sair completamente dos padrões dimensionais estabelecidos por normas e tentar idealizar um ensaio funcional que permitisse a obtenção do correto valor de F_{2c} . Neste sentido, as amostras foram cortadas em comprimento muito menores, a ponto de sua altura ser igual a sua espessura, em formato de mini-blocos. Esses mini blocos foram então comprimidos entre placas de aço colocadas sobre as garras mecânicas.

De fato, esse formato de amostra não sofreu flambagem. Por outro lado, não era possível identificar claramente a tensão de falha do material, pois a medida que o material falhava, ele se transformava em uma massa compactada, aumentando a sua resistência. A Figura 8.34 mostra o aparato construído para o ensaio e coloca ao seu lado esquerdo um minibloco antes do ensaio e ao seu lado direito o estado de um minibloco após o ensaio, já em forma de massa compactada.



(a) Contentor de flambagem. (b) Amostras em mini-blocos com seção quadrada.

Figura 8.34: Tentativas mal sucedidas de ensaio de compressão.

Na tentativa de tentar entender todos os fenômenos envolvidos, diversos ensaios foram realizados, repetindo os mesmos valores de altura do minibloco, para confirmar o comportamento observado e, em seguida, alterando o valor da altura para buscar melhores resultados. A Figura 8.35 apresenta a sequência de testes realizados na busca da geometria ideal.

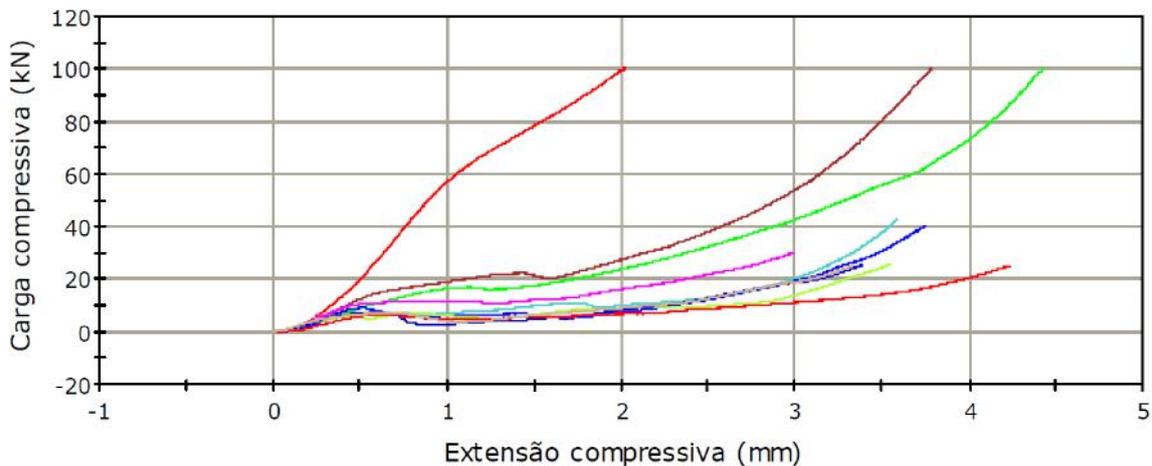


Figura 8.35: Resultados de carga vs. deslocamento dos primeiros blocos ensaiados.

A razão de aspecto dos miniblocos ($r = \text{altura}/\text{espessura}$) foram sendo modificados ao longo das tentativas. Investigou-se o comportamento de amostras com razões de aspecto entre $r = 1$ e $r = 5$ e observou-se que quando $r < 2$, os miniblocos não apresentam queda de carga, devido a rapidamente se comportarem como massa compactada. Quando $r > 3$, a curva do material apresenta queda, entretanto, a falha é iniciada prematuramente por flambagem da seção, que se deformada lateralmente. Entretanto, quando $2 < r < 3$, a curva de carregamento apresenta queda e a falha ocorre puramente por surgimento de um plano de cisalhamento no material que progride até a completa falha, sem interferência de processos de flambagem.

Por estas razões, corpos de provas em formas de miniblocos com razão de aspecto $r \approx 2.5$ foram considerados a geometria mais indicada. Uma vez definido este padrão, uma série de novos ensaios foram realizados em diferentes temperaturas.

A Figura 8.36a mostra a visão global do aparato montado para estes ensaios e a Figura 8.36 apresenta uma visão localizada do material durante o seu processo de falha, onde é possível observar que não há ocorrência de flambagem, mas apenas falha do material por deslizamento do plano de falha.

A Figura 8.37 apresenta a curva de carregamento desses novos ensaios, onde é possível perceber a taxa de sucesso obtida a partir da definição dessa geometria. Em todos os casos apresentados, a falha ocorreu devido ao material. O valor de F_{2c} foi definido a partir do ponto de início da falha, onde a curva carga vs. deslocamento perde a sua linearidade.



(a) Aparato improvisado.

(b) Plano de falha do material.

Figura 8.36: Terceira Tentativa de ensaio de compressão - amostras em formato de mini-blocos com razão de aspecto $r \approx 2.5$.

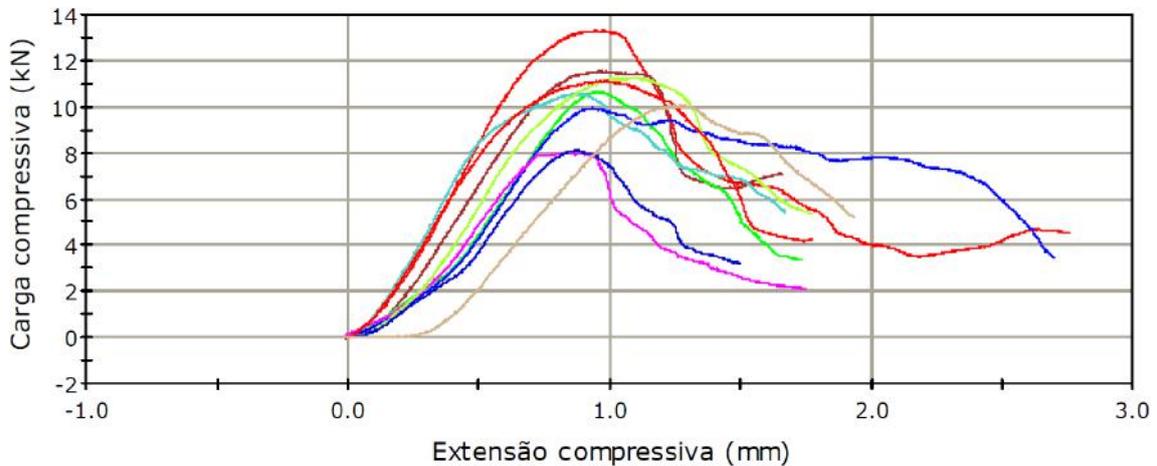


Figura 8.37: Carga vs. deslocamento dos blocos com razão de aspecto $r \approx 2.5$.

A Figura 8.38 mostra os valores de F_{2c} obtidos ao longo da temperatura.

Adicionalmente, dois exemplares de amostras falhadas em cada temperatura foram levados a uma lupa para que suas seções fossem fotografadas e os ângulos dos planos de falha fossem medidos. O Apêndice J apresenta os registros fotográficos realizados e os respectivos ângulos medidos. A Figura 8.39 apresenta graficamente os ângulos obtidos em função da temperatura do ensaio, onde é possível perceber uma tendência consistente, indicando que o plano de falha varia com a temperatura.

A Tabela 8.13 resume as médias dos valores de F_{2c} e ângulo em função da temperatura de ensaio.

Tabela 8.13: Resumo das resistências transversais compressivas e ângulos de falha.

T (°C)	F_{2c}		α_0 (°)
	Média (MPa)	DesvPad (MPa)	
25	89.1	5.7	46.5
40	82.2	-	49.0
55	73.9	6.0	52.4
70	69.9	3.4	56.5
85	59.9	4.2	56.9

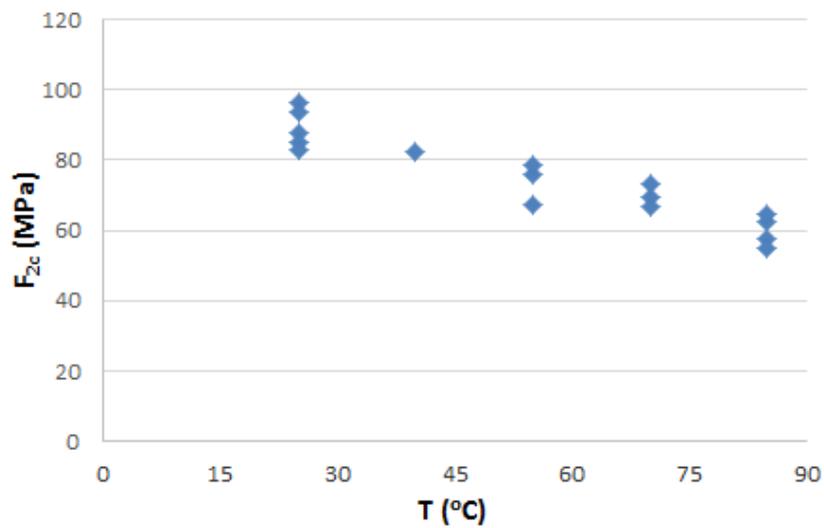


Figura 8.38: Resistência à compressão transversal em função da temperatura.

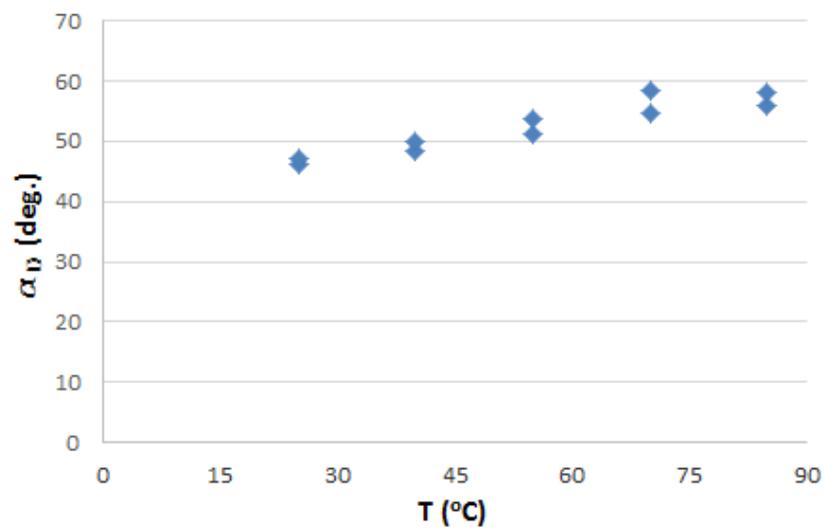


Figura 8.39: Ângulo do plano de falha em função da temperatura.

8.3.7 Ensaio de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram realizados utilizando o aparato Iosipescu apresentado na Figura 8.40, que foi inserido no forno e assentado sobre uma base metálica. Os corpos de provas foram instrumentados com *strain – gages* biaxiais colados em sua seção central a 45° da linha vertical, conforme orientado pela norma.

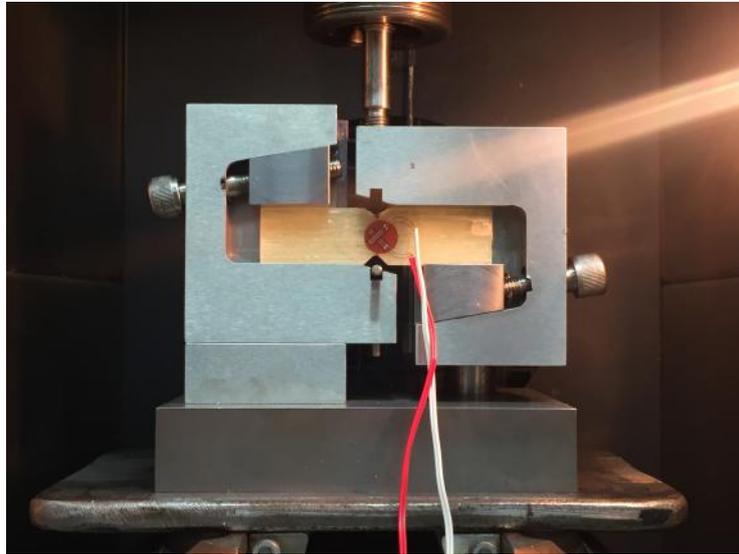


Figura 8.40: Aparato Iosipescu utilizado nos ensaios de cisalhamento.

Os testes foram feitos carregando o mesmo corpo de provas em múltiplas temperaturas para extrair o maior número de resultados possíveis de G_{12} . Após o levantamento de três curvas de G_{12} em função da temperatura, outros corpos de provas não instrumentados foram ensaiados para o levantamento exclusivo de S_{12} .

A Figura 8.41 mostra um corpo de prova no momento inicial e final do teste, onde um trincamento ocorreu no ponto abaixo do *strain gage*. É possível notar que existe pouca margem geométrica para que a aresta inferior do corpo de prova não toque a estrutura inferior do aparato. Por esta razão, não foi possível obter nenhum resultado acima de 85°C, pois devido à sua baixíssima rigidez, o corpo de prova topava a estrutura inferior a uma carga extremamente baixa.

Os resultados de G_{12} e S_{12} são apresentados respectivamente nas Figura 8.42 e Figura 8.43 e resumidos na Tabela 8.14.



(a) Estado no início do ensaio.

(b) Momento da falha.

Figura 8.41: Corpos de provas Iosipescu ao longo do ensaio de cisalhamento.

Tabela 8.14: Resumo das propriedades elásticas transversais.

T (°C)	G_{12}		S_{12}	
	Média (MPa)	DesvPad (MPa)	Média	DesvPad
25	4282	785	62.97	16.09
40	3783	742	-	-
55	2989	579	-	-
70	2247	321	44.20	1.85
85	-	-	31.36	-

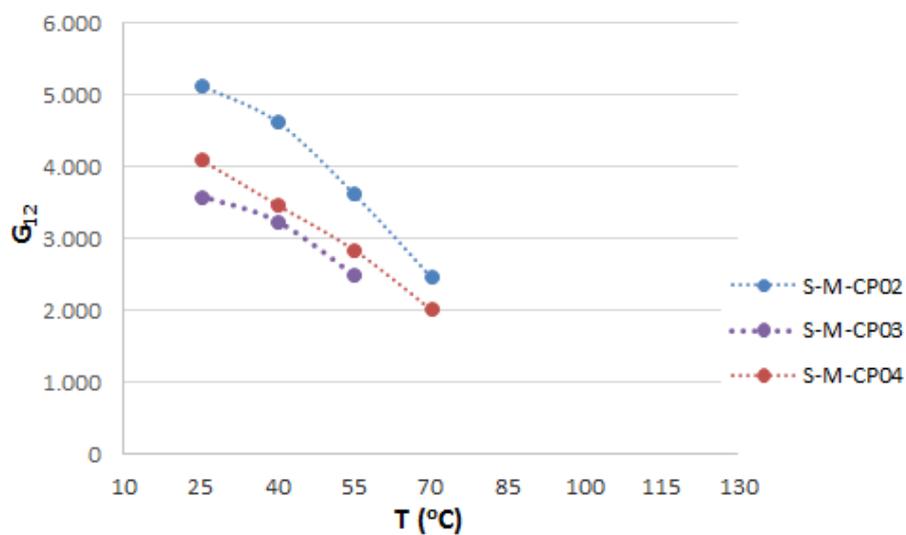


Figura 8.42: Módulo de cisalhamento em função da temperatura.

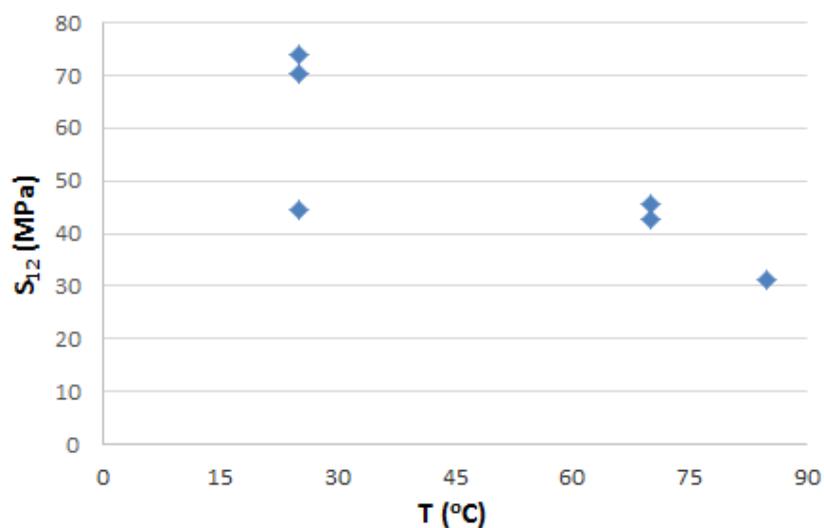


Figura 8.43: Resistência ao cisalhamento em função da temperatura.

8.3.8 Ajuste das propriedades obtidas

Após a realização dos ensaios de caracterização, temos o comportamento das propriedades mecânicas em função da temperatura, conforme compilado na Tabela 8.15.

Tabela 8.15: Coletânea das propriedades mecânicas obtidas.

T (°C)	Propriedade									
	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	G_{12} (MPa)	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t} (MPa)	F_{1c} (MPa)	F_{2t} (MPa)	F_{2c} (MPa)	S_{12} (MPa)
25	30839	6922	4282	0.296	0.086	402	236	16.8	89.1	62.97
40	30730	6326	3783	0.295	0.072	402	236	16.8	82.2	-
55	30497	5957	2989	0.296	0.068	402	236	16.8	73.9	-
70	30047	5377	2247	0.298	0.064	402	236	16.8	69.9	44.20
85	29498	5013	-	0.301	0.061	402	236	16.8	59.9	31.36
100	28615	4944	-	0.291	0.057	-	-	-	-	-
115	27486	-	-	0.224	-	-	-	-	-	-

Entretanto, os procedimentos de quantificação dos percentuais de fibras revelaram que os corpos de prova de caracterização mecânica possuem em média uma fração volumétrica de fibras, $v_f = 41.5\%$, ao passo que os tubos apresentaram $v_f = 54.2\%$. Desta forma, as propriedades mecânicas obtidas devem ser ajustadas para melhor representar o comportamento dos tubos produzidos neste estudo.

A seguir, as propriedades mecânicas dos constituintes serão determinadas, onde os subscritos m e n referem-se respectivamente à matriz e às fibras. Em seguida, os ajustes feitos para obtenção das propriedades mecânicas dos tubos serão descritos.

8.3.8.1 Propriedades dos constituintes

8.3.8.1.1 E_m ; E_f A partir da Equação 2.1 e da Equação 2.6, foram determinados os módulos de elasticidade da matriz epóxi E_m e da fibra de vidro E_f que levassem aos valores dos módulos de elasticidade longitudinal E_1 e transversal E_2 obtidos experimentalmente, sabendo que as amostras de caracterização possuem $V_f = 0.415$.

$$E_1 = V_f E_f + V_m E_m \quad (2.1 \text{ revisitada})$$

$$E_2 = E_m \left[(1 - \sqrt{v_f}) + \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f} (1 - E_m/E_f)} \right] \quad (2.6 \text{ revisitada})$$

Este cálculo foi feito de maneira iterativa, assumindo inicialmente o valor do módulo de elasticidade das fibras informado da folha de dados do fornecedor (81GPa). A partir dessa informação, procurou-se o valor de E_m que levasse ao E_2 experimental. Em seguida, considerando E_m encontrado, procurou-se o valor de E_f que levasse ao E_1 experimental, e assim sucessivamente. Para cada temperatura esse procedimento foi repetido até que fosse encontrada a convergência.

Tabela 8.16: Módulo de elasticidade de cada constituinte

T (°C)	Constituintes	
	E_m (MPa)	E_f (MPa)
25	3431	69475
40	3115	69657
55	2923	69366
70	2624	68704
85	2439	67642
100	2408	65558
115	2274	63026

A Tabela 8.16 mostra os resultados das propriedades obtidas por cada constituinte. É possível observar que o módulo de elasticidade das fibras está abaixo do valor disponível na folha de dados do material (81GPa) e se aproxima do valor apresentado pela Tabela 2.2, para uma Fibra E (72GPa).

É importante observar que não existem garantias de que a regra das misturas terá a mesma acurácia para os resultados obtidos a altas temperaturas, uma vez que o comprimento de ancoragem das fibras pode ser alterado, entre outros fatores. Assim, a queda de propriedades das fibras ao longo desta faixa de temperatura pode estar vinculada à redução da capacidade da matriz em transferir carregamento para as fibras.

8.3.8.1.2 $\nu_m; \nu_f$ É conhecido na literatura que o valor do coeficiente de Poisson das fibras de vidro do tipo E é de $\nu_f = 0.2$. Por outro lado, o coeficiente de Poisson das resinas epóxi pode assumir valores dentro de um intervalo um pouco maior.

Sabendo que ν_{12} é bem descrita pela regra das misturas, foi possível determinar, a partir dos resultados experimentais, que a resina utilizada possui $\nu_f = 0.36$ e que este valor se mantém bem consistente no intervalo de temperaturas avaliadas.

8.3.8.1.3 $G_m; G_f$ Considerando cada constituinte como materiais individualmente isotrópicos, o módulo de cisalhamento de cada componente pode ser determinado a partir da Equação 8.1. Utilizando os módulos de elasticidade previamente calculados, podemos então chegar ao módulo de cisalhamento de cada constituinte ao longo da temperatura, conforme apresentado na Tabela 8.17.

$$G = \frac{E}{2(1 - \nu)} \quad (8.1)$$

Tabela 8.17: Módulo de cisalhamento de cada constituinte

T (°C)	Constituintes	
	G_m (MPa)	G_f (MPa)
25	1261	31579
40	1154	31662
55	1082	31530
70	972	31229
85	903	30747
100	892	29799
115	842	28390

8.3.8.2 Propriedades dos tubos

8.3.8.2.1 E_1 ; E_2 A partir dos valores de E_m e E_f determinados na Tabela 8.16. Utilizou-se novamente a Equação 2.1 e Equação 2.6, para determinar os valores de E_1 e E_2 dos tubos, utilizando a fração volumétrica de fibras de $V_f = 0.542$.

Os valores obtidos estão apresentados na Tabela 8.18

Tabela 8.18: Módulos de elasticidade longitudinal e transversal ajustados.

T (°C)	Propriedades	
	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)
25	39227	9320
40	39181	8550
55	38935	8069
70	38440	7310
85	37779	6828
100	36635	6730
115	35202	6366

8.3.8.2.2 ν_{12} ; ν_{21} Observou-se que o valor de ν_{12} obtido nas placas apresentou valores praticamente constantes ao longo da temperatura, com variações na terceira casa decimal. Por esta razão, consideraremos o valor de $\nu_{12} = 0.275$ constante ao longo da temperatura, cujo valor foi calculado a partir da regra das misturas.

Uma vez definidos os valores de E_1 , E_2 e ν_{12} , valor de ν_{21} , pode ser estimado a partir da seguinte relação:

$$\nu_{21} = \nu_{12} \frac{E_2}{E_1} \quad (8.2)$$

A Tabela 8.19 resume os coeficientes de Poisson ajustados para o material dos tubos.

Tabela 8.19: Coeficientes de Poisson ajustados.

T (°C)	Propriedades	
	ν_{12} (MPa)	ν_{21} (MPa)
25	0.275	0.065
40	0.275	0.060
55	0.275	0.057
70	0.275	0.053
85	0.275	0.050
100	0.275	0.050
115	0.275	0.040

8.3.8.2.3 G_{12} A Equação 2.8 é dada na literatura como uma opção para determinar G_{12} a partir dos valores de G_m , G_f e v_f .

$$G_{12} = G_m \left[(1 - \sqrt{v_f}) + \frac{\sqrt{v_f}}{1 - \sqrt{v_f}(1 - G_m/G_f)} \right] \quad (2.8 \text{ revisitada})$$

Entretanto, comparando os valores de G_{12} das placas previstos pela Equação 2.8 com àqueles obtidos experimentalmente, percebe-se-se que esta formulação leva a valores subestimados. Podemos então determinar qual seria o fator de correção para adequar os valores previstos aos valores experimentais obtidos nas amostras extraídas das placas.

Em seguida, após obter as estimativas de G_{12} utilizando o v_f dos tubos, podemos ajustar os valores obtidos através dos mesmos fatores de correção, conforme apresentado na Tabela 8.20.

Tabela 8.20: Equacionamento e determinação do fator de correção do G_{12} dos tubos.

T (°C)	G_{12} Placas		Fator de correção	G_{12} Tubos	
	Equação 2.8 (MPa)	Experimental (MPa)		Equação 2.8 (MPa)	Ajustado (MPa)
25	2578	4282	1.661	3500	5812
40	2370	3783	1.596	3227	5151
55	2230	2989	1.340	3042	4078
70	2012	2247	1.117	2752	3074

8.3.8.2.4 F_{1t} A resistência das fibras é tão superior a da resina que podemos determinar a resistência do compósito pelo produto entre a resistência das fibras e a fração volumétrica de fibras. Similarmente, podemos estimar o valor de F_{1t} dos tubos a partir do produto entre o valor de F_{1t} das placas e a razão entre V_f dos tubos e V_f das placas. Assim, estima-se que os tubos possuam $F_{1t} = 402\text{MPa} \times \frac{0.542}{0.415} = 525\text{MPa}$.

8.3.8.2.5 F_{2t} ; S_{12} Conforme visto, as resistências transversais e ao cisalhamento são dependentes da resistência da matriz e do fator de concentração de tensão que a presença das fibras causa no compósito. A Equação 2.26 apresenta a formulação da resistência à compressão transversal e a Equação 2.27 descreve o fator de concentração de deformação.

$$F_{2t} = \frac{E_2 S_m^{(+)}}{E_m k_\varepsilon} \quad (2.26 \text{ revisitada})$$

$$k_\varepsilon = \frac{1}{1 - (4V_f/\pi)^{1/2}(1 - E_m/E_f)} \quad (2.27 \text{ revisitada})$$

Assim, sabemos que a propriedade da matriz é a mesma nas placas e nos tubos, podemos obter o valor de F_{2t} dos tubos a partir do valor de F_{2t} das placas a partir da seguinte relação:

$$F_{2t(\text{tubos})} = F_{2t(\text{placas})} \frac{E_{2(\text{tubos})} k_{\varepsilon(\text{placas})}}{E_{2(\text{placas})} k_{\varepsilon(\text{tubos})}} \quad (8.3)$$

Aplicando os valores, temos que $F_{2t(\text{tubos})} = 15.4\text{MPa}$.

A Tabela 8.21 apresenta os valores de S_{12} ajustados utilizando $S_{12(\text{placas})}$ e os módulos e concentradores de deformações referentes ao cisalhamento.

Tabela 8.21: Resistência ao cisalhamento ajustada.

T (°C)	S_{12} (MPa)
25	57.3
40	-
55	-
70	39.9
85	28.3

8.3.8.2.6 F_{1c} Conforme já dito, os ensaios de compressão longitudinal apresentaram falha por tração transversal devido ao efeito Poisson e este mecanismo de falha é bem descrito pela Equação 2.23, cuja aplicação levou a estimativas muito similares aos resultados experimentais.

$$F_{1c} = \frac{E_1 F_{2t}}{E_2 \nu_{12}} \quad (2.23 \text{ revisitada})$$

Utilizando valores ajustados de E_1 , E_2 , ν_{12} e F_{2t} , observou-se que o valor de $F_{1c(\text{tubos})}$ caiu 7% em relação ao $F_{1c(\text{placas})}$. Portanto, será considerado o valor de $F_{1c(\text{tubos})} = 220\text{MPa}$ para todo o intervalo de temperaturas, similarmente à extração utilizada para os corpos de provas das placas.

8.3.8.2.7 F_{2c} Similarmente a F_{2t} e S_{12} , o valor de F_{2c} é dependente da resistência da matriz e do fator de concentração de tensão que a presença das fibras causa no compósito conforme Equação 8.3. Entretanto, apesar dos cálculos de E_2 e de k_ε serem boas estimativas, como F_{2c} foi classificada como uma propriedade muito importante, a relação $\frac{E_{2(tubos)}}{E_{2(placas)}}$ e $\frac{k_{\varepsilon(tubos)}}{k_{\varepsilon(placas)}}$ foram investigadas através de uma série de análises de elementos finitos conforme descrito abaixo.

Um modelo de elementos finitos foi feito no software Abaqus CAE e parametrizado através da linguagem de programação Python. O modelo reproduz uma seção transversal de um compósito unidirecional sob carregamento de compressão.

Três tipos de estrutura de empacotamento foram investigados, são eles:

1. Compactação quadrada - Esta estrutura representa a estrutura básica utilizada para o desenvolvimento do equacionamento analítico da literatura;
2. Compactação hexagonal - Esta estrutura representa o caso ideal onde as fibras possuem distância máxima entre si;
3. Compactação aleatória - Esta estrutura representa o caso real, onde o grau de compactação não respeita nenhuma ordem específica;

A Figura 8.44 apresenta as 3 estruturas de compactação e a Figura 8.45 mostra a qualidade da malha, que utilizou elementos quadráticos do tipo CPS8R.

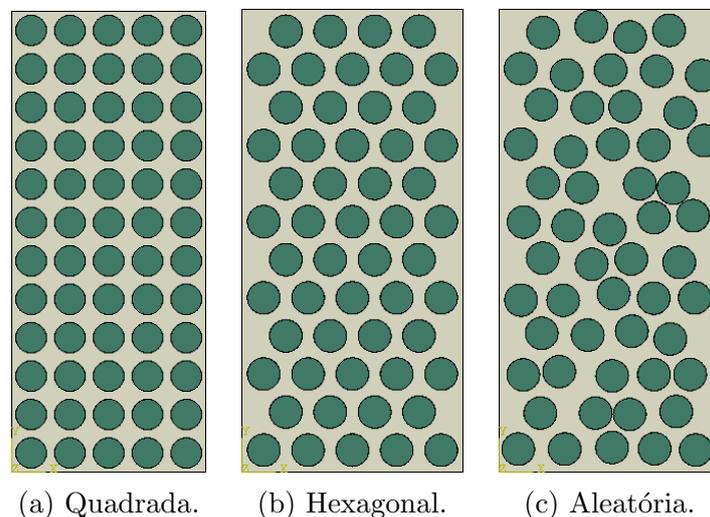


Figura 8.44: Tipos de compactação avaliadas (exemplos em $v_f = 50\%$).



Figura 8.45: Detalhe do refinamento da malha utilizada.

O modelo considera as propriedades lineares elásticas obtidas para cada constituintes e efetua a interligação entre as partes através do comando *Tie*. Para eliminar problemas numéricos de transmissão de carregamento entre as partes, matriz e fibras tem o mesmo número de elementos na superfície de interface. A seção transversal foi engastada em sua face inferior e recebeu um carregamento de 100MPa em sua face superior.

Em cada análise foram obtidos o deslocamento vertical da face superior e a deformação máxima obtida na matriz direção vertical. A partir dessas informações foram calculados o módulo de elasticidade transversal e o fator de concentração de deformações. Cada modelo foi rodado para valores de frações volumétricas de fibras $0.20 \leq v_f \leq 0.75$ com intervalo entre rodadas de $\Delta v_f = 0.05$. O modelo com compactação aleatória foi rodado 4 vezes para cada valor de v_f para obtenção de uma estatística de resultados.

A Figura 8.46 apresenta os resultados numéricos de E_2 e compara com os resultados provenientes dos equacionamentos analíticos.

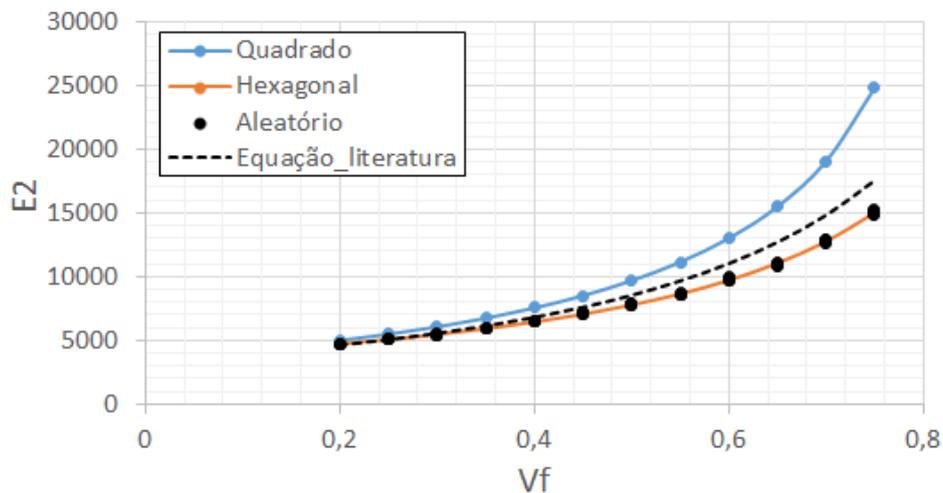


Figura 8.46: Comparação das previsões do módulo de elasticidade transversal.

É possível perceber dos resultados da compactação aleatória que as propriedades elásticas foram indiferentes a aleatoriedade das fibras e resultaram nos mesmos valores de módulos de elasticidade para as quatro rodadas feitas sob cada v_f . Adicionalmente percebe-se que esses resultados são idênticos aos obtidos através da compactação hexagonal.

A compactação quadrada resulta em previsões de E_2 maiores e as previsões numéricas apresentam resultados intermediários, tendendo a se aproximar ao comportamento das compactações hexagonais e aleatórias.

A compactação hexagonal foi entendida como representativa do comportamento elástico real e, a partir dela o valor de $\frac{E_{2(tubos)}}{E_{2(placas)}} = 1,28$ foi obtido.

