

Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M
Escola de Engenharia

Tese para obtenção do título de Doutor em Engenharia



Dano e falha em compósitos estruturais de
carbono/epóxi processados por *filament winding*

UFRGS

José Humberto Santos Almeida Júnior

UNIVERSIDADE FEDERAL
DO RIO GRANDE DO SUL

Porto Alegre, RS, Brasil

Setembro/2016

Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M
Escola de Engenharia

Dano e falha em compósitos estruturais de
carbono/epóxi processados por *filament winding*

José Humberto Santos Almeida Júnior

O presente trabalho foi realizado junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, dentro da Escola de Engenharia da UFRGS como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre, RS, Brasil

Setembro/2016

O presente trabalho foi julgado adequado pelo orientador e pela banca examinadora visando a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Ph.D. Sandro Campos Amico
Laboratório de Materiais Poliméricos - LAPOL
Escola de Engenharia - Universidade Federal
do Rio Grande do Sul - UFRGS
Sandro Campos Amico

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (UFRGS, Brasil)

António Torres Marques

Co-orientador: Prof. Dr. António Torres Marques (FEUP, Portugal)

Banca Examinadora:

Flaminio Levy Neto

Prof. Dr. Flaminio Levy Neto
(Universidade de Brasília - UnB)

Sergio Frascino Müller de Almeida

Prof. Dr. Sergio Frascino Müller de Almeida
(Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - USP)

Rogério José Marczak

Prof. Dr. Rogério José Marczak
(Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS)

Carlos Pérez Bergmann

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

“Ever tried. Ever failed. No matter. Try Again. Fail again. Fail better”.

(Samuel Beckett)

Sumário

Agradecimentos	vii
Resumo	viii
Abstract	ix
Lista de Figuras	x
Lista de Tabelas	xiii
Notação	xiv
Lista de Abreviaturas	xviii
1. Introdução	1
1.1 Motivação	3
1.2 Objetivos	5
1.3 Organização da tese	6
2. Revisão da literatura	8
2.1 Processamento de compósitos poliméricos	9
2.1.1 Filament winding	10
2.1.1.1 Tipos de enrolamento	14
2.1.1.2 Vasos de pressão cilíndricos	19
2.2 Análise de cascas processadas por FW	22
2.2.1 Estruturas FW com camadas angle-ply $\pm\phi$	22
2.2.1.1 Modelagem de camada angle-ply $\pm\phi$	25
2.3 Mecânica do dano em compósitos	30
2.3.1 Escala micro	31
2.3.2 Escala macro	32
2.3.3 Escala meso	37
2.3.3.1 Tensão efetiva	39
2.3.3.2 Resposta efetiva	40
2.3.3.3 Forças termodinâmicas	41
2.3.3.4 Determinação dos parâmetros de dano	42
3. Artigo I: Carbon fiber reinforced epoxy filament wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning	50
3.1 Introduction	52
3.2 Experimental	53
3.2.1 Materials & manufacturing	53
3.2.2 Weathering	55
3.2.3 Characterization	56

3.2.4 Failure envelope	57
3.3 Results and Discussion	57
3.3.1 Moisture uptake	57
3.3.2 Viscoelastic properties	59
3.3.3 Mechanical properties	61
3.3.4 Failure envelopes	71
3.4 Conclusions	73
3.5 Acknowledgements	74
3.6 References	75
4. Artigo II: Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure	78
4.1 Introduction	80
4.2 Finite element structural modelling	82
4.3 Results and discussion	88
4.3.1 Stress analysis	88
4.3.2 Strain analysis	97
4.4 Conclusions	103
4.5 Acknowledgments	104
4.6 References	104
5. Artigo III: Damage and failure in carbon/epoxy filament wound composite tubes under external pressure: Experimental and numerical approaches	107
5.1 Introduction	109
5.2 Damage model	111
5.2.1 Fiber failure modeling	111
5.2.2 Matrix failure modeling	112
5.3 Composite tubes: Real structure vs. Finite element modeling	113
5.4 Results and discussion	118
5.5 Conclusions	126
5.6 Acknowledgements	126
5.7 References	127
6. Integração dos artigos	130
7. Conclusões	135
7.1 Perspectivas futuras	137
8. Referências	138

Agradecimentos

O autor gostaria de agradecer à CAPES pelo suporte financeiro, que fez com que essa pesquisa se tornasse viável.

Por sua constante e valiosa orientação, apoio e incentivo, o autor gostaria de agradecer profundamente ao seu orientador, o Prof. Dr. Sandro Amico.

Pela sua imprescindível contribuição nos modelos numéricos, modelo do dano e disponibilidade para melhoria do trabalho, o autor agradece ao Prof. Dr. Volnei Tita da USP – EESC. O autor também agradece ao Prof. Dr. Marcelo Ribeiro da USP – EESC, pelo auxílio na calibração do modelo do dano e nas valiosas orientações sobre como desenvolver e operar sub-rotinas UMAT.

O autor agradece ao Prof. Dr. António Torres Marques e ao Dr. Hugo Faria, da FEUP e INEGI – Porto/Portugal, respectivamente, pela vossa orientação durante o doutorado sanduíche, onde sempre apresentaram disponibilidade e interesse na melhoria da pesquisa.

Ao Prof. Carlos Arthur do LaPol/UFRGS pela amizade e parceria.

A todos os colegas do GCOMP, da sala 121, pelos momentos de descontração ao longo dessa jornada. Ao Ingo Dalibor, onde desenvolvemos incontáveis momentos de humor e pesquisa andando lado a lado, no LaPol - Centro de Tecnologia.

À minha família, especialmente minha mãe, Arlete Pimentel, por prestar todo apoio, sempre com muito amor e carinho, à essa árdua carreira de pesquisador, me dando sempre força para seguir em frente. Também, como parte da família, agradeço à minha tia Joelma Tebaldi, pelo enorme carinho despendido, sempre com muita fé e palavras de incentivo. Por último, mas longe de ser menos importante, à minha namorada Fernanda Vechietti, que me aturou com muito amor ao longo desse período, sempre com bom humor, companheirismo e valiosas palavras de incentivo.

Resumo

Estruturas em material compósito possuem excelentes propriedades mecânicas específicas e sua aplicação em estruturas cresce exponencialmente. Entretanto, por apresentarem alto grau de anisotropia aliado a complexos modos de falha, um completo entendimento dessas estruturas ainda é um árduo desafio. A principal motivação do presente trabalho é avaliar o comportamento mecânico de estruturas em material compósito processadas por *filament winding* (FW), através de abordagens analítica, numérica e experimental. Laminados de fibra de carbono com resina epóxi foram processados por FW com $V_f = 72\%$ em diferentes formatos. Laminados planos foram submetidos a condicionamento higrotérmico e a carregamentos trativos, compressivos e cisalhantes. Também se realizou um estudo numérico focando na determinação da capacidade de transferência de carga do *liner* (selante) para vasos de pressão (COPV) em compósitos de carbono/epóxi pressurizados internamente. Os vasos de pressão foram modelados considerando variação no ângulo de enrolamento e acúmulo de espessura nas zonas de contorno, para selantes com diferentes materiais e espessura. Além disso, propôs-se um modelo de dano e avaliou-se experimentalmente a progressão da falha de tubos de carbono/epóxi submetidos à pressão hidrostática externa. Os resultados indicam que o dano causado pelo condicionamento higrotérmico afetou a interface fibra/matriz, onde um efeito plasticizante foi encontrado através de análise fractográfica. A superfície de falha no plano $\sigma_{22} - \tau_{12}$, determinada analiticamente, indicou o dano causado após o condicionamento. Já os resultados numéricos para um vaso de pressão pressurizado internamente indicaram que o selante efetivamente transfere tensão no seu regime elástico e sua contribuição diminui para maiores níveis de pressão. Por fim, o modelo de dano proposto para avaliar tubos submetidos à pressão externa apresentou previsões numéricas não maiores que 8,4% em relação aos dados experimentais, além de ser capaz de indicar precisamente o seu modo de falha.

Abstract

Composite structures have excellent specific mechanical properties, and their application in structures grows exponentially. Nonetheless, due to their high anisotropy degree, and complex failure modes, a complete understanding of these structures is still a tough challenge. The main motivation of the current work is to investigate the mechanical behavior of composite structures manufactured by filament winding (FW) through analytical, numerical and experimental approaches. Carbon fiber reinforced epoxy composite laminates have been manufactured by FW with a $V_f = 72\%$ in several shapes. Flat laminates were submitted to hygrothermal conditioning and subjected to tensile, compressive and shear loadings. Also, a numerical study focusing on the determination of the load sharing ability of the liner for carbon/epoxy composite overwrapped pressure vessel (COPV) under internal pressure has been performed. The COPV was modeled accounting for winding angle variation and thickness built-up at the turn-around zones, for liners with different raw materials and thicknesses. Furthermore, a damage model has been proposed, and experiments were carried out to study failure progression in carbon/epoxy composite tubes under hydrostatic external pressure. The results of this research point out that the damage caused by hygrothermal conditioning affected the fiber/matrix interface, where a plasticizing effect was identified through fractographic analysis. The analytically determined failure surface in the $\sigma_{22} - \tau_{12}$ plan pointed out the damage generated after conditioning. The numerical results for internally pressurized COPV indicated that the liner effectively shared stress on its elastic regime, and its contribution decreased for higher pressure levels. Lastly, the proposed damage model to evaluate composite tubes subjected to external pressure presented numerical predictions not higher than 8.4% in comparison to the experimental results, being able to indicate their failure modes.

Lista de Figuras

Figura 1. Diagrama esquemático de uma máquina de FW [5].	11
Figura 2. Ilustração de um ciclo de enrolamento sobre superfície cilíndrica.	13
Figura 3. Largura da banda em uma estrutura fabricada por FW.	13
Figura 4. Enrolamentos polar (a), helicoidal (b) e circunferencial (c) [11].	14
Figura 5. Trajetória geodésica ($\lambda=0$) e trajetórias não-geodésicas ($\lambda=0,1, 0,2$ e $0,4$) sobre uma superfície em forma de sino (bell shape) [19].	16
Figura 6. Segmentos de tensões unitárias e momentos resultantes em um elemento de casca axissimétrico [9].	18
Figura 7. Ângulo de enrolamento e posições de retorno para enrolamento geodésico e não-geodésico (positivo e negativo) [14].	18
Figura 8. Seção de um vaso cilindro pressurizado internamente [27].	19
Figura 9. Casca cilíndrica fabricada por FW (a) e forças atuantes sobre a casca [16].	21
Figura 10. Duas camadas $+\varphi$ e $-\varphi$ formando uma lâmina angle-ply [33].	23
Figura 11. Esquema ilustrativo do processo de FW focando na geração do pattern (a) e tubos enrolados (b) com os patterns apresentados em (a) [33].	24
Figura 12. Momentos e forças resultantes em um laminado [37].	26
Figura 13. Ilustração de uma lâmina não-simétrica e sem acoplamento entre as camadas [33].	29
Figura 14. Diferentes escalas para análise mecânica em materiais compósitos [37].	31
Figura 15. Plano de ação do critério de falha de Puck [54].	36
Figura 16. Tipos de falha característicos em compósitos laminados [63].	38
Figura 17. Resposta inelástica de um compósito com comportamento não-linear – com dano [63].	38
Figura 18. Superfície limiar do dano para um compósito off-axis de carbono/epóxi [61].	44
Figura 19. Metodologia proposta por Tita [76] para implementar seu modelo de dano no software Abaqus.	46
Figura 20. Exemplo de um carregamento proporcional sob resposta instável [83].	48
Figura 21. Método do comprimento do arco implementado no Abaqus (a) e representação original do método (b) [83].	49
Figure 22. Manufacturing of a flat unidirectional laminate by filament winding.	54
Figure 23. V-notched shear test with a bonded rosette.	56
Figure 24. Mass gain obtained from experimental measurements and Fickian diffusion prediction.	58
Figure 25. Storage modulus of the unconditioned and weathered specimens.	59
Figure 26. Loss modulus of the unconditioned and weathered composites.	60
Figure 27. Tan delta of the unconditioned and weathered specimens.	61
Figure 28. Typical load \times displacement tensile curves for the studied families of unidirectional laminates.	62

Figure 29. Optical micrographs are shown for the fractured non-aged _{[0]₄} (a), aged _{[0]₄} (b), non-aged _{[90]₄} (c), aged _{[90]₄} (d) tensile coupons. _____	63
Figure 30. Stress × strain profile plots for all coupons measured by longitudinal and transversal analogical extensometers. _____	64
Figure 31. Longitudinal × transversal strains for determining the major (a) and minor (b) Poisson's ratio for non-aged _{[0]₄} (a) and non-aged _{[90]₄} (b) tensile specimens. _____	65
Figure 32. Typical load × displacement compressive curves for all specimens studied. _____	66
Figure 33. Optical micrographs for the fractured non-aged _{[0]₄} (a), aged _{[0]₄} (b), non-aged _{[90]₄} (c), aged _{[90]₄} (d) compressive coupons. _____	66
Figure 34. Typical shear stress × displacement curve profiles for non-aged (a) and aged (b) coupons. _____	67
Figure 35. Shear stress × strain curves for non-aged (a) and aged (b) specimens for the determination of shear modulus. _____	68
Figure 36. Representative optical micrographs from the non-aged (a) and aged (b) [0] ₄ tested shear specimens. _____	69
Figure 37. Short beam stress vs. displacement for all family of laminates studied. _____	70
Figure 38. SEM micrographs of the fractured short beam specimens: non_aged _{[0]₄} (a) with a zoom at the delamination (b), and non_aged _{[90]₄} (c) with a zoom at the crack (d). _____	71
Figure 39. Failure envelopes for both non-aged and aged composite laminates for several failure criteria considering $\sigma_{11} = 0$. _____	73
Figure 40. Geometrical specifications of the liner. _____	83
Figure 41. Mesh of the composite layup with color-based materials using winding angle increments of 0.5° at the dome section. The global rectangular coordinate system is shown. _____	85
Figure 42. View of the COPV with the analyzed points highlighted. _____	86
Figure 43. Cylindrical coordinate system for a wound structure in a differential element [9]. _____	86
Figure 44. Von Mises equivalent stress variation with liner thickness for 70 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	90
Figure 45. Von Mises stress variation with liner thickness for 140 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	91
Figure 46. Von Mises stress variation with liner thickness for 350 bar at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	92
Figure 47. Variation of liner stress fraction (scanning of 10 frames) with the applied internal pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	94
Figure 48. Von Mises equivalent stress along the vessel's axial length for a pressure of 70 bar (liner thickness of 3 mm). _____	96

Figure 49. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 70 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	98
Figure 50. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 140 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	99
Figure 51. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 350 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	100
Figure 52. Variation of liner strain fraction with applied internal pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c). _____	102
Figure 53. Strain along the vessel's axial length for a pressure of 70 bar (liner thickness of 3 mm). _____	103
Figure 54. Winding of the outermost hoop layer (a) with zoom of the laminate (b). _____	114
Figure 55. Hyperbaric chamber used for the experimental tests. _____	115
Figure 56. Details of the finite element model. _____	116
Figure 57. Variation of the pressure along the simulation in function of the arc length method. _____	118
Figure 58. Circumferential displacement at central region as shown by the arrow. _____	119
Figure 59. Experimental vs. Numerical Results of [90±55 ₄ /90]: Distribution of the SDV ₁₁ , SDV ₂₂ and SDV ₁₂ through the thickness only for damaged plies for different time-steps. _____	121
Figure 60. Experimental vs. numerical results of [90±55 ₈ /90]: Distribution of the SDV ₁₁ , SDV ₂₂ and SDV ₁₂ through the thickness only for damaged plies under the maximum external pressure. _____	122
Figure 61. Experimental vs. numerical results of [90±55 ₁₂ /90]: Distribution of in-plane shear stresses and SDV ₁₂ in the ply 6 along of the tube and delamination in the tested specimen. _____	123
Figure 62. Pressure vs. displacement curves to determine the maximum external pressure strength. _____	125
Figure 63. Final deformed shape for the specimens [90/±55 ₄ /90] (a), [90/±55 ₈ /90] (b) and [90/±55 ₁₂ /90]. _	125

Lista de Tabelas

Tabela 1. <i>Modelo do material proposto por Ribeiro [61].</i>	45
Tabela 2. <i>Ensaaios experimentais para determinação dos parâmetros do modelo.</i>	45
Table 3. <i>T_g determined by different methods.</i>	61
Table 4. <i>Summary of the measured properties.</i>	72
Table 5. <i>Elastic properties of the liners and the composite [6].</i>	83
Table 6. <i>Representative material properties used as input in the numerical models [23].</i>	117
Table 7. <i>Damage, stresses and strains for the tubes via progressive failure analysis.</i>	120
Table 8. <i>Implosion pressures (values in bar) for tubes, considering different failure criteria and experimental results.</i>	124

Notação

Letras romanas

d – parâmetro de dano

$d_i, i = 1, 2, 6$ – parâmetros de dano (1 = direção da fibra; 2 = direção transversal; e 6 = cisalhamento no plano)

E_{22_0} – módulo elástico inicial

E_D – energia de deformação

E_1 – módulo de elasticidade longitudinal

E_2 – módulo de elasticidade transversal

f – superfície de falha

f_b – componente transversal da força

f_n – componente normal da força

G_{12}^0 – módulo de cisalhamento equivalente

G_{12} – módulo de cisalhamento no plano 1-2

G_{13} – módulo de cisalhamento transversal no plano 1-3

G_{23} – módulo de cisalhamento transversal no plano 2-3

M_∞ – ganho de massa após atingir o equilíbrio

M_T – ganho de massa em relação ao tempo

M_{xy} – momentos fletores e torçores resultantes

N_{xy} – resultantes de tensões normais e de cisalhamento

Q – resistência ao cisalhamento transversal x - z

r – raio

R – resistência ao cisalhamento transversal no plano y - z

S – resistência ao cisalhamento no plano x - y

S_{12y} – limite linear-elástico da tensão de cisalhamento

t – tempo

X_C – resistência à compressão da lâmina na direção da fibra

X_T – resistência à tração da lâmina na direção da fibra

Y_C – resistência à compressão da lâmina na direção transversal à fibra

Y_T – resistência à tração da lâmina na direção transversal à fibra

Y_n – força termodinâmica

Z_C – resistência à compressão transversal da lâmina no plano $y-z$

Z_T – resistência à tração na direção transversal da lâmina no plano $y-z$

Letras gregas

α – ângulo entre a tangente e o eixo central da superfície de revolução

Γ_{ij} – limite de deformação ao cisalhamento no plano $i-j$

γ_{xy}^0 – deformação angular referente à tensão de cisalhamento no plano

ε_0 – módulo elástico inicial

ε_{11} – deformação na direção longitudinal à fibra

ε_{11}^C – limite de deformação em compressão da lâmina na direção da fibra

ε_{11}^E – deformação normal equivalente da lâmina na direção da fibra

ε_{11}^T – limite de deformação normal em tração da lâmina na direção da fibra

ε_{22} – deformação na direção transversal da lâmina

ε_{22}^C – limite de deformação em compressão da lâmina transversalmente à fibra

ε_{22}^E – deformação equivalente da lâmina na transversalmente à fibra

ε_{22}^T – limite de deformação da lâmina em tração transversalmente à fibra

ε_{33} – deformação da lâmina transversal ao plano da lâmina

ε_{33}^C – limite de deformação da lâmina em compressão ao plano da lâmina

ε_{33}^T – limite de deformação em tração transversal ao plano da lâmina

ε_x^0 – deformação angular referente à tensão de tração

ε_y^0 – deformação angular referente à tensão de compressão

η – número de filamentos
 η_L – coeficiente de atrito longitudinal
 η_T – coeficiente de atrito transversal
 η_a – número de filamentos na direção longitudinal do mandril
 η_b – número de filamentos na direção circunferencial do mandril
 φ – ângulo de enrolamento
 φ_0 – ângulo de enrolamento ótimo
 $\pm\varphi$ – sub-laminado *angle-ply*
 λ – coeficiente de atrito
 ν_{12} – coeficiente de Poisson principal
 ν_{21} – coeficiente de Poisson secundário
 σ_{22_0} – limite linear-elástico da tensão transversal
 σ_a – tensão axial
 σ_c – tensão circunferencial
 σ_n – componente da tensão normal no plano fractal
 σ_x – tensão normal na direção axial
 σ_y – tensão normal na direção radial
 σ_z – tensão normal na direção circunferencial
 τ_L – componente longitudinal do cisalhamento no plano fractal
 τ_T – componente transversal do cisalhamento no plano fractal
 τ_{xy} – tensão de cisalhamento no plano x - y
 τ_{xz} – tensão de cisalhamento transversal no plano x - z
 τ_{yz} – tensão de cisalhamento no plano y - z
 ρ – densidade
 ψ – força termodinâmica

Operadores

$[A_{mn}]$ – componentes da matriz de rigidez extensional A

$[B_{mn}]$ – componentes da matriz de acoplamento B

$[D_{mn}]$ – componentes da matriz de rigidez à flexão e torção D

$\{\tilde{\sigma}\}$ – tensões efetivas

$\langle\sigma_{11}\rangle$ – tensão equivalente na direção da fibra

$\langle\sigma_{22}\rangle$ – tensão equivalente transversalmente à fibra

Lista de Abreviaturas

FW – *filament winding*

COPV – vaso de pressão

EF – elementos finitos

MEF – método dos elementos finitos

FPC – falha da primeira camada

FUC – falha da última camada

APF – análise progressiva da falha

CAPÍTULO 1

1. Introdução

Muitas das aplicações e tecnologias recentes requerem materiais com propriedades superiores às de materiais monolíticos convencionais. Os materiais metálicos, em especial, são largamente utilizados em aplicações de elevada resposta mecânica, porém alguns fatores como alta susceptibilidade à corrosão e alto peso específico (comparado a materiais poliméricos, por exemplo) motivaram a busca por novos materiais a fim de solucionar essas desvantagens. Neste cenário, houve o advento de materiais compósitos, inicialmente projetados para substituir materiais metálicos, entretanto hoje são utilizados pelos seus próprios méritos.

Esses compósitos avançados tipicamente consistem em reforços fibrosos (p. ex. fibra de carbono) embebidas em uma matriz polimérica (p. ex. epóxi) e estão progressivamente substituindo metais nas indústrias aeronáutica, espacial, automobilística e Petróleo & Gás (especialmente em altas profundidades). Por esse motivo, faz-se essencial entender e prever a falha nessas estruturas, sob qualquer tipo de esforço atuante.

Dentre os processos de fabricação para materiais compósitos, a técnica de *FW* (*FW*) representa apenas cerca de 3% [ALMACO, 2015] do consumo de matéria-prima em materiais compósitos no Brasil, devido principalmente ao elevado custo de aquisição do equipamento. Mas o *FW* destaca-se, quando comparado a outros processos de fabricação de materiais compósitos, por fatores como alta precisão no

posicionamento das fibras, elevada fração volumétrica de fibras, baixo teor de vazios, processamento automatizado e consistência nas propriedades mecânicas das peças, que podem ter tamanhos diversos. Suas desvantagens incluem alto investimento inicial, baixa produtividade (quando comparada a injeção de compósito termoplásticos, por exemplo).

Uma larga variedade de peças pode ser fabricada através do FW, como estruturas planas (utilizando mandril retangular com posterior compactação e cura sob compressão à quente), tubos, vasos de pressão, *isogrids*, tubeiras e *elbows*. Para cada estrutura, há a possibilidade de fabricação de estruturas com selante interno (tipicamente metálicos ou poliméricos) ou estruturas sem selante (*linerless*), que propiciam uma maior redução de peso para a estrutura. O processo de falha nessas estruturas, quando em serviço, depende fortemente de efeitos ambientais, como por exemplo em aplicações no setor de Petróleo & Gás, onde a peça pode atuar intermitente ou continuamente submersa em água. Neste caso, a estrutura pode apresentar danos intralaminares e/ou interlaminares que podem causar falhas na interface fibra/matriz.

A falha em compósitos estruturais pode ser determinada através de abordagens numérico-experimental. A abordagem totalmente experimental tem duas principais desvantagens: i) elevados custo e tempo de execução, particularmente quando vários cenários são analisados, como diferentes condições de carregamento, orientação e arquitetura do reforço, diferentes morfologias, entre outros; e ii) dificuldade de avaliação da amostra em diferentes níveis de carregamento em pontos específicos da estrutura a ser testada.

A capacidade de modelar numericamente a falha em compósitos estruturais permite realizar ensaios apenas para validação dos resultados, além de fornecer uma visão mais profunda acerca da falha do material e/ou da estrutura. Dentre as diversas técnicas disponíveis para modelagem da falha, o método dos elementos finitos é, seguramente, o mais disseminado. Entretanto, o processo de modelagem é complexo, diversos fatores podem afetar diretamente os resultados obtidos, tais

como dependência da malha, distorções em elementos, problemas de convergência, entre outros.

O processo de falha em materiais compósitos é comumente modelado através de duas principais abordagens: falha da primeira camada (FPC) e análise progressiva da falha (APF) ou falha da última camada (FUC). Na primeira, a falha global de um laminado é dada assim que a primeira lâmina falha. Enquanto no caso de falha da última camada, há um processo de danificação das lâminas com o carregamento (experimental ou virtual), que pode ser de origem intralaminar ou interlaminar. Em laminados, os modelos de dano consideram que há uma energia de dissipação associada com o modo de falha de uma camada em particular, caracterizando assim os diferentes modos de falha sob diferentes carregamentos. Consequentemente, a carga final de falha do compósito pode ser prevista, correspondendo à total perda de rigidez do laminado, definindo assim a APF.

Nesse cenário, faz-se imprescindível determinar as propriedades mecânicas de compósitos laminados, seja ele plano ou cilíndrico, através de técnicas experimentais e numéricas. Adicionalmente, a quantificação do dano em laminados sob efeito de intempérie é de extrema importância, uma vez que considerar um laminado sob condições hipotéticas e idealizadas pode levar a projetos mecânicos subestimados, comprometendo assim a segurança da estrutura.

1.1 Motivação

Compósitos poliméricos avançados, usualmente fibra de carbono com resina epóxi, possuem excelentes propriedades específicas, uma vez que combinam alta rigidez e resistência aliada à baixa massa específica ($\approx 1.6 \text{ g/cm}^3$) [1], que propiciam o desenvolvimento de estruturas leves e resistentes. Além disso, é válido ressaltar a anisotropia de compósitos laminados com reforço disposto em direções preferenciais, que permite a otimização das propriedades do material

aliados às características geométricas, levando a projetos otimizados de estruturas.

Entretanto, a anisotropia associada à heterogeneidade do material torna a análise do material complexa, dificultando assim a previsão precisa da falha da estrutura. Essa dificuldade vem sendo explorada por pesquisadores e projetistas, que estão constantemente desenvolvendo novos métodos experimentais e, principalmente, numéricos para previsão e determinação da falha de compósitos laminados. Este fator é de suma importância tratando-se de compósitos de alta responsabilidade estrutural, nos quais a combinação de danos por fatores ambientais, impacto, fadiga, entre outros, pode causar falha catastrófica na estrutura. Para tal, habitualmente, emprega-se altos coeficientes de segurança, a fim de “sobrepôr” esses fatores que não são geralmente considerados nos projetos, acarretando em uma não-otimização das propriedades e potencialidades do compósito, gerando um maior peso e custo final da estrutura.

Outro aspecto altamente motivador é aumentar a confiabilidade e aplicação de estruturas fabricadas por FW, mais especificamente tubos e vasos de pressão. Laminados planos fabricados por FW também são pouco explorados devido ao fato de ser o FW ser um processo típico para fabricação de sólidos de revolução, assim como a previsão da falha quando atuante sob efeitos ambientais. Esses laminados possuem alto grau de tensionamento nas fibras, que possuem característica intrínseca de serem auto enrijecidas (*self-stiffened*).

Abordando de vasos de pressão processados por FW, é válido ressaltar que há raros relatos na literatura quantificando a capacidade de transferência de carga do selante para a estrutura em compósito. Essas estruturas são frequentemente utilizadas para armazenamento de gases, onde o selante, além de possuir função estrutural, atua também como uma barreira para a permeação dos gases. Assim, o material a ser empregado no selante é de suma importância, assim como suas propriedades geométricas, com o intuito principal de maximizar a relação resistência/peso. Outra aplicação típica são estruturas cilíndricas utilizadas em veículos de operação remota (ROV), largamente utilizada no setor de Óleo & Gás,

onde a busca por redução de peso é constante pois o cilindro/vaso de pressão atua sob elevada profundidade, e a pressão externa exercida sobre a parede da estrutura é o principal parâmetro de projeto a ser avaliado.

Portanto, o panorama apresentado sugere maximização da performance mecânica da estrutura, e predição com alta confiabilidade da falha do material. Este último, é extremamente dependente de técnicas experimentais e numéricas para sua determinação de forma precisa.

Diante do contexto supracitado, a presente tese visa contribuir para o projeto de estruturas em material compósito fabricadas por *FW*. Para tal, os objetivos apresentados na seção a seguir devem ser realizados.

1.2 Objetivos

O principal objetivo desta pesquisa é avaliar o comportamento mecânico de laminados planos, tubos e vasos de pressão de fibra de carbono e resina epóxi submetidos a diferentes carregamentos e condições através de abordagens numérica e experimental. Objetivos específicos:

- a)** Avaliar o efeito do dano através envelhecimento acelerado, temperatura + umidade, nas propriedades em tração, compressão, cisalhamento no plano, cisalhamento transversal, e no comportamento viscoelástico;
- b)** Determinar os envelopes de falha para os compósitos não-danificados e danificados por condicionamento ambiental;
- c)** Investigar a influência da espessura de selantes de liga de alumínio e aço-inoxidável na capacidade de transferência de carga do selante em vasos de pressão enrolados com compósito de carbono/epóxi submetidos à pressão interna;
- d)** Desenvolver uma nova técnica de modelagem de estruturas em compósitos fabricadas por *FW*, considerando precisamente a orientação da fibra e o acúmulo de espessura nas regiões de retorno (domos e calotas);

- e) Desenvolver modelos numéricos para prever a resposta mecânica de laminados submetidos a carregamento de pressão hidrostática externa: Modelo não-linear baseado no método do comprimento do arco utilizado, a fim de prever o fenômeno de pós-flambagem, e modelo de dano para avaliar a degradação gradual da rigidez e falha global da estrutura.

1.3 Organização da tese

A presente tese está dividida em 7 capítulos, organizados da seguinte maneira:

O Capítulo 1 apresenta uma Introdução, contextualizando o atual cenário com a proposta de tese apresentada, motivação, objetivos e estrutura da tese.

O Capítulo 2 apresenta uma revisão bibliográfica, onde é abordado o processo de fabricação de compósitos FW, e as estruturas típicas oriundas deste processo. Além disso, são apresentados métodos numéricos reportados na literatura para avaliação do comportamento mecânico de laminados planos, cilindros e vasos de pressão. São também abordados critérios de falha e dano e efeitos de degradação por envelhecimento em compósitos laminados. Por fim, encontra-se uma literatura envolvendo análise progressiva da falha, assim como sua teoria utilizada para desenvolvimento de um modelo de dano.

No Capítulo 3, é apresentado o Artigo I, intitulado: “*Carbon fiber reinforced epoxy filament wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning*” [1]. Neste trabalho, avaliou-se as propriedades mecânicas de compósitos laminados unidirecionais de fibra de carbono com resina epóxi, fabricados por FW, submetidos a envelhecimento acelerado (temperatura + umidade). Os compósitos não-envelhecidos e envelhecidos foram submetidos a carregamentos de tração, compressão, cisalhamento no plano e cisalhamento transversal. As propriedades elásticas e de resistência avaliadas neste trabalho foram utilizadas nos artigos subsequentes como dados de entrada nos modelos numéricos a fim de gerar resultados teóricos confiáveis. O comportamento viscoelástico foi determinado através de análises dinâmico-mecânicas. Calculou-se também os envelopes de

falha para avaliar o efeito do dano causado pelo envelhecimento. Os resultados obtidos neste artigo estão associados aos objetivos específicos *a)* e *b)*.

No Capítulo 4, apresenta-se o Artigo II, intitulado: “*Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure*” [2]. Neste trabalho, apresentou-se uma avaliação da capacidade de transferência de carga do selante para a estrutura em um vaso de pressão pressurizado internamente. Avaliou-se os seguintes efeitos geométricos: espessura (3 a 7 mm) e material do selante (alumínio ou aço-inoxidável). Utilizou-se uma nova metodologia para modelar o laminado compósito depositado sobre o selante, variando a espessura e o ângulo de orientação do reforço nas áreas de retorno da estrutura. Empregou-se três conceitos para avaliar a capacidade de transferência de carga do selante para o vaso de pressão: *i)* razão de espessura; *ii)* fração de compartilhamento de tensão do selante; e *iii)* fração de compartilhamento de deformação do selante.

No Capítulo 5, apresenta-se o terceiro artigo, cujo título é: “*Damage and failure in carbon/epoxy filament wound composite tubes under external pressure: Experimental and numerical approaches*” [3]. Neste trabalho, apresenta-se o modelo de dano empregado para prever o processo de danificação das lâminas para tubos de carbono/epóxi com diferentes espessuras e carregados com pressão hidrostática externa. Adicionalmente, empregou-se um aplicando o método do comprimento do arco para prever o comportamento de pós-flambagem dos tubos. Todos os resultados obtidos foram comparados com ensaios experimentais de pressão externa.

No Capítulo 6, apresenta-se a integração dos três artigos citados.

No Capítulo 7, são apresentadas as conclusões globais e as perspectivas para trabalhos futuros.

CAPÍTULO 2

2. Revisão da literatura

Os compósitos são materiais que consistem na combinação de dois ou mais constituintes, normalmente em escala macroscópica, sendo insolúveis entre si. Usualmente, são utilizados dois tipos de materiais, onde um é a fase dispersa (ou reforço) e o outro é a fase contínua (ou matriz). O reforço geralmente é um material fibroso, como carbono, aramida ou vidro, e é distribuído continuamente na matriz, usualmente polimérica, sendo as mais comuns: epóxi, poliéster e estervinílica. As matrizes poliméricas atuam como um agente ligante, mantendo as fibras na orientação desejada, protegendo-as contra abrasivos e efeitos ambientais, bem como transferindo as tensões às fibras.

Compósitos poliméricos reforçados por fibras (CPRF) têm um comportamento particular que não depende unicamente das propriedades de seus constituintes, mas também de parâmetros e métodos de processamento, bem como ângulo de deposição e número de camadas. O reforço fibroso, comumente, possui melhores propriedades mecânicas (elásticas e de ruptura) que a matriz, e muitas das propriedades do material final são fortemente dependentes da fibra. Entretanto, via de regra, a deformação na ruptura das matrizes é superior às das fibras.

Os compósitos poliméricos podem ser classificados segundo o tipo de matriz, podendo ser termoplásticos ou termorrígidos. Além disso, há quem classifique os materiais compósitos em plásticos reforçados (baixo custo/baixa performance) ou

compósitos avançados (alto custo/alta performance). Os compósitos avançados (foco deste trabalho) utilizam reforços contínuos e materiais de elevada performance. Peças que atuam sob elevada solicitação mecânica requerem o uso de compósitos avançados em sua estrutura, além da necessidade de serem produzidos em um processo adequado.

Para a fabricação de peças estruturais axissimétricas, o FW é ideal por ser um processo automatizado e que possibilita a fabricação de laminados com elevado teor de fibra, entre outros fatores. Estruturas fabricadas por FW vêm ao longo do tempo em uma grande crescente no que tange ao aporte científico e tecnológico para sua aplicação sob elevada solicitação mecânica. Os setores de Petróleo & Gás, aeronáutico e aeroespacial são os principais nichos, com uma vasta gama de aplicações, tais como: armazenamento e transporte de fluidos, alocação de componentes eletrônicos para monitoramento de *risers*, equipamentos em altas profundidades e veículos de operação remota (ROV), fuselagens, tubeiras, motores foguete, entre inúmeras outras.

2.1 Processamento de compósitos poliméricos

A escolha do processo ideal para fabricação de materiais compósitos depende de vários fatores, como tipo de reforço (unidirecional, tecido, manta, *roving*, *prepreg*) e matriz (termoplástica ou termorrígida), temperatura de operação, nível de responsabilidade estrutural, geometria da peça, custo, produtividade, entre outros. Após esta triagem inicial, deve-se avaliar as características físicas dos compósitos, bem como fração volumétrica de reforço (V_f), densidade, orientação do reforço, ciclo de cura, etc. Cada técnica propicia características particulares ao compósito, devendo-se considerar as vantagens do processo, o custo e suas limitações.

Há uma grande variedade de técnicas de fabricação de compósitos termorrígidos, desde os mais simples e baratos, como o *hand lay-up* (laminação manual), até os mais caros e possíveis de fabricar peças de revolução, como o FW

e a trançagem (*braiding*). Outras técnicas bastante utilizadas incluem: *spray-up* (laminação por spray), compressão à quente, moldagem em bolsa de vácuo, autoclave, moldagem por transferência de resina (RTM) e suas variantes (ex. infusão, moldagem por transferência de resina assistida à vácuo – VARTM, RTM light), pultrusão, *tape lay-up*, *sheet moulding compound* (SMC) e *bulk molding compound* (BMC).

2.1.1 Filament winding

O processo *filament winding*, utilizado para fabricar peças de revolução, consiste em posicionar filamentos contínuos com alta precisão segundo um padrão pré-determinado em um mandril, permanente ou não, que pode ter seção transversal de várias geometrias, como cilíndrico, elíptico, esférico e até retangular. Um determinado número de *rovings* é puxado, onde passam por tensionadores que controlam a tensão nas fibras e, posteriormente, atravessam um banho de resina, e são então enrolados no mandril giratório. Na saída do reservatório com resina, há um dispositivo que puxa os *rovings* e retira o excesso de resina dos mesmos. Após, o material é curado e o compósito é retirado do mandril (exceto quando o mandril é um selante fixo). O processo como descrito acima é denominado *wet winding*, uma das variantes do *filament winding*.

O FW possui vantagens frente a outras técnicas de processamento de compósitos como alta produtividade, alta repetitividade e precisão no posicionamento das fibras. O uso de fibras contínuas no FW simplifica a fabricação de muitas peças e aumenta a confiabilidade. A continuidade das fibras revela-se particularmente importante para eliminar descontinuidades materiais nas camadas do laminado, o que constitui uma limitação severa em outros processos avançados de manufatura (*fiber placement*, por exemplo). Adicionalmente, a possibilidade de produzir peças com várias espessuras de paredes e geometrias é outra vantagem importante [4].

A Figura 1 [5] apresenta um diagrama esquemático de uma máquina de FW genérica. O FW representa apenas cerca de 3% do consumo de matéria-prima em materiais compósitos no Brasil [ALMACO, 2015], devido principalmente ao custo de aquisição relativamente elevado do equipamento.

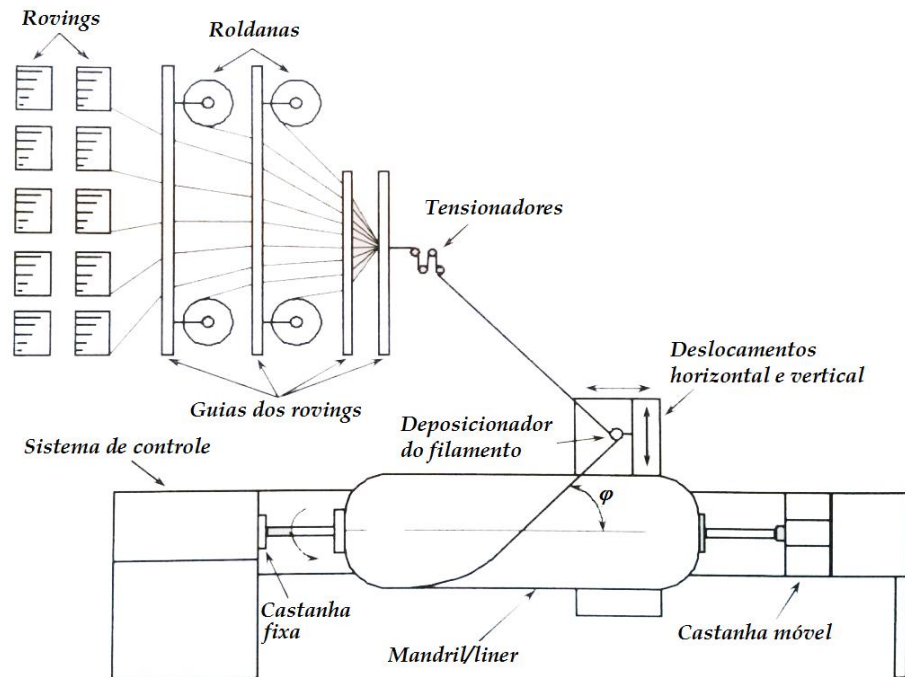


Figura 1. Diagrama esquemático de uma máquina de FW [5].

Outra vertente mais recente do *filament winding*, é o *dry winding*. O princípio é o mesmo do *wet winding*, porém, ao invés da impregnação de filamentos de fibras em um banho de resina, são utilizados *prepregs*, nesse caso, *towpregs*, filamentos contínuos (feixes) pré-impregnados. Este sistema tem algumas vantagens frente ao *wet winding*, tais como: redução de tempo no processo, maior qualidade e maior repetibilidade de peças.

Os laminados planos, tubos e os vasos de pressão comerciais são tradicionalmente fabricados por *wet winding*, devido ao menor custo de produção. Mas após a utilização de *towpregs*, avanços foram identificados, como maior controle no teor de resina, eliminação da necessidade de atenção na medição/mistura da resina, além da menor possibilidade de contaminação da

resina. O *wet winding* gera muitos resíduos relacionados às perdas de resina, enquanto o rendimento com o uso de *towpregs* aumenta e o processo é mais limpo. Além disso, a velocidade de enrolamento não é limitada pela taxa de incorporação das fibras no banho de resina e o sistema de pré-impregnação protege as fibras contra o meio externo, aumentando a velocidade sem o risco de desgaste e danos. Também, o processo de cura é mais simples, pois peças fabricadas com *towpreg* normalmente não são recobertas com *gel coat*, e não necessitam, obrigatoriamente, de rotação do material durante a cura para prevenir ondulação ou escorrimento do excesso de resina [6]. A maior limitação do *towpreg* é sua necessidade de armazenamento a baixas temperaturas, c.a. $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$, embora existam hoje *towpregs* armazenáveis à temperatura ambiente.

