



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

FREDERICO EGGERS

**COMPORTAMENTO DE ANÉIS CARBONO/EPÓXI PRODUZIDOS POR
ENROLAMENTO FILAMENTAR SOB COMPRESSÃO E CONDICIONAMENTO
HIGROTÉRMICO**

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais

Porto Alegre

2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

FREDERICO EGGERS

Engenheiro Mecânico

**COMPORTAMENTO DE ANÉIS CARBONO/EPÓXI PRODUZIDOS POR
ENROLAMENTO FILAMENTAR SOB COMPRESSÃO E CONDICIONAMENTO
HIGROTÉRMICO**

Dissertação de mestrado realizada junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (PPGE3M/UFRGS)

Coorientador: Dr. José Humberto S. Almeida Jr. (Leibniz-Institut für Polymerforschung Dresden, Alemanha)

Porto Alegre

2019

FREDERICO EGGERS

Engenheiro Mecânico

**COMPORTAMENTO DE ANÉIS CARBONO/EPÓXI PRODUZIDOS POR
ENROLAMENTO FILAMENTAR SOB COMPRESSÃO E CONDICIONAMENTO
HIGROTÉRMICO**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Campos Amico (PPGE3M/UFRGS)

Coorientador: Dr. José Humberto S. Almeida Jr. (Leibniz-Institut für Polymerforschung Dresden, Alemanha)

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Gerson Marinucci – (IPEN/USP)

Prof. Dr. Felipe Tempel Stumpf – (DEMEC/UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Arthur Ferreira – (PPGE3M/UFRGS)

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação àqueles que são responsáveis pelo que sou hoje, pai Egon, mãe Melasia, irmão Ismael e namorada Kelli.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e aos professores do PPGE3M pelo ensino público e de qualidade.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos e à FAPERGS pelo suporte financeiro no projeto, que fizeram com que essa pesquisa se tornasse exequível.

À minha família, meu pai (Egon Eggers), minha mãe (Melasia M. W. Eggers), meu irmão (Ismael Eggers) e minha cunhada (Carina Esteves), pelos sacrifícios em prol de meu desenvolvimento e minha educação, pelas palavras de apoio, conforto e amor incondicional.

À minha namorada, Kelli D. Klein, por todos conselhos, incentivo, companheirismo, amor, dedicação, pelas palavras de conforto, e por compartilhar todos os momentos, sejam de batalhas ou sejam de vitórias. E ao nosso cachorro Luck, pela alegria e companhia.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sandro Amico, pela oportunidade de poder fazer parte do GCOMP, pelo incentivo, ajuda e paciência durante a orientação.

Ao meu coorientador, Dr. José Humberto Jr., pela amizade, parceria e esclarecimentos teóricos e técnicos primordiais para a realização do trabalho.

Aos colegas e ex-colegas de pós-graduação, Maikson Tonatto, Rafael Delucis, Matheus Cougo, Rafael Trindade, Luis Caldeira, Amanda Albertin, Stephanie Nunes, Eduardo Kerche, Vinicius Drago, Eduardo Fonseca, Vinícius Demétrio e outros que estiveram presentes, pelo compartilhamento de experiências e pela amizade.

Aos colegas do Lapol-CT, Cristiano Baierle, Ingo Dalibor, Otávio Almeida e Heitor Flores, por toda disposição e dedicação ao trabalho, pela amizade, parceria, e pela companhia nos momentos felizes e amparo nas horas difíceis.

Aos demais alunos de iniciação científica, Luis Reichwald, Jefferson Zeferino e Fábio Menezes, por toda disposição e dedicação quando solicitados.

Ao Mauro Ricardo e Martin Bischoff, por todos auxílios e esclarecimentos.

“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor, mas lutei para que o melhor fosse feito. Não sou o que deveria ser, mas Graças a Deus, não sou o que era antes”.

Marthin Luther King

PUBLICAÇÕES RELACIONADAS

Artigos completos publicados em periódicos

EGGERS, F.; ALMEIDA JR, J. H. S.; AZEVEDO, C. B.; AMICO, S. C. Mechanical response of filament wound composite rings under tension and compression. **POLYMER TESTING**, p. 105951, 2019.

Trabalhos completos publicados em anais de congressos

EGGERS, F.; ALMEIDA JR, J. H. S.; AMICO, S. C. Tensile and compressive behavior of carbon/epoxy filament wound composite rings. In: **Meeting on Aeronautical Composite Materials and Structures**, 2017, São Carlos (SP).

EGGERS, F.; ALMEIDA JR, J. H. S.; AZEVEDO, C. B.; AMICO, S. C. Creep of filament wound composite rings under radial compression. In: **7th International Symposium on Solid Mechanics**, 2019, São Carlos (SP).

RESUMO

Materiais compósitos possuem excelentes propriedades mecânicas específicas, entretanto, por em geral apresentarem alto grau de anisotropia e complexos modos de falha, o entendimento de sua vida em serviço ainda é um desafio. Esses materiais apresentam um comportamento dependente do tempo, principalmente quando estão submetidos a carregamentos transversais, com uma resposta viscoelástica dependente do tempo, da temperatura, do tipo de carregamento e da carga aplicada. Dentro deste contexto, esse trabalho visa avaliar à curto e longo-prazo o comportamento em compressão e condicionamento higrotérmico de anéis de carbono/epóxi fabricados por enrolamento filментар. Cilindros com diâmetros de 50,8 mm e 136 mm, ambos com ângulos de enrolamento $[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$, e empilhamentos $[\pm 60/\pm 90]$, $[\pm 75/\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$ foram fabricados e analisados. Para a realização dos ensaios de compressão sob condicionamento higrotérmico, foi projetado e construído um equipamento dedicado. Esses ensaios foram executados a partir do carregamento compressivo radial sob uma carga constante (25% da carga máxima para cada configuração de anéis) durante 240 h. Três cenários foram considerados: (i) carregamento mecânico; (ii) carregamento mecânico com amostras imersas em água à temperatura ambiente; e (iii) carregamento mecânico com amostras imersas em água a 40 °C. Ensaios quase estáticos de compressão radial, compressão axial e tração circunferencial foram executados antes e após o ensaio de compressão radial à longo-prazo para determinação das propriedades residuais. As propriedades mecânicas mostraram dependência da relação diâmetro/espessura (d/h) e do ângulo de enrolamento. Foi verificada uma absorção máxima de água à temperatura ambiente de 0,51% para as amostras $[\pm 60]$, e de 1,81% para os espécimes $[\pm 60/\pm 90]$ em água a 40 °C. A T_g do material foi entre 101 e 103 °C, que reduziu para 88 - 93 °C após o envelhecimento térmico. As propriedades residuais de resistência à compressão radial, compressão axial e tração circunferencial após os testes de compressão higrotérmicos à 40 °C reduziram para 85%, 90% e 88%, respectivamente. Os principais modos de falha observados foram delaminação e ruptura de fibras. Ademais, o equipamento proposto foi adequado para a análise do comportamento higro-termomecânico de tubos compósitos à longo-prazo.

Palavras-chave: fluência, enrolamento filментар, compressão radial, condicionamento higrotérmico, comportamento mecânico.

ABSTRACT

Composite materials have high specific mechanical properties, however, due to their high degree of anisotropy and complex failure modes, knowing their life service is still challenging. These materials exhibit a time-dependent behavior, especially when subjected to transverse loading, with a time-dependent viscoelastic response, temperature, type of loading and applied load. In this context, this work aims at evaluating the short and long-time mechanical behavior in compression and hygrothermal conditioning of carbon/epoxy rings produced by filament winding (FW). Cylinders with diameters of 50.8 mm and 136.0 mm, both wound at $[\pm 60]$, $[\pm 75]$ and $[\pm 90]$, and with stacking sequences of $[\pm 60/\pm 90]$, $[\pm 75/\pm 90]$ and $[\pm 90/\pm 90]$ were produced and analyzed. In order to perform compression tests under hygrothermal conditioning, a dedicated equipment was designed and fabricated. These tests were performed using a constant radial compressive load (25% of the maximum load for each ring configuration) for 240 h. Three scenarios were considered: (i) mechanical loading; (ii) mechanical loading combined with immersion in water at room temperature; and (iii) mechanical loading combined with immersion in water at 40 °C. Radial compression, axial compression and quasi-static circumferential tensile tests were performed before and after the long-term radial compression test to determine the residual properties. The mechanical properties showed dependence on the diameter/thickness ratio (d/h) and the winding angle. The water uptake at room temperature was 0.51% for the samples $[\pm 60]$, and of 1.81% for the specimens $[\pm 60/\pm 90]$ in water at 40 °C. The T_g of the material was found to be between 101 and 103 °C, which reduced to 88 - 93 °C after the thermal aging. The residual properties of radial compression, axial compression and circumferential tensile properties after the hygrothermal compression at 40 °C were reduced to 85%, 90% and 88%, respectively. The main failure modes were delamination and fiber rupture. Moreover, the proposed equipment was suitable for determining the long-term thermomechanical behavior of composite tubes under hygrothermal conditioning.

Keywords: creep, filament winding, radial compression, hygrothermal conditioning, mechanical behavior.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Comparação da rigidez específica de diferentes materiais.	1
Figura 3.1 – Materiais compósitos reforçados com fibras longas: (a) orientadas em uma única direção, (b) com orientação cruzada, e (c) orientadas aleatoriamente.....	6
Figura 3.2 – Esquema do processo de enrolamento filamentar molhado.....	7
Figura 3.3 – Representação esquemática de um equipamento EF com utilização de prepreg. ..	8
Figura 3.4 – Tipos de trajetórias de enrolamento.	9
Figura 3.5 – Carga constante imposta ao material e possíveis respostas de deformação.....	10
Figura 3.6 – Representação esquemática do arranjo experimental e do corpo de prova utilizado em um ensaio de fluência.	11
Figura 3.7 – Comportamento típico de fluência mostrando seus três estágios.....	12
Figura 3.8 – Teste de relaxação: (a) entrada de deformação constante ϵ_0 e (b) saída de tensão de relaxação qualitativa.	14
Figura 3.9 – Ensaio de fluência: (a) entrada de tensão constante σ_0 e (b) saída da deformação.	15
Figura 3.10 – Princípio de superposição de Boltzmann na deformação por fluência em experimentos de fluência com passos de tensão constante.....	15
Figura 3.11 – Equipamento de teste de fluência: (a) durante a calibração de carga e (b) teste de fluência em tanque com água.	18
Figura 3.12 – Dispositivo para ensaio de fluência sob compressão.	18
Figura 3.13 – (a) Esquema de apoios e indentador para flexão de três pontos e (b) teste de fluência isotérmico em câmara ambiental.	19
Figura 4.1 – Robô Kuka: (a) com dispositivos periféricos, (b) plataforma de suprimento dos feixes de fibra e (c) tensionadores.	21
Figura 4.2 – Projeto e programação do FW no <i>software</i> CADWind.	22
Figura 4.3 – Fabricação de laminado: (a) plano unidirecional, (b) envelopamento do laminado e (c) prensagem a quente.	23
Figura 4.4 – Fabricação de tubos compósitos: (a) diâmetros de 136 mm e (b) 50,8 mm.....	24
Figura 4.5 – Tubos de compósito: (a) corte dos tubos em serra de bancada e (b) corpos de prova em forma de anel.	25
Figura 4.6 – Ensaio mecânicos realizados: (a) tração longitudinal, (b) tração transversal, e (c) cisalhamento.	26
Figura 4.7 – Ensaio de absorção de água: (a) em estufa a 40 °C, (b) disposição dos anéis compósitos imersos em água destilada e (c) balança analítica.	28

Figura 4.8 – Ensaio de compressão radial de anéis carbono/epóxi: (a) com diâmetro de 50,8 mm, b) com diâmetro de 136 mm.	29
Figura 4.9 – Ensaio de compressão axial em anéis de: (a) 50,8 mm, (b) 136,0 mm.	30
Figura 4.10 – Ensaio de tração circunferencial (<i>split-disk</i>): (a) destacando a geometria dos entalhes, (b) teste em amostras de 136,0 mm de diâmetro.	31
Figura 4.11 – Ilustração do projeto construtivo para o equipamento de ensaios de compressão.	32
Figura 4.12 – Fluxograma da instrumentação do equipamento de ensaio de compressão.	33
Figura 4.13 – Visão geral do equipamento de compressão.	34
Figura 4.14 – Equipamentos de compressão auxiliares: (a) ensaios sem água, (b) com água a temperatura ambiente.	35
Figura 4.15 – Equipamento durante o ensaio: (a) visão frontal, (b) vista dos anéis no sentido do eixo longitudinal, (c) visão perpendicular ao eixo.	36
Figura 5.1 – Absorção de água à temperatura ambiente obtido experimentalmente e ajuste por modelo de Fick.	37
Figura 5.2 – Absorção de água à temperatura de 40 °C obtido experimentalmente e ajuste por modelo de Fick.	39
Figura 5.3 – Termograma DSC de carbono/epóxi <i>prepreg</i> e compósitos, condicionados e não condicionados.	40
Figura 5.4 – Termogramas (E' , E'' e $\tan \delta$) obtidos a partir da análise de DMA para as amostras $[\pm 75]_{FW}$ sujeitas a três condições: (a) não condicionada, (b) condicionada em água à temperatura ambiente e (c) em água a 40 °C.	42
Figura 5.5 – Tensão <i>versus</i> deformação em tração: (a) direção 0°, (b) direção 90°.	44
Figura 5.6 – Relação deformações longitudinal <i>versus</i> transversal para determinar o coeficiente de Poisson ν_{12}	44
Figura 5.7 – Ensaio de cisalhamento V-Notched: (a) força <i>versus</i> deslocamento, (b) tensão de cisalhamento <i>versus</i> deformação cisalhante.	45
Figura 5.8 – Curvas características de força <i>vs.</i> deflexão para anéis sob compressão radial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.	46
Figura 5.9 – Propriedades dos anéis compósitos sob compressão radial: (a) rigidez, (b) percentual de deflexão e (c) fator de rigidez.	48
Figura 5.10 – Falhas representativas após compressão radial dos anéis (diâmetro: 50,8 mm): (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$, (f) $[\pm 90/\pm 90]$	50