A Figura 8.47 apresenta os concentradores de deformações obtidos através das diferentes abordagens. Diferentemente do comportamento elástico, a aleatoriedade das fibras altera a probabilidade de ocorrência de fibras mais ou menos próximas que resultem em fatores de concentrações de deformações maiores ou menores. Por esta razão, resultados diferentes foram obtidos a cada rodada realizada com o mesmo v_f . Apesar da aleatoriedade dos resultados, foi possível perceber que, para valores de $v_f \leq 0.6$, a tendência de crescimento de k_ε em função de v_f é muito semelhante àquelas observadas na compactação quadrada e na equação da literatura. A compactação hexagonal, por representar o maior distanciamento entre fibras possível, resulta em concentradores de tensões muito abaixo das demais abordagens.

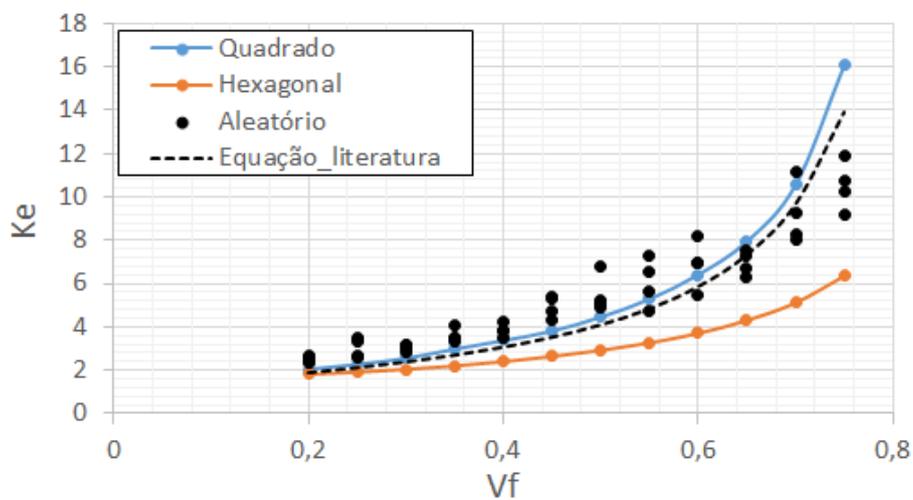


Figura 8.47: Comparação das previsões do concentrador de deformações.

A compactação quadrada foi entendida como representativa da tendência de crescimento de k_ε a partir dela o valor de $\frac{k_\varepsilon(tubos)}{k_\varepsilon(placas)} = 1,51$ foi obtido.

A Tabela 8.22 apresenta os valores de resistência à compressão transversal ajustados a partir das relações determinadas acima.

Tabela 8.22: Resistência à compressão transversal ajustada.

T (°C)	F_{2c} (MPa)
25	75.6
40	69.7
55	62.6
70	59.2
85	50.7

8.3.9 Resumo das propriedades do material

Após a realização dos ensaios de caracterização, temos o comportamento das propriedades mecânicas em função da temperatura, conforme compilado na Tabela 8.23.

Tabela 8.23: Coletânea das propriedades mecânicas ajustadas.

T (°C)	Propriedade									
	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	G_{12} (MPa)	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t} (MPa)	F_{1c} (MPa)	F_{2t} (MPa)	F_{2c} (MPa)	S_{12} (MPa)
25	39227	9320	5812	0.275	0.065	525	220	15.4	75.6	57.3
40	39181	8550	5151	0.274	0.060	525	220	15.4	69.7	-
55	38935	8069	4078	0.275	0.057	525	220	15.4	62.6	-
70	38440	7310	3074	0.276	0.053	525	220	15.4	59.2	39.9
85	37779	6828	-	0.278	0.050	525	220	15.4	50.7	28.3
100	36635	6730	-	0.271	0.050	-	-	-	-	-
115	35202	6366	-	0.219	0.040	-	-	-	-	-

As propriedades obtidas foram ajustadas através de polinômios de interpolação que equacionam os seus valores em função da temperatura, dentro do intervalo de temperaturas dos ensaios. As funções de interpolação de cada uma das propriedades levantadas estão apresentadas graficamente no Apêndice I. Em suma, cada propriedade P é descrita de forma polinomial a partir da Equação 8.4, cujas constantes estão apresentadas na tabela Tabela 8.24.

$$P(T) = \sum_{i=0}^6 C_i T^i \quad (8.4)$$

Tabela 8.24: Constantes de interpolação polinomial de cada propriedade.

Propriedade	Constantes de interpolação			
	C_0	C_1	C_2	C_3
E_1	39098	8.5	-0.06	-2.7E-3
E_2	10633	-54.5	0.05	8.8E-4
G_{12}	6716	-25.7	-0.381	-
ν_{12}	0.275	-	-	-
ν_{21}	0.07	-1.4E-4	-3.7E-6	3.0E-8
F_{1t}	525	-	-	-
F_{1c}	220	-	-	-
F_{2t}	15.4	-	-	-
F_{2c}	96.4	-1.15	0.015	-9.6E-5
S_{12}	69.5	-0.46	-	-

8.4 Resultados dos ensaios de colapso

Os ensaios de colapso foram idealizados para as temperaturas de 25°C; 65°C e 85°C, de maneira a obter o intervalo de temperaturas máximo viável e uma temperatura intermediária onde já fosse percebido algum nível de alteração nas propriedades mecânicas.

Os tubos com melhores acabamentos foram destinados aos ensaios nas temperaturas máxima e mínima, para que a obtenção da influência da temperatura não ficasse comprometida. Os tubos menos bem acabados foram reservados para os ensaios em temperatura intermediária.

A Tabela 8.25 apresenta a relação de tubos ensaiados a cada temperatura.

Tabela 8.25: Relação de tubos ensaiados a cada temperatura.

T (°C)	Tubos ensaiados
25°C	1B - 2A - 3B - 4C
65°C	1A - 2C - 3C - 4B
85°C	1C - 2B - 3A - 4A

O Apêndice F apresenta as curvas de pressão obtidas durante cada ensaio realizado e o Apêndice H mostra a imagem de cada um dos tubos colapsados, identificando a seção de ruptura.

8.5 Correlação numérico/analítico/experimental (fase 2 – utilizando resultados dos ensaios)

Os resultados gráficos obtidos através dos modelos analíticos e numérico estão todos apresentados no Apêndice K. A partir desses resultados, é possível chegar a uma série de conclusões. Entretanto, para uma compreensão mais ampla dos fenômenos envolvidos, é interessante inicialmente traçarmos um paralelo entre os dutos aqui ensaiados e os dutos da literatura previamente analisados (vide Tabela 8.1).

Os dutos da literatura foram projetados com espessuras menores que os dutos aqui avaliados e isso os levou a pressões de falhas menores. É possível perceber que os dutos da literatura romperam em seu limite elástico (Pipe-L1 - Figura 8.2, Pipe-L3 - Figura 8.4, Pipe-L4 - Figura 8.5) A única exceção foi o Pipe-L2 (Figura 8.5), cuja espessura é compatível com as utilizadas nos dutos da família Pipe-4 aqui produzidos, os levando a pressões de falhas pouco inferiores ao seu limite elástico (vide Pipe-4A - Figura K.12, Pipe-4B - Figura K.8, Pipe-4C - Figura K.4).

Tais observações evidenciam um comportamento muito conhecido em dutos metálicos, onde dutos de paredes finas falham por colapso elástico e dutos de parede grossa falham por escoamento do metal. Similarmente, dutos compósitos de parede mais grossa tendem a falhar abaixo do seu limite elástico, por ruptura do material. Para visualizar esta diferença, a Figura 8.48 mostra esquematicamente estas duas regiões de falha a partir de um gráfico pressão vs. ovalização.

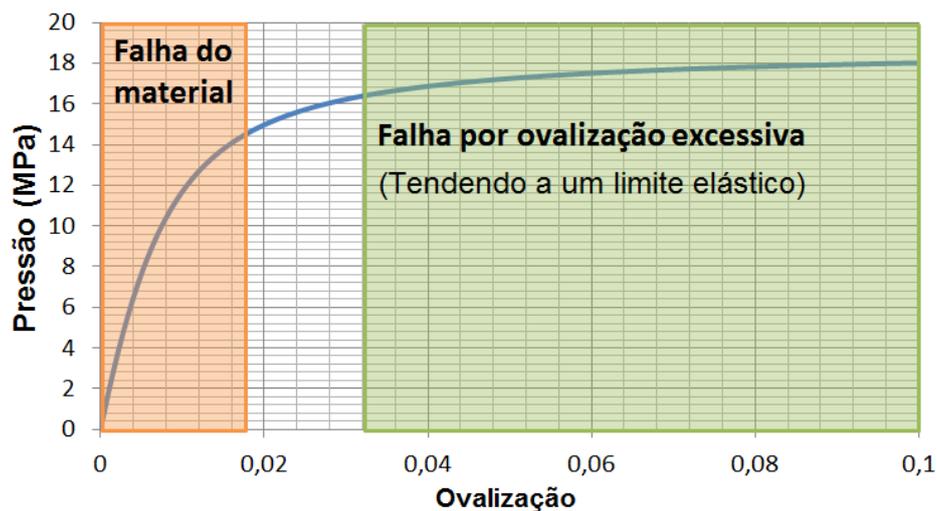


Figura 8.48: Regiões de falha da curva de pressão vs. ovalização.

Isto ocorre porque, se, por um lado, a pressão elástica de colapso é função direta do EI da parede do tubo (variando portanto com a espessura ao cubo), por outro lado, a resistência do material varia apenas linearmente com a espessura. Em outras

palavras, a resistência do material não acompanha na mesma proporção o acréscimo da rigidez da estrutura e, portanto, dutos projetados para elevadas pressões tendem a romper no início da curva de pressão vs. ovalização.

No trabalho aqui realizado, os dutos foram projetados para pressões elevadas e portanto, observa-se que os gráficos de pressão vs ovalização obtidos encontram-se na região linear elástica da curva. A única exceção, conforme dito, são os dutos da família Pipe-4, cuja falha ocorre na zona de transição do gráfico da Figura 8.48.

Importante também enfatizar que a pressão de falha de dutos de paredes finas (colapso elástico) praticamente independe da resistência do material. Neste caso, as incertezas das previsões de colapso estão associadas essencialmente à dispersão das propriedades elásticas. Em contrapartida, dutos rompendo por falha do material sofrem adicionalmente a influência da dispersão das propriedades de resistência. Como as propriedades de resistência apresentam dispersões mais acentuadas que as propriedades elásticas, a predição de falha em dutos de parede grossa apresenta maiores dispersões de resultados quando comparados aos dutos de parede fina.

A Tabela 8.26, Tabela 8.27 e Tabela 8.28 resumem os resultados experimentais obtidos respectivamente nos testes realizados a $T = 25^{\circ}\text{C}$, $T = 65^{\circ}\text{C}$ e $T = 85^{\circ}\text{C}$. Estes resultados estão confrontados com as previsões feitas pelos modelos numérico e analítico e os seus respectivos erros. Os resultados de cada critério de falha utilizado no modelo analítico estão apresentados separadamente. Importante mencionar que, além de todas as propriedades levantadas, os modelos de Linde e de LaRC03 exigem os valores de energia de falha das fibras e da matriz. Na ausência desses dados, utilizaram-se valores da literatura de $Gf = 12.5\text{N/mm}$ e $Gf = 1\text{N/mm}$.

Foi observado que o modelo de falha a ser considerado trouxe mais impactos aos resultados obtidos do que o próprio fato da consideração de uma curva numérica ou analítica. Dos gráficos do Apêndice K, é possível notar uma perfeita sobreposição das curvas de pressão vs ovalização no caso dos dutos simétricos (dutos da família Pipe-1 e Pipe-4) e que essa equivalência vai se perdendo sensivelmente em dutos de parede assimétrica (dutos da família Pipe-2 e principalmente os dutos da família Pipe-3). Neste último caso, a pequena divergência encontrada não acarretou em nenhum prejuízo na qualidade das predições obtidas pelo modelo analítico.

Apesar da dispersão dos resultados obtidos pelos critérios de Linde, LaRC03 e NU, os demais critérios apresentaram previsões bastante compatíveis entre si, em especial os critérios de tensão máxima, deformação máxima, Tsai-Wu e Sun, que apresentaram os menores erros de previsões, considerando os doze tubos ensaiados.

É possível perceber que as previsões realizadas por estes últimos modelos citados foram muito precisas, especialmente no caso dos dutos da família Pipe-4. Conforme dito no Parágrafo 7.3.5.4, a espessura dessa família de dutos foi determinada a partir de micrografia. A utilização dessa técnica levou a obtenção de resultados

Tabela 8.26: Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 25^\circ\text{C}$).

Resultado	Critério	Pipe-1B		Pipe-2A		Pipe-3B		Pipe-4C	
		P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)
Experimental	-	21.79	-	22.80	-	23.60	-	12.68	-
Numérico	Linde	14.48	-33.6	16.45	-27.8	17.48	-25.9	10.25	-16.0
Analítico	Max-Strain	20.64	-5.3	20.64	-9.5	24.22	2.6	13.06	2.9
	Max-Stress	20.32	-6.7	20.32	-10.9	24.02	1.8	12.98	2.3
	Tsai-Hill	20.48	-6.0	20.48	-10.2	20.82	-11.7	13.03	2.7
	Tsai-Wu	20.56	-5.6	20.56	-9.8	24.18	2.5	13.03	2.7
	Hashin R.	20.32	-6.7	20.32	-10.9	21.59	-8.5	12.98	2.3
	Sun	20.32	-6.7	20.32	-10.9	22.9	-2.9	12.98	2.3
	LaRC03	18.80	-13.7	18.80	-17.5	18.2	-22.9	13.01	2.5
	NU	15.69	-28.0	15.7	-31.2	9.63	-59.2	11.94	-5.84

Tabela 8.27: Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 65^\circ\text{C}$).

Resultado	Critério	Pipe-1A		Pipe-2C		Pipe-3C		Pipe-4B	
		P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)
Experimental	-	18.63	-	12.75	-	20.67	-	12.11	-
Numérico	Linde	12.42	-33.3	11.41	-10.5	13.29	-35.7	10.20	-15.8
Analítico	Max-Strain	17.53	-5.9	13.10	2.7	18.52	-10.4	12.12	0.1
	Max-Stress	17.31	-7.1	12.98	1.8	18.39	-11.0	12.08	-0.3
	Tsai-Hill	17.46	-6.3	13.02	2.1	16.01	-22.6	12.10	-0.1
	Tsai-Wu	17.46	-6.3	13.06	2.4	17.99	-12.9	12.11	0.0
	Hashin R.	17.31	-7.1	12.98	1.8	16.66	-19.4	12.08	-0.3
	Sun	17.31	-7.1	12.98	1.8	17.41	-15.8	12.08	-0.3
	LaRC03	17.16	-7.9	11.77	-7.7	13.94	-32.6	12.10	-0.1
	NU	14.25	-23.5	7.08	-44.5	8.58	-58.5	11.67	-3.7

Tabela 8.28: Resultados experimental, numérico e analítico ($T_{ensaio} = 85^\circ\text{C}$).

Resultado	Critério	Pipe-1C		Pipe-2B		Pipe-3A		Pipe-4A	
		P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)	P_F (MPa)	Erro (%)
Experimental	-	24.37	-	21.56	-	14.40	-	9.51	-
Numérico	Linde	14.97	-38.6	15.71	-27.1	11.47	-20.4	8.21	-13.6
Analítico	Max-Strain	20.55	-15.7	20.03	-7.1	15.07	4.7	9.49	-0.1
	Max-Stress	20.38	-16.4	19.69	-8.7	14.75	2.4	9.44	-0.7
	Tsai-Hill	20.38	-16.4	19.86	-7.9	13.72	-4.7	9.46	-0.7
	Tsai-Wu	20.55	-15.7	19.86	-7.9	14.68	2.0	9.48	-0.3
	Hashin R.	20.38	-16.4	19.69	-8.7	14.16	-1.7	9.44	-0.7
	Sun	20.38	-16.4	19.69	-8.7	14.46	0.4	9.44	-0.7
	LaRC03	20.55	-15.7	19.86	-7.9	12.96	-10.0	9.47	-0.4
	NU	16.79	-31.1	15.55	-27.9	8.35	-42.0	0.00	-5.3

bem mais precisos quando comparados aos demais dutos. A micrografia revela, por exemplo, que o Pipe-4B (Figura G.11) possui uma camada helicoidal central consideravelmente mais fina quando comparadas aos demais dutos da mesma família (Figura G.10 e Figura G.12). Não seria possível obter tal informação através de instrumentos de medidas convencionais e o dimensionamento convencional levaria a resultados menos precisos.

Similarmente, a espessura das camadas do Pipe-2C (que teve problemas na confecção de sua última camada, devido ao término do rolo de fio *roving*) também foi determinada por micrografia e isso levou a resultados mais precisos.

Em contrapartida, ao avaliar os dutos da família Pipe-1, cuja espessura foi determinada por micrômetro, percebemos que a pressão de falha do Pipe-1C foi mais subestimada que as demais. A maior pressão de falha obtida experimentalmente por este duto, mesmo tendo sido ensaiado a 85°C, pode ser explicada pela maior espessura relativa de suas camadas circunferenciais, em especial de sua camada circunferencial externa (vide Figura G.10). O acréscimo de rigidez devido a presença de camadas circunferenciais proporcionalmente mais espessas não pôde ser identificada através das medidas obtidas pelo micrômetro e isso levou a previsões subestimadas.

Essas discussões tomaram relevância devido às limitações do processo manual de raspagem das fibras, que impossibilitou garantir previamente um valor de espessura das camadas. Entretanto, essa limitação enriqueceu a discussão da importância do correto dimensionamento das camadas. Ficou claro que a obtenção de um fator de proporcionalidade entre espessuras das camadas circunferenciais e helicoidais (Figura 7.10) já proporcionou um ganho de precisão em relação à utilização de um valor médio para todas as camadas. Entretanto, a obtenção de tal proporção através de microscopia permite ainda determinar a proporção específica de cada duto e diferenciar os valores obtidos nas camadas circunferenciais internas e externas. Isso eleva o patamar de precisão das análises.

Além disso, as medidas obtidas por micrômetros são ainda influenciadas por flutuações inerentes ao acabamento superficial do duto, que contem regiões com gotículas de resinas e outras com relevos de fibras.

Foi possível perceber ainda que as previsões obtidas apresentaram erros baixos, mesmo a elevadas temperaturas. Como ambas as modelagens numérica e analítica identificaram que a falha ocorre por compressão transversal do compósito, concluiu-se que a metodologia de ensaio de compressão aqui desenvolvida a partir de amostras em forma de mini blocos (Subseção 8.3.6) leva a valores satisfatórios de F_{2c} . Isso é vantajoso, visto que tais ensaios são bastante simples, rápidos e não exigem aparatos especiais como aqueles necessários nos ensaios da ASTM 3410.

Além disso, a precisão dos resultados indica que as correções de propriedades realizadas na Subseção 8.3.8 foram bem-sucedidas.

8.6 Análises de sensibilidade

Devido aos inúmeros parâmetros que levaram um determinado duto a possuir uma pressão de falha maior ou menor, seria impraticável investigar a influência da temperatura através da simples comparação da pressão falha dos dutos de uma mesma família, ensaiados a temperaturas diferentes. Além desta variável, haveria também a influência das diferentes ovalizações, diferentes espessuras totais e diferentes espessuras relativas de cada camada individualmente.

Assim, a seção anterior validou a metodologia desenvolvida confrontando suas previsões frente aos diversos resultados experimentais. Para melhor compreender a influência de cada parâmetro, a seguir serão realizadas análises de sensibilidades de alguns parâmetros importantes, a partir da metodologia analítica desenvolvida.

8.6.1 Análise de sensibilidade da temperatura

As pressões de falha e de colapso elástico do Pipe-1B foram determinadas analiticamente considerando diferentes temperaturas em um intervalo variando de $25^{\circ}\text{C} \leq T \leq 100^{\circ}\text{C}$. Para esta análise foram considerados os resultados obtidos a partir do critério de Tsai-Wu.

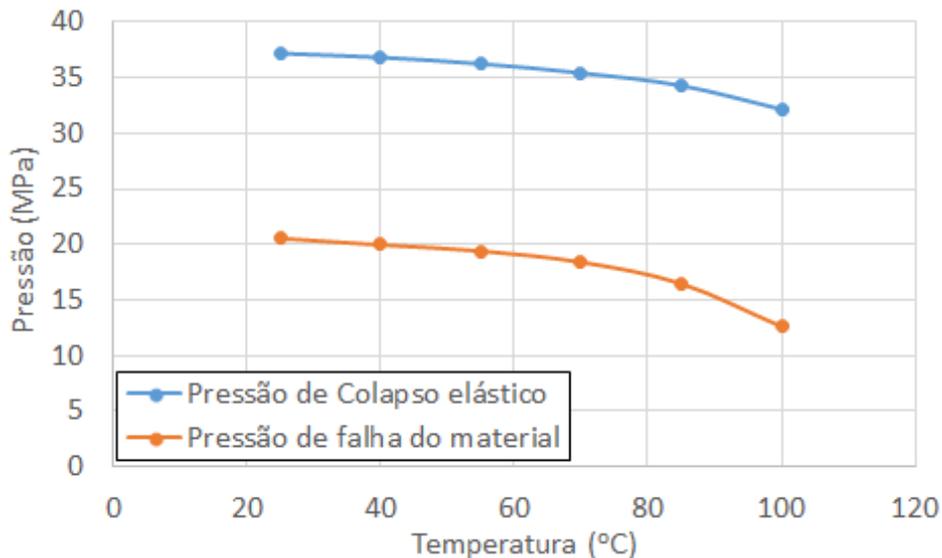


Figura 8.49: Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função da temperatura (Pipe-1B).

A Figura 8.49 mostra os resultados obtidos, onde é possível perceber a superioridade da pressão elástica de colapso em relação à pressão de falha do material, conforme esperado para um duto projetado para elevadas pressões. Além disso, nota-se que o colapso elástico reduz de uma maneira mais branda em função da temperatura do que a pressão de falha. Isto porque, conforme já dito, o colapso

elástico varia essencialmente com E_1 , ao passo que a pressão de falha sofre concomitante com a queda de E_1 e F_{2c} , além das demais propriedades.

Para evidenciar as quedas relativas, a Figura 8.50 mostra os resultados de forma adimensionalizada em relação aos valores obtidos à temperatura ambiente.

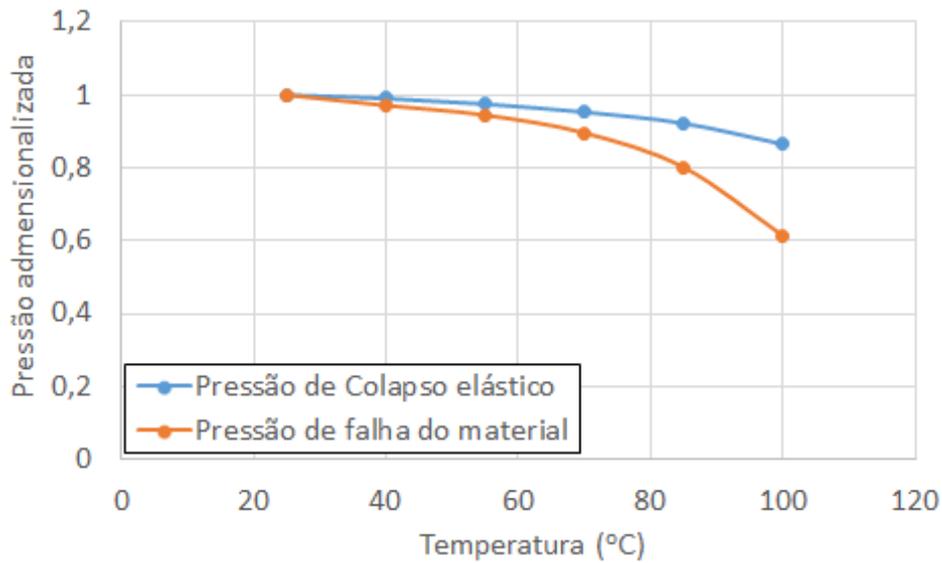


Figura 8.50: Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função da temperatura - curva adimensionalizada (Pipe-1B).

8.6.2 Análise de sensibilidade das propriedades mecânicas

Similarmente à análise de sensibilidade realizada na seção Seção 8.2 para os dutos da literatura, a seguir será realizada uma análise de sensibilidade da pressão de falha do Pipe-1B, considerando possíveis variações individuais de cada uma das propriedades em $\pm 50\%$. O critério de falha Tsai-Wu foi aqui também considerado devido à boa correlação por ele fornecida e ao fato de ser um critério iterativo, que permite contabilizar a influência de tensões que não necessariamente correspondem à direção predominante de falha.

A Tabela 8.29 reapresenta as propriedades mecânicas do material dos tubos e especifica as variações individuais consideradas para cada propriedade.

Tabela 8.29: Propriedades dos tubos e suas respectivas alterações analisadas.

Material	Propriedade									
	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
-50%	19614	4660	2906	0.138	0.033	263	110	7.7	37.8	28.7
PipeStrand	39227	9320	5812	0.275	0.065	525	220	15.4	75.6	57.3
+50%	58841	13980	8718	0.413	0.098	788	330	23.1	113.4	86.0

Tabela 8.30: Influência de cada propriedade na pressão de falha do Pipe-1B.

Material	Variação da pressão de falha devido a variação de cada propriedade									
	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}	ν_{21}	F_{1t}	F_{1c}	F_{2t}	F_{2c}	S_{12}
-50%	-44.4%	49.9%	-5.6%	0.3%	-1.4%	1.1%	-0.8%	0.0%	-43.6%	0.0%
+50%	42.7%	-25.7%	4.5%	-0.3%	2.0%	-0.4%	0.0%	0.0%	30.6%	0.0%

A Tabela 8.30 apresenta os resultados obtidos, onde as pressões de colapso foram confrontadas com a pressão de colapso correspondente às propriedades inalteradas e as diferenças percentuais foram reportadas. Estes resultados evidenciam que E_1 continua sendo uma propriedade extremamente importante. Entretanto, percebe-se que as propriedades E_2 e F_{2c} apresentaram um considerável ganho de importância em relação aos resultados obtidos na análises de sensibilidade de dutos de paredes mais finas (Tabela 8.6 e Tabela 8.7). Essas informações quantificam o comportamento esperado de que dutos de paredes mais grossas dependem tanto das propriedades elásticas do material quanto das propriedades de resistência.

Uma observação em especial deve ser feita aos resultados da variação de E_2 . É possível perceber que, apesar do aumento de E_2 trazer um aumento de rigidez da estrutura, ele provoca um maior tensionamento transversal que facilita o atingimento da tensão de falha sob compressão transversal (considerando a hipótese de que F_{2c} se mantém inalterado).

Tabela 8.31: Grau de importância relativa de cada propriedade.

Impacto	Propriedade
Extremamente importante	$E_1; E_2; F_{2c}$
Muito Importante	-
Importante	G_{12}
Não Muito Importante	$F_{1t}; F_{1c}; \nu_{12}; \nu_{21}$
Sem Importância	$F_{2t}; S_{12}$

Diante dos resultados obtidos, as propriedades mecânicas foram classificadas em cinco categorias em função de seu impacto, conforme apresentado na Tabela 8.31. É possível perceber que a resistência a compressão transversal se tornou muito mais relevante, quando comparamos aos resultados das análises de sensibilidade realizados em dutos da literatura falhando em pressões menores (Tabela 8.8).

8.6.3 Análise de sensibilidade do ângulo de assentamento

O Pipe-1B foi ainda submetido a uma série de análises onde as suas camadas helicoidais de núcleo foram mantidas a 55° e os ângulos de assentamento das suas camadas internas e externas foram alteradas em um intervalo de entre $20^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ$.

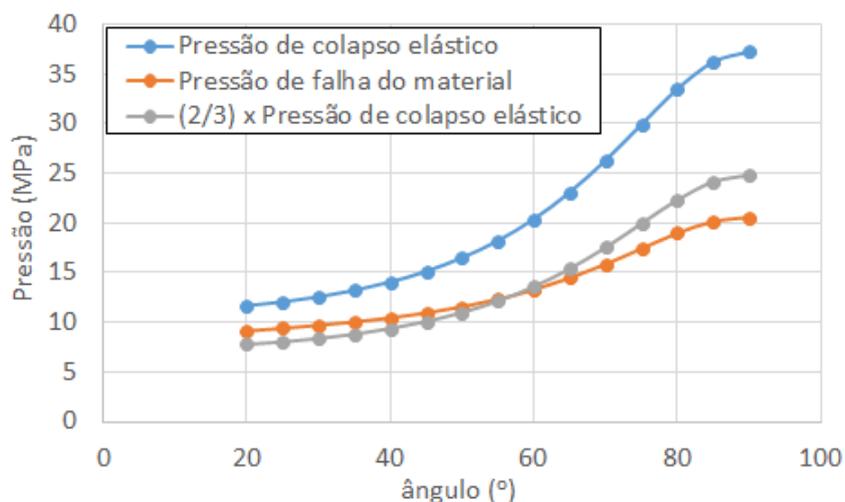


Figura 8.51: Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 25°C).

A Figura 8.51 mostra os resultados obtidos onde é possível perceber que a pressão elástica de colapso cresce muito com o aumento do ângulo de assentamento e que o crescimento da pressão de falha não se dá na mesma proporção. Foi então inserida no gráfico uma curva correspondente a $P_{colapso}/1.5$. Este valor é comumente utilizado em projetos como uma referência de pressão máxima admitida. É possível perceber que esta linha é conservadora para baixos valores de ângulo de assentamento e torna-se não-conservadora para maiores ângulos de assentamentos. Desta forma, fica evidente a determinação de um limite de pressão a partir do limite elástico do duto pode levar a valores não seguros em dutos projetados para elevadas pressões.

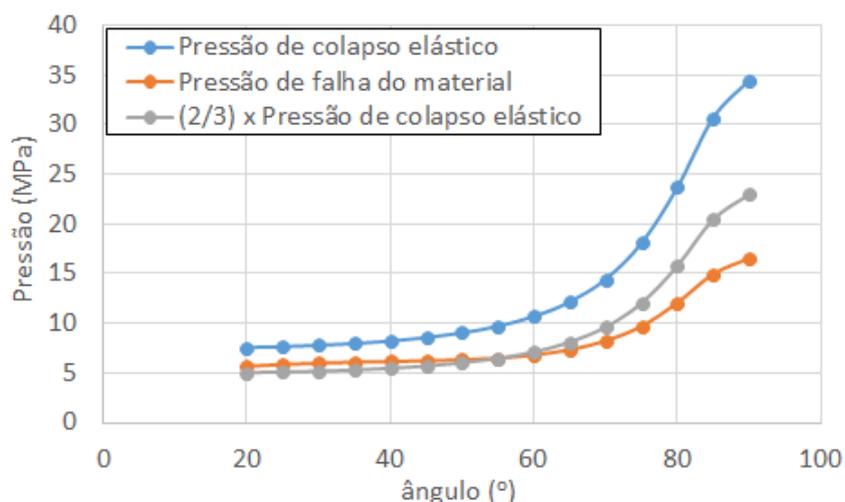


Figura 8.52: Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 85°C).

A Figura 8.52 mostra esta análise sendo realizada para uma temperatura elevada, onde evidencia-se o não conservadorismo da utilização de uma referência elástica.

8.6.4 Análise de sensibilidade da espessura

Nesta análise, foi idealizado um duto de $D_i = 100\text{mm}$, ovalização $\Delta = 0.5\%$, fabricado no mesmo compósito dos dutos aqui estudados e constituído por uma única camada assentada a 75° . A espessura desse duto idealizado foi então variada em um intervalo de ($6\text{mm} \leq t \leq 12\text{mm}$) e as pressões de falha e de colapso elástico obtidas a 75° foram reportadas.

Os resultados obtidos são apresentados nas curvas de pressão vs. ovalização da Figura 8.53, onde as linhas cheias representam a ocorrência de falha do material e as linhas tracejadas correspondem aos respectivos comportamentos elásticos. Fica evidente que a falha de dutos de paredes mais finas é determinada pelo limite elástico, ao passo que a falha de dutos de paredes mais espessas ocorre devido a falha do material, em uma região cada vez mais no início da curva de pressão vs. ovalização.

Observa-se ainda que a diferença entre a pressão de falha e a pressão de colapso elástico aumenta bruscamente com o aumento da espessura, tornando inadequado o cálculo de pressão de falha baseado no simples comportamento elástico do duto.

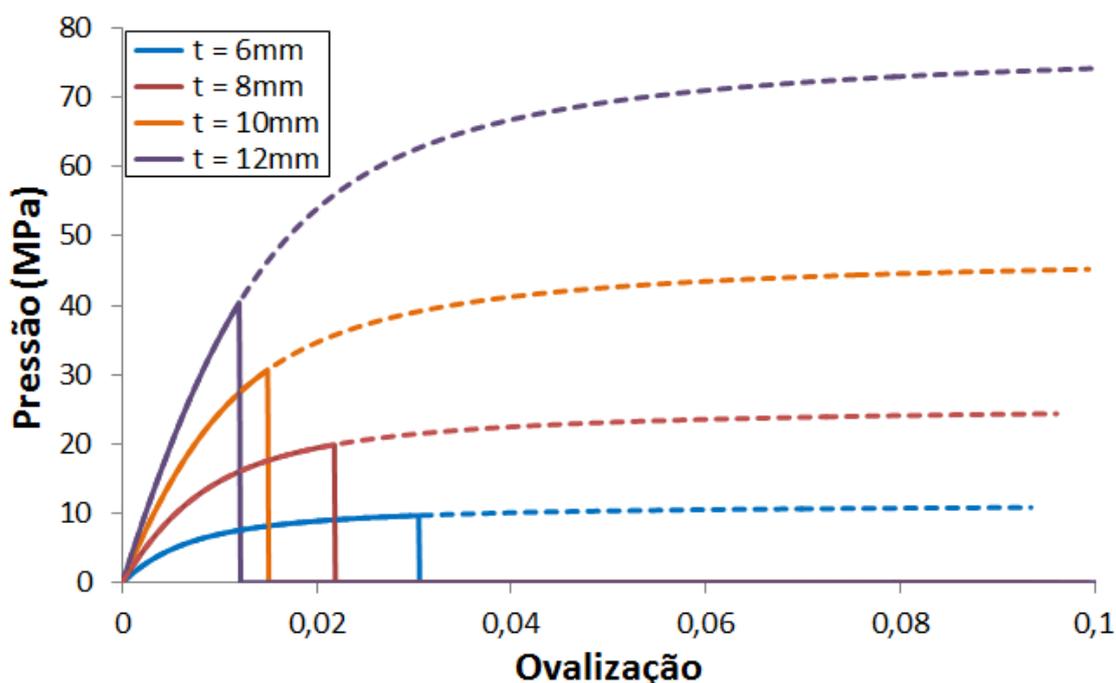


Figura 8.53: Variação das pressões de colapso elástico e por falha do material em função do ângulo de assentamento das camadas interna e externa (Pipe-2B; 85°C).