A depender da estrutura a ser fabricada, o mandril poderá ser: (i) solúvel em ácido acético; (ii) selante em borracha nitrílica, usados principalmente em cascas de motor de foguete e vasos de pressão; (iii) de grafite com baixa expansão térmica, para cura de resinas em altas temperaturas (na faixa de $300\text{ }^{\circ}\text{C}$); (iv) de alumínio, usados principalmente como selante, permanecendo na estrutura da peça; (v) metálico, colapsáveis, normalmente fabricados de aço, sendo utilizados para a produção de peças em grande escala e; (vi) metálico, inteiriço, indicados também para produções em grande escala. Nesse último tipo de mandril, caso seja necessário retirá-lo da peça, é necessário o uso prévio de um desmoldante em sua superfície [7,8].

Dentro de cada vertente, existem dois tipos básicos de máquinas de FW: helicoidal e polar. Uma FW baseada somente no padrão helicoidal é similar a um torno. O mandril rotaciona continuamente enquanto o cabeçote de deposição das fibras move-se simetricamente. A velocidade rotacional do mandril e a velocidade linear do cabeçote podem ser ajustadas para produzir qualquer ângulo de deposição entre 5° e 90° , onde o último é chamado de enrolamento circunferencial (*hoop winding*). Várias “passadas”, ou simplesmente ciclos, de ida e volta na deposição das fibras são necessários para o recobrimento total de uma camada. Assim, cada lâmina fabricada por FW é balanceada e simétrica em relação ao seu

plano central da espessura, uma vez que o ângulo de deposição é *angle-ply* $\pm\varphi$ [9], conforme apresenta a Figura 2. Em sistemas mais avançados, a velocidade de rotação do mandril, o deslocamento transversal e o cabeçote de deposição das fibras podem se mover em sincronia para contornar com eficiência partes críticas da peça (e.g. extremidades do mandril).

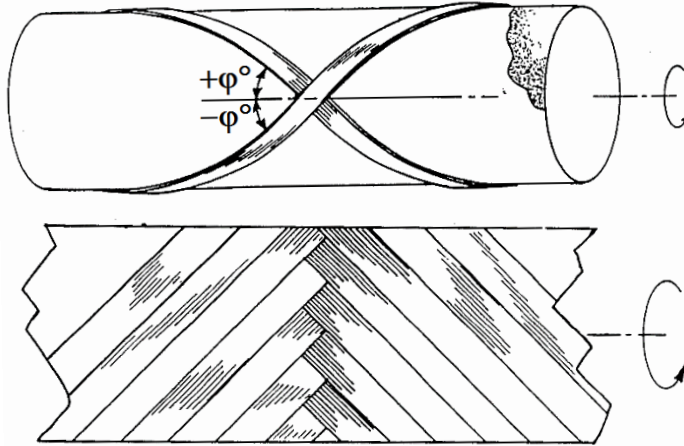


Figura 2. Ilustração de um ciclo de enrolamento sobre superfície cilíndrica.

A velocidade transversal de transporte das fibras é sincronizada com a velocidade giratória do mandril, produzindo um ângulo de orientação das fibras pré-determinado na etapa de programação de enrolamento. Além destes, a largura do *roving* (*bandwidth* - Figura 3) e o posicionamento correto dos filamentos nas roldanas do alimentador são essenciais para uma alta precisão no ângulo de enrolamento.

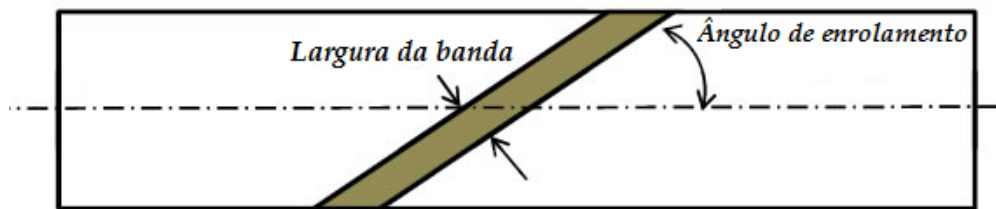


Figura 3. Largura da banda em uma estrutura fabricada por FW.

2.1.1.1 Tipos de enrolamento

Os diferentes tipos de enrolamento variam de acordo com a geometria do mandril e o ângulo desejado. O enrolamento helicoidal permite a deposição de *rovings* de maneira que haja um balanço entre resistência circunferencial e longitudinal da peça. Neste processo, as fibras não ficam adjacentes, sendo necessárias várias “passadas” para o total recobrimento da peça. Neste tipo de enrolamento, ângulos típicos variam entre 5° e 80° . Esses reforços são depositados sobre a superfície do mandril em orientações alternadas $+\varphi$ e $-\varphi$, resultando em uma camada $\pm\varphi$ [10]. A Figura 4 [11] apresenta os diferentes tipos de tipos de enrolamento [12].

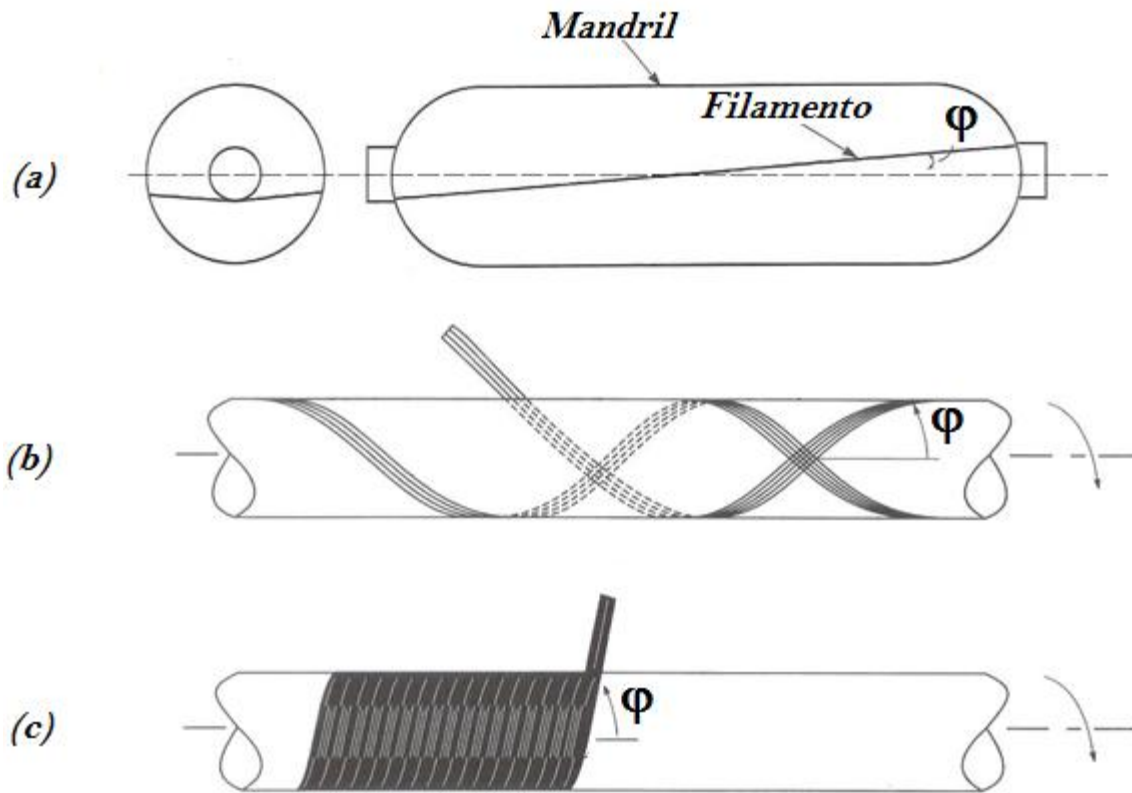


Figura 4. Enrolamentos polar (a), helicoidal (b) e circunferencial (c) [11].

No enrolamento circunferencial, as fibras são depositadas na posição normal em relação ao eixo de rotação do mandril, produzindo ângulos próximos a 90° . Esse tipo de enrolamento é também conhecido como enrolamento paralelo, ou *hoop* e,

comumente, é utilizado em combinação com os enrolamentos helicoidal ou polar para produzir uma estrutura com tensões e deformações equilibradas [13]. No enrolamento polar, utilizado quando se deseja alta resistência na direção axial, o mandril gira em baixa rotação, enquanto o alimentador gira em um ângulo pré-estabelecido.

Existem diversos métodos para se determinar a trajetória do filamento entre dois pontos sobre o mandril. A trajetória pode ser uma curva geodésica ou não-geodésica, porém há algumas variações dessas trajetórias, tais como: quase-geodésica, delta axissimétrica ou “*spline*” [14]. Dentre essas, as terminologias mais utilizadas e disseminadas são as trajetórias geodésica e não-geodésica.

A trajetória geodésica entre dois pontos sobre uma superfície é definida como a curva inserida sobre a superfície de revolução que conecta dois pontos através da menor distância [15]. Ao posicionar a fita sobre a superfície do mandril e considerando não haver nenhum atrito entre uma fita perfeitamente flexível e o mandril, a fita se coloca automaticamente em uma trajetória geodésica. Ou seja, aplicando uma leve tração nas extremidades de uma banda sobre uma superfície, esta escorrega, até se estabilizar no caminho geodésico. Esta característica é o motivo pelo qual superfícies isotensóides fabricadas pelo processo FW tem o mínimo peso, uma vez que a fibra segue a trajetória geodésica, consumindo menos material [16].

Em situações onde não é possível aplicar uma trajetória geodésica [17], por exemplo, em vasos de pressão com aberturas de diferentes diâmetros nos polos, são aplicadas trajetórias não-geodésicas [18]. O desvio da trajetória geodésica no processo FW somente é possível se houver atrito, pois sem atrito a trajetória será geodésica. Uma outra situação é o uso de pinos nas extremidades. A Figura 5 demonstra a diferença entre uma trajetória geodésica e uma não-geodésica sobre uma superfície quase-cônica [19].

Para os casos de trajetória não-geodésica, pode haver deslizamento da fibra sobre o mandril [20]. A diferença entre a trajetória geodésica [21] e a configuração realizada para diminuir a tendência ao escorregamento nesses pontos críticos é

conhecida como ângulo de deslizamento (*slippage angle*) [22], caracterizando a trajetória não-geodésica. Corroborando esta teoria, Carvalho et al. [23] mencionou que para obter uma trajetória estável do filamento ao longo do enrolamento a fibra não deve escorregar na superfície do mandril. Isso significa que a força transversal que age sobre a fibra deve ser obrigatoriamente menor que a força de atrito entre o filamento e a superfície de deposição das fibras.

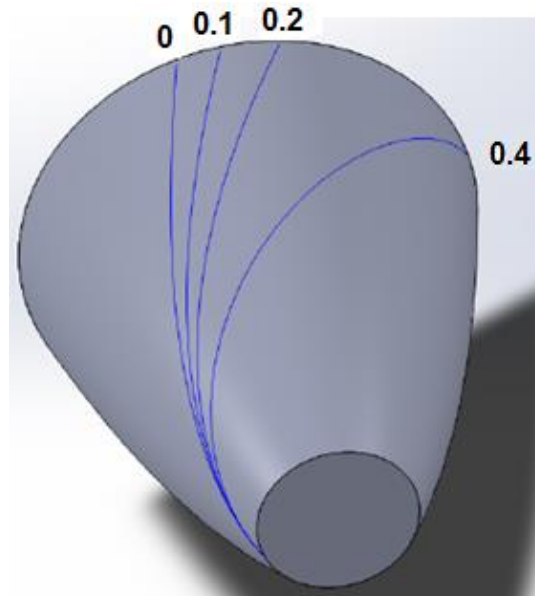


Figura 5. Trajetória geodésica ($\lambda=0$) e trajetórias não-geodésicas ($\lambda = 0,1, 0,2$ e $0,4$) sobre uma superfície em forma de sino (*bell shape*) [19].

A tendência de deslizamento dos filamentos pode ser analiticamente medida através da relação entre as forças transversal e normal (tangencial), como mostra a Equação (1):

$$\lambda = \frac{f_b}{f_n} \quad (1)$$

onde f_b e f_n são as componentes das forças transversal e normal, respectivamente.

Se a forma do mandril permite que as trajetórias geodésicas coincidam com a resultante das forças circunferenciais e normais (meridionais), esta forma é conhecida como domo geodésico (*geodesic dome*). Estas características são típicas de vasos de pressão, que possuem domos de diversas formas em suas extremidades

(esféricos, elípticos, cilíndricos) e por isso as trajetórias geodésicas são ideais para estas peças.

Wang et al. [24] estudaram o coeficiente de deslizamento (*slippage coefficient*) em trajetórias não-geodésicas no processo de FW (Figura 6). O coeficiente de deslizamento difere um pouco da definição de ângulo de deslizamento, pois o coeficiente representa a força de atrito entre o filamento e a superfície do mandril. Como mencionado, as trajetórias geodésicas não necessitam de nenhum atrito para tornar o processo de fabricação estável, ou seja, estão livres do atrito entre o filamento e o mandril. Porém, há necessidade de adaptação dos pontos críticos do processo para que não haja desvios de trajetória no padrão geodésico, que seria algo como realizar uma suavização nos pontos críticos, ligando pontos helicoidais e circunferenciais (*hoop*). Estes problemas são solucionados com as trajetórias não-geodésicas, pois o filamento não deve escorregar durante o enrolamento não-geodésico, e a criação dessas trajetórias requer conhecimento do coeficiente de atrito ideal, que é inserido na programação do enrolamento, tornando ideal o atrito entre o filamento e a superfície do mandril.

Em geral, as formas de peças fabricadas por FW são tubos ou podem ser aproximadas como uma superfície de revolução fechada. Para uma superfície de revolução, a equação geodésica pode ser expressa pela Equação de Clairaut [25], como segue:

$$r \operatorname{sen} \varphi = \text{constante} \quad (2)$$

onde r é o raio e φ é o ângulo entre o filamento e a linha meridional em um ponto da superfície (mandril).

Posteriormente, a equação de Clairaut foi adaptada através de uma equação diferencial de segunda ordem para trajetórias não-geodésicas, conforme descrito por Leh et al. [26] e detalhado por Youdong et al. [25] (Equação (3)). Porém, percebe-se claramente que esta mesma equação pode ser utilizada para trajetórias geodésicas, anulando-se o coeficiente de deslizamento $\left(\lambda = \frac{\vec{f}_s}{f_n}\right)$.

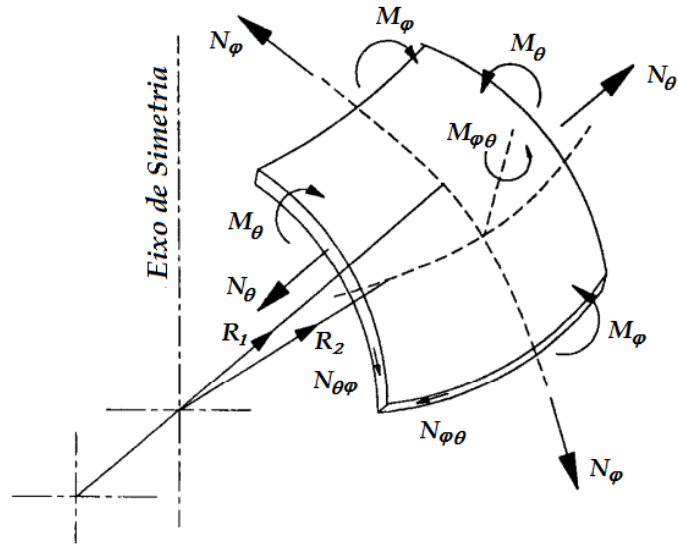


Figura 6. Segmentos de tensões unitárias e momentos resultantes em um elemento de casca axissimétrico [9].

$$\frac{d\alpha}{dz} = \lambda \left[\frac{\text{sen}\alpha \cdot \text{tan}\alpha}{r} - \frac{r''}{1+r'^2} \cdot \text{cos}\alpha \right] - \frac{r' \text{tan}\alpha}{r} \quad (3)$$

onde r e z são as coordenadas radiais e axiais, respectivamente.

A Figura 7 apresenta um gráfico do ângulo de deposição pelo deslocamento axial para três cenários: enrolamento geodésico ($\lambda = 0$), não-geodésico negativo ($\lambda = -0,2$) e não-geodésico positivo ($\lambda = 0,2$). Como pode-se observar, as trajetórias não-geodésicas se completam, ou seja, os pontos de retorno do filamento (*turn-around points*) são situados simetricamente em cada lado da trajetória geodésica.

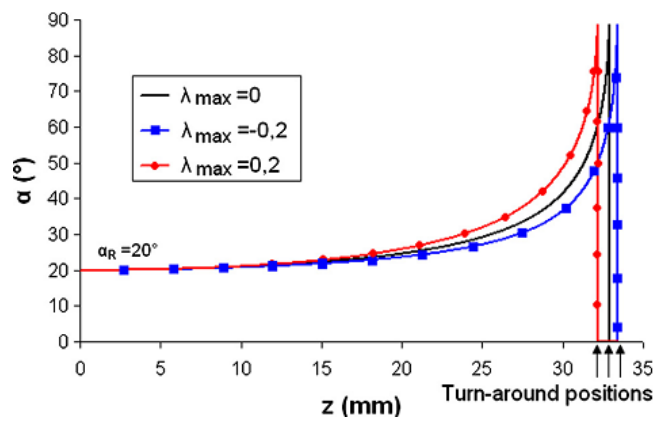


Figura 7. Ângulo de enrolamento e posições de retorno para enrolamento geodésico e não-geodésico (positivo e negativo) [14].

2.1.1.2 Vasos de pressão cilíndricos

Considerando uma casca cilíndrica com parede fina e com raio r pressurizado internamente (p) e forças axiais q uniformemente distribuídas no contorno na estrutura, tem-se que as forças (q) simulam a interface entre a parte cilíndrica de um vaso de pressão e seus domos, que fecham o vaso (Figura 8). Este caso é perfeitamente aplicável a vasos de pressão cilíndricos com domos também cilíndricos, que caracterizam um cilindro (ou tubo). Ou seja, um tubo cilíndrico nada mais é que um vaso de pressão com domos estendidos da seção cilíndrica do vaso de pressão [27]. É válido ressaltar que na transição da seção cilíndrica de um vaso para o domo, há uma descontinuidade nas tensões meridionais. Por exemplo, em um domo esférico, a tensão axial (σ_a) passa de $pr/2t$ para pr/t (Equação 6). Aplicando a condição de equilíbrio na direção axial da estrutura, tem-se que:

$$\pi r^2 p = 2\pi r q \quad (4)$$

Simplificando,

$$q = \frac{pr}{2} \quad (5)$$

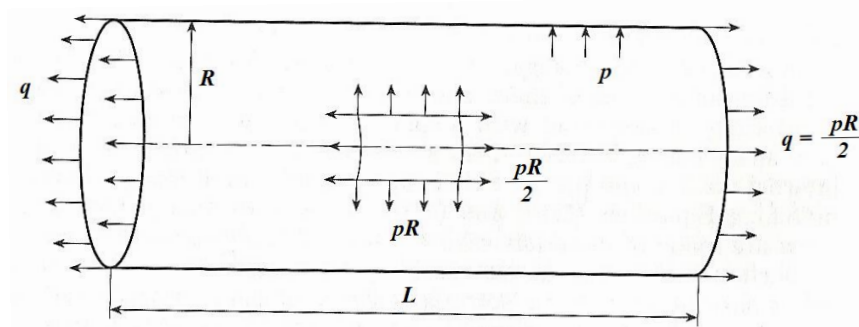


Figura 8. Seção de um vaso cilindro pressurizado internamente [27].

As tensões que agem na parede interna do vaso de pressão podem ser calculadas em função das tensões axiais (σ_a) e circunferenciais (σ_c) agindo no cilindro, como

mostra a Equação 6. Neste caso, $\sigma_c = 2\sigma_a$ ao contrário para o caso de um domo esférico, em que $\sigma_c = \sigma_a$ [9].

$$\sigma_c = \frac{pR}{t} \quad \text{e} \quad \sigma_a = \frac{pR}{2t} \quad (6)$$

onde t é a espessura de parede do cilindro. Considerando \bar{p} como sendo a pressão de explosão e σ_T a resistência à tração do vaso, então:

$$t = \frac{\bar{p}R}{\sigma_T} \quad (7)$$

Considerando agora uma casca cilíndrica reforçada por dois sistemas de fibras realizando ângulos $+\varphi$ e $-\varphi$ (Figura 9), as forças resultantes devido à pressão interna é equilibrada pelas forças (F) agindo sobre as fibras, então as equações de equilíbrio para o elemento de casca com dimensões a e b podem ser definidas como:

$$\frac{1}{2}prb = \eta_b F \cos \varphi \quad \text{e} \quad pra = \eta_a F \sin \varphi \quad (8)$$

onde, η_a e η_b são o número de fibras cruzando os correspondentes lados do elemento na Figura 9(b). Sendo que η é o número de filamentos na seção transversal da casca. Como apresentado na Figura 9, $\eta_a = \eta_b$ e $b/a = \tan \varphi$. Então,

$$\eta_b = \frac{\eta b}{2\pi r} \quad (9)$$

Reescrevendo, então, a Equação (8), tem-se:

$$\frac{1}{2}pR = \frac{\eta F}{2\pi r} \cos \varphi \quad \text{e} \quad pR = \frac{\eta F}{2\pi r} \frac{\sin^2 \varphi}{\cos \varphi} \quad (10)$$

Resolvendo essas equações em função de φ e F , tem-se que:

$$\tan \varphi = \tan \varphi_0 = \sqrt{2} \quad \text{ou} \quad \varphi_0 = 54,7^\circ \quad (11)$$

$$F = \frac{\sqrt{3}\bar{p}R^2}{\pi\eta} \quad (12)$$

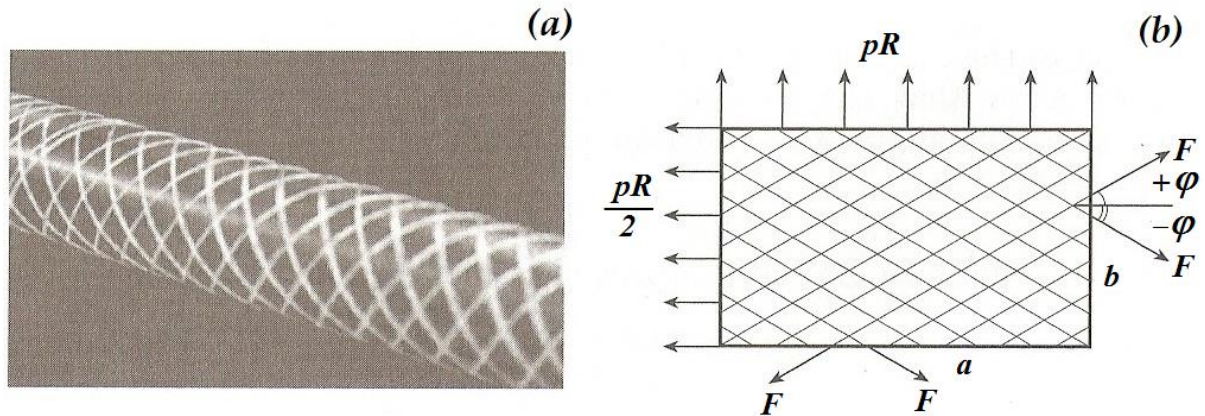


Figura 9. Casca cilíndrica fabricada por FW (a) e forças atuantes sobre a casca [16].

Cascas com ângulo $\varphi > \varphi_0$ apresentam alongamento axial quando pressurizadas internamente, enquanto que cascas com ângulo $\varphi < \varphi_0$ apresentam contração axial e aumento no seu diâmetro. O ângulo φ_0 é conhecido na engenharia com sendo o ângulo de maior eficiência para o cilindro que atua sob pressão interna, para o estado de tensão no qual $\sigma_c = 2\sigma_a$.

Gning et al. [28] estudaram experimentalmente a resistência ao colapso de tubos de vidro/epóxi antes e após ensaios de impacto transversal com martelos a alta velocidade. Maiores energias de impacto geraram maiores danos no tubo, inclusive por flambagem devido às imperfeições geradas. Estes danos foram observados após o ensaio de impacto e após a implosão, onde impactos de maior energia geraram trincas maiores e uma área maior de deformação.

Já Velosa et al. [29] desenvolveram vasos de pressão com selante polimérico de PEAD (polietileno de alta densidade) e compósito de vidro/epóxi fabricados por *wet-filament winding*, e o estudaram por MEF. Os autores constataram que a falha ocorreu em algumas camadas internas com orientação de $\pm 20^\circ$. Os autores concluíram que a análise por MEF dos COPVs previu que a falha ocorria na camada 15 do laminado, a uma pressão interna de 19 bar. O COPV em questão foi considerado apropriado para armazenamento de fluidos onde a pressão de operação é de 6 bar.

Xing et al. [30] realizaram uma comparação analítica e numérica acerca das tensões e deformações em tubos espessos submetidos a carregamentos de pressões interna e externa. Os autores concluíram que o aumento gradual do ângulo de enrolamento da camada mais interna para a externa gera um aumento constante na tensão do tubo sob pressão interna, onde os resultados analíticos e numéricos apresentaram valores similares.

Francescato et al. [31] desenvolveram dois modelos por EF comparando três diferentes métodos para projetar vasos de pressão tipo III para armazenamento de gás. Os autores reportaram resultados utilizando a i) teoria clássica de placas, ii) modelo com dano e iii) dano com otimização utilizando algoritmo genético. Eles concluíram que, apesar dos resultados provenientes do modelo com dano utilizando otimização, estes geram um custo computacional extremamente alto, e os resultados foram razoáveis.

Já Leh et al. [32], do mesmo grupo de pesquisa de Francescato [31], realizaram análise progressiva da falha em vasos de pressão tipo IV para armazenamento de hidrogênio utilizando modelos numéricos similares ao de Francescato et al. [31]. As duas abordagens, considerando i) geração automática da malha a ser adaptado para futura otimização e ii) utilizando modelo sólido, ambos por EF, onde ambos reproduziram satisfatoriamente os resultados experimentais.

Entretanto, conforme observa-se nos trabalhos recentemente publicados na literatura, há indicação de raros estudos onde a variação da espessura e do ângulo de enrolamento são consideradas analiticamente ou numericamente na análise de tensões, deformações ou falha em COPVs. Esta é uma das principais motivações dessa pesquisa, como previamente mencionado.

2.2 Análise de cascas processadas por FW

2.2.1 Estruturas FW com camadas angle-ply $\pm\phi$

Compósitos cilíndricos multicamada processados por FW usualmente consistem em um número η de ciclos (também conhecidos por circuitos), que formam

camadas compostas por ângulos *angle-ply* $\pm\varphi$ através de um padrão de enrolamento helicoidal sobre um mandril/selante. Cada camada é uma combinação de 2 camadas alternadas com ângulos de orientação $+\varphi$ e $-\varphi$ em relação ao plano meridional da casca, como mostra a Figura 10 [16]. O arranjo com camadas $+\varphi$ e $-\varphi$, adjacentes, inibe o acoplamento extensão-cisalhamento, onde essas camadas estirariam, caso sejam individualmente isoladas entre si. Essas camadas são entrelaçadas entre si no processo de FW de maneira que a camada resultante possui um mosaico específico que consiste de losangos, que são unidades repetitivas em torno da circunferência da estrutura e na direção meridional da casca (ao longo do eixo de rotação). Este padrão particular de entrelaçamento é conhecido como *pattern*. Cada unidade consiste de duas camadas individuais $[\varphi/-\varphi]$ ou $[-\varphi/\varphi]$ e estas não são entrelaçados na área da “unidade”. Se, por exemplo, uma unidade que consiste em uma camada $+\varphi$, e a outra camada orientada a $-\varphi$, então a unidade adjacente possui uma estrutura inversa, ou seja, a unidade superior, que seria orientada a $+\varphi$, agora será orientada a $-\varphi$, e vice-versa. Essas unidades alternadas nas direções circunferenciais e meridionais criam o *pattern* da camada. O tamanho e a forma de cada unidade gerada em uma camada particular $\pm\varphi$ é previamente controlada e determinada durante a geração do código de enrolamento de cada camada [33].

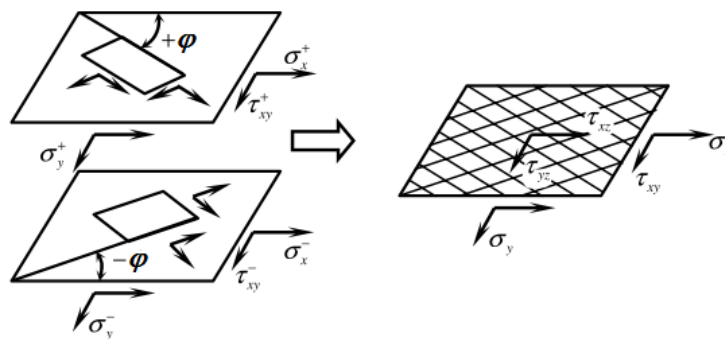


Figura 10. Duas camadas $+\varphi$ e $-\varphi$ formando uma lâmina *angle-ply* [33].

O processo de FW para cascas cilíndricas com diferentes *patterns* foi ilustrado e demonstrado por Uddin et al. [34], conforme apresenta a Figura 11. O número

de sequências de bandas de fibra depositadas no mandril é apresentado com casos de *pattern* utilizando 2, 4, 8 e 16 unidades para tubos com os respectivos *patterns*. Os círculos preto e branco apresentados na Figura 11 correspondem à seção transversal da banda de fibra depositada uma-a-uma como numeradas na superfície do mandril em um *pattern* espiral em torno do mandril. As cores preta e branca dizem respeito às direções opostas da deposição da banda ao longo do eixo de rotação do mandril. Uma camada somente é finalizada após formadas todas as unidades, onde a camada resultante possuirá o dobro da espessura de uma lâmina unidirecional $+ \varphi$ ou $-\varphi$.

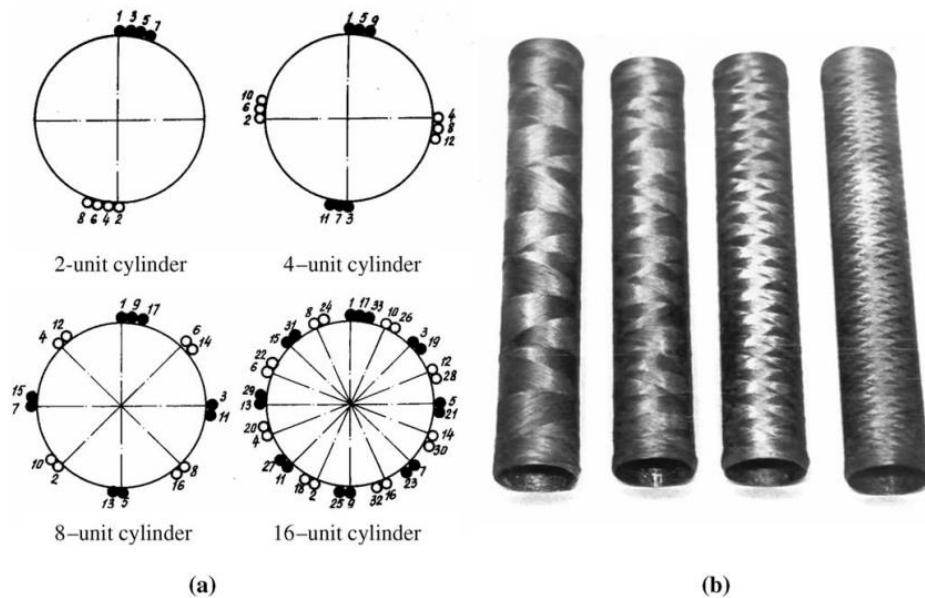


Figura 11. Esquema ilustrativo do processo de FW focando na geração do *pattern* (a) e tubos enrolados (b) com os *patterns* apresentados em (a) [33].

Nesse contexto, Hernández-Moreno et al. [35] investigaram o efeito de diferentes *patterns* na resistência à pressão externa de tubos de fibra de vidro com resina epóxi fabricados por *wet-filament winding*. Foram produzidos tubos com diferentes *patterns* e estudada sua influência na resistência ao colapso e, conseqüentemente, seu comportamento em flambagem de tubos com diferentes espessuras de parede, onde os tubos foram orientados a $\pm 55^\circ$ (pois $\sigma_c = 2\sigma_a$) em relação ao eixo de rotação do mandril. Não se observou diferença significativa dos

diferentes *patterns* helicoidais na resistência ao colapso, e os tubos pouco espessos (4,4 mm) colapsaram entre 65-70 bar e os tubos espessos (12,6 mm), colapsaram em 480 bar. Nos tubos pouco espessos, observou-se flambagem entre 50 e 60 bar, o que não foi constatado para os tubos mais espessos. Os autores também concluíram que os tubos com 4,4 mm de espessura falharam por flambagem, com “lóbulos” na zona central do tubo, enquanto que não se notou flambagem nos tubos com maior espessura de parede, onde os tubos falharam em várias zonas do tubo, havendo praticamente ruptura total do compósito. Por fim, os autores concluíram que o modo de falha de tubos de compósito é altamente dependente da espessura de parede.

2.2.1.1 Modelagem de camada *angle-ply* $\pm\phi$

Diante do contexto supracitado, existem duas abordagens principais para modelar uma camada $\pm\phi$, normalmente aplicado para determinar o comportamento mecânico do compósito. Ambos os modelos são largamente utilizados para análise de tensões de placas e cascas laminadas. Na primeira abordagem, a camada é considerada homogênea e ortotrópica, e a segunda considera o laminado antissimétrico e balanceado [36].

Pode-se relacionar as tensões com as deformações da lâmina através da matriz de rigidez [Q], conforme pode ser observado na Equação 13:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{21} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (13)$$

Paralelamente, as forças em um laminado podem ser relacionadas com as deformações normais e angulares, (Equação 14) enquanto que os momentos são relacionados com as deformações por curvatura (Equação 15). Assumindo que a deformação ao longo da espessura da lâmina é uniforme, as deformações do laminado podem ser relacionadas com as distancias do plano médio da espessura.

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{21} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 & 0 & B_{16} \\ 0 & 0 & B_{26} \\ B_{61} & B_{62} & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x^0 \\ \kappa_y^0 \\ \kappa_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (14)$$

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & B_{16} \\ 0 & 0 & B_{26} \\ B_{61} & B_{62} & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{21} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x^0 \\ \kappa_y^0 \\ \kappa_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (15)$$

onde a matriz [A] é a matriz de rigidez extensional, [B] é a matriz de acoplamento e [D] é a matriz de rigidez de flexão. Também, N_x e N_y são forças normais, e N_{xy} força cisalhante. M_x e M_y são momentos fletores e M_{xy} é o momento torçor. A Figura 12 apresenta uma placa sob carregamentos no plano, como forças axiais e cisalhantes, e momentos fletores e torçores [37].

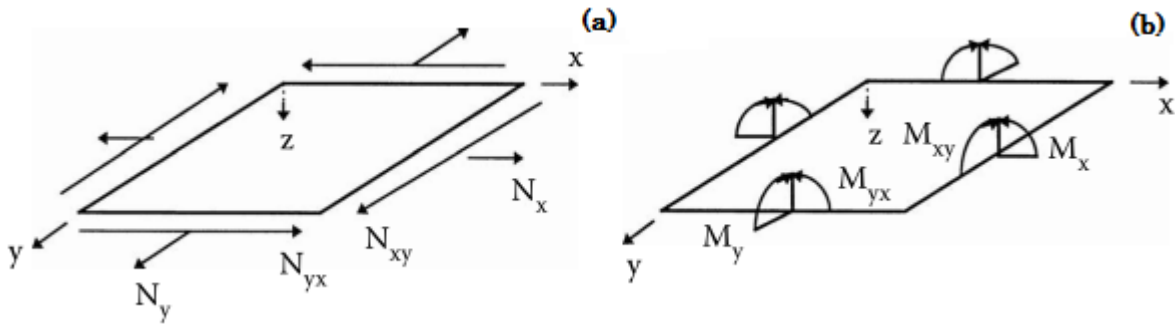


Figura 12. Momentos e forças resultantes em um laminado [37].

(a) *Camada $\pm\phi$ homogênea e ortotrópica:* Assume-se que uma casca FW é composta por camadas $\pm\phi$, e cada camada $\pm\phi$ é tratada como homogênea e ortotrópica. Nessa abordagem, a camada $\pm\phi$ pode ser modelada seguindo as seguintes equações constitutivas [16]:

$$\sigma_x = Q_{11}\varepsilon_x + Q_{12}\varepsilon_y \quad \text{e} \quad \sigma_y = Q_{21}\varepsilon_x + Q_{22}\varepsilon_y \quad (16)$$

$$\tau_{xy} = Q_{44}\gamma_{xy}, \quad \tau_{xz} = Q_{55}\gamma_{xz} \quad \text{e} \quad \tau_{yz} = Q_{66}\gamma_{yz} \quad (17)$$

onde os coeficientes de rigidez Q_{mn} são:

$$Q_{11} = \overline{E}_1 c^4 + \overline{E}_2 s^2 + 2\overline{E}_{12} c^2 s^2 \quad (18)$$

$$Q_{12} = Q_{21} = \bar{E}_1 \nu_{12} + (\bar{E}_1 + \bar{E}_2 + 2E_{12})c^2s^2 \quad (19)$$

$$Q_{22} = \bar{E}_1 s^4 + \bar{E}_2 c^4 + 2\bar{E}_{12}c^2s^2 \quad (20)$$

$$Q_{44} = (\bar{E}_1 + \bar{E}_2 - 2\bar{E}_1 \nu_{12})c^2s^2 + G_{12}(c^2 - s^2)^2 \quad (21)$$

$$Q_{55} = G_{12}c^2 + G_{23}s^2 \quad (22)$$

$$Q_{66} = G_{13}s^2 + G_{23}c^2 \quad (23)$$

e,

$$\bar{E}_{1,2} = \frac{E_{1,2}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \quad \text{e} \quad E_{1,2} = \bar{E}_1 \nu_{12} + 2G_{12} \quad (24)$$

$$c = \cos \varphi \quad \text{e} \quad s = \sin \varphi \quad (25)$$

sendo: E_1 e E_2 os módulos de elasticidade longitudinal e transversal no plano (1,2), ν_{12} e ν_{21} são os coeficientes de Poisson maior e menor, e G_{12} , G_{13} e G_{23} os módulos de cisalhamento no plano e transversais, respectivamente.

Inicialmente, considera-se a espessura (t) de uma lâmina ortotrópica homogênea como sendo o dobro de uma lâmina unidirecional. Um laminado que consiste de lâminas com propriedades mecânicas idênticas é considerado homogêneo, e as lâminas ortotrópicas, sob consideração das equações constitutivas que conectam as tensões resultantes e acoplamentos com as deformações e curvaturas correspondentes da superfície referência [27,33,39], podem ser descritas matematicamente através da forma simplificada, pelas seguintes fórmulas:

$$M_x = D_{11}\kappa_x + D_{22}\kappa_y, \quad M_y = D_{21}\kappa_x + D_{22}\kappa_y \quad \text{e} \quad M_{xy} = D_{44}\kappa_{xy} \quad (26)$$

$$N_x = B_{11}\varepsilon_x^0 + B_{12}\varepsilon_y^0, \quad N_y = B_{21}\varepsilon_x^0 + B_{22}\varepsilon_y^0 \quad \text{e} \quad N_{xy} = B_{44}\gamma_{xy}^0 \quad (27)$$

$$V_x = S_{55}\gamma_x \quad \text{e} \quad V_y = S_{66}\gamma_y \quad (28)$$

onde as tensões resultantes e acoplamentos podem ser escritos como:

$$M_x = \int_{-t/2}^{t/2} \sigma_{xz} dz, \quad M_y = \int_{-t/2}^{t/2} \sigma_{yz} dz \quad \text{e} \quad M_{xy} = \int_{-t/2}^{t/2} \tau_{xyz} dz \quad (29)$$

$$N_x = \int_{-t/2}^{t/2} \sigma_x dz, \quad N_y = \int_{-t/2}^{t/2} \sigma_y dz \quad e \quad N_{xy} = \int_{-t/2}^{t/2} \tau_{xy} dz \quad (30)$$

$$V_x = \int_{-t/2}^{t/2} \tau_{xz} dz \quad e \quad V_y = \int_{-t/2}^{t/2} \tau_{yz} dz \quad (31)$$

Os coeficientes de rigidez podem ser calculados através das seguintes relações:

$$B_{mn} = Q_{mn}t, \quad D_{mn} = Q_{mn} \frac{t^3}{12} \quad e \quad S_{mn} = Q_{mn}t \quad (32)$$

As deformações generalizadas do plano médio do laminado correspondem às seguintes deformações básicas da lâmina: tensão ou compressão no plano (ε_x^0 e ε_y^0), cisalhamento no plano (γ_{xy}^0), curvaturas de flexão nos planos xz e yz (κ_x e κ_y), e curvatura de torção (κ_{xy}) e cisalhamento transversal (γ_x e γ_y).