Figura 5.11 – Curvas características de força vs. deslocamento para os anéis do ensaio de compressão axial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.	51
Figura 5.12 – Resistência à compressão axial de anéis com diâmetros de 50,8 mm e 136 mm.	52
Figura 5.13 – Falhas típicas dos anéis após compressão axial (diâmetro: 50,8 mm): (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$, (f) $[\pm 90/\pm 90]$	53
Figura 5.14 – Curvas características de força vs. deslocamento para os anéis do ensaio de tração circunferencial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.	54
Figura 5.15 – Resultados médios de resistência à tração circunferencial.	55
Figura 5.16 – Falhas típicas após tração circunferencial dos anéis $[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$ de diâmetro de 50,8 mm (a-c, respectivamente) e de diâmetro 136 mm (d-f, respectivamente). .	55
Figura 5.17 – Compressão radial constante sob diferentes condicionamentos higrotérmicos para as configurações: (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$	58
Figura 5.18 – Variação da rigidez calculada pela razão entre o peso morto e a deflexão máxima nos ensaios de compressão radial.	59
Figura 5.19 – MEV dos compósitos submetidos a compressão radial com condicionamento hidro-termomecânico: (a) $[\pm 75]$, (b) $[\pm 60/\pm 90]$, (c) $[\pm 75/\pm 90]$	60
Figura 5.20 – Avaliação das propriedades mecânicas sob compressão radial dos anéis após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) rigidez, (c) PRD, (d) SF.	61
Figura 5.21 – Resultados dos ensaios de compressão axial após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) resistência à compressão axial.	62
Figura 5.22 – Resultados dos ensaios de tração circunferencial após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) resistência à tração circunferencial.	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas, físicas e químicas dos materiais.	20
Tabela 4.2 – Geometria dos corpos de prova planos.	24
Tabela 4.3 – Características geométricas dos anéis.	25
Tabela 4.4 – Nomenclatura adotada para as amostras.	36
Tabela 5.1 – Resultados obtidos a partir do DMA.	43
Tabela 5.2 – Propriedades de engenharia dos laminados planos.	45
Tabela 5.3 – Cálculo das forças e das massas utilizadas nos ensaios de compressão radial.	56
Tabela 5.4 – Compilação das propriedades mecânicas residuais obtidas após ensaios de compressão radial a longo-prazo em condições higrotérmicas.	64

LISTA DE ABREVIATURAS

- CNC – Controle Numérico Computadorizado
- DMA – *Dynamic Mechanical Analysis*
- DSC – *Differential Scanning Calorimetry*
- EF – Enrolamento filamentar
- FW – *Filament Winding*
- GFRP – *Glass Fiber Reinforced Plastic*
- LVDT – *Linear Variable Differential Transformer*
- MD – Microscopia digital
- MEV – Microscopia eletrônica de varredura
- MO – Microscopia ótica
- Prepregs – Material Pré-impregnados
- PRFs – Polímeros reforçados por fibras
- PSTTT – Princípio de superposição tempo-temperatura-tensão
- SSM – *Stepped isostress method*

LISTA DE SÍMBOLOS

- A – Área da seção transversal
- d – Diâmetro interno
- d_e – Diâmetro externo do compósito
- D – Difusividade aparente
- $E_{1,t}$ – Módulo de elasticidade longitudinal em tração
- $E_{2,t}$ – Módulo de elasticidade transversal em tração
- E_f – Módulo de elasticidade da fibra
- E_{fl} – Módulo de flexão
- E_i – Módulo da interface fibra-matriz
- E_m – Módulo de elasticidade da matriz
- E' – Módulo de armazenamento
- E'' – Módulo de perda
- F – Força
- G_{12} – Módulo de cisalhamento, em seu sistema local 1-2 de coordenadas
- h – Espessura
- h_i – Espessura da interface
- I – Momento de inércia
- J_0 – Conformidade à fluência no tempo zero
- M – Concentração mássica de umidade
- M_∞ – Concentração da umidade saturada
- PRD – Deflexão percentual do anel
- r – Raio médio
- r_n – Raio normal do entalhe de espécimes de ensaio *split disk*
- S – Rigidez do anel
- SF – Fator de rigidez
- t – Tempo
- T – Temperatura de teste
- T_g – Temperatura de transição vítrea
- $T_{g,E'}$ – Temperatura de transição vítrea (determinado a partir da interseção entre a extrapolação do platô e a região vítrea do módulo de armazenamento)
- $T_{g,E''}$ – Temperatura de transição vítrea (determinada no pico do módulo de armazenamento)

$T_{g, \tan \delta}$ – Temperatura de transição vítrea (determinada no pico da tan delta)

V_f – Fração volumétrica de fibras

w – Largura do entalhe

Letras gregas

γ – Deformação cisalhante

$\Delta J(t)$ – Conformidade transiente

Δy – Alteração no diâmetro externo da amostra na direção da carga

ε – Deformações extensionais

ε_0 – Deformação inicial

$\dot{\varepsilon}$ – Taxa de deformação de fluência

$\dot{\varepsilon}_m$ – Velocidade de deformação da matriz

λ_f – Parâmetro geométrico das fibras

ν_{12} – Coeficiente de Poisson principal

σ – Tensão

σ_0 – Tensão inicial

$\sigma_{1,t}$ – Resistência a tração longitudinal

$\sigma_{2,t}$ – Resistência a tração transversal

σ_a – Tensão circunferencial aparente

σ_{uf} – Resistência à ruptura da fibra

τ_{12} – Resistência ao cisalhamento no-plano

φ – Ângulo de enrolamento filamentar em relação ao eixo longitudinal

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	4
2.1. Objetivo geral	4
2.2. Objetivos específicos	4
3. REVISÃO DA LITERATURA	5
3.1. Materiais compósitos	5
3.2. Fabricação de compósitos por enrolamento filamentar	6
3.3. Comportamento viscoelástico de materiais compósitos	9
3.3.1. Fenômeno de fluência	11
3.3.2. Relações constitutivas e modelos viscoelásticos.....	13
3.4. Fluência em materiais compósitos.....	16
4. METODOLOGIA	20
4.1. Materiais	20
4.2. Fabricação.....	20
4.2.1. Laminado plano unidirecional.....	22
4.2.2. Fabricação dos cilindros.....	24
4.3. Caracterização do material.....	26
4.4. Ensaio físicos e mecânicos dos anéis	27
4.4.1. Análise térmica.....	27
4.4.2. Absorção de água	27
4.4.3. Ensaio de compressão radial e axial	29
4.4.4. Tração circunferencial	31
4.5. Equipamento de compressão	32
4.6. Ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas	35
4.7. Análise de falhas.....	36
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	37

5.1. Absorção de água.....	37
5.2. Análise térmica	40
5.3. Propriedades do material de referência.....	43
5.4. Relação diâmetro/espessura (d/h) nas propriedades mecânicas de anéis compósitos ..	46
5.4.1. Compressão radial	46
5.4.2. Compressão axial	50
5.4.3. Tração circunferencial.....	53
5.5. Compressão radial com condicionamento higrotérmico	56
5.6. Propriedades mecânicas residuais após ensaio de compressão radial sob condicionamento higrotérmico	60
6. CONCLUSÕES	65
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	66
8. REFERÊNCIAS.....	67

1. INTRODUÇÃO

Com o desenvolvimento de novos processos de fabricação e a sofisticação em métodos computacionais, houve um rápido crescimento na aplicação de materiais compósitos poliméricos em diversos ramos da engenharia, com destaque para os segmentos aeroespacial, aeronáutico, naval, energia eólica e petróleo & gás. A elevada resistência a ambientes corrosivos, altas rigidez e resistência mecânica, e baixa massa específica impulsionaram a aplicação de polímeros reforçados por fibra (PRF) em aplicações estruturais. Como mostra a Figura 1.1, PRFs com fibras contínuas de carbono possuem maior razão módulo de elasticidade/densidade dentre diversos materiais, tais como plásticos convencionais (polipropileno), ligas metálicas e compósitos com arranjo quase-isotrópico (SPICKENHEUER, 2014).

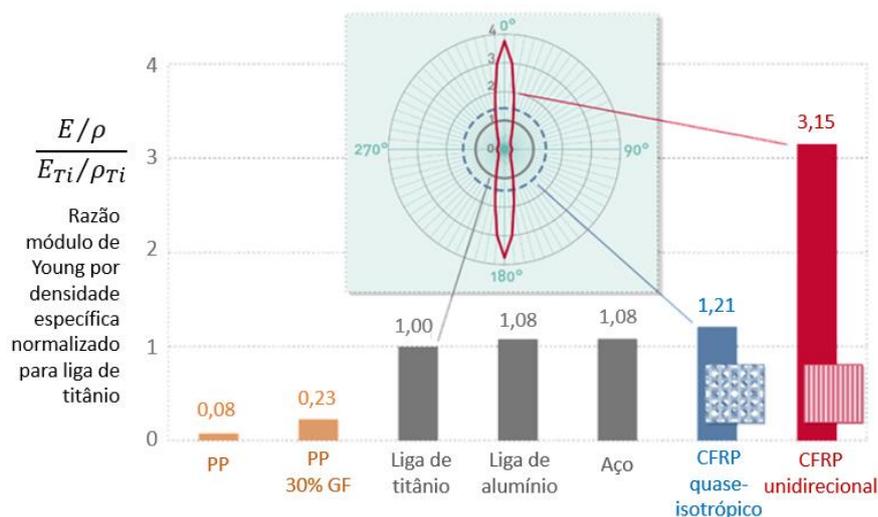


Figura 1.1 – Comparação da rigidez específica de diferentes materiais.

Fonte: adaptado de (SPICKENHEUER, 2014)

Devido ao alto grau de liberdade durante as fases de projeto de uma estrutura utilizando PRFs, a orientação do reforço é um parâmetro essencial para atender a responsabilidade estrutural da estrutura visando maximizar seu desempenho. A dependência da orientação do reforço é ainda mais acentuada para fibras contínuas unidirecionais, configuração que propicia maximização de rigidez e resistência em uma direção, em relação a polímeros reforçados por fibras curtas, fibras em forma de tecidos, entre outras variações de arranjos de fibras.

Existem diversos processos de fabricação de materiais compósitos, e alguns deles propiciam processamento utilizando reforço contínuo, como pultrusão, *automated fiber placement*, *tailored fiber placement*, *continuous tow shearing*, impressão 3D (LOZANO et al., 2016) e enrolamento filamentar (FLEISCHER et al., 2018). A técnica de fabricação por enrolamento filamentar (EF), ou *filament winding*, é largamente utilizada para produção de sólidos de revolução nos quais filamentos contínuos são enrolados em um molde ou mandril (GONZALEZ HENRIQUEZ; MERTINY, 2018). O EF destaca-se pela alta precisão no posicionamento das fibras, elevada fração volumétrica de fibras, baixo teor de vazios e reprodutibilidade, consequências de um processo automatizado.

Uma ampla variedade de peças estruturais de alto desempenho pode ser fabricada, como por exemplo, estruturas planas, cilindros, vasos de pressão, gabinete para motor de foguete, eixos de transmissão, *risers* de perfuração, entre outras. A resposta mecânica dessas estruturas pode variar com o tempo de serviço, especialmente quando atuam em ambientes agressivos. Por exemplo, estruturas marítimas submersas contínua ou intermitente podem apresentar danos intralaminares e/ou interlaminares (ALMEIDA JR., 2016). Outro exemplo de aplicação são tubulações enterradas, nos quais grandes colunas de terra podem atuar sobre a estrutura promovendo esforços contínuos.

Além disso, os PRFs possuem um comportamento viscoelástico em ambientes úmidos e/ou com temperaturas elevadas, onde pode ocorrer, por exemplo, uma degradação na matriz polimérica dependente do tempo (e.g. fluência ou relaxação de tensão). A magnitude desses efeitos nos componentes de tensão é função da taxa de deformação, da temperatura e do tempo.

A previsão da estabilidade dimensional e durabilidade a longo prazo de PRFs é determinada por meio de testes experimentais de fluência (GUEDES et al., 2007; LI et al., 2018). Do ponto de vista de projeto de engenharia, a determinação das propriedades mecânicas considerando os fatores ambientais torna-se fundamental, embora continue sendo uma tarefa difícil de ser executada devido ao elevado tempo de monitoramento e aos testes envolvidos. Considerando a grande variedade de fatores que influenciam as propriedades mecânicas de estruturas em compósito, nota-se que ainda existem poucos estudos na literatura a respeito do comportamento dessas estruturas sob carregamento mecânico e higrotérmico contínuos, especialmente para peças produzidas por EF em diferentes configurações de fibras.

Neste caso, tendo em vista a aplicação de tubulações enterradas, a motivação do trabalho é a determinação da resposta mecânica e da vida em serviço de anéis compósitos carbono/epóxi com diferentes configurações de empilhamento fabricados por enrolamento filamental submetidos a ensaios de compressão radial e condicionamento higrotérmico.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo geral

O principal objetivo desta dissertação é avaliar o comportamento mecânico e a resistência mecânica residual de anéis compósitos de fibra de carbono e resina epóxi por meio de ensaios experimentais compressivos radiais ao longo do tempo e em diferentes condições higrotérmicas.

2.2. Objetivos específicos

- Investigar a influência da relação diâmetro/espessura nas propriedades mecânicas;
- Determinar a influência do ângulo de enrolamento e do empilhamento nas propriedades mecânicas e viscoelásticas;
- Determinar a absorção de água, à temperatura ambiente (23 °C) e a 40 °C, dos compósitos de forma experimental e por modelo analítico de Fick;
- Avaliar por meio de análise de calorimetria exploratória diferencial (DSC) e análise dinâmico-mecânica (DMA) a influência do ambiente (temperatura e umidade) na temperatura de transição vítrea (T_g) da resina epóxi;
- Desenvolver equipamento para ensaios de compressão em condições higrotérmicas
- Determinar os modos de falha associados aos carregamentos mecânicos; e
- Investigar danos provocados pelos ensaios de compressão e envelhecimento acelerado.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. Materiais compósitos

A elevada resistência a ambientes corrosivos, altas rigidez e resistência mecânica e baixa massa específica impulsionaram aplicação de compósitos poliméricos em aplicações estruturais. As propriedades mecânicas desses compósitos dependem do tipo de reforço, da interação fibra-matriz na interface, da orientação e da fração volumétrica das fibras.