8.6.5 Análise de sensibilidade da sequência de empilhamento de camadas.

Nesta análise, foi idealizado um duto de $D_i = 100\text{mm}$, ovalização $\Delta = 0.5\%$, fabricado no mesmo compósito dos dutos aqui estudados, constituído por 2 camadas helicoidais assentadas a 55° e 6 camadas circunferenciais assentadas a (90°) . Duas espessuras foram supostas para este duto ($t = 4\text{mm}$ e $t = 8\text{mm}$). A localização das camadas circunferenciais no empilhamento foi variada simetricamente da posição mais externa para a posição mais interna da parede do duto. As pressões de falha obtidas em cada uma dessas posições foram reportadas.

A Figura 8.54 apresenta os resultados obtidos em cada empilhamento idealizado para um duto de $t = 4\text{mm}$, cuja legenda reporta esquematicamente uma parede de duto com as camadas helicoidais em azul e as camadas circunferenciais em vermelho.

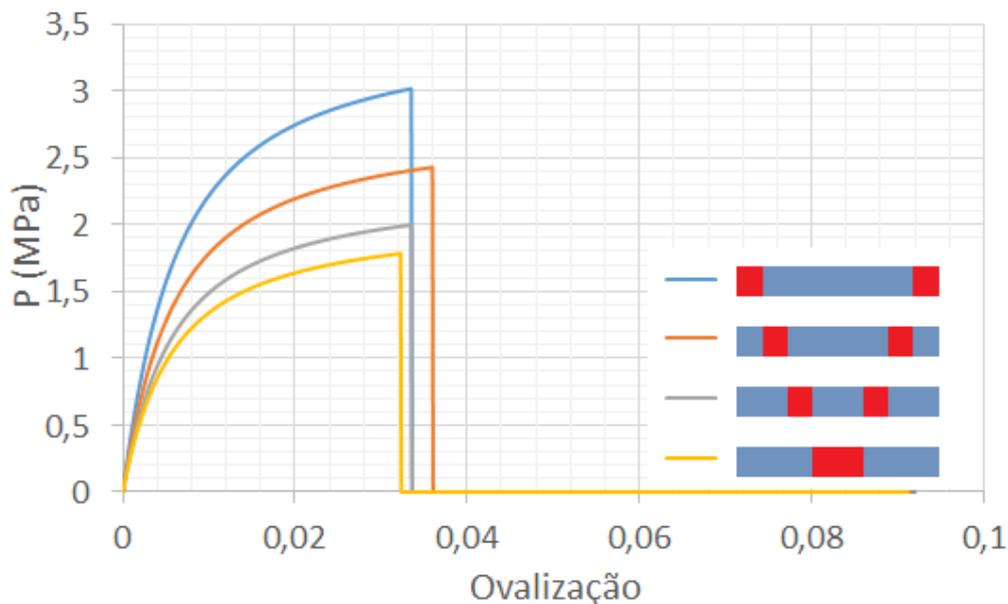


Figura 8.54: Variação das pressões de falha do material em função sequência de empilhamento das camadas.

É possível perceber que, embora todos os casos sejam constituídos estritamente pelo mesmo material, número de camadas, espessura, diâmetro interno e ovalização, cada caso leva a uma pressão de falha diferente. Isto porque camadas circunferenciais aumentam enormemente a rigidez da parede do duto quando estão posicionadas mais distantes da linha neutra e este acréscimo de rigidez leva a pressões de falha maiores.

A Figura 8.55 apresenta os resultados obtidos em cada empilhamento idealizado para um duto de $t = 8\text{mm}$. É possível perceber que um acréscimo da pressão de falha também ocorreu neste caso, mas que, nesta espessura, o acréscimo de rigidez também alterou a região gráfica onde a falha ocorreu, passando a ser limitada pela falha do material.

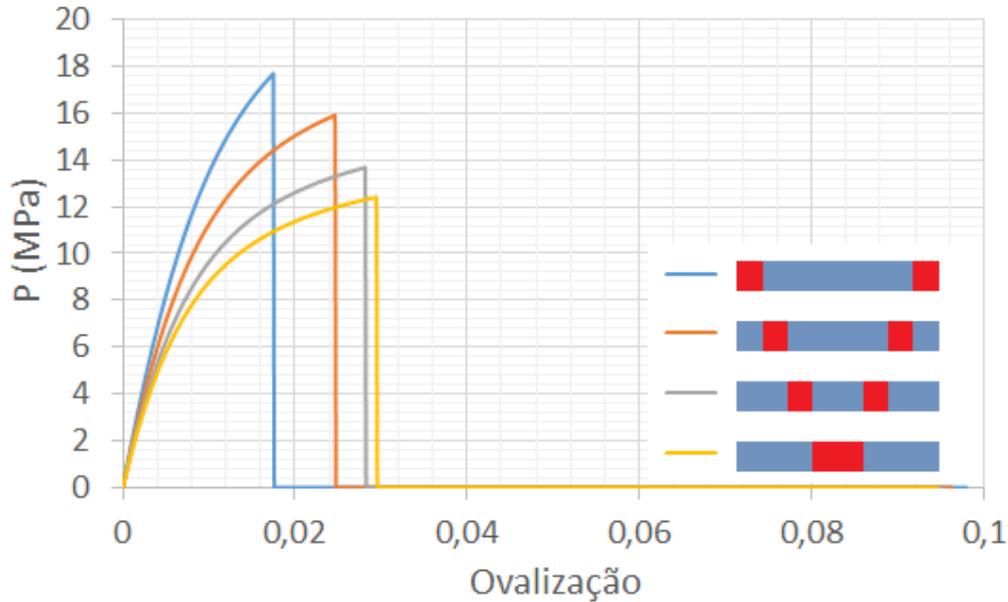


Figura 8.55: Variação das pressões de falha do material em função seqüência de empilhamento das camadas.

8.6.6 Análise de sensibilidade do percentual de fibras.

Conforme visto, um levantamento completo de propriedades foi feito para o material das placas produzidas (Tabela 8.15) e estas propriedades foram ajustadas para representar corretamente o material dos tubos (Tabela 8.23). Portanto, temos os dados completos das propriedades mecânicas de um compósito feito com o mesmo material base, variando apenas o percentual de fibras ($v_f(placas) = 41.5\%$ e $v_f(tubos) = 54.2\%$). Assim, podemos avaliar a pressão de falha obtida em alguns tubos produzidos em função do percentual de fibras obtidos no processo de fabricação.

Para esse exercício utilizaremos o Pipe-1A e o Pipe-4A, por estes tubos representarem respectivamente uma falha por efeito do material e uma falha um pouco mais dependente da rigidez da parede do tubo. Observe que neste último caso (Figura 8.57) um percentual de fibras maior acarretou em uma rigidez maior e conseqüentemente em uma maior pressão de falha.

Por outro lado, no caso do Pipe-1A (Figura 8.56), embora o aumento do percentual de fibras tenha aumentado a rigidez da parede do tubo, provocou uma redução da tensão de falha sob compressão transversal, F_{2c} , do compósito que é o modo de falha dominante deste tubo. Adicionalmente, o acréscimo do percentual de fibras gera um aumento de E_2 que, conforme visto na Tabela 8.30 reduz a pressão de falha, devido a provocar um maior tensionamento transversal, facilitando o material a atingir o F_{2c} .

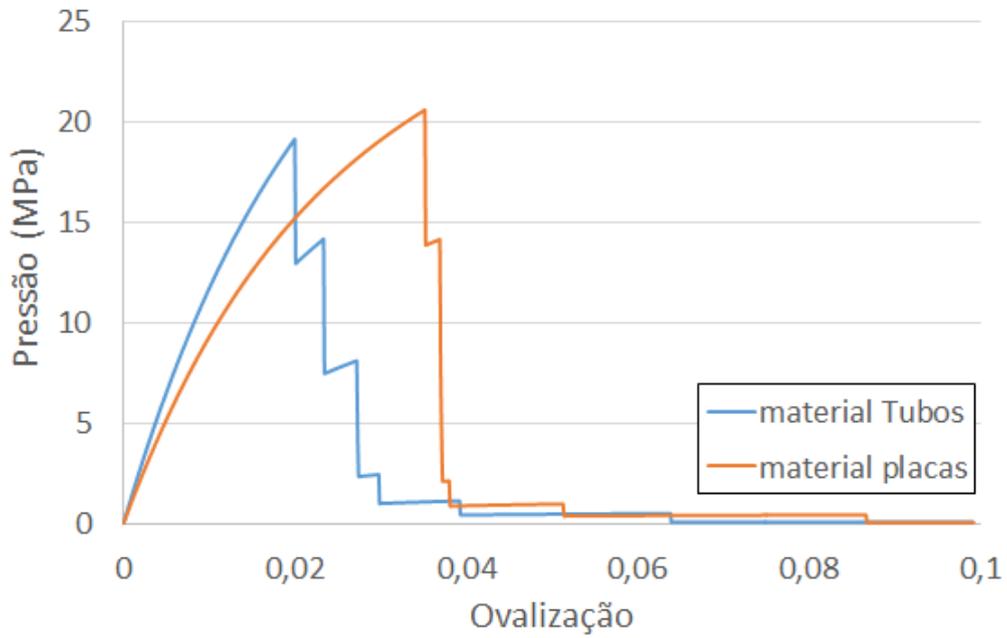


Figura 8.56: Pressões de falha em função do percentual de fibras - Pipe-1A.

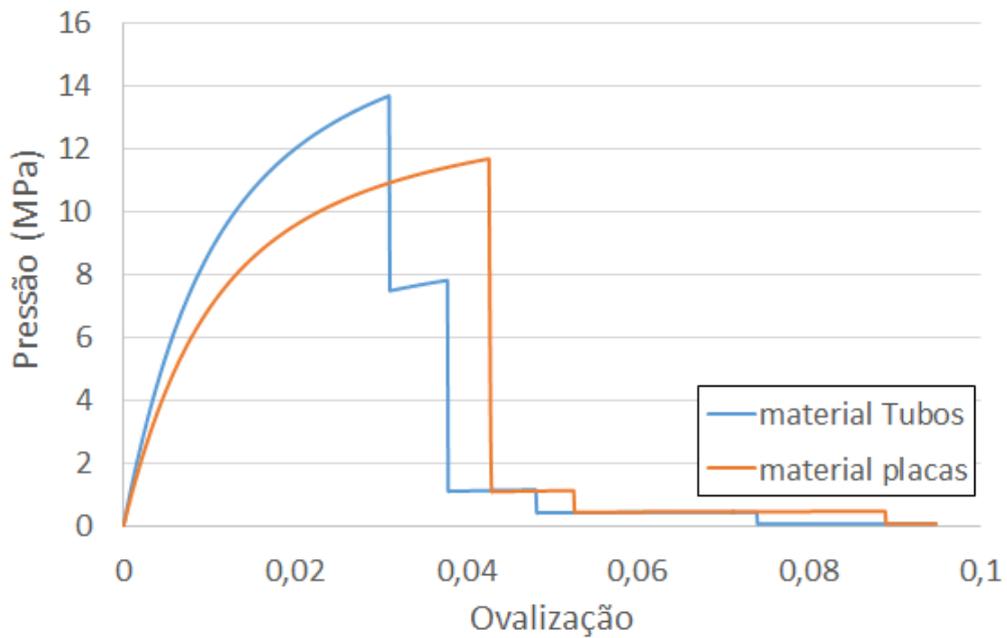


Figura 8.57: Pressões de falha em função do percentual de fibras - Pipe-4A.

Capítulo 9

Conclusões

O estudo aqui desenvolvido avaliou a influência da temperatura e da sequência de empilhamento de camadas na pressão de falha de dutos de compósitos sob pressão externa. Para isso, um estudo analítico / numérico / experimental foi realizado e ao final uma série de análises de sensibilidade de parâmetros foi feita. As conclusões pertinentes a cada uma destas partes são apresentadas abaixo.

9.1 Estudo analítico

1. A metodologia analítica apresentada é capaz de prever com precisão a pressão de falha de dutos de compósito sob pressão externa tanto para o caso de falha por efeito de ovalização excessiva, quanto para falhas ocorridas pelo material;
2. A metodologia analítica apresentada é capaz de diferir um início de falha que provoque o colapso imediato daqueles que permitem um acréscimo de pressão posterior por corresponderem a falhas precoces de camadas que pouco contribuem com a rigidez global do tubo;
3. Devido à rapidez e precisão dos cálculos, a metodologia é bastante eficiente para a avaliação de cenários e obtenção de parâmetros críticos de material, temperatura, sequência de empilhamento, espessura etc.

9.2 Estudo numérico

1. O modelo paramétrico é uma solução prática e relativamente rápida para aferir os cálculos analíticos apresentados;
2. Os resultados numéricos corroboraram os resultados obtidos analiticamente;

3. A utilização de modelos numéricos para a aferição das propriedades mecânicas transversais do compósito permite avaliar as vantagens e limitações das diversas equações da literatura de uma maneira muito eficiente e fornece um parecer bem prático da equação mais adequada em cada caso.

9.3 Estudo experimental

1. A estrutura metálica desenvolvida para adaptar o equipamento de enrolamento filamentar à produção de perfis retangulares se mostrou bastante eficiente para a obtenção de amostras planas de compósitos;
2. A utilização desse aparato permitiu a obtenção de amostras com percentual de fibras ($v_f = 41.5\%$) superiores às produzidas na literatura através de infusão seguida de prensagem ($v_f = 35\%$);
3. Os ensaios de caracterização realizados foram capazes de identificar e quantificar a variação das propriedades mecânicas em função da temperatura, enfatizando as propriedades que mais impactam na pressão de falha dos dutos;
4. O ensaio de compressão transversal aqui desenvolvido é muito eficiente e fácil de ser utilizado, não necessitando de aparatos especiais, como aqueles demandados pela ASTM 3410.

9.4 Análises de sensibilidade

1. Tubos projetados para pressões externas reduzidas tendem a falhar por ovalização excessiva e a sua pressão de falha depende basicamente dos valores E_1 e de F_{2c} . Por outro lado, tubos projetados para pressões externas superiores são limitados por falha do material, aumentando sua dependência de F_{2c} e passando a depender também de E_2 ;
2. Não existe uma relação linear entre a pressão de falha e a pressão de colapso elástica e a prática de estabelecer um limite operacional baseado em uma constante de proporcionalidade com o comportamento elástico pode levar a um projeto não conservador, sobretudo em se tratando de dutos projetados para pressões externas elevadas;
3. A pressão de colapso elástica cai com a temperatura, em função da redução de E_1 e a pressão de falha cai ainda mais, devido a sua dependência adicional de F_{2c} e E_2 . Assim, é esperado que dutos de paredes mais espessas, que

falham por efeito do material, sejam mais susceptíveis às variações de temperaturas quando comparados aos dutos de paredes mais finas, que dependem majoritariamente de E_1 ;

4. A sequência de empilhamento de camadas pode alterar tanto a rigidez e a pressão de falha do duto quanto o próprio modo de falha;
5. A utilização de maiores percentuais de fibras pode não necessariamente levar a uma elevação da pressão de falha do tubo, quando a falha se dá por falha do material, devido a promover uma redução das propriedades de resistência transversal.

Capítulo 10

Sugestões de trabalhos futuros

- Realização de trabalhos similares para outros compósitos, utilizando matrizes termoplásticas e/ou fibras de carbono;
- Avaliação da influência combinada da temperatura e da umidade nas propriedades mecânicas. Preferencialmente para as propriedades mais impactantes (E_1 , E_2 e F_{2c});
- Avaliação do efeito do envelhecimento do compósito (matriz e/ou fibra);
- Realização de estudo experimental atentando para o controle dos parâmetros do processamento, dada as dificuldades aqui encontradas;
- Realização de análise estatística do conjunto de dados baseados no planejamento de experimentos;
- Dar continuidade à metodologia analítica para o caso de carregamentos combinados de pressão externa e flexão;

Referências Bibliográficas

- [1] DE MORAIS, J. M. *Petróleo Em Águas Profundas. Uma História Tecnológica da PETROBRAS na Exploração e Produção Offshore*. 1st ed. Brasil, IPEA, 2013.
- [2] SOUSA, J. R. M. *Análise Local de Linhas Fleíveis pelo Método dos Elementos Finitos*. Tese de Doutorado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.
- [3] LAMBERT, A., DO, A. T., FELIX-HENRY, A., et al. “Qualification of Unbonded Dynamic Riser with Carbon Fiber Composite Armour”. In: *31st International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering*, 2012.
- [4] JUNIOR, L., CARRARA, W., DOS SANTOS JUNIOR, F. C., et al. “Strategy Concerning Composite Flowlines, Risers and Pipework in Offshore Applications”. In: *Offshore Technology Conference*, 2013.
- [5] OSBORNE, J. “Thermoplastic Pipes - Lighter, more Flexible Solutions for Oil and Gas Extraction”, *Reinforced Plastics*, v. 57, n. 1, pp. 33–38, 2013.
- [6] 2014. Disponível em: <<http://www.subsea7.com>>.
- [7] DANIEL, I. M., ISHAI, O. *Engineering Mechanics of Composite Materials*. 2nd ed. New York, Oxford University Press, 2005.
- [8] GIBSON, R. F. *Principles of Composite Material Mechanics*. 3rd ed. New York, CRC Press, 2011.
- [9] HYER, M. W., WHITE, S. R. *Stress Analysis of Fiber-Reinforced Composite Materials*. International ed. New York, WCB McGraw-Hill, 1998.
- [10] MALLICK, P. K. *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design*. 3rd ed. New York, CRC Press, 2007.
- [11] CALLISTER, J., D., W. *Ciência E Engenharia De Materiais. Uma Introdução*. 8th ed. Brasil, LTC, 2012.

- [12] MOY, S. “Developments in Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Civil Engineering.” cap. *Advanced Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Civil Engineering Applications.*, pp. 177–204, Elsevier, 2013.
- [13] TSOTSIS, T. K. “Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites: Criteria, Testing and Industrial Applications”. cap. *Considerations of Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites in the Design of Aerospace Structures*, pp. 227–278, Elsevier, 2012.
- [14] FIORE, V., VALENZA, A. “Advanced Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Civil Engineering Applications.” cap. *Epoxy Resins as a Matrix Material in Advanced Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites*, pp. 88–121, Elsevier, 2013.
- [15] PANSART, S. “Advanced Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites for Civil Engineering Applications.” cap. *Prepreg Processing of Advanced Fibre-Reinforced Polymer (FRP) Composites*, pp. 125–154, Elsevier, 2013.
- [16] SILVA, R. A. F. *Estudo Numérico e Experimental Visando o Desenvolvimento de Dutos Compósitos Submarinos pela Técnica de Enrolamento Filamentar*. Tese de Mestrado, COPPE/UFRJ, 2008.
- [17] HALPIN, J. C. *Effects of Environmental Factors on Composite Materials*. Relatório Técnico AFML-TR-67-423, Air Force Materials Lab Wright Patterson, 1969.
- [18] HASHIN, Z. *Theory of Fiber Reinforced Materials*. Relatório Técnico NASA CR-1974, National Aeronautics and Space Administration, 1972.
- [19] DECOLON, C. *Structures Composites: Calcul des Plaques et des Poutres Multicouches*. Paris, Hermes Science Publications, 2000.
- [20] 2014. Disponível em: <www.gurit.com>.
- [21] ROSEN, B. W. “Mechanics of Composite Strengthening”. In: *Fiber Composite Materials, Seminar of the American Society for Metals, Metals Park*, 1965.
- [22] GRESZCZUK, L. B. “Microbuckling of Lamina-Reinforced Composites”. In: *Composite Materials: Testing and Design (Third Conference)*. ASTM International., 1974.
- [23] AGARWAL, B. D., BROUTMAN, L. J. *Analysis and Performance of Fiber Composites*. 2nd ed. New York, John Wiley & Sons, 1990.

- [24] KIES, J. A. *Maximum Strains in the Resin of Fiberglass Composites*. Relatório Técnico NRL-5752, U. S. Naval Research Lab, Washington DC, 1962.
- [25] JENKIN, C. F. *Report on Materials of Construction Used in Aircraft and Aircraft Engines*. Relatório técnico, Aircraft Production Department of the Ministry of Munitions, Aeronautical Research Council, London: Great Britain, 1920.
- [26] KELLY, A. *Strong Solids*. Oxford, Clarendon, 1966.
- [27] HILL, R. “A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals”. In: Society, T. R. (Ed.), *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, v. 193, pp. 281–297, 1948.
- [28] AZZI, V. D., TSAI, S. W. “Anisotropic Strength of Composites”, *Experimental Mechanics*, v. 5, n. 9, pp. 283–288, 1965.
- [29] HASHIN, Z., ROTEM, A. “A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials”, *Journal of Composite Materials*, v. 7, n. 4, pp. 448–464, 1973.
- [30] SUN, C. T., QUINN, B. J., OPLINGER, D. W. *Comparative Evaluation of Failure Analysis Methods for Composite Laminates*. Relatório técnico, Federal Aviation Administration, 1996. Disponível em: <<http://www.tc.faa.gov/its/worldpac/techrpt/ar95-109.pdf>>.
- [31] PUCK, A., SCHÜRMAN, H. “Failure Analysis of FRP Laminates by means of Physically Based Phenomenological Models”, *Composites Science and Technology*, v. 58, n. 7, pp. 1045–1067, 1998.
- [32] DÁVILA, C. G., CAMANHO, P. P., ROSE, C. A. “Failure Criteria for FRP Laminates”, *Journal of Composite materials*, v. 39, n. 4, pp. 323–345, 2005. doi: 10.1177/0021998305046452.
- [33] DÁVILA, C. G., CAMANHO, P. P., ROSE, C. A. “Failure criteria for FRP laminates”, *Journal of Composite materials*, v. 39, n. 4, pp. 323–345, 2005. doi: 10.1177/0021998305046452.
- [34] CAMANHO, P. P., DÁVILA, C. G., PINHO, S. T., et al. “Prediction of in situ strength and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 37, pp. 165–176, 2006.
- [35] DANIEL, I. M. “Failure of composite materials under multi-axial static and dynamic loading”, *Procedia Engineering*, v. 88, pp. 10–17, 2014.

- [36] DANIEL, I. M., LUO, J., SCHUBEL, P. M., et al. “Interfiber/interlaminar failure of composites under multi-axial states of stress”, *Composites Science and Technology*, v. 69, n. 6, pp. 764–771, 2009.
- [37] CHU, W., WU, L., KARBHARI, V. M. “Durability Evaluation of Moderate Temperature Cured E-glass/Vinylester Systems.” *Composite Structures*, v. 66, n. 1, pp. 367–376, 2004.
- [38] CUNHA, J. A. P., COSTA, M. L., REZENDE, M. C. “Influência de Diferentes Condições Higrotérmicas na Resistência a Tração de Compósitos de Fibra de”, *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, v. 16, n. 3, pp. 193–201, 2006.
- [39] ZHANG, J., ROWLAND, J. “Damage Modeling of Carbon-Fiber Reinforced Polymer Composite Pin-Joints at Extreme Temperatures”, *Composite Structures*, v. 94, n. 8, pp. 2314–2325, 2012.
- [40] YU, B., KODUR, V. “Effect of Temperature on Strength and Stiffness Properties of Near-Surface Mounted FRP Reinforcement”, *Composites Part B: Engineering*, v. 58, pp. 510–517, 2014.
- [41] HARRIS, C. E., GATES, T. S. *High Temperature and Environmental Effects on Polymeric Composites, Volume 1*. Philadelphia, ASTM International, 1993.
- [42] GIBSON, A. G., TORRES, M. O., BROWNE, T. N., et al. “High Temperature and Fire Behaviour of Continuous Glass Fibre/Polypropylene Laminates.” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 41, n. 9, pp. 1219–1231, 2010.
- [43] ZHOU, J., LUCAS, J. P. “Hygrothermal Effects of Epoxy Resin. Part II: Variations of Glass Transition Temperature.” *Polymer*, v. 40, n. 20, pp. 5513–5522, 1999.
- [44] BAI, Y., KELLER, T., VALLÉE, T. “Modeling of Stiffness of FRP Composites under Elevated and High Temperatures”, *Composites Science and Technology*, v. 68, n. 15, pp. 3099–3106, 2008.
- [45] ALSAYED, S., AL-SALLOUM, Y., ALMUSALLAM, T., et al. “Performance of Glass Fiber Reinforced Polymer Bars under Elevated Temperatures”, *Composites Part B: Engineering*, v. 43, n. 5, pp. 2265–2271, 2012.
- [46] *ISO 11359-2: Plastics - Thermomechanical Analysis. (TMA) - Part 2: Determination of Coefficient of Linear. Thermal Expansion and Glass Transition Temperature*, 1999.

- [47] MAIER, G., OTT, H., KREIL, H., et al. “Testing of Wet Fibre-Reinforced Plastics at Elevated Temperatures”, *Composites*, v. 20, n. 5, pp. 467–470, 1989.
- [48] COLLINGS, T. A., HARVEY, R. J., DALZIEL, A. W. “The Use of Elevated Temperature in the Structural Testing of FRP Components for Simulating the Effects of Hot and Wet Environmental Exposure”, *Composites*, v. 24, n. 8, pp. 625–634, 1993.
- [49] PADMANABHAN, K. “Time-Temperature Failure Analysis of Epoxies and Unidirectional Glass/Epoxy Composites in Compression”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 27, n. 8, pp. 585–596, 1996.
- [50] PÉREZ-PACHECO, E., CAUICH-CUPUL, J. I., VALADEZ-GONZÁLEZ, A. “Effect of Moisture Absorption on the Mechanical Behavior of Carbon Fiber/Epoxy Matrix Composites”, *Journal of materials science*, v. 48, n. 5, pp. 1873–1882, 2013.
- [51] OLIVEIRA, B. F., CREUS, G. J. “An Analytical-Numerical Framework for the Study of Ageing in Fibre Reinforced Polymer Composites”, *Composite Structures*, v. 65, n. 3, pp. 443–457, 2004.
- [52] SCIDA, D., ASSARAR, M. “Influence of Hygrothermal Ageing on the Damage Mechanisms of Flax-Fibre Reinforced Epoxy Composite”, *Composites Part B: Engineering*, v. 48, pp. 51–58, 2013.
- [53] INTERNATIONAL, R. *Advanced Composites Design Guide*. 3rd ed. Los Angeles Aircraft Division, Defense Technical Information Center, Defense Logistics Agency, 1973.
- [54] BROWNING, C. E., HUSMAN, G. E., WHITNEY, J. M. “Composite Materials, Testing and Design”. In: *Composite Materials: Testing and Design (Fourth Conference)*. ASTM International, 1977.
- [55] DUTTA, P. K., HUI, D. “Creep Rupture of a GFRP Composite at Elevated Temperatures”, *Computers and Structures*, v. 76, n. 1, pp. 153–161, 2000.
- [56] GU, P., ASARO, R. J. “Structural Buckling of Polymer Matrix Composites due to Reduced Stiffness from Fire Damage”, *Composite Structures*, v. 69, n. 1, pp. 65–75, 2005.

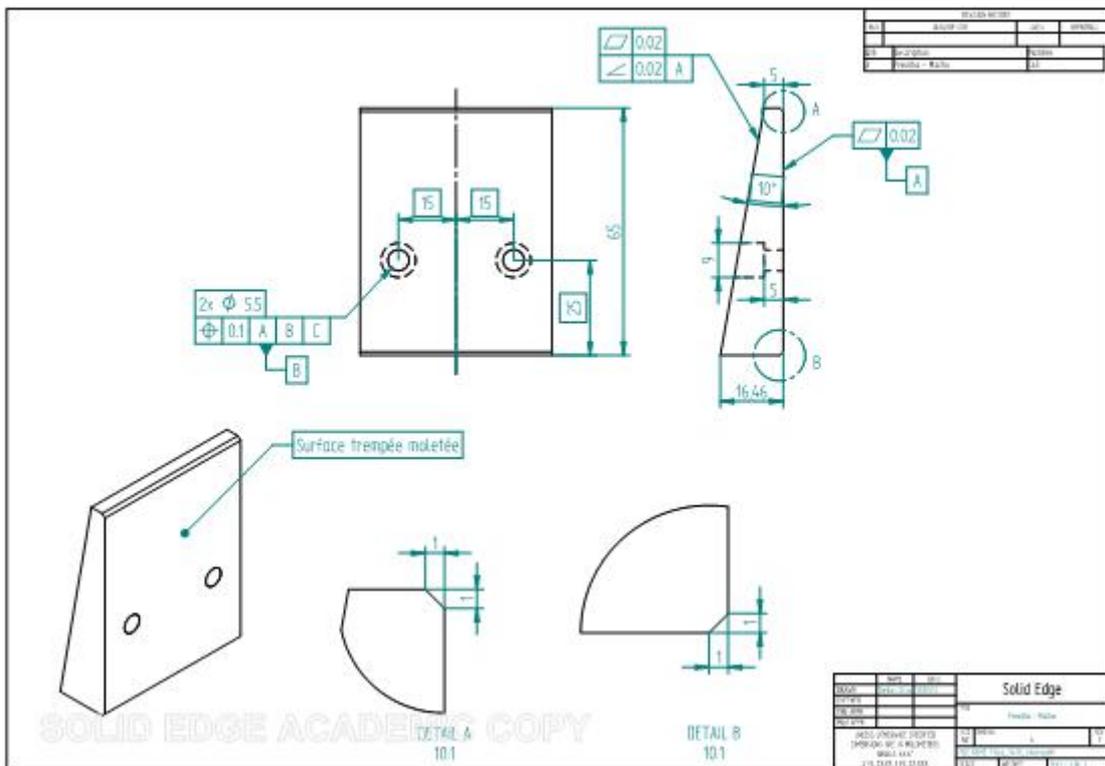
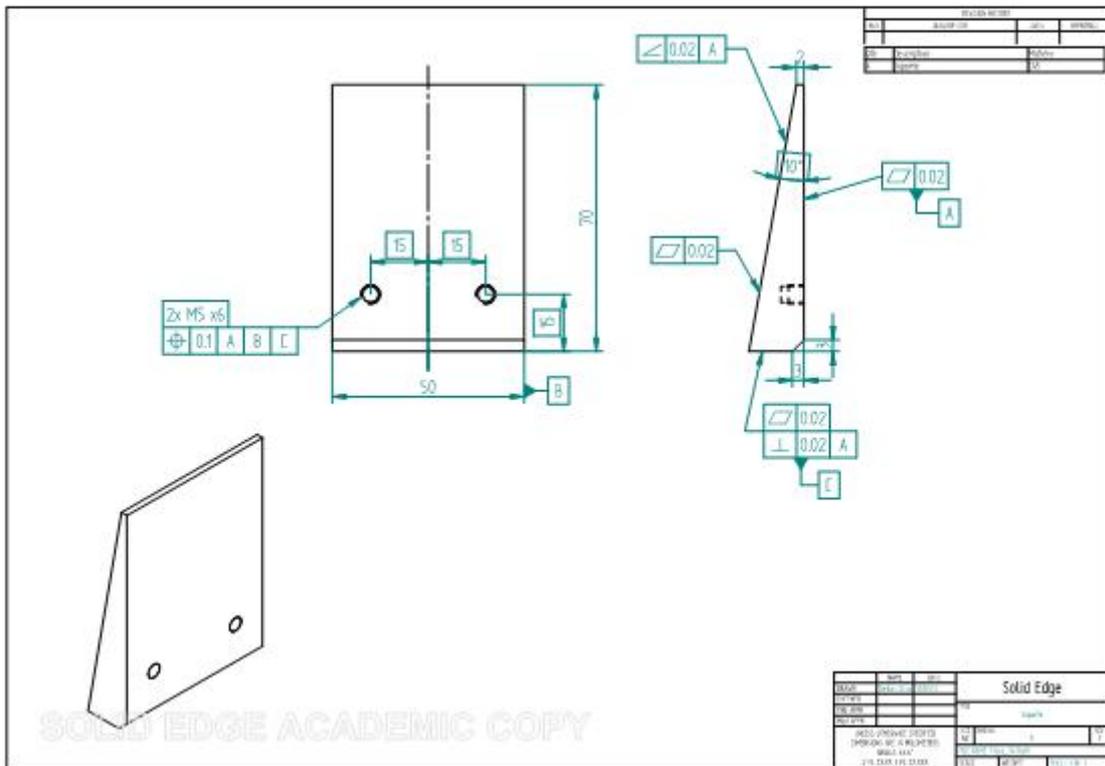
- [57] SODEN, P. D., HINTON, M. J., KADDOUR, A. S. “A Comparison of the Predictive Capabilities of Current Failure Theories for Composite Laminates”, *Composites Science and Technology*, v. 58, n. 7, pp. 1225–1254, 1998.
- [58] KADDOUR, A. S., HINTON, M. J., SODEN, P. D. “Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites: the World-Wide Failure Exercise”. cap. A Comparative Study of Failure Theories and Predictions for Fibre Polymer Composite Laminates: Part (A), pp. 644–701, Elsevier, 2004.
- [59] PINHO, S. T., GUTKIN, R., PIMENTA, S., et al. “Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites: Criteria, Testing and Industrial Applications”. cap. Fibre-Dominated Compressive Failure in Polymer Matrix Composites, pp. 183–223, Woodhead Publishing, 2012.
- [60] MORAIS, A. B. D., MOURA, M. F. D., CALVES, J. P. G., et al. “Analysis of Crack Propagation in Double Cantilever Beam Tests of Multidirectional Laminates”, *Mechanics of Materials*, v. 35, n. 7, pp. 641–652, 2003.
- [61] MAIMÍ, P., CAMANHO, P. P., MAYUGO, J. A., et al. *A Thermodynamically Consistent Damage Model for Advanced Composites*. Relatório Técnico NASA/TM-2006-214282, L-19239, National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2006.
- [62] CAMANHO, P. P., DÁVILA, C. G., PINHO, S. T., et al. “Prediction of in situ Strength and Matrix Cracking in Composites under Transverse Tension and in-plane Shear”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 37, n. 2, pp. 165–176, 2006.
- [63] HINTON, M., SODEN, P., KADDOUR, A. *Failure Criteria in Fibre-Reinforced-Polymer Composites: the World-Wide Failure Exercise*. Oxford, Elsevier, 2004.
- [64] KADDOUR, A. S., HINTON, M. J. “Failure Mechanisms in Polymer Matrix Composites: Criteria, Testing and Industrial Applications”. cap. Progress in failure criteria for polymer matrix composites: A view from the first World-Wide Failure Exercise (WWFE), pp. 3–25, Woodhead Publishing, 2012.
- [65] SCHREIER, H., ORTEU, J. J., SUTTON, M. A. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. US, Springer, 2009.
- [66] COFARU, C., PHILIPS, W., PAEPEGEM, W. V. “Pixel-Level Robust Digital Image Correlation”, *Optics Express*, v. 21, n. 24, pp. 29979–29999, 2013.