(b) *Lâmina $\pm\varphi$ antissimétrica e balanceada*: Assume-se que a casca FW tem camadas *angle-ply* que produzem um laminado não-simétrico e balanceado. Considerando a deformação constante ao longo da espessura do laminado e não há acoplamento perfeito entre as camadas [38], conforme mostra a Figura 13. Assim, considera-se duas lâminas unidirecionais com a mesma espessura ($\delta = t/2$) e orientação $+\varphi$ e $-\varphi$. Se a superfície de acoplamento das camadas (plano médio do laminado) é selecionada como superfície de referência, então as equações constitutivas para uma camada podem ser descritas como [33,34]:

$$M_x = C_{14}\gamma_{xy}^0 + D_{11}\kappa_x + D_{12}\kappa_y \quad (33)$$

$$M_y = C_{24}\gamma_{xy}^0 + D_{21}\kappa_x + D_{22}\kappa_y \quad (34)$$

$$M_{xy} = C_{41}\varepsilon_x^0 + C_{42}\varepsilon_y^0 + D_{44}\kappa_{xy} \quad (35)$$

$$N_x = B_{11}\varepsilon_x^0 + B_{12}\varepsilon_y^0 + C_{14}\kappa_{xy} \quad (36)$$

$$N_y = B_{21}\varepsilon_x^0 + B_{22}\varepsilon_y^0 + C_{24}\kappa_{xy} \quad (37)$$

$$N_{xy} = B_{44}\gamma_{xy}^0 + C_{41}\kappa_x + C_{42}\kappa_y \quad (38)$$

$$V_x = S_{55}\gamma_x + S_{56}\gamma_y \quad e \quad V_y = S_{66}\gamma_x + S_{66}\gamma_y \quad (39)$$

onde os coeficientes de rigidez são:

$$B_{mn} = Q_{mn}t, \quad C_{mn} = -\frac{t^2}{4}Q_{mn} \quad \text{e} \quad D_{mn} = \frac{t^3}{12}Q_{mn} \quad (40)$$

Os coeficientes de cisalhamento ($S_{55}, S_{66},$ e $S_{56} = S_{65}$) são calculados em termos dos coeficientes de rigidez Q_{55}, Q_{66} (Equações 18-23) e $Q_{56} = Q_{65} = (G_{13} - G_{23})cs$ [16]. Os coeficientes de rigidez devem ser expandidas e os seguintes coeficientes devem ser inseridos:

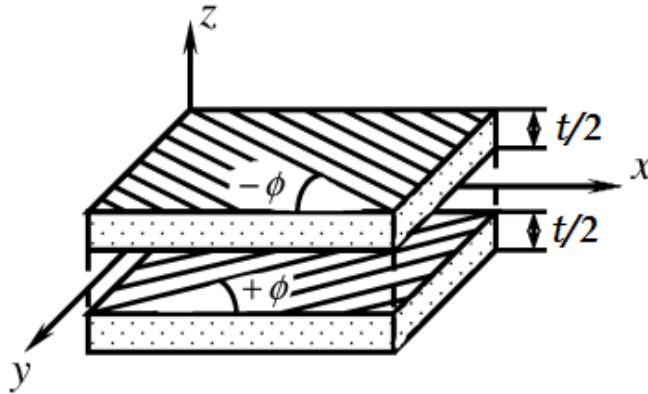


Figura 13. Ilustração de uma lâmina não-simétrica e sem acoplamento entre as camadas [33].

$$Q_{14} = Q_{41} = [\bar{E}_1 c^2 - \bar{E}_2 s^2 - E_{12}(c^2 - s^2)]cs \quad (41)$$

$$Q_{24} = Q_{42} = [\bar{E}_1 s^2 - \bar{E}_2 sc^2 + E_{12}(c^2 - s^2)]cs \quad (42)$$

Como pode-se ver, a camada é considerada ortotrópica, uma vez que as camadas $+\varphi$ e $-\varphi$ estão localizadas em diferentes planos em relação à superfície de referência (plano médio). Pode-se apontar que as deformações generalizadas no plano médio (plano de referência) do laminado correspondem às deformações básicas do laminado: tensão ou compressão no plano (ε_x^0 e ε_y^0), e cisalhamento (γ_{xy}^0), curvatura de flexão (γ_x^0 e γ_y^0), e curvatura de torção (γ_{xy}^0) [39].

2.3 Mecânica do dano em compósitos

Componentes estruturais são dimensionados de acordo com os eventos que eles terão que suportar durante seu tempo de serviço – atuando sob carregamento estático ou dinâmico, condições ambientais, iniciação e propagação de dano, entre outros. Todos esses eventos podem causar degradação do material, afetando assim a capacidade da estrutura de atender seu objetivo. Essa degradação tem um significado particular tratando-se de estruturas em material compósito.

Em termos gerais, o dano se refere a mudanças irreversíveis no material devido à dissipação de energia mecânica, em que o crescimento de uma trinca pode ser tomado como exemplo. Essas mudanças são normalmente distribuídas ao longo da estrutura. A mecânica do dano lida com a previsão da resposta de um material na presença de dano, que inicia em um estado de tensão qualquer e geralmente aumenta com o aumento da tensão até a iniciação de trincas macroscópicas ou até a falha. A previsão das condições para a falha é outra tarefa fundamental da mecânica do dano. Em geral, o dano pode ser pensado em termos de superfícies descontínuas (micro trincas) e volumes descontínuos (micro vazios). Em termos gerais, todos os materiais exibem trincas e vazios em alguma escala, então, um estado livre de dano é uma função da escala do fenômeno sob consideração [40].

De fato, o dano pode ser estudado em diferentes escalas. Em geral, existe uma iniciação do dano local em uma lâmina, que não leva à falha catastrófica, e é distante da falha final do laminado. Usualmente, a progressão do dano é interrompida por camadas adjacentes do material com diferentes orientações. Porém, o surgimento do dano no nível da lâmina é, basicamente, devido a fatores ligados aos compósitos a níveis menores de escala. Diante dessa abordagem, o dano em materiais compósitos pode ser avaliado sob três níveis de escala: micro, meso e macro [41], conforme apresenta a Figura 14.

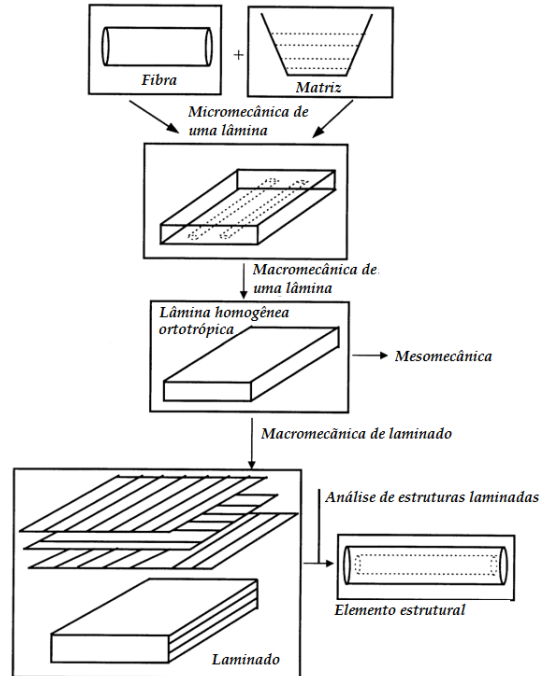


Figura 14. Diferentes escalas para análise mecânica em materiais compósitos [37].

2.3.1 Escala micro

Quando analisado em um nível de escala microscópico, materiais compósitos laminados podem apresentar um alto grau de anisotropia, aleatoriedade de distribuição da fibra e heterogeneidade dos constituintes. Isso acarreta em uma vasta gama de mecanismos de dano que podem surgir em um laminado. Cada mecanismo de dano tem seu particular evento de acionamento e diversos mecanismos podem agir simultaneamente ou ainda ser influenciado por outro mecanismo de dano [42,43,44].

A abordagem micromecânica visa analisar o compósito que, comumente, é constituído por: matriz, reforço e interface fibra/matriz. Apesar do laminado ser considerado ortorrópico e heterogêneo, diversos pesquisadores consideram a fibra e a resina materiais isotrópicos e homogêneos, facilitando a análise. Entretanto, o fato de considerar qualquer fibra como sendo isotrópica pode gerar inconsistências, pois, por exemplo, a fibra de vidro é isotrópica, mas a fibra de

carbono é anisotrópica. No entanto, há também pesquisas que os consideram materiais heterogêneos e ortotrópicos (ou anisotrópicos) [45].

2.3.2 Escala macro

Diversos autores preferem especificar uma falha da primeira camada e uma falha final, distinguindo, assim, o final do regime elástico da resistência máxima que o laminado pode suportar [46]. Entretanto, a determinação da resistência máxima de uma lâmina com reforço unidirecional não é uma tarefa trivial devido à sua natureza não-isotrópica, como mencionado anteriormente. Diversas teorias de falha foram propostas a nível macroscópico, onde as mais aplicadas e disseminadas são listadas a seguir.

a) Máxima tensão:

O critério de falha de máxima tensão dita que ao serem alcançadas as tensões máximas normais (σ) e cisalhantes (τ), ocorre a falha do material. Estas tensões de falha correspondem às propriedades de engenharia em uma lâmina com reforço unidirecional na direção principal. Quando o material atinge qualquer um destes limites, ocorre a falha. Essa condição pode ser matematicamente escrita por seis equações independentes:

$$\begin{aligned} X_C < \sigma_{11} < X_T \\ Y_C < \sigma_{22} < Y_T \\ Z_C < \sigma_{33} < Z_T \\ |\tau_{12}| < S \\ |\tau_{13}| < Q \\ |\tau_{23}| < R \end{aligned} \tag{43}$$

Onde os subscritos T e C representam tração e compressão respectivamente, e X , Y e Z são a máxima tensão normal à direção da fibra e as duas tensões na direção

transversal da fibra, e Q , R e S representam as tensões máximas de cisalhamento no plano (τ_{12}) e transversais (τ_{13} e τ_{23}).

b) Máxima deformação:

O critério de falha de máxima deformação determina que a falha do compósito, com reforço unidirecional na direção principal, ocorrerá no constituinte que atingir primeiro sua deformação de ruptura. Neste caso, duas opções são possíveis: a matriz possui deformação de ruptura menor que a fibra, ou o inverso. Quando a deformação de falha da fibra é menor que a da matriz, assim que o laminado atingir uma deformação igual à da fibra, o compósito irá falhar, sendo este o caso mais comum de falha. O critério de máxima deformação, de fato, representa a deformação equivalente à máxima tensão, mas substituindo as tensões pelas deformações, obtêm-se seis Equações independentes:

$$\begin{aligned}
 \varepsilon_{11}^C &< \varepsilon_{11} < \varepsilon_{11}^T \\
 \varepsilon_{22}^C &< \varepsilon_{22} < \varepsilon_{22}^T \\
 \varepsilon_{33}^C &< \varepsilon_{33} < \varepsilon_{33}^T \\
 |\gamma_{12}| &< \Gamma_{12} \\
 |\gamma_{13}| &< \Gamma_{13} \\
 |\gamma_{23}| &< \Gamma_{23}
 \end{aligned} \tag{44}$$

c) Tsai-Hill:

O critério de Tsai-Hill [47] para fratura é uma adaptação da forma matemática do critério de escoamento de von Mises, que parte do princípio que uma tensão aplicada a um elemento do material pode ser decomposta em uma componente de pressão hidrostática, somada a uma componente de tensão desviadora. Este critério é uma tentativa de desenvolver um critério interativo quadrático que ajustaria melhor os resultados experimentais. Esta teoria utiliza a teoria da

plasticidade anisotrópica de Hill [38] e a aplica para falha frágil de materiais homogêneos e anisotrópicos. A superfície de falha deste critério é dada por:

$$(G + H)\sigma_{11}^2 + (F + H)\sigma_{22}^2 + (F + G)\sigma_{33}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} - 2G\sigma_{11}\sigma_{33} - 2F\sigma_{22}\sigma_{33} + 2L\tau_{23}^2 + 2M\tau_{13}^2 + 2N\tau_{12}^2 = 1 \quad (45)$$

onde a descrição completa dos coeficientes F , G , H , L , M e N pode ser encontrada em Hill [38]. É válido ressaltar que no critério de von Mises o limiar da falha é o escoamento do material, ao passo que no Tsai-Hill é a fratura frágil de uma lâmina ortotrópica.

d) Tensor polinomial:

Tendo em vista que os critérios de falha anteriores tinham limitações quando aplicado para materiais anisotrópicos, devido ao fato de serem originalmente desenvolvidos para materiais isotrópicos, Tsai e Wu [48] desenvolveram um modelo alternativo para solucionar isto. O critério de falha de Tsai-Wu é considerado uma simplificação da teoria criada por Gol'denblat e Kapnov [49], direcionada a materiais ortotrópicos. A Equação (46) apresenta o modelo desenvolvido por Gol'denblat e Kapnov:

$$(f_i\sigma_i)^\alpha + (f_{ij}\sigma_i\sigma_j)^\beta + (f_{ijk}\sigma_i\sigma_j\sigma_k)^\gamma + \dots = 1 \quad (46)$$

Onde os termos apresentados na Equação 46 são tensores de 2ª, 4ª e 6ª ordens.

Tsai e Wu assumiram a existência de uma superfície de falha em um estado de tensões, que segue a seguinte forma escalar:

$$f(\sigma_k) = F_i\sigma_i + F_{ij}\sigma_i\sigma_j = 1 \quad (47)$$

onde a notação apresentada na Equação 47 é a contraída; e $i, j, k = 1, 2, \dots, 6$; e F_i F_{ij} são tensores de resistência de segunda e quarta ordem, respectivamente.

O critério pode ser reescrito para um estado bidimensional de tensões, simplificadamente, para:

$$f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 + f_6\tau_6 + f_{11}\sigma_1^2 + f_{22}\sigma_2^2 + f_{66}\tau_6^2 + 2f_{12}\sigma_1\sigma_2 + 2f_{16}\sigma_1\tau_6 + 2f_{26}\sigma_2\tau_6 = 1 \quad (48)$$

Para laminados transversalmente isotrópicos, essa relação pode ser reescrita como [50,51]:

$$f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2 + f_{11}\sigma_1^2 + f_{22}\sigma_2^2 + f_{66}\tau_6^2 + 2f_{12}\sigma_1\sigma_2 = 1 \quad (49)$$

A demonstração completa das constantes pode ser encontrada em [48].

e) Hashin:

Hashin foi o primeiro pesquisador a estabelecer a necessidade de um critério de falha baseado em fenômenos físicos. Diante disso, Hashin e Rotem [52] propuseram dois diferentes critérios, um para falha na fibra e outro para falha na matriz. Posteriormente, Hashin [53] atualizou seu próprio critério a fim de distinguir falhas trativas de compressivas. O critério para um estado plano de tensões é descrito por:

- *Falha na matriz:*

- Tração na matriz ($\sigma_{22} \geq 0$):

$$FI_M = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_L}\right)^2 \quad (50)$$

- Compressão na matriz ($\sigma_{22} < 0$):

$$FI_M = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S_T}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y_C}{2S_T}\right)^2 - 1\right] \frac{\sigma_{22}}{S_L} + \left(\frac{\tau_{12}}{S_L}\right)^2 \quad (51)$$

- *Falha na fibra:*

- Tração na fibra ($\sigma_{11} \geq 0$):

$$FI_F = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_L}\right)^2 \quad (52)$$

- Compressão na fibra ($\sigma_{11} < 0$):

$$FI_F = \frac{\sigma_{11}}{X_C} \quad (53)$$

onde FI denota o índice de falha, os subscritos M e F indicam matriz e fibra, respectivamente, e S_L e S_T são as resistências ao cisalhamento no plano e transversal. Se FI é maior ou igual a 1, então o critério de falha é ativado.

f) Puck:

Apesar de o critério de falha de Hashin ter sido inovador, na época, ao considerar diferentes modos de falha, o critério possuía diversas limitações, especialmente em casos de compressão na matriz ou na fibra, e as tensões de interação propostas nem sempre se ajustavam os resultados experimentais. A fim de solucionar essas limitações, diversos autores propuseram modificações no critério de Hashin. Dentre eles, o mais notório e conciso foi desenvolvido por Puck e Schürmann [54], que propuseram um critério de falha baseado no plano de ação – o plano da falha da matriz sob compressão transversal.

Os critérios de falha da matriz são baseados no comportamento de falha frágil de compósitos poliméricos. A influência benéfica da compressão transversal na resistência ao cisalhamento da matriz é representada por um termo que é proporcional às tensões normais atuantes neste plano, como pode ser observado na Figura 15. Então, o critério de falha para a matriz sob compressão transversal, de maneira bastante simplificada, é dado por:

$$\left(\frac{\tau_T}{S_T - \eta_T \sigma_n}\right)^2 + \left(\frac{\tau_L}{S_L - \eta_L \sigma_n}\right)^2 = 1 \quad (54)$$

onde τ_T e τ_L são as tensões de cisalhamento atuantes no plano fractal e σ_n é a tensão normal ao plano fractal (Figura 15). O atrito interno do material é dado pelos coeficientes η_L e η_T , que são determinados experimentalmente. O ângulo de fratura α é determinado pela razão entre a tensão de compressão e a tensão de cisalhamento no plano. Para falhas dominadas por cisalhamento no plano, o ângulo da fratura é de $\approx 40^\circ$, e que para carregamento de compressão transversal pura aumenta para $\approx 53^\circ$ [55].

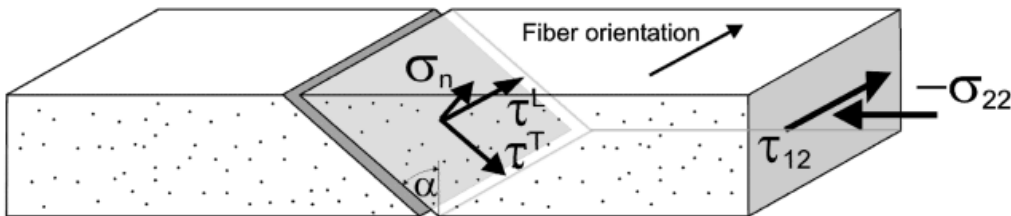


Figura 15. Plano de ação do critério de falha de Puck [54].

2.3.3 Escala meso

Neste nível de escala intermediário de análise, a nível da lâmina, esta é vista como homogênea contínua. Isto acarreta em diferentes interpretações da iniciação e propagação do dano [56]. Usualmente, duas abordagens são utilizadas para análise da falha de laminados. A primeira considera a teoria de falha da primeira camada em que o laminado falha quando o dano é ativado em qualquer camada, necessitando apenas de um critério de falha [57]. Esta abordagem é razoável para cascas de parede fina e com poucas camadas, porém para laminados espessos ou multicamadas essa abordagem é distante da realidade, uma vez que o laminado pode apresentar diversos tipos de falha e trinca ao longo da espessura após a primeira falha ser detectada, longitudinais e/ou transversais, que surgem em lâminas internas, que podem não ser orientadas na direção do carregamento (trincas transversais) antes da resistência última do laminado ser atingida [58,59]. A outra abordagem, definida como falha da última camada, é mais complexa e realística, uma vez que considera que o laminado falha somente quando a última camada falha [60]. A abordagem da falha da última camada requer não somente um critério de falha, mas também uma lei de degradação a ser aplicada para atualização (degradação) das propriedades elásticas do material. Neste caso, as cargas de uma camada fraturada serão redistribuídas para as outras camadas do laminado [61].

Os tipos de dano mais comuns em compósitos são: fratura da fibra, descolamento fibra/matriz, trincas na matriz, dobramento da fibra (*kinking*), flambagem da fibra, delaminação [62] e trincas radiais nas fibras (para fibras de elevado diâmetro), como mostra a Figura 16. Na presente abordagem, o dano somente aumenta ou mantém-se constante ao longo do tempo, evitando auto-cura [63].

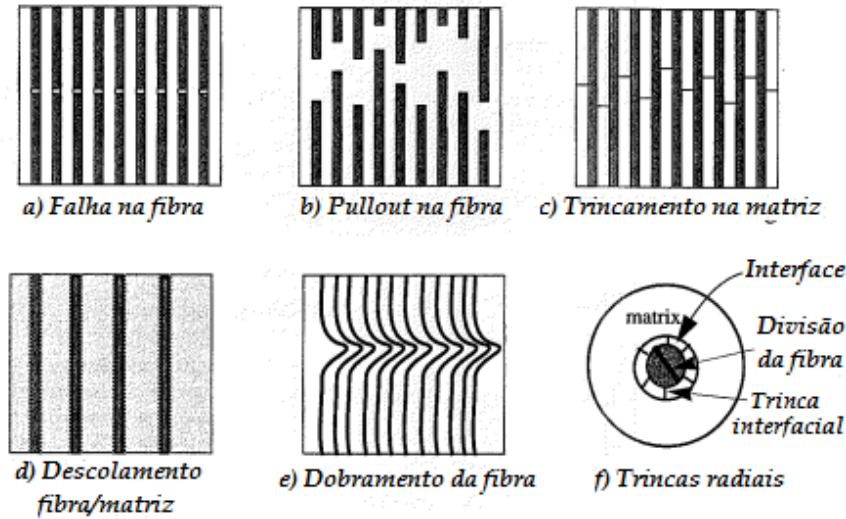


Figura 16. Tipos de falha característicos em compósitos laminados [63].

A evolução do dano é resultante da deterioração progressiva da rigidez, da não-linearidade geométrica e da resposta inelástica (Figura 17). Nesta figura, E_0 é o módulo inicial e d é o parâmetro de dano que representa o percentual de perda de módulo de elasticidade. Uma vez que ocorra o dano, o material perde rigidez e passa a apresentar um comportamento não-linear, com deformação permanente após o alívio da carga aplicada. Sendo assim, o processo torna-se irreversível, então uma análise não-linear deve ser empregada para este caso [64].

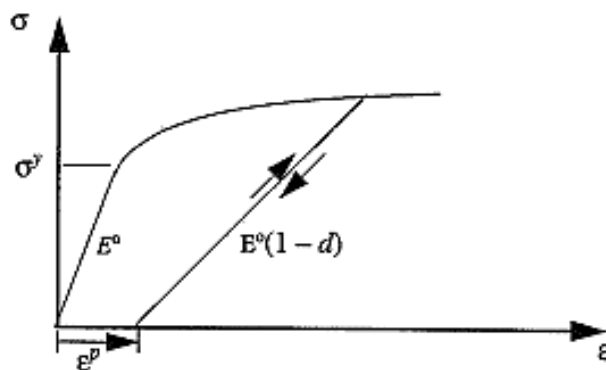


Figura 17. Resposta inelástica de um compósito com comportamento não-linear – com dano [63].

A teoria geral do dano que atua como base para o modelo de dano utilizado na presente tese foi originalmente proposta por Ladevèze [65]. A teoria foi

desenvolvida a fim de proporcionar um modelo robusto para previsão da resposta ao dano em compósitos sob uma larga variedade de condições de aplicação de carga. Seu modelo é baseado no método de estado local expresso em termos de variáveis de estado e forças termodinâmicas associadas. De acordo com Lemaitre e Chaboche [66], o método de estado local postula que o estado termodinâmico de um material, em um certo ponto e instante, é totalmente definido pelo conhecimento dos valores de um certo número de variáveis em um determinado instante, este que depende somente do ponto considerado do material. Uma vez que as derivadas do tempo dessas variáveis não se envolvem na definição do estado, essa hipótese implica que qualquer evolução pode ser considerada como uma sucessão de estados de equilíbrio.

A teoria de Ladevèze é chamada de *teoria do dano para compósitos em mesoescala*, devido ao fato de ser baseado na suposição de que o dano é uniforme ao longo da espessura do laminado. Sintetizando, o termo mesoescala indica que a análise está entre a micromecânica e a macromecânica. Ou seja, o modelo é baseado a nível da lâmina (mesomecânica) [67]. Desenvolvimentos adicionais do modelo de Ladevèze foram realizados focando no cálculo das intensidades dos diferentes mecanismos de dano até a falha final [68] e extensão do seu modelo para faixas variáveis de temperatura [69].

2.3.3.1 Tensão efetiva

O ponto inicial para aplicação da mecânica contínua do dano (MCD) para laminados é considerar as lâminas em estado plano de tensões e definir as *tensões efetivas* $\{\tilde{\sigma}\}$ por:

$$\{\tilde{\sigma}\} = \begin{Bmatrix} \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+}{(1-d_1)} + \langle \sigma_{11} \rangle_- \\ \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{(1-d_2)} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ \frac{\tau_{12}}{(1-d_6)} \end{Bmatrix} \quad (55)$$

As tensões efetivas são as tensões atuantes sobre a área danificada que efetivamente resistem aos esforços. Os parâmetros (d_1 , d_2 e d_6) definem o estado de dano para três tipos de carregamentos (tração, compressão e cisalhamento no plano), com d_i variando de 0 (sem dano) até 0.99 (falha). À medida que d_i aumenta (i.e., micro trincas e micro vazios aumentam em área e volume, respectivamente), as tensões normais de tração correspondentes também aumentam. Para tensões normais compressivas, as micro trincas e os micro vazios estão “fechados”, e, conseqüentemente, não há aumento na tensão efetiva. Sendo assim, a notação entre colchetes deve ser utilizada, como segue:

$$\langle a \rangle_+ = a \text{ se } a \geq 0; \text{ caso contrário, } \langle a \rangle_+ = 0 \quad (56)$$

$$\langle a \rangle_- = a \text{ se } a \leq 0; \text{ caso contrário, } \langle a \rangle_- = 0 \quad (57)$$

Dadas essas condições, somente um termo entre colchetes, associados com cada componente das tensões normais (σ_{11} e σ_{22}), será diferente de zero em qualquer ponto do carregamento. As tensões cisalhantes efetivas são independentes do sinal das tensões cisalhantes.

2.3.3.2 Resposta efetiva

A equação constitutiva linear-elástica para o material danificado é escrita baseada no princípio da deformação equivalente [70], que postula que qualquer deformação, seja ela uniaxial ou multiaxial, de um material danificado é representada pelas leis constitutivas do material virgem, em que a tensão usual é substituída pela tensão efetiva. Então, as equações constitutivas elásticas para um material ortotrópico danificado com tensões no plano podem ser descritas como:

$$\varepsilon_{11}^E = \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+}{E_1^0(1-d_1)} + \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_-}{E_1^0} - \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_{22} \quad (58)$$

$$\varepsilon_{22}^E = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{E_2^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-}{E_2^0} - \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_{11} \quad (59)$$

$$\varepsilon_{12}^E = \frac{\sigma_{12}}{2G_{12}^0(1-d_6)} \quad (60)$$

onde, a relação $\nu_{12}/E_1 = \nu_{12}^0/E_1^0 = \nu_{21}^0/E_2^0$ permanece constante ao longo da evolução do dano. A partir das Equações (58-60), tem-se que a resposta pode ser expressa em termos dos módulos de elasticidade da lâmina danificada, definida em termos dos parâmetros de dano e dos módulos originais (sem dano) E_1^0 , E_2^0 e G_{12}^0 , como segue:

$$E_1 = E_1^0(1 - d_1) \quad (61)$$

$$E_2 = E_2^0(1 - d_2) \quad (62)$$

$$G_{12} = G_{12}^0(1 - d_6) \quad (63)$$

A partir das Equações (61-63), tem-se que as variáveis de dano d_i são variáveis internas que representam a porcentagem de degradação dos respectivos módulos elásticos [63].

2.3.3.3 Forças termodinâmicas

As forças termodinâmicas (Y_1, Y_2 e Y_6) associadas com as variáveis internas de dano d_i são relacionadas com a densidade ρ e o valor médio (ao longo da espessura do laminado) do potencial termodinâmico ψ (média da densidade de energia de deformação E_D) no estado atual de tensão e dano:

$$Y_1 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_1} \right|_{\bar{\sigma}, d_2, d_6: constante} = \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_1} \right|_{\bar{\sigma}, d_2, d_6: constante} \quad (64)$$

$$Y_2 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_2} \right|_{\bar{\sigma}, d_1, d_6: constante} = \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_2} \right|_{\bar{\sigma}, d_1, d_6: constante} \quad (65)$$

$$Y_6 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_6} \right|_{\bar{\sigma}_d} = \left. \frac{\partial E_D}{\partial d_6} \right|_{\bar{\sigma}, d_1, d_2: constante} \quad (66)$$

O valor médio da densidade de energia de deformação da lâmina danificada pode ser reescrito em termos da média das tensões efetivas, com a energia associada com as tensões normais trativas, distinguidas daquela associada com as

tensões normais compressivas [64,65], que pode ser matematicamente descrita por:

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+^2}{E_1^0(1-d_1)} + \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_-^2}{E_1^0} - 2 \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_2^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_2^0} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-d_6)} \right] \quad (67)$$

Combinando as Equações (64-66) com a Equação (67), as forças termodinâmicas podem ser expressas em termos dos componentes de tensão e variáveis de dano, como:

$$Y_1 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_1} \right|_{\tilde{\sigma}, d_2, d_6: \text{constante}} = \frac{\langle \sigma_{11}^2 \rangle_+}{2E_1^0(1-d_1)^2} \quad (68)$$

$$Y_2 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_2} \right|_{\tilde{\sigma}, d_1, d_6: \text{constante}} = \frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+}{2E_2^0(1-d_2)^2} \quad (69)$$

$$Y_6 = \rho \left. \frac{\partial \psi}{\partial d_6} \right|_{\tilde{\sigma}, d} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0(1-d_6)^2} \quad (70)$$

Essas forças termodinâmicas governam o desenvolvimento do dano no sentido de que o máximo valor anterior de alguma função das forças termodinâmicas deve ser excedido para que dano subsequente ocorra [71].

2.3.3.4 Determinação dos parâmetros de dano

Através de resultados experimentais para laminados unidirecionais de carbono/epóxi, que é o tipo de laminado para o qual o presente modelo melhor se ajusta [72], observou-se que para dano por rompimento da fibra não há degradação gradual do módulo na direção da fibra (E_l), ou seja, uma vez que a primeira falha na fibra é identificada, o dano atinge o valor máximo; entretanto, na ausência de rompimento da fibra, d_l é nulo ao longo do carregamento, e somente as forças termodinâmicas Y_2 e Y_6 são consideradas.

Para alimentação do modelo de dano, faz-se necessário determinar os parâmetros de dano, que apresentam valores diferentes para um material particular. Estes são determinados experimentalmente através de ensaios simples de tração, compressão e cisalhamento no plano. Para compósitos altamente

ortotrópicos, os parâmetros de dano podem ser determinados a partir de ensaios cíclicos dos testes citados sob orientações específicas, conforme descrito em detalhes em Herakovic [63] e em Ladevèze e Le Dantec [67]. Os seguintes ensaios cíclicos devem ser realizados: Tração em amostras $[\pm 67,5^\circ]_s$ e cisalhamento no plano.

Ribeiro [61] desenvolveu um modelo de dano para compósitos laminados, baseando-se também na Mecânica Contínua do Dano (CDM) e modificou o modelo originalmente proposto por Ladevèze a fim de melhor ajustar as previsões de progressão da falha nas lâminas com resultados experimentais. Por exemplo, apesar dos parâmetros de acoplamento terem sido determinados por Allix et al. [73], o modelo do material de Ribeiro [61] considera que as variáveis de dano d_2 e d_6 são escritas em função da orientação da fibra (φ) e das forças termodinâmicas (Y). Além disso, essas variáveis de dano envolvem relações lineares, e os parâmetros $A(\varphi)$, $B(\varphi)$, $C(\varphi)$ e $D(\varphi)$ são identificados experimentalmente.

$$d_2 = A(\varphi)Y_2 + B(\varphi) \quad e \quad d_6 = C(\varphi)Y_6 + D(\varphi) \quad (71)$$

De acordo com Kachanov [74], a iniciação do dano resulta na deterioração da rigidez do material, que nesse caso é a ocorrência da primeira trinca, que caracteriza a primeira falha. A degradação das propriedades elásticas pode também ser determinada por ensaios cíclicos quase-estáticos de tração e/ou compressão. No modelo de Ribeiro [61], a superfície da iniciação do dano dá-se por uma superfície de falha, que pode ser vista na Equação (69).

$$f = \sqrt{\sigma_{22}^2 + \tau_{12}^2} - \left[\frac{2S_{12y}}{1 + \left(\frac{|\sigma_{22}|}{\sigma_{22_0}}\right)^3} - S_{12y} \right] \quad (72)$$

onde S_{12y} representa o limite linear-elástico da tensão de cisalhamento e σ_{22_0} o limite da tensão linear-elástica transversal.

A Figura 18 apresenta a superfície do limite linear-elástico calculado através da Equação (72), incluindo valores experimentais para σ_{22} e τ_{12} . Neste caso, o início do comportamento não-linear ocorre quando o estado de tensão leva à função

$f \geq 0$ (superfície de falha). Sob tensão de compressão, um módulo secante (Equação 72) é utilizado para modelar o comportamento não-linear na direção transversal, como apresentado na Figura 18 [75].

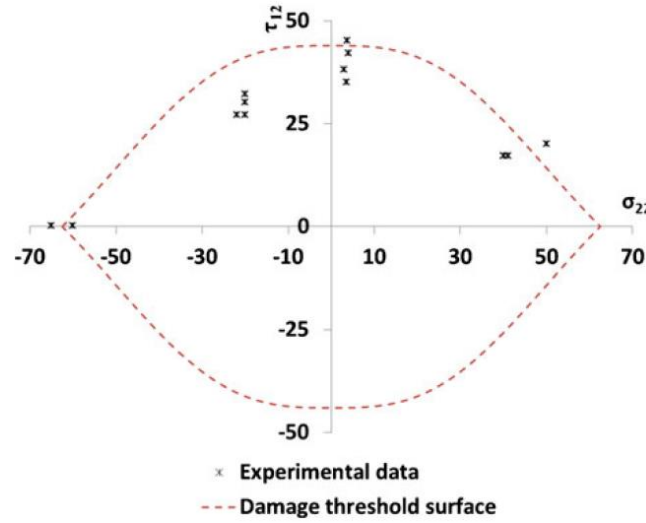


Figura 18. Superfície limiar do dano para um compósito *off-axis* de carbono/epóxi [61].

$$E_{22} = \frac{\sigma_{22y}}{\varepsilon_{22}} (1 - g(\varepsilon_{22})) + g(\varepsilon_{22})E_{22_0} \quad (73)$$

onde o parâmetro $g(\varepsilon_{22})$ é obtido através do ajuste de curvas tensão \times deformação para amostras orientadas a 90° sob carregamento compressivo, ε_{22} é a componente da deformação na direção transversal e E_{22_0} é o módulo elástico inicial.

Este método para considerar os efeitos de compressão na matriz do laminado é também diferente, quando comparado aos métodos supracitados. Além disso, o modelo do material considera a camada como possuindo fratura frágil, utilizando a densidade de energia (Equação 67) até a energia atingir um valor crítico. Ou seja, quando E_D for maior que um valor limite (E_{DC}), então d_2 é igual a 0.99 e d_6 é também igual a 0.99.

Resumindo, o modelo de Ribeiro pode ser apresentado conforme a Tabela 1. Diferentemente do modelo de Ladevèze, os parâmetros para alimentar o modelo de Ribeiro [61] são apresentados na Tabela 2.

Tabela 1. Modelo do material proposto por Ribeiro [61].

<i>Critério de falha</i>	<i>Modo de falha</i>	<i>Lei de degradação</i>
$\sigma_{11}/X_T \leq 1$	Tração na fibra	$E_1 = 0$
$ \sigma_{11} /X_{C_0} \leq 1$	Compressão na fibra	$E_{11} = \left(X_{C_0}/ \varepsilon_{11} \right) (1 - f(\varepsilon_{11})) + f(\varepsilon_{11})E_{11_0}$
$f \geq 0$	Tração na matriz	$d_2 = A(\varphi)Y_2 + B(\varphi)$
$f \geq 0$	Compressão na matriz	$E_{22} = \frac{\sigma_{22y}}{\varepsilon_{22}} (1 - g(\varepsilon_{22})) + g(\varepsilon_{22})E_{22_0}$
$f \geq 0$	Cisalhamento	$d_6 = C(\varphi)Y_6 + D(\varphi)$

Tabela 2. Ensaios experimentais para determinação dos parâmetros do modelo.

<i>Ensaio</i>	<i>Norma (ASTM)</i>	<i>Propriedades e parâmetros</i>
Tração à 0°	D3039	E_{11}, ν_{12}, X_T
Tração à 90°		E_{22}, d_2, Y_T
Tração à ±67,5°		d_2 e d_6
Tração à 5°		
Compressão à 0°	D3410 ou 6624	G_{12}, S_{12}, d_6 e S_{12y}
Compressão à 90°		X_C, X_{C_0} e σ_{11_0}
Cisalhamento no plano	D3518 ou 7078	Y_C, σ_{22_0} e E_{DC}

Outra contribuição ao estudo do dano em materiais compósitos estruturais foi proposta por Tita [76], que propôs um novo modelo de dano para laminados utilizando laminados de carbono/epóxi com $V_f \approx 70\%$, sendo que o modelo foi calibrado e validado para carregamentos de flexão em 3-pontos e impacto. Tita propôs uma modificação do modelo de Chang e Chang [77], originalmente desenvolvido por Hashin [53]. Tita [76], assim como Ribeiro [61], implementou seus modelos em forma de sub-rotinas FORTRAN, compiladas no software de EF Abaqus. O autor concluiu que o seu modelo avalia melhor os modos de falha e a taxa de degradação da matriz de rigidez no decorrer da simulação, representando com mais fidelidade os resultados experimentais. Isto foi justificado pelo fato que

o modelo de Chang e Chang não contempla falhas interlaminares, e também devido ao fato de a lei de degradação das propriedades ser muito rigorosa, reduzindo drasticamente a rigidez da estrutura em um curto intervalo de tempo. A metodologia proposta em Tita [76] pode ser vista na Figura 19.

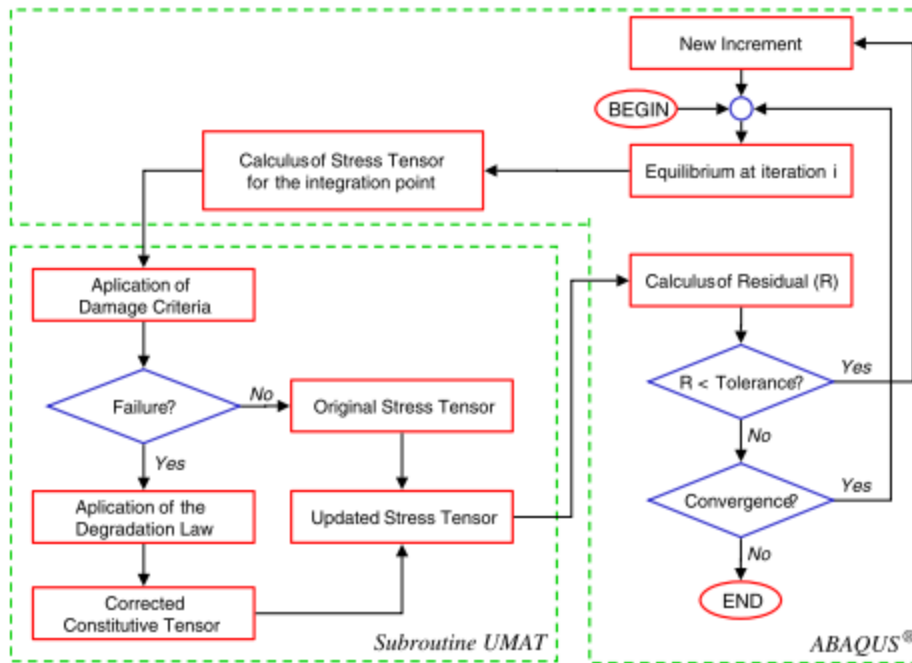


Figura 19. Metodologia proposta por Tita [76] para implementar seu modelo de dano no software Abaqus.

Por outro lado, Martins et al. [78] realizaram uma comparação experimental e numérica de tubos de vidro/poliéster submetidos a pressão interna, com e sem selante, utilizando um modelo do dano baseado nas deformações do material, modelo este disponível na biblioteca do software Abaqus e que foi, originalmente, desenvolvido por Linde et al. [79]. Os autores relataram uma boa relação experimental/numérica para os tubos com selante, porém resultados numéricos conservadores para os tubos sem selante foram encontrados.

Já Gupta et al. [80] desenvolveram um modelo numérico baseado no MEF, incorporando evolução do dano e não-linearidade geométrica em compósitos cilíndricos e cônicos submetidos a pressão lateral externa/interna. Como esperado,

os autores concluíram que a deflexão dos painéis cônicos é menor para os modelos sem dano, e os modelos com não-linearidade geométrica apresentam resultados bastante distintos para os painéis carregados internamente e externamente, onde os modelos sem dano apresentam resultados similares. Os autores atribuíram este comportamento aos efeitos de cisalhamento transversal, que são mais realísticos após a falha da primeira camada.

Ellul e Camilleri [81] desenvolveram um modelo de APF aplicado a tubos processados por FW submetidos a pressão interna. Os autores utilizaram a teoria de falha de Tsai-Wu como critério de falha e inseriram no algoritmo os índices de falha propostos por Hashin para distinguir os diferentes modos de falha. No modelo desenvolvido, um procedimento de degradação da matriz de rigidez é utilizado seguindo a regra de que assim que a primeira camada falha (Tsai-Wu), o modo de falha é, então, identificado (Hashin), então inicia-se a degradação da matriz de rigidez. Os autores concluíram que apesar de a falha da primeira camada ter sido prevista com precisão, a progressão da falha não foi tão precisa assim. Os autores atribuíram ao fato de o modelo não incorporar não-linearidade geométrica, uma vez que o comportamento do tubo não é linear, principalmente após a primeira falha.

Por outro lado, Martins et al. [82] realizaram um estudo paramétrico de tubos de vidro/epóxi submetidos à pressão interna através da APF. Uma vez que os autores identificaram instabilidade à medida que se aumenta a carga aplicada e/ou deslocamento aumentam. Com isso, eles empregaram o método do comprimento do arco para obtenção de soluções não-lineares estáticas de equilíbrio. O método do comprimento do arco foi inicialmente desenvolvido por Riks [83] e Wempner [84], com o principal intuito de melhorar a convergência de soluções para estruturas que exibam comportamento *snap-through* ou *snap-back* [85].

O método do comprimento do arco é aplicado para prever colapso geometricamente não-linear de estruturas, e podem também ser aplicadas para problemas *snap-through* que não exibam instabilidade. Casos de estruturas

geometricamente não-lineares quase sempre envolvem flambagem e/ou colapso, onde a resposta de carga/deslocamento apresenta rigidez negativa, onde a estrutura deve liberar energia de deformação para permanecer em equilíbrio. Nesse caso, o método de Riks é aplicável nos casos em que a carga aplicada é proporcional, ou seja, onde as magnitudes da carga são governadas por um parâmetro escalar simples [83]. O método propõe soluções até para casos de alta instabilidade, com observa-se na Figura 20.

Uma vez que a carga é sempre proporcional, a magnitude da carga “atual” de cada incremento pode ser definida por:

$$P_{total} = P_0 + \lambda(P_{ref} - P_0) \quad (74)$$

onde, P_0 é a “carga morta” (último incremento de carga), P_{ref} é a carga de referência e λ é o fator de proporcionalidade da carga, este que é parte da solução.

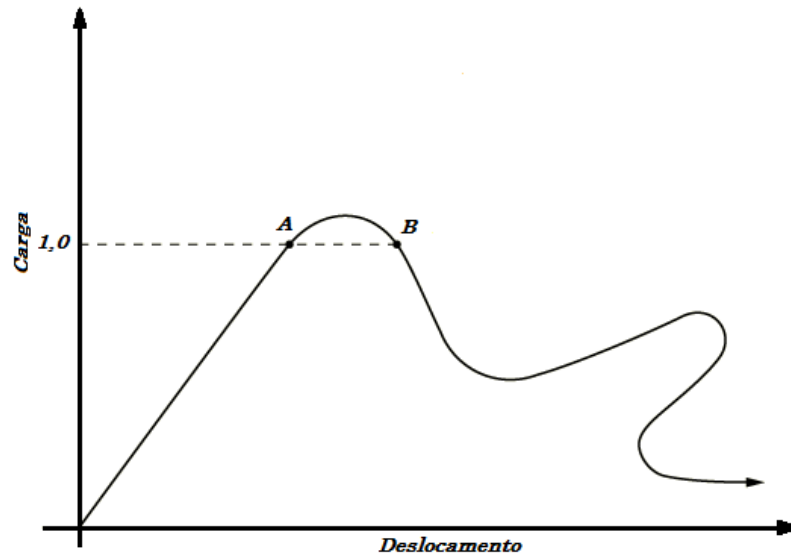


Figura 20. Exemplo de um carregamento proporcional sob resposta instável [83].