Os reforços fibrosos conferem alta resistência e rigidez ao material e, para fibras contínuas, a razão de aspecto (relação comprimento/diâmetro) é alta (BARBERO, 2017; CAMPBELL, 2010). A depender do arranjo das fibras na matriz polimérica (Figura 3.1), os materiais compósitos podem apresentar alto grau de anisotropia ou ortotropia, isto é, as propriedades do material variam de acordo com a direção do carregamento. Isso geralmente ocorre porque o constituinte mais rígido e resistente está na forma fibrosa, onde os eixos da fibra estão alinhados em direções preferenciais (HULL; CLYNE, 1996; PETERS, 1998).

Para aplicações de engenharia, a maioria dos compósitos é composta por fibras de vidro ou carbono. Fibras de carbono de alta resistência e/ou de alto módulo têm sido largamente utilizadas em compósitos aeronáuticos e aeroespaciais, enquanto as fibras de vidro são frequentemente encontradas em aplicações menos demandantes de solicitações mecânicas.

A grande maioria destes compósitos são laminados utilizando matrizes poliméricas termorrígidas. Essas matrizes, também conhecidas como resinas, são essenciais para preservar a orientação do reforço e transferir às fibras a tensão aplicada ao material. Por este motivo, a adesão entre as fibras e a matriz é primordial. As resinas epóxis oferecem alta resistência mecânica, baixo encolhimento, excelente aderência a vários substratos, isolamento elétrico eficaz, resistência química e baixa toxicidade. Elas também podem ser curadas sem evolução de voláteis ou subprodutos, são quimicamente compatíveis com a maioria dos substratos e aderem a superfícies molhadas facilmente, tornando-as especialmente adequadas para aplicações de compósitos (NETO; PARDINI, 2016).

Especialmente em aplicações aeronáuticas e aeroespaciais, materiais pré-impregnados são largamente utilizados. Estes são usualmente conhecidos como prepregs. Este material é composto por fibras unidirecionais ou tecidos já impregnados com resina. A resina, que

usualmente é epoxídica, é pré-curada (fase β), e a cura completa é obtida através da submissão à temperatura (CAMPBELL, 2010).

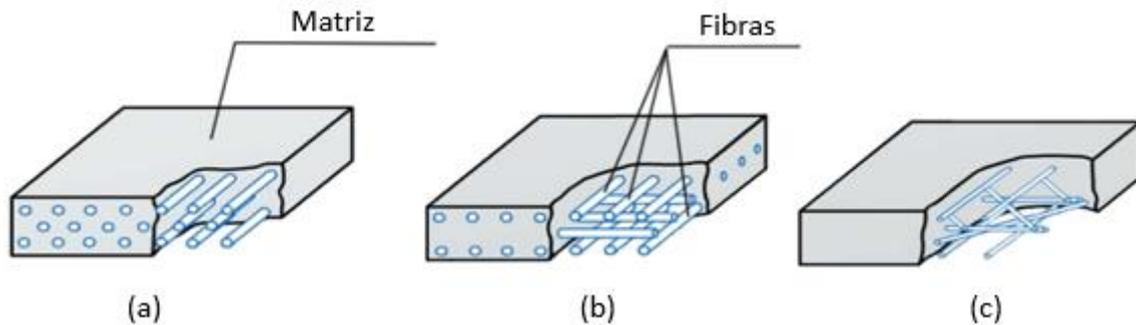


Figura 3.1 – Materiais compósitos reforçados com fibras longas: (a) orientadas em uma única direção, (b) com orientação cruzada, e (c) orientadas aleatoriamente.

Fonte: adaptado de (PETERS, 1998)

3.2. Fabricação de compósitos por enrolamento filamentar

Existe uma grande variedade de métodos de processamento disponíveis para produzir materiais compósitos. A escolha do melhor processo depende principalmente de fatores como qualidade, propriedade, quantidade e custo (BALASUBRAMANIAN, 2017). Esses fatores também são correlacionados ao tipo de reforço e matriz utilizados, da geometria do componente, da temperatura de cura, da fabricação (manual ou automatizada) entre outros. Cada técnica oferece características particulares ao compósito, devendo-se considerar as vantagens do processo e suas limitações.

Dentre os métodos de fabricação de compósitos, o processo que se destaca na fabricação de estruturas axissimétricas de revolução é o enrolamento filamentar (EF), ou *filament winding*. Esta técnica consiste em um processo de fabricação de compósitos em que as fibras impregnadas de resina são enroladas (ou bobinadas) em torno de um mandril rotativo. O ângulo de enrolamento corresponde ao ângulo entre a direção da fibra na superfície do mandril e o eixo longitudinal de rotação do mandril. Por exemplo, ângulos de enrolamento de 0° e 90° representam as direções axial e circunferencial, respectivamente. Este método direciona o posicionamento de filamentos contínuos com elevada precisão, velocidade e repetitividade segundo um padrão pré-determinado sobre um mandril, que pode ser permanente ou não. A partir do processo EF, pode-se fabricar peças cilíndricas, cônicas e esféricas, por exemplo. As aplicações típicas para essas estruturas são tubulações, cilindros e vasos de pressão (CAMPBELL, 2010).

Existem duas variantes de EF: o primeiro deles e o mais comum/barato é o enrolamento molhado (*wet winding*), o segundo é o enrolamento seco (*dry winding*). No enrolamento molhado, as fibras atravessam um banho de resina anteriormente ao enrolamento e passam por um dispositivo que retira o excesso de resina. A Figura 3.2 mostra um esquema do processo, desde o local de disposição dos *rovings* (bobinas) até a deposição das fibras no mandril rotativo.

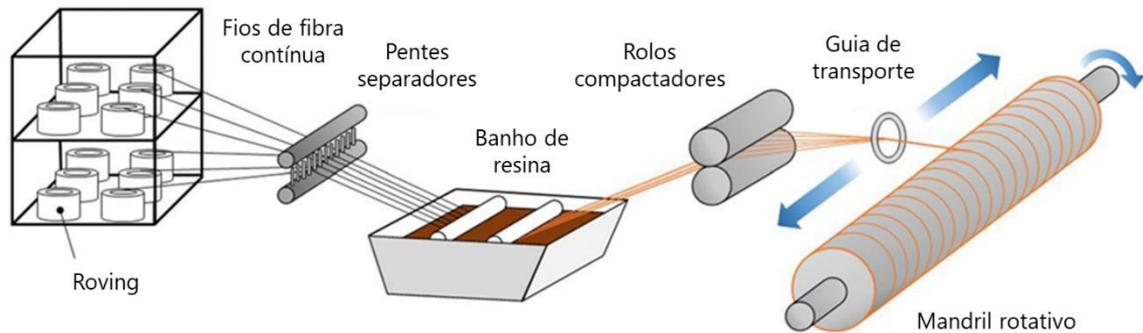


Figura 3.2 – Esquema do processo de enrolamento filamantar molhado.

Fonte: adaptado de (GONZALEZ HENRIQUEZ; MERTINY, 2018)

Já no enrolamento seco, os feixes de fibras já pré-impregnados com resina parcialmente curada, chamados de *towpregs*, são depositados diretamente no mandril após passarem pelos tensionadores. O enrolamento seco possui algumas vantagens frente ao enrolamento molhado como: mantém o local de trabalho mais limpo, melhor controle do teor de resina, maior qualidade e redução do tempo de processo (CHAWLA, 2012; YI; DU; ZHANG, 2018).

A Figura 3.3 mostra uma representação de um enrolamento seco em que os filamentos são puxados e guiados por roldanas até passarem por tensionadores que controlam a tensão nas fibras, e posteriormente, atravessam um cabeçote que entrega os filamentos sobre o mandril (ALMEIDA JR., 2016). A deposição é definida por máquinas controladas numericamente por computador (CNC) ou controladas mecanicamente. Estas últimas são menos convenientes, mas requerem um menor investimento de capital. Normalmente, as máquinas mecânicas são limitadas a três eixos ou menos, enquanto as CNC podem acomodar até sete eixos (NETO; PARDINI, 2016).

No processo de fabricação de compósitos por EF, a trajetória que o *roving* realiza sobre o mandril e a forma como se realiza o entrelaçamento dos feixes é caracterizado pela cinemática do processo. A trajetória das fibras entre dois pontos sobre o mandril pode ser determinada por uma curva geodésica ou uma trajetória não-geodésica (ZU; KOUSSIOS; BEUKERS, 2010). A trajetória geodésica entre dois pontos sobre uma superfície é definida como a curva sobre uma superfície de revolução que conecta dois pontos através da menor distância (ZU; HE; SHI, 2013). Já na trajetória não-geodésica, a distância entre dois pontos é maior devido à utilização do atrito entre a superfície do mandril e as fibras para permitir mudanças de direção, fazendo com que o feixe de fibras se desvie da trajetória geodésica. O caminho não-geodésico pode ser definido de modo a coincidir com a direção da tensão principal da peça a ser produzida já que a direção das fibras pode ser alterada.

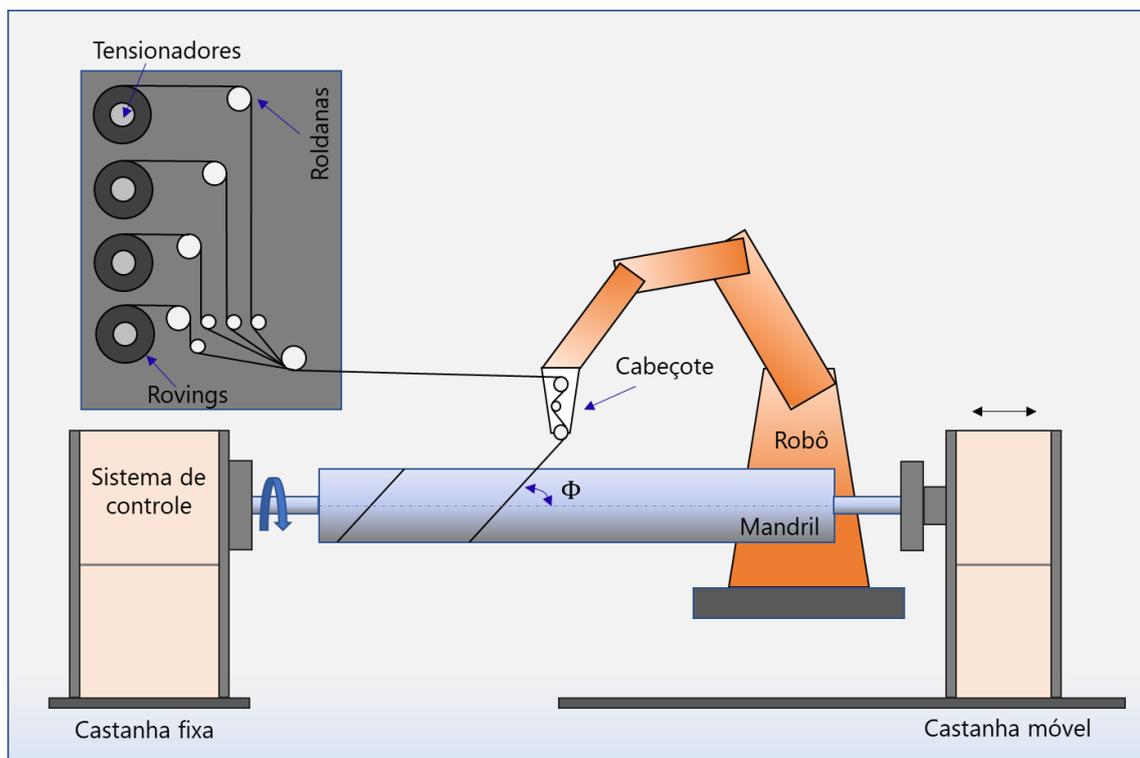


Figura 3.3 – Representação esquemática de um equipamento EF com utilização de prepreg.

Em geral, três tipos de enrolamento são utilizados: helicoidal, polar e circunferencial (*hoop*), conforme apresentado na Figura 3.4 (ABDALLA et al., 2007; GONZALEZ HENRIQUEZ; MERTINY, 2018; PETERS, 1998; SHEN, 1995). No enrolamento helicoidal, o mandril gira a uma velocidade constante enquanto o suporte de alimentação de fibras se desloca para a frente e para trás a uma velocidade regulada para gerar os ângulos helicoidais

desejados. No enrolamento polar, a fibra passa tangencialmente à abertura polar em uma extremidade do mandril rotativo, inverte o sentido e passa tangencialmente para o lado oposto da abertura polar na outra extremidade. Em outras palavras, as fibras são enroladas de polo a polo, estabelecendo as fibras perto de 0° em relação ao eixo horizontal; o enrolamento circunferencial é um caso particular de enrolamento helicoidal, onde as fibras são depositadas lado a lado com um ângulo de enrolamento próximo a 90° do eixo longitudinal; os enrolamentos circunferenciais são geralmente aplicados apenas à porção cilíndrica ou reta de um mandril e resultam numa única camada de material de reforço (ABDALLA et al., 2007; GONZALEZ HENRIQUEZ; MERTINY, 2018; PETERS, 1998; SHEN, 1995)

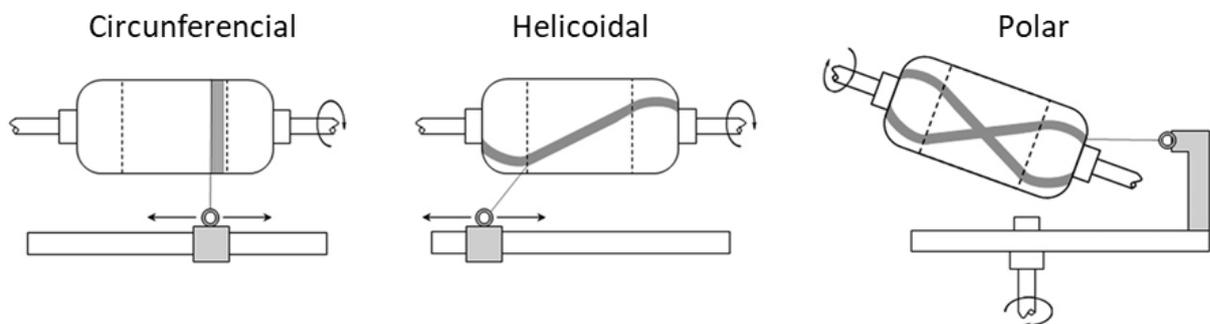


Figura 3.4 – Tipos de trajetórias de enrolamento.