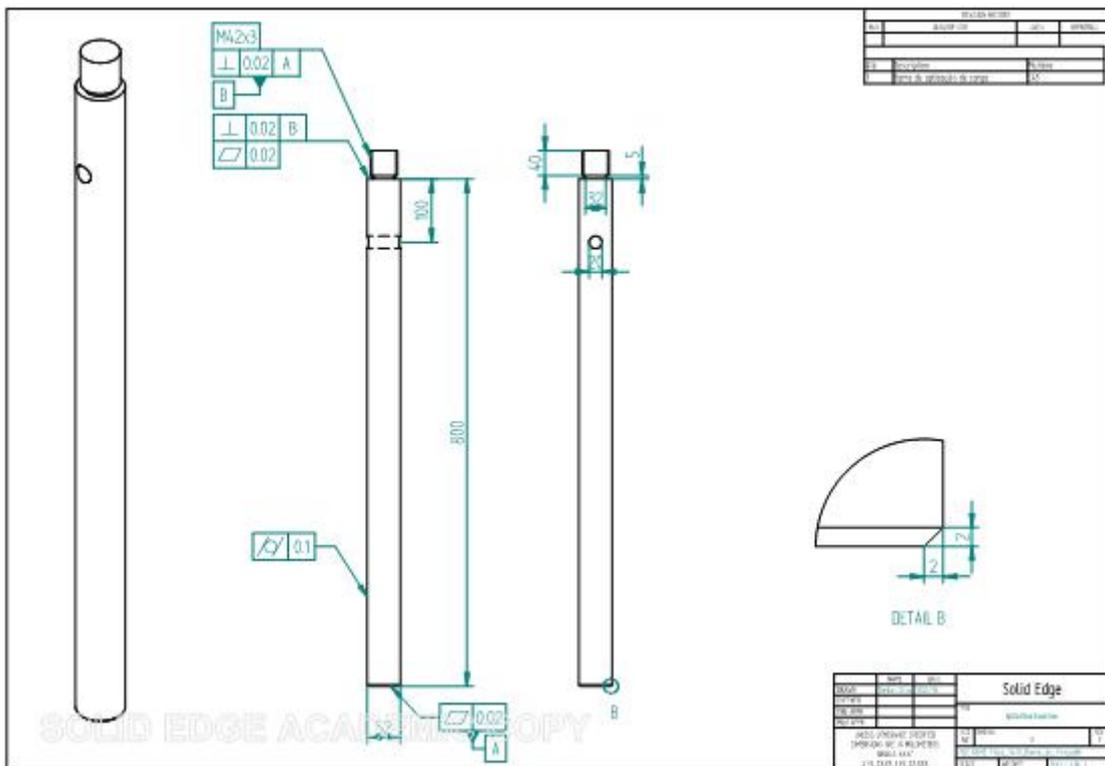
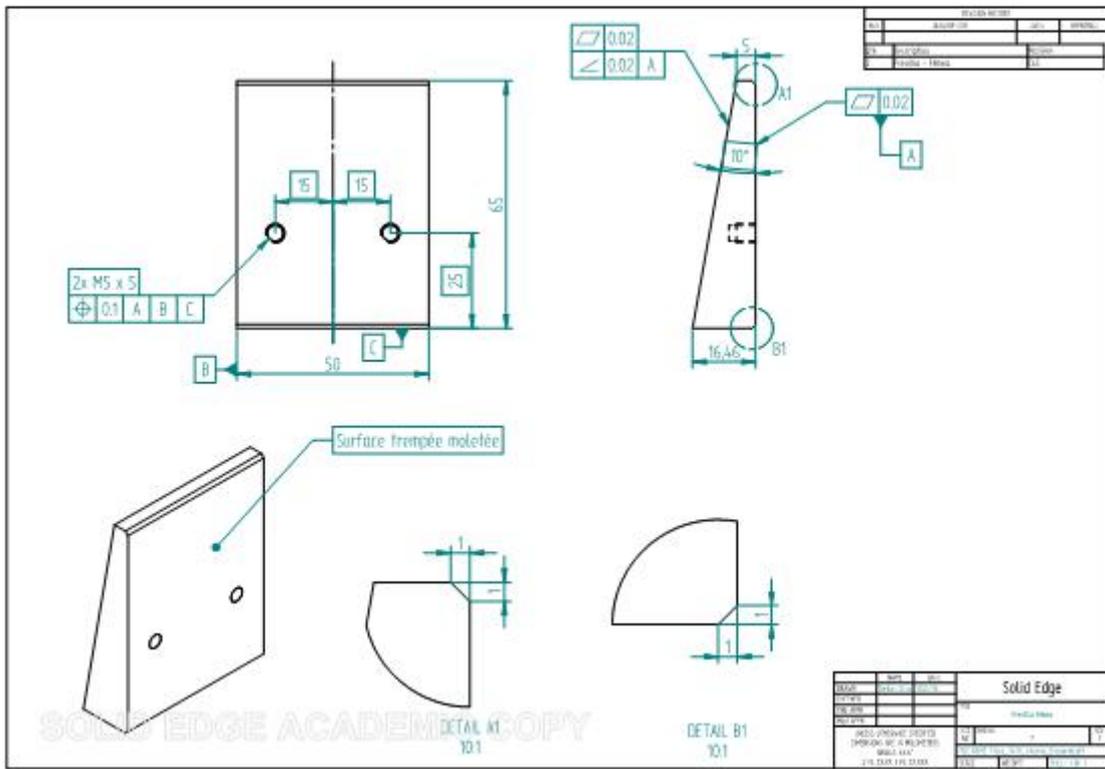
- [67] TRETIAKOVA, T. V., VILDEMAN, V. E. “Relay-Race Deformation Mechanism during Uniaxial Tension of Cylindrical Samples of Carbon Steel using Digital Image Correlation Technique”, *Frattura ed Integritáá Strutturale*, v. 24, pp. 1–6, 2013.
- [68] BRUSH, D. O., ALMROTH, B. O. *Buckling of bars, plates, and shells*. New York : McGraw-Hill, 1975. ISBN: 0-07-008593-5.
- [69] SIMITSES, G. J., HODGES, D. H. *Fundamentals of structural stability*. Butterworth-Heinemann, 2006.
- [70] MATWEB, L. “MS Windows NT Kernel Description”. 1996.
- [71] “ASTM D3039/D3039M: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials”. 2000.
- [72] “ASTM D3410/D3410M: Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by Shear Loading”. 2003.
- [73] “ASTM D695: Standard Test Method for Compressive Properties of Rigid Plastics”. 2010.
- [74] “ASTM D6641/D6641M: Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials Using a Combined Loading Compression (CLC) Test Fixture”. 2009.
- [75] “ASTM D5379/D5379M: Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method”. 2005.
- [76] FARO, A. A. S. *Development of composite pipes produced by filament winding to be applied as rigid risers (in portuguese)*. Tese de Mestrado, COPPE/UFRJ, 2008.
- [77] CAMUSSI, A. B. S. *Development of composite material for manufacturing rigid risers through filament winding (in portuguese)*. Tese de Doutorado, COPPE/UFRJ, 2007.
- [78] MARTINS, L., BASTIAN, F., NETTO, T. “The effect os stress ratio on the fracture morphology of filament wound composite tubes”, *Materials and Design*, v. 49, pp. 471–484, 2013.
- [79] MARTINS, L., BASTIAN, F., NETTO, T. “Reviewing some design issues for filament wound composite tubes”, *Materials and Design*, v. 55, pp. 242–249, 2014.

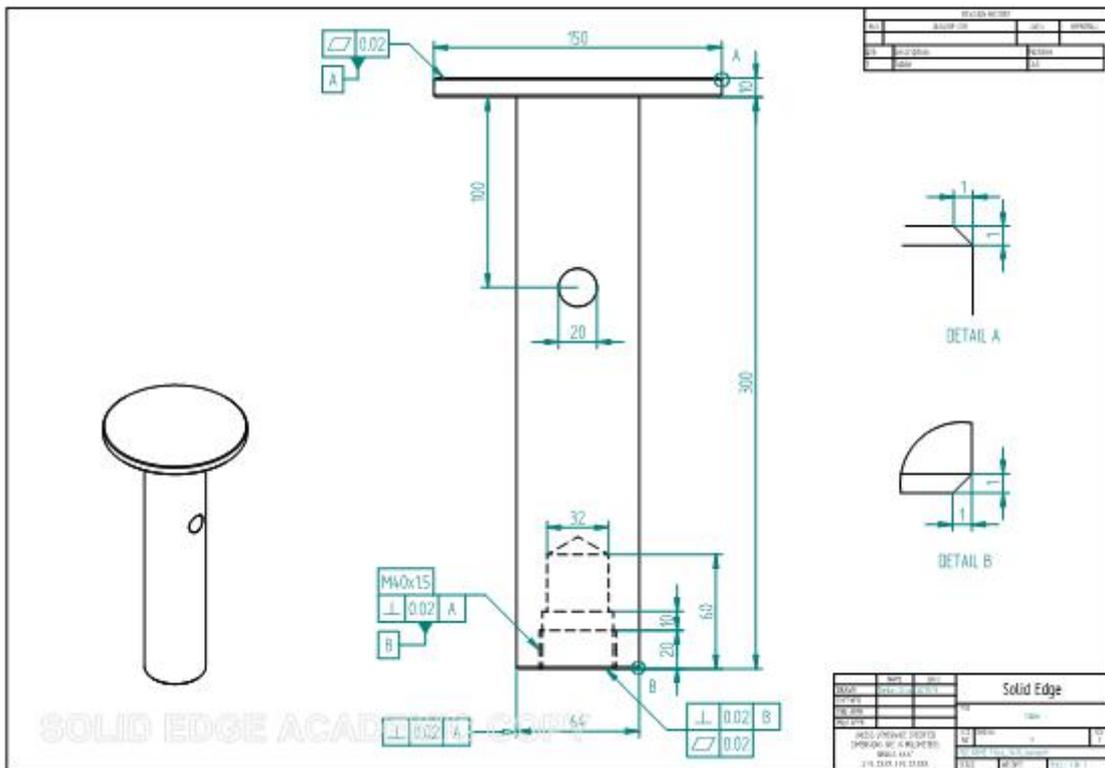
- [80] LINDE, P., J. PLEITNER, H. D. B., CARMONE, C. “Modelling and simulation of fiber metal laminates”. In: *ABAQUS Users’ Conference (2004)*, 2004.

Apêndice A

Projeto de aparato de compressão (ASTM-3410)

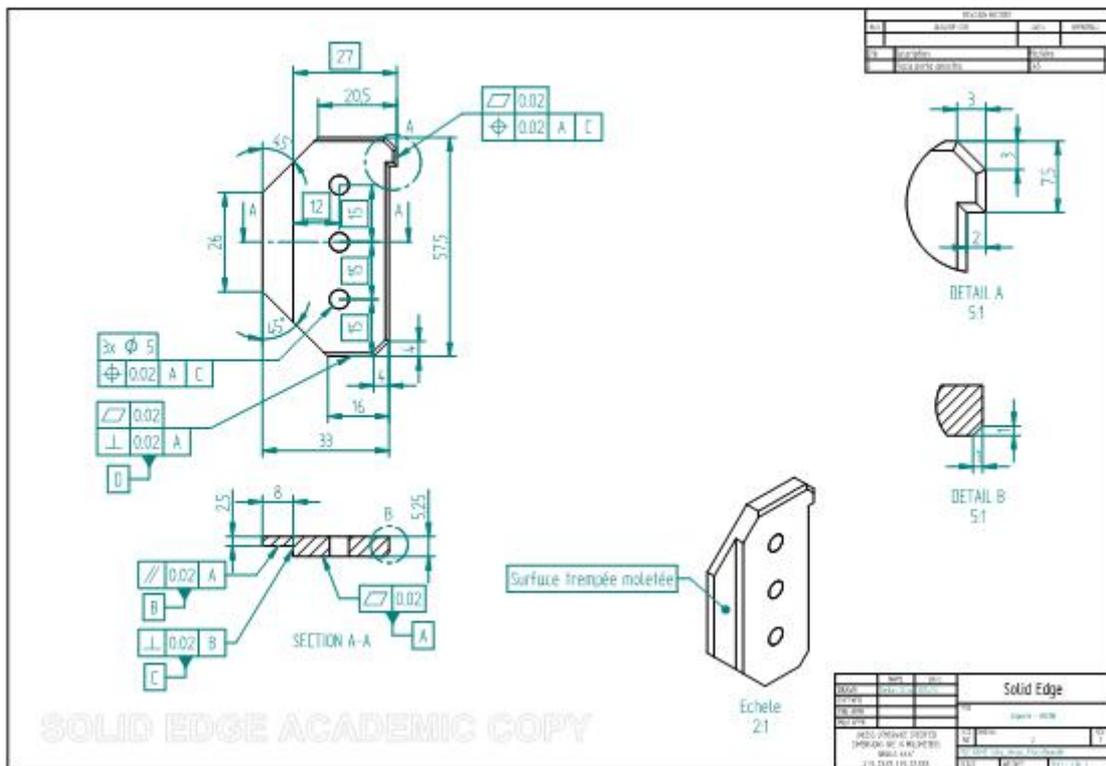
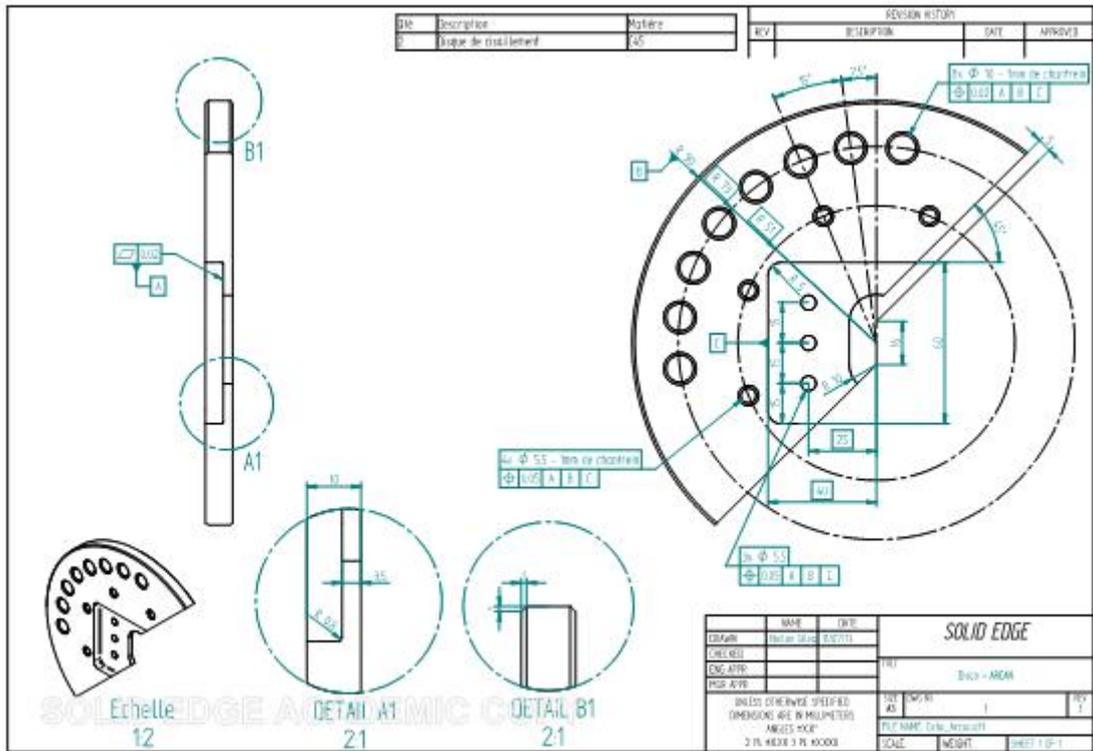


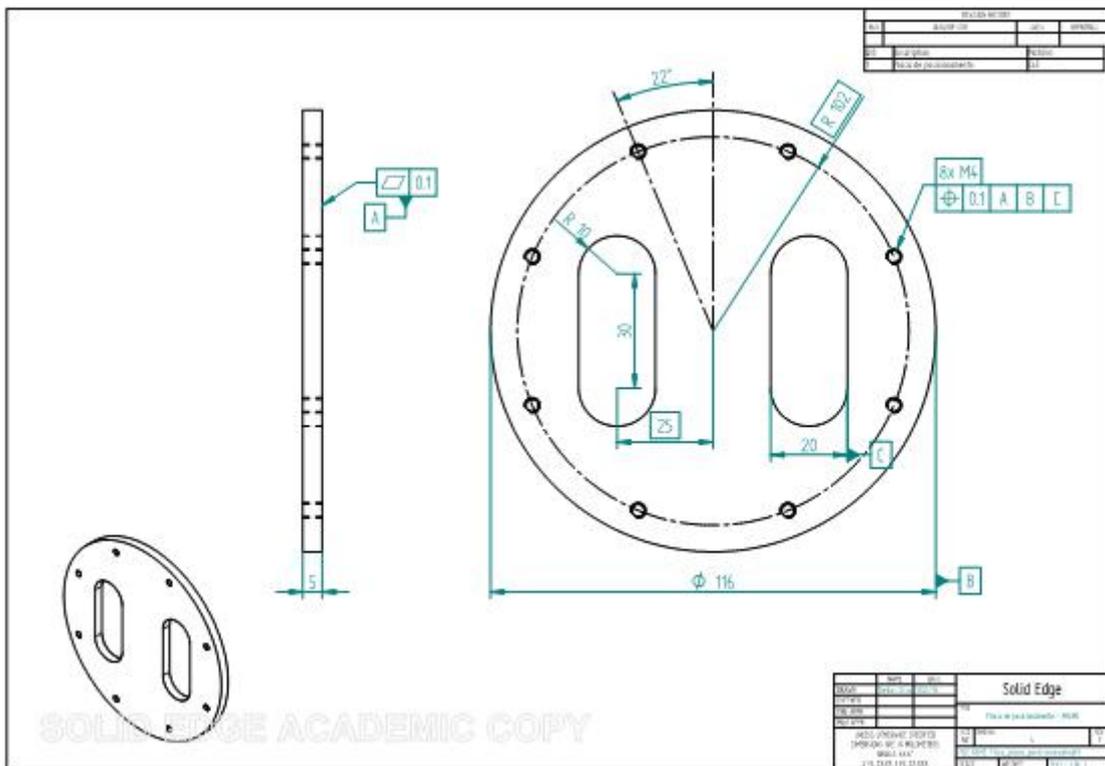
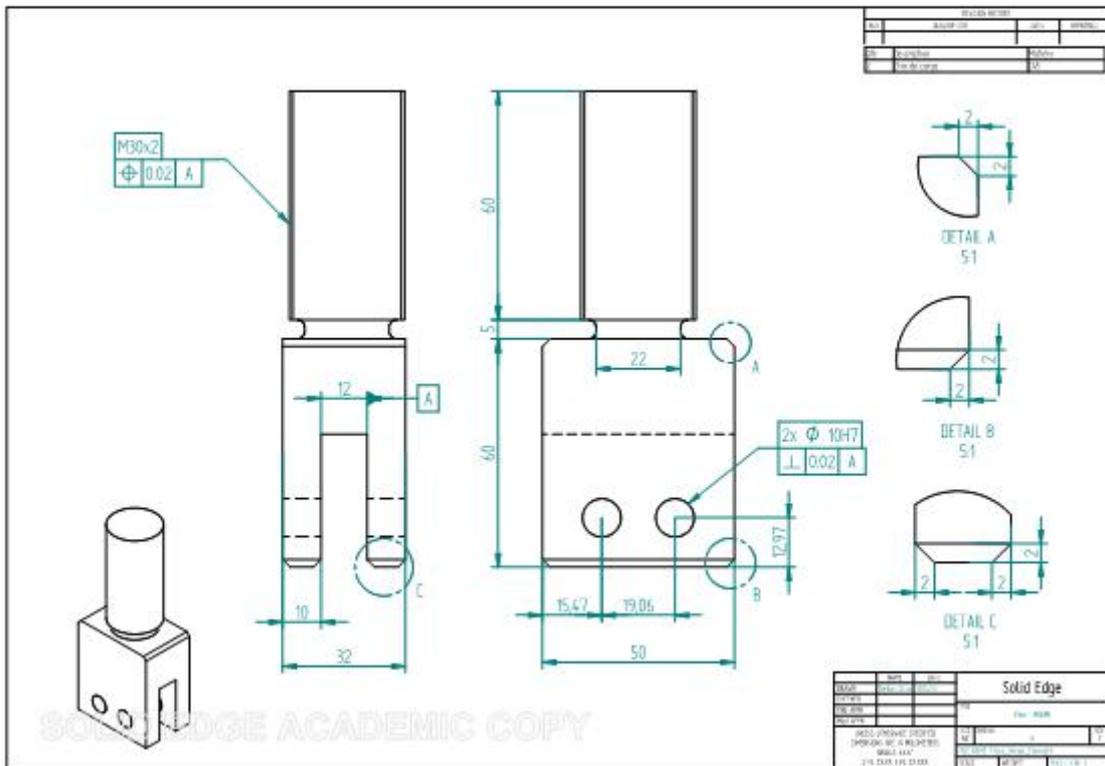


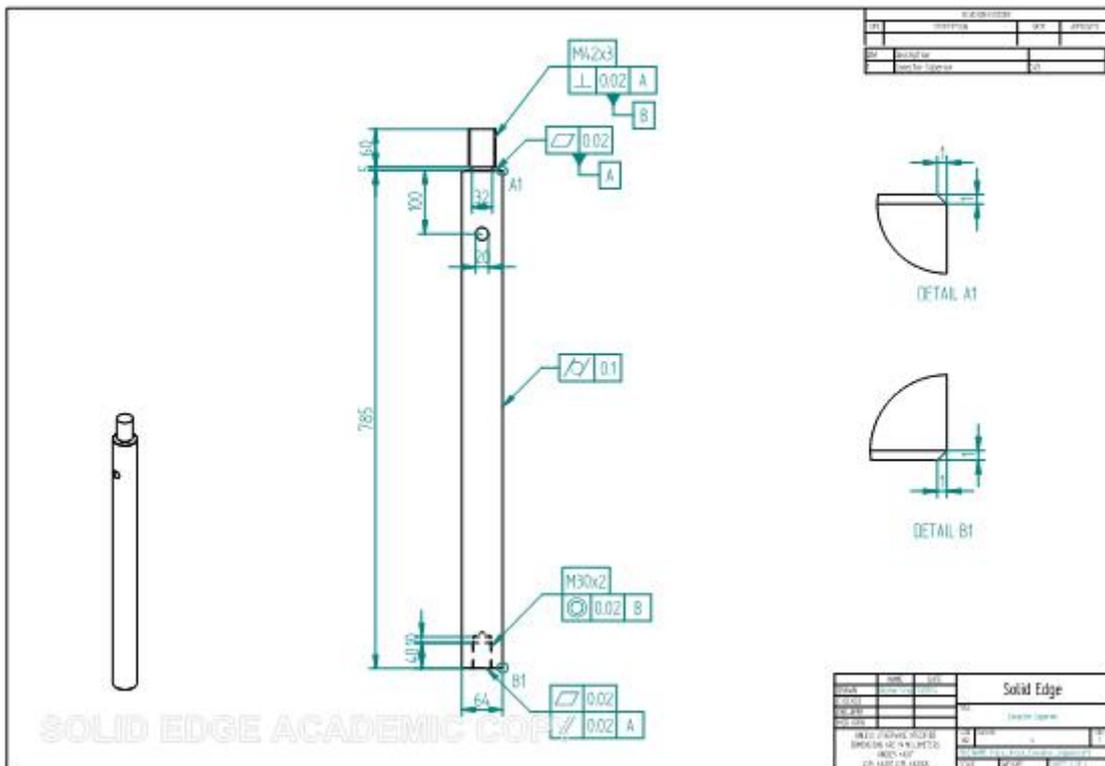
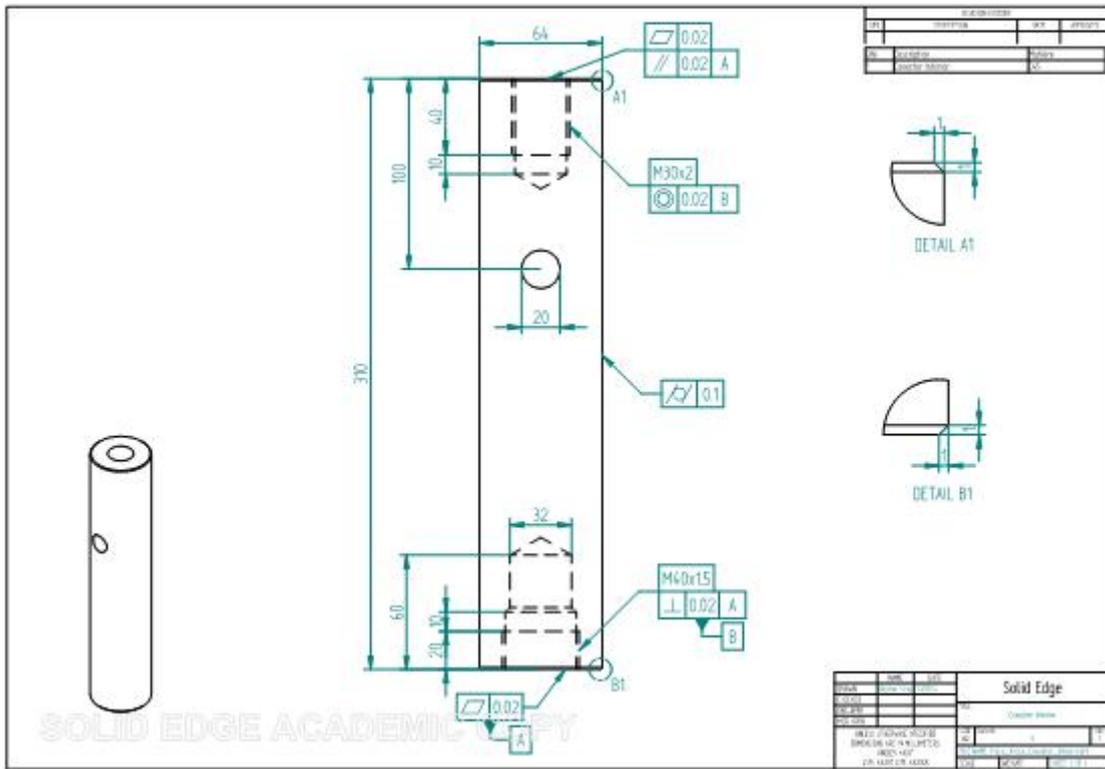


Apêndice B

Projeto de aparato de cisalhamento (ARCAN)







Apêndice C

Procedimento para contagem de fibras

C.1 Preparação das amostras

Foram extraídas pequenas amostras das placas compósitas para tratamento das superfícies paralela e perpendicular às fibras. Estas superfícies foram lixadas até a lixa 4000, e em seguida polidas em pasta de diamante 1 micron. Ao final, as amostras foram imersas em álcool e levadas ao ultra-som durante 5 minutos.

C.2 Micrografia

As amostras foram levadas a um microscópio óptico em uma ampliação de 350 vezes. Este valor de amplificação possibilitou uma boa relação entre nitidez do contorno de fibra e tamanho da região observada. Para uma melhor qualidade das figuras, as fotos foram tiradas usando filtros e varredura multifocal.

C.3 Análise quantitativa

O software ImageJ foi utilizado para a determinação da percentagem de fibras. As fases do processo foram:

- **Importação de figura**

Comando: File > Open

- **Histograma**

Verificou-se o histograma de tons de cinza da micrografia.

Comando: Analyze > Histogram

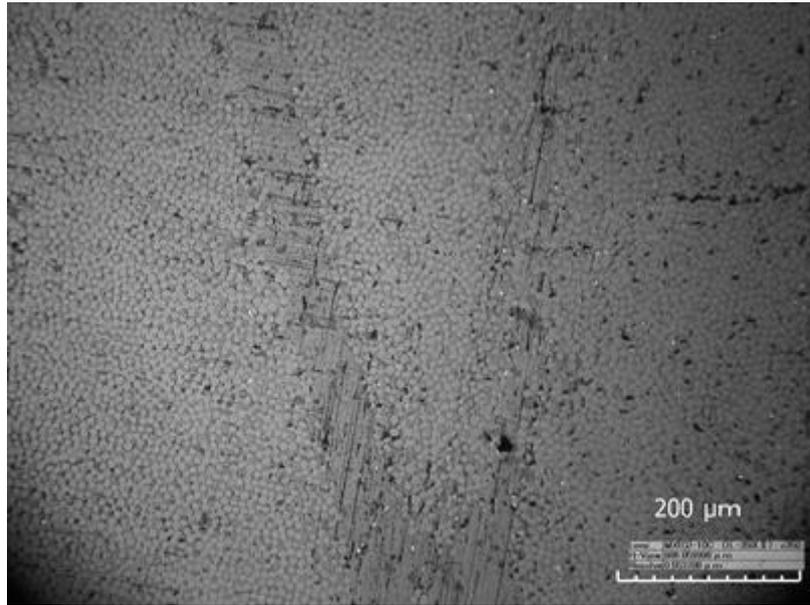


Figura C.1: Amostra do compósito M34N no plano 00 (plano perpendicular às fibras).

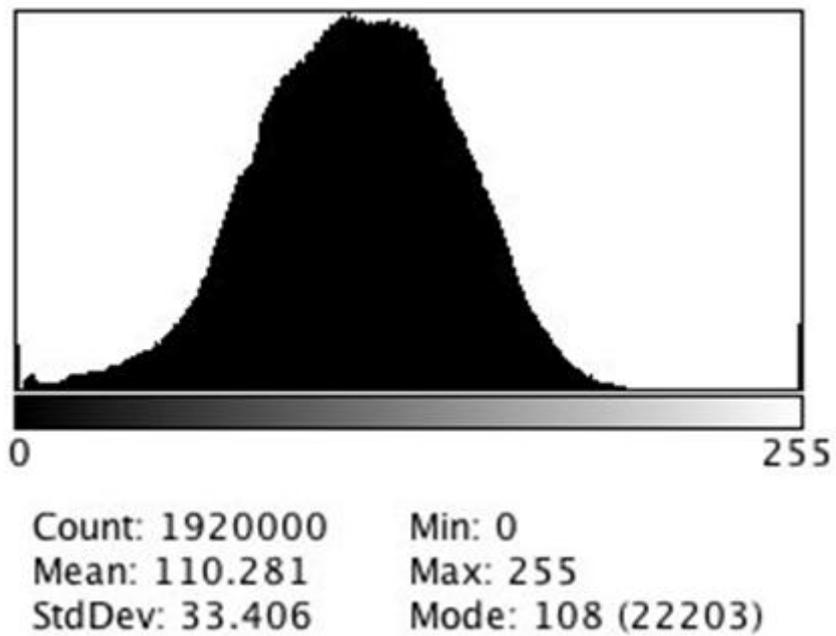


Figura C.2: Histograma.

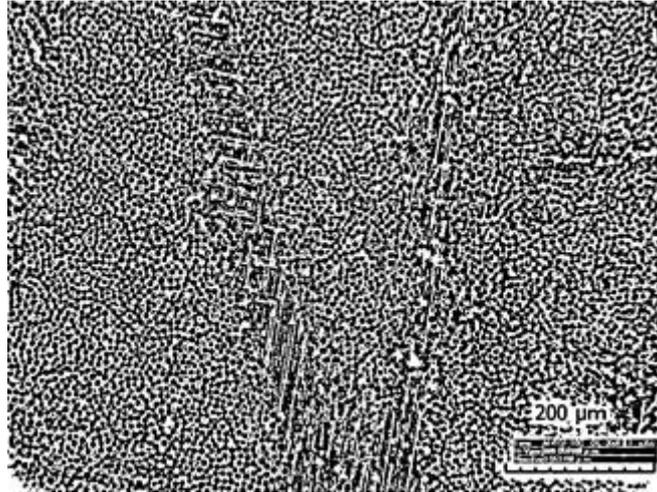


Figura C.3: Amostra do M34N no plano 00.

- **Calibração do tamanho real de pixels**

Desenhou-se uma linha sobre a escala e então relacionou-se o número de pixels com o tamanho real da escala.

Comando: Analise > Set Scale

- **Aplicação de filtro**

Para compensar efeitos de reflexões e brilho irregular ao longo da imagem. Comando: Process > FFT > Bandpass Filter

- **Inversão da escala de cor**

Para facilitar o reconhecimento das fibras, certificar-se de que a fibra possui cor preta e a matriz branca. Caso contrário, inverta a escala de cor.