O método do comprimento do arco [83,84,85] implementado no software comercial Abaqus® é um modificado do originalmente proposto por Riks [83], como pode ser observado na Figura 21.

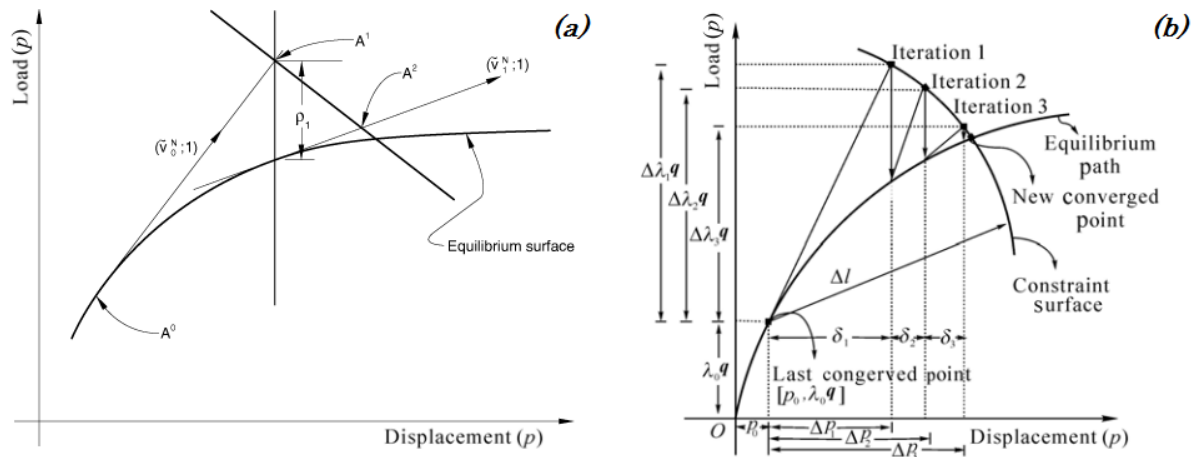


Figura 21. Método do comprimento do arco implementado no Abaqus (a) e representação original do método (b) [83].

Como percebe-se, apesar de diversos estudos terem sido realizados, estes continuam a ser estudados continuamente, uma vez que um critério de falha e/ou dano ainda não foi universalmente aceito pelas comunidades científica e industrial.

CAPÍTULO 3

3. Artigo I: Carbon fiber reinforced epoxy filament wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning

Referência: *Journal of Materials Science*, v. 51, n. 9, pp. 4697-4708, 2016.

Doi: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-016-9787-9>

CARBON FIBER REINFORCED EPOXY FILAMENT WOUND COMPOSITE LAMINATES EXPOSED TO HYGROTHERMAL CONDITIONING

José Humberto S. Almeida Jr.¹, Samia D. B. Souza², Edson C. Botelho²,
Sandro C. Amico¹

¹PPGE3M, Federal University of Rio Grande do Sul, Av. Bento Gonçalves, 9500.
91501-970 Porto Alegre, RS, Brazil.

²Department of Materials and Technology, Universidade Estadual Paulista
(UNESP), Av. Ariberto Pereira da Cunha, 333. 12516-410 Guaratinguetá, SP,
Brazil.

Abstract

This study focuses on the evaluation of the effect of hygrothermal conditioning on tensile, compressive, in-plane and interlaminar shear properties, and also on the viscoelastic characteristics of carbon fiber/epoxy laminates. Flat unidirectional laminates were manufactured by dry filament winding and cured under hot compression. The laminates were later exposed to hygrothermal conditioning in a chamber, following the recommendations of ASTM D5229M. All composite coupons were tested before and after conditioning. An analytical Fickian model was used to fit experimental data, showing very good estimates. Shear strength and modulus reduced in about 30% and 38%, respectively. All specimens presented acceptable failure modes, shear specimens failed at the gage section with delaminations and fiber/matrix debonding, whereas short-beam specimens failed via delaminations at the specimen mid-plane. Moisture penetration through the carbon/epoxy surface lead to interfacial debonding and matrix plasticization. Puck's failure envelope accurately predicted failure under compressive and shear loading.

Keywords: environmental degradation; mechanical properties; viscoelastic behavior; fractography; failure mode; filament winding.

3.1 Introduction

Carbon fiber reinforced epoxy composites are commonly used in applications with high structural demand, such as marine, aeronautical and aerospace sectors [1]. Among the manufacturing processes available for advanced polymer composites, filament winding (FW) stands out, being able to produce from flat laminates to elbows and curved-surface structures. The high fiber volumetric fraction and precision in angle deposition, along with the use of a tensioned and continuous reinforcement are the main features of FW.

The Oil & Gas sector, in particular, is increasingly replacing metallic-based structures with composites based on the need to increase payload in marine structures by reducing weight and increasing corrosion resistance. Indeed, pipelines, subsea systems and submersible structures operate under aggressive environments, which modify the mechanical response of the composite, decreasing damage tolerance and sometimes leading to premature failure [2].

Prediction of failure and damage in composites is typically complex mainly due to their orthotropic characteristic, and this becomes even more complex when the material is under extreme weathering conditions. When under these environments, composites can absorb moisture, which affects their long-term durability and properties [3]. Since high-performance carbon fibers absorb virtually no moisture, absorption is largely matrix-dominated [4], suggesting that matrix-dominated failure mechanisms will be more significantly affected. Also, if the matrix content is high or if a fiber more prone to absorption is being used (e.g. polyaramid), the greater the expected water absorption.

Moisture permeation is dominated by diffusion, capillarity and/or transport by micro-cracks, and the rate of moisture uptake varies with the type of matrix, fiber orientation, water temperature, moisture [5] and fiber content (V_f). Moisture

wicking can promote changes in mechanical, thermo-mechanical and thermo-physical characteristics of the matrix by plasticization, swelling, cracking and hydrolysis, and it can also degrade fiber-matrix bonding [3,6]. When combined to high temperatures, it may induce irreversible structural changes in the polymer network. The extent of damage may change swelling, since cracking and blistering cause higher uptake, whereas the leaching of small molecule components results in gradual decrease in weight gain [7].

Ultraviolet radiation (UV) can also degrade the matrix and cause irreversible structural changes. UV radiation can trigger photolytic, photo-oxidative and thermo-oxidative reactions within the matrix. Degradation can cause from simple discoloration to substantial loss of mechanical properties as a result of C-C polymer chair scission [8] due to photo-oxidation [9]. Another effect is the cross-linking, which restricts molecular mobility and reduces the ability of the material to accommodate externally applied strain [10].

Marine structures sometimes operate under combined UV and seawater influence being both detrimental to polymeric composites. Botelho et al. [11] evaluated the effect of different hygrothermal conditioning on the shear behavior of carbon/epoxy composites and Mouzakis et al. [9] studied accelerated environmental aging of glass/polyester composites, reporting a significant decrease in compression and shear strength. Thus, this paper addresses the effect of environmental conditioning (accelerated water immersion) on the tensile, compressive, in-plane shear and viscoelastic properties of flat filament-wound carbon fiber/epoxy laminates.

3.2 Experimental

3.2.1 Materials & manufacturing

Carbon fiber/epoxy prepreg tow (towpreg) from TCR Composites, with Toray T700-12K-50C carbon fiber and UF3369 epoxy resin system, was used in this work. The flat laminates were manufactured using a rectangular stainless steel

mandrel (327 mm × 228 mm × 12 mm) and a KUKA robot KR 140 L100 with control and peripheral devices from MFTech, with an achievable tolerance in the winding angle lower than 0.5%. Hoop flat laminates were produced on the designed mandrel, as presented in Figure 22. Two simultaneous rovings (towpregs) were used to produce the laminates. The towpregs were then wound onto the mandrel. After winding, a polyester-based shrink tape was used to wrap and help consolidating the laminate during the curing process that followed. The tape begins to shrink around 70 °C and reaches a maximum shrink force at 150 °C. This aids ply compaction and the elimination of voids, yielding a resin-rich part surface.

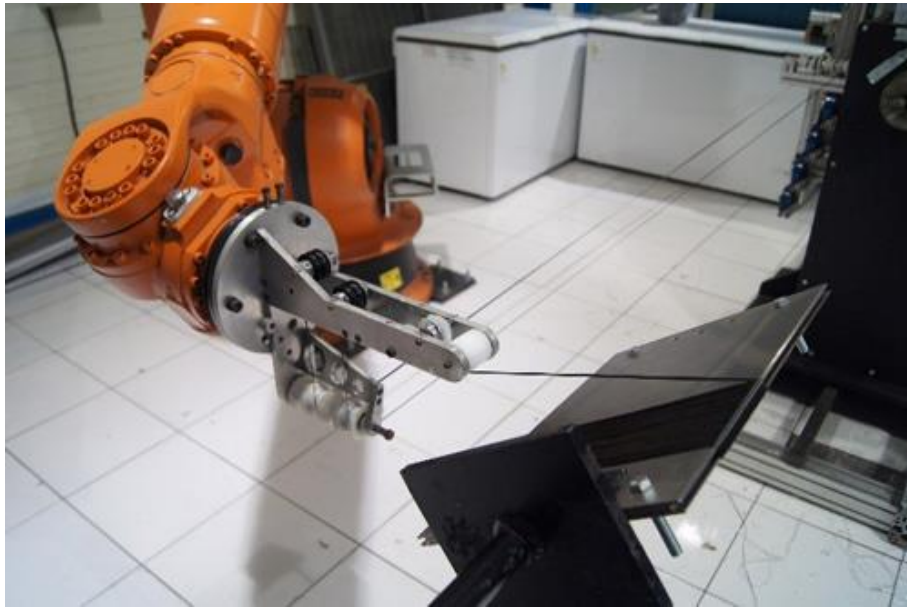


Figure 22. Manufacturing of a flat unidirectional laminate by filament winding.

The laminates were cured by hot compression under 6 ton for 4 h at 130 °C. The final fiber volume fraction was $\approx 72\%$ (measured by acid digestion following ASTM D3171-11) and mean ply thickness was 0.35 mm in the 4-layer laminate (overall thickness of 1.40 mm).

3.2.2 Weathering

The carbon fiber/epoxy specimens were exposed to a combination of temperature and humidity for 60 days at 80 °C under a relative humidity of 90% inside a hygrothermal climatic chamber Marconi, model MA835/UR. The hygrothermal exposure was carried out following the recommendations of ASTM D5229M-14. The samples went through a drying procedure to guarantee that they were dry and in mass equilibrium before ageing, preventing that initial and atmosphere humidity affected water uptake values [12,13]. The drying cycle can be summarized as: the sample was weighed, placed in an oven at 110 °C for 24 h, removed from the oven and placed in a desiccator, weighed again, and placed in an oven at 110 °C for 3 h. These stages were repeated until the specimen reached mass equilibrium, and only then, they were placed in the hygrothermal chamber for 60 days at 80 °C and 90% humidity. The sample mass was periodically monitored, and moisture absorption (M) was calculated using $M = (M_w - M_d) / M_d$, where M_w and M_d are the wet and dry masses, respectively.

In order to better understand moisture absorption and diffusion response of the composites herein analyzed, Fick's analytical model [14], shown in Eq. (75), was applied to the data.

$$M_t = M_\infty \left\{ 1 - \exp \left[-7.3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0.75} \right] \right\} \quad (75)$$

where M_t is water uptake at a particular time t , M_∞ is the mass at a quasi-equilibrium state, D is the diffusion coefficient, and h is the specimen thickness. The diffusion coefficient is calculated from the absorption curve, as shown in Eq. (76):

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_\infty} \right)^2 \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (76)$$

where the subscripts in M and t refer to a particular mass and time, respectively.

3.2.3 Characterization

The unidirectional composites were cut longitudinally and transversely to the fiber direction. Mechanical testing was carried out using an Instron 3382 universal testing machine, with 100 kN and 5 kN load cells, in samples before and after the environmental conditioning. The test were:

- *Tensile*: This test was performed at a crosshead speed of 2 mm/min in five tabbed coupons of controlled geometry dimensions following ASTM D3039-14. From this test, the elastic moduli, tensile strengths and Poisson's ratio were obtained. Two extensometers, one longitudinal and another transversal, were coupled to the specimens for testing and later removed just prior to rupture.
- *Compression*: The compressive strength was obtained with the combined loading compression (CLC) test according to ASTM D6641-09 in five tabbed specimens. The size of the specimens was 140 mm × 12 mm × 1.4 mm, the gage length was 12 mm and the speed rate was 1.3 mm/min.
- *In-plane shear*: The V-notched rail shear method (ASTM D7078-12) test was chosen. The specimen (dimensions: 76 mm × 56 mm × 2.8 mm) was centrally V-notched on both sides. The notch angle is 90° and the radius is 1.3 mm. Cross-head speed was 1.5 mm/min and the shear modulus was determined on six samples by using a strain gage rosette aligned at ±45° at the mid-section of the sample (as seen in Figure 23).



Figure 23. V-notched shear test with a bonded rosette.

- *Short-beam*: Interlaminar shear strength was evaluated through short-beam tests, following ASTM D2344-13, using a span-to-depth thickness ($s:t$) ratio of 4:1. Length and width of the samples followed the recommendations of the standard ($6 \times t$ and $2 \times t$, respectively).
- *Dynamic mechanical analysis (DMA)*: DMA was used to evaluate the glass transition temperature (T_g) of the polymeric matrix. Analysis was carried out in a TA Instruments 2980 DMA Dynamic Mechanical Analyzer under single-cantilever bending mode at 1 Hz frequency, for a maximum displacement of 10 mm, under N_2 atmosphere, with a heating rate of 3 °C/min and using $20 \times 10 \times 2.8$ mm³ specimens.
- *Failure analysis*: Fractographic studies were carried out using optical micrographs in a Carl Zeiss Axioscope and scanning electron microscopy (SEM), in a Phenom ProX equipment.

3.2.4 Failure envelope

Classical failure criteria (Maximum stress, Tsai-Wu [15], Tsai-Hill [16], Hashin [17], Christensen [18] and Puck [19]) were used to predict failure envelope in the $\sigma_{22} - \tau_{12}$ plane, assuming the stress in fiber direction being σ_1 , stress in the transverse σ_2 and τ_{12} the shear stress.

3.3 Results and Discussion

3.3.1 Moisture uptake

Figure 24 presents the mass uptake for the 0° unidirectional carbon fiber/epoxy coupons (average of 5 coupons) after hygrothermal conditioning. Water uptake is influenced by: (i) the hydrophilic character of the matrix and fibers, (ii) fiber/matrix adhesion, (iii) micro-cracks and (iv) voids. The resin network controls water uptake and, in turn, the absorption of water influences the network.

Formation of voids and micro-cracks is induced by water absorption, becoming more important as the saturation level increases [14].

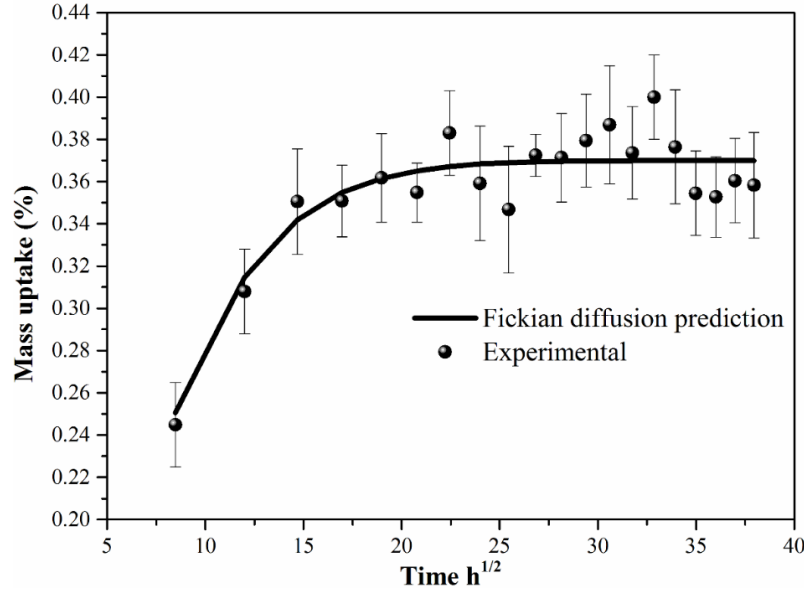


Figure 24. Mass gain obtained from experimental measurements and Fickian diffusion prediction.

Hot/wet environment accelerates the deterioration process of an epoxy-based composite. Reproducibility of the experimental data is well predicted by the Fickian model, being both experimental and analytical data representative in terms of water content of the material. The initial stage till pseudo-equilibrium is typical of a thermally activated Fickian response, whereas, at longer times, the uptake occurs at a lower rate mainly due to a combination of mechanisms such as relaxation of the glassy epoxy network, filling of micro-voids and debonded zones with water by wicking [20]. Thus, moisture absorption is expected to take place via diffusion.

Kinetics of the diffusion process depends on temperature and relative moisture absorption. The higher the relative moisture absorption the greater the absorption rate. Water saturation ($\approx 0.37\%$) was reached at around 30 days, and maximum mass uptake, about 0.40%, was noticed after 42 days of conditioning, being typical of epoxy resins. Moreover, mass uptake values were relatively low compared to

literature data for the same matrix and fiber [8,13,14,21], what can be justified by the high fiber volumetric fraction and good compaction of the layers.

3.3.2 Viscoelastic properties

Figure 25 shows the storage modulus (E') for the unconditioned and conditioned composites studied. As expected, storage modulus for 0° specimens was higher than for 90° in all states (glassy, elastomeric and rubbery). This particular DMA analysis was performed under bending mode, which is markedly dependent on fiber orientation, being stiffer for fibers aligned along the length of the specimen. Unconditioned specimens showed higher storage modulus compared to the weathered ones, which is related to the plasticizing effect promoted by moisture uptake.

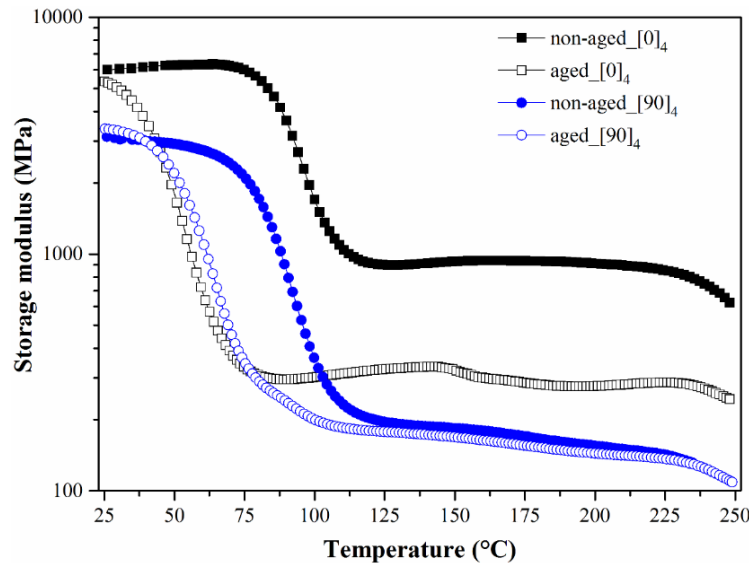


Figure 25. Storage modulus of the unconditioned and weathered specimens.

The aged composites showed similar behavior at the glassy state, perhaps due to a post-curing that may take place during ageing. The relatively high temperatures involved, although not severe enough to break chemical bonds of the polymer [8], may contributed to the appearance of free radicals in the epoxy molecules, leading to further cross-linking [9].

The loss modulus (E'') is related to energy dissipation in the material, and composites with poor interfacial bonding are prone to dissipate more energy. Some specimens presented a more flattened loss peak, where the hygrothermally conditioned specimens had lower loss modulus, as seen in Figure 26. Analysis of the curves shows that the behavior was more affected by fiber orientation than by weathering, and the specimens with fibers at 0° presented much higher peaks. For the 90° specimens, the aged laminate dissipated slightly less energy. This can be attributed to the inhibition of relaxation processes in the composites, decreasing mobility at the fiber/matrix interface.

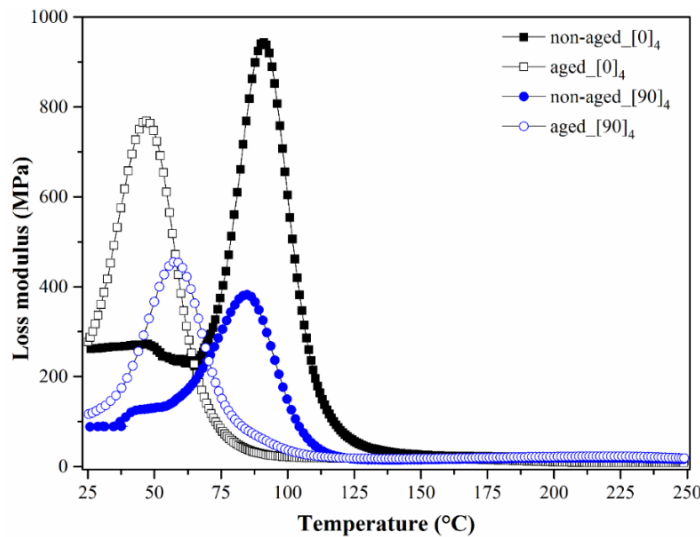


Figure 26. Loss modulus of the unconditioned and weathered composites.

Tan δ curves are shown in Figure 27. The unconditioned specimens showed similar temperature at the peak (i.e. T_g), and the conditioned samples showed similar and lower T_g values. The weathering effect on the composites is more clearly observed in this figure, i.e. the conditioned specimens show larger areas under the peak and lower T_g , suggesting matrix degradation [22].

Table 3 presents the T_g extracted from: (i) intersection between the extrapolation of the elastomeric plateau and the glass state from the storage modulus curve, (ii) the loss modulus peak, and (iii) the tan δ peak. The unconditioned 0° specimen showed the highest T_g , but the aged 0° specimen

showed the lowest value in all methods, thus this specimen is more damaged by aging, confirming that fiber orientation has little effect on the glass transition of the polymer.

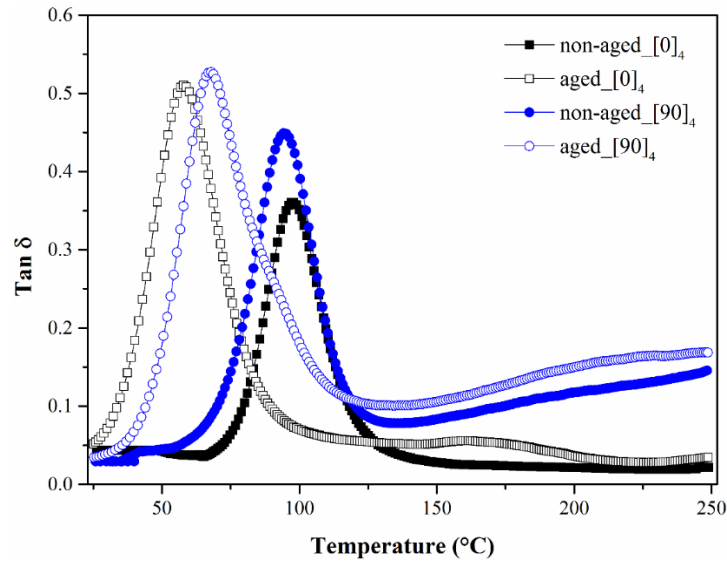


Figure 27. Tan delta of the unconditioned and weathered specimens.

Table 3. T_g determined by different methods.

<i>Specimen</i>	<i>T_g (°C) from onset E' drop</i>	<i>T_g (°C) from E'' peak</i>	<i>T_g (°C) from $Tan \delta$ peak</i>
<i>non-aged [0]₄</i>	78.3	91.0	98.1
<i>aged [0]₄</i>	35.2	47.7	57.9
<i>non-aged [90]₄</i>	68.9	84.8	94.7
<i>aged [90]₄</i>	44.7	57.8	67.4

3.3.3 Mechanical properties

Figure 28 presents the typical load *vs.* displacement curves for all samples. Based on the mean results of five specimens with acceptable failure, conditioning reduced tensile strength of the laminates from 1409 ± 131 MPa to 1091 ± 114 MPa, around 29%. Although the 0° -oriented specimens presented a slight flattening near the failure, these specimens presented a brittle behavior, typical for this type

of loading/sample.

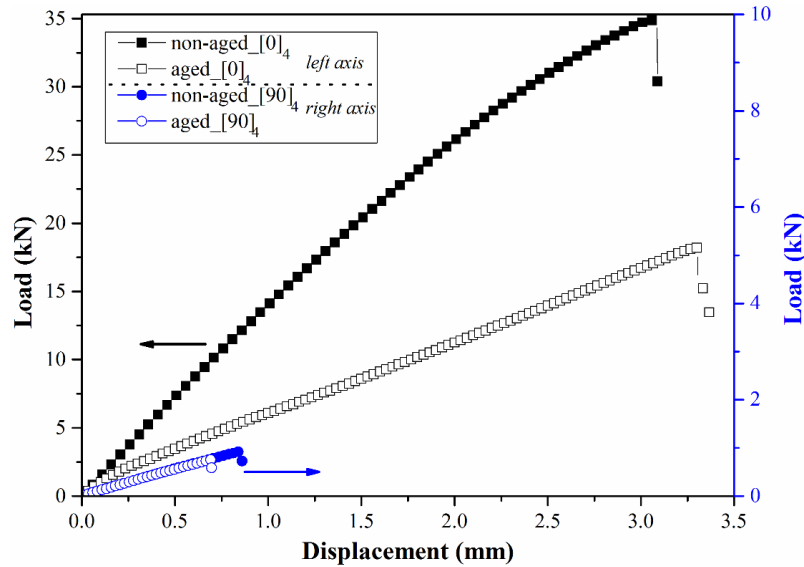


Figure 28. Typical load × displacement tensile curves for the studied families of unidirectional laminates.

Figure 28 also shows tensile behavior of the 90°-oriented composites. Brittle behavior was dominant for both non-aged_[90]₄ and aged_[90]₄ specimens and the ultimate load was significantly low compared to longitudinally oriented laminates. In addition, aging reduced in about 25% their tensile strength.

Even though the load *vs.* displacement curves somewhat differ for the various longitudinally oriented specimens, all coupons showed similar failure mode (see Figure 29a), with a sudden failure of the fibers. All 10 fractures (5 for aged and 5 non-aged) were characterized as explosive gage middle (XGM). The failure mode for all 90° samples, conditioned and non-conditioned, was also similar - lateral gage middle (LGM) failure (see Figure 29a), with only one lateral at the top tab (LAT) failure. Since the optical micrographs indicated a good quality laminate, essentially free of voids (Figure 29 (c-d)), a weakened fiber/matrix interface may have appeared after aging (Figure 29 (d)), corroborated by some resin-rich areas due to water uptake and more brittle fracture at the carbon/epoxy interface, which reduced tensile strength. Furthermore, Figure 29 (d) suggests that broken fibers

tend to initiate failure in adjacent fibers.

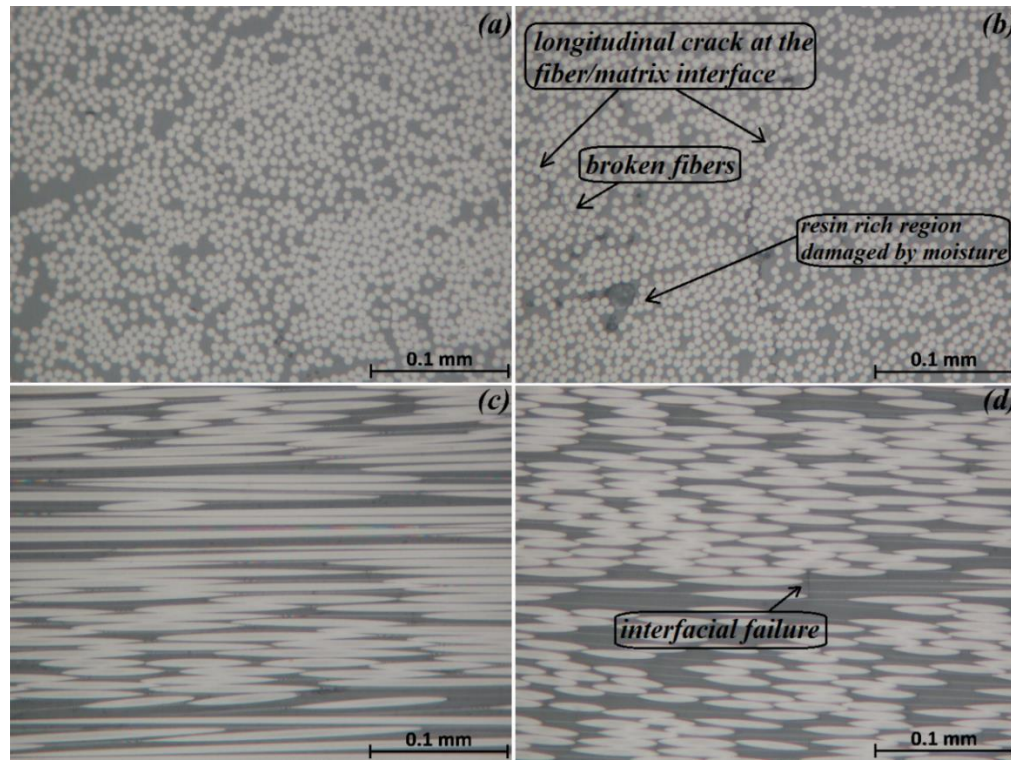


Figure 29. Optical micrographs are shown for the fractured non-aged_ $[0]_4$ (a), aged_ $[0]_4$ (b), non-aged_ $[90]_4$ (c), aged_ $[90]_4$ (d) tensile coupons.

Stress *vs.* strain data for the tensile testing of non-aged and aged composites are shown in Figure 30. The final properties may be summarized as: (i) Non-aged: $E_{1,t} = 129.8 \pm 5.6$ GPa and $E_{2,t} = 9.1 \pm 0.5$ GPa, and ii) Aged: $E_{1,t} = 119.7 \pm 4.1$ GPa and $E_{2,t} = 6.3 \pm 0.8$ GPa. A more significant drop in E_2 may be justified considering that this property is more influenced by the characteristics of the matrix, which is more severely affected under hygrothermal aging.

Figure 31 presents the longitudinal (ϵ_1) and transverse (ϵ_2) ultimate strains of the composites. For the 0° laminates, a more linear shape of the curves is noted, since ϵ_1 is much higher than ϵ_2 , leading to a more consistent relationship between strains. The measured major Poisson's ratio (ν_{12}) was 0.31 ± 0.02 for the non-aged_ $[0]_4$ coupon. For unidirectional laminates, ν_{21} is not easy to measure because of the very low strain magnitude. Nevertheless, the experimentally measured ν_{21}

was 0.020 ± 0.001 , very close to that estimated through the correlation $\nu_{21} = \nu_{12} \times E_2 / E_1$, i.e. 0.021.

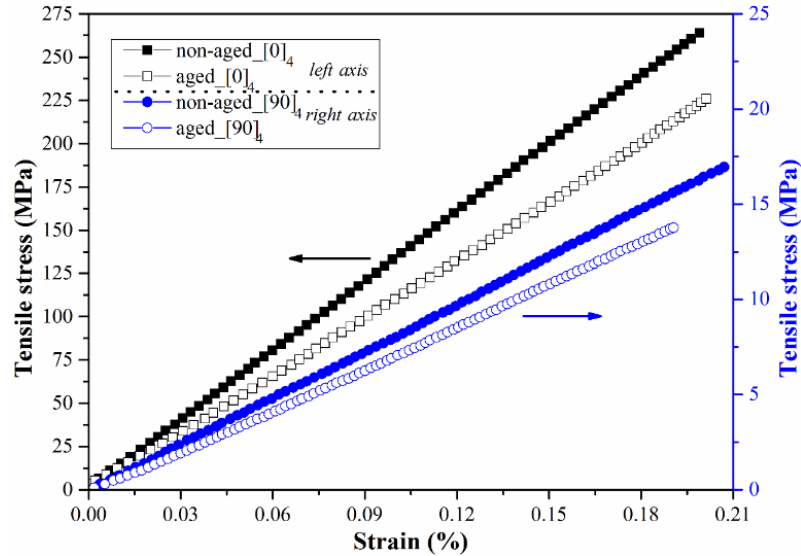


Figure 30. Stress \times strain profile plots for all coupons measured by longitudinal and transversal analogical extensometers.

Compressive results for all samples are presented in Figure 32. A non-linear behavior was noticed for non-aged and aged specimens, mainly attributed to micro-buckling caused by delaminations, as suggested by the tiny discontinuities along the testing direction, mainly for non-aged_ $[0]_4$ and non-aged_ $[90]_4$ coupons. It is important to bear in mind that the compressive load is transmitted through shear from the fixture to the specimen, and shear has a significant influence up to around 60% of the test, when a purer compression stress state is achieved. The specimen with longitudinally aligned fibers is more affected by aging since the decrease in matrix modulus favors micro-buckling. On the other hand, the 90° specimens are less affected by aging since, under compressive loading, failure occurs at the transversally oriented carbon fiber.

Unlike tensile failure, the compression fracture surfaces are not usually normal to the loading direction, but slightly angled, since compression leads to a small degree of in-plane shear during fracture [23]. Since the laminate with compression

fracture is still able to carry load after ultimate failure, minor damages such as longitudinal splits and delaminations may occur [24]. These characteristics can be confirmed in Figure 33, highlighted as an implication of the fractured non-aged_ $[0]_4$ specimen. The morphology of the failure points that band of fibers fail at similar lengths, leading to formation of kinking bands.

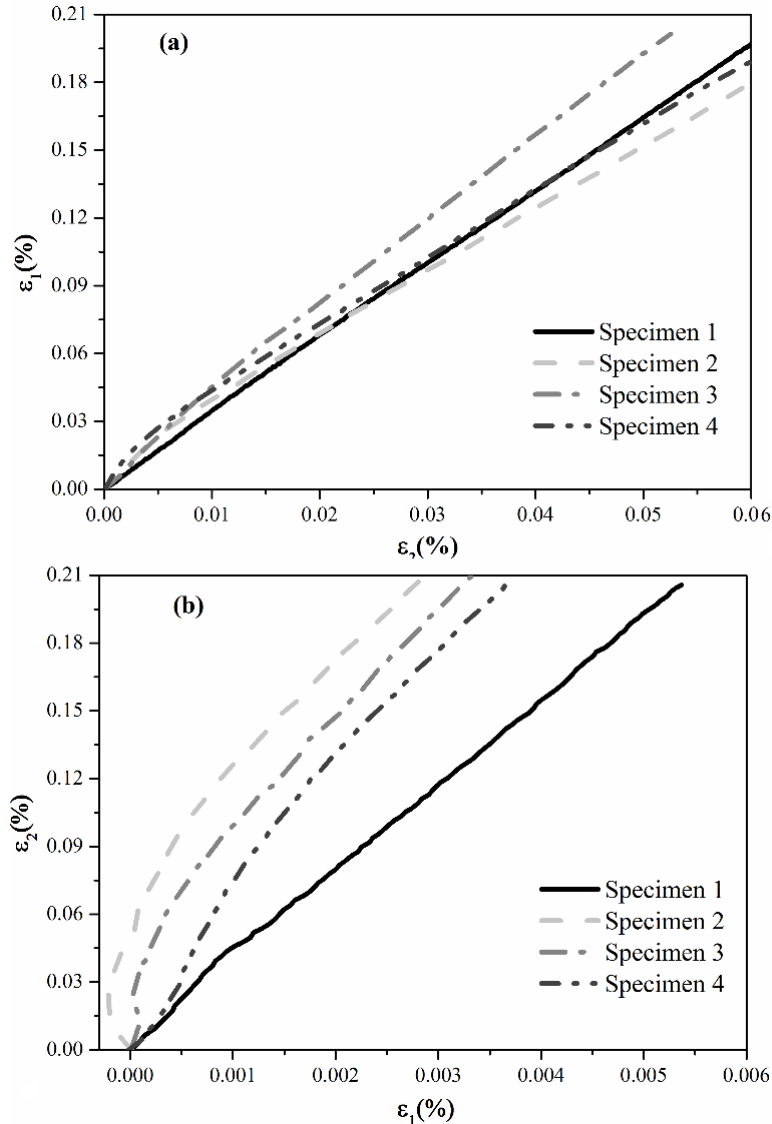


Figure 31. Longitudinal \times transversal strains for determining the major (a) and minor (b) Poisson's ratio for non-aged_ $[0]_4$ (a) and non-aged_ $[90]_4$ (b) tensile specimens.

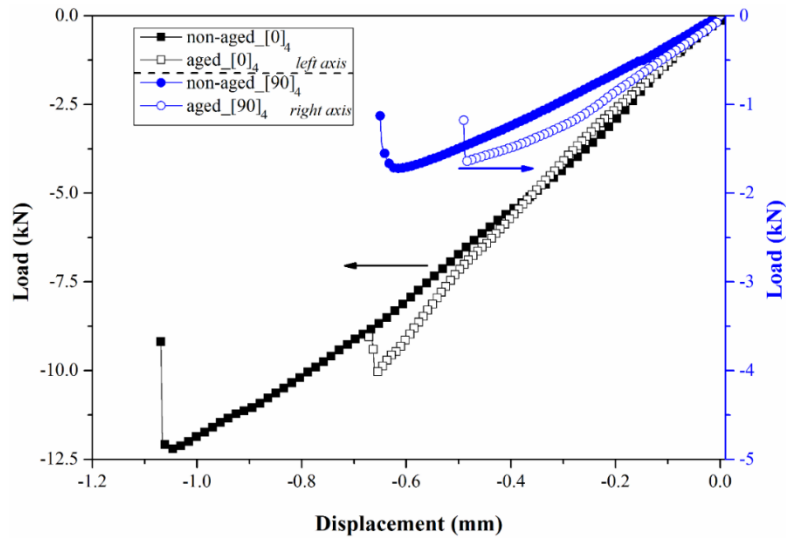


Figure 32. Typical load × displacement compressive curves for all specimens studied.

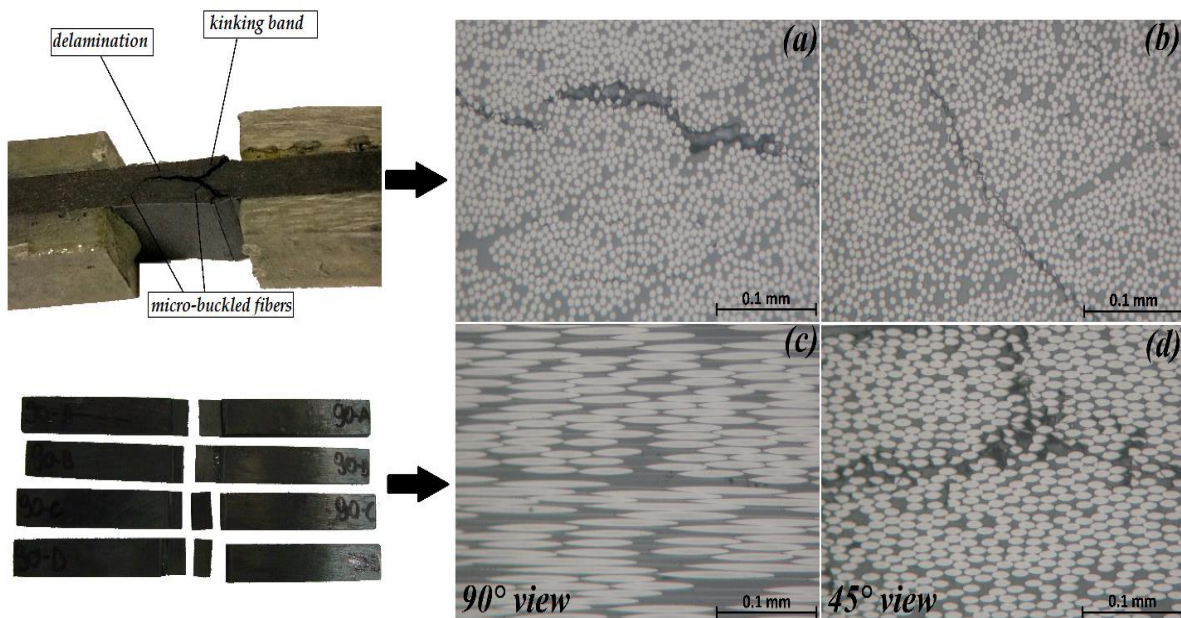


Figure 33. Optical micrographs for the fractured non-aged_[0]₄ (a), aged_[0]₄ (b), non-aged_[90]₄ (c), aged_[90]₄ (d) compressive coupons.

Figure 34 displays the shear stress × displacement curves obtained in the V-notched rail test method. These plots show typical shear behavior, and after around 50% of the test, most specimens started to delaminate, followed by horizontal micro-cracks at the gage area. Good compaction of the laminates manufactured by filament winding can be inferred from these graphs.

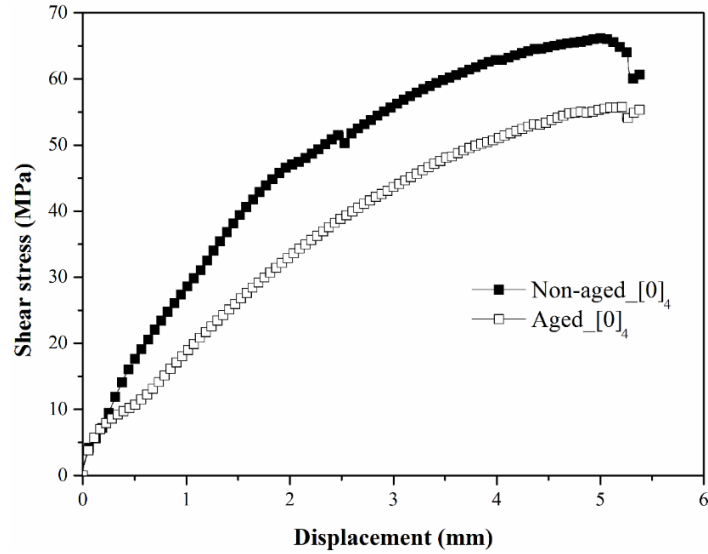


Figure 34. Typical shear stress × displacement curve profiles for non-aged (a) and aged (b) coupons.