Fonte: adaptado de (GONZALEZ HENRIQUEZ; MERTINY, 2018)

3.3. Comportamento viscoelástico de materiais compósitos

Os materiais poliméricos e, por consequência, os compósitos que utilizam estas resinas, podem apresentar comportamento viscoelástico acentuado, com propriedades mecânicas dependentes do tempo. Por exemplo, quanto maior o tempo sob uma determinada tensão constante, maior é a deformação correspondente. Como o tempo é um fator essencial nesse comportamento, eles também são chamados de materiais dependentes do tempo. Outro fator importante na viscoelasticidade é a temperatura, pois esta influencia a rigidez do material (FINDLEY; LAI; ONARAN, 1976; GOULD et al., 2007).

A Figura 3.5 apresenta uma compilação das respostas de deformação elástica, plástica e viscoelástica para um carregamento constante no tempo. No caso dos materiais que apresentam resposta viscoelástica, seu comportamento é descrito com uma ação elástica em função do carregamento, seguido por um aumento lento e contínuo de deformação a uma taxa de variação da deformação decrescente com o tempo. Quando o estado de tensão é removido,

ocorre uma recuperação elástica instantânea seguida por uma recuperação viscoelástica da deformação, a qual é dependente do tempo a uma taxa de variação continuamente decrescente (FARINA, 2009; FINDLEY; LAI; ONARAN, 1976).

O comportamento viscoelástico dos materiais pode ser avaliado de diversas formas, como em ensaios de fluência sob carregamento constante, de relaxação de tensão sob deformação constante, recuperação da deformação dependente do tempo após a completa remoção da carga, ruptura por fluência dependente do tempo e pela análise da dependência da frequência na resistência à fadiga (FARINA, 2009; GIBSON, 2016).

PRFs, sendo materiais viscoelásticos, têm propriedades altamente dependentes das características da matriz polimérica, do tipo de reforço e das condições ambientais (BARBERO, 2017). Eles exibem uma degradação dependente do tempo em módulo (relaxação), flexibilidade (fluência) e resistência (ruptura por fluência). Em aplicações estruturais de alto desempenho, este comportamento gera preocupação em relação à estabilidade dimensional e resistência mecânica a longo prazo. As informações sobre deformação e resistência de longo prazo são normalmente obtidas por extrapolação de dados de teste de curto prazo, obtidos sob condições de teste aceleradas, como temperatura, tensão e umidade mais altas, para condições de serviço usando um modelo de previsão (RAGHAVAN; MESHII, 1998).

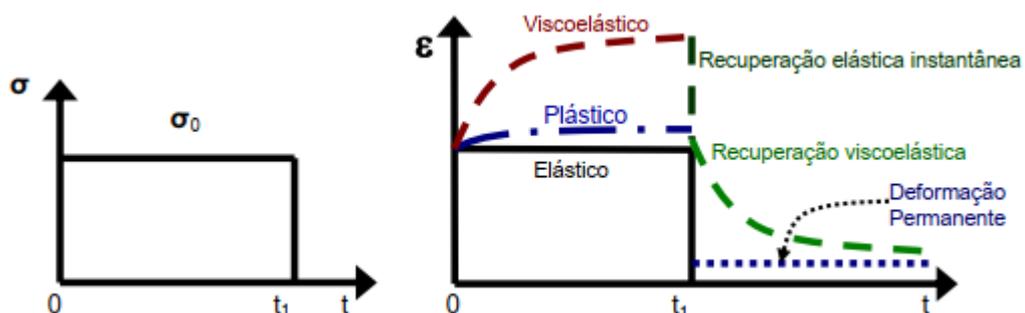


Figura 3.5 – Carga constante imposta ao material e possíveis respostas de deformação.
Fonte: (FARINA, 2009)

Como mencionado, as propriedades viscoelásticas de um compósito são fortemente influenciadas pelo polímero, sua fase contínua. Os polímeros termorrígidos têm uma estrutura amorfa e apresentam uma temperatura de transição vítrea (T_g), na qual o material passa de um comportamento vítreo (rígido) para um comportamento borrachoso. Os compósitos com

matriz polimérica estrutural operam sempre a temperaturas abaixo de T_g . Além disso, polímeros mostram uma redução acentuada do módulo com o aumento da temperatura, tanto acima como abaixo da T_g (BARBERO, 2017; KAR, 2016; SCHAPERLY, 2000).

3.3.1. Fenômeno de fluência

Fluência é uma deformação lenta e contínua de um material ao longo do tempo sob ação de carregamento ou tensão constante. Um método prático para determinação do comportamento viscoelástico é através da fluência, onde um “peso morto” fornece uma tensão constante no material, desde que a deformação seja suficientemente pequena para que a seção transversal da amostra não mude significativamente (LAKES, 2004). A Figura 3.6 representa uma possível metodologia para execução de um ensaio de fluência, que neste caso compreende a aplicação de uma carga uniaxial constante a um corpo de prova, a uma temperatura elevada e constante (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000).

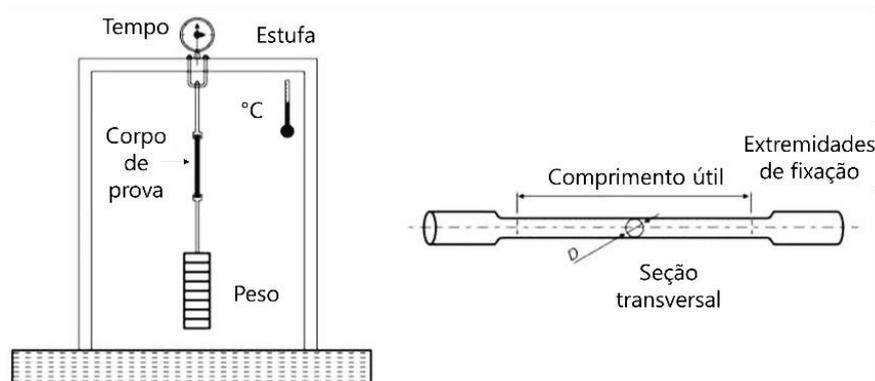


Figura 3.6 – Representação esquemática do arranjo experimental e do corpo de prova utilizado em um ensaio de fluência.

Fonte: adaptado de (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000)

As deformações ocorridas no corpo de prova são medidas em função do tempo (Figura 3.7). Neste gráfico, a curva de fluência obtida pode ser classificada em três estágios: (i) fluência primária ou transiente, (ii) fluência secundária, estacionária ou permanente, e (iii) fluência terciária ou acelerativa (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000). A fluência primária ocorre a uma taxa de variação da deformação decrescente, correspondendo a um escoamento reversível para o qual a deformação elástica é instantaneamente removida após o descarregamento da amostra (no tempo t_1), enquanto o componente da deformação

viscoelástica também é recuperado, mas ao longo de uma janela de tempo t_1-t_2 . A fluência secundária é caracterizada por uma relação linear entre a deformação e o tempo, i.e. o material deforma-se a uma taxa constante. Após a descarga, a deformação elástica é instantaneamente recuperada, enquanto a deformação viscoelástica é recuperada ao longo de um período de tempo $(t'_1-t'_2)$. A amostra, no entanto, registra uma deformação plástica permanente. Já a fluência terciária corresponde ao desenvolvimento de uma instabilidade mecânica na qual um aumento na taxa de deformação leva à falha mecânica da amostra sob tensão.

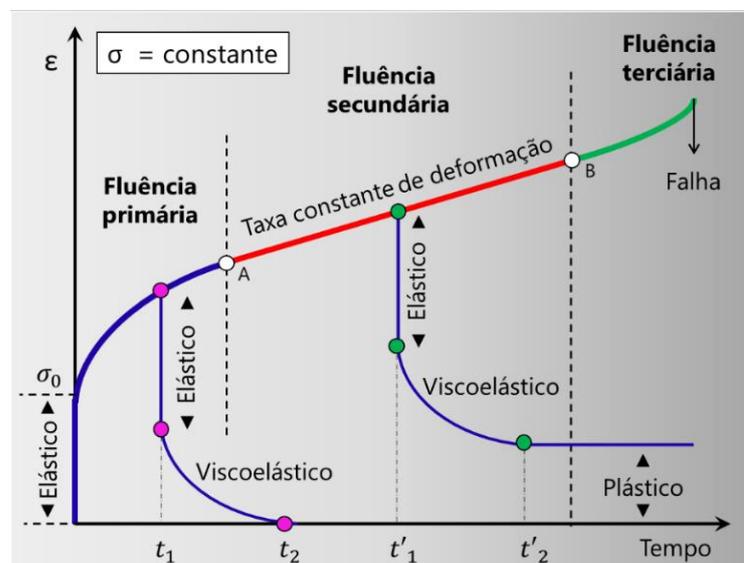


Figura 3.7 – Comportamento típico de fluência mostrando seus três estágios.

Fonte: adaptado de (GUEDES, 2011)

A fluência terciária é uma manifestação de viscoelasticidade não-linear, e a fluência secundária na maioria dos casos também é não-linear. Embora a fluência secundária seja representada por uma linha reta em um gráfico de deformação *versus* tempo (taxa de deformação constante), essa linha reta não representa uma viscoelasticidade linear. A resposta linear envolve uma relação linear entre causa e efeito: tensão e deformação em um dado momento no caso de fluência (LAKES, 2009). É dentro do regime de fluência secundária que normalmente os parâmetros reológicos que governam a relação de tensão e taxa de deformação de um dado material são determinados, pois é esta região que abrange o intervalo de tempo para o qual a estrutura estará em operação (BARBERO, 2017).

Ao contrário dos metais, os polímeros sofrem fluência mesmo à temperatura ambiente, assim, mesmo bem abaixo da T_g , um aumento na temperatura acelera o processo de fluência. A temperatura tem sido usada como um fator de aceleração para prever a fluência em tempos mais longos do que o período de tempo de experimentos tradicionais (BARBERO, 2017).

3.3.2. Relações constitutivas e modelos viscoelásticos

Um modelo simples de viscoelasticidade pode ser desenvolvido usando a definição de elasticidade. A elasticidade linear é expressa pela Lei de Hooke, a qual geralmente é descrita para materiais sólidos considerando pequenas deformações. A Lei de Hooke, apresentada pela Equação (3.1), relaciona a tensão (σ) com a deformação (ε) através de uma constante de proporcionalidade, ou seja, o módulo de elasticidade (E) do material (GROOVER, 2011).

$$\sigma = E\varepsilon \quad (3.1)$$

No entanto, para um material viscoelástico, a relação entre tensão e deformação tornam-se dependentes do tempo, como é mostrado na Equação (3.2):

$$\sigma(t) = E(t)\varepsilon_0 \quad (3.2)$$

sendo $\sigma(t)$ a tensão em função do tempo e a deformação ε_0 uma constante. Assim, o módulo $E(t)$ também variará com o tempo, sendo definido como um módulo viscoelástico. Esse módulo é uma propriedade do material, que também é identificado como módulo de relaxamento.

Um dos métodos fundamentais para caracterizar o comportamento dependente de tempo é o teste de relaxação (Figura 3.8), o qual é realizado aplicando uma deformação constante ε_0 . Se um polímero for carregado da maneira descrita, a tensão necessária para manter a deformação constante diminuirá com o tempo. Eventualmente, a tensão tende a zero para um polímero termoplástico ideal, mas diminuirá para um valor constante para um termorrígido (BRINSON; BRINSON, 2010).

Os módulos limitantes em $t = 0$ e em $t = \infty$ para um material reticulado são definidos pelas Equações (3.3) e (3.4):

$$E_{(t=0)} \frac{\sigma_{(t=0)}}{\varepsilon_0} = E_0 = \text{Módulo inicial} \quad (3.3)$$

$$E_{(t=\infty)} \frac{\sigma_{(t=\infty)}}{\varepsilon_0} = E_\infty = \text{Módulo de equilíbrio} \quad (3.4)$$

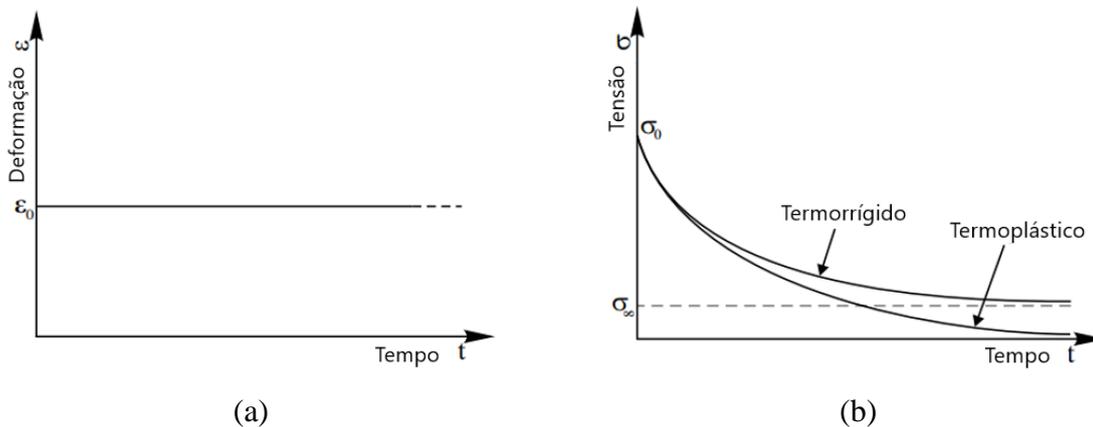


Figura 3.8 – Teste de relaxação: (a) entrada de deformação constante ε_0 e (b) saída de tensão de relaxação qualitativa.