Comando: Edit > Invert

- **Definição do limite da escala de cor para Fibra/Matriz**

Este é passo mais importante, por diferenciar a fibra da matriz a partir da escala de cor. A alteração deste valor limiar, influenciam diretamente no resultado final da percentagem de fibras encontradas.

Comando: Image > Adjust Threshrold

Obs.: É importante selecionar o modo de BW, para dividir a imagem em regiões escuras (fibras) e claras (matriz).

- **Transformação em imagem binária**



Figura C.4: Seleção de duas regiões de interesse.

Nesta etapa, a escala de cor será reduzida a dois valores (0 a 255). Este procedimento facilita a quantificação das regiões e permite efetuar as configurações apresentadas nas etapas a seguir.

Comando: Process > Binary > Make Binary

- **Criar limites definidos entre fibras adjacentes**

Corrige casos onde o contorno de fibras adjacentes formam uma região contínua e causam portanto uma leitura errada do percentual de fibras.

Comando: Process > Binary > Watershed

- **Preencher eventuais lacunas no interior de fibras**

Em alguns casos surgem vazios no interior de fibras que não condizem com a realidade. Estes defeitos podem ser resultados de algum tratamento anterior ou de impurezas remanescentes do processo de polimento. Esta etapa corrige estes efeitos.

Comando: Process > Binary > Fill Holes

- **Seleção das regiões a serem analisadas**

Para eliminar a região da escala priorizar a análise de uma certa zona de interesse, podemos selecionar esta região e duplicá-la em uma nova imagem.

Comando: Image > Duplicate

- **Realização da análise quantitativa**

Realizamos análise de porcentagem de duas maneiras:

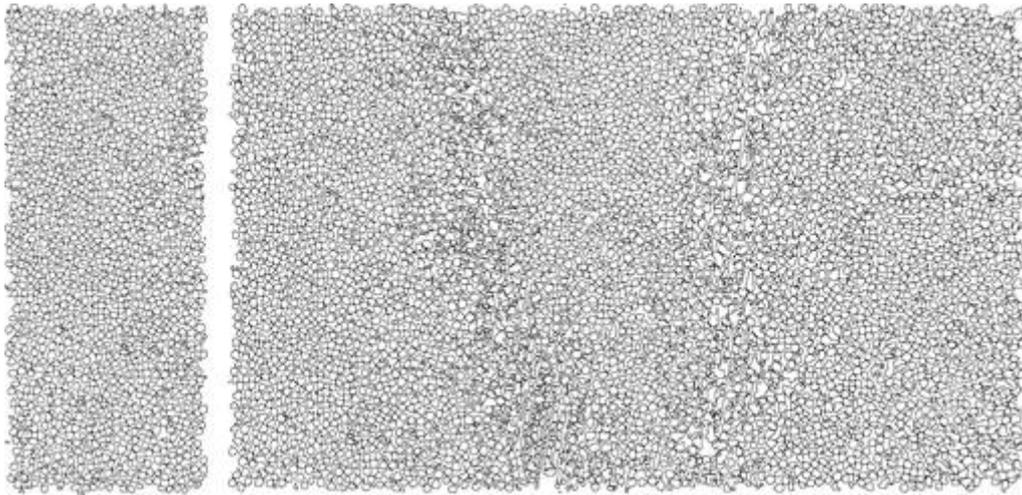


Figura C.5: Partículas detectadas.

1. Quantificação direta por contagem de pixel

Comando: Analyze/Measure

Esta opção apresenta o nível de cinza médio. Como o arquivo é binário, é possível quantificar a quantidade de pixels pretos (cinza nível 0) e branco (nível de cinza 255) graças a uma regra de três simples. Resultado: 53,5% de fibras

2. Identificação e contagem de partículas

Comando: Analyze > Analyse Particles

Esta opção identifica e quantifica as partículas, gerando uma base estatística para a superfície, o número e a distribuição de tamanho. Resultado: 51,86% de fibras

C.4 Percentual de fibras encontrado

De acordo com a folha de dados do fabricante, os preregs M34N 32% de resina em massa, o que corresponde a cerca de 51,6% de fibras em volume no compósito final.

Desta forma, a quantificação das fibras pela técnica de contagem de partículas apresentou um valor bem próximo ao esperado e a micrografia com 350 vezes de amplificação foi suficiente para uma boa quantificação destes materiais.

TAUX DE RESINE % vs TAUX VOLUMIQUE DE FIBRE %

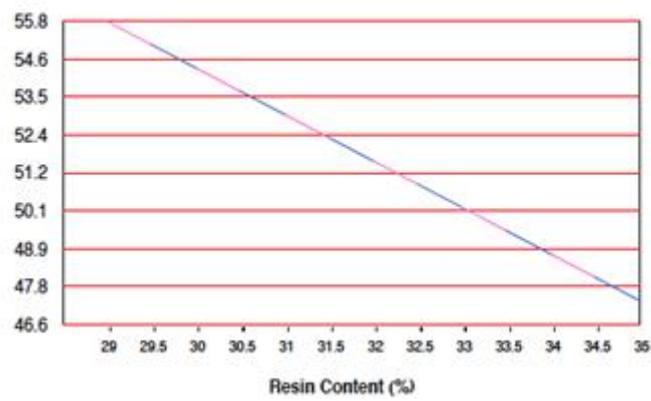


Figura C.6: Percentual de fibras esperado pela folha de dados.

Apêndice D

Dimensionamento dos tubos

D.1 Medidas de espessura

Tabela D.1: Medidas de espessura (mm) do Pipe-1A

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	8.70	8.88	8.97	8.81	8.63	8.95	9.47	9.40	8.94	8.63	8.78	8.77
	B2	8.73	8.89	9.24	9.20	9.62	9.29	9.50	9.34	9.40	9.50	9.61	9.10

Tabela D.2: Medidas de espessura (mm) do Pipe-1B

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	9.77	9.64	9.46	9.01	8.78	8.36	8.34	8.78	8.84	9.13	9.20	9.41
	B2	9.78	9.40	9.34	9.05	8.80	9.36	8.53	8.74	8.75	9.01	9.32	9.21

Tabela D.3: Medidas de espessura (mm) do Pipe-1C

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	9.94	9.91	10.19	10.10	10.03	9.74	9.42	9.42	9.14	9.50	9.50	9.62
	B2	10.12	10.07	9.47	9.82	9.83	9.68	9.62	9.27	9.30	9.38	9.41	9.71

Tabela D.4: Medidas de espessura (mm) do Pipe-2A

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	9.20	8.92	9.12	9.20	9.50	9.35	9.70	9.25	9.63	9.73	9.28	8.98
	B2	8.65	8.67	8.83	8.88	8.88	8.03	8.20	8.72	8.99	9.00	9.10	8.55

Tabela D.5: Medidas de espessura (mm) do Pipe-2B

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	10.40	10.61	10.18	9.99	9.97	9.62	9.33	9.42	9.53	9.61	9.95	10.45
	B2	9.92	10.02	9.93	9.85	9.26	9.24	8.99	9.18	9.00	10.03	9.95	10.10

Tabela D.6: Medidas de espessura (mm) do Pipe-2C

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	8.63	8.87	8.74	8.84	8.69	8.82	8.91	9.37	9.25	8.80	8.94	9.32
	B2	7.71	8.00	8.19	8.20	8.36	8.22	7.78	8.08	8.71	8.97	8.68	8.18

Tabela D.7: Medidas de espessura (mm) do Pipe-3A

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	8.13	8.66	8.59	8.84	8.24	8.48	8.97	8.63	8.25	8.30	8.20	8.30
	B2	8.84	9.23	9.37	10.00	9.46	8.92	8.91	8.56	8.63	8.64	9.25	8.70

Tabela D.8: Medidas de espessura (mm) do Pipe-3B

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	9.77	9.19	9.00	9.06	8.77	8.74	8.84	9.05	9.29	9.38	9.37	9.69
	B2	9.90	9.54	9.31	8.88	9.06	9.04	9.28	8.98	9.03	8.89	10.08	9.75

Tabela D.9: Medidas de espessura (mm) do Pipe-3C

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	8.95	8.93	9.43	9.29	9.32	9.88	9.42	9.18	8.86	8.92	8.72	8.77
	B2	8.82	8.99	9.20	9.26	9.85	9.52	9.33	9.11	9.11	8.35	8.92	8.78

Tabela D.10: Medidas de espessura (mm) do Pipe-4A

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	6.40	6.66	6.56	6.78	7.00	6.73	6.85	6.83	6.61	6.73	6.50	6.51
	B2	6.52	6.45	6.38	6.43	6.68	6.92	6.69	6.75	6.72	6.42	6.28	6.38

Tabela D.11: Medidas de espessura (mm) do Pipe-4B

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	6.61	6.56	6.82	6.97	6.86	6.98	6.96	7.29	7.10	6.69	6.76	6.98
	B2	6.37	6.55	6.62	6.38	6.54	6.58	6.58	6.58	6.72	6.45	6.55	6.45

Tabela D.12: Medidas de espessura (mm) do Pipe-4C

Posição		0°	30°	60°	90°	120°	150°	180°	210°	240°	270°	300°	330°
Borda	B1	6.72	6.49	6.42	6.34	6.41	6.47	6.56	6.50	6.30	6.28	6.45	6.73
	B2	7.10	6.78	6.86	6.72	7.00	6.97	6.71	6.77	6.82	6.63	6.61	6.62

D.2 Medidas de diâmetro externo e ovalização

Tabela D.13: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1A

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	120.35	119.90	119.50	118.80	119.65
30°-210°	118.90	117.55	117.70	117.50	118.80
60°-240°	117.20	116.30	116.65	116.85	117.50
90°-270°	116.60	115.30	116.40	116.10	116.80
120°-300°	117.00	115.80	116.55	116.45	116.70
150°-330°	117.85	117.70	117.20	118.05	117.70
Ovalização	1.58%	1.96%	1.31%	1.15%	1.21%

Tabela D.14: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1B

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	118.75	118.80	118.80	118.80	118.70
30°-210°	117.45	117.40	116.50	116.85	117.40
60°-240°	116.30	116.00	115.70	115.10	116.50
90°-270°	116.00	116.00	115.40	115.10	116.00
120°-300°	116.90	116.80	116.40	116.35	117.05
150°-330°	118.30	118.10	117.80	118.10	118.30
Ovalização	1.17%	1.19%	1.45%	1.58%	1.15%

Tabela D.15: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-1C

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	120.70	120.50	120.10	121.25	121.60
30°-210°	119.80	119.90	120.35	120.70	121.10
60°-240°	119.75	119.65	119.85	119.50	120.75
90°-270°	120.00	119.80	119.75	119.30	120.25
120°-300°	120.10	120.00	119.70	119.80	120.30
150°-330°	120.80	120.45	120.70	120.60	121.10
Ovalização	0.44%	0.33%	0.35%	0.81%	0.56%

Tabela D.16: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2A

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	121.10	121.20	120.20	120.40	121.00
30°-210°	120.70	120.50	119.90	119.80	120.80
60°-240°	120.60	119.70	119.60	119.70	120.10
90°-270°	119.90	119.60	119.50	119.90	119.60
120°-300°	120.20	119.30	119.90	120.00	120.10
150°-330°	120.70	119.60	119.90	120.00	120.50
Ovalização	0.50%	0.66%	0.29%	0.21%	0.58%

Tabela D.17: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2B

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	122.60	122.30	122.10	122.00	122.55
30°-210°	121.60	121.85	122.00	121.80	121.60
60°-240°	121.15	120.90	121.80	121.60	121.20
90°-270°	121.10	121.00	121.25	121.10	121.10
120°-300°	121.70	121.30	120.95	120.90	121.50
150°-330°	122.45	122.00	121.50	121.30	121.80
Ovalização	0.62%	0.53%	0.43%	0.37%	0.60%

Tabela D.18: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-2C

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	120.85	120.85	121.00	120.55	120.10
30°-210°	120.25	119.25	119.50	118.55	119.90
60°-240°	119.40	118.80	118.70	118.30	119.00
90°-270°	119.15	118.55	118.55	118.30	119.40
120°-300°	119.20	118.55	119.20	118.80	119.40
150°-330°	119.55	119.15	119.60	119.70	119.70
Ovalização	0.71%	0.96%	1.02%	0.94%	0.29%

Tabela D.19: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3A

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	119.85	119.60	119.80	119.60	120.80
30°-210°	119.90	119.65	119.40	119.70	120.85
60°-240°	119.75	119.20	118.90	119.65	120.95
90°-270°	120.15	118.90	119.15	119.25	120.50
120°-300°	119.85	119.10	119.60	119.80	119.90
150°-330°	119.65	119.25	119.65	119.60	120.10
Ovalização	0.13%	0.29%	0.31%	0.15%	0.39%

Tabela D.20: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3B

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	120.70	120.00	119.50	120.40	120.70
30°-210°	120.60	120.00	119.20	119.95	120.55
60°-240°	120.30	119.40	119.30	119.70	120.30
90°-270°	120.20	119.40	119.60	119.70	120.25
120°-300°	120.00	120.00	120.00	120.10	120.35
150°-330°	120.95	120.25	119.95	120.35	120.50
Ovalização	0.27%	0.35%	0.33%	0.29%	0.19%

Tabela D.21: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-3C

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	120.70	120.00	119.40	119.25	120.70
30°-210°	120.95	120.25	120.05	120.25	120.70
60°-240°	120.90	120.25	120.45	120.15	120.70
90°-270°	120.75	120.20	120.85	120.25	120.1
120°-300°	120.80	120.45	120.50	120.3	119.8
150°-330°	120.50	119.90	119.85	119.55	118.85
Ovalização	0.17%	0.15%	0.60%	0.42%	0.77%

Tabela D.22: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4A

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	116.70	115.85	116.40	115.50	116.45
30°-210°	116.40	116.20	115.50	115.35	115.70
60°-240°	116.15	115.30	114.90	114.65	115.15
90°-270°	115.40	114.60	114.85	114.60	114.90
120°-300°	115.15	114.40	114.10	114.80	114.40
150°-330°	115.15	114.65	114.50	114.90	114.95
Ovalização	0.56%	0.78%	0.67%	0.39%	0.67%

Tabela D.23: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4B

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	115.70	115.70	115.30	115.50	115.85
30°-210°	115.65	115.80	115.80	115.70	115.55
60°-240°	115.50	115.55	116.30	115.95	115.40
90°-270°	115.50	115.55	115.85	115.80	115.65
120°-300°	115.55	115.40	115.45	115.45	115.45
150°-330°	116.00	115.55	115.50	114.95	115.65
Ovalização	0.22%	0.17%	0.35%	0.43%	0.11%

Tabela D.24: Medidas de diâmetro externo (mm) e ovalização (%) do Pipe-4C

Posição	Seção				
	S1	S2	S3	S4	S5
0° -180°	115.85	115.25	115.70	115.85	115.50
30°-210°	115.40	114.45	114.65	114.70	115.30
60°-240°	114.85	114.25	114.25	114.75	114.85
90°-270°	114.95	114.45	114.40	114.45	114.40
120°-300°	115.40	115.20	114.60	114.35	114.80
150°-330°	115.95	115.90	115.55	115.00	115.50
Ovalização	0.48%	0.72%	0.57%	0.61%	0.48%

Apêndice E

Parâmetros utilizados no processo de enrolamento filamentar

E.1 Produção de dutos de seção retangular de compósito

Tabela E.1: Parâmetros do enrolamento das 5 caixas produzidas

Valores iniciados (Passo único)	Dimensões	Diâmetro do molde:	200.0 mm
		Ângulo:	89.7
		Largura da faixa:	3 mm
		Divisões desejadas:	1
		Espessura paralelo:	0.9 mm
		Espessura cruzado:	0.9 mm
Passos	Passo 1:	Cruzado	
		Comprimento:	880 mm
		Quantidade:	4
Parâmetros	Vel. tang. molde:	100 mm/s	
		Ângulo paralelo:	88
		Distância inicial:	300 mm

E.2 Produção de tubos de compósito

Tabela E.2: Parâmetros do enrolamento do Pipe-1A, Pipe-1B e Pipe-1C.

Valores iniciados (Passo 1)	Dimensões	Diâmetro do molde:	102.0 mm
		Ângulo:	89.4
		Largura da faixa:	3 mm
		Divisões desejadas:	1
		Espessura paralelo:	0.7 mm
		Espessura cruzado:	0.7 mm
Passos	Passo 1:	Cruzado	
		Comprimento:	1550 mm
		Quantidade:	2
Parâmetros	Vel. tang. molde:	400 mm/s	
		Ângulo paralelo:	89
		Distância inicial:	150 mm
Valores alterados (Passo 2)	Dimensões	Diâmetro do molde:	104.8 mm
		Ângulo:	55
		Divisões desejadas:	56
Passos	Quantidade:	4	
Valores alterados (Passo 3)	Dimensões	Diâmetro do molde:	110.4
		Ângulo:	89.4
		Divisões desejadas:	1
Passos	Quantidade:	2	

Tabela E.3: Parâmetros do enrolamento do Pipe-2A, Pipe-2B e Pipe-2C.

Valores iniciados (Passo 1)	Dimensões	Diâmetro do molde:	102.0 mm
		Ângulo:	89.4
		Largura da faixa:	3 mm
		Divisões desejadas:	1
		Espessura paralelo:	0.7 mm
		Espessura cruzado:	0.7 mm
Passos	Passo 1:	Cruzado	
		Comprimento:	1550 mm
		Quantidade:	3
Parâmetros	Vel. tang. molde:	400 mm/s	
		Ângulo paralelo:	89
		Distância inicial:	150 mm
Valores alterados (Passo 2)	Dimensões	Diâmetro do molde:	106.2 mm
		Ângulo:	55
		Divisões desejadas:	56
Passos	Quantidade:	4	
Valores alterados (Passo 3)	Dimensões	Diâmetro do molde:	111.8
		Ângulo:	89.4
		Divisões desejadas:	1
Passos	Quantidade:	1	

Tabela E.4: Parâmetros do enrolamento do Pipe-3A, Pipe-3B e Pipe-3C.

Valores iniciados (Passo 1)	Dimensões	Diâmetro do molde:	102.0 mm
		Ângulo:	89.4
		Largura da faixa:	3 mm
		Divisões desejadas:	1
		Espessura paralelo:	0.7 mm
		Espessura cruzado:	0.7 mm
Passos	Passo 1:	Cruzado	
		Comprimento:	1550 mm
		Quantidade:	4
Parâmetros	Vel. tang. molde:	400 mm/s	
		Ângulo paralelo:	89
		Distância inicial:	150 mm
Valores alterados (Passo 2)	Dimensões	Diâmetro do molde:	107.6
		Ângulo:	55
		Divisões desejadas:	56
		Passos	Quantidade:

Tabela E.5: Parâmetros do enrolamento do Pipe-4A, Pipe-4B e Pipe-4C.

Valores iniciados (Passo 1)	Dimensões	Diâmetro do molde:	102.0 mm
		Ângulo:	89.4
		Largura da faixa:	3 mm
		Divisões desejadas:	1
		Espessura paralelo:	0.7 mm
		Espessura cruzado:	0.7 mm
Passos	Passo 1:	Cruzado	
		Comprimento:	1550 mm
		Quantidade:	2
Parâmetros	Vel. tang. molde:	400 mm/s	
		Ângulo paralelo:	89
		Distância inicial:	150 mm
Valores alterados (Passo 2)	Dimensões	Diâmetro do molde:	104.8 mm
		Ângulo:	55
		Divisões desejadas:	56
		Passos	Quantidade:
Valores alterados (Passo 3)	Dimensões	Diâmetro do molde:	107.6
		Ângulo:	89.4
		Divisões desejadas:	1
Passos	Quantidade:	2	

Apêndice F

Resultados dos ensaios de colapso

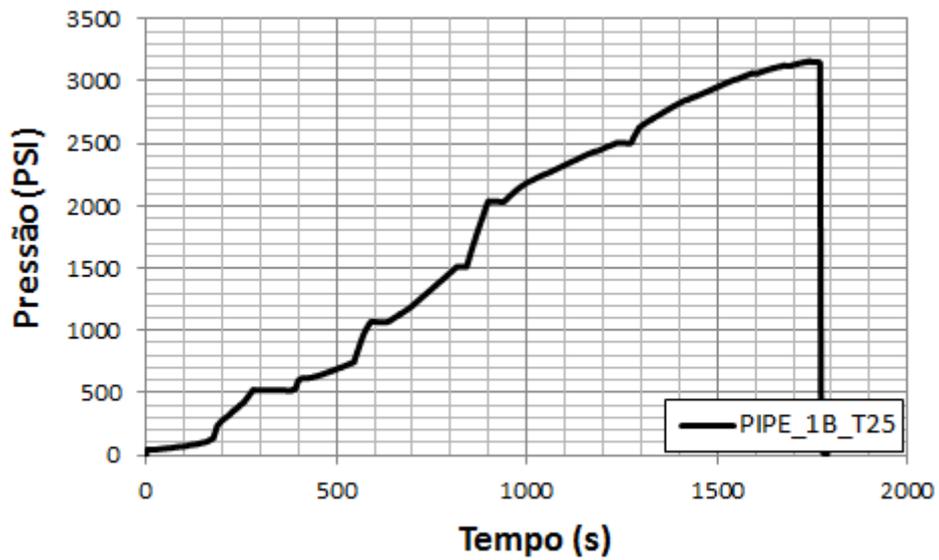


Figura F.1: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1B ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3162\text{psi}$).

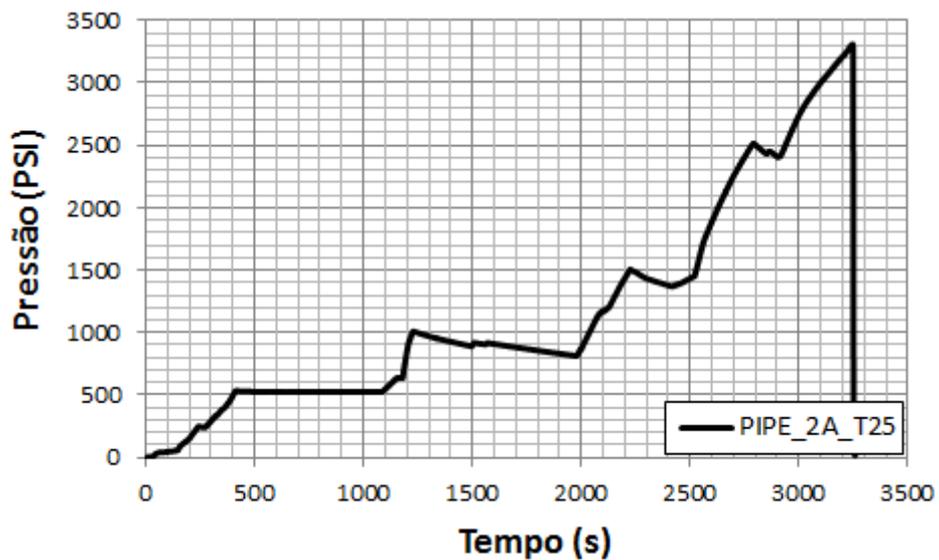


Figura F.2: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2A ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3309\text{psi}$).

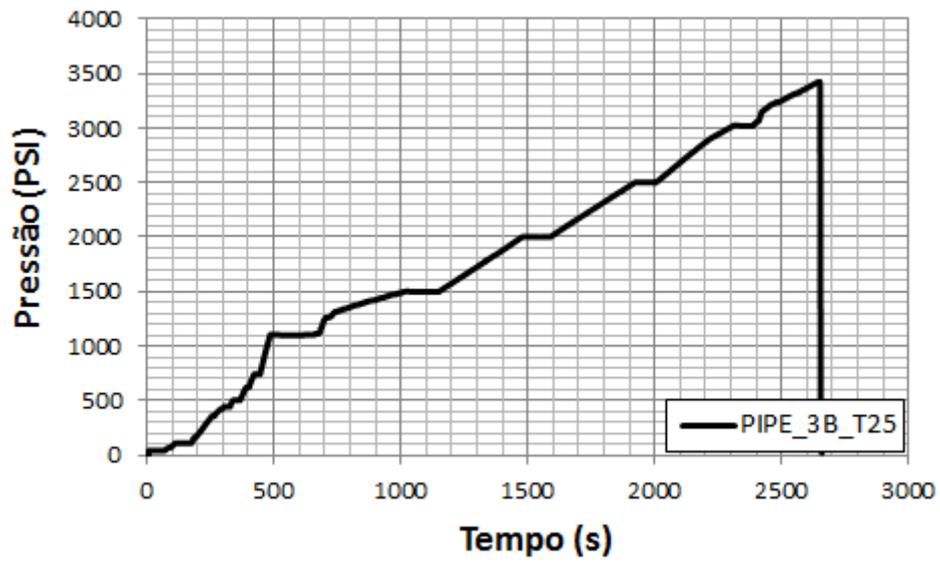


Figura F.3: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3B ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3425\text{psi}$).

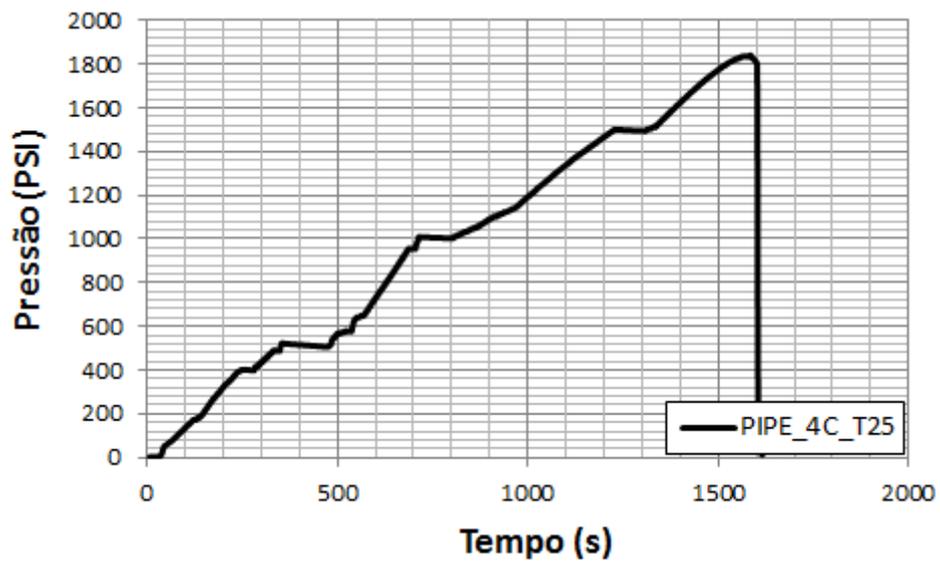


Figura F.4: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-4C ($T = 25^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1841\text{psi}$).

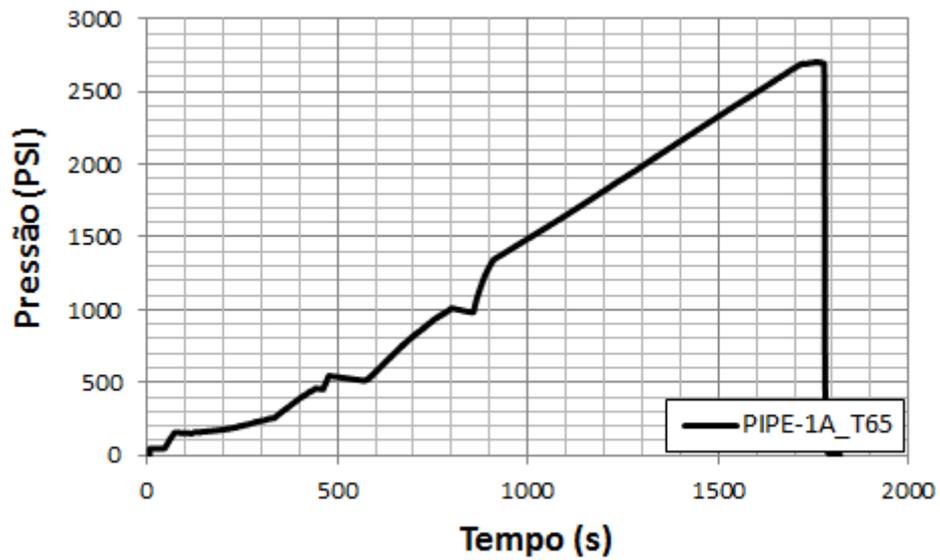


Figura F.5: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1A ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 2704\text{psi}$).

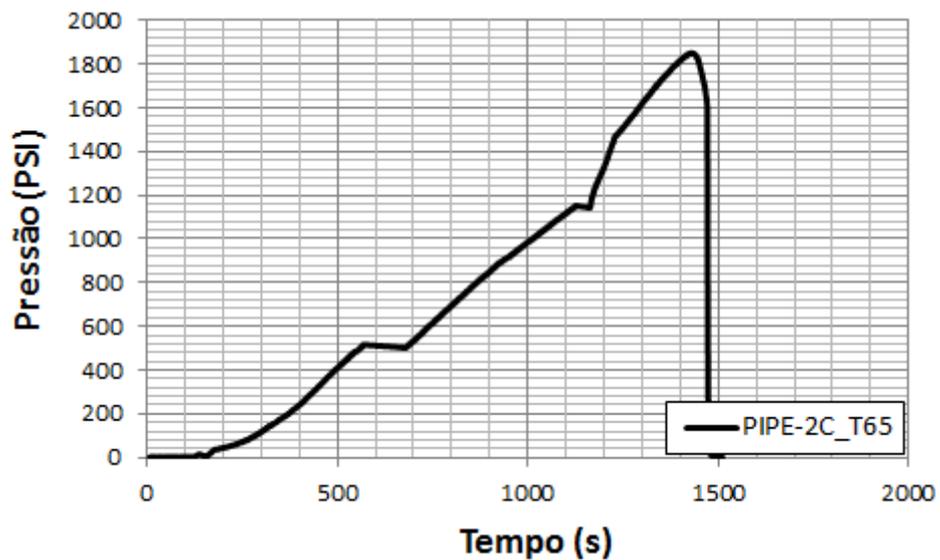


Figura F.6: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2C ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1851\text{psi}$).

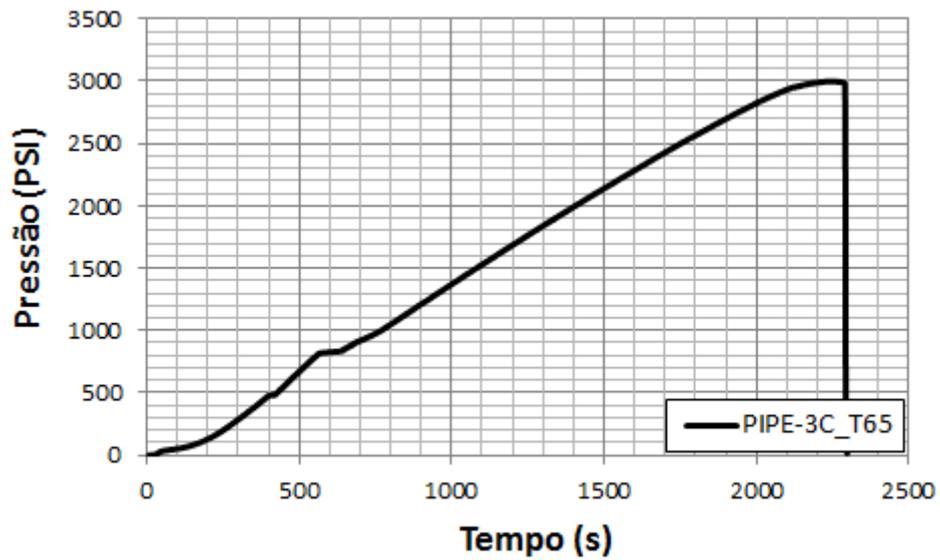


Figura F.7: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3C ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3000\text{psi}$).

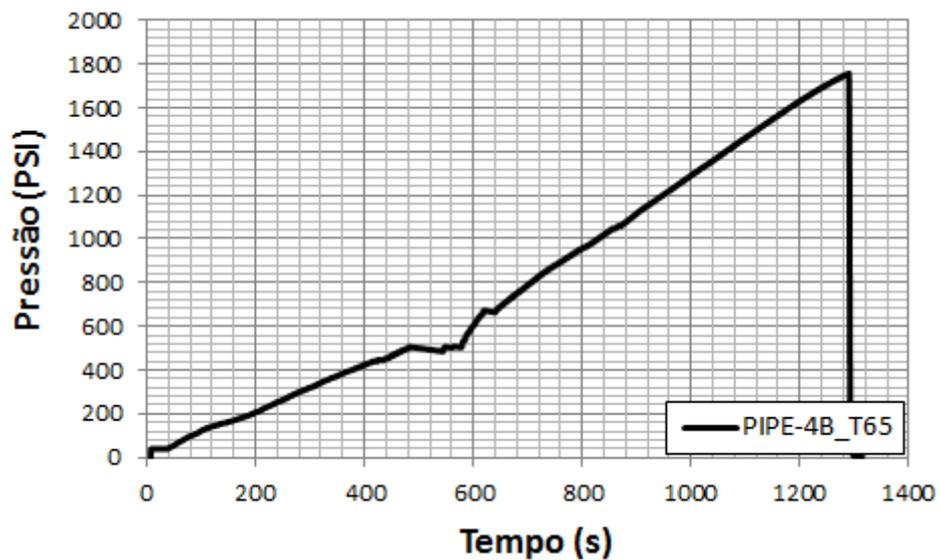


Figura F.8: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-4B ($T = 65^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1758\text{psi}$).