The breaking load was c.a. 40% lower for conditioned specimens, indicating a strong aging effect since this is also a matrix-dominated property. The water absorbed by epoxy-based composites causes reversible plasticization of the matrix and the combined moisture and temperature action yields dimensional changes and induces stresses that are detrimental to the fiber–matrix interface.

The shear stress × strain profile curves are presented in Figure 35. For both non-conditioned (Figure 35a) and conditioned (Figure 35b) specimens the curve profiles were very linear, with $R^2 > 0.99$ for all specimens. Shear modulus reduced after aging, from $G_{12} = 5.44 \pm 0.48$ GPa to $G_{12} = 3.89 \pm 0.19$ GPa.

The failure mode of all specimens (Figure 36) was very similar, being characterized as horizontal cracking between the notches (HGN) and multi-mode cracking at the gage section between the notches (MGN). Crack started horizontally close to the top notch, probably due to some stress concentration caused by machining of the notches. Later, many delamination cracks perpendicular to the loading direction appeared at the midsection of the specimen. Representative micrographs of the notch areas of 0° specimens are highlighted in Figure 36. Matrix cracking and fiber/matrix debonding dominated the failure mode for unconditioned specimens, whereas large delaminations initiated from

hygrothermally-damaged resin-rich regions dominated for conditioned specimens. These cracks originated primarily from fiber splitting at a particular lamina and interlaminar shear at the carbon/epoxy interface. In parallel, as aging deteriorates the epoxy matrix, it decreases overall interfacial strength of the laminate.

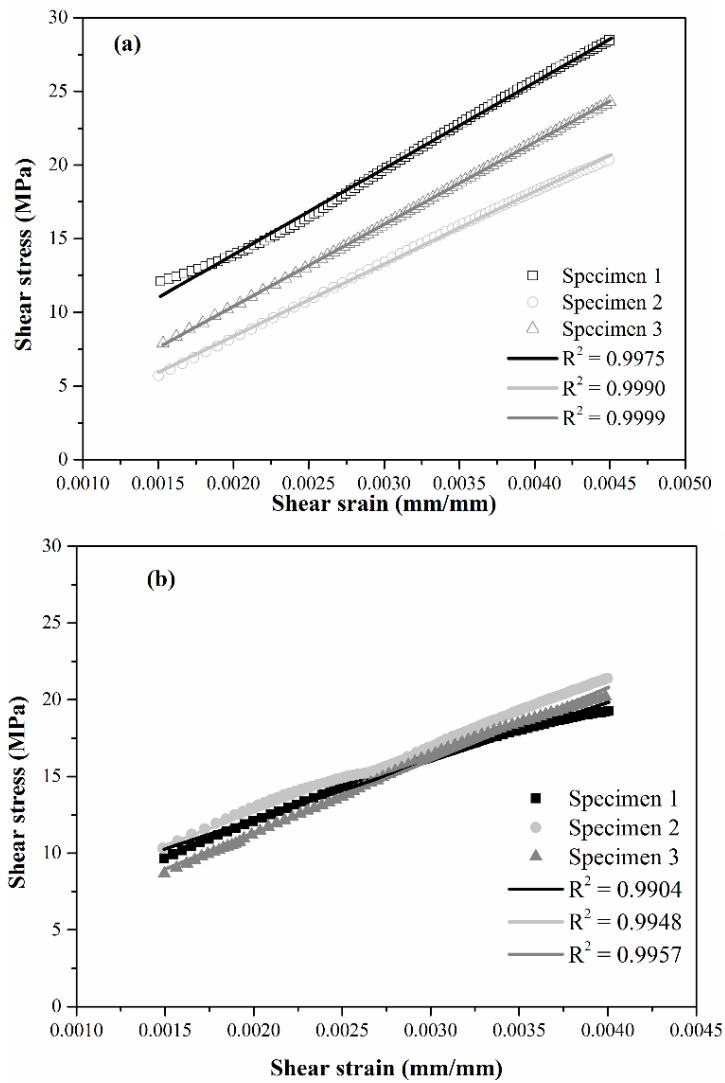


Figure 35. Shear stress × strain curves for non-aged (a) and aged (b) specimens for the determination of shear modulus.

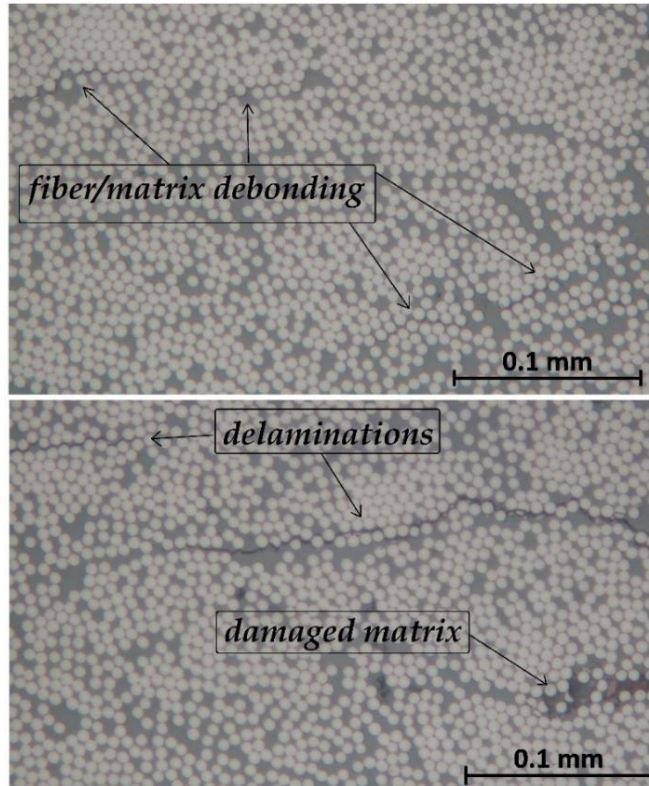


Figure 36. Representative optical micrographs from the non-aged (a) and aged (b) $[0]_4$ tested shear specimens.

Short beam strength (SBS) results are shown in Figure 37. SBS for 0° samples was 69.9 ± 1.1 MPa and 49.5 ± 1.3 MPa for non-aged and aged, respectively. For transversally aligned fibers, SBS reduced from 12.6 ± 0.6 MPa to 7.4 ± 0.7 MPa for non-aged and aged laminates, respectively. Short beam is one of the most recommended tests to investigate fiber/matrix interface and, from these results, it is clear that aging damages the interface, reducing interfacial strength in about 41% and 70% for non-aged $[0]_4$ and non-aged $[90]_4$, respectively.

Typical load *vs.* displacement curves suggest that the 0° coupons failed by shear, presenting a non-linear behavior followed by discontinuities along the test, typical of delaminations and interlaminar fractures. On the other hand, the 90° samples presented a more linear behavior with brittle fracture, suggesting a strong influence of tensile load in the test. As in Almeida Jr. et al. [25], the short beam strength is strongly dependent on fiber orientation and it decreases from 0° to 90° .

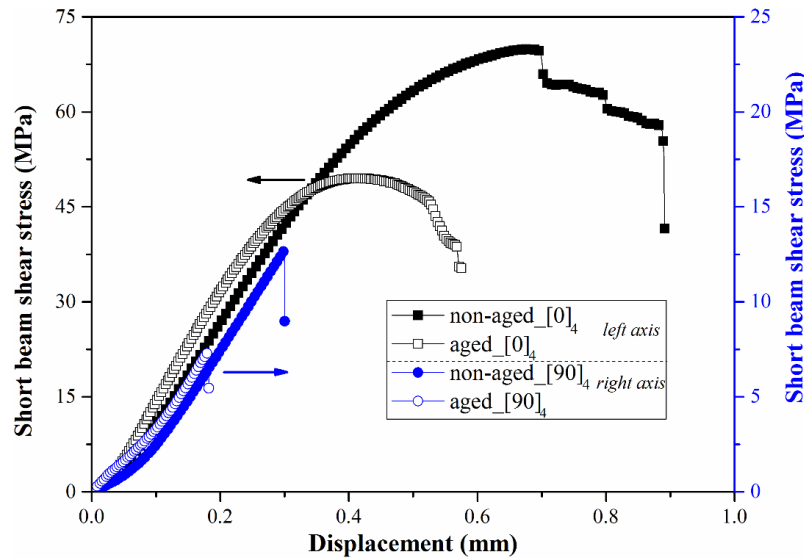


Figure 37. Short beam stress *vs.* displacement for all family of laminates studied.

Even though shear is the dominant loading in this test, the internal stress state is complex and a variety of failure modes can occur, such as interlaminar shear, micro-buckling, flexure, tension, compression or their combination. In this test, the maximum shear stress occurs in a region that other stresses might also exist [26] and stress distribution may be distorted, with peak stresses taking place close to the loading points, even if the recommended span-to-thickness ratio of 4:1 [27] was used. Also, the local stress state due to the applied load may involve several shear-stress concentrations combined with transverse and in-plane compressive stresses.

Figure 38 presents representative SEM images for the unconditioned 0° and 90° coupons. Failure in both 0° specimens was as expected, that is, large delamination at the mid-plane of the specimen thickness and multiple translaminar horizontal cracks, characterizing interlaminar shear failure [26,28]. On the other hand, both 90° specimens showed a matrix-dominated failure and did not present evidence of shear failure. Indeed, a vertical crack initiated at the specimen bottom surface between the supporting cylinders, characterizing failure by flexure and primarily transverse tensile, justified by the brittle behavior of

epoxy and fiber orientation. Compressive failure was not noticed.

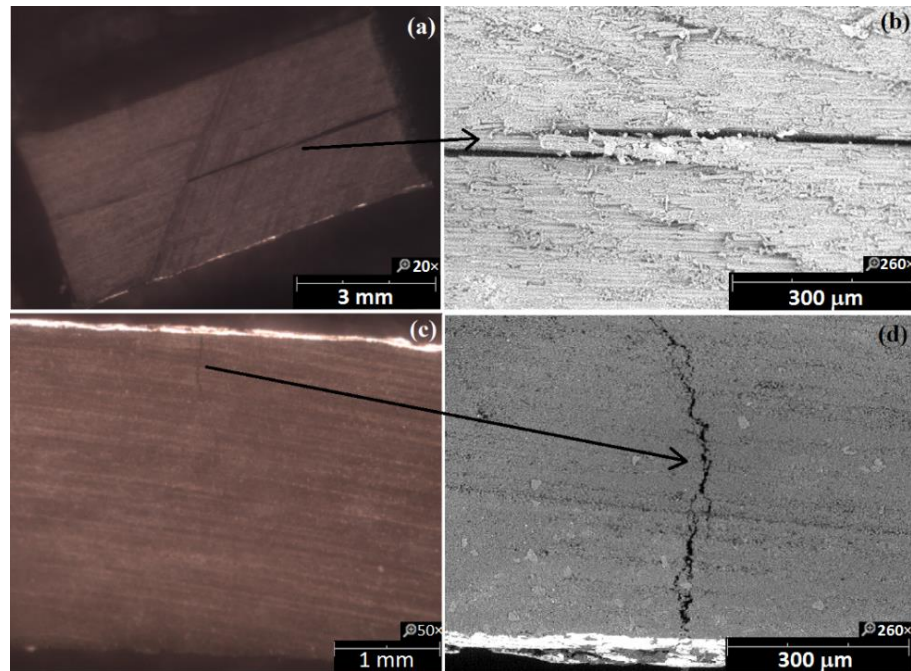


Figure 38. SEM micrographs of the fractured short beam specimens: non_aged_[0]₄ (a) with a zoom at the delamination (b), and non_aged_[90]₄ (c) with a zoom at the crack (d).

The achieved material properties are compiled in Table 4. The data presented low scatter in general, being attributed to the advanced and automated manufacturing process used and the laminate consolidation by hot compression prior to curing. The final laminates were nearly free of voids, as confirmed by optical and SEM micrographs. Reduction in all properties was noticed for the aged laminates due to the aforementioned reasons.

3.3.4 Failure envelopes

Failure envelopes for both non-aged and aged laminates were produced, based on several failure criterion as shown in Figure 39, in $\sigma_{22} - \tau_{12}$ plane. In most cases, matrix failure implies in catastrophic failure of the laminate. In those cases, ultimate failure stress and strain of the laminates are the stress/strain

corresponding to matrix failure [28].

Table 4. Summary of the measured properties.

<i>Elastic</i>	<i>Non-aged</i>	<i>Aged</i>	<i>Variation</i>
$E_{1,t} = E_{1,c}$ (GPa)	129.3 ± 3.6	119.7 ± 4.1	↓7%
$E_{2,t} = E_{2,c}$ (GPa)	9.11 ± 0.49	6.3 ± 0.8	↓31%
G_{12} (GPa)	5.44 ± 0.48	3.89 ± 0.19	↓28%
ν_{12}	0.322 ± 0.023	0.331 ± 0.011	↑3%
ν_{21}	0.022*	0.029*	---
<i>Strength</i>	<i>Non-aged</i>	<i>Aged</i>	<i>Variation</i>
X_t (MPa)	1409.9 ± 131.6	1091.0 ± 114.0	↓23%
Y_t (MPa)	42.5 ± 3.2	31.8 ± 1.2	↓25%
X_c (MPa)	764.1 ± 79.6	621.2 ± 81.0	↓19%
Y_c (MPa)	134.5 ± 7.8	121.6 ± 9.8	↓10%
S_{12} (MPa)	68.9 ± 5.1	41.4 ± 4.0	↓40%
$SBS [0]_4$ (MPa)	69.9 ± 1.1	49.5 ± 1.3	↓29%
$SBS [90]_4$ (MPa)	12.6 ± 0.6	7.4 ± 0.7	↓41%

For the maximum stress failure criteria, there is no shear. For all other criteria, shear stresses are taken into account, being more theoretically accurate for a case in which the $\sigma_{22} - \tau_{12}$ plane is under study. Under tensile stress, all failure criteria tend to produce similar values due to the low magnitude of the transverse tensile strength of the unidirectional laminate. However, for the combination of transverse compression and in-plane shear, the envelopes present different predictions. In particular, the Puck criterion can be related to the previous optical and SEM results, since it suggests angular fracture for the specimens under compressive loading due to a combination of micro-buckling, compression and shear forces, typical of the Mode B inter-fiber failure. In addition, for the in-plane shear tests, delaminations, fiber/matrix debonding and interlaminar fractures were reported, being characteristic of the Mode C inter-fiber failure in Puck criterion.

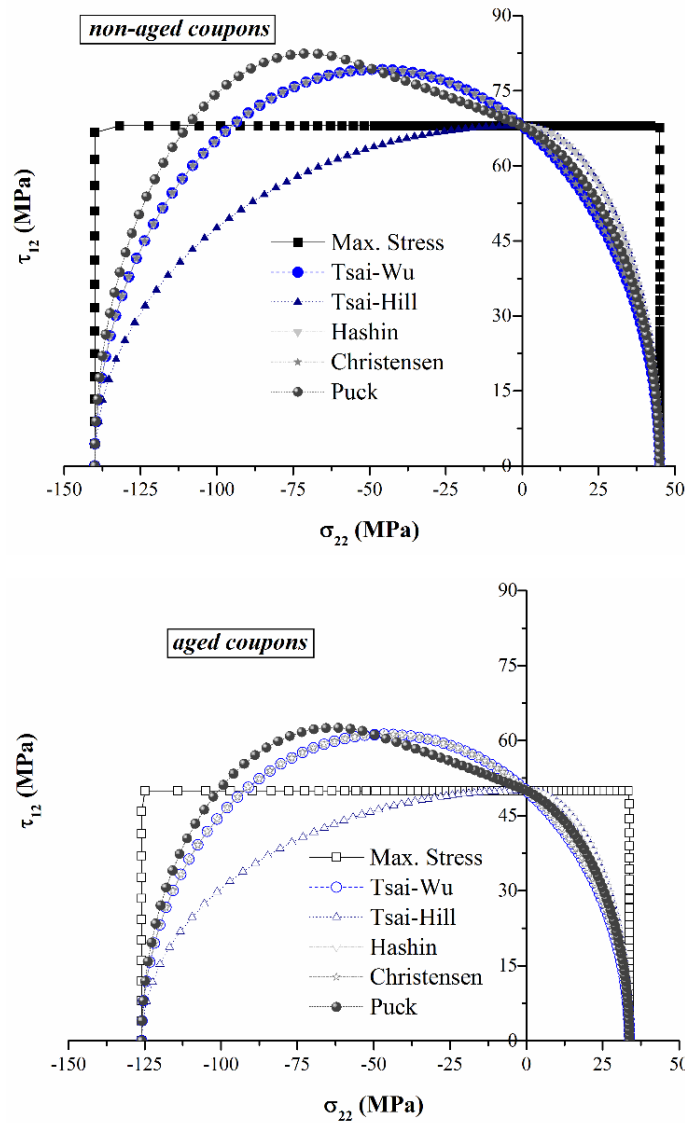


Figure 39. Failure envelopes for both non-aged and aged composite laminates for several failure criteria considering $\sigma_{11} = 0$.

3.4 Conclusions

In this work, the effect of weathering on tensile, compressive, in-plane shear, interlaminar and viscoelastic properties of flat carbon fiber/epoxy composites manufactured by filament winding were evaluated. The composite coupons were subjected to an accelerated hygrothermal conditioning for 60 days under 80 °C and relative humidity of 90%. Moisture absorption achieved a maximum of 0.42%

in weight, with saturation at around 33 days. Non-Fickian kinetics was found to govern moisture absorption in the final stages of weathering probably due to the leaching of low-molecular weight molecules. Matrix plasticization and a strong variation in T_g with aging were also noticed, being the lowest T_g found for the conditioned 90° specimen.

Regarding mechanical properties, both tensile and compressive strength/modulus values were found to decrease for aged laminates, as well as the Poisson's ratio. The 90° specimens were more strongly affected by aging, since a matrix-dominated failure is expected in this direction. Mean shear modulus and strength reduced in as much as 30% and 40%, respectively, and the dominant failure mode of the V-notched specimens was primarily fiber/matrix debonding and delaminations. Short-beam tests were considered successful since the specimens failed by interlaminar shear, with large delaminations and multiple horizontal cracks throughout the specimen half-thickness for the 0° laminates.

The fractographic analyses justified the strong effect noticed on matrix-dominated properties due to the degradation of the epoxy matrix. This degradation led to a subsequent decrease in interfacial strength, which dominated the reduction in shear properties. Based on the fractographic analyses and the estimates, the Puck's failure criterion was found more accurate, being B and C inter-fiber fracture modes dominant for the studied laminates.

3.5 Acknowledgements

The authors would like to thank CAPES, FAPESP, CNPq and AEB (Brazilian Space Agency) for the financial support.

3.6 References

- [1] Botelho EC, Costa ML, Pardini LC, Rezende MC (2005) Processing and hygrothermal effects on viscoelastic behavior of glass fiber/epoxy composites, *J Mater Sci* 40(14): 3615-3623.
- [2] Almeida Jr. JHS, Faria H, Marques AT, Amico SC (2014) Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure, *J Reinf Plast Compos* 33(24):2274-2286.
- [3] Pillay S, Vaidya UK, Janowski GM (2009) Effects of moisture and UV exposure on liquid molded carbon fabric reinforced nylon 6 composite laminates, *Compos Sci Technol* 69(6):839-846.
- [4] Bao L-R and Yee AF. Moisture diffusion and hygrothermal aging in bismaleimide matrix carbon fiber composites: Part II-Woven and hybrid composites. *Compos Sci Technol* 2002;62(16):2111-2119.
- [5] Zhang A, Lu H, Zhang D (2014) Synergistic effect of cyclic mechanical loading and moisture absorption on the bending fatigue performance of carbon/epoxy composites, *J Mater Sci* 49(1): 314-320.
- [6] Zheng Q and Morgan RJ (1993) Synergistic thermal-moisture damage mechanisms of epoxies and their carbon fiber composites, *J Compos Mater* 27(15):1465-1478.
- [7] Bao L-R and Yee AF (2002) Effect of temperature on moisture absorption in a bismaleimide resin and its carbon fiber composites, *Polymer* 43(14):3987-3997.
- [8] Kumar BG, Singh RP, Nakamura T (2002) Degradation of carbon fiber-reinforced epoxy composites by ultraviolet radiation and condensation, *J Comp Mater* 36(24):2713-2733.
- [9] Mouzakis DE, Zoga H, Galiotis C (2008) Accelerated environmental aging study of polyester/glass fiber reinforced composites (GFRPCs), *Composites Part B* 39(3):467-475.
- [10] Batista NL, Faria MCM, Iha K, Oliveira PC, Botelho EC (2015) Influence of water immersion and ultraviolet weathering on mechanical and viscoelastic

properties of polyphenylene sulfide–carbon fiber composites, *J Thermoplastic Compos Mater* 28(3):340-356.

[11] Botelho EC, Pardini LC, Rezende MC (2006) Hygrothermal effects on the shear properties of carbon fiber/epoxy composites, *J Mater Sci* 41(21):7111-7118.

[12] Botelho EC, Costa ML, Pardini LC, Rezende MC (2005) Processing and hygrothermal effects on viscoelastic behavior of glass fiber/epoxy composites, *J Mater Sci* 40(14):3615-3623.

[13] Tsai YI, Bosze EJ, Barjasteh E, Nutt SR (2009) Influence of hygrothermal environment on thermal and mechanical properties of carbon fiber/fiberglass hybrid composites, *Compos Sci Technol*, 69(3-4):432-437.

[14] Sun P, Zhao Y, Luo Y, Sun L (2011) Effect of temperature and cyclic hygrothermal aging on the interlaminar shear strength of carbon fiber/bismaleimide (BMI) composite, *Mater Des* 32(8-9):4341-4347.

[15] Tsai SW and Wu EM (1971) A general theory of strength for anisotropic materials, *J Compos Mater* 5(1):58-80.

[16] Tsai SW (1965) Strength characteristics of composite materials, NASA technical report CR-224.

[17] Hashin Z (1979) Analysis of properties of fiber composites with anisotropic constituents, *J Appl Mech* 46(3):543-550.

[18] Christensen RM (1997) Stress based yield/failure criteria for fiber composites, *Int J Solid Struct* 34(5):529-543.

[19] Puck A and Mannigal M (2007) Physically based non-linear stress-strain relations for the inter-fiber fracture analysis of FRP laminates, *Compos Sci Technol* 67(9):1955-1964.

[20] Karbhari VM and Xian G (2009) Hygrothermal effects on high V_F pultruded unidirectional carbon/epoxy composites: moisture uptake, *Composites Part B* 40(1):41-49.

[21] Jiang X, Kolstein H, Bijlaard F, Qiang X (2014) Effects of hygrothermal aging on glass-fibre reinforced polymer laminates and adhesive of FRP composite bridge: Moisture diffusion characteristics, *Composites Part A* 57:49-58.

- [22] Chandra R, Singh SP, Gupta K (1999) Damping studies in fibre-reinforced composites - a review, *Compos Struct* 46(1):41-51.
- [23] Nakanishi Y, Hana K, Hamada H (1997) Fractography of fracture in CFRP under compressive load, *Compos Sci Technol* 57(8):1139-1147.
- [24] Pinho ST, Iannucci L, Robinson P (2006) Physically-based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking: Part I: Development, *Composites Part A* 37(1):63-73.
- [25] Almeida Jr. JHS, Angrizani CC, Botelho EC, Amico SC (2015) Effect of fiber orientation on the shear behavior of glass fiber/epoxy composites, *Mater Des* 65:789-795.
- [26] Whitney JM and Browning CE (1985) On short-beam shear tests for composite materials, *Exper Mech* 25(3):294-300.
- [27] Silva LV, Almeida Júnior JHS, Angrizani CC, Amico SC (2013) Short beam strength of curaua, sisal, glass and hybrid composites, *J Reinf Plast Compos* 32(3):197-206.
- [28] Sun CT and Tao J (1998) Prediction of failure envelopes and stress/strain behaviour of composite laminates, *Compos Sci Technol* 58(7):1125-1136.

CAPÍTULO 4

4. Artigo II: Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure

Referência: *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, v. 33, n. 24, pp. 2274-2286, 2014.

Doi: <http://dx.doi.org/10.1177/0731684414560221>

LOAD SHARING ABILITY OF THE LINER IN TYPE III COMPOSITE PRESSURE VESSELS UNDER INTERNAL PRESSURE

José Humberto S. Almeida Jr.^{a,c}, Hugo Faria^b, António T. Marques^c,
Sandro C. Amico^a

^aPPGE3M, UFRGS - Federal University of Rio Grande do Sul, Av. Bento Gonçalves, 9500, 91501-970, Porto Alegre, RS, Brazil.

^bINEGI - Institute of Mechanical Engineering and Industrial Management, Rua Dr. Roberto Frias 400, 4200-465, Porto, Portugal.

^cFEUP - Faculty of Engineering of the University of Porto, Rua Dr. Roberto Frias s/n, 4200-465, Porto, Portugal.

Abstract

In this work, the load sharing ability of metallic liners in type III composite overwrapped pressure vessel (COPV) was investigated by means of accurate numerical models based on finite element method (FEM) in order to realistically represent the hybrid metal-composite structure. The varying thickness of the composite layers, as well as their angles throughout the dome surface, were accounted for in the model. The study focused on the influence of the material properties and the liner-to-composite thickness ratio on the stress and strain distribution between liner and composite at the cylindrical, dome and polar boss regions. Two novel concepts for the evaluation of the structural response of a COPV were introduced, namely: (i) the liner stress and strain fractions, and (ii) the correlation with liner-to-composite thickness ratio. The results show complex overall behavior close to the onset of plasticity of the liner, which is critically investigated. A decrease in liner stress fraction was found for higher internal pressure loads since the stress field is increasingly dominated by the composite overwrap. Also, the von Mises equivalent stress along the longitudinal profile of the structure showed a peak at the dome of the liner, whereas for the composite,

the peak was at the shoulder region. This was justified considering that, at low pressure, the liner operates elastically in compression-tension mode and the composite in tension-tension mode.

Keywords: COPV; finite element analysis; liner load share; thickness ratio; filament winding.

4.1 Introduction

Composite overwrapped pressure vessels (COPV) are amongst the most efficient structural concepts for high-pressure storage of fluids. The main applications are portable or industrial gas storage tanks and onboard fuel tanks for vehicles, where their weight savings when compared with classical metallic solutions may reach 75% [1]. Due to the very high pressures involved and the safety risks associated with the use of COPV, their greater acceptance in several markets still depend on an accurate and reliable knowledge of their behavior.

Pressure vessels have been classified into: fully metallic tank (Type I), metallic liner hoop-wrapped with composite (Type II), metallic liner fully overwrapped with composite (Type III), polymer-lined composite vessel (Type IV) and linerless composite pressure vessel (Type V). Their suitability to a particular application depends upon associated structural responsibility, critical weight, load level, stored fluid and cost (manufacturing, transport, installation and maintenance) [2].

The liner of a type III COPV, unlike types IV and V, can effectively share part of the load to which the COPV is subjected, having a non-negligible structural contribution to the overall response. Type III COPV are typically produced in two separate steps, the manufacturing of the liner and the composite overwrapping by filament winding. The composite outer shell can be wound following different patterns and layups, allowing tailored designs for each application and/or required performance. This is of great importance for the optimum distribution of load between the metallic liner and the composite layers. It is common understanding

that under regular operating conditions, the liner of the COPV should work in the fully elastic regime, but COPV mass efficiency suggests using its plasticity. If a thin liner is used, the composite must bear most of the load and constrain the liner enough to prevent its plastic deformation. However, technological and economic aspects may drive the choice of liner thickness and composite configuration so that an optimized combination is reached [3].

There are usually three main regions in a COPV liner [2]. The polar boss is the interface region with external devices. The dome is a critical section and its geometry strongly influences the overall COPV's performance. The main reasons for this are: (1) the liner typically presents thickness variations in this region due to its own manufacturing method (e.g. deep drawing), (2) the composite layup over this region is characterized by continuously changing angles in each ply and (3) the turnaround end zones of each layer may be designed considerably differently, implying very different stiffening profiles. Therefore, the dome region may undergo quite different stress levels depending on the implemented design [4]. And although spherical domes maximize the overall strength under static internal pressure [5], the need to combine the structural contributions of the liner and the composite, as well as the manufacturing feasibility, leads to other profiles. In particular, the path of the winding band around the dome is quite complex due to changes of relative angles, from the nominal winding angle to 90° at the turnaround zone. Further complexity arises from the unlike stiffness between liner and outer composite wrap.

Son and Chang [3] presented three modelling options for a Type III pressure vessel for hydrogen storage based on aluminum liner overwrapped by carbon/epoxy composite. A laminate-based modelling approach which deals with averaged anisotropic properties (easier and faster modelling) but underestimated generated stresses, especially at the dome regions. A ply-based modelling based on orthotropic ply property to finite shell element, considering the actual fiber direction in each layer to predict an accurate stress distribution. And a third approach based on a combination of both. The full ply-based model presented more

accurate stress distribution at the dome regions, which was experimentally validated. Park et al. [6] modelled the winding patterns of COPVs for arbitrary surfaces and used these patterns in the finite element analysis (FEA). The developed algorithms aimed at finding the optimum winding angle and composite thickness. They reported that the difference in winding angle between the first and last plies reached 18° near the polar openings. Thus, a complete knowledge of the actual through-the-thickness change of winding angle is required for precise modeling of stress distributions.

Metallic liners share the load with the composite shell and this share is essentially dependent on the liner material and thickness, and the geometry of the COPV. Several studies in the literature [7,8] focus on non-load sharing liners overwrapped by composite layers. However, depending on the specific case, the load in the liner should be taken into account when assessing the COPV in-service behavior for an optimized design.

In this context, this work investigated the effect of the variation of liner thickness on the load sharing ability of aluminum and stainless steel liners for similar COPV geometries. Stress and strain were numerically analyzed in all regions of the liner and the composite structure and the geometries and specific winding features were accurately modelled in accordance with realistic winding possibilities as reported in a previous work of the group [9].

4.2 Finite element structural modelling

Pressure vessels were modelled using aluminum or stainless steel liners, fully overwrapped by a T700 carbon/epoxy towpreg. The used elastic properties of the metallic liners and the composite layers are presented in Table 5 [10].

Structural modelling was carried out based on finite element method (FEM) with the Abaqus® 6.13 software. Nonlinear geometry was considered in all cases since large and unbalanced deformations are expected. The 20-layer composite lay-up used for the COPV was comprised of: (i) Layers 1-10: hoop winding (90°),

frictionless, overall thickness of 5.0 mm and 25 mm band width; (ii) Layers 11-20: helical winding ($\pm 20^\circ$), friction coefficient of 0.2, overall thickness of 8.0 mm. The same dome shape and outer dimension (505 mm) of the liner in the cylindrical region was used (see Figure 40).

Table 5. Elastic properties of the liners and the composite [6].

<i>Property</i>	<i>Aluminum</i>	<i>Stainless steel</i>	<i>T700</i>
E_{11} (GPa)	73.77	193.71	148.24
E_{22}, E_{33} (GPa)	73.77	193.71	1.56
ν_{12}, ν_{13}	0.33	0.26	0.28
ν_{23}	0.33	0.26	0.31
G_{12}, G_{13} (GPa)	27.73	77.21	1.46
G_{23} (GPa)	--	--	0.56

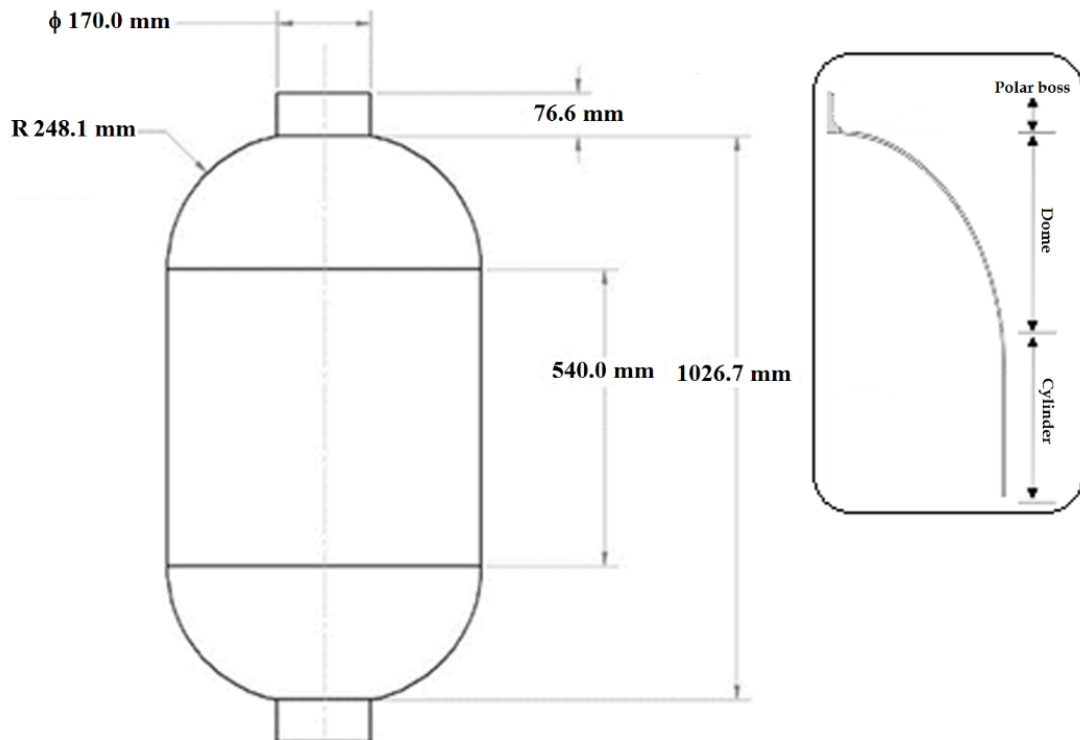


Figure 40. Geometrical specifications of the liner.

The geometry and the model were assumed axisymmetric. This assumption is considered valid for winding patterns with sufficiently high number of $+\varphi$ and $-\varphi$ angles, resulting in angle-ply balanced laminates for all helical patterns. This assumption implies that: i) helical layers are treated as symmetric angle-ply laminas (as expected for a filament wound part), ii) no coupling between bending and extensional strain occurs, and iii) in-plane shear strains are zero. Thus, the helical layers can be modeled as orthotropic layers [11].

Thickness of the liners was varied within 3-7 mm. The liners were meshed with four-node linear quadrilateral axisymmetric elements of type CAX4R with reduced integration. A mesh of 39932 elements and 44910 nodes was used, with eight elements through-the-thickness in the cylindrical and dome sections.

Regarding the composite layers, the changing of winding angle in the dome region of the COPV was realistically modelled, with 0.5° increment for each new “split angle slice” until the 90° value was reached at the turnaround zone (polar boss), following what was verified in the actual manufacturing process. The models were developed using axisymmetric quadratic triangular elements of type CAX6 and axisymmetric quadratic quadrilateral elements of type CAX8. The composite vessel was split into 50 partitions with 600 elements along the longitudinal profile and 4 elements through-the-thickness of each layer, amounting to a mesh of 25128 elements. Figure 41 displays the mesh of the composite lay-up, where distinct colors represent angle changes and the yellow extremity represents the turnaround zone. The over thickness built-up near the turnaround zone was also defined based on previous experience when manufacturing similar COPV. Therefore, a realistic composite lay-up is claimed herewith.

A convergence study over the structure was made out for detect some mathematical or geometric singularity, especially at the connection between the cylindrical region and dome, and at the polar boss area. This study was based on realize the same analyzes with different element size and mesh density.

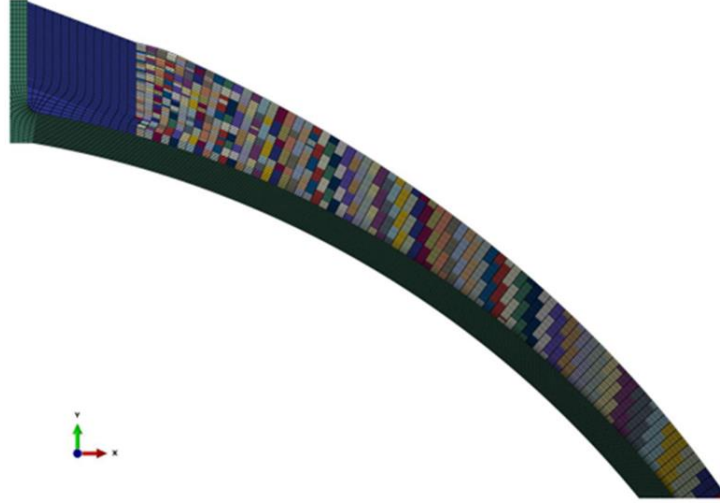


Figure 41. Mesh of the composite layup with color-based materials using winding angle increments of 0.5° at the dome section. The global rectangular coordinate system is shown.

An internal pressure of 70 MPa (700 bar) was applied using 10 equal increments. A constrained interaction was defined between the outer surface of the liner and the inner surface of the composite lay-up in order to numerically tying them. Perfect bonding between them was assumed to prevent buckling of the structure and liner/composite debonding, which are not in the scope of this study. Stress and strain in the liner and the composite were analyzed at three points of the COPV, middle, dome and edge-regions, as highlighted in Figure 42. These were selected to represent the three main regions (cylindrical, dome and polar boss) of the COPV. The average of nine integration points (only for composite elements) is reported for the stress and strain along the elements.

The stress-strain constitutive relationship for a generic layer in a composite laminate with one plane of symmetry is given by [12]:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & S_{16} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & S_{26} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & S_{36} \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & S_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{45} & S_{55} & 0 \\ S_{16} & S_{26} & S_{36} & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad (77)$$

where ε_{ii} and γ_{ij} are the normal and shear strains, σ_{ii} and τ_{ij} are the normal and shear stresses, respectively and $[S]$ is the compliance matrix. For filament-wound structures, which are typically axisymmetric, these relations are better represented using an off-axis cylindrical coordinate system (r, θ, z) , as shown in Figure 43.

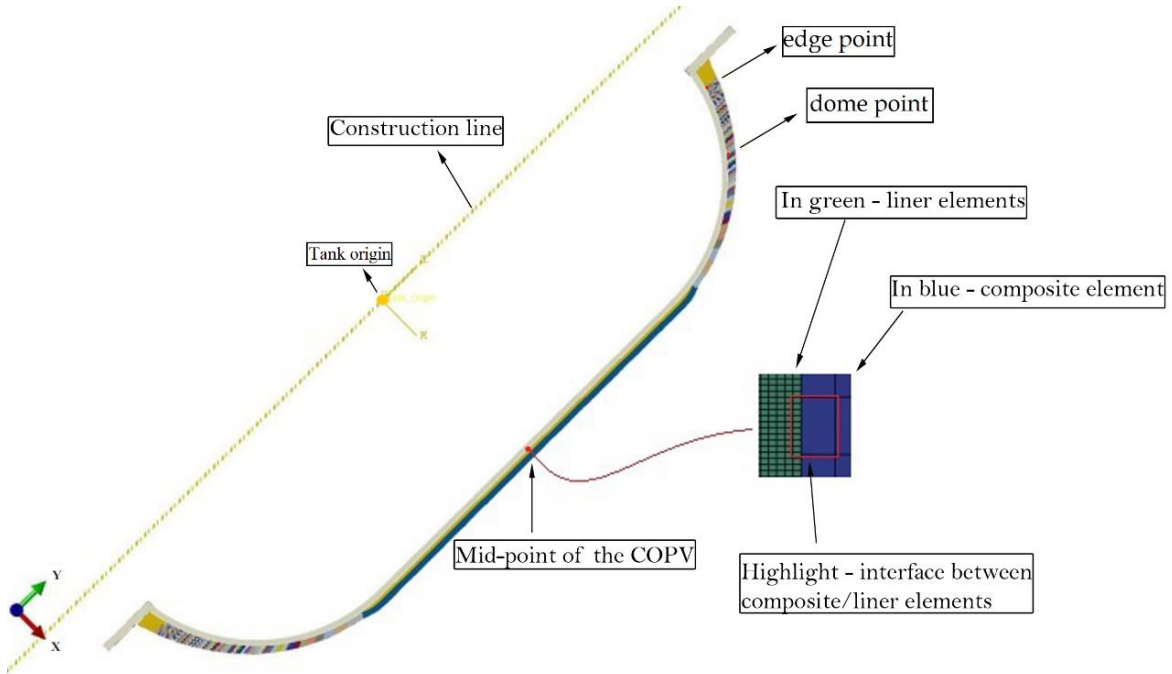


Figure 42. View of the COPV with the analyzed points highlighted.

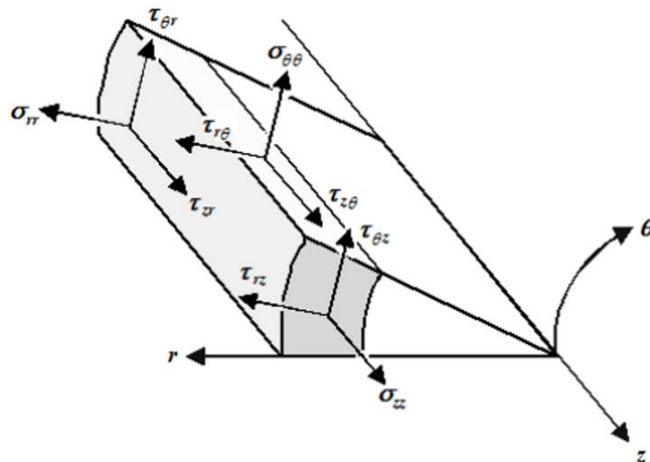


Figure 43. Cylindrical coordinate system for a wound structure in a differential element [9].

The stress-strain relationship for an orthotropic material on its principal material directions are shown in Equation 78 [11,12]. In addition, $[S]$ is rearranged for an orthotropic material, since the shear coupling terms are zero for a $\pm\varphi$ laminate.

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad (78)$$

The winding angles in the FW process are characterized by balanced $+\varphi$ and $-\varphi$ wrapping paths over the tank. According to Peters [13], the layers can be assumed symmetric $\pm\varphi$ angle-ply, zeroing the bending (B_{ij}) and shear-extension (A_{16}, A_{26}) terms of the stiffness/compliance matrix according to the classical laminate theory.