Fonte: adaptado de (BRINSON; BRINSON, 2010)

Outro teste de caracterização fundamental para materiais viscoelásticos é o teste de fluência no qual uma tensão constante no tempo zero é aplicada ao sistema (Figura 3.9). A carga é aplicada estaticamente de maneira a evitar efeitos de inércia e presume-se que o material não tenha histórico anterior. Nesse caso, a deformação sob carga ou tensão constante σ_0 aumenta com o tempo, e o teste define uma nova propriedade do material chamada de conformidade à fluência $J(t)$ (do inglês, *creep compliance*), como ilustrado pela Equação (3.5). Para um termorrígido, a deformação tenderá a um valor constante após um longo período de tempo enquanto a deformação aumentará sem limite para um termoplástico. Conformidades iniciais e de equilíbrio semelhantes aos módulos inicial e de equilíbrio também podem ser definidas para materiais termorrígidos (BRINSON; BRINSON, 2010).

$$J(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0} \quad (3.5)$$

Alguns estudos abordaram o comportamento dependente do tempo e apresentaram várias abordagens de modelagem. Os modelos de fluência usados para modelar PRFs são análogos mecânicos, integrais hereditários, modelo de Findley, modelo de Schapery, teoria de ativação térmica, o princípio de superposição tempo-temperatura-tensão (PSTTT) e uma lei de potência. As diversas modelagens têm suas particularidades, sendo a maioria delas focada na área de avaliação de fluência em compósitos, com o objetivo de caracterizar o comportamento viscoelástico linear (RAGHAVAN; MESHII, 1998).

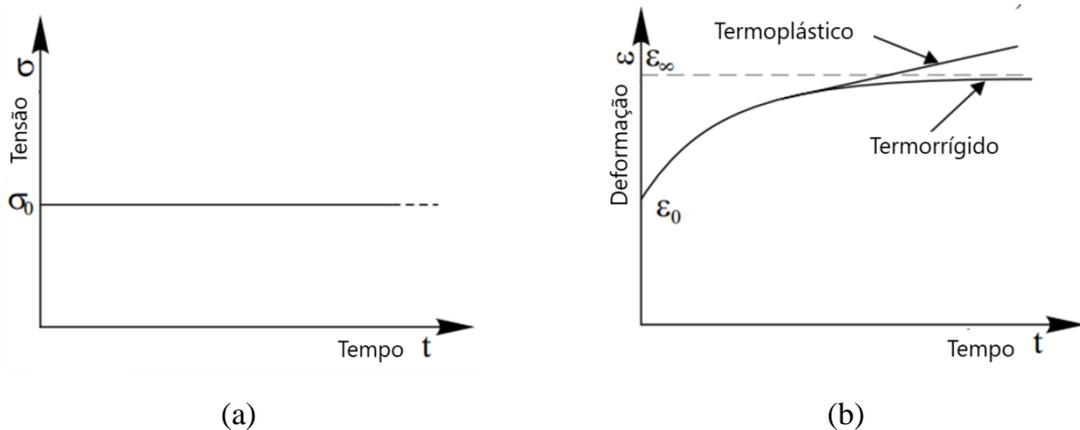


Figura 3.9 – Ensaio de fluência: (a) entrada de tensão constante σ_0 e (b) saída da deformação.
 Fonte: adaptado de (BRINSON; BRINSON, 2010)

Outra metodologia para desenvolver a equação constitutiva para materiais lineares é o princípio de superposição de Boltzmann (Figura 3.10), que afirma que o efeito de uma causa composta é a soma dos efeitos das causas individuais, e se o número de passos tende ao infinito a deformação total pode ser expressa por uma representação integral, como mostra a Equação (3.5) (LAKES, 2009; ZAOUTSOS; PAPANICOLAOU; CARDON, 1998):

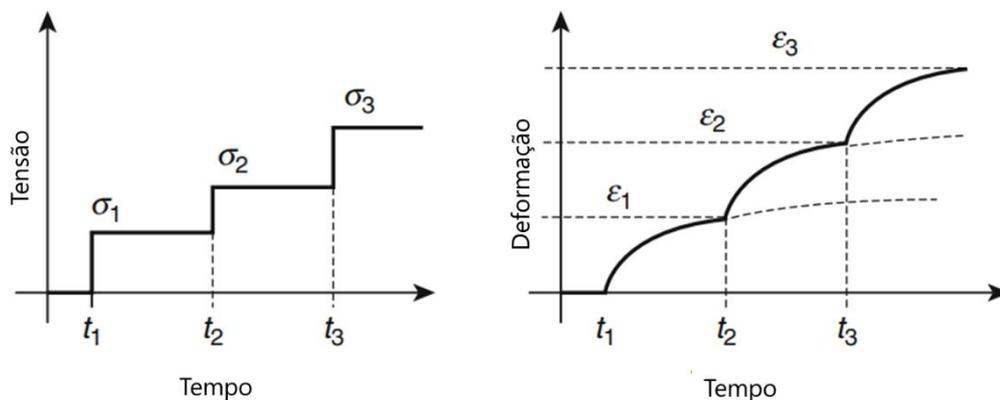


Figura 3.10 – Princípio de superposição de Boltzmann na deformação por fluência em experimentos de fluência com passos de tensão constante.

Fonte: adaptado de (SILVA; ÖCHSNER; ADAMS, 2011)

$$\varepsilon(t) = J_0 \sigma_0 + \int_0^t \Delta J(t - \tau) \frac{d\sigma}{d\tau} d\tau \quad (3.6)$$

onde, a conformidade à fluência, $J(t)$, é composta de uma conformidade independente do tempo (elástica), J_0 que é o valor da conformidade instantânea em $t = 0$, e uma função de fluência dependente de tempo, $\Delta J(t)$ chamada de componente de conformidade transiente.

3.4. Fluência em materiais compósitos

Em PRFs, a fluência depende de fatores como o comportamento de fluência da matriz, o comportamento elástico e de fratura das fibras, a geometria e disposição das fibras e as propriedades interfaciais entre matriz e fibras. Os mecanismos de transferência de carga da matriz para a fibra, de densidade de deslocamento em torno da fibra e das tensões residuais decorrentes da diferença nos coeficientes de expansão térmica entre a fibra e a matriz devem ser considerados simultaneamente. A equação que expressa a taxa de deformação de fluência ($\dot{\epsilon}$) dos compósitos é geralmente dada pela Equação (3.7) (GUEDES, 2011):

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma_0, T, \dot{\epsilon}_m, V_f, \lambda_f, \varphi, E_f, E_m, \sigma_{uf}, E_i, h_i) \quad (3.7)$$

onde, σ_0 é a tensão aplicada externamente, T a temperatura de teste, $\dot{\epsilon}_m$ a velocidade de deformação da matriz, V_f a fração volumétrica de fibras, λ_f o parâmetro geométrico das fibras, φ o ângulo de orientação da fibra (em relação à carga aplicada), E_f o módulo da fibra, E_m o módulo da matriz, σ_{uf} a resistência à ruptura da fibra, E_i o módulo da interface fibra-matriz e h_i a espessura da interface.

Alguns estudos em fluência são encontrados na literatura, no entanto, poucos ensaios e dados experimentais são encontrados. Alto custo e tempo de ensaio são os principais entraves em relação a uma maior disseminação deste tipo de estudo. Geralmente, os ensaios realizados são de curta duração e utilizam-se modelos para prever a vida a longo prazo. Dentre os ensaios de fluência reportados, a maioria se refere a compósitos planos com fibra de vidro e poucos em tubos de fibra de carbono. A seguir são reportados alguns estudos.

FERRY *et al.*, 1997 desenvolveram um dispositivo experimental para a realização de ensaios de fluência em tração de tubos GRP fabricados por EF. As amostras com padrão de enrolamento de $[\pm 55]_3$ foram submetidas a testes de fluência de tração de até 500 h. A carga foi aplicada por uma mola calibrada sob tensão por um parafuso trapezoidal motorizado e a monitoração foi realizada por um transdutor linear de deslocamento variável (LVDT) que converteu o alongamento da mola em um sinal elétrico. A distribuição de tempo até a falha variou por um fator de 20, em mesmos níveis de tensão, sendo justificados pelo processo de fabricação. Na região de tensão intermediária, entre 74% e 83% da resistência estática, o tempo mediano até a falha variou por um fator de 70.

HALE; GIBSON; SPEAKE, 2002 conduziram uma série de experimentos em tubos compósitos fabricados por enrolamento filamentar com fibras de vidro e sistemas de resinas

epóxi e fenólica, usados em aplicações de tubulações *offshore*. Tubos com diâmetro de 53 mm, comprimento de 50 mm e ângulo de enrolamento de $\pm 55^\circ$ foram sujeitos à exposição em água à temperatura de 95 °C até sua saturação. O ensaio de fluência por flexão de três pontos com carga constante foi realizado em bancada de testes e o deslocamento do tubo no plano médio capturado por um transdutor de deslocamento (LVDT). A resistência dos tubos fenólicos não foi influenciada mesmo em temperaturas maiores que 140 °C, enquanto a resistência dos tubos de epóxi mostrou uma redução considerável acima da temperatura de transição vítrea.

FARSHAD; NECOLA, 2004 realizaram testes de longo prazo em amostras de anel de resina poliéster reforçado com fibra de vidro curta. Os ensaios de fluência nos anéis de vidro/poliéster foram executados sob carregamento de compressão diametral, em vários níveis de carga. Os resultados mostraram uma clara tendência decrescente da resistência em função do tempo. A resistência correspondente a 1000 h de teste foi de aproximadamente 60% da resistência de referência. A extrapolação dos dados para 50 anos apontou um decréscimo de 55% da resistência.

FARINA, 2009 desenvolveu um equipamento para a realização de ensaios de fluência por tração com o objetivo de estudar a resposta viscoelástica de compósitos de carbono/epóxi. Os testes foram realizados em laminados planos com ângulo das fibras de 60° e 90° em relação à direção do carregamento e nas temperaturas de 25 °C e 70 °C por 1000 h. A ruptura por fluência ocorreu em até 50% da tensão estática de ruptura para o compósito a 90° e a 70 °C. Verificou-se uma menor suscetibilidade à falha do compósito a 60°. Nos ensaios de fluência dos compósitos a 90° a 70 °C foi observado uma contração com o tempo após a completa aplicação do carregamento. A modificação no comportamento do material foi observada, o que demonstra que as propriedades foram afetadas pelo tempo.

GUEDES; SÁ; FARIA, 2010 também estudaram o fenômeno de fluência em tubos de vidro/poliéster sob diferentes condições de carregamento em testes de fluência (Figura 3.11) realizados seguindo a norma EN 1227. No intervalo de 0,1 a 1000 h, a deformação máxima resultou em um decréscimo de aproximadamente 12% para as amostras condicionadas em relação às não condicionadas. Além disso, a extrapolação de dados para 50 anos previu uma redução de resistência de aproximadamente 60%.



Figura 3.11 – Equipamento de teste de fluência: (a) durante a calibração de carga e (b) teste de fluência em tanque com água.

Fonte: adaptado de (GUEDES; SÁ; FARIA, 2010)

SCATTINA *et al.*, 2015 investigaram o fenômeno de fluência em laminados planos com empilhamento de oito camadas de carbono/epóxi. Os corpos de prova foram usinados em forma cilíndrica com diâmetro de 20 mm. Os ensaios de fluência foram executados em compressão constante e na direção da espessura do laminado por um período de sete dias, e considerando a influência de três parâmetros diferentes: temperatura em dois níveis (ambiente e 80 °C), pressão em três níveis (30, 40 e 50 MPa) e duas rugosidades (áspera e suavizada). O equipamento foi construído baseado no princípio de alavanca, como pode ser visto na Figura 3.12. Considerando a influência da pressão, as curvas ($d \times t$) com pressão de 30 e 40 MPa estão mais próximas e apresentam maior linearidade do que aquelas com 40 e 50 MPa. Também foi verificado que o material deve ser submetido a uma fase de carga e descarga para evitar possíveis efeitos de relaxamento evidenciados nas horas iniciais de trabalho.

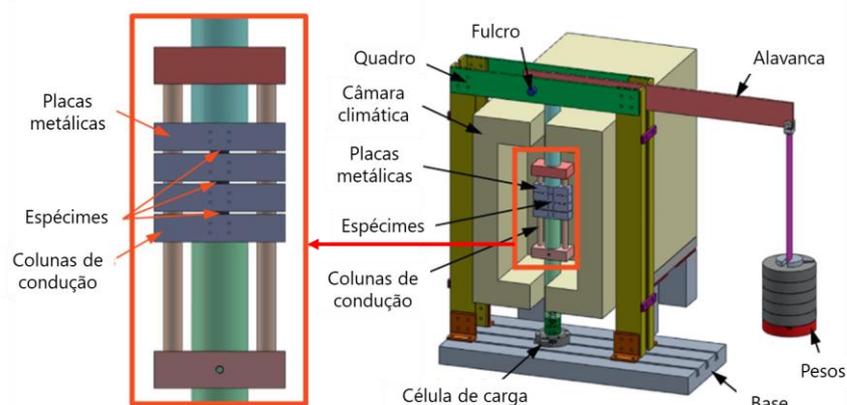


Figura 3.12 – Dispositivo para ensaio de fluência sob compressão.

Fonte: adaptado de (SCATTINA *et al.*, 2015)

TANKS *et al.*, 2017 estudaram métodos para avaliar propriedades viscoelásticas a longo prazo de compósitos carbono/epóxi de modo a reduzir o tempo necessário para caracterizar seu comportamento. Eles investigaram a aplicabilidade do método iso-tensão escalonado para estudar a fluência em tração de laminados pultrudados $[90]_8$. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica e a magnitude do deslocamento foi medida com LVDT e com um extensômetro a laser. O SSM (do inglês, *stepped isostress method*) foi identificado como um método acelerado promissor e corrobora com outros estudos. Os autores também reportam aumento da taxa de deformação de fluência, mas menores deformações de falha total em maiores tensões.