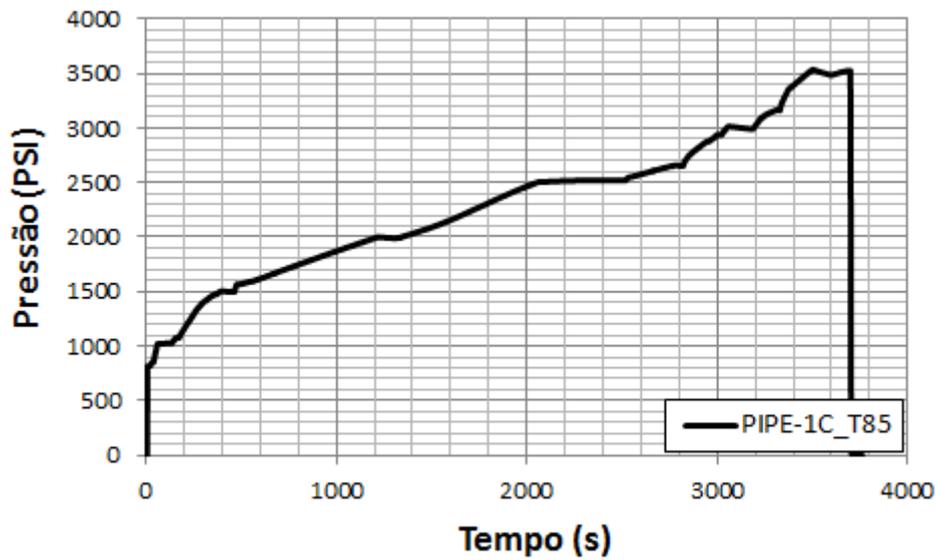


Figura F.9: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-1C ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3537\text{psi}$).

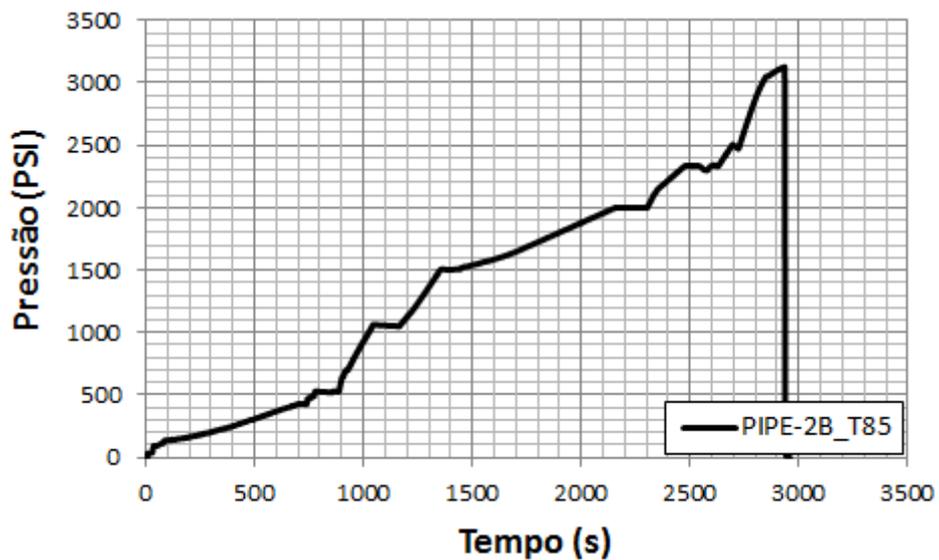


Figura F.10: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-2B ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 3129\text{psi}$).

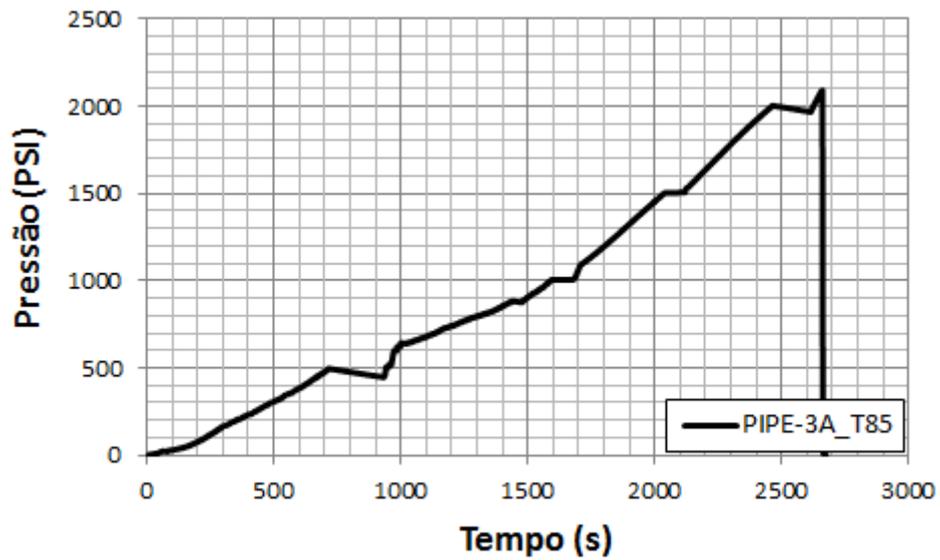


Figura F.11: Pressão x tempo do ensaio do Pipe-3A ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 2090\text{psi}$).

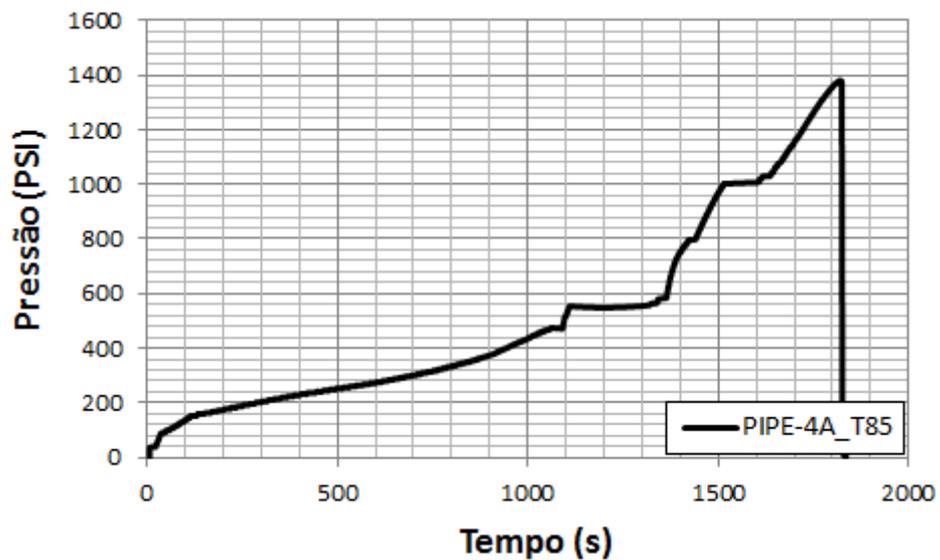


Figura F.12: Pressão x tempo de ensaio do Pipe-4A ($T = 85^{\circ}\text{C}$; $P_C = 1380\text{psi}$).

Apêndice G

Micrografias das seções dos tubos

G.1 Amostras com sequência 2c4h2c (Pipe 1)

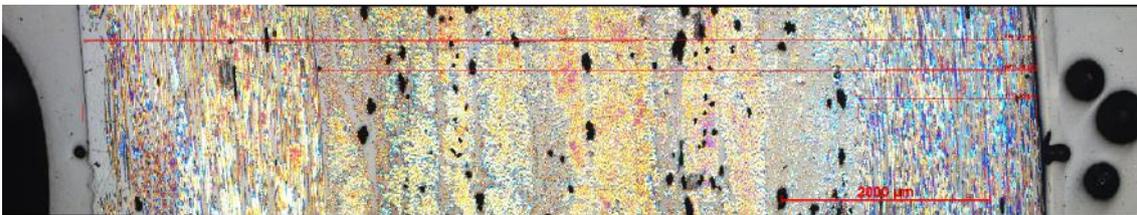


Figura G.1: Micrografia Pipe-1A.

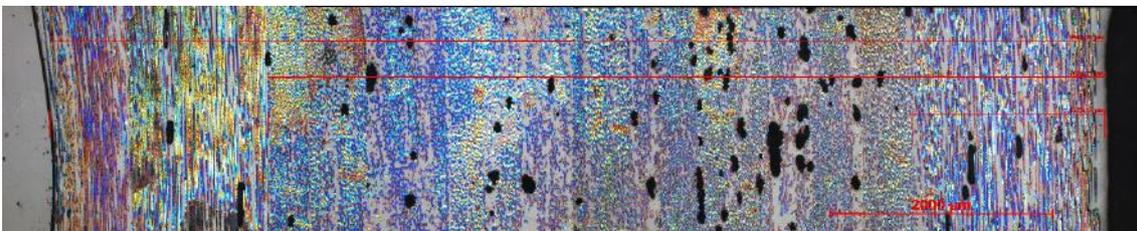


Figura G.2: Micrografia Pipe-1B.

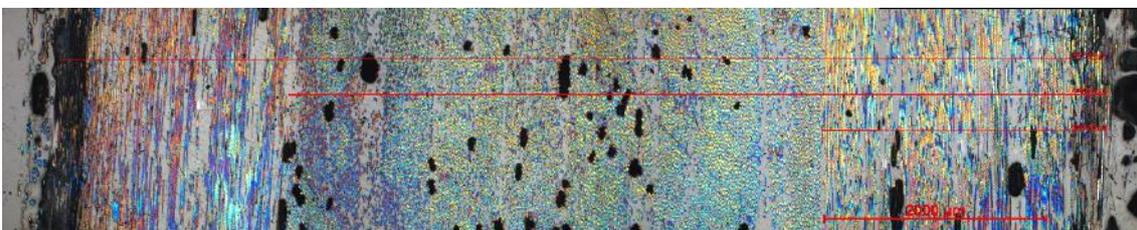


Figura G.3: Micrografia Pipe-1C.

G.2 Amostras com sequência 3c4h1c (Pipe 2)

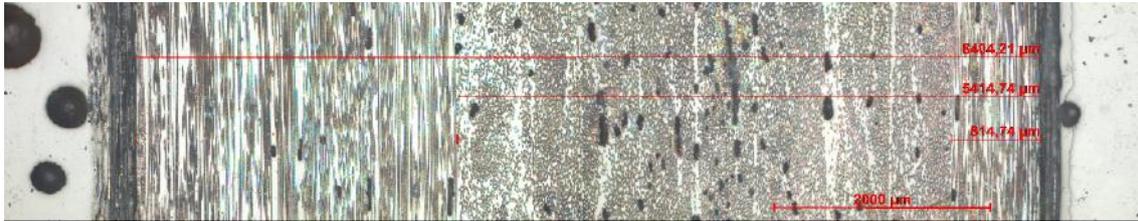


Figura G.4: Micrografia Pipe-2A.

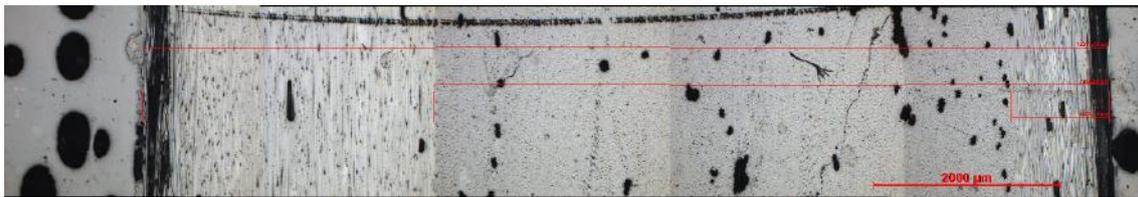


Figura G.5: Micrografia Pipe-2B.

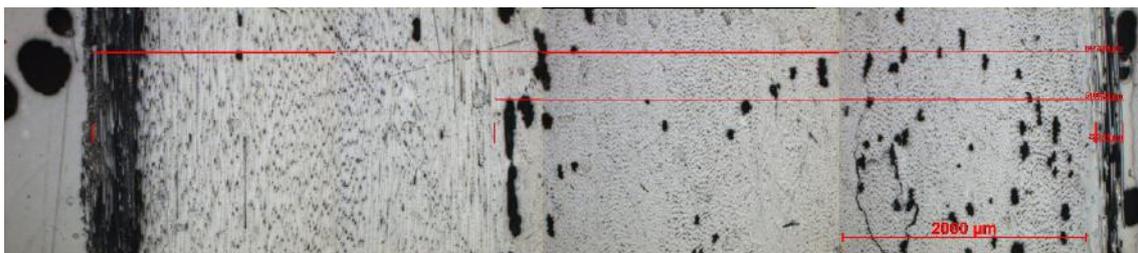


Figura G.6: Micrografia Pipe-2C.

G.3 Amostras com sequência 4c4h (Pipe 3)

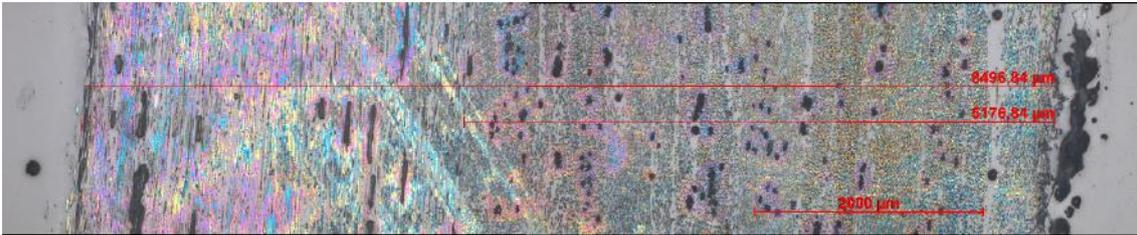


Figura G.7: Micrografia Pipe-3A.

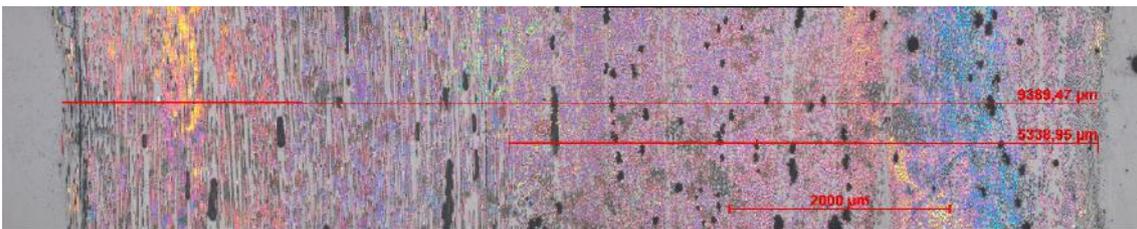


Figura G.8: Micrografia Pipe-3B.

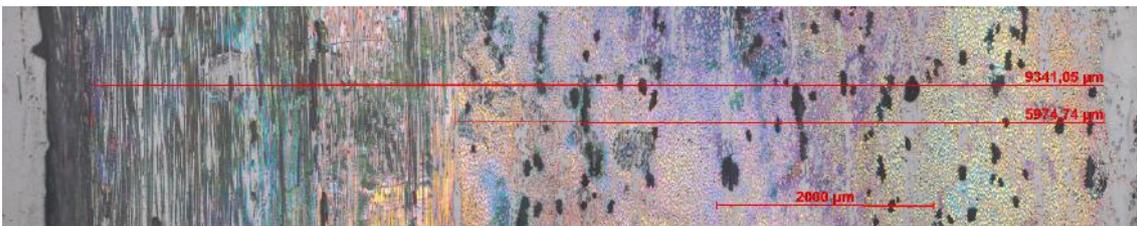


Figura G.9: Micrografia Pipe-3C.

G.4 Amostras com sequência 2c2h2c (Pipe 4)

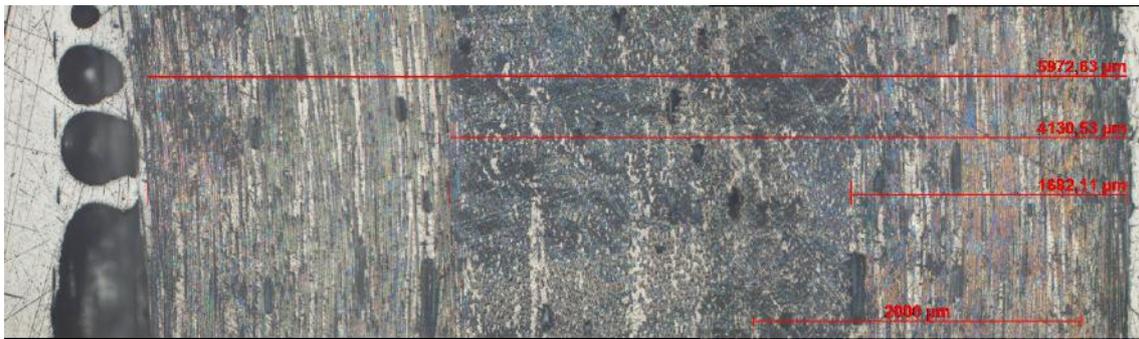


Figura G.10: Micrografia Pipe-4A.

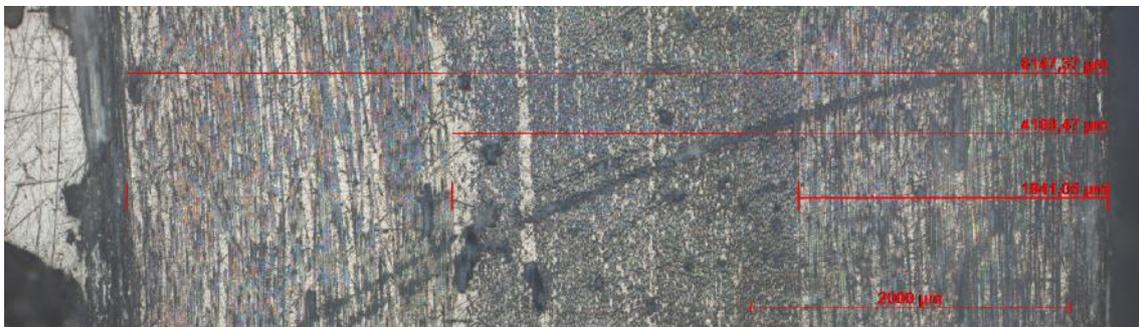


Figura G.11: Micrografia Pipe-4B.

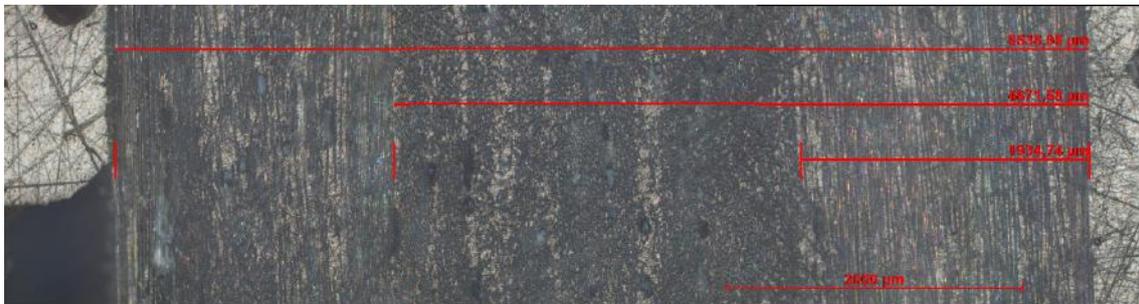


Figura G.12: Micrografia Pipe-4C.

Apêndice H

Imagens dos tubos colapsados



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.1: Pipe-1B colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3162psi$).
Falha ocorrida entre as seções S1 e S2 na posição circunferencial a 180° .
Direção da falha 0 graus.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.2: Pipe-2A colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3309psi$).
Falha ocorrida na seção S3 entre as posições circunferenciais 0° e 30° .
Direção da falha 0 e 90 graus.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.3: Pipe-3B colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 3425psi$).
Falha ocorrida na seção S3 entre as posições circunferenciais 0° e 30° .
Direção da falha 0 graus e camadas internas saltando.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.4: Pipe-4C colapsado ($T_{ensaio} = 25^\circ$; $P_c = 1841psi$).
Falha ocorrida na seção S4 entre as posições circunferenciais 0° e 330° .
Direção da falha 0 graus e 90 graus.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.5: Pipe-1A colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 2704psi$).
Falha ocorrida entre as seções S3 e S4 na posição circunferencial 0° .
Direção da falha 0 graus e 90 graus.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.6: Pipe-2C colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 1851psi$).
Falha ocorrida na seção S3 na posição circunferencial 180° .
Falha aparentemente ocorreu em camadas internas, aflorando na superfície na direção 0 graus.



(a) Visão geral.

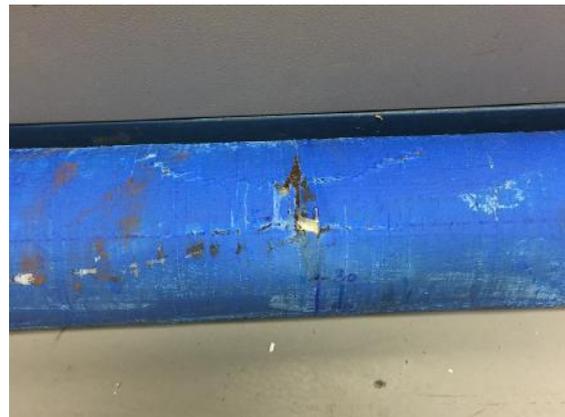


(b) Visão local.

Figura H.7: Pipe-3C colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 3000psi$).
Falha ocorrida na seção S3 na posição circunferencial 0° .
Falha ocorrida em trechos a 55 graus e trecho a 0 graus.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.8: Pipe-4B colapsado ($T_{ensaio} = 65^\circ$; $P_c = 1758psi$).
Falha ocorrida na seção S4 na posição circunferencial 0° .
Direção da falha 0 graus e 90 graus.



(a) Visão geral.

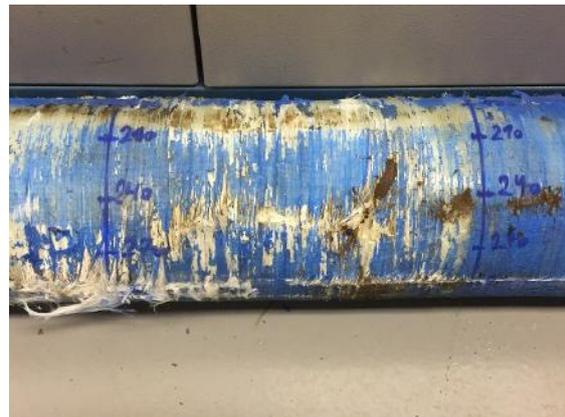


(b) Visão local.

Figura H.9: Pipe-1C colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 3537psi$).
Falha ocorrida na seção S3 entre as posições circunferenciais 120° e 150° .
camadas internas a $+55$ e -55 .



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.10: Pipe-2B colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 3129psi$).
Falha ocorrida entre as seções S2 e S3 entre as posições circunferenciais 240° e 270° .
camadas internas.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.11: Pipe-3A colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 2090psi$).
Falha ocorrida na seção S3 na posições circunferencial 0° .
Visivelmente devido a eclosão das camadas helicoidais interna.



(a) Visão geral.



(b) Visão local.

Figura H.12: Pipe-4A colapsado ($T_{ensaio} = 85^\circ$; $P_c = 1380psi$).
Falha ocorrida entre as seções S2 e S3 e entre S3 e S4 na posição circunferenciais 300° com extensão entre 270 e 0 graus.
Visivelmente falha a $+55 / - 55$.

Apêndice I

Propriedades interpoladas

Propriedade em Função da Temperatura

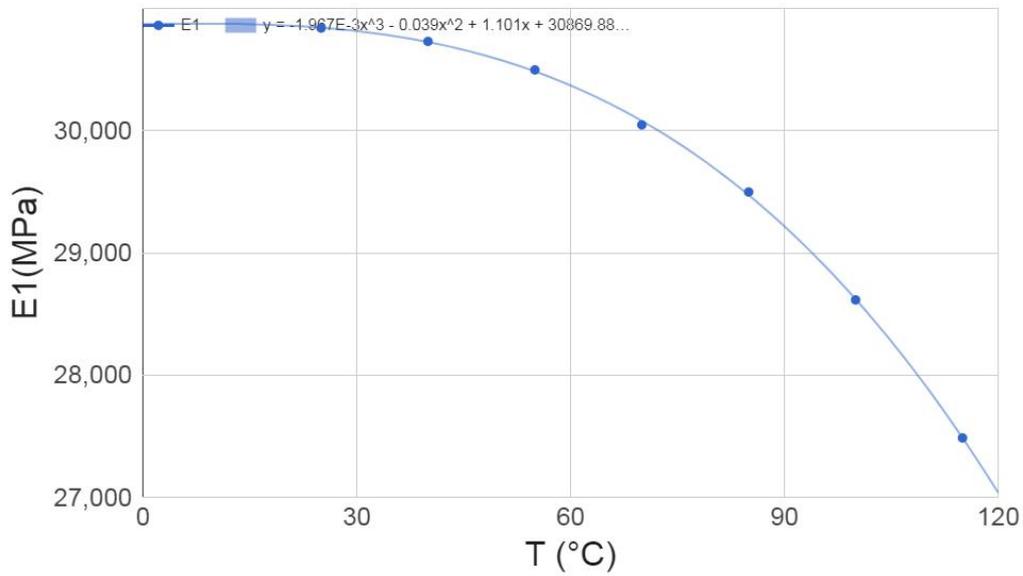


Figura I.1: Interpolação de E1 ao longo da temperatura - Placas ($\nu_f = 0.415$).

Propriedade em Função da Temperatura

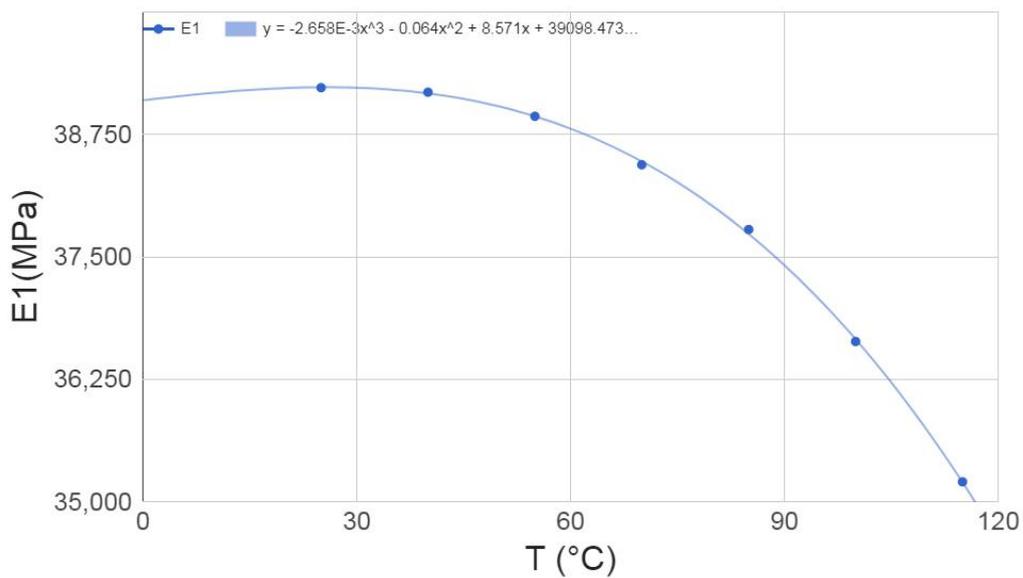


Figura I.2: Interpolação de E1 ao longo da temperatura - Tubos ($\nu_f = 0.542$).

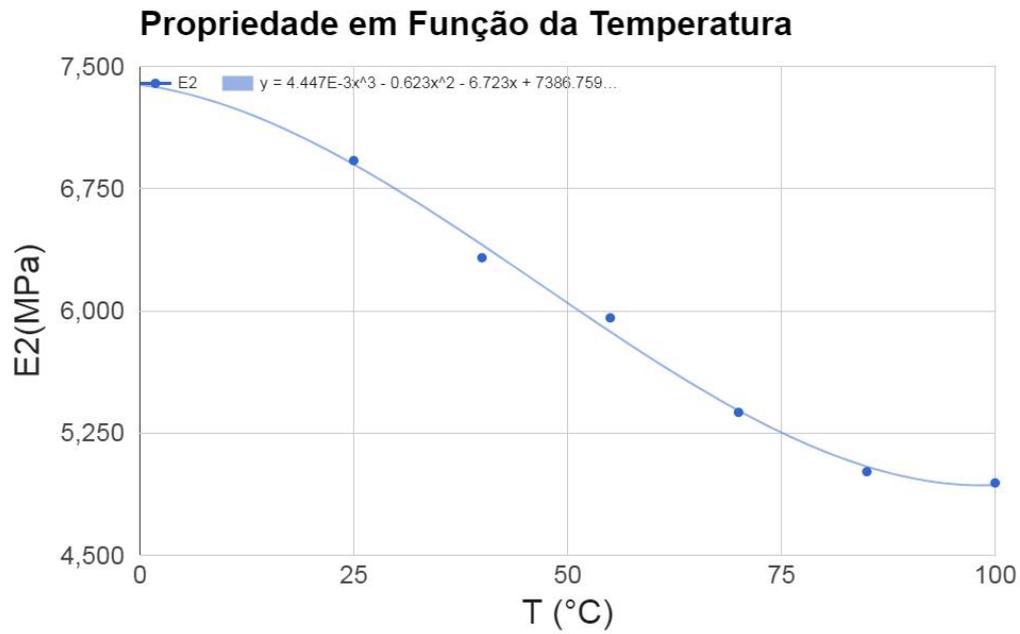


Figura I.3: Interpolação de E2 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

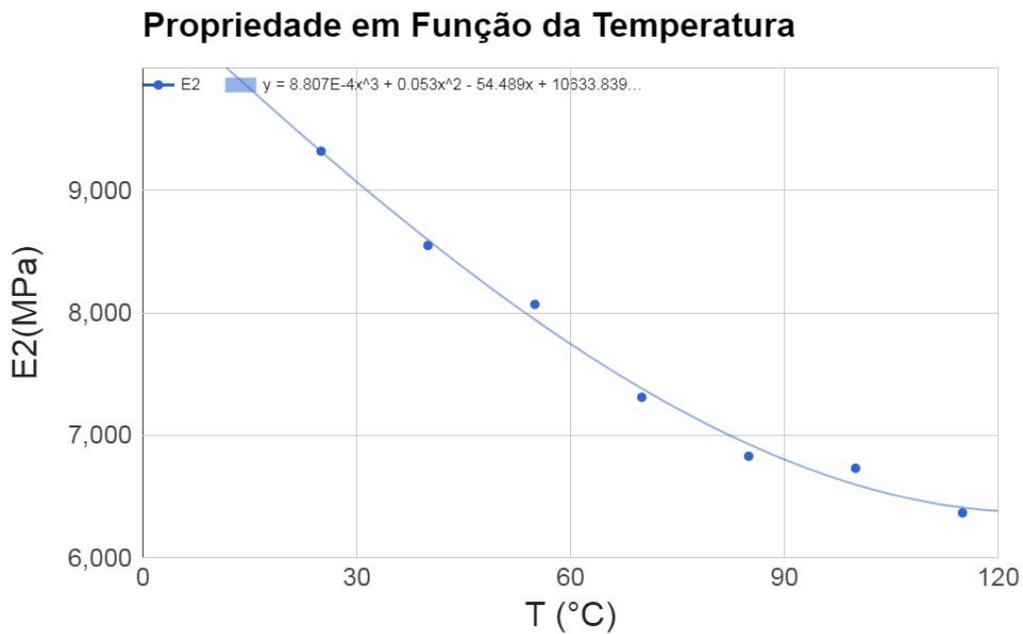


Figura I.4: Interpolação de E2 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

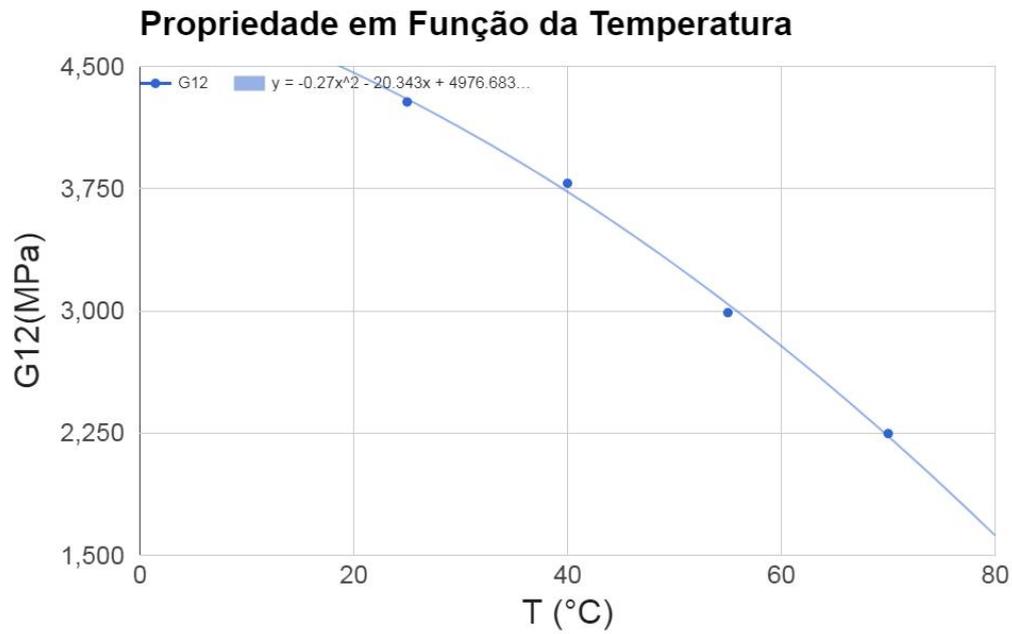


Figura I.5: Interpolação de G12 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