In a multi-layered filament-wound pressure vessel each angle-ply layer, with its own winding angle, is modelled as orthotropic and its elastic constants are assumed as those of a balanced and symmetrical laminate, when is similar to a two-layered laminate with $+\varphi$ and $-\varphi$ winding angles amounting the same layer thickness. So, the stress-strain relationship can be written in matrix notation using cylindrical coordinates (Figure 43), as follows:

$$\{\varepsilon\}_{r,\theta,z} = [S]\{\sigma_{r,\theta,z}\} \quad (79)$$

Considering cylindrical coordinates, Equation 79 may be written in terms of engineering constants, as follows:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{rr} \\ \varepsilon_{\theta\theta} \\ \varepsilon_{zz} \\ \gamma_{r\theta} \\ \gamma_{rz} \\ \gamma_{z\theta} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_{rr} & -\nu_{r\theta}/E_{rr} & -\nu_{rz}/E_{rr} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{r\theta}/E_{rr} & 1/E_{\theta\theta} & -\nu_{\theta z}/E_{\theta\theta} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{rz}/E_{rr} & -\nu_{\theta z}/E_{\theta\theta} & 1/E_{zz} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{\theta z} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{rz} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{r\theta} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{rr} \\ \sigma_{\theta\theta} \\ \sigma_{zz} \\ \tau_{r\theta} \\ \tau_{rz} \\ \tau_{z\theta} \end{Bmatrix} \quad (80)$$

where E_{ii} and G_{ij} are the elastic and shear constants, respectively, and ν_{ij} is the Poisson's ratio.

A homogenization process is required for estimating the nine elastic constants for each layer. The stresses in a particular layer (Equation 79), which comprises two composite bands, can be transformed from the local direction (subscription 'l') to a global direction (subscription 'g') as shown in Equation (79), using the known transformation matrix [T].

$$\{\sigma\}_g = [T]\{\sigma\}_l \quad (81)$$

Since each layer is assumed orthotropic, some of the off-diagonal terms can be neglected in the homogenization process. This enables approximation of a truly three-dimensional structure using a simplified axisymmetric finite element model [9,10,11].

4.3 Results and discussion

4.3.1 Stress analysis

In Figure 44, the variation in stress along the liner thickness observed in both the liner and the composite is shown. The composite wrapped aluminum liner displayed the highest stress at the midpoint (Figure 44 (a)), and the steel-based structures the lowest. This behavior infers an overcome stress in the aluminum liner just at a pressure of 70 bar, upon which the composite layers start bearing some of the load. However, the steel liner supports more load than the composite, inferring that stainless steel liner is normally carrying load in the entire structure and prevents the structural safety of the composite part at the same pressure load.

Figure 44 also allows analysis of the effect of liner thickness. In all graphs, stress decreases for higher liner thickness, for both liner and COPV, which is expected since a thicker liner is able to sustain more load for a particular stress level. Figure 44 (b) indicates that the aluminum liner supports more load than the composite shell at the dome section. This occurs since the stress level at the

composite is nearly constant throughout the liner thickness, and only at this section the liner effectively carries load. In addition, a possible pre-stress from the winding process or an autofrettage process could influence in the first cycles, and for this reason were not taken into account. At the edge (Figure 44 (c)), the overall stress behavior is similar to the mid-point, but with lower stress level, since the difference between the Liner_alum and Compos_wrap_alum in these sections is within 55-118 MPa and 103-271 MPa, respectively.

The sum of the von Mises equivalent stress at the liner and the composite along the structure is also shown in Figure 44. At the midpoint, the total stress shared by the COPV is independent of the liner material, differently from what is observed at the two other points. As the applied pressure increases, all points present sums independent of the liner material. The von Mises equivalent stress was chosen to compare both the liner and the composite since in the absence of relevant shear stress in the composite, it is expected to yield similar results to other stress criteria. Likewise, Lin et al. [14] designed composite pressure vessels for hydrogen storage through FEM aiming at minimize the von Mises stress in the metallic liner and composite layers. They reported that the thickness is dominant for that, but winding angle is not negligible.

Figure 45 and Figure 46 show the evolution of stress for higher internal pressure (140 and 350 bar, respectively). Unlike in the mid and edge points, stress in the liner at the dome region was higher than in the composite. This may be justified considering that there are winding angle increments of 0.5° at the dome section, which means that the composite loses circumferential strength in this section. Because of that, the isotropic liner material becomes increasingly responsible for withstanding a greater portion of the load, as shown in Figure 45 (b). The stress distribution at the edge is complex, because this is a turbulent zone due to the return of the winding cycle, achieving high angles, c.a. 90° , and back at the start of another winding cycle. Also, the polar boss is an intrinsic stress concentration region due to local geometrical and physical discontinuities, yielding higher stress gradients. This discontinuity also occurs in the dome

section, but, in this region, the winding angle is closer to the desired one, providing better mechanical stability.

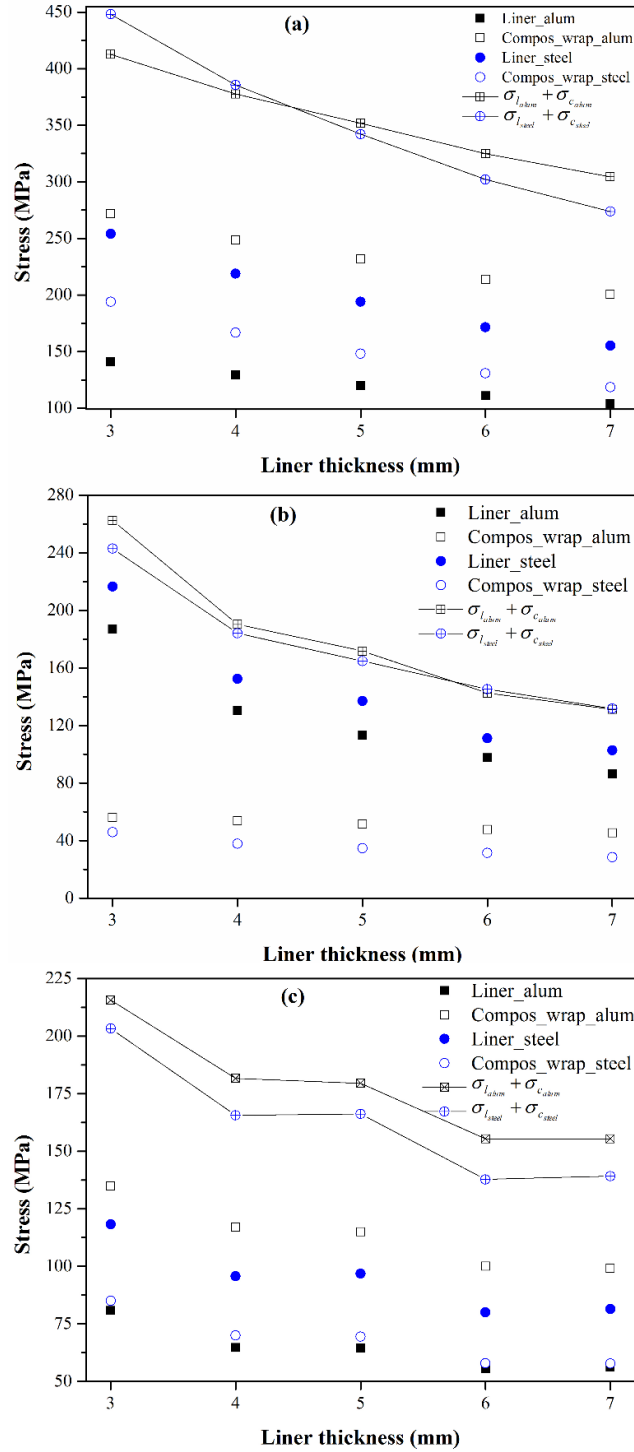


Figure 44. Von Mises equivalent stress variation with liner thickness for 70 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

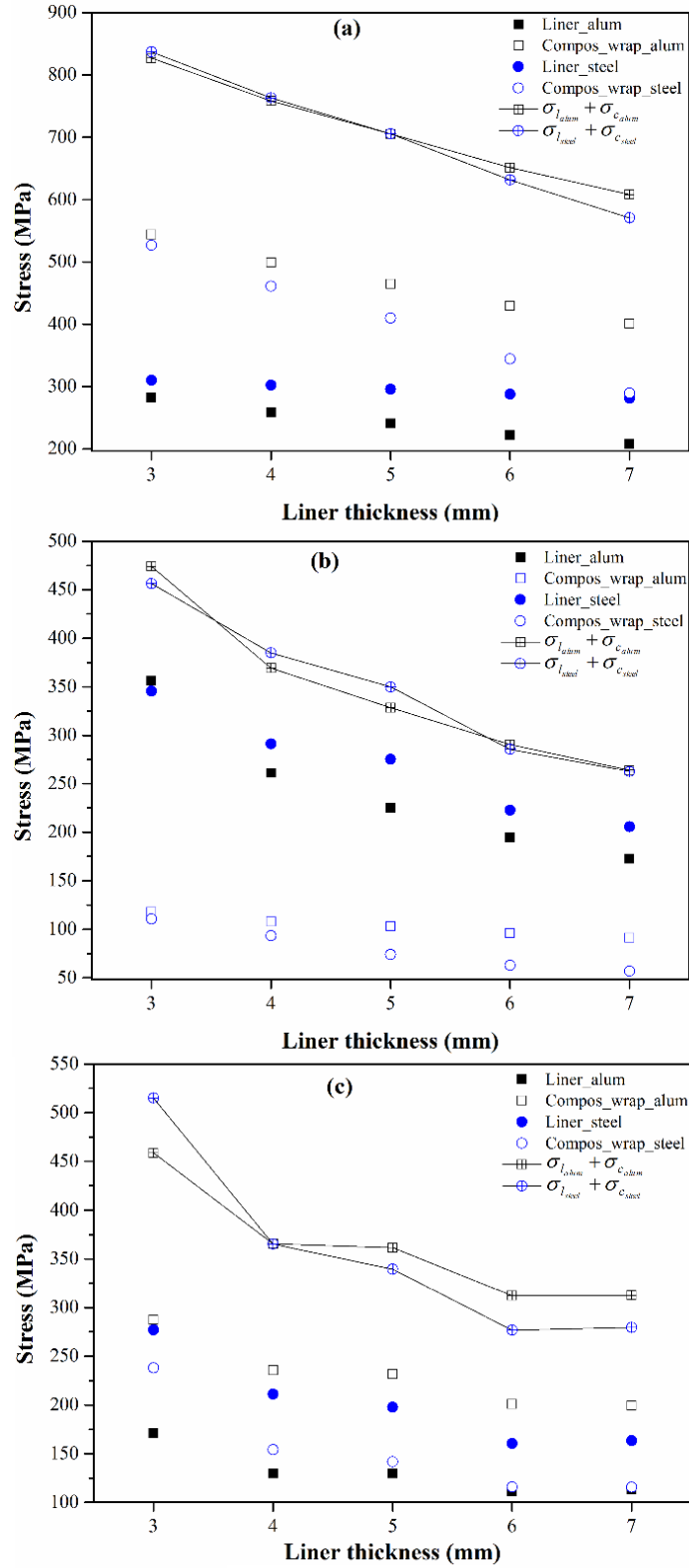


Figure 45. Von Mises stress variation with liner thickness for 140 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

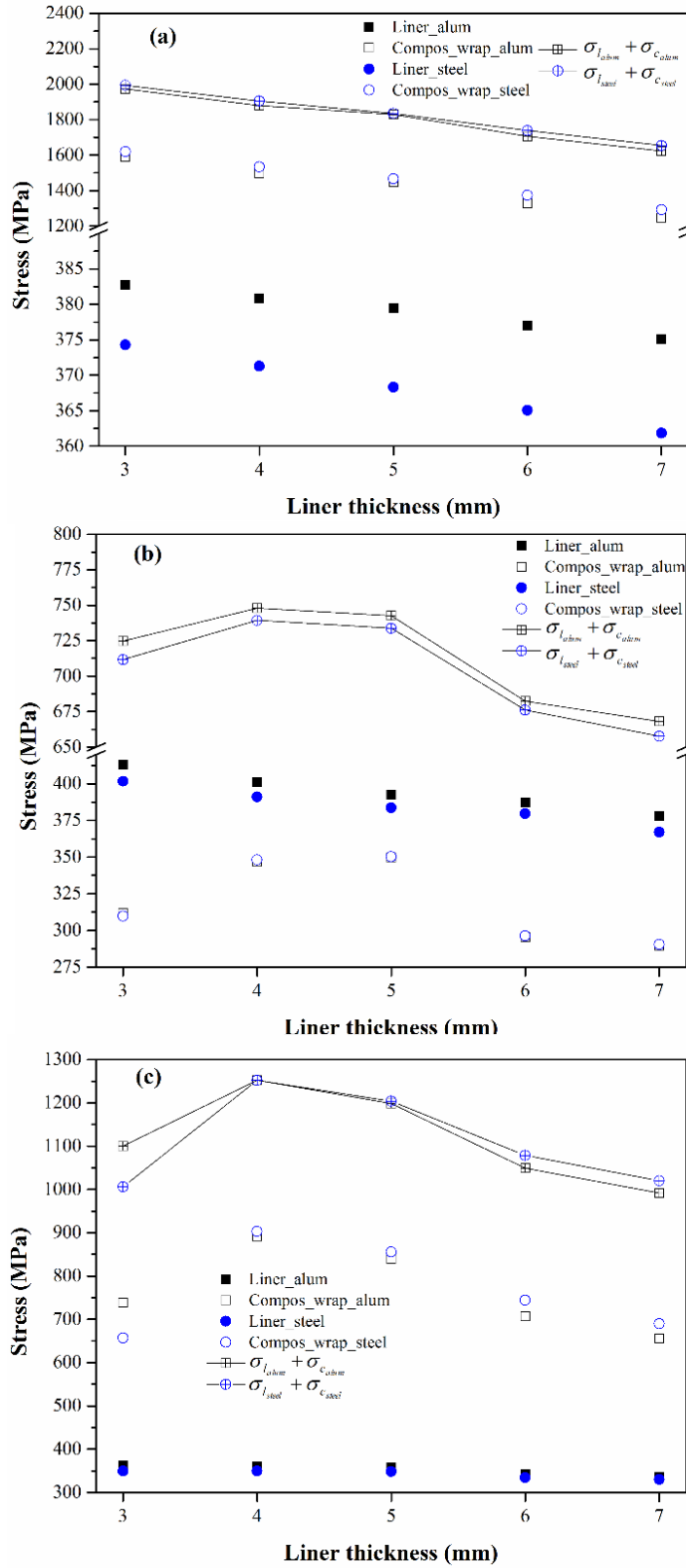


Figure 46. Von Mises stress variation with liner thickness for 350 bar at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

Figure 46 presents the von Mises equivalent stress for a pressure of 350 bar. Stress in the composite overwrap is higher than in the liners at the mid- and edge-sections, and lower at the dome section. This evidences a decrease in load sharing of the liner along the structure. The liner material did not exert significant influence in load sharing and the difference between aluminum and steel was below 4%, except at the cylindrical section. It is also interesting to notice that, at 350 bar, all sums of the stresses are nearly overlapping.

To enable comparison between different COPV configurations, three simple and novel concepts are proposed in this work: the liner stress fraction (σ_{lf}), liner strain fraction (ε_{lf}) and the thickness ratio (t_r) defined as:

$$\sigma_{lf} = \frac{\sigma_l}{\sigma_l + \sigma_c} \quad \varepsilon_{lf} = \frac{\varepsilon_l}{\varepsilon_l + \varepsilon_c} \quad t_r = \frac{t_l}{t_c} \quad (82)$$

where: σ_l and σ_c are the stress at a particular position of the liner and the composite, respectively, ε_l and ε_c are the strain at a particular position of the liner and the composite, respectively, t_l and t_c are the thickness of the liner and the composite, respectively.

The variation in liner stress fraction with internal pressure (up to 700 bar) at the selected regions is shown in Figure 47. It can be seen that the liner stress fraction decreases with pressure for the whole range of thickness ratio studied. It can also be concluded that: i) in the mid-point (Figure 47a), the liner stress fraction varies coherently and tends asymptotically to a fraction of around 10% for all thickness ratio; ii) the liner material influences load fraction up to a pressure of around 210 bar. For higher pressures, yield stress of the liner is reached, and its contribution to the structure gradually reduces; iii) for the mid- and dome-point (Figure 47a-b), the liner share stress displays a decreasing trend; iv) the stainless steel liner shared a greater portion of the load in the structure than the aluminum one; and v) the behavior at the edge-point (Figure 47c) was more complex, and a clear trend for the variation in liner stress fraction could not be identified. In this

case (edge point), stress concentrations and, in particular, plasticity of the liners seem to govern the overall contribution.

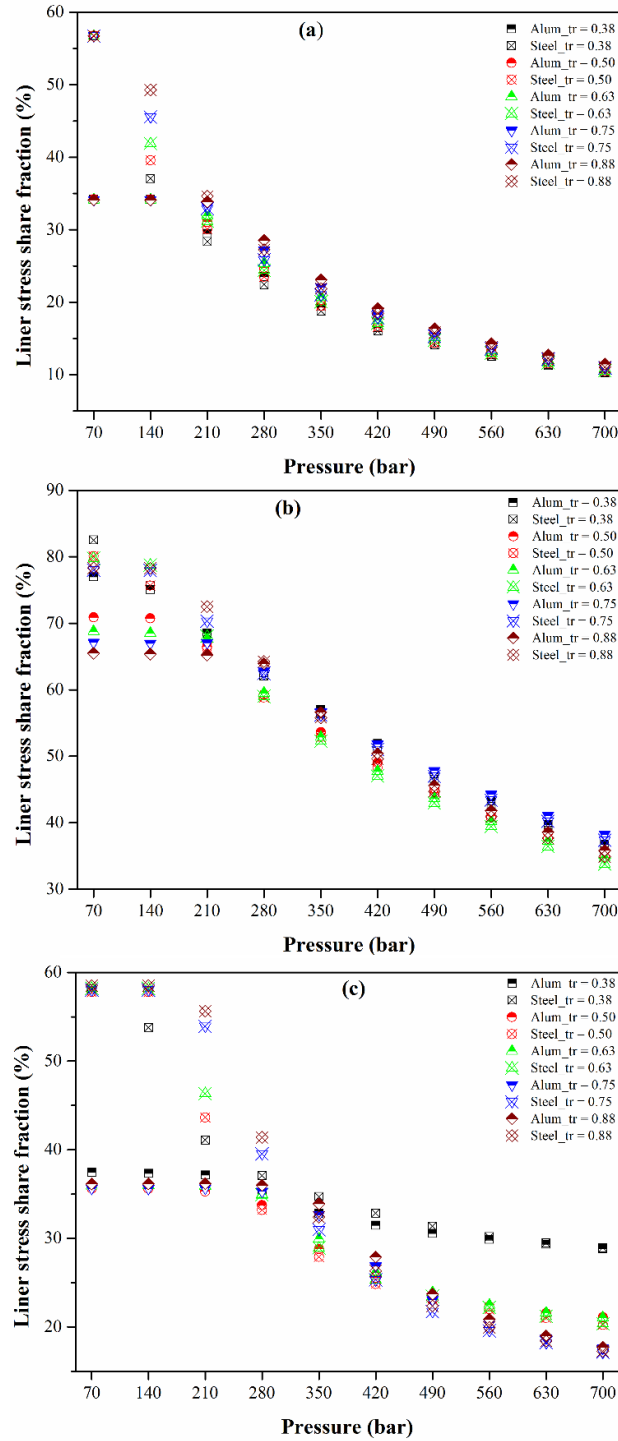


Figure 47. Variation of liner stress fraction (scanning of 10 frames) with the applied internal pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

The stress fraction at the dome point was the highest among the evaluated regions, reaching 80% for the Steel_tr = 0.38 and Steel_tr = 0.50 specimens at 70 bar (Figure 47). Here again the elasto-plasticity of the isotropic liner and the increase in winding angles of the composite contributed to that. These results are in agreement with those of Kabir [15], who found that incorporation of a liner decreased maximum stress (from 460 to 330 MPa) in a composite overwrapped metallic liner structure. For a stiff liner, the load sharing is remarkable, reducing observed maximum stress.

For a better understanding of the aforementioned results, Figure 48 shows a plot of the von Mises equivalent stress along the length of the vessel with liner thickness of 3 mm under an internal pressure of 70 bar. The dome point was selected to coincide with the peak point for the liner curve profiles presented in Figure 48. Liner material shows a strong effect on the stress at this pressure, and the steel liner yields higher stresses than the aluminum one due to the higher stiffness of the steel. Also because of that, stress at the mid-point is lower than at the dome section for the aluminum liner, whereas for the stainless steel liner they are similar. Stress in the composite shells varies accordingly, being higher when the stress in the liner is lower.

Mention must be given to the geometrical singularity that occurs at the connection between the cylindrical-dome regions, coincidentally at the end of the hoop layer, becoming an overstress on this point, due to lack of reinforcing layers with nominal angle at this region. A convergence study was carried out to check for a possible mathematical singularity in this point, but that was not seen, whereas a geometrical singularity plus an overstress were noticed.

Load bearing liners are designed to carry one-third to one-half of the overall internal pressure load whilst in the elastic regime. An overwrapped pressure vessel exhibits a non-uniform distribution of stresses and strains owing to a number of factors, including: the variations in the liner geometry and its interaction with the composite overwrap, the relative stiffness between liner and

overwrap, the liner-overwrap interface slip features and infeasible curvature variations [16].

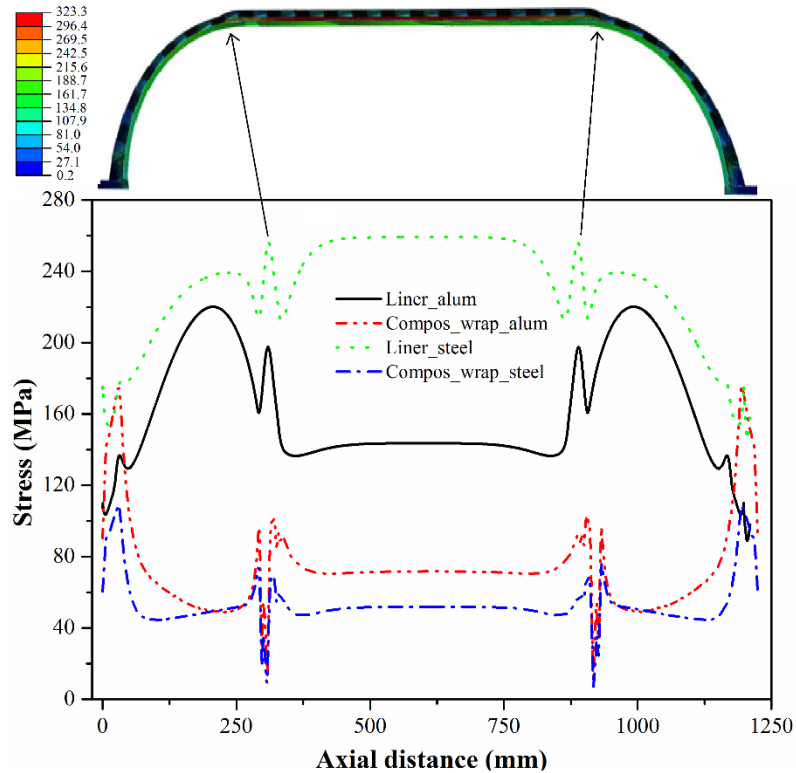


Figure 48. Von Mises equivalent stress along the vessel's axial length for a pressure of 70 bar (liner thickness of 3 mm).

For type III vessels, filament stress–strain behavior is linear elastic until ultimate strain and even yonder to bursting. Nevertheless, during pressurization, the metallic liner shows yield and plastic flow, as the liner is pushed towards the filaments that try to return (elastically) to their original size. Thus, at zero or low pressures the metal is under compression and the filaments are in tension. Thus, the metal operates from compression to tension while the filaments operate in a tension–tension mode [13].

4.3.2 Strain analysis

The strain level of the COPV was evaluated for the same regions and pressure levels previously shown. Figure 49 presents the maximum principal strain for different liner thickness at a pressure of 70 bar. Figure 49(a)-(b) indicate similar results for the liner (aluminum or steel) and the respective composite overwrap. A higher strain for the aluminum based COPV is seen due to their lower strain at break. Figure 49 (c) also evidences this trend, with higher deformation for aluminum liners, but the strain levels were different for the liners and the respective composite overwrap since the composite deformed more than the liner. As cited by Park et al. [17], the internal pressure acting across the polar opening must be fully transferred to the structure within the boss flange and therefore the dome–polar boss interface is a highly stressed area. Still according to these authors, compression, tensile, bending and moment act simultaneously in the polar boss region under biaxial loading. A comprehensive analysis of each region and load case might be needed in order to identify (and decouple) the interacting phenomena, which includes verification of stress/strain levels in more than a single through-the-thickness point.

Figure 50, which shows the estimated strains for a pressure of 140 bar, presented the same trend of that for 70 bar, and for higher liner thickness, overall strain decreases in all sections of the COPV. The composite shell deformed more than the liner only at the polar boss region. And, if this area was reinforced (thicker), the behavior would be the same as the other COPV regions.

A slight change in the influence of the liner material is observed for 350 bar (Figure 51). The strain levels are generally lower and the stainless steel liner showed slightly higher strain than the aluminum-based structures. At the edge region, the behavior was the same as before, i.e. higher strain for aluminum based structures, and for the composite layers in relation to the liners.

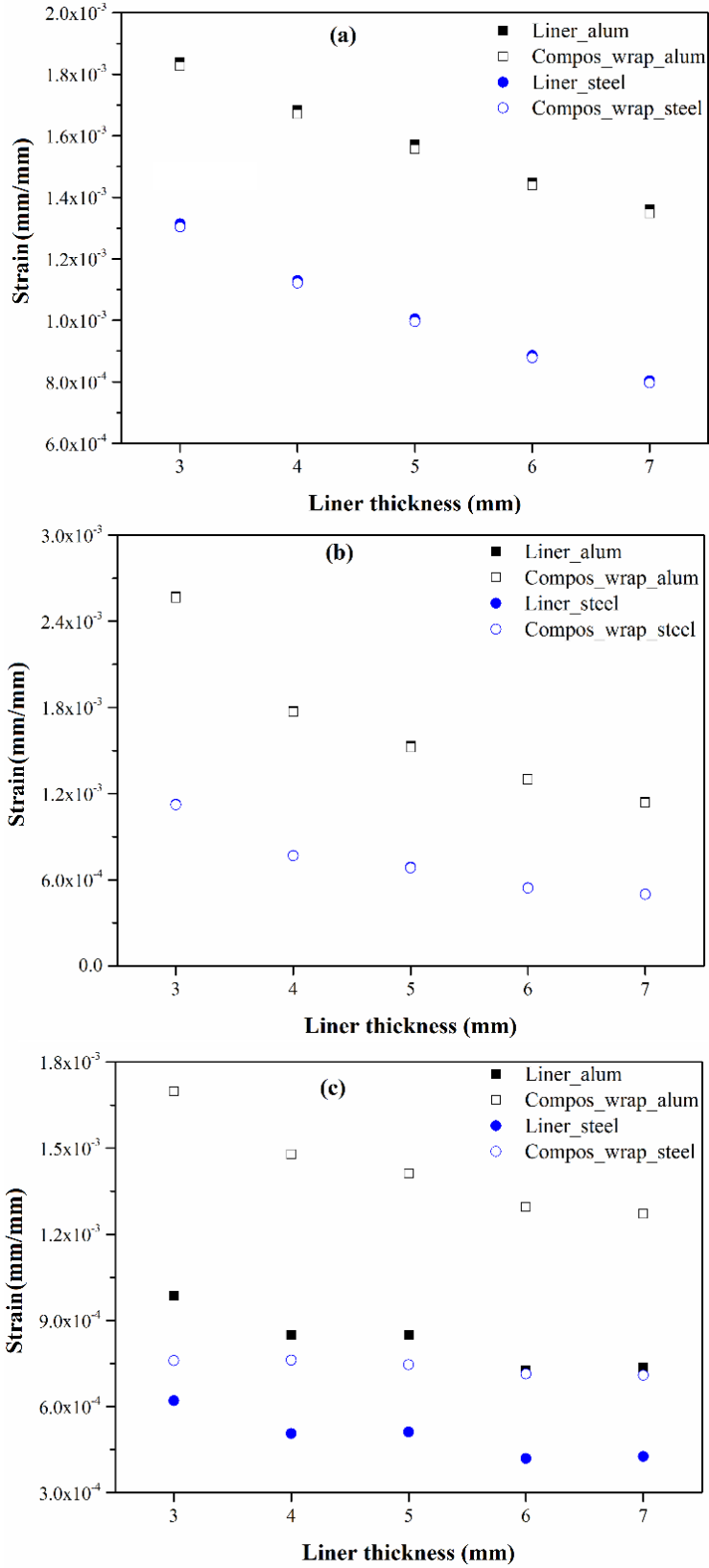


Figure 49. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 70 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

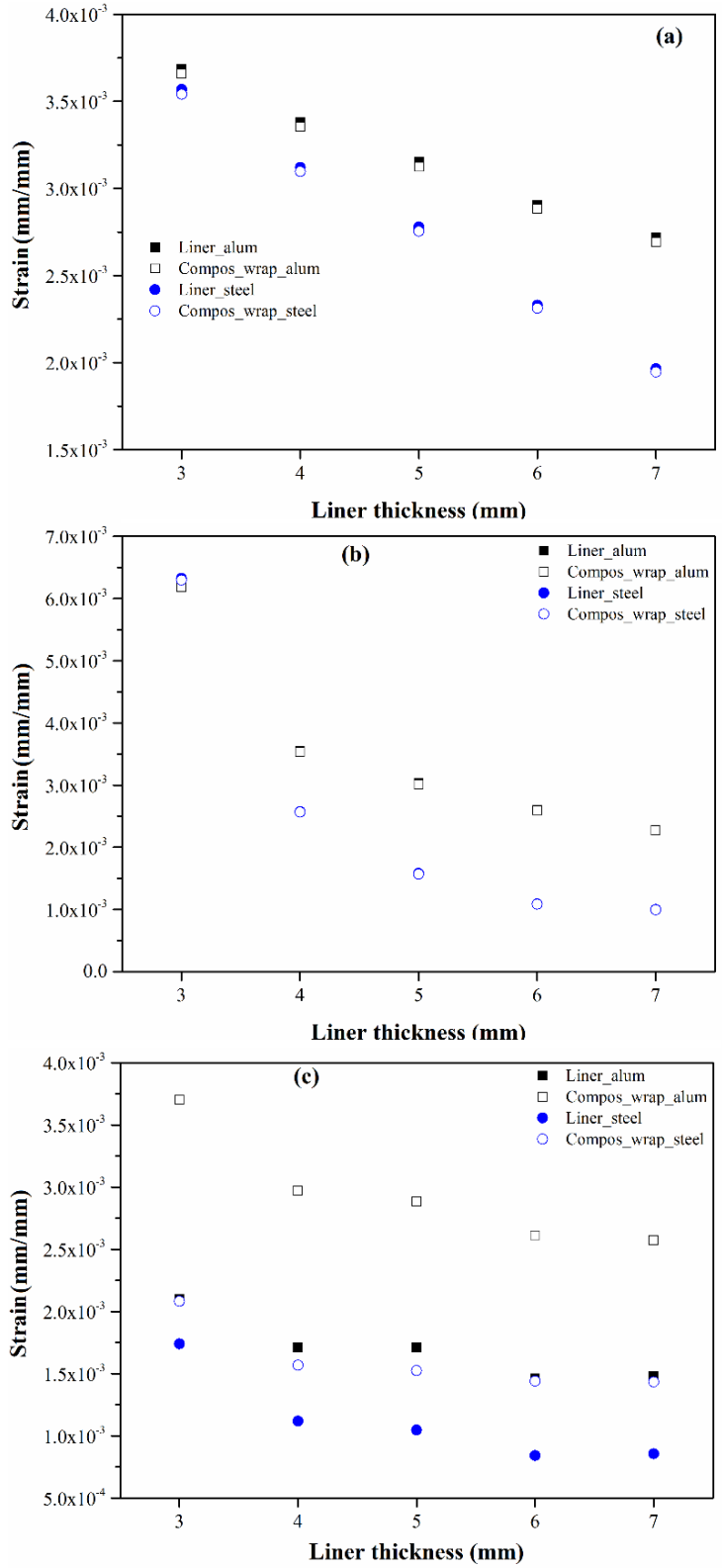


Figure 50. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 140 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

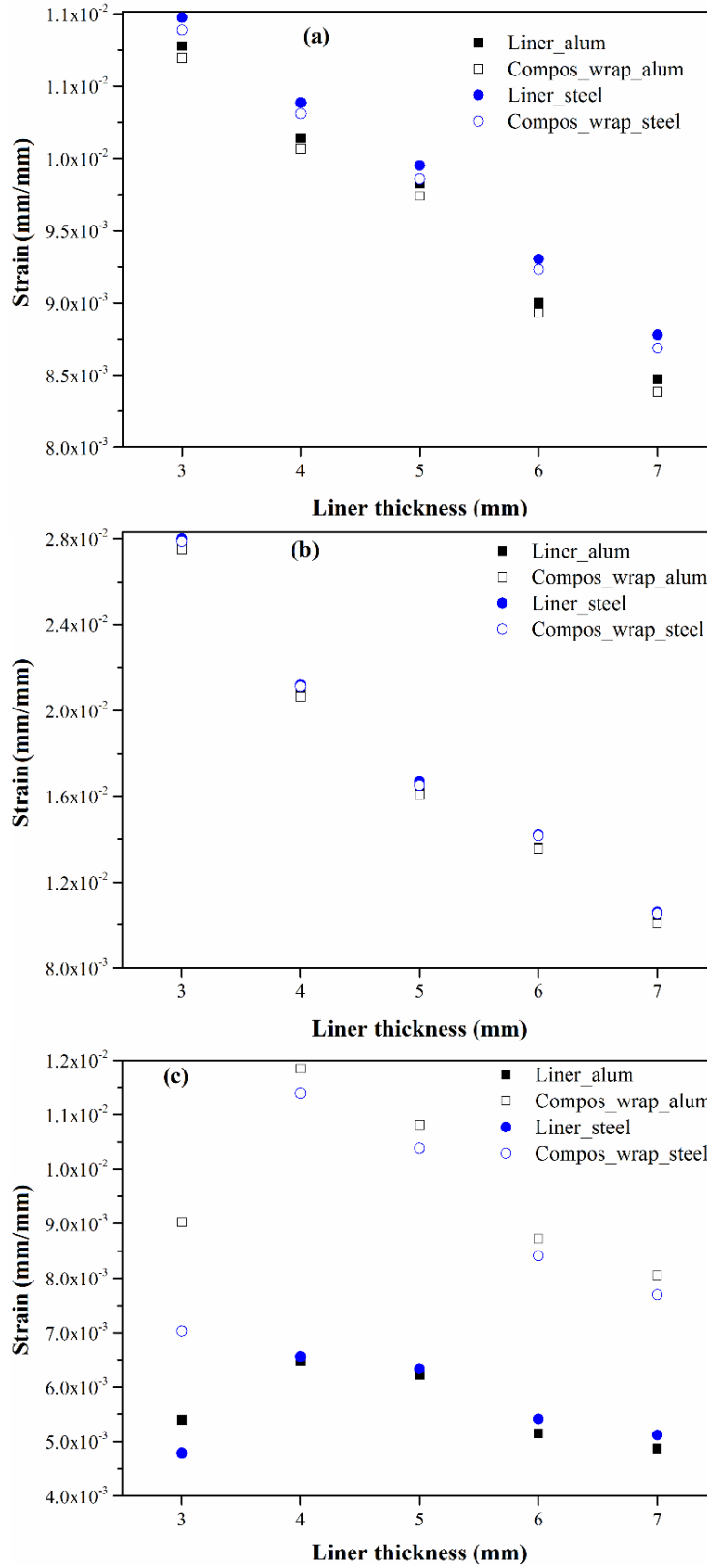


Figure 51. Variation of maximum principal strain with liner thickness for 350 bar pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

Figure 52 shows the liner strain fraction, ε_{lsf} , for the studied regions. For the mid- and dome-point, the structures with a thickness ratio of 0.88 and 0.63 share comparatively higher strain than the others, even though the range of strain is narrow (50.0-50.3%). The strain fraction of the liner at the edge section presented variable results which may be justified considering that this is a complex zone. This instability is related to physical and geometrical discontinuities resulting in high gradient forces that converge towards a unique region (or even point), which is the connection between the dome and polar boss. Also, this behavior is governed by geometrical particularities, such as thickness variations and complex composite layup in this region.

Figure 53 presents a plot of the strain along the axial length of the 3-mm thick COPV at 70 bar. Strain at the cylindrical region of the COPV is lower than at the other points, being a consequence of essentially tensile forces that act on this region. In the dome section, however, bending starts to influence the overall behavior and, in the polar boss, many mechanisms act simultaneously, with their relative contribution varying at each pressure level.

Strain continuity at the liner/composite interface must be examined to determine the elastic load sharing prior to proof of the vessel, since the stress in the liner is less than biaxial yield stress. As the “safe” vessel is loaded up to the initial liner yield point, the strains are governed by the pressure strain up to the liner yield strain, where $\varepsilon = \varepsilon_c = \varepsilon_l$ [18]. It is important to add that strain in the vessel is controlled by the composite overwrap, which is assumed to remain elastic until failure occurs.

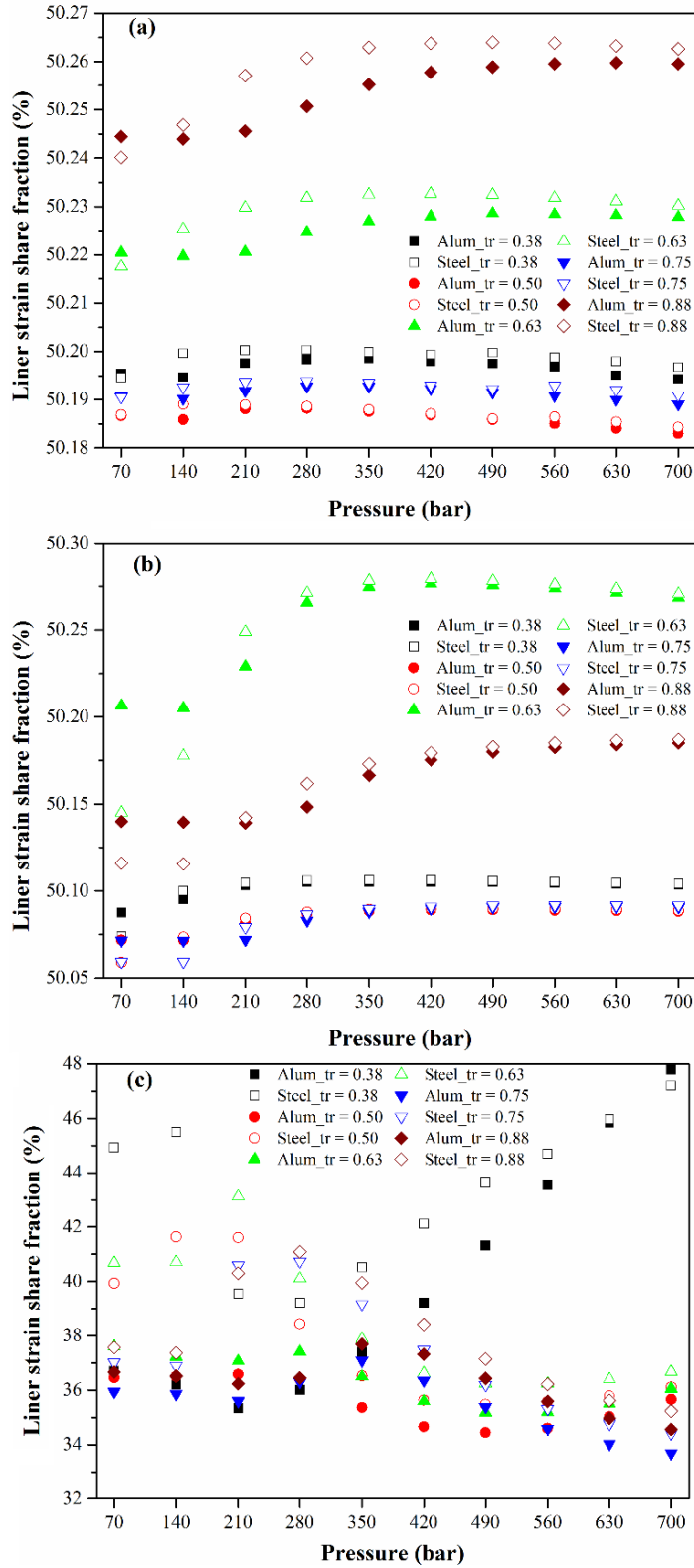


Figure 52. Variation of liner strain fraction with applied internal pressure at the mid (a), dome (b) and edge points (c).

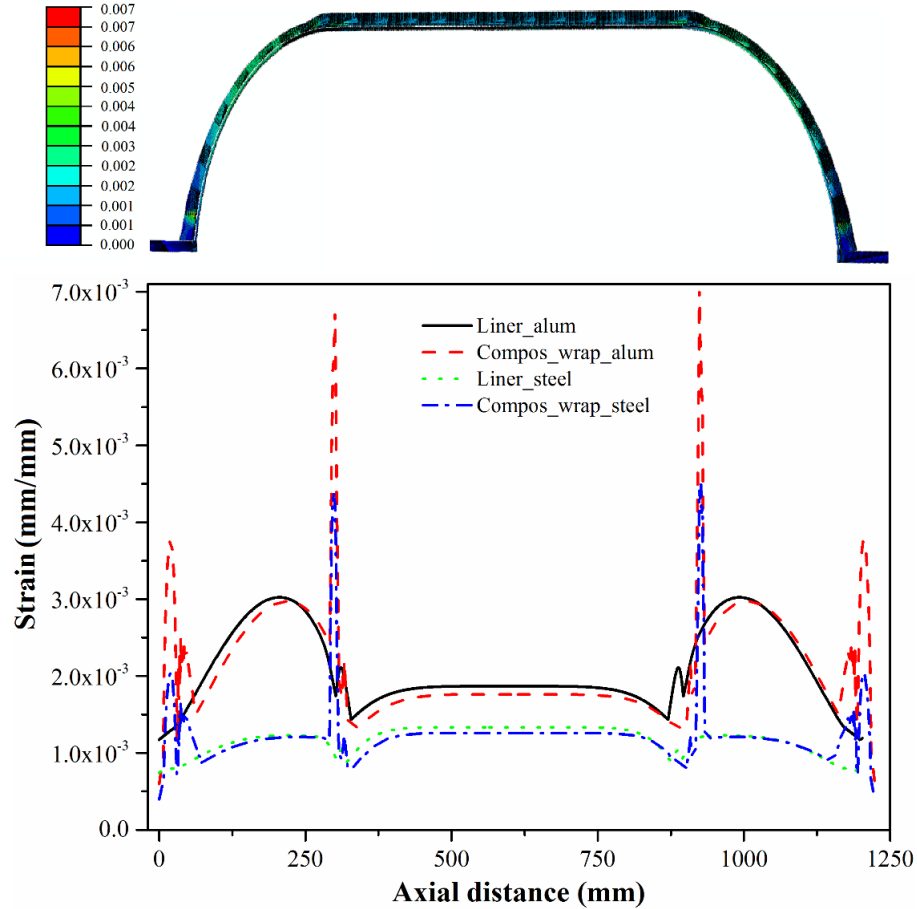


Figure 53. Strain along the vessel’s axial length for a pressure of 70 bar (liner thickness of 3 mm).