YANG *et al.*, 2018 investigaram experimentalmente a fluência a longo prazo de tubos de carbono/epóxi $[\pm 15/0/90]_S$ com diâmetro interno de 24 mm. Os ensaios de fluência (Figura 3.13) nos tubos compósitos foram realizados em câmaras ambientais com controle da carga de flexão em diferentes níveis de tensão (45% a 75% da resistência máxima de flexão) e de temperaturas ($-60\text{ }^\circ\text{C}$, $-20\text{ }^\circ\text{C}$, $25\text{ }^\circ\text{C}$ e $100\text{ }^\circ\text{C}$) por 500 h. Uma redução no módulo de flexão foi verificada, variando de 20% a $25\text{ }^\circ\text{C}$ a 30% quando em condições térmicas cíclicas entre $-60\text{ }^\circ\text{C}$ e $100\text{ }^\circ\text{C}$. Já os níveis de tensão reduziram em 30% da resistência de flexão máxima de referência na faixa de temperatura de $-60\text{ }^\circ\text{C}$ a $100\text{ }^\circ\text{C}$ e reduziram em 20% a $25\text{ }^\circ\text{C}$.

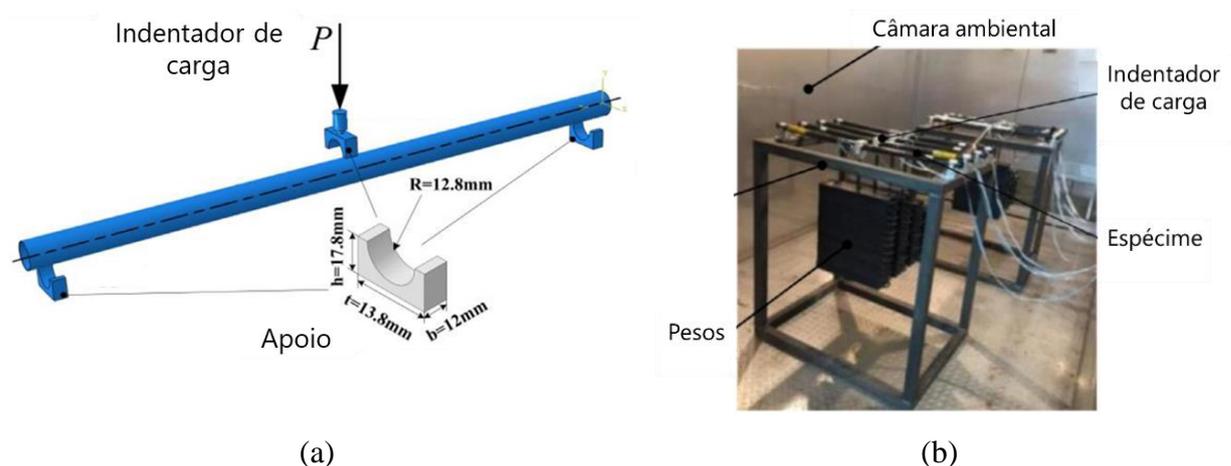


Figura 3.13 – (a) Esquema de apoios e indentador para flexão de três pontos e (b) teste de fluência isotérmico em câmara ambiental.

Fonte: adaptado de (YANG *et al.*, 2018)

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

Os materiais utilizados foram: reforços unidirecionais contínuos de carbono pré-impregnados (*towpregs*) com resina termorrígida epóxi adquiridos da TCR Composites, sendo os feixes de fibra de carbono da fabricante Toray com especificações T700SC-12K-50C e a fase matriz um sistema de resina epóxi UF3369-100. Os feixes de fibra não torcidos (largura de $\approx 3,6$ mm) contêm 12.000 filamentos, sendo o diâmetro de cada filamento de $7 \mu\text{m}$ e a fração volumétrica de fibras de aproximadamente 60%. Demais propriedades são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas, físicas e químicas dos materiais.

<i>Propriedade da fibra</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
Resistência à tração longitudinal ($\sigma_{1,f}$)	4900	MPa
Módulo de elasticidade longitudinal ($E_{1,f}$)	230	GPa
Deformação máxima longitudinal (ε_1)	2,1	%
Densidade	1,8	g/cm^3
<i>Propriedade do epóxi</i>	<i>Valor</i>	<i>Unidade</i>
Resistência à tração longitudinal ($\sigma_{1,m}$)	92,4	MPa
Módulo de elasticidade longitudinal ($E_{1,m}$)	3,1	GPa
Elongamento na ruptura	3,6	%
Densidade	1,18	g/cm^3
Transição vítrea (T_g) – por DMA	117	$^\circ\text{C}$

Fonte: (“TCRTM Composites UF3369 Resin”; “Toray Composite Materials America, Inc.”)

Também foram utilizados mandris metálicos de aço inoxidável com especificações geométricas conforme as estruturas a serem fabricadas, utilizando agente desmoldante LOCTITE[®] FREKOTE 770-NCTM com a função de facilitar a desmoldagem do compósito.

4.2. Fabricação

Utilizou-se um robô (Figura 4.1a) modelo Kuka KR 140 L100-2 com sete graus de liberdade, sendo destes, três de translação e três de rotação do robô e um de rotação do eixo

longitudinal do mandril. O robô tem capacidade de carga de 120 kg e uma tolerância alcançável no ângulo de enrolamento de 0,5%, o que corresponde uma precisão mínima no posicionamento de 0,1 mm.

Os dispositivos de controle e periféricos instalados junto ao robô são da empresa francesa MF TECH, sendo um desses dispositivos uma plataforma vertical para suprimento de fibras ao robô (Figura 4.1b) com a possibilidade de uso de até 4 *towpregs* simultaneamente que permite o controle de tensão independente dos feixes de fibra. O tensionamento é realizado por meio de tensionadores (Figura 4.1c) embutidos junto aos roletes em que os *towpregs* são colocados. Junto à base da plataforma vertical se encontra a castanha móvel, que tem uma capacidade de deslocamento transversal por meio de cremalheira, permitindo uma distância mínima de 2 m e máxima de 4 m entre as castanhas fixa e móvel.

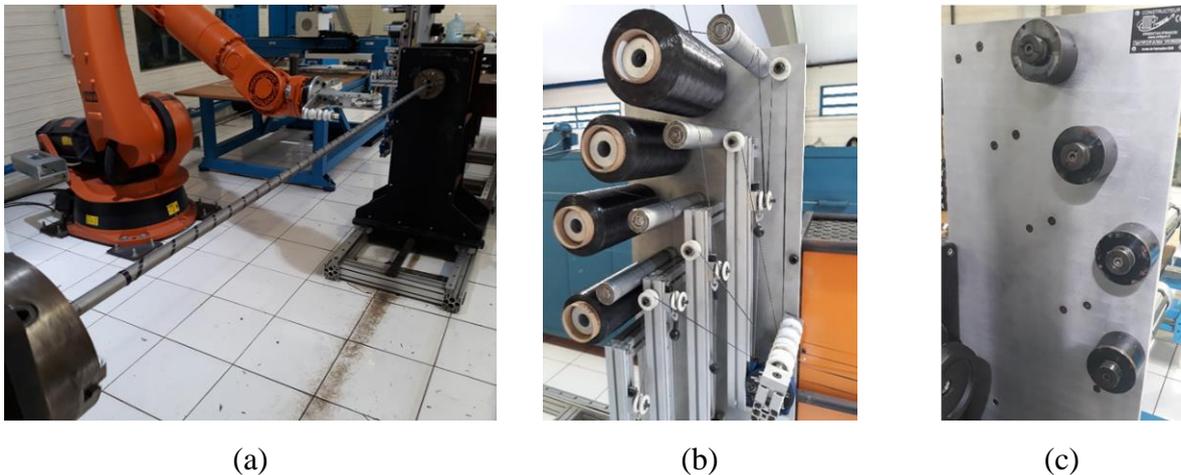


Figura 4.1 – Robô Kuka: (a) com dispositivos periféricos, (b) plataforma de suprimento dos feixes de fibra e (c) tensionadores.

O projeto dos laminados, bem como o código de programação foram realizados no *software* CADWind 2007 (Figura 4.2), versão 8271 MATERIAL SA (Bruxelas, Bélgica). Inicialmente, o *software* funciona como um programa CAD (*computer aided-design*) que, a partir da geometria gerada, utiliza um modelo físico do processo para gerar um programa para a peça, realizando o CAM (*computer-aided manufacturing*). O CADWind é dedicado exclusivamente para o processo de fabricação por EF e permite a programação de superfícies planas, cônicas e cilíndricas, entre outras.

Para a programação, relações geométricas são inseridas, na qual define-se o tipo da seção transversal, a forma dos domos e as dimensões da superfície de enrolamento do

componente a ser produzido. Após definida e gerada a superfície de enrolamento, parâmetros físicos do *towpreg* são inseridos, incluindo fração volumétrica de fibras, densidade da fibra, densidade da resina, valor do título ($\text{tex} = \text{g/km}$), largura do feixe de fibras e quantidade de *rovings* utilizados simultaneamente. Em seguida, parâmetros de enrolamento são inseridos, tais como, trajetória e tipo de enrolamento, ângulo de enrolamento, grau de cobertura e padrão de entrelaçamento das fibras. Em seguida, essas variáveis são convertidas em um modelo simulado, permitindo a otimização do projeto final dos compósitos a serem produzidos, e os parâmetros de entrada são convertidos em linguagem de programação do robô, permitindo exportação para o robô e teste da programação. O CADWind permite ainda a simulação de enrolamento, da variação de espessura ao longo da peça, bem como do desvio do ângulo de enrolamento.

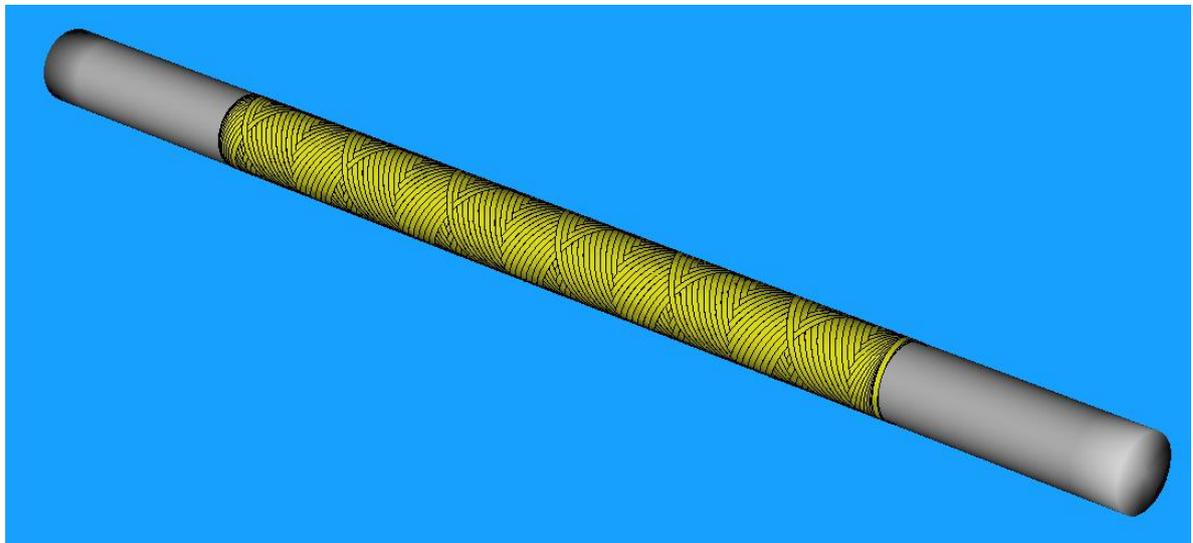


Figura 4.2 – Projeto e programação do FW no *software* CADWind.

4.2.1. Laminado plano unidirecional

Para a caracterização das propriedades de engenharia dos compósitos carbono/epóxi, foram inicialmente fabricados laminados planos utilizando um mandril retangular de aço inoxidável ($327 \times 228 \times 12$ mm), como mostra a Figura 4.3a. Dois feixes simultâneos (largura da banda) foram utilizados e três camadas unidirecionais foram empilhadas.

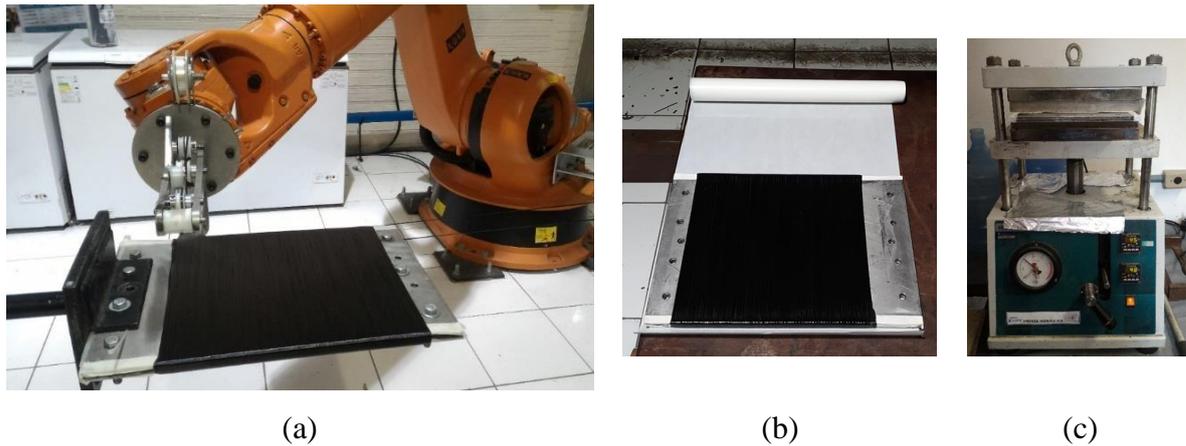


Figura 4.3 – Fabricação de laminado: (a) plano unidirecional, (b) envelopamento do laminado e (c) prensagem a quente.