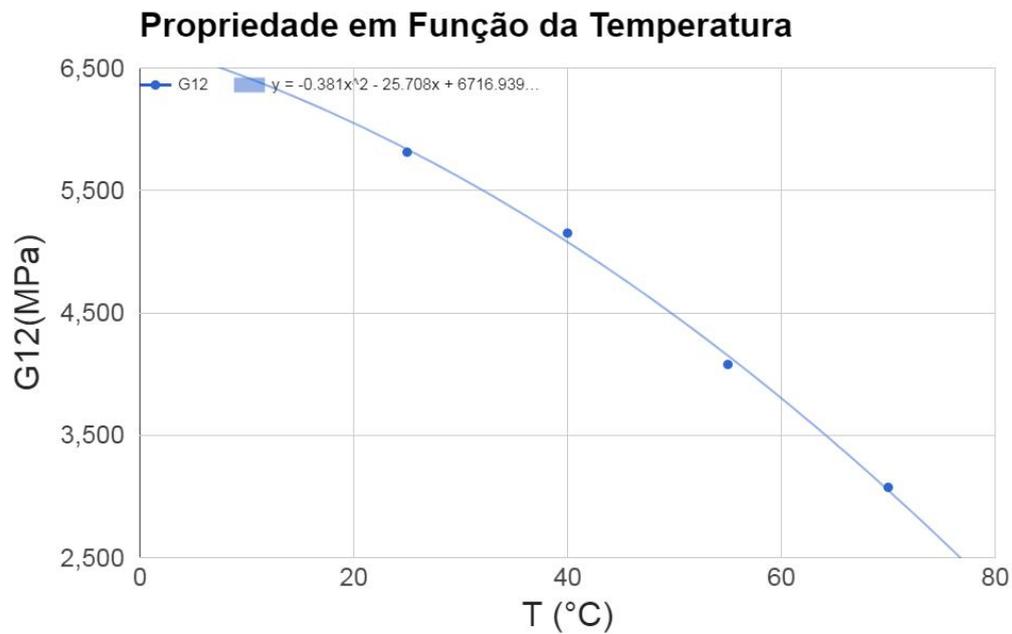


Figura I.6: Interpolação de G12 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

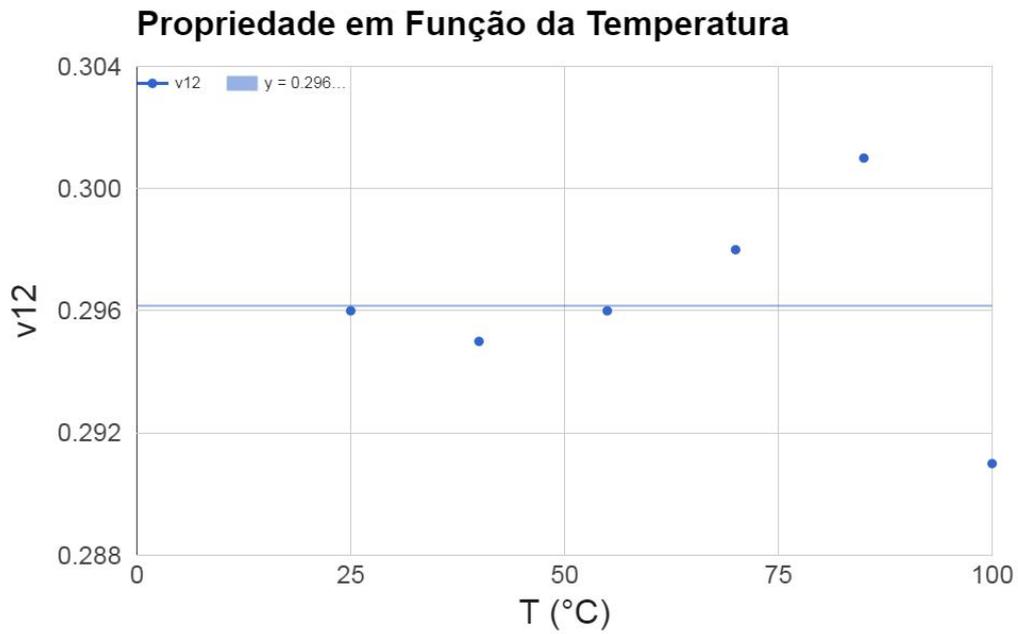


Figura I.7: Interpolação de ν_{12} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

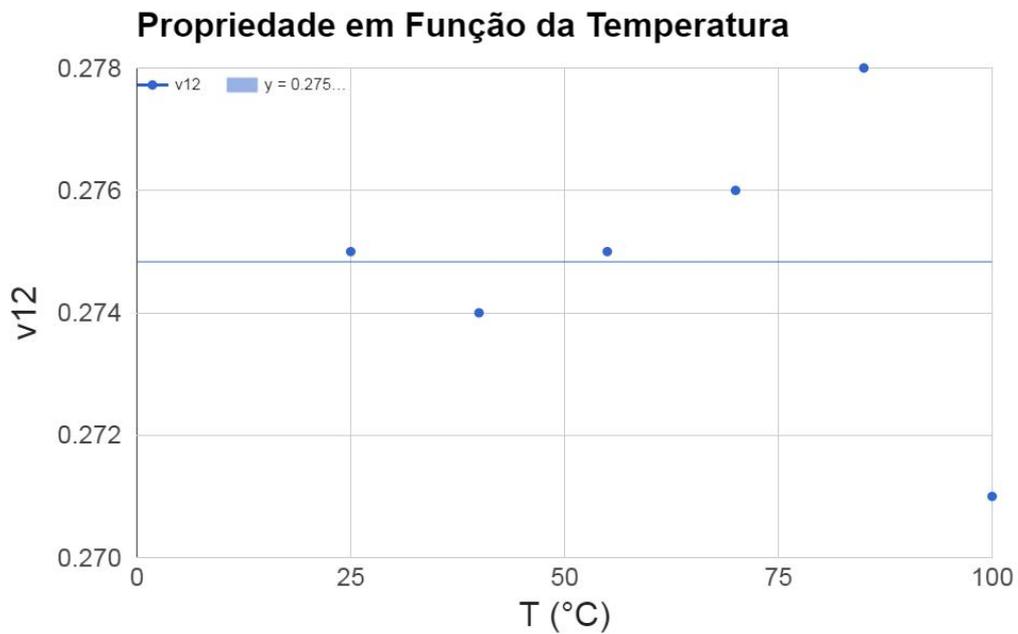


Figura I.8: Interpolação de ν_{12} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

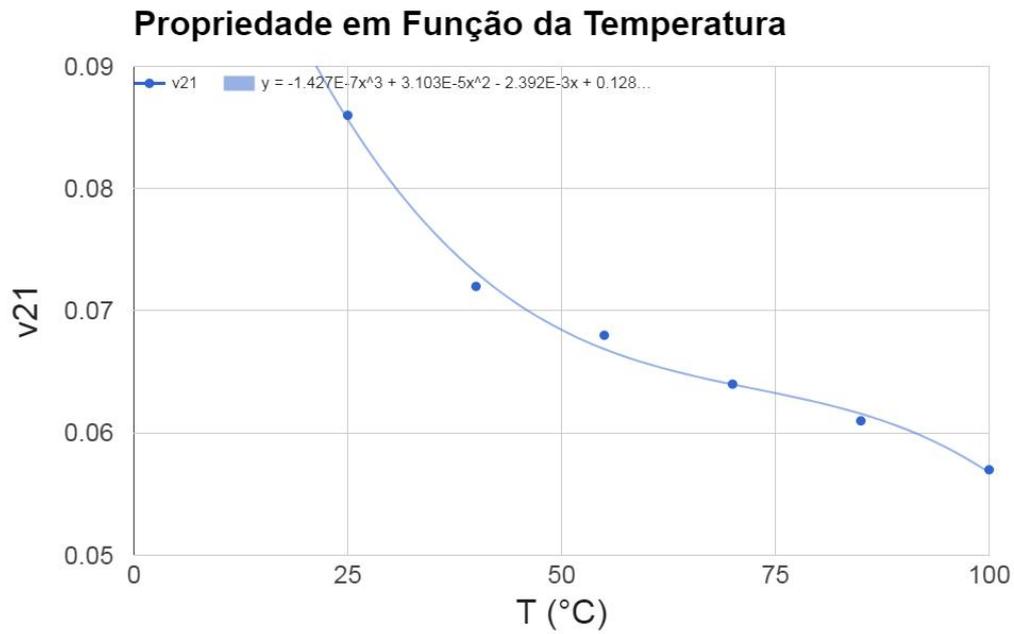


Figura I.9: Interpolação de ν_{21} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

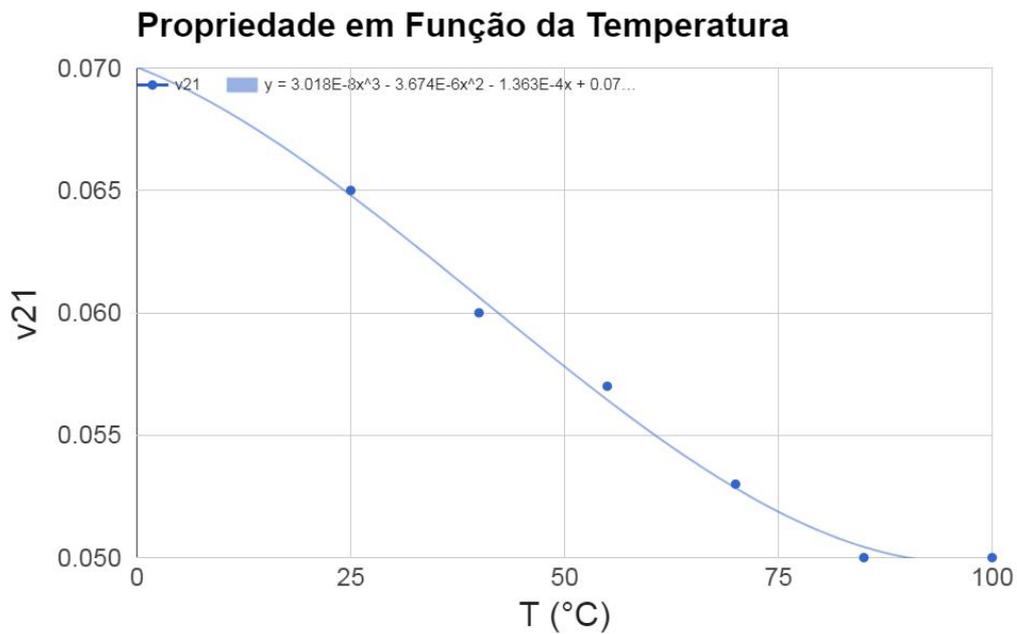


Figura I.10: Interpolação de ν_{21} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

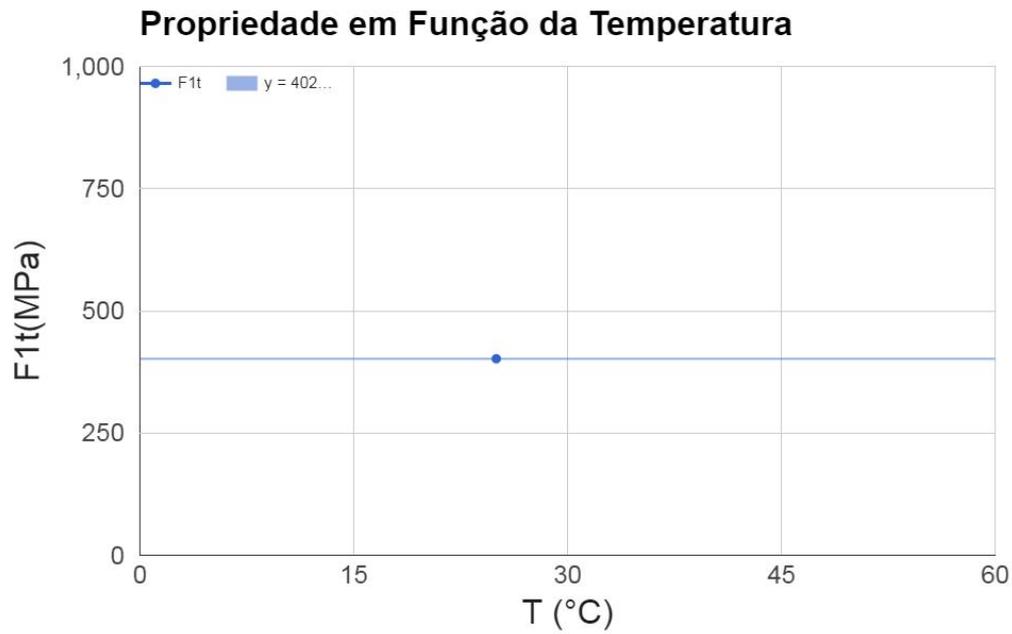


Figura I.11: Interpolação de F_{1t} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

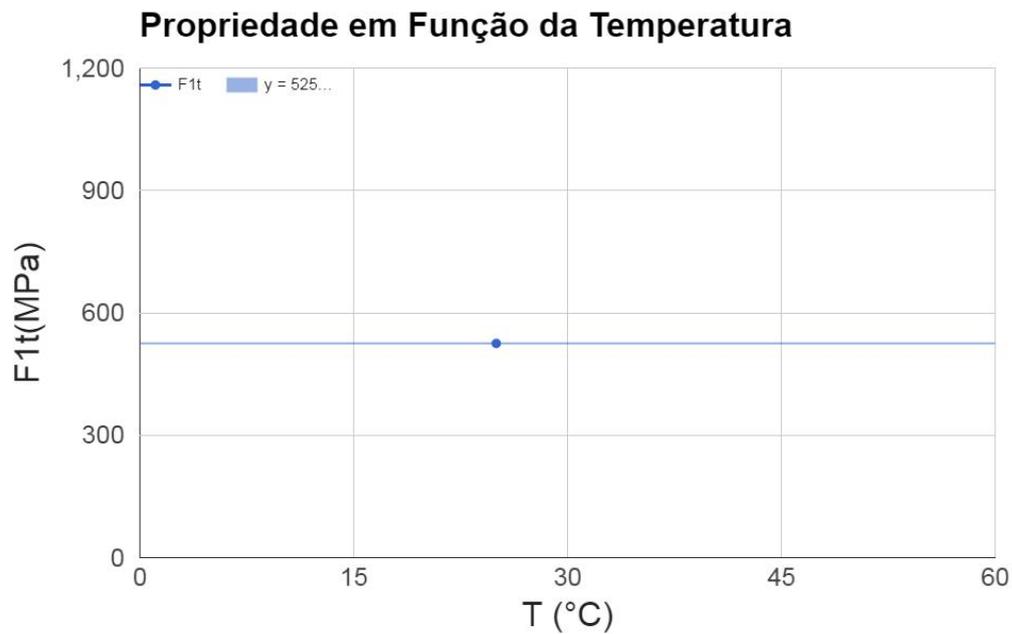


Figura I.12: Interpolação de F_{1t} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

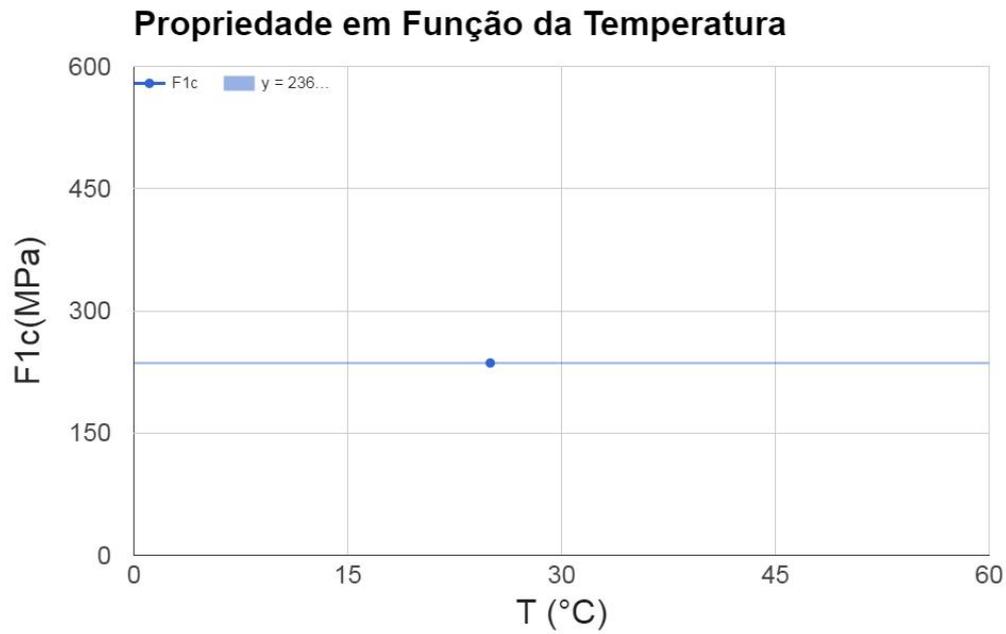


Figura I.13: Interpolação de F1c ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

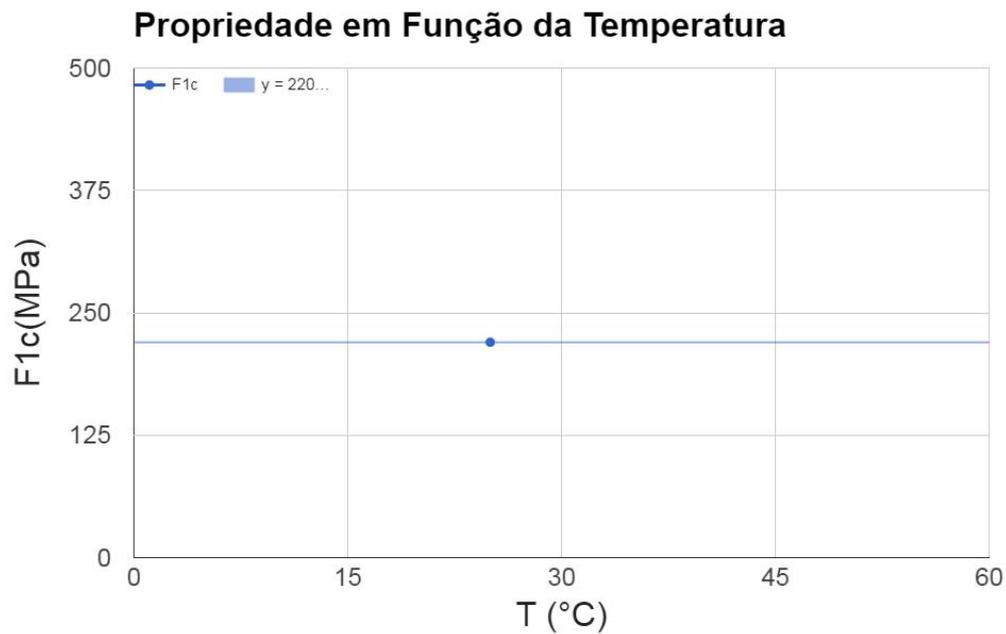


Figura I.14: Interpolação de F1c ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

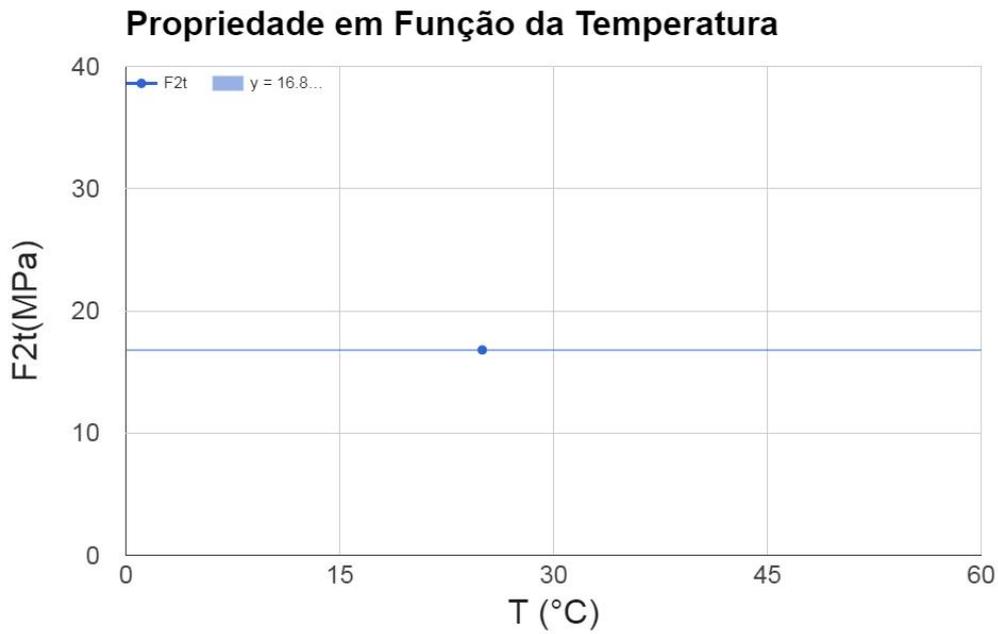


Figura I.15: Interpolação de F_{2t} ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

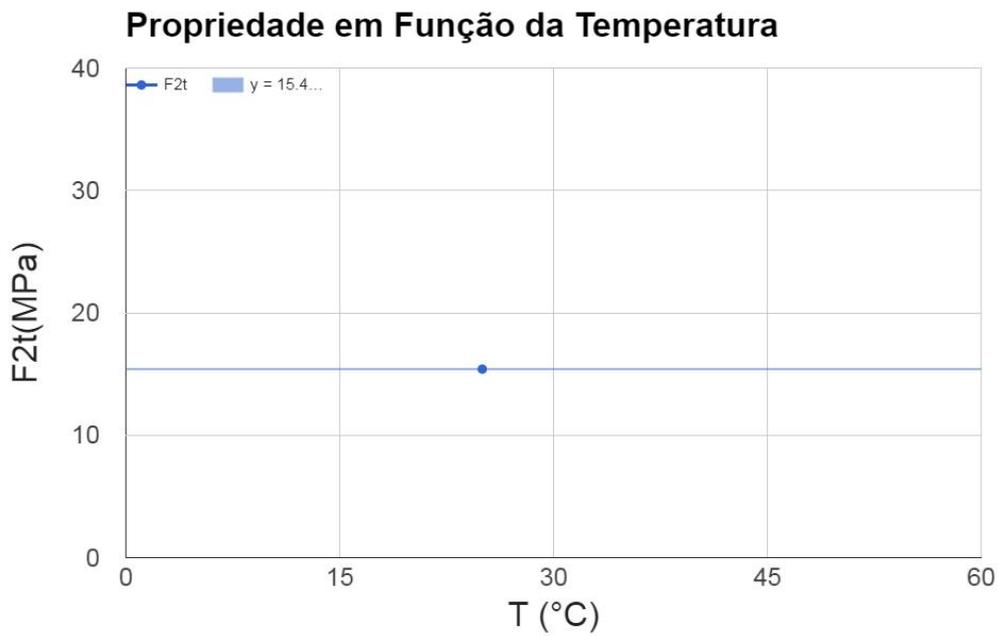


Figura I.16: Interpolação de F_{2t} ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

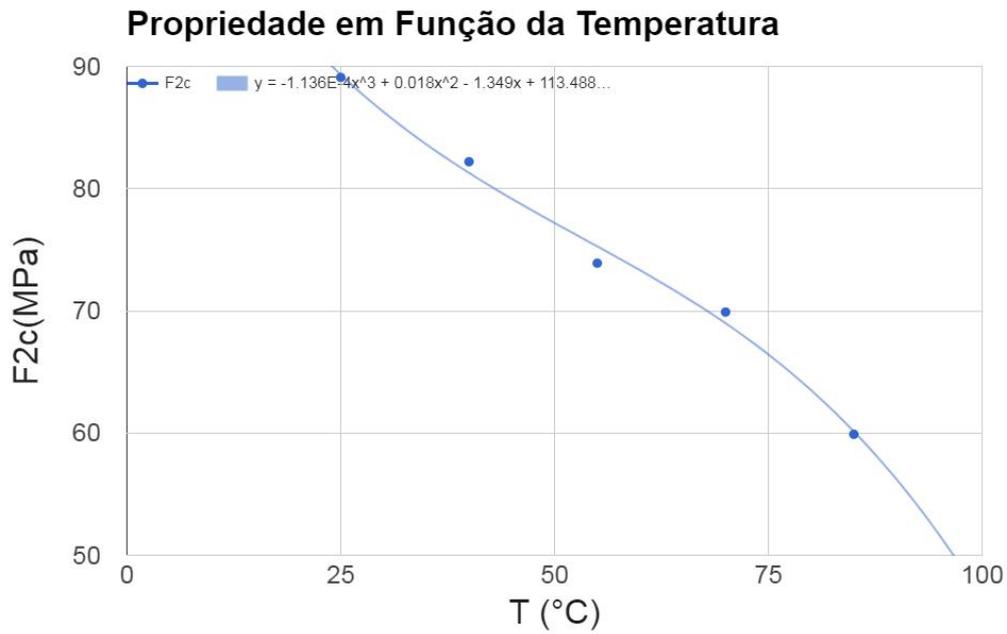


Figura I.17: Interpolação de F2c ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

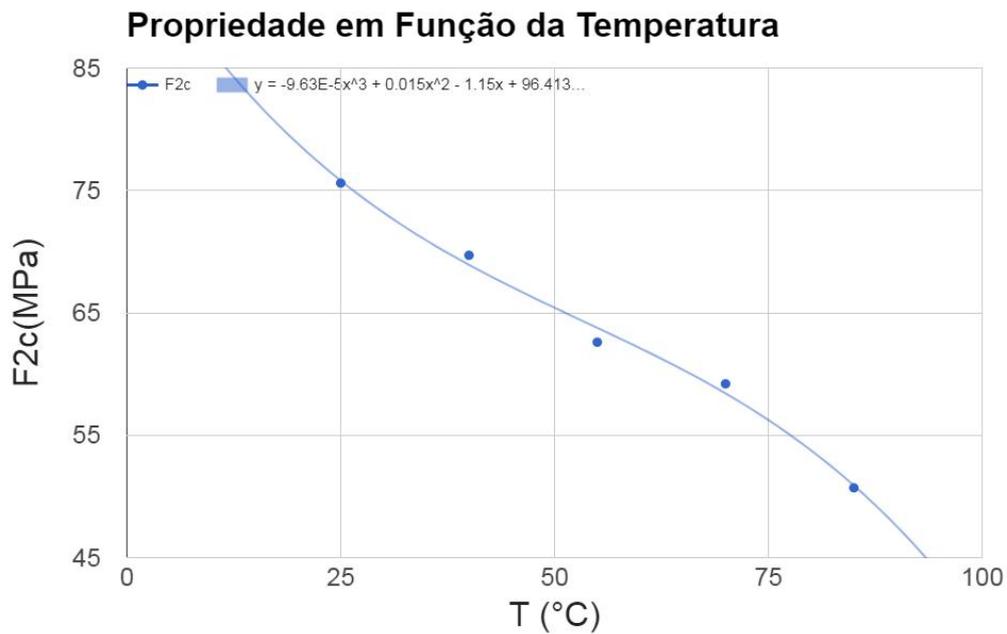


Figura I.18: Interpolação de F2c ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

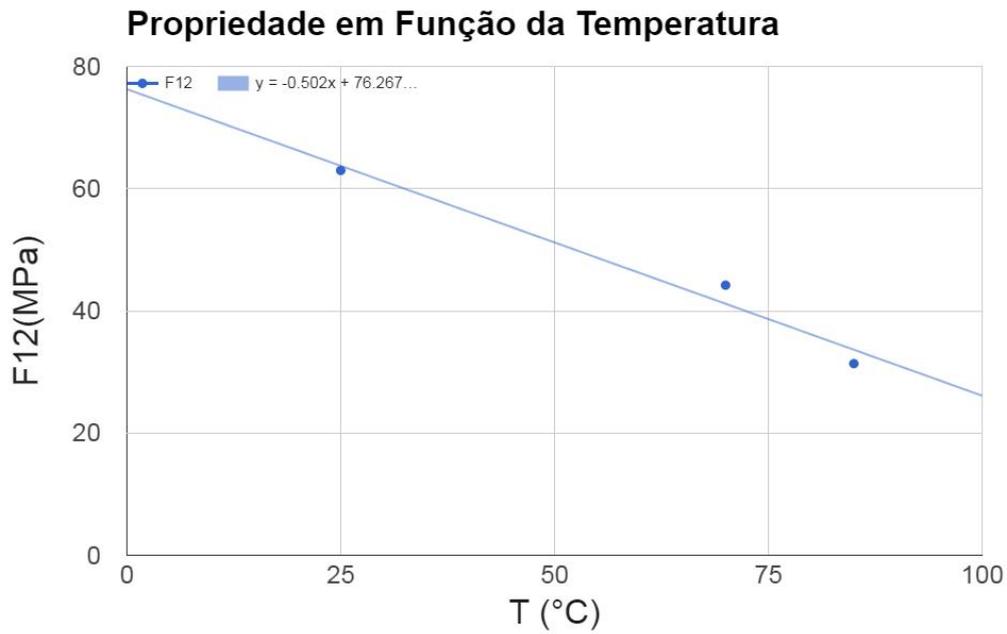


Figura I.19: Interpolação de S12 ao longo da temperatura - Placas ($v_f = 0.415$).

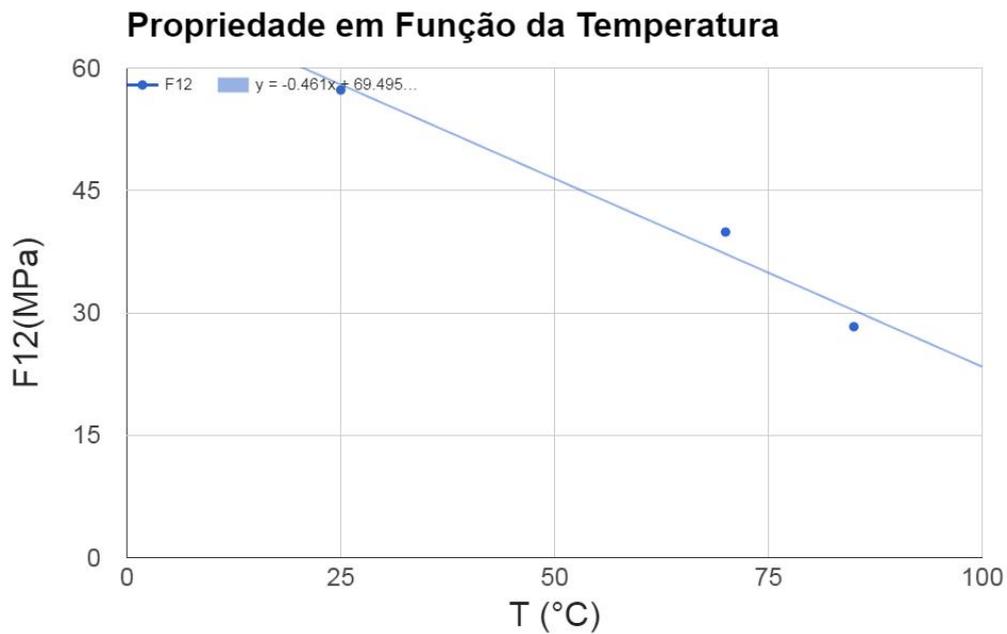
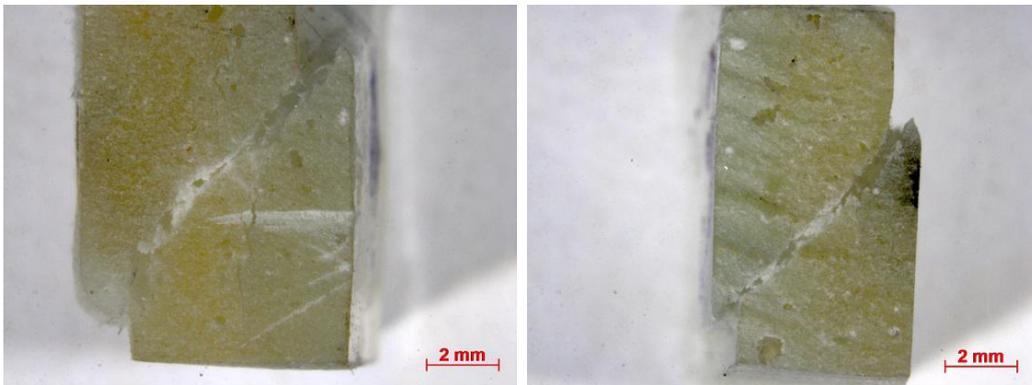


Figura I.20: Interpolação de S12 ao longo da temperatura - Tubos ($v_f = 0.542$).

Apêndice J

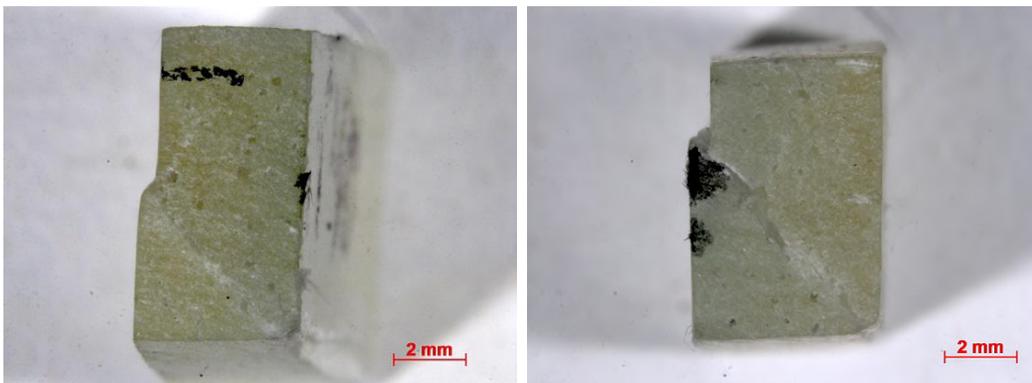
Ângulos de falha dos ensaios em compressão transversal.



(a) Ângulo de falha = $46.04^{\circ}C$.

(b) Ângulo de falha = $47.04^{\circ}C$.