4.4 Conclusions

A numerical study based on FEM aiming at evaluate the load sharing ability of aluminum and stainless steel liners in type III COPV was presented. The focus was to analyze the stress/strain relationship for different geometrical (liner thickness) and material (aluminum or steel) conditions for various loading scenarios. The results were as expected at load levels in which the common expertise allows an intuitive understanding, but a rather complex phenomenon was reported for certain load cases.

The relevance of this theme is consensus among researchers and engineers in this field. Type III liner may effectively share the load of the structure in a wide

pressure range, decreasing for higher internal pressure applied (e.g. 10% of the overall stress for 700 bar, and 80% for 70 bar). The analyzes provided good understanding of the behavior for different regions of a COPV. The observed strain for various thickness ratios were readily interpreted for the cylindrical and dome region but, for the polar boss area, different trends were observed due to the simultaneous mechanisms that act in that area. The parameter called liner stress fraction, proposed in this work, was found to be a practical tool for analyzing the liner contribution in the overall structure. However, the liner strain fraction parameter requires a more complex analysis and still demands representative experimental testing with strain gages for validation.

4.5 Acknowledgments

The authors would like to thank AEB (Brazilian Space Agency) and CNPq for the financial support. The author Humberto Júnior also acknowledges CAPES for his grant (process n° 9456-13-9).

4.6 References

- [1] Wang R, Jiao W, Liu W, Yang F. A new method for predicting dome thickness of composite pressure vessels. *J Reinf Plast Compos* 2010;29(22):3345-3352.
- [2] Son DS and Chang SH. Evaluation of modelling techniques for a type III hydrogen pressure vessel (70 MPa) made of an aluminum liner and a thick carbon/epoxy composite for fuel cell vehicles. *Int J Hydrogen Energ* 2012;37(3):2353-2369.
- [3] Shivamurthy B, Siddaramaiah, Prabhuswamy MS. Design, fabrication, and testing of epoxy/glass-reinforced pressure vessel for high-pressure gas storage. *J Reinf Plast Compos* 2010;29(15):2379-2386.
- [4] Wang X, Li MD, Yu ZY. Self-strengthening research of fiber reinforced pressure vessel with metallic liners. *J Reinf Plast Compos* 2001;20(16):1390-1413.

- [5] Leh D, Saffré P, Francescato P, Arrieux R. Multi-sequence dome lay-up simulations for hydrogen hyper-bar composite pressure vessels. *Composites Part A* 2013;52:106-117.
- [6] Park JS, Hong CS, Kim CG, Kim CU. Analysis of filament wound composite structures considering the change of winding angles through the thickness direction. *Compos Struct* 2002;55(1):63-71.
- [7] Doh YD and Hong CS. Progressive failure analysis for filament wound pressure vessel. *J Reinf Plast Compos* 1995;14(12):1278-1306.
- [8] Rueda F, Otegui JL, Frontini P. Numerical tool to model collapse of polymeric liners in pipelines. *Eng Fail Anal* 2012;20:25-34.
- [9] Faria H, Pires FMA, Miranda HD, Marques AT. Stress-strain constitutive relation in the filament winding manufacturing process. In: *1st International Conference on Composite Materials and Structures*, Oran/Algerian, 18-10 November 2009, p.1-5.
- [10] Abaqus Library. Abaqus Version 6.13 Documentation, 2013, Dassault Systèmes SIMULIA.
- [11] Akula VMK and Shubert MK. Nonlinear FEA of composite overwrapped pressure vessels. In: *American Society of Composites-28th Technical Conference*, State College/Pennsylvania, 9-13 September 2013. p. 1-14.
- [12] Kaw AK. *Mechanics of composite materials*. CRC Press, Boca Raton/Florida, USA, 2006.
- [13] Peters ST, Humphrey WD, Foral RF. Filament winding composite structure fabrication, SAMPE, Covina CA, 1991.
- [14] Lin D, Hsieh J-C, Chindakham N, Hai PD. Optimal design of the composite laminate hydrogen storage vessel. *Int J Energ Res* 2013;37(7):761-768.
- [15] Kabir MZ. Finite element analysis of composite pressure vessels with a load sharing metallic liner. *Compos Struct* 2000;49(3):247-255.
- [16] Kim C, White SR. Continuous curing and induced thermal stresses of a thick filament wound composite cylinder. *J Reinf Plast Comp* 2001;20(2):166-180.

[17] Park J-S, Kim C-U, Kang H-K, Hong C-S, Kim C-G. Structural analysis and strain monitoring of the filament wound motor case. *J Compos Mater* 2002;36(20):2373-2388.

[18] Thesken, J.C. et al. A theoretical investigation of composite overwrapped pressure vessel (COPV) mechanics applied to NASA full scale tests. National Aeronautics and Space Administration, technical report no. NASA/TM—2009-215684.

CAPÍTULO 5

5. Artigo III: Damage and failure in carbon/epoxy filament wound composite tubes under external pressure: Experimental and numerical approaches

Referência: *Materials and Design*, v. 96, pp. 431–438, 2016.

Doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.054>

**DAMAGE AND FAILURE IN CARBON/EPOXY FILAMENT WOUND
COMPOSITE TUBES UNDER EXTERNAL PRESSURE:
EXPERIMENTAL AND NUMERICAL APPROACHES**

**José Humberto S. Almeida Jr.¹, Marcelo L. Ribeiro², Volnei Tita²,
Sandro C. Amico¹**

¹Federal University of Rio Grande do Sul, PPGE3M, Av. Bento Gonçalves, 9500, 91501-970, Porto Alegre, RS, Brazil.

²Department of Aeronautical Engineering, São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, Av. João Dagnone 1100, São Carlos, SP, Brazil.

Abstract

In this work, damage and failure in carbon fiber reinforced epoxy filament wound composite tubes were thoroughly evaluated through a proposed damage model, which is able to identify different failure modes. Moreover, a non-linear finite element model based on the arc length method was developed. The tubes were manufactured via dry-filament winding using T700 towpregs, and subjected to external pressure tests to evaluate computational analyses. Numerical results indicated that the tubes with a diameter-to-thickness ratio (d/t) higher than 20:1 fail by buckling, whereas the tube [90±55₁₂/90], which has a lower d/t ratio presented failure primarily driven by in-plane shear, with delaminations. These results were compared with experimental tests, and relative differences in external pressure strengths were lower than 8.4%. The developed model presented a low computational cost and a very good agreement with experimental results, being very attractive to both academic and industrial sectors.

Keywords: Failure analyses; Buckling; Damage model; Finite element analysis; Filament winding.

5.1 Introduction

Laminated curved structures are increasingly being used as load-bearing parts in several fields, such as aeronautic, aerospace and marine, mainly due to their outstanding mechanical properties, namely high strength and stiffness, low weight, and low susceptibility to corrosion. Especially in the marine field, the development of subsea tools for inspection of pipelines and other equipment currently faces a technological bottleneck regarding design of small pressure vessels for ultra-high depths [1]. This limitation is related to the need for adapting ever larger and heavier components, such as phased array ultrasonic systems and X-ray tubes. These equipment are used in remote operation vehicle (ROV) to monitor risers, which present a limitation in payload of about 150 kg (in water). Thus, there is a demand to develop ultra-light structures with high external pressure strength and also free from corrosion in the marine environment [2], which sometimes can be achieved with composite structures.

For an efficient design of composite tubes under complex loadings, it is essential to study their overall mechanical response and failure by incorporating geometric nonlinearities and damage initiation/evolution into the analysis [3]. Consequently, these composites present a nonlinear behavior and their failure is a consequence of a series of events. This typically occurs with composite tubular structures under compressive loading [4], and comprehensive modeling and manufacturing allows a better understanding of their behavior.

Among the manufacturing processes available for tubular composite structures, filament winding (FW) stands out due to factors like high accuracy in fiber positioning, high fiber volume fraction, low void content and process automation [5]. These tubes normally suffer compressive-dominant loading (e.g. water external pressure). As this load gradually increases, the structure starts to deform stably and, when the load achieves a critical value, equilibrium ceases and instability may occur. Buckling occurs when the tube suddenly deflects unstably and loses its capacity to resist loading. This phenomenon can be identified when

the pressure–displacement curve presents a sharp drop after buckling, which is called unstable buckling [6].

Different researchers have investigated this phenomenon [7,8,9]. For instance, Messenger et al. [10] studied compressive-dominant loadings on shell composite structures. They concluded that the most significant load is the ultimate one, which may be reached either when the structure collapses or when the material fails plastically. These equilibrium configurations strongly differ, and the transition from well behaved to buckled occurs extremely suddenly. This renders the structure unsafe for continuous usage as shown by Yeder et al. [11]. Besides, Messenger [10] numerically studied buckling in filament wound cylindrical shells under external pressure with various stacking sequences and stated that cylinders with induced imperfections show lower buckling loads. Moon et al. [12] evaluated the buckling behavior of carbon/epoxy composite cylinders under external pressure, and reported maximum buckling pressure for a thick cylinder wound at $\pm 60^\circ$. White et al. [13] analyzed post-buckling of variable-stiffness composite cylinders in axial compression, and Tafreshi [14] investigated delamination buckling and post-buckling in composite cylindrical shells under combined axial compression and external pressure.

Based on last two papers, composite tubes with a sufficiently thin-wall shell fail due to either global or local buckling under compressive loadings. In fact, it is shown that relevant radial and/or axial displacements are followed by global buckling and, after that, by structural collapse. However, accurate prediction of the collapse load level is quite difficult to be achieved, especially when compared to well-behaved structures, such as beams and plates. There are many works focusing on predicting the collapse load of composite structures. For example, Ferreira [15] developed a finite element model for evaluating buckling of composite shells by using the arc length method and layered formulation of Marguerre shell element. The load-displacement curve and buckling load for different stacking sequences were determined. Nevertheless, it is not so common to find literature on numerical models to predict the behavior of composite tubes

under external pressure [16,17], especially considering buckling and post-buckling phenomena [18,19].

In this context, this work deals with the development of numerical models to predict the mechanical response of carbon/epoxy filament wound composite tubes under hydrostatic external pressure. A geometrically non-linear analysis based on a modified arc length method was used to predict buckling load, in comparison to experimental results, and a damage model was developed to evaluate gradual stiffness degradation of the laminate and failure of the structure.

5.2 Damage model

In order to evaluate the progressive failure of the composite tubes, a damage model based on the work of Ribeiro et al. [20] was developed, being slightly modified for the material and geometry herein used. The model regards the composite lamina as under plane stress state and damage is considered uniform throughout the laminate thickness [21].

5.2.1 Fiber failure modeling

A unidirectional carbon/epoxy composite laminate under tensile loading in the fiber direction (σ_{11}) is linear elastic with brittle fracture. The model assumes that the fiber behavior is not influenced by damage in the matrix. Thus, for tensile load in the fiber direction, the maximum stress criterion is used to identify fiber failure $\frac{\sigma_{11}}{X_t} \leq 1$, where X_t is the tensile strength in the fiber direction.

After failure, the parameter damage in fiber direction (d_I) is set to be “1”. There is no evolution of d_I , i.e. it represents the catastrophic failure of the carbon fiber. To avoid possible localization issues, the degradation of properties is calculated in the “ i ” step, being applied into the “ $i + 1$ ” step, which improves the convergence process. This strategy requires controlling the time step in order to limit the increment size between the last step (calculation of the damage) and the next step

(application of the damage). Thus, a parametric step-size sensitivity analysis is carried out in the model to enable consistent numerical results.

The fiber behavior under compressive longitudinal load is set to be linear elastic until a specified value and, after that, non-linear elastic. The linear to non-linear elastic limit (X_{C0}) is then used to represent the compressive failure, as $\frac{|\sigma_{11}|}{X_{C0}} \leq 1$. After $|\sigma_{11}| \geq X_{C0}$, any increase in the compressive load in fiber direction results in non-linear elastic stress–strain behavior, which is simulated using a secant modulus as can be seen in Eq. 83:

$$E_{11} = \frac{X_{C0}}{|\varepsilon_{11}|} (1 - h(\varepsilon_{11})) + h(\varepsilon_{11})E_{11_0} \quad (83)$$

where $h(\varepsilon_{11})$ is obtained from the fitting of stress-strain plots for 0° specimens under compressive loading, ε_{11} is the strain in the longitudinal direction and E_{11_0} is the initial elastic modulus for 0° specimens under compressive loading.

5.2.2 Matrix failure modeling

In a filament wound laminate, damage in the matrix is essentially dominated by transverse loading (σ_{22}) and shear loading (σ_{12}). A non-linear behavior of the matrix is reported due to inelastic strains and matrix damage [22]. To model this damage, two internal damage parameters, d_2 (related to σ_{22}) and d_6 (related to σ_{12}), were used. Based on continuous damage mechanics, the hypothesis of effective stress links damage parameters to stresses [21], as shown in Eq. 84:

$$\begin{Bmatrix} \hat{\sigma}_{11} \\ \hat{\sigma}_{22} \\ \hat{\sigma}_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/1 - d_1 & 0 & 0 \\ 0 & 1/1 - d_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1/1 - d_6 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad (84)$$

where the $\hat{\sigma}_{ij}$ terms are the effective stress tensors.

According to Ribeiro et al. [20], the damage strain energy density can be written as a function of effective stresses considering only for matrix phase stresses, as shown in Eq. 85:

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+}{E_{220}(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_-}{E_{220}} + \frac{|\sigma_{12}^2|}{G_{120}(1-d_6)} \right] \quad (85)$$

where $\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+ = \sigma_{22}^2$ if $\sigma_{22}^2 > 0$, or, $\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+ = 0$ if $\sigma_{22}^2 < 0$. Similarly, $\langle \sigma_{22}^2 \rangle_- = -\sigma_{22}^2$ if $\sigma_{22}^2 < 0$, or, $\langle \sigma_{22}^2 \rangle_- = 0$ if $\sigma_{22}^2 > 0$.

Ladeveze and LeDantec [23] introduced two thermodynamic forces into their model, which correlate damage parameters with strain energy density (E_D), described in Eq. 86 and Eq. 87:

$$Y_2 = \frac{\partial E_D}{\partial d_2} = \frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+}{2E_{220}(1-d_2)^2} \quad (86)$$

$$Y_6 = \frac{\partial E_D}{\partial d_6} = \frac{\langle \sigma_{12}^2 \rangle_+}{2G_{120}(1-d_6)^2} \quad (87)$$

Damage initiation in a composite can be identified based on the degradation of materials properties. The model regards that the damage process starts when the stress *vs.* strain curves of cyclic quasi-static tests are no longer linear.

Furthermore, an adjustment of the Poisson's coefficient was introduced to take into account the effect of damage. Using CDM formulation performed by Matzenmiller et al. [24], the compliance tensor (Eq. 88) becomes:

$$D = \frac{1}{K} \begin{bmatrix} (1-d_1)E_{11} & (1-d_1)(1-d_2)v_{21}E_{22} & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)v_{12}E_{11} & (1-d_2)E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & K(1-d_6)G_{12} \end{bmatrix} \quad (88)$$

where $K = (1 - (1 - d_1)(1 - d_2)v_{12}v_{21})$. To avoid material self-healing, the maximum value of the damage parameters (d_1 , d_2 and d_6) is assumed to be "0.99" throughout the simulation [21].

5.3 Composite tubes: Real structure *vs.* Finite element modeling

The original dimensions of the composite tubes are: length (l) of 381 mm, radius (r) of 68 mm and lamina thickness (t_l) of ≈ 0.6 mm (where the exact t_l value varies with the winding angle). Towpregs from TCR Composites based on Toray T700-

12K-50C carbon fiber and UF3369 epoxy resin system were used. A 1020 steel cylindrical mandrel with 381 mm length and 136 mm diameter was used to manufacture the tubes. The filament winding process was carried out using a KUKA robot KR 140 L100 with MFTech's control and peripheral devices. After winding (Figure 54), a polyester-based shrink tape (from Dunstone Company) wraps the laminate and helps compaction during curing and the elimination of voids. The system (mandrel and composite) was, then, cured in an oven with air circulation at 105 °C for 24 h. After that, the system is cooled at room temperature, and the mandrel is later unscrewed to extract the composite tube.

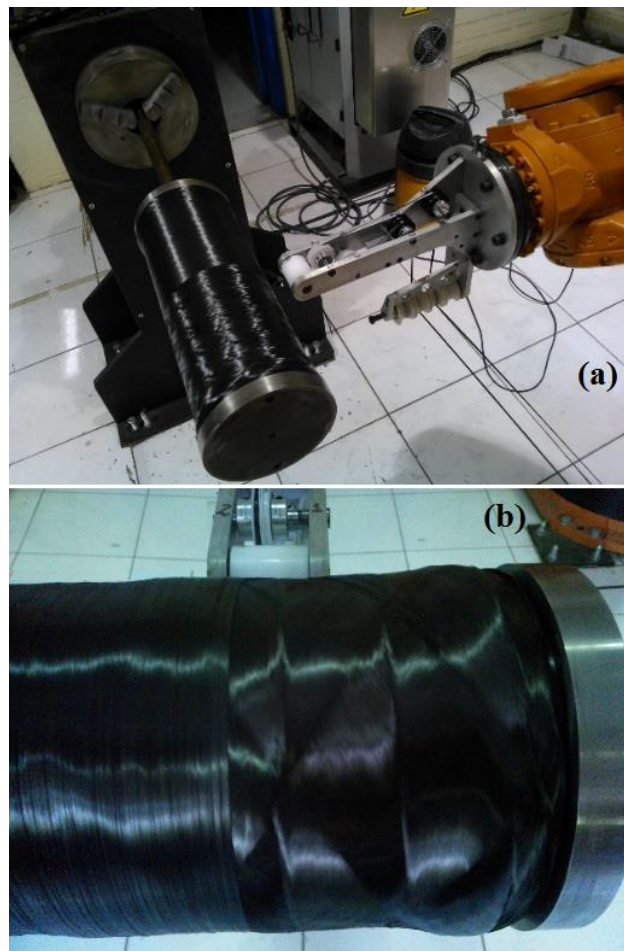


Figure 54. Winding of the outermost hoop layer (a) with zoom of the laminate (b).

The composite tubes were tested under external hydrostatic pressure in a hyperbaric testing chamber (Figure 55) at Cenpes/Petrobras (Brazil). The composite tubes were coupled to two aluminum flanges with two O-rings in each flange for gasket. Water was pumped into the chamber and the rate of pressure increase was kept constant at 5 bar/min.

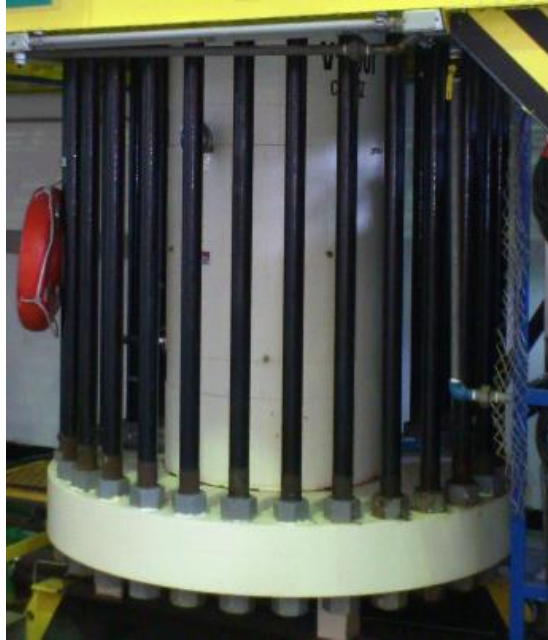


Figure 55. Hyperbaric chamber used for the experimental tests.

The structure was modeled by using S4R shell elements with three integration points in each layer and hourglass control. Figure 56 depicts the typical mesh used for all simulations, which was chosen after preliminary mesh sensitivity analysis. The selected mesh density has a good balance between computational cost and accuracy of results. Regarding boundary conditions, the axial displacement (in z -direction) of both flange areas was restricted, aiming to represent the experiment. Pressure on the flange areas was taken into account, and a hydrostatic pressure load was applied on the external surface of the tube.

In order to predict unstable phenomenon, a non-linear buckling analysis was performed by using a quasi-static method, which accounts for material and geometric nonlinearities, as well as load perturbations and/or geometric

imperfections. Therefore, modified Riks algorithm [25,26], which considers a single equilibrium path in a space defined by displacement and applied load, was used.

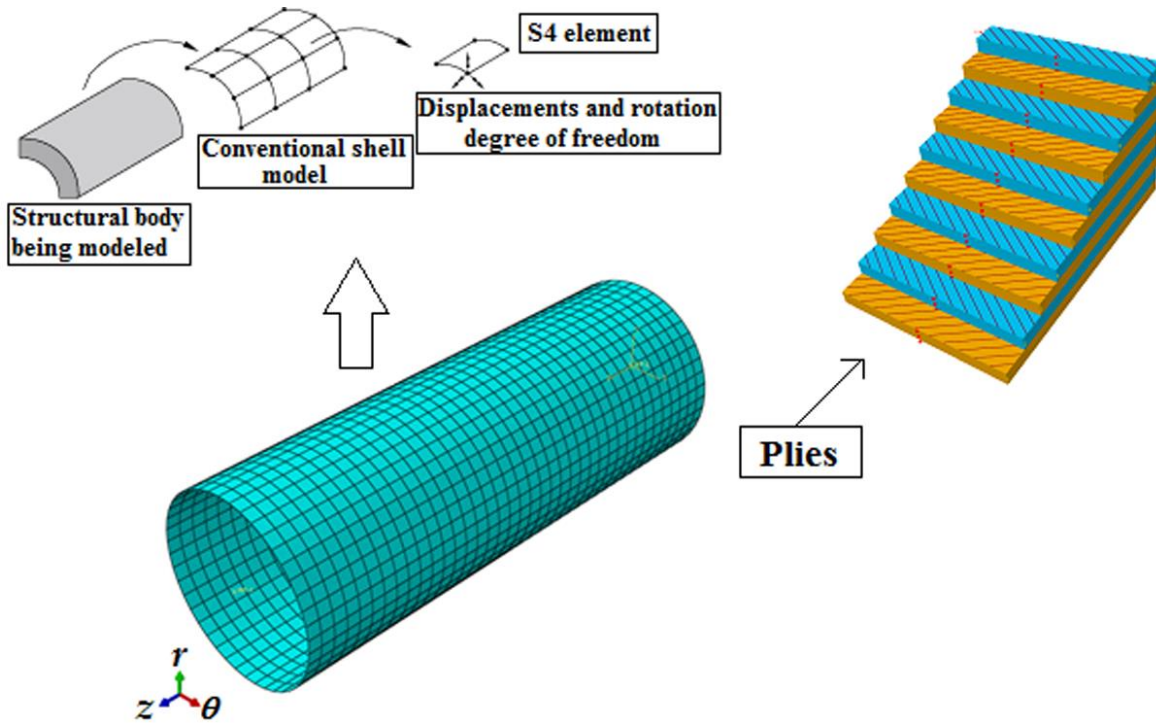


Figure 56. Details of the finite element model.

In order to predict material failure, the proposed damage model was compiled as a UMAT (User Material Subroutine) and linked to Abaqus™. The material properties of the carbon/epoxy laminates were experimentally measured [27] and compiled in Table 6.

The damage model parameters were determined by tensile, compressive and shear standard tests, as well as some additional *off-axis* experimental tests, which were reported in a previous work of the group [28,29]. Herakovich [21] performed a deep discussion about *off-axis* tests and concluded that aspect ratio and lamina orientation of the specimen have a significant influence on shear stress component. Hence, the *off-axis* properties for the current damage model were obtained following his recommendations.

It is important to highlight that the computational model does not consider initial imperfections, because the damage model simulates onset and progressive failures. Thus, material imperfections appear naturally as a function of the progressive failure and, consequently, damage does not occur homogeneously throughout the computational model surface like in the real structure. Another issue is that independently of the damage model, the cylindrical structure itself has a snap through condition in the carried out numerical analysis.

Table 6. Representative material properties used as input in the numerical models [23].

	<i>Symbol</i>	<i>Description</i>	<i>Value</i>
<i>Elastic constants</i>	E_1 (GPa)	Longitudinal elastic modulus	129.3
	$E_2 = E_3$ (GPa)	Transversal elastic modulus	9.11
	$\nu_{12} = \nu_{13}$	Poisson's ratio in plane 1-2	0.32
	ν_{23}	Poisson's ratio in plane 2-3	0.35
	$G_{12} = G_{13}$ (GPa)	In-plane shear modulus	5.44
	G_{23} (GPa)	Transverse shear modulus in plane 2-3	2.10
<i>Strengths</i>	X_t (MPa)	Longitudinal tensile strength	1409.9
	X_c (MPa)	Transversal tensile strength	-740.0
	Y_t (MPa)	Longitudinal compressive strength	42.5
	Y_c (MPa)	Transversal compressive strength	-140.3
	S_{12} (MPa)	In-plane shear strength	68.9

Three stacking sequences for the composite tubes were studied, by varying the number of non-geodesic layers of $\pm 55^\circ$ winding angle between 90° hoop layers, i.e. $[90/\pm 55_4/90]$, $[90/\pm 55_8/90]$ and $[90/\pm 55_{12}/90]$.

5.4 Results and discussion

Figure 57 presents a plot of the applied external pressure in function of the arc length. The Riks analysis shows that the $[90/\pm 55_4/90]$ specimen presents geometrical instability under low pressures, indicating initial buckling at ≈ 8 bar. After initial buckling, the curve shows slightly non-linear behavior up to the final buckling pressure, which is noticed at ≈ 44 bar. The $[90/\pm 55_8/90]$ specimen shows linear response up to 131 bar, when buckling takes place. The specimen still supports loading in the 131-151 bar range, as shown in Figure 57, followed by a collapse due to buckling around 159 bar. On the other hand, the $[90/\pm 55_{12}/90]$ tube has a linear response up to the maximum pressure applied in the simulation, showing no buckling.

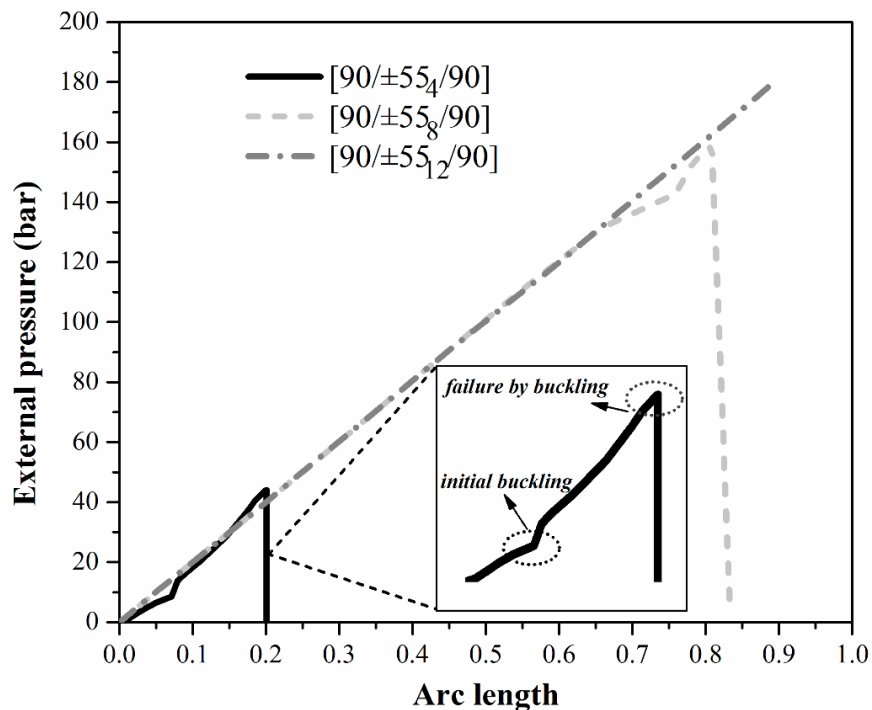


Figure 57. Variation of the pressure along the simulation in function of the arc length method.

The final external pressure strength for the tubes is dependent on a number of factors, such as diameter-thickness ratio (d/t), absolute value of wall thickness,

strength of the epoxy resin, and stacking sequence of the laminate. Considering the tubes herein analyzed, and based mainly on their d/t ratio, the tube with higher thickness can be considered as a thick-walled structure, whereas the others can be considered as thin-walled structure. The finite element analysis predicted that thin-walled tubes would fail by buckling, and only the thickest one showed material failure, which was confirmed by the hydrostatic external pressure testing of the composite tubes, which failed due to buckling and/or material failure.

In fact, for radial loading conditions, with the increase in winding angle, the direction of fiber alignment becomes closer to the loading direction, i.e. closer to 90° , and the tube strength should increase. However, by increasing the angle, strength in the axial direction decreases. The winding angle of 54.75° combines these two requirements in an optimum way, as analytically proven in [30,31,32].

Figure 58 presents the hoop displacement at the central region of the tubes. The final deformed shape is quite similar for all analyzed tubes since the flanges restrict axial displacement. In addition, the absence of a sudden drop in the pressure vs. displacement curves for the $[90/\pm 55_{12}/90]$ tube confirms that this cylinder did not show buckling.

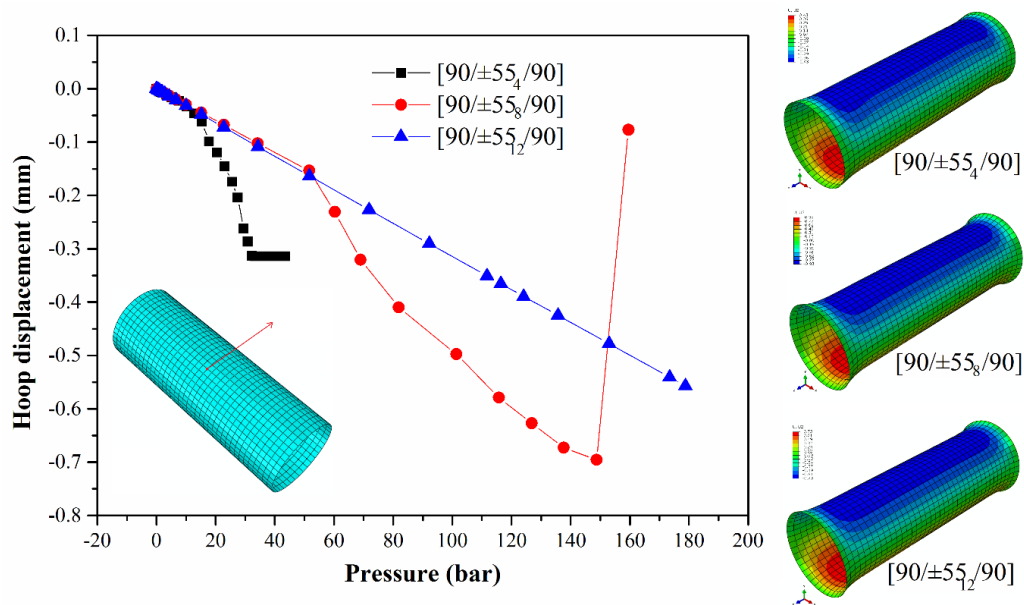


Figure 58. Circumferential displacement at central region as shown by the arrow.

As previously mentioned in the damage model, the progressive failure analysis is very step-size-dependent. A mesh with 1672 elements and 1716 nodes was selected (Figure 56) because more refined mesh did not significantly change the results. Besides, a maximum increment size of 5% was used throughout the simulation.

Table 7 presents the normal stress value, when damage starts, in the fiber axial direction (SDV_{11}), in the fiber transverse direction (SDV_{22}) and shear stress value in plane 1-2 (SDV_{12}). Also, the ultimate values for stresses and strains obtained for the innermost ply. As expected, for all tubes, damage starts in the matrix due to transverse compression and tension, beyond contribution of in-plane shear. The thinnest tube fails quite instantaneously since damage starts at ≈ 40.0 bar, due to in-plane shear, and first damage in fiber direction occurs at ≈ 44.3 bar. Considering last-ply failure criterion, the tube fails at 44.9 bar, as shown in Table 7.

Table 7. Damage, stresses and strains for the tubes via progressive failure analysis.

<i>Specimen</i>	<i>SDV_{11}</i> <i>(bar)</i>	<i>SDV_{22}</i> <i>(bar)</i>	<i>SDV_{12}</i> <i>(bar)</i>	<i>σ_{11}</i> <i>(bar)</i>	<i>σ_{22}</i> <i>(bar)</i>	<i>ϵ_{11}</i> <i>(%)</i>	<i>ϵ_{22}</i> <i>(%)</i>	<i>σ_{12}</i> <i>(bar)</i>
<i>[90/±55₄/90]</i>	44.3	43.1	43.0	3486.0	594.5	0.268	0.746	299.4
<i>[90/±55₈/90]</i>	150.8	121.1	99.2	5126.2	694.1	0.692	1.592	386.8
<i>[90/±55₁₂/90]</i>	190.1	180.1	176.3	8463.4	848.0	0.464	1.496	692.7

Damage in the [90/±55₈/90] tube occurs earlier than in the [90/±55₄/90], since the damages initiates at the matrix. However, damage magnitude is low even at very high pressure (99.2 bar). This structure presents damage in the matrix due to transverse tensile stress at 121.1 bar, and failure in the fiber direction at 150.8 bar. The thickest specimen also started to damage due to in-plane shear, even though the plies presented less damage. The compressive stresses, as expected,

drove the behavior of all tubes subjected to external pressure, considering also the boundary conditions imposed by the flanges.

In order to analyze the progressive damage events in the thickness direction, Figure 59 shows damaged plies up to 44.3 bar. These results are in agreement with Table 7, where damage starts in the matrix due to in-plane shear stress, evolving after that due to transverse compressive stress and, finally, a part of the structure fails in the fiber direction due to buckling. Failure in the tested tube occurred in agreement with numerical predictions, with failure close to the edges with an initial strong lobe, followed by others minor lobes caused by buckling.

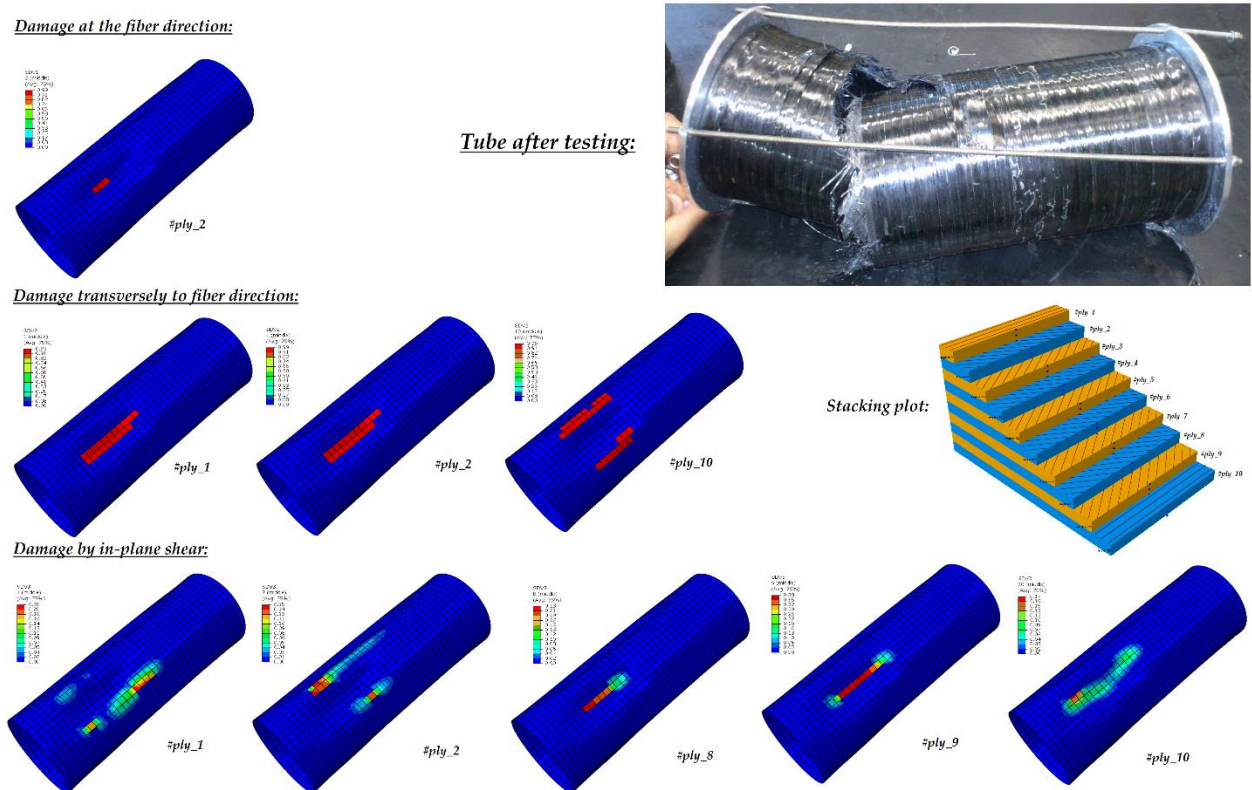


Figure 59. Experimental *vs.* Numerical Results of $[90\pm 55_4/90]$: Distribution of the SDV_{11} , SDV_{22} and SDV_{12} through the thickness only for damaged plies for different time-steps.

For the $[90/\pm 55_8/90]$ tube (Figure 60), failure mode is quite similar to that of the tube with four non-geodesic layers, once it also failed by buckling as confirmed by visual analysis of the failed specimen. Although the progressive failure analysis

indicated a maximum pressure higher than that predicted with the buckling analysis, the tube presented the same buckling failure mode. These results are in accordance to the work published by Hernández-Moreno et al. [32], who evaluated the external pressure strength of glass/epoxy filament wound tubes of similar thickness which also failed by buckling.

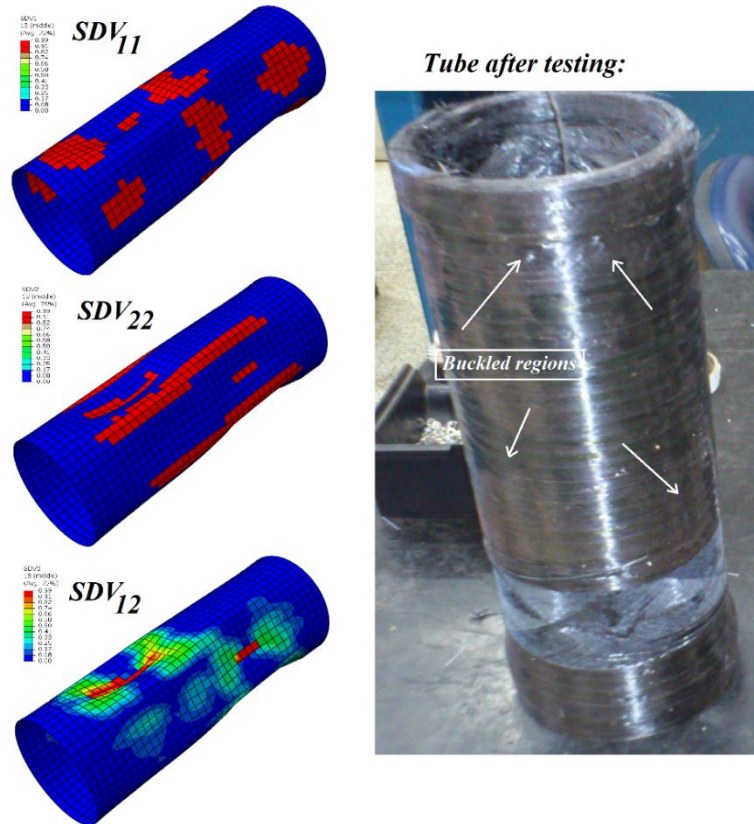


Figure 60. Experimental *vs.* numerical results of $[90\pm 55_s/90]$: Distribution of the SDV_{11} , SDV_{22} and SDV_{12} through the thickness only for damaged plies under the maximum external pressure.

The thickest tube, with d/t ratio lower than 20:1, was the only one that did not present evidences of buckling. The damage evolution of this tube did not indicate fiber failure, since it failed in the matrix due to in-plane shear. Analysis of Figure 8 confirms that damage occurred by in-plane shear along the tube, especially close to the flanges, and the tested tube also presented material failure close to the flanges and delamination of the plies. The maximum shear stress was pointed in

ply No. 6, highlighted in Figure 61. Perhaps delamination started in that ply and propagated throughout the thickness. This may be confirmed in future studies by using more powerful shell elements or 3D elements combined to a delamination criterion.