Após finalizado o enrolamento, o conjunto mandril/laminado é envelopado com um tecido teflonado (Figura 4.3b) para envolver e consolidar o laminado durante o processo de cura, evitando também a saída do excesso de resina e a ancoragem do compósito com o equipamento de cura. A cura desses laminados foi realizada em uma prensa hidráulica (Figura 4.3c) da fabricante Marconi modelo MA 098/A 3030 com capacidade de carga de 15 ton. Os parâmetros utilizados foram: 6 ton de carga, temperatura de 120 °C por 4 h. Após esse tempo, o conjunto mandril/compósito é retirado da prensa e deixado resfriar naturalmente até a temperatura ambiente.

Para a obtenção de corpos de prova para ensaios de tração e cisalhamento, os compósitos planos unidirecionais foram usinados por uma fresadora CNC Router longitudinalmente (0°) e transversalmente (90°) à direção das fibras, conforme orientação das normas ASTM D3039-17 e ASTM D7078-12, respectivamente. Uma fresa específica para materias compósitos com diâmetro de 4 mm foi utilizada e os parâmetros de usinagem adotados foram os seguintes: velocidade de corte de 150 mm/min, rotação da fresa de 15.000 rpm e profundidade de corte de 2,1 mm. Para facilitar a usinagem dos espécimes e diminuir a suspensão de particulados sólidos, foi aplicado de forma manual um jato da água na superfície de corte das placas. A Tabela 4.2 mostra as características geométricas dos espécimes planos estudados.

Tabela 4.2 – Geometria dos corpos de prova planos.

Ensaio	Comprimento médio (mm)	Largura média (mm)	Espessura média (mm)
Tração longitudinal (0°)	209,35	14,99	2,08
Tração transversal (90°)	148,22	25,07	2,03
Cisalhamento	76,01	56,02	2,07

4.2.2. Fabricação dos cilindros

Os tubos foram produzidos utilizando dois mandris maciços de aço inoxidável, com diâmetros de 136 mm e 50,8 mm (Figura 4.4), tendo como objetivo avaliar a influência da razão diâmetro espessura (d/h) nas características mecânicas. Foram fabricadas seis variações de tubos para ambos os diâmetros: tubos com uma camada de enrolamento ($[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$) e com duas camadas ($[\pm 60/\pm 90]$, $[\pm 75/\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$). A camada circunferencial ($[\pm 90]$) foi adicionada às famílias de parede única a fim de avaliar o efeito provocado em adicionar uma camada extra no laminado. Os ângulos de orientação chamados de 90° são, na realidade, 89,6°. O padrão de enrolamento (*pattern*) definido para os laminados $[\pm 60]$ e $[\pm 75]$ foi de 1/1, o que significa um losango ao redor da circunferência.



Figura 4.4 – Fabricação de tubos compósitos: (a) diâmetros de 136 mm e (b) 50,8 mm.

Após a etapa de enrolamento filamental, o conjunto mandril-laminado é levado para cura em estufa com circulação de ar DeLeo/horizontal, por 4 h a 120 °C. Após a cura, o sistema é resfriado à temperatura ambiente e o tubo compósito é extraído lentamente e manualmente do mandril. Os tubos são então cortados em uma serra de bancada (Figura 4.5a) de modo a produzir anéis com 50 mm de comprimento (Figura 4.5b). A serra é equipada com

disco de corte diamantado e jato de água para resfriamento do disco. Os anéis compostos foram então lixados para a remoção de rebarbas e ajuste final do comprimento e paralelismo. As características geométricas dos anéis estudados são apresentadas na Tabela 4.3.

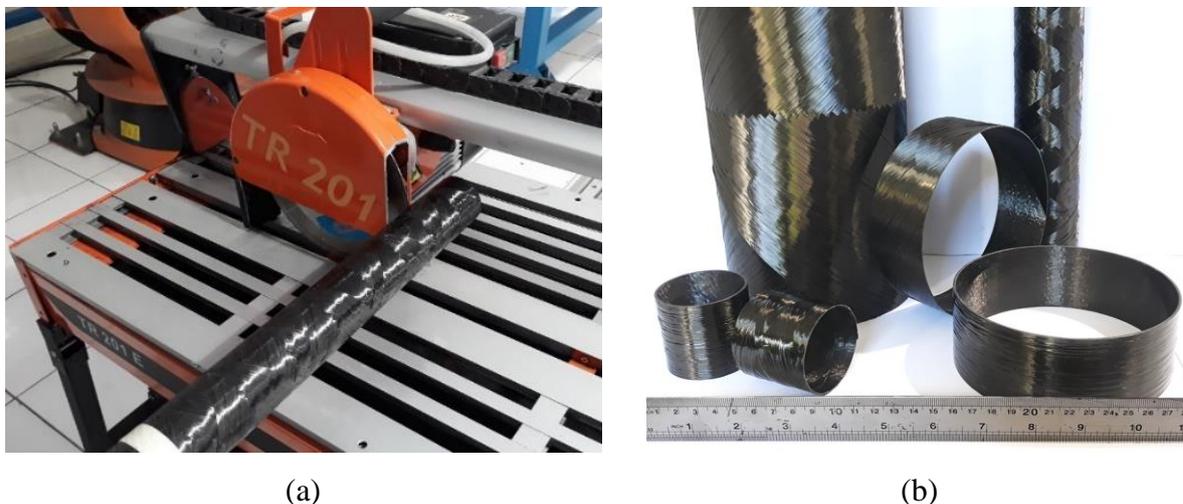


Figura 4.5 – Tubos de compósito: (a) corte dos tubos em serra de bancada e (b) corpos de prova em forma de anel.

Tabela 4.3 – Características geométricas dos anéis.

Diâmetro interno (mm)	Laminado	Grau de cobertura (%)	Espessura média (mm)	Razão d/h	Razão l/d
50,8	[±60]	100,7	0,85	59,8	0,96
	[±75]	113,0	1,00	50,8	0,96
	[±90]	100,0	0,95	53,5	0,97
	[±60/±90]	100,7	1,65	30,8	0,97
	[±75/±90]	113,7	1,65	30,8	0,98
	[±90/±90]	100,0	1,60	31,8	0,97
136,0	[±60]	100,3	0,86	158,1	0,36
	[±75]	100,0	0,95	143,2	0,35
	[±90]	100,0	0,90	151,1	0,35
	[±60/±90]	100,3	1,80	75,6	0,36
	[±75/±90]	100,0	1,70	80,0	0,36
	[±90/±90]	100,0	1,70	80,0	0,36

4.3. Caracterização do material

A caracterização mecânica dos compósitos planos foi realizada em uma máquina eletromecânica Universal Instron, modelo 3382 com célula de carga de 100 kN. Alguns ensaios foram realizados na máquina hidráulica MTS modelo 647.10A com célula de carga também de 100 kN, pois esta possibilitava uma maior pressão de aperto nas garras, evitando o escorregamento entre os *tabs* e as garras. O uso de *tabs* é recomendado pela norma ASTM D3039-17 para ensaios de tração com orientação das fibras a 0° . Os *tabs* utilizados seguiram a recomendação da norma, com geometria de $(56 \times 15 \times 1,5 \text{ mm})$ e material de fibra de vidro-E contínua e resina epóxi. Eles foram colados na superfície dos corpos de prova com Araldite.

Ensaio de tração unidirecional longitudinal (0°) (Figura 4.6a) e transversal (90°) (Figura 4.6b) foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039-17 a uma velocidade constante de 2 mm/min. Sete amostras foram ensaiadas em cada configuração, utilizando dois extensômetros mecânicos, um longitudinal e outro transversal. Os extensômetros são utilizados para determinação do comportamento elástico do material, e retirados antes da ruptura.

As propriedades de cisalhamento foram determinadas usando o método de duplo entalhe em V segundo a norma ASTM D7078-12 (Figura 4.6c). Quatro amostras com dimensões de $(76 \times 56 \times 2,1 \text{ mm})$ e centralmente entalhadas com ângulo de 90° e raio de 1,3 mm foram testadas a uma taxa de 2 mm/min. Para obtenção das deformações, foi necessário utilizar *strain gages* do tipo roseta KFG-5-120-D17-11 da KYOWA alinhado a $\pm 45^\circ$ na seção média da amostra. Para a colagem dos *strain gages* foi utilizado adesivo instantâneo Loctite[®].

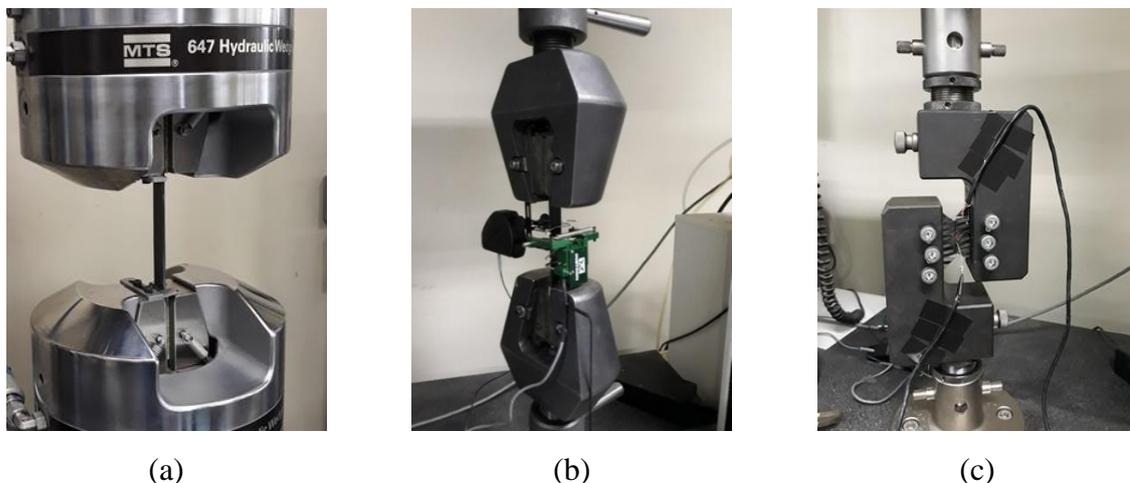


Figura 4.6 – Ensaio mecânico realizado: (a) tração longitudinal, (b) tração transversal, e (c) cisalhamento.

4.4. Ensaaios físicos e mecânicos dos anéis

4.4.1. Análise térmica

Para determinar o grau de cura do pré-impregnado, foram realizadas análises de calorimetria exploratória diferencial (DSC). Nesse estudo, foi utilizado o equipamento DSC Q20 TA Instruments, o qual foi carregado com gás nitrogênio e gás oxigênio, ambos com 50 mL/min. Foi definida uma rampa de aquecimento (10 °C/min) até 250 °C. Inicialmente as varreduras foram realizadas para o prepreg não curado, ou seja, que ainda não tenha passado por um processo de cura forçado para obter um resultado base e que possibilitasse avaliar a qualidade do prepreg. Outras duas varreduras foram executadas em compósitos curados em estufa a 120 °C, com um compósito não condicionado e com um compósito condicionado em água aquecida a 40 °C por um período de 240 h.

Foram realizadas análises dinâmico-mecânicas (DMA) em equipamento DMA 2980 da TA Instruments a fim de determinar temperatura de transição vítrea, módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e fator de perda. As amostras com geometrias retangulares foram obtidas dos anéis $[\pm 75]$ em três diferentes condições: (i) não condicionado, (ii) condicionado em água à temperatura ambiente por ≈ 240 h e (iii) condicionado em água a 40 °C por ≈ 240 h. A metodologia de ensaio foi em modo de deformação duplo *cantilever* com parâmetros de frequência de oscilação de 1 Hz e amplitude de 15 μm .

A temperatura de transição vítrea foi determinada a partir de três métodos. O primeiro deles foi determinado partir da interseção entre a extrapolação do platô e a região vítrea do módulo de armazenamento ($T_{g,E'}$). A T_g também foi determinada na temperatura que correspondente ao pico do módulo de perda ($T_{g,E''}$), representando a fase intermediária, e pela temperatura do pico da tan delta ($T_{g, \tan \delta}$).

4.4.2. Absorção de água

Para determinar a absorção de água dos anéis compósitos, estes foram imersos em recipientes de aço inoxidável com água destilada e submetidos a duas condições térmicas: i) temperatura ambiente (23 ± 2 °C) e ii) água aquecida a (40 ± 2 °C). Para manter a temperatura da água a 40 °C, o recipiente foi colocado em estufa DeLeo/480 litros (Figura 4.7). A escolha da temperatura de 40 °C é em relação a ensaios posteriores de compressão em meio higrotérmico, realizado na mesma temperatura de 40 °C.

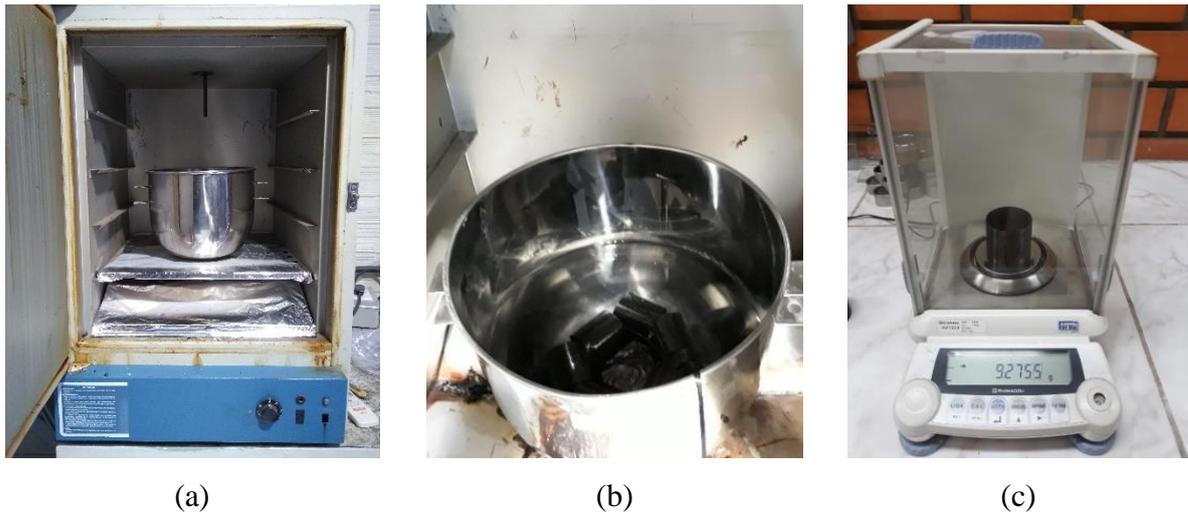


Figura 4.7 – Ensaio de absorção de água: (a) em estufa a 40 °C, (b) disposição dos anéis compósitos imersos em água destilada e (c) balança analítica.

Antes do condicionamento, as amostras foram secas para remoção da umidade inicial oriunda do procedimento de preparo das amostras. As amostras foram inicialmente pesadas para obter um valor de referência, secas em estufa a 100 °C por 24 h e novamente pesadas e recolocadas em estufa a 100 °C por mais 3 h. Essas etapas foram repetidas até que as amostras atingissem o equilíbrio.

As amostras secas foram imersas em água destilada nas condições de temperatura pré-determinadas por 45 dias (≈ 1080 h) consecutivos. Três amostras para cada laminado foram monitoradas diariamente. Para obter a variação de massa, utilizou-se a Equação (4.1).

$$M(\%) = \frac{\text{massa final (g)} - \text{massa inicial (g)}}{\text{massa inicial (g)}} \times 100 \quad (4.1)$$

Um modelo analítico foi utilizado para prever a absorção de água. De acordo com SUN *et al.*, 2011, a absorção para laminados delgados pode ser estimada pela derivação da primeira e segunda leis de Fick, conforme a Equação (4.2):

$$M = M_{\infty} \left[1 - \exp \left(-7,3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0,75} \right) \right] \quad (4.2)$$

onde, M_{∞} é a concentração da umidade saturada, D é a difusividade aparente da umidade, h é a espessura e t é o tempo. A difusividade aparente pode ser calculada a partir das medições

nos estágios iniciais de difusão, na qual M é proporcional à raiz quadrada do tempo, conforme a Equação (4.3).

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_\infty} \right)^2 \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (4.3)$$

4.4.3. Ensaios de compressão radial e axial

Testes compressivos radiais quase-estáticos entre placas paralelas (Figura 4.8) foram realizados na máquina de ensaios Universal Instron de acordo com as recomendações da norma ASTM D2412-11, a uma velocidade de 2,5 mm/min para os anéis com diâmetro de 50,8 mm e 12,5 mm/min para os anéis com diâmetro de 136 mm. O teste refere-se à determinação das características de carga-deflexão de tubos. Cinco amostras foram ensaiadas para cada família.

A rigidez do anel (S), a deflexão percentual do anel (PRD) e o fator de rigidez (SF) foram calculados usando as equações (4.4), (4.5) e (4.6), respectivamente. Uma vez que esses valores são fortemente dependentes do grau de deflexão, ocorrem mudanças no raio de curvatura. E quanto maior a deflexão na qual S ou SF são determinados, maior a magnitude do desvio do valor verdadeiro. Portanto, um fator de correção ($C = (1 + \Delta y/2d_e)^3$) é aplicado ao S e considera-se que o anel será mantido elíptico durante a aplicação da carga (ALMEIDA et al., 2017).

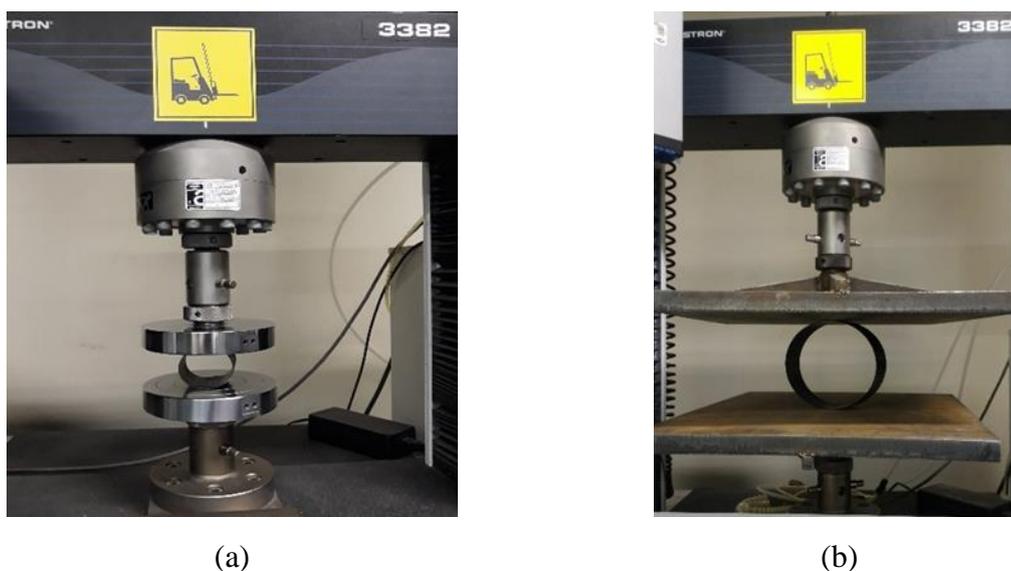


Figura 4.8 – Ensaios de compressão radial de anéis carbono/epóxi: (a) com diâmetro de 50,8 mm, b) com diâmetro de 136 mm.

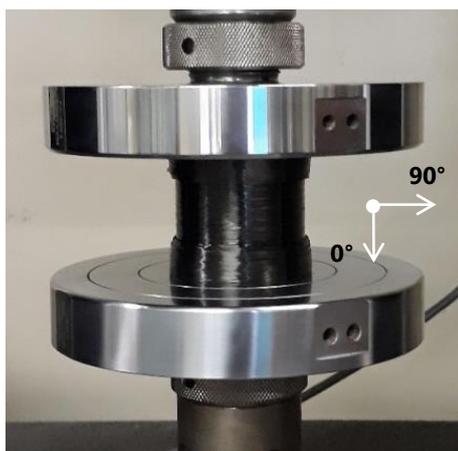
$$S = \frac{F}{\Delta_y} C = \frac{F}{\Delta_y} \left(1 + \frac{\Delta_y}{2d_e}\right)^3 \quad (4.4)$$

$$PRD = \frac{\Delta_y}{d_e} \times 100\% \quad (4.5)$$

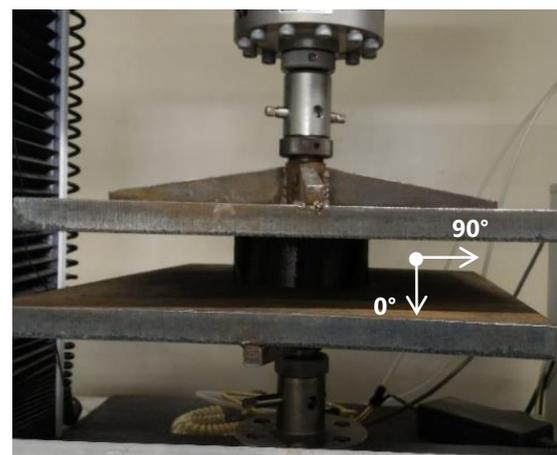
$$SF = E_{fl} I = 0,149r^3 \times S \quad (4.6)$$

onde, F é a carga aplicada, d_e é o diâmetro externo, r é o raio médio da amostra e Δ_y é a alteração no diâmetro externo da amostra na direção da carga. Conforme relatado por ALMEIDA et al., 2017, a referida norma recomenda que a mudança no diâmetro interno seja utilizada. Entretanto, como as amostras possuem diferentes espessuras de parede, o diâmetro externo foi utilizado. O fator de rigidez também pode ser determinado pelo módulo de flexão (E_{fl}) e o momento de inércia (I), com $I = h^3/12$ e (h) a espessura da parede do anel.

Os ensaios compressivos axiais consistiram em comprimir os anéis na direção do seu eixo longitudinal, como pode ser visto na Figura 4.9, onde 5 amostras livres de rebarbas e paralelas para cada grupo de laminados foram ensaiadas com velocidade de 2,5 mm/min. Duas camadas de reforço circunferencial (*hoop*) com 10 mm de comprimento foram adicionadas nas extremidades dos anéis para evitar esmagamento nas bordas. A tensão de compressão axial (σ) é calculada por $\sigma = F/A$, onde A é a área da seção transversal e F a carga.



(a)



(b)

Figura 4.9 – Ensaios de compressão axial em anéis de: (a) 50,8 mm, (b) 136,0 mm.

4.4.4. Tração circunferencial

A determinação da resistência circunferencial dos anéis por método de disco repartido (*split-disk*) foi realizada seguindo as recomendações da norma ASTM D2290-16-procedimento A, recomendado para compósitos termorrígidos com a configuração apresentada na Figura 4.10, com dispositivos projetados e construídos para este trabalho. Reduziu-se as áreas laterais das amostras pela usinagem via CNC de entalhes (raio: 10 mm, comprimento entre entalhes: 20 mm), ficando livres de marcas de usinagem e uniformes em seção transversal.

Para o ensaio, a amostra é acomodada em torno de semi-discos metálicos, o deslocamento da metade inferior é restrito, e uma carga de tração é aplicada no meio disco metálico superior. Uma resistência à tração aparente, não-verdadeira, é alcançada neste teste porque um momento de flexão é induzido entre os discos repartidos pela mudança no contorno do anel compósito entre as duas metades do disco à medida que elas se afastam.

Apenas anéis com uma camada de enrolamento ($[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$) foram ensaiados em tração circunferencial, pois, devido à resistência extremamente elevada dos compósitos, os pinos do dispositivo de ensaio não suportariam a carga (maior que 100 kN). Cinco amostras para cada laminado foram ensaiadas, com taxa de carregamento constante de 2,5 mm/min, e os valores de tensão circunferencial (σ_a) foram calculados por $\sigma_a = F/2wh$, onde w é a largura do entalhe, h a espessura do espécime e F a força máxima.

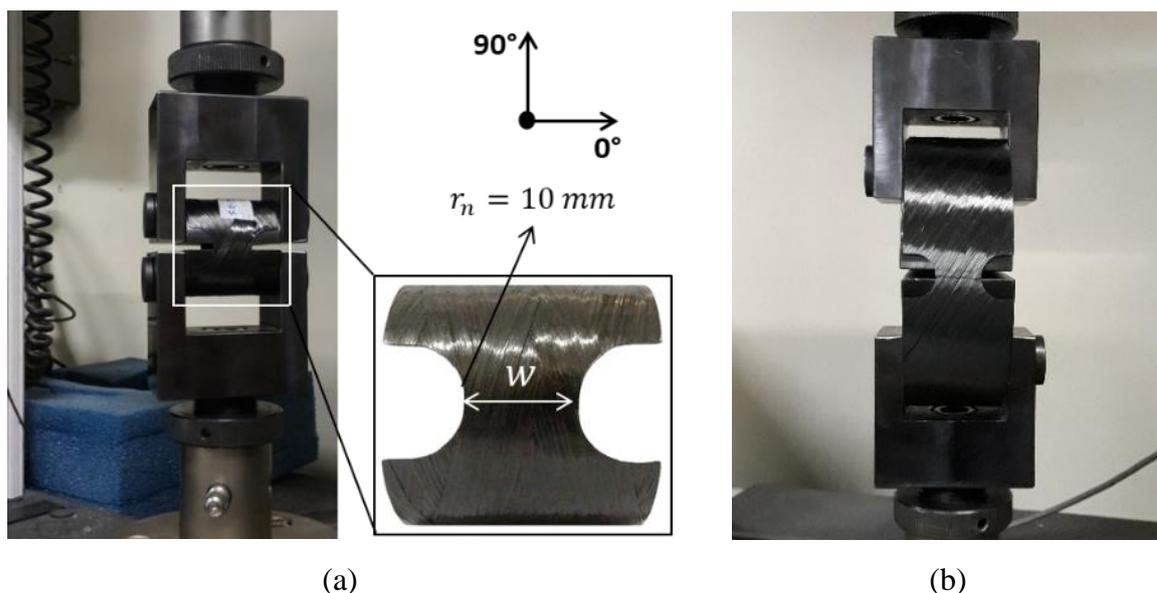


Figura 4.10 – Ensaio de tração circunferencial (*split-disk*): (a) destacando a geometria dos entalhes, (b) teste em amostras de 136,0 mm de diâmetro.

4.5. Equipamento de compressão

Para investigação do comportamento viscoelástico a partir de ensaios de compressão por carga constante (peso morto), um equipamento de ensaio foi projetado e construído (Figura 4.11). O equipamento consiste em uma plataforma com deslizamento vertical montada dentro de uma estrutura metálica retangular. A plataforma é guiada por meio de quatro eixos/guias verticais lineares montados nos cantos da estrutura, permitindo assim o deslocamento vertical (subida e descida). Esses eixos são parafusados na base da estrutura e fixados na parte superior por meio de peças em forma de “L”. Para uma movimentação suave e precisa da plataforma, mancais com rolamentos lineares foram montados nos cantos superiores da plataforma de modo a fazer o contato entre a plataforma e os guias verticais, facilitando o deslocamento vertical. Os rolamentos lineares restringem movimentos laterais, garantindo o paralelismo e a estabilidade da plataforma.

A estrutura do equipamento foi construída com perfis quadrados de aço carbono ($40 \times 40 \times 3,75$ mm), com base e plataforma em chapas de aço carbono SAE 1020 de 12 mm de espessura. Os eixos lineares, com diâmetro de 25,4 mm, foram retificados, temperados e cromados. As peças foram pintadas por pintura eletrostática (tinta a pó), com o objetivo de aumentar a proteção corrosiva e, por conseguinte a vida útil do equipamento. Após a pintura, guias, mancais, rolamentos, plataforma e peças em