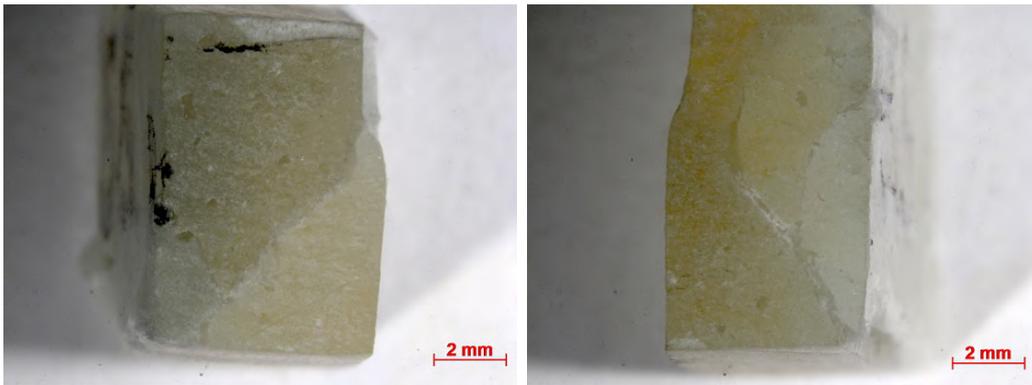
Figura J.1: Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 25^{\circ}C$.



(a) Ângulo de falha = $48.21^{\circ}C$.

(b) Ângulo de falha = $49.84^{\circ}C$.

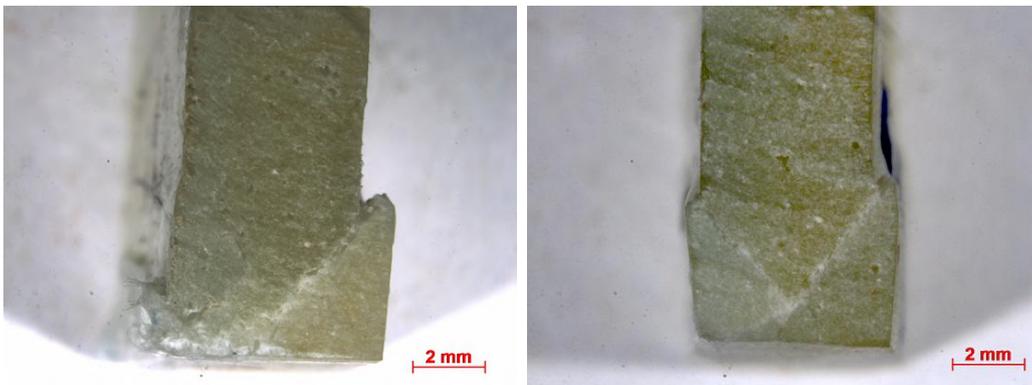
Figura J.2: Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 40^{\circ}C$.



(a) Ângulo de falha = $51.03^{\circ}C$.

(b) Ângulo de falha = $53.76^{\circ}C$.

Figura J.3: Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 55^{\circ}C$.



(a) Ângulo de falha = $54.69^{\circ}C$.

(b) Ângulo de falha = $58.35^{\circ}C$.

Figura J.4: Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 70^{\circ}C$.



(a) Ângulo de falha = $55.82^{\circ}C$.

(b) Ângulo de falha = $57.99^{\circ}C$.

Figura J.5: Amostras submetidas à compressão transversal em $T_{ensaio} = 85^{\circ}C$.

Apêndice K

Resultados numéricos e analíticos.

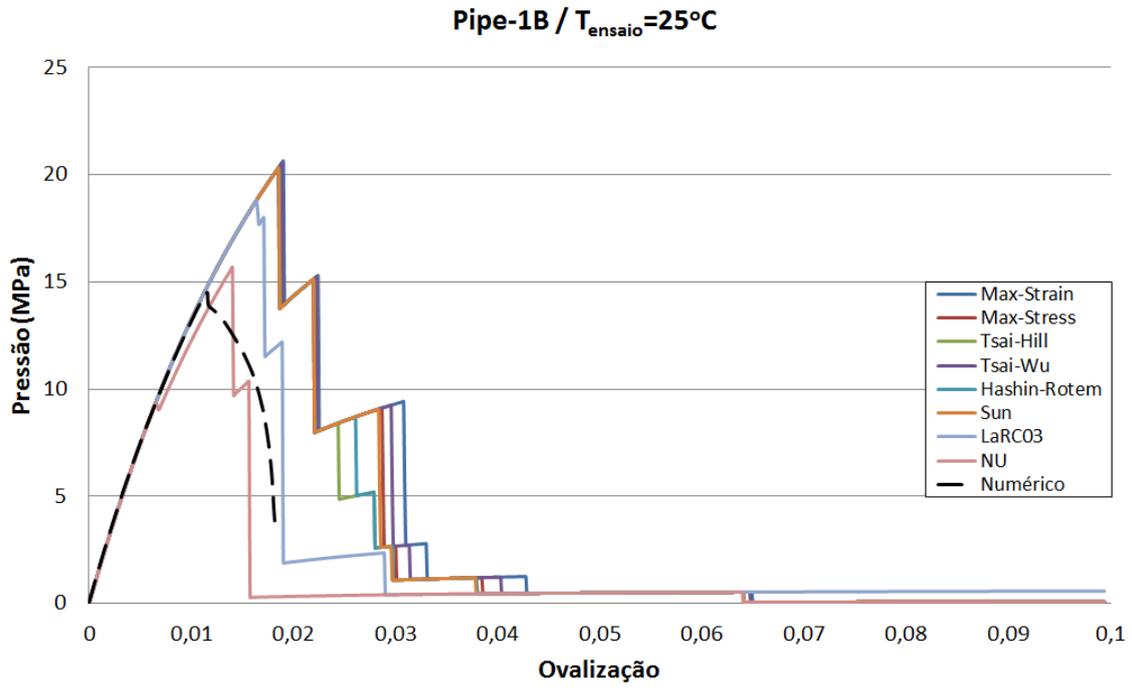


Figura K.1: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1B ($T_{\text{ensaio}} = 25^{\circ}\text{C}$).

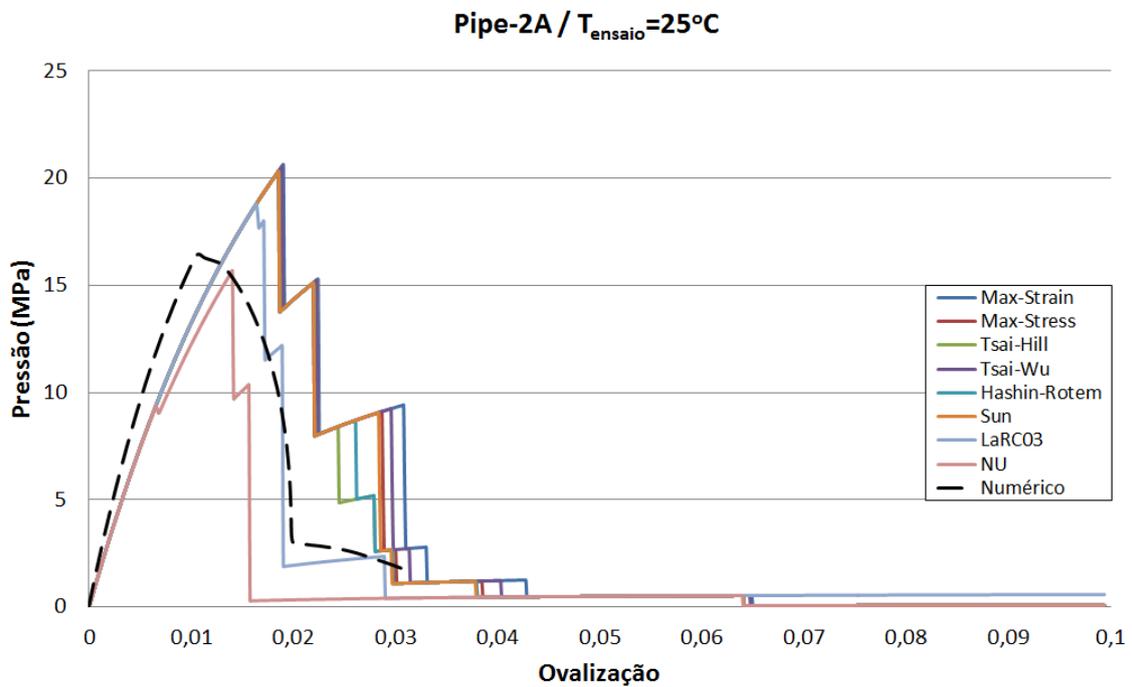


Figura K.2: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2A ($T_{\text{ensaio}} = 25^{\circ}\text{C}$).

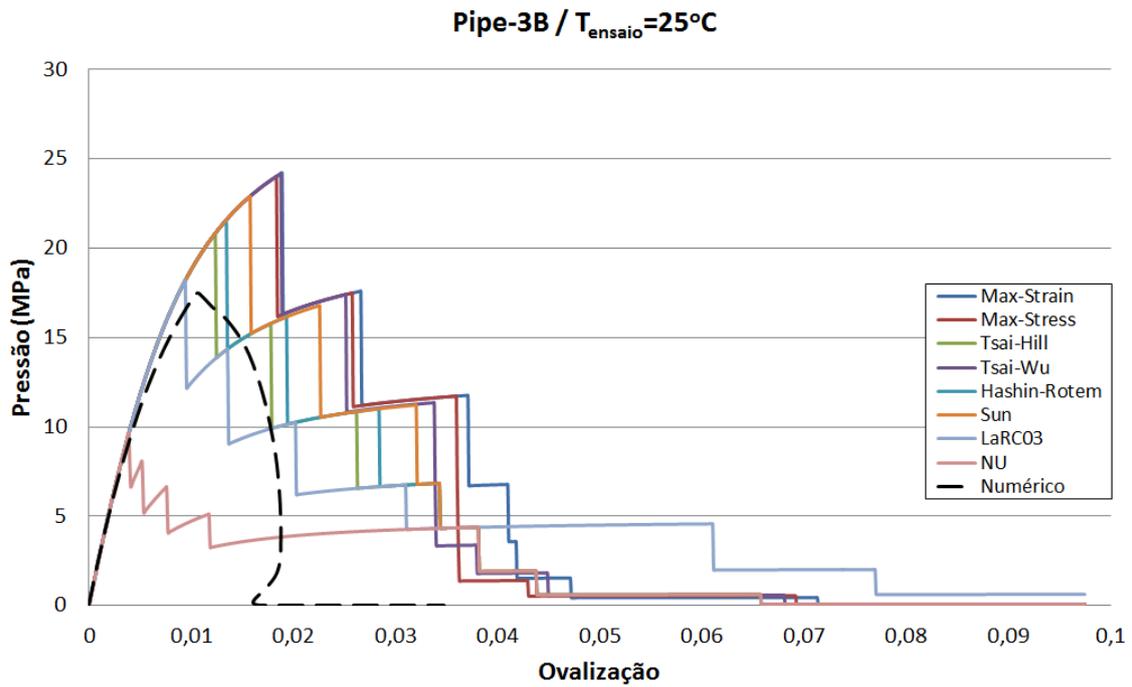


Figura K.3: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3B ($T_{\text{ensaio}} = 25^{\circ}\text{C}$).

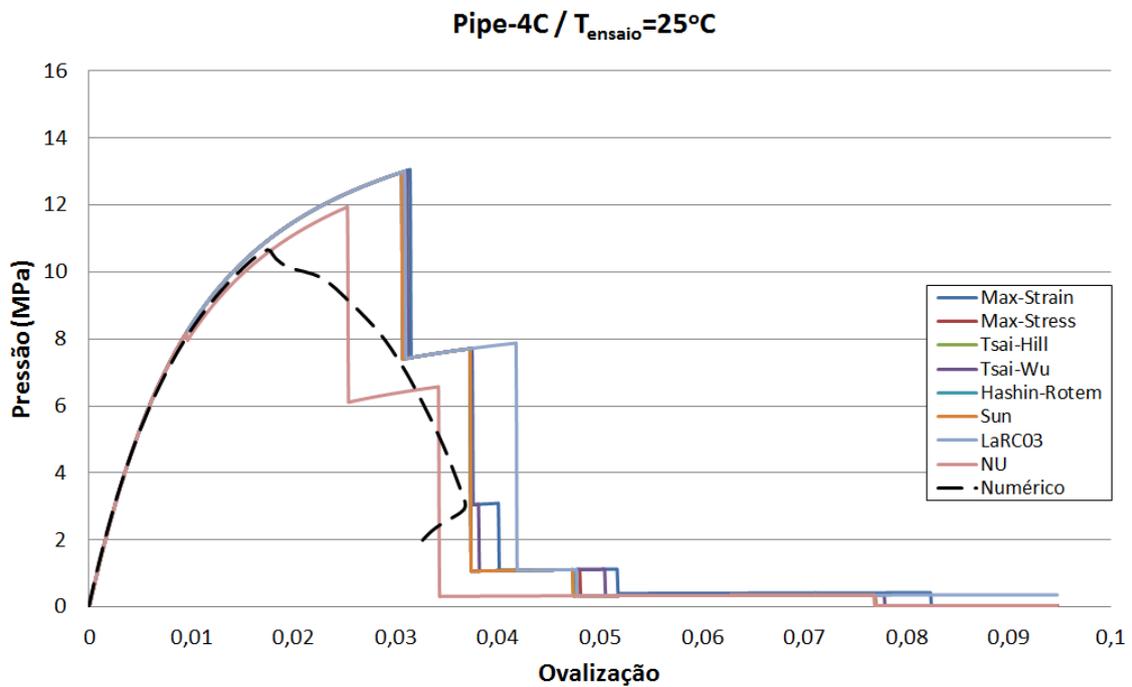


Figura K.4: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4C ($T_{\text{ensaio}} = 25^{\circ}\text{C}$).

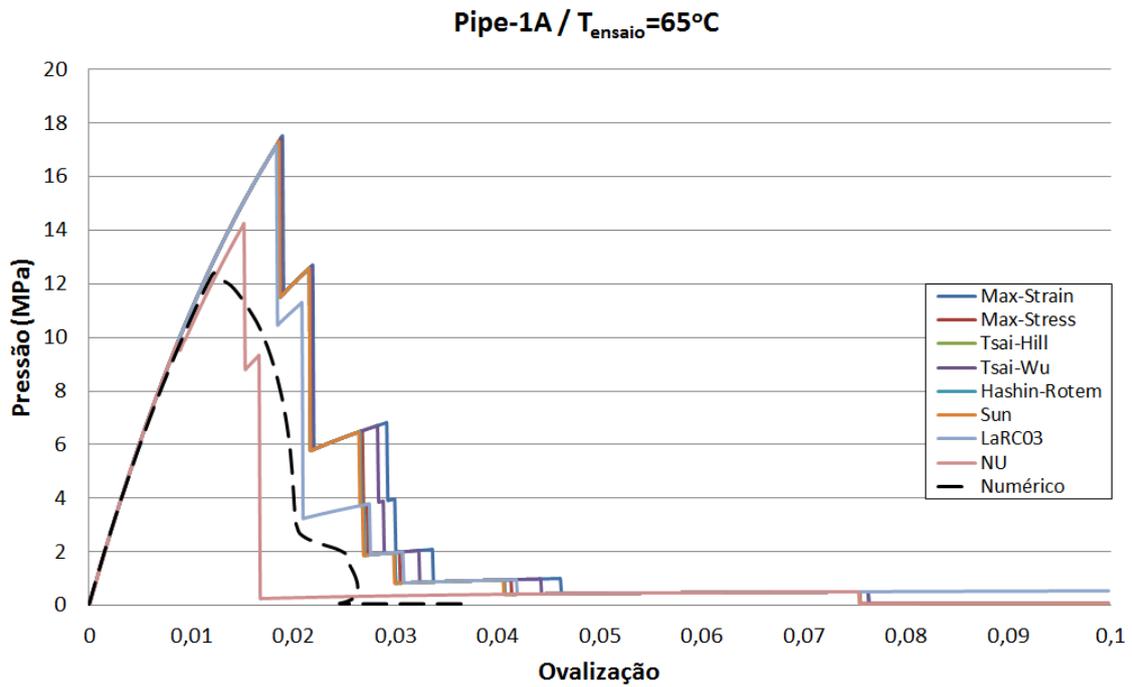


Figura K.5: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1A ($T_{\text{ensaio}} = 65^{\circ}\text{C}$).

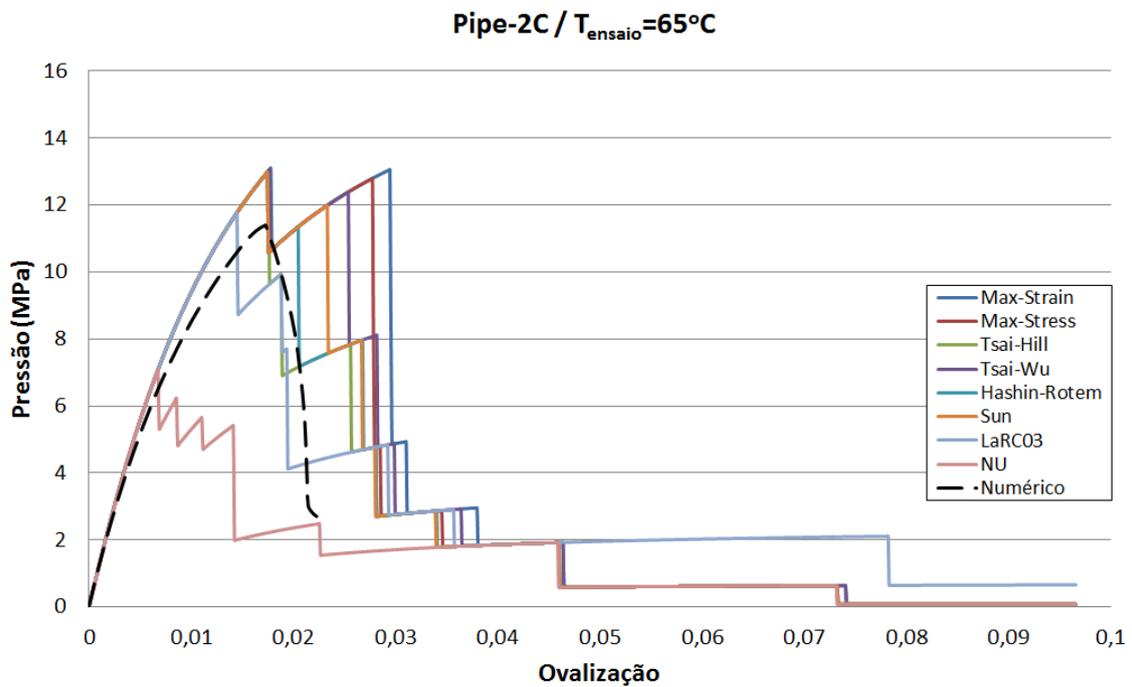


Figura K.6: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2C ($T_{\text{ensaio}} = 65^{\circ}\text{C}$).

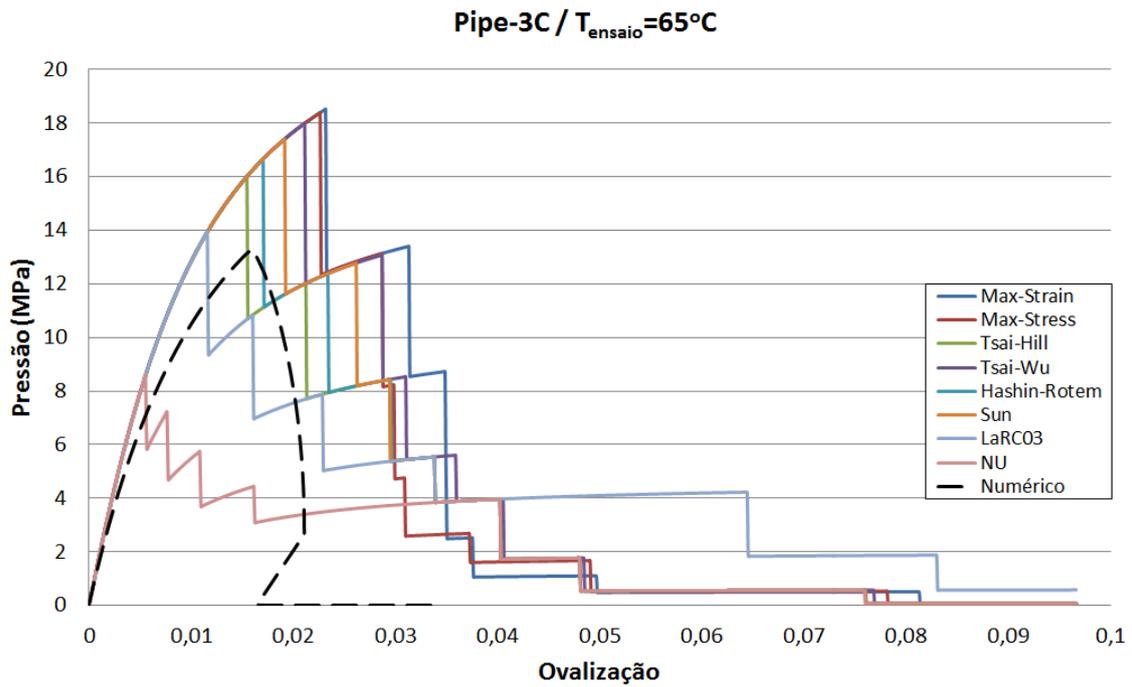


Figura K.7: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3C ($T_{\text{ensaio}} = 65^{\circ}\text{C}$).

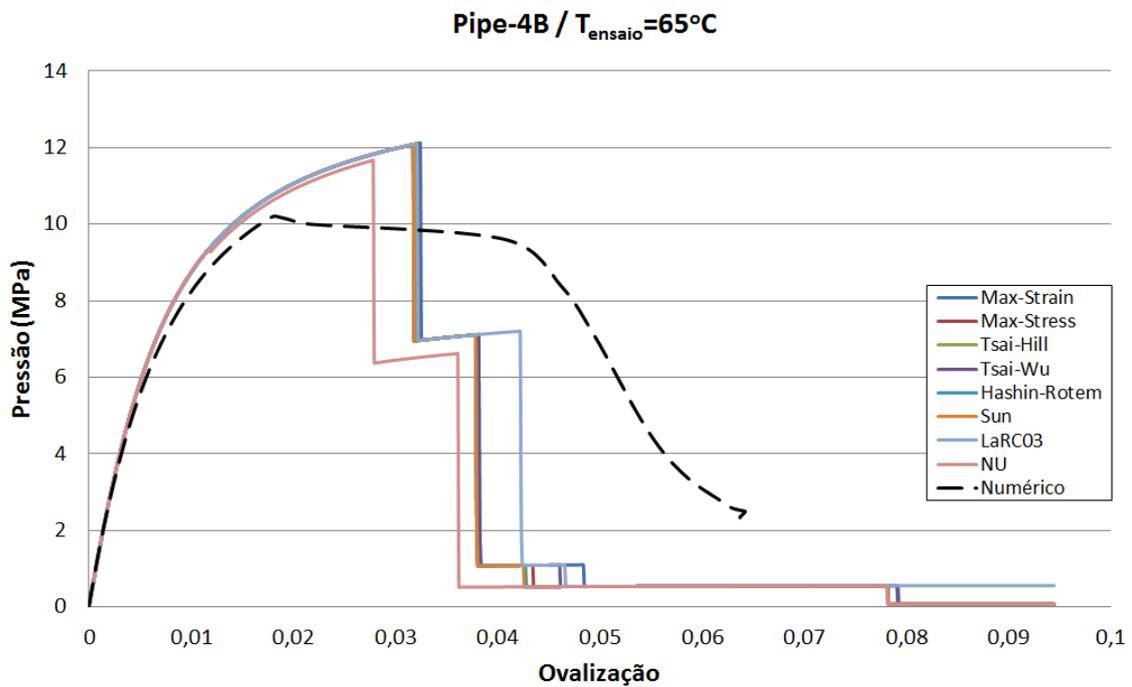


Figura K.8: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4B ($T_{\text{ensaio}} = 65^{\circ}\text{C}$).

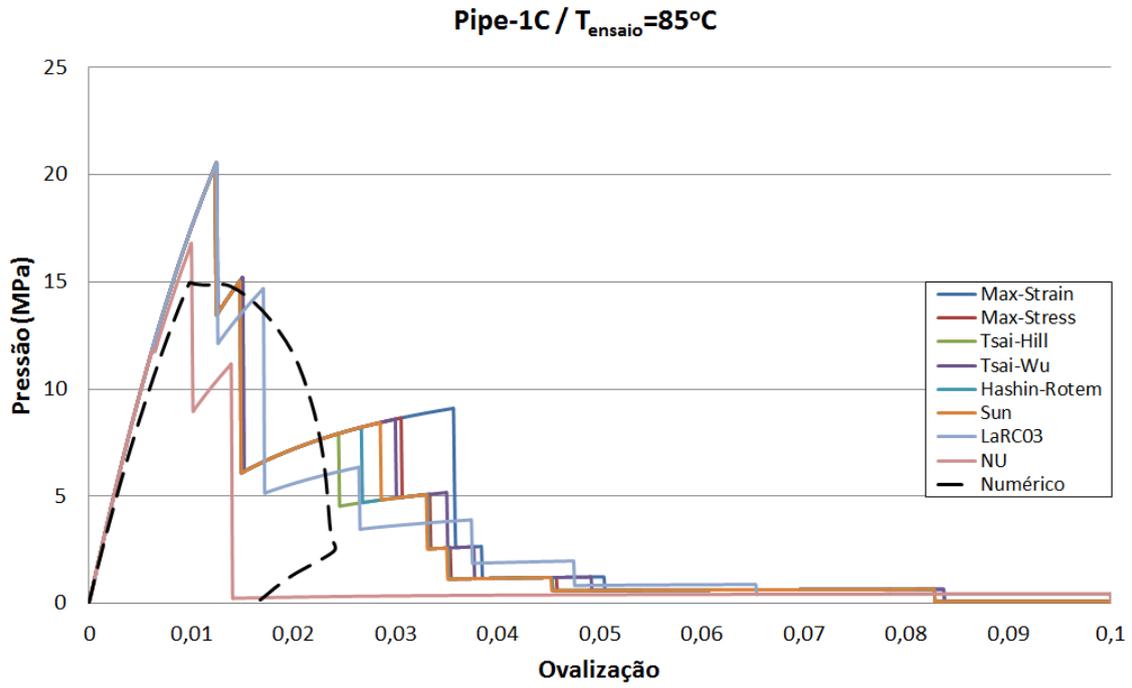


Figura K.9: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-1C ($T_{\text{ensaio}} = 85^{\circ}\text{C}$).

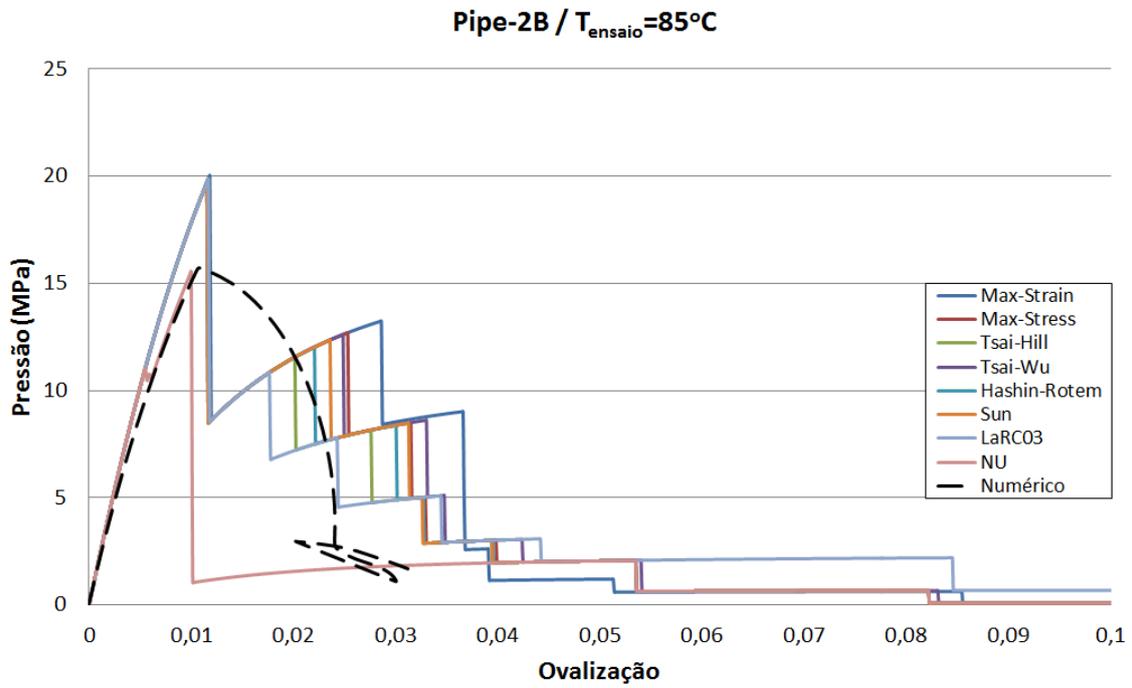


Figura K.10: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-2B ($T_{\text{ensaio}} = 85^{\circ}\text{C}$).

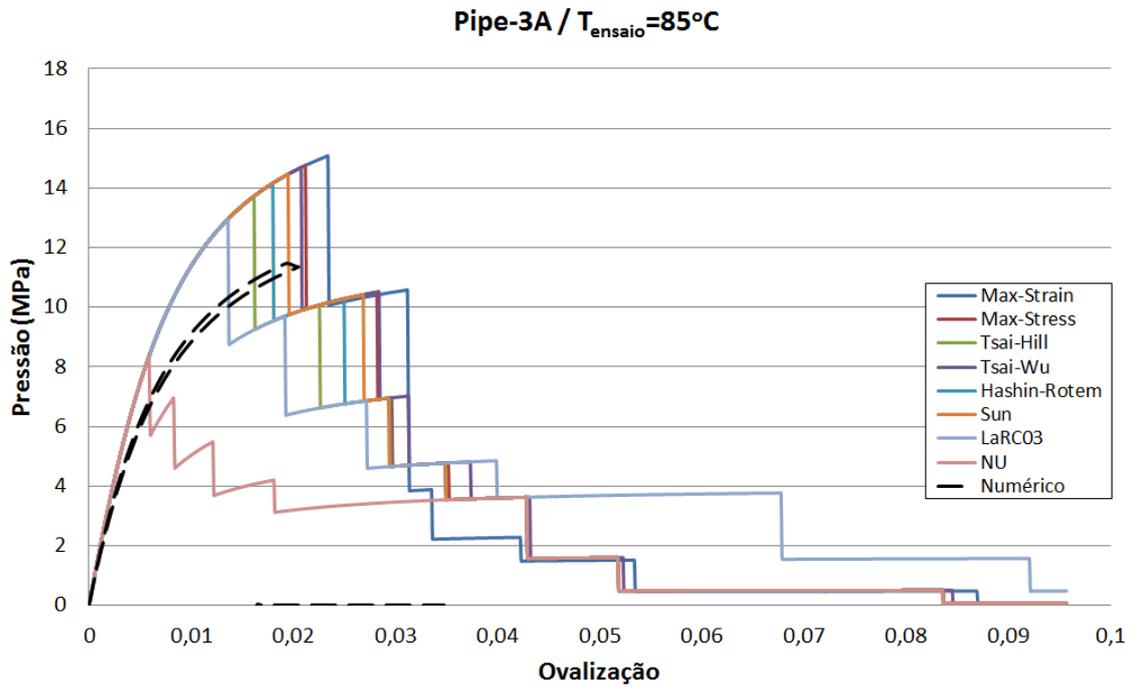


Figura K.11: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-3A ($T_{\text{ensaio}} = 85^{\circ}\text{C}$).

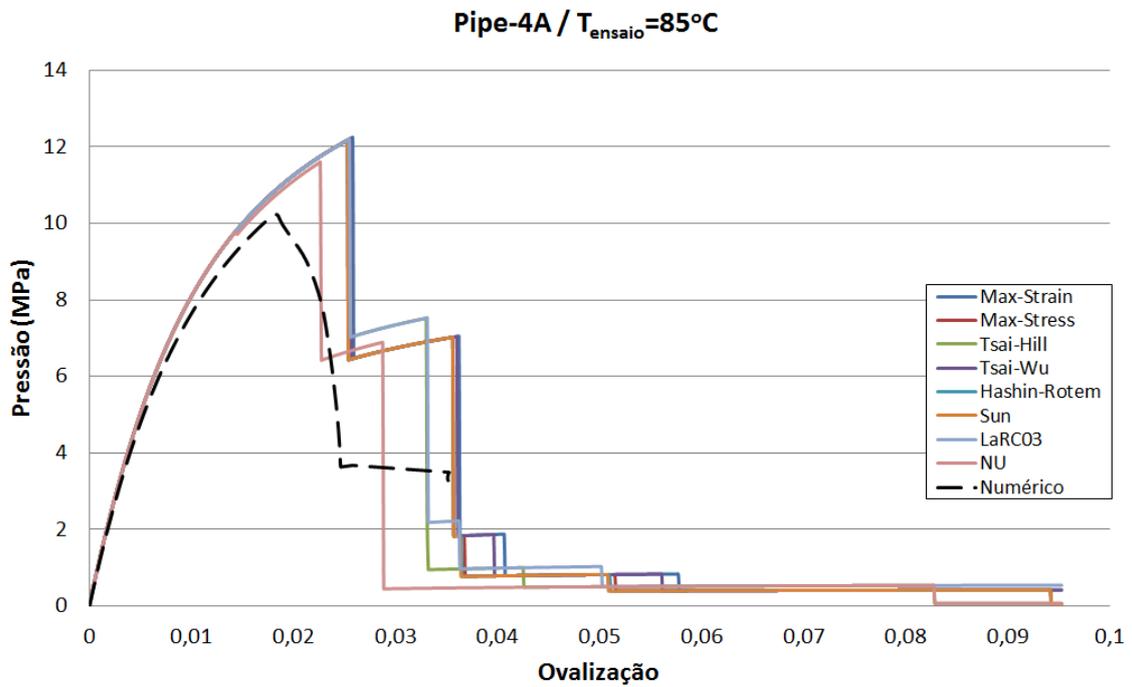


Figura K.12: Curvas de Pressão vs. Ovalização do Pipe-4A ($T_{\text{ensaio}} = 85^{\circ}\text{C}$).