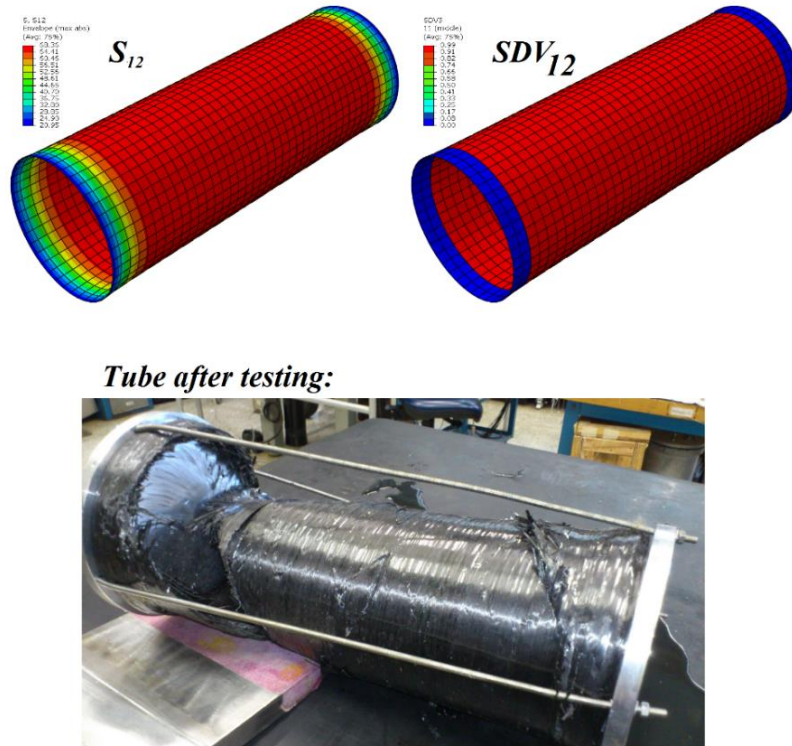


Figure 61. Experimental *vs.* numerical results of $[90\pm 55_{12}/90]$: Distribution of in-plane shear stresses and SDV_{12} in the ply 6 along of the tube and delamination in the tested specimen.

Table 8 shows different failure criteria and experimental results for failure pressure. The classic failure criteria, such as Tsai-Wu, Tsai-Hill, Hashin and Maximum Stress, predicted an implosion pressure lower than the experimental one. This was expected since the maximum pressure calculated by these criteria is determined by first ply failure. In addition, the predicted failure mode was the same in all of them, i.e. transverse matrix cracking induced by compressive stresses.

The progressive failure analysis (PFA) carried out with the proposed damage model yielded results closer to the experimental ones. The $[90/\pm 55_4/90]$ tube has an implosion pressure of 44.9 bar by PFA and the tube failed around 49.0 bar, a variation of 8.4%. For the two other tubes, the relative difference was 1.1% and 0.5%.

Table 8. Implosion pressures (values in bar) for tubes, considering different failure criteria and experimental results.

<i>Specimen</i>	<i>Tsai-Wu</i>	<i>Tsai-Hill</i>	<i>Hashin</i>	<i>Max. stress</i>	<i>PFA</i> (*)	<i>Buckling pressure</i>	<i>Experimental</i>
$[90/\pm 55_4/90]$	37.0	35.6	39.2	38.9	44.9	44.0	49.0
$[90/\pm 55_8/90]$	148.8	128.1	151.6	132.3	161.2	158.6	163.0
$[90/\pm 55_{12}/90]$	171.7	161.5	180.4	176.9	196.0	---	195.0

(*) *proposed damage model.*

Progressive failure analysis shows that the composite tube is able to support loadings beyond the onset of fiber failure, as shown in Figure 62. This may be useful because less-conservative safety factors for tubular composite structures can be adopted depending on the specific case, decreasing the final weight of the system.

However, the PFA results should be analyzed in conjunction with buckling results in order to understand the history of events. The results presented in Table 8 show that both $[90/\pm 55_4/90]$ and $[90/\pm 55_8/90]$ tubes failed by buckling, prior to material failure, whereas the thickest tube did not present evidence of buckling (see Figure 58). These results can be correlated to the geometrical parameters of the tubes, since the tubes with 4, 8 and $12 \pm 55^\circ$ layers have d/t ratio of 46, 28 and 19, respectively. Thus, only the last one was considered a thick-walled tube, being therefore more susceptible to buckling under unstable loading. The final deformed shapes of the tubes are presented in Figure 63.

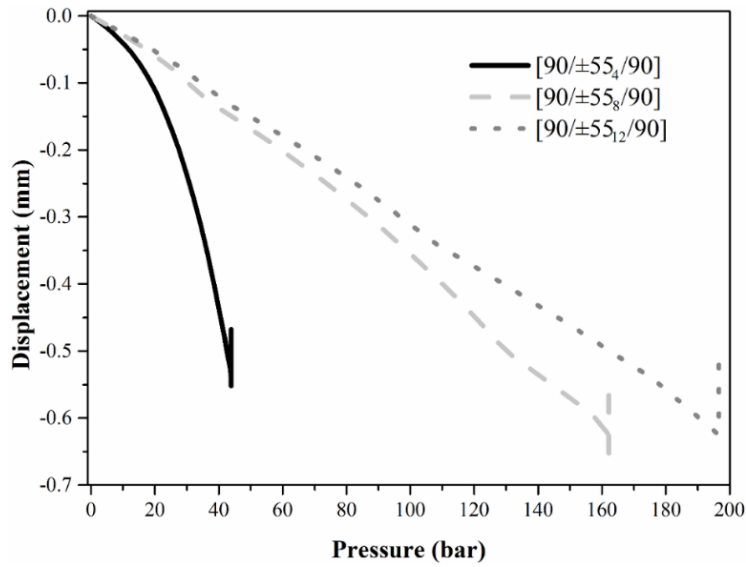


Figure 62. Pressure *vs.* displacement curves to determine the maximum external pressure strength.

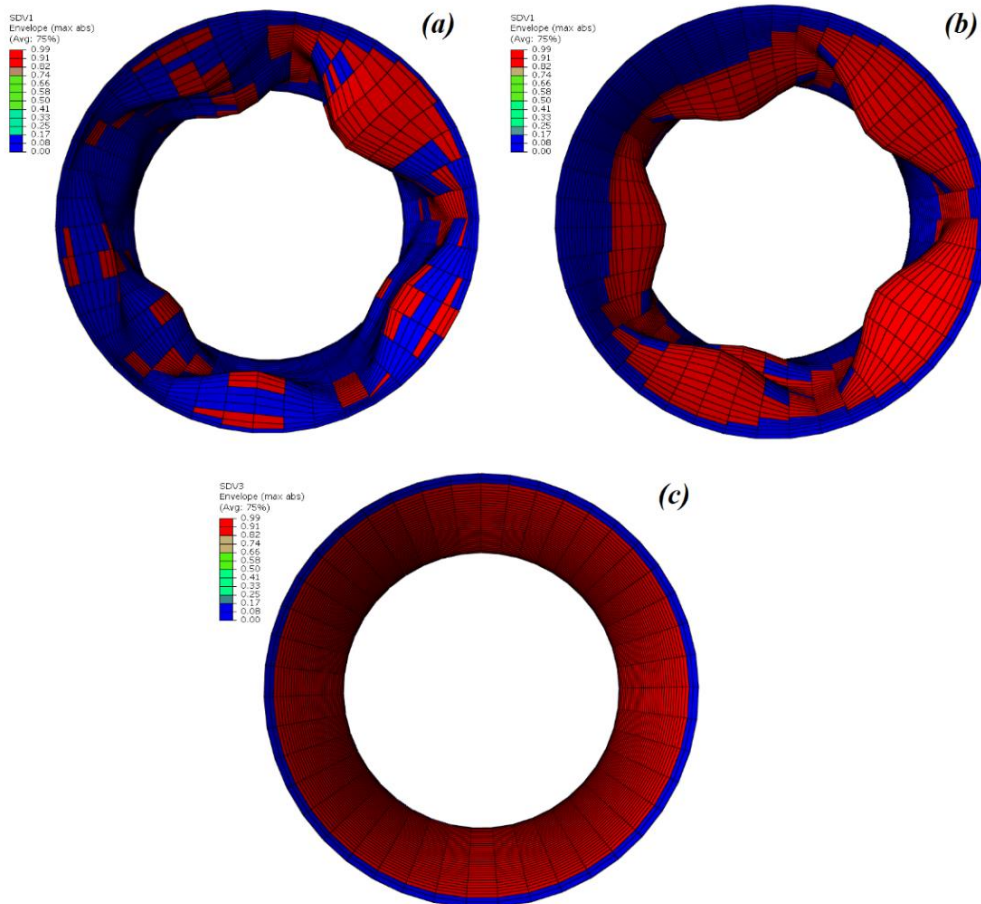


Figure 63. Final deformed shape for the specimens $[90/\pm 55_4/90]$ (a), $[90/\pm 55_8/90]$ (b) and $[90/\pm 55_{12}/90]$.

5.5 Conclusions

This study investigated failure of carbon fiber reinforced epoxy filament wound composite tubes subjected to hydrostatic external pressure via numerical and experimental analyses. Finite element analysis through the arc length method and progressive failure analysis based on a proposed damage model have been used to predict external pressure strength for composite tubes with three distinct winding lay-ups.

Numerical analyses predicted that the tubes with diameter:thickness ratio lower than 20:1, i.e. $[90/\pm 55_4/90]$ and $[90/\pm 55_8/90]$, would fail by buckling, and the failure pressures were accurately estimated. In addition, the predicted pressure *vs.* displacement curve for the $[90/\pm 55_{12}/90]$ tube did not show any evidence of buckling, which was confirmed by experimental tests.

Moreover, damage analyses presented very accurate results when compared to the experimental observations. Progressive failure analyses predicted failure due to buckling for the tubes with $d/t > 20:1$, and dominant failure by in-plane shear for the $[90/\pm 55_{12}/90]$ specimen. These were also confirmed by the experimental results, once the tubes with 4 and eight ± 55 layers presented various buckled regions and that with twelve $\pm 55^\circ$ layers showed delaminations.

5.6 Acknowledgements

The authors are grateful to CAPES, CNPq and AEB (Brazilian Space Agency) for the financial support and also to Cenpes/Petrobras for the pressure tests. Marcelo Leite Ribeiro and Volnei Tita would like to thank FAPESP (contract number: 2015/13844-8).

5.7 References

- [1] Smith CS. *Design of marine structures in composite materials*. Amsterdam: Elsevier; 1990.
- [2] Martins LAL, Bastian FL, Neto TA. Reviewing some design issues for filament wound composite tubes. *Mater Des* 2014;55:242-249.
- [3] Frias C, Faria H, Frazão O, Vieira P, Marques AT. Manufacturing and testing composite overwrapped pressure vessels with embedded sensors. *Mater Des* 2010;31(8):4016-4022.
- [4] Zuraida A, Khalid AA, Ismail AF. Performance of hybrid filament wound composite tubes subjected to quasi static indentation. *Mater Des* 2007;28:71-77.
- [5] Almeida Júnior JHS, Faria H, Marques AT, Amico SC. Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure. *J Reinf Plasts Compos* 2014;33(24):2274-2286.
- [6] Hur S-H, Son H-J, Kweon J-H, Choi J-H. Postbuckling of composite cylinders under external hydrostatic pressure. *Compos Struct* 2008;86:114-124.
- [7] Singer J, Arbocz J, Weller T. *Buckling experiments: experimental methods in buckling of thin-walled structures. Shells, built-up structures, composites and additional topics*. Volume 2. New York: John Wiley & Sons, Inc; 2002.
- [8] Ross CFT, Little APF, Haidar Y, Waheeb AA. Buckling of carbon/glass composite tubes under uniform external hydrostatic pressure. *Strain* 2011;47:156-174.
- [9] Han JY, Jung HY, Cho JR, Choi JH, Bae WB. Buckling analysis and test of composite shells under hydrostatic pressure. *J Mater Process Tech* 2008;201(1-3):742-745.
- [10] Messenger T. Buckling of imperfect laminated cylinder under hydrostatic pressure. *Compos Struct* 2001;53(3):301-307.
- [11] Yeder E, Erklig A, Bulut M. Hybridization effects on the buckling behavior of laminated composite plates. *Compos Struct* 2014;118:19-27.

- [12] Moon C-J, Kim I-H, Choi B-H, Kweon J-H, Choi J-H. Buckling of filament-wound composite cylinders subjected to hydrostatic pressure for underwater vehicle applications. *Compos Struct* 2010;92:2241-2251.
- [13] White SC, Weaver PP, Wu KC. Post-buckling analyses of variable-stiffness composite cylinders in axial compression. *Compos Struct* 2015;123:190-203.
- [14] Tafreshi A. Delamination buckling and postbuckling in composite cylindrical shells under combined axial compression and external pressure. *Compos Struct* 2006;72(4):401-418.
- [15] Ferreira AJM. Buckling behaviour of composite shells. *Compos Struct* 2000;50(1):93-98.
- [16] Han J-H, Kardomateas GA, Simitses GJ. Elasticity, shell theory and finite element results for the buckling of long sandwich cylindrical shells under external pressure. *Composites Part B* 2004;35(6-8):591-598.
- [17] Tsouvalis NG, Zafeiratou AA, Papazoglou ZJ. The effect of geometric imperfections on the buckling behaviour of composite laminated cylinders under external hydrostatic pressure. *Composites Part B* 2003;34(3):217-226.
- [18] Hasheed HA, Yousif OH. Buckling of thin laminated orthotropic composite rings/long cylinders under external pressure. *Int J Struct Stab Dy* 2001;1(4):495-507.
- [19] Singer J, Arbocz J, Weller T. *Buckling Experiments: experimental methods in buckling of thin-walled structures: basic concepts, columns, beams and plates*. Volume 1. New York: John Wiley & Sons, Inc; 1998.
- [20] Ribeiro ML, Tita V, Vandepitte D. A new damage model for composite laminates. *Compos Struct* 2012;94(2):635-642.
- [21] Herakovich C. *Mechanics of fibrous composites*, Vol. 1, Wiley Publisher, 1998.
- [22] Puck A, Schürmann H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Compos Sci Technol* 1998;58(7):1045-1067.
- [23] Ladeveze P, LeDantec E. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Compos Sci Technol* 1992;43(3):257-267.

- [24] Matzenmiller A, Lubliner J, Taylor RL. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mech Mater* 1995;20(2):125-152.
- [25] Riks E. An incremental approach to the solution of snapping and buckling problems. *Int J Solids Struct* 1979;15(7):529-551.
- [26] Memon B-A, Su X-S. Arc-length technique for nonlinear finite element analysis. *J Zhejiang Univ-Sci A* 2004;5(5):618-628.
- [27] Almeida Jr JHS, Souza SDB, Botelho EC, Amico SC. Carbon fiber-reinforced epoxy filament-wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning. *J Mater Sci* 2016;51(9):4697-4708.
- [28] Ribeiro ML, Vandepitte D, Tita V. Damage model and progressive failure analyses for filament wound composite laminates. *Appl Compos Mater* 2013;20(5):975-992.
- [29] Tita V, Carvalho J, Vandepitte D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: experimental and numerical approaches. *Compos Struct* 2008;83(4):413-428.
- [30] Mistry J, Gibson AG, Wu Y-S. Failure of composite cylinders under combined external pressure and axial loading. *Compos Struct* 1992;22(4):193-200.
- [31] Hernández-Moreno H, Douchin B, Collombet F, Choquese D, Davies P. Influence of winding pattern on the mechanical behavior of filament wound composite cylinders under external pressure. *Compos Sci Technol* 2008;68(3-4):1015-1024.
- [32] Grove S. Optimum fiber orientation in filament wound structures. *J Mater Sci Lett* 1999;18(15):1203.

CAPÍTULO 6

6. Integração dos artigos

Na primeira etapa desta pesquisa (**Artigo I**), foi realizada a caracterização mecânica do material em estudo, que são compósitos de carbono/epóxi com $V_f \approx 72\%$ processados por *filament winding*. Além disso, focou-se no comportamento mecânico dos laminados quando submetidos ao processo de danificação por condicionamento higrotérmico, onde as amostras foram submetidas ao condicionamento acelerado por 60 dias, sob condições de umidade e temperatura seguindo o procedimento A da norma ASTM D5229. Esta etapa foi planejada a fim de atender os seguintes objetivos, pensando no planejamento global da presente tese de doutorado: *i*) a caracterização mecânica do material foi utilizada como dados de entrada nos modelos numéricos apresentados nos **Artigos II e III**; *ii*) determinar analiticamente a superfície de falha do laminado através de critérios de falha clássicos no plano $\sigma_{22} - \tau_{12}$, uma vez que a matriz e a interface fibra/matriz são afetadas pelo condicionamento higrotérmico; *iii*) avaliação do dano causado no laminado unidirecional plano devido ao condicionamento e determinação dos seus respectivos modos de falha quando submetidos a carregamentos trativos, compressivos e cisalhantes; *iv*) quantificação da absorção de água do laminado, a fim de aplicar esses dados para estruturas em escala real (bem como as estruturas apresentadas nos **Artigos II e III**), possibilitando, assim, a quantificação das propriedades e previsão delas ao longo do tempo e sob condições ambientais extremas.

Os resultados apresentados no **Artigo I** indicaram que o condicionamento higrotérmico gerou danos interlaminares e intralaminares no laminado, uma vez

que o compósito ficou mais susceptível à delaminações, como observou-se nos testes de cisalhamento no plano com corpos de prova entalhados em V e no cisalhamento *short beam*, onde foram encontrados danos na matriz e na interface fibra/matriz, que enfraqueceu-se com a absorção de umidade e a alta temperatura às quais os laminados estiveram expostos. O comportamento do material é facilmente observado através dos envelopes de falha do material no plano $\sigma_{22} - \tau_{12}$, onde o condicionamento acarretou em uma retração da superfície de falha do material.

Os resultados numéricos para vasos de pressão pressurizados internamente (**Artigo II**) e vasos de pressão com cilindros engastados em placas planas nas extremidades (tubos – **Artigo III**) apresentaram alto grau de confiabilidade, parcialmente creditado à adequada caracterização do material (**Artigo I**). Vasos de pressão são, tradicionalmente, modelados com ângulo nominal e espessura constantes ao longo da estrutura, o que não corresponde à estrutura real. Estas estruturas possuem ângulo de enrolamento e espessura constante na região cilíndrica, porém, à medida que o filamento é depositado nas regiões do domo e das calotas durante o seu processamento, há uma variação no ângulo de enrolamento, que gera também um aumento de espessura nessas regiões. Devido à alta complexidade no modelamento desses fenômenos físicos, estes são normalmente idealizados pelos pesquisadores.

No presente trabalho (**Artigo II**), estas peculiaridades das estruturas processadas por FW foram precisamente modeladas, dando, assim, maior confiabilidade aos resultados obtidos. Considerando que o foco do **Artigo II** foi avaliar a capacidade de transferência de carga do selante para o COPV, o teor inovador deste trabalho foi intensificado, uma vez que se propôs três parâmetros para quantificar essa transferência de carga do selante: i) fração de transferência de tensão do selante; ii) fração de transferência de deformação do selante; e iii) razão de espessura. Foram plotados os níveis de tensão e deformação nas três regiões do COPV, cilíndrica, domo e calota, sob diferentes níveis de pressão interna.

Os níveis de tensão e deformação nos COPVs (**Artigo II**), para os diferentes pontos onde os resultados foram coletados, foram determinados para selante em alumínio e em aço inoxidável, além de cinco espessuras: 3, 4, 5, 6 e 7 mm. Em geral, os COPVs com selante em aço inoxidável transferiram um maior nível de tensão que aquele selante de alumínio, e conseqüentemente, deformaram menos. Este estudo é perfeitamente aplicável a cilindros (**Artigo III**) pressurizados externamente.

É válido ressaltar que nenhum dos selantes plastificou durante as simulações, validando, assim, os resultados gerados (**Artigo II**). Apesar de o selante compartilhar pouca carga para a estrutura em altos níveis de pressão, onde, por exemplo, a estrutura com selante de alumínio com 7 mm de espessura transfere cerca de 8% da tensão instalada na região cilíndrica do COPV sob pressão interna de 700 bar, enquanto que o mesmo selante transfere 57% de tensão à uma pressão interna de 70 bar. Caso algum dos selantes tivesse escoado durante as análises, os resultados não seriam válidos e o mesmo não compartilharia carga para o COPV, fato este que não foi identificado nas análises.

Constatou-se também que há singularidade geométrica na transição da região cilíndrica para os domos, havendo assim um pico de tensão e deformação nessas regiões, como pôde ser observado nas ilustrações do escaneamento das tensões e deformações no COPV. Este fato é devido ao processo de fabricação de um selante, onde há um gradiente de tensões que convergem para o ponto de interseção entre o domo e a região cilíndrica, gerando assim altas tensões instaladas neste ponto.

Utilizando resultados e conceitos distribuídos nos **Artigos I e II**, o **Artigo III** contempla a aplicação de um modelo de dano, visto que, após análises preliminares, constatou-se que tubos pressurizados externamente apresentam um comportamento típico de falha da última camada, com progressão do dano quando este é submetido a carregamento de pressão hidrostática externa. O presente modelo de dano foi calibrado para o material utilizado nessa pesquisa, onde uma correlação entre resultados numéricos e experimentais foi apresentada. No **Artigo III**, bem como no **Artigo II**, apesar da estrutura não ser modelada como

axissimétrica ou qualquer tipo de simetria, esta é também modelada como casca, considerando estado plano de tensões, em conformidade com o nível de escala de dano aqui aplicada, a meso escala. O modelo de dano proposto mostrou-se bastante eficaz para o presente caso, uma vez que a diferença relativa entre os resultados numéricos e experimentais de resistência à pressão externa dos tubos não foi maior que 8,4%.

Os resultados provenientes do modelo de dano utilizando falha da última camada foram comparados com simulações utilizando falha da primeira camada, sendo que estes apresentaram valores mais conservadores, como esperado. Pelo fato de, no presente trabalho, serem estudados laminados multicamada, confirmou-se que a FUC é mais adequada para avaliar o comportamento dos tubos submetidos a pressão hidrostática externa, tomando como referências os valores obtidos através dos ensaios experimentais. Estes resultados foram também comparados com os provenientes do modelo do comprimento do arco, utilizado para prever a carga crítica de flambagem e pós-flambagem dos tubos.

O modelo numérico desenvolvido utilizando o método do comprimento do arco apresentou resultados próximo do experimental, uma vez que este previu com boa precisão o fenômeno de flambagem local nos tubos submetidos a pressão externa, conforme apresentado no **Artigo III**. Este foi o método utilizado para prever as cargas críticas suportadas pelos tubos. Sendo assim, confirmou-se que os tubos contendo 4 e 8 camadas não-geodésicas orientadas à $\pm 55^\circ$ pós-flambaram, enquanto que o tubo com 12 camadas de $\pm 55^\circ$ não pós-flambou, onde somente falha no material foi identificada, tanto nas simulações de pós-flambagem quanto nas simulações com dano, bem como nas análises experimentais. Assim sendo, ocorreu o fenômeno de flambagem com bifurcação nos tubos, e não *snap-through*.

Unificando os resultados apresentados na presente tese, tem-se que uma correta caracterização (**Artigo I**) de compósitos de fibra de carbono com resina epóxi processados por FW e com $V_f \approx 72\%$ (**Artigos I, II e III**), associada com modelagem numérica adequada considerando fenômenos físicos e peculiaridades geométricas da estrutura (**Artigo II**), além de análise adequada da falha, neste

caso análise progressiva do dano, bem como perda de estabilidade, para estruturas fabricadas por FW (**Artigo III**), são essenciais para obter-se resultados numéricos com alto grau de confiabilidade, que, após validação, podem ser aplicados para outras configurações de teste e de projeto da estrutura, minimizando assim a demanda por processamento e experimentos.

CAPÍTULO 7

7. Conclusões

No presente trabalho, foi investigado o comportamento mecânico de estruturas em material compósito de fibra de carbono com resina epóxi processadas por *filament winding*. Foram empregadas abordagens analítica, numérica e experimental, a fim de avaliar precisamente o comportamento das estruturas sob diferentes carregamentos.

Foram processados laminados planos por FW com $V_f \approx 72\%$, onde estes foram submetidos a condicionamento higrotérmico seguindo a norma ASTM D5529, por 60 dias, temperatura de 80 °C e umidade relativa de 90%. Foram realizados, antes e depois do condicionamento, ensaios de tração e compressão nas direções longitudinal e transversal, cisalhamento no plano, cisalhamento transversal, além da análise viscoelástica. A absorção de água atingiu o equilíbrio após 33 dias de condicionamento, atingindo um valor máximo de 0,42%, sendo que a cinética não-fickiana governou a absorção nos estágios finais do condicionamento. Adicionalmente, observou-se que a interface e a matriz sofreram ação plasticizante.

Acerca das propriedades mecânicas, as amostras submetidas a carregamentos, tração e compressão, transversalmente à orientação do reforço foram mais afetadas e sofreram maior dano. Este comportamento é esperado, uma vez que compósitos orientados a 90° apresentam modo de falha dominado pela matriz. Estas conclusões foram também oriundas da análise fractográfica, onde a degradação da matriz propiciou alto dano nas amostras transversalmente orientadas. A resistência interfacial também diminuiu para estas amostras, uma

vez que tanto a resistência ao cisalhamento no plano, quanto o transversal diminuíram após o condicionamento.

O estudo numérico baseado o método dos elementos finitos, acerca da capacidade de transferência de carga do selante para vasos de pressão (COPV) tipo III com selante metálico, foi desenvolvido considerando o ângulo de enrolamento e a espessura reais das regiões de retorno da estrutura. Propôs-se três novos parâmetros para avaliar a estrutura: fração de tensão compartilhada pelo selante, fração de deformação compartilhada pelo selante e razão de espessura, focando na espessura (3-7 mm) e no material do selante (alumínio ou aço inoxidável). Os resultados-chave dessa pesquisa apontaram que os selantes tipo III podem efetivamente compartilhar a carga do COPV em uma faixa de pressão interna, e esse nível de compartilhamento diminui com o aumento da pressão interna aplicada. Concluiu-se também que o comportamento do COPV é diferente nas regiões cilíndrica, domos e bordas das extremidades, uma vez que os resultados coletados nas partes cilíndricas e até no domo apresentaram uma tendência clara, porém na região da calota, diferentes tendências foram observadas devido a diferentes mecanismos simultâneos atuantes nessa região. Ademais, dentre os três parâmetros propostos, o parâmetro fração de compartilhamento de tensão do selante mostrou-se simples e eficaz para estas avaliações.

Por fim, modelou-se o dano e a falha em tubos de carbono/epóxi submetidos à pressão externa. Posto que tubos submetidos a carregamentos predominantemente compressivos tendem a apresentar falhas ou alta influência de flambagem, desenvolveu-se também um modelo dedicado para analisar este fenômeno no material, baseado no método do comprimento do arco para prever as cargas de flambagem para os diferentes tubos estudados. Aplicou-se um modelo de dano, baseado na análise progressiva da falha para prever a resistência à pressão externa de tubos processados com três diferentes configurações *angle-ply*: $[90/\pm 55_4/90]$, $[90/\pm 55_8/90]$ e $[90/\pm 55_{12}/90]$.

Em suma, através dos resultados numéricos, concluiu-se que os tubos com relação diâmetro:espessura maior que 20:1 falham, primariamente, por flambagem. Para corroborar este resultado, os tubos produzidos com razão $d:t$ menor que 20:1 não apresentaram qualquer evidência de flambagem, com estabilidade geométrica suficiente para suportar a carga aplicada sem sofrer qualquer instabilidade. Além disso, o modelo de dano apresentou resultados muito precisos, quando comparados aos resultados experimentais, onde o erro relativo máximo foi de 8,4%. Falhas por cisalhamento no plano foram encontradas para o tubo $[90/\pm 55_{12}/90]$, com nível considerável de delaminação considerável, tanto nos resultados numérico quanto experimentais. Os outros dois tubos apresentaram várias regiões com danos típicos de flambagem ao longo da estrutura. Concluindo globalmente, o modelo de dano empregado mostrou um excelente compromisso entre o custo computacional e a precisão nos resultados.

7.1 Perspectivas futuras

Baseado nas conclusões apresentadas e no contexto global da presente pesquisa, apresenta-se as seguintes perspectivas futuras:

- ❖ Desenvolver um modelo de dano utilizando as mesmas leis constitutivas do presente modelo, porém para elementos de cascas com formulação *Layer-Wise*, que permitam determinar com maior precisão os níveis de tensão fora do plano e, principalmente, delaminações;
- ❖ Desenvolver um processo de otimização baseado em algoritmos genéticos em conjunto com o modelo de dano para determinação do laminado ótimo para diferentes tipos de carregamento mecânico;
- ❖ Desenvolver procedimento analítico-experimental para previsão da tensão residual de tubos e/ou vasos de pressão submetidos a condicionamento higrotérmico com e sem aplicação de *gel-coat*;
- ❖ Desenvolver procedimento experimental para determinação das propriedades de fluência de tubos.

8. Referências

- [1] Almeida Júnior JHS, Souza SDB, Botelho EC, Amico SC. Carbon fiber-reinforced epoxy filament-wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning. *Journal of Materials Science*. 51(9);4697-4708:2016.
- [2] Almeida Júnior JHS, Faria H, Marques AT, Amico SC. Load sharing ability of the liner in type III composite pressure vessels under internal pressure. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 33(24);2274-2286:2014.
- [3] Almeida Júnior JHS, Ribeiro ML, Tita V, Amico SC. Damage and failure in carbon/epoxy filament wound composite tubes under external pressure: Experimental and numerical approaches. *Materials and Design*. 96;431-438:2016.
- [4] Koussios S, Bergsma OK, Beukers A. Filament winding. Part 1: determination of the wound body related parameters. *Composites Part A*. 35(2);181-195:2004.
- [5] Edie DD. The effect of processing on the structure and properties of carbon fibers. *Carbon*. 36(4);345-362:1998.
- [6] Nunes JP, Bernardo CA, Pouzada AS, Edie DD. Formation and characterization of carbon/polycarbonate towpregs and composites. *Journal of Composite Materials*. 31(17):1758–1777:1997.
- [7] Peters ST, Humphrey WD, Foral RF. *Filament Winding Composite Structure Fabrication*. 2nd ed. Society for Advancement, 1998.
- [8] Sobrinho LL. *Desenvolvimento de tubos compósitos visando aplicação como risers*. Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Brasil, 2009.
- [9] Mistry J e Levy-Neto F. A procedure for analyzing the strength of composite domes by axisymmetric shell finite elements. *Composites Engineering*. 4(2);169-180:1994.
- [10] Abdalla FH, Mutasher SA, Khalid YA, Sapuan SM, Hamouda AMS, Sahari BB, Hamdan MM. Design and fabrication of low cost filament winding machine. *Materials and Design*. 28(1);234–239:2007.

-
- [11] Jones DT, Jones IA, Middleton V. Improving composite lay-up for non-spherical filament-wound pressure vessels. *Composites Part A*. 27(4);311-317:1996.
- [12] Koussios S. *Filament Winding: a unified approach*. PhD Thesis. DUP Science; The Netherlands:2004.
- [13] Peters ST, Humphrey WD, Foral RF. *Filament Winding Composite Structure Fabrication*. 1st ed. Society for Advancement, 1991.
- [14] Zu L, Koussios S, Beukers A. Design of filament-wound domes based on continuum theory and non-geodesic roving trajectories. *Composites Part A*. 41(9);1312-1320:2010.
- [15] Zu L, He Q, Shi J. Semi geodesic-based dome design for filament wound composite pressure vessels. *Applied Mechanics and Materials*. 275-277:1601-1604:2013.
- [16] Vasiliev VV e Morozov EV. *Mechanics and analysis of composite materials*. Elsevier Science, Oxford, UK, 2001.
- [17] Zu L, Koussios S, Beukers A. Design of filament-wound isotensoid pressure vessels with unequal polar openings. *Composite Structures*. 92(9);2307-2313:2010.
- [18] Koussios S e Bergsma K. Friction experiments for filament winding applications. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 19(1);5-34:2006.
- [19] Dalibor IH, Almeida Júnior JHS, Constamilan E, Shynkarenko O, Amico SC. Analytical modeling of the filament winding process: a composite nozzle case. *Em Anais do: 3rd Brazilian Conference on Composite Materials – BCCM3*, pp. 1-7: Gramado, RS, Brasil, 2016.
- [20] Zu L, Koussios S, Beukers A. Design of filament-wound circular toroidal hydrogen storage vessels based on non-geodesic fiber trajectories. *International Journal of Hydrogen Energy*. 35;660-670:2010.
- [21] Koussios S, Bergsma OK, Beukers A. Filament winding. Part 2: generic kinematic model and its solutions. *Composites Part A*. 35(2);197-212:2004.
- [22] Lossie M e Van Brussel H. Design principles in filament winding. *Composites Manufacturing*. 5(1);5-13:1994.

-
- [23] Carvalho J, Lossie M, Vandepitte D, Van Brussel H. Optimization of filament-wound composite parts based on non-geodesic winding. *Composites Manufacturing*. 6(2);79-84:1995.
- [24] Wang R, Jiao W, Liu W, Yang F, He X. Slippage coefficient measurement for non-geodesic filament-winding process. *Composites Part A*. 42(3);303-309:2011.
- [25] Youdong L, Zhenqiang Z, Guozhao W. An extension of Clairaut equation and its application. *Applied Mathematics-A Journal of Chinese Universities*. 12(B);1-14:1997.
- [26] Leh D, Saffré P, Francescato P, Arrieux R. Multi-sequence dome lay-up simulations for hydrogen hyper-bar composite pressure vessels. *Composites Part A*. 52;106-117:2013.
- [27] Vasiliev VV. *Composite pressure vessels: analysis, design and manufacturing*. Bull Ridge Publishing, Blackburnsg, Virginia, USA, 2009.
- [28] Gning PB, Tarfaoui M, Collombet F, Riou L, Davies P. Damage development in thick composite tubes under impact loading and influence on implosion pressure: experimental observations. *Composites Part B*. 36(4);306-318:2005.
- [29] Velosa JC, Nunes JP, Antunes PJ, Silva JF, Marques AT. Development of a new generation of filament wound composite pressure cylinders. *Composites Science and Technology*. 69(9);1348-1353:2009.
- [30] Xing J, Geng P, yang T. Stress and deformation of multiple winding angle hybrid filament-wound thick cylinder under axial loading and internal and external pressure. *Composite Structures*. 131;868-877:2015.
- [31] Francescato P, Gillet A, Leh D, Saffré P. Comparison of optimal design methods for type 3 high-pressure storage tanks. *Composite Structures*. 94;2087-2096:2012.
- [32] Leh D, Saffré P, Francescato P, Arrieux R, Villalonga S. A progressive failure analysis of a 700-bar type IV hydrogen composite pressure vessel. *International Journal of Hydrogen Energy*. 40(38);13206-13214:2015.
- [33] Morozov EV. The effect of filament-winding mosaic patterns on the strength of thin-walled composite shells. *Composite Structures*. 76(1-2);123-129:2006.

-
- [34] Uddin MDS, Morozov EV, Shankar K. The effect of filament winding mosaic pattern on the stress state of filament wound composite flywheel disk. *Composite Structures*. 107;260-275:2014.
- [35] Hernández-Moreno H, Douchin B, Collombet F, Choquese D, Davies P. Influence of winding pattern on the mechanical behavior of filament wound composite cylinders under external pressure. *Composites Science and Technology*. 68(3-4);1015-1024:2008.
- [36] Kyser AC. The uniform-stress spinning filamentary disk. *National Aeronautics and Space Administration (NASA)*; 1964.
- [37] Kaw AK. *Mechanics of composite materials*. 2nd Ed., Taylor & Francis, Boca Raton, EUA, 2006.
- [38] Hill R. *The mathematical theory of plasticity*. 1st Ed. London: Oxford University Press, 1998.
- [39] Vasiliev VV. *Mechanics of Composite Structures*. Washington etc., Taylor & Francis Ltd, 1993.
- [40] Krajcinovic D. *Damage mechanics. Mechanics of Materials*. 8(2-3);117-197:1989.
- [41] Levy-Neto F e Pardini LC. *Compósitos Estruturais - Ciência e Tecnologia*. 1^a Ed., Edgard Blucher, São Paulo, Brasil, 2006.
- [42] Kwon IW e Berner JM. Micromechanics model for damage and failure analyses of laminated fibrous composites. *Engineering Fracture Mechanics*. 52(2);231-242:1995.
- [43] Barbero EJ, Abdelal GF, Caceres A. A micromechanics approach for damage modeling of polymer matrix composites. *Composite Structures*. 67(4);427-436:2005.
- [44] Huang ZM. A unified micromechanical model for the mechanical properties of two constituent of composite materials. Part I: elastic behavior. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. 13(4);252-271:2000.
- [45] Melro AR, Camano PP, Pires FMA, Pinho ST. Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres: Part II – Micromechanical

analyses. *International Journal of Solids and Structures*. 50(11-12); 1906–1915:2013.

[46] Camanho PP e Lambert M. A design methodology for mechanically fastened joints in laminated composite materials. *Composites Science and Technology*. 66(15);3004–3020:2006.

[47] Tsai SW. *Strength theories of filamentary structures*. In: *Fundamental Aspects of Fiber reinforced Plastic Composites* (Schwartz RT e Schwartz HS, eds.), Wiley Inter-Science, New Yours, EUA, 1968.

[48] Tsai SW e Wu EM. A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*. 5(1);58-80:1971.

[49] Gol'denblat I e Kopnov VA. Strength of glass reinforced plastic in the complex stress state. *Polymer Mechanics*. 1; 54-60:1966.

[50] Jiang L, Zeng T, Yan S, Fang D. Theoretical prediction on the mechanical properties of 3D braided composites using a helix geometry model. *Composite Structures*. 100;511-516:2013.

[51] Leong M, Overgaard LCT, Daniel IM, Lund E, Thomsen OT. Interlaminar/interfiber failure of unidirectional glass fiber reinforced composites used for wind turbine blades. *Journal of Composite Materials*. 47(3);353-368;2013.

[52] Hashin Z e Rotem A. A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials. *Journal of Composite Materials*. 7(4);448–464:1973.

[53] Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics*. 47(2);329–334:1980.

[54] Puck A e Schürmann H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*. 58(7);1045–1067:1998.

[55] Puck A e Schürmann H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology*. 62(12-13);1633-1662:2002.

-
- [56] Barbero EJ e Cortes DH. A mechanistic model for transverse damage initiation, evolution, and stiffness reduction in laminated composites. *Composites Part B*. 41;124-132;2010.
- [57] Kam TY e Sher HF. Nonlinear and first-ply failure analyses of laminated composite cross-ply plates. *Journal of Composite Materials*. 29(4);463-482:1995.
- [58] Krasnikovs A e Varna J. Transverse cracks in cross-ply laminates. 1. Stress analysis. *Mechanics of Composite Materials*. 33(6);565-582:1997.
- [59] Varna J e Krasnikovs A. Transverse cracks in cross-ply laminates 2. Stiffness degradation. *Mechanics of Composite Materials*. 34(2);153–170:1998.
- [60] Liu PF e Zheng JY. Progressive failure analysis of carbon fiber/epoxy composite laminates using continuum damage mechanics. *Materials Science and Engineering A*. 485(1-2);711-717:2008.
- [61] Ribeiro ML. *Damage and progressive failure analysis for aeronautic composite structures with curvature*. Tese de doutorado, Tese de doutorado, Universidade de São Paulo (USP) - EESP, São Carlos, Brazil, 2013.
- [62] Donadon MV e de Almeida SFM. Damage modeling in composite structures. Capítulo de livro, em: *Comprehensive Materials Processing*, Volume 2, 2014.
- [63] Herakovich C. *Mechanics of fibrous composites*. 1st Ed., Wiley Publisher, New Youk, EUA, 1998.
- [64] Matzenmiller A, Lubliner J, Taylor RL. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mechanics of Materials*. 20(2);125–152:1995.
- [65] Ladevèze P. A damage computational method for composite structures. *Computers & Structures*. 44(1-2);79-87:1992.
- [66] Lemaitre J e Caboche J-L. *Mechanics of solids materials*. Cambridge University Press, Paris, França, 1990.
- [67] Ladevèze P e Le Dantec E. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*. 43(3);257-267:1992.
- [68] Ladevèze P, Allix O, Daudeville L. Mesomodelling of damage for laminate composites: application to delamination. In: *Anais do Inelastic deformation of composite materials (Dvorak DV, 1st Ed.)*, Springer, New Youk, EUA, 1990.

-
- [69] Allix O e Ladevèze P. Interlaminar interface modelling for the prediction of delaminations. *Composite Structures*. 22(4);235-242:1992.
- [70] Lemaitre J e Caboche J-L. A nonlinear model of creep-fatigue damage cumulation and interaction. *In: Anais do IUTAM Symposium on Mechanics of viscoelastic Media and Bodies*, Springer, Gothenburg, Suécia.
- [71] Ribeiro ML, Tita V, Vandepitte V. A new damage model for composite laminates. *Composite Structures*. 94(2);635–642:2012.
- [72] Tita V, Carvalho J, Vandepitte D. Failure analysis of low velocity impact on thin composite laminates: experimental and numerical approaches. *Composite Structures*. 83(4);413-428:2008.
- [73] Allix O, Ladevèze P, Vittecoq E. Modelling and identification of the mechanical behavior of composite laminates in compression. *Composites Science and Technology*. 51(1);35-42:1994.
- [74.] Kachanov LM. *Introduction to continuum damage mechanics*. Ed. 10, Springer, Brookline, EUA, 1986.
- [75] Ribeiro ML, Tita V, Vandepitte V. Damage model and progressive failure analyses for filament wound composite laminates. *Applied Composite Materials*. 20(5);975-992:2013.
- [76] Tita V. *Contribuição ao estudo de danos e falhas progressivas em estrutura de material compósito polimérico*. Tese de doutorado, Universidade de São Paulo (USP) - EESP, São Carlos, Brazil, 2003.
- [77] Chang FK e Chang KY. A progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*. 21(9);809-833:1987.
- [78] Martins LAL, Bastian FL, Netto TA. Structural and functional failure pressure of filament wound composite tubes. *Materials and Design*. 36;779-787:2012.
- [79] Linde P, Pleitner J, Boer H and Carmone C. Modelling and simulation of fibre metal laminates. *In: ABAQUS Users'Conference*, 2004.

-
- [80] Gupta AK, Patel BP, Nath Y. Continuum damage mechanics approach to composite laminated shallow cylindrical/conical panels under static loading. *Composite Structures*. 94(5);1703-1713:2012.
- [81] Ellul B e Camilleri D. The influence of manufacturing variances on the progressive failure of filament wound cylindrical pressure vessels. *Composite Structures*. 133;853-862:2015.
- [82] Martins LAL, Bastian FL, Netto TA. Reviewing some design issues for filament wound composite tubes. *Materials and Design*. 55;242-249:2014.
- [83] Riks E. An incremental approach to the solution of snapping and buckling problems. *International Journal of Solids and Structures*. 15(7);529-551:1979.
- [84] Wempner GA. Discrete approximation related to nonlinear theories of solids. *International Journal of Solids and Structures*. 7(11);1581-1599:1971
- [85] Crisfield MA. A fast incremental/iterative solution procedure that handles “snap-through”. *Computers & Structures*. 13(1-3);55-62:1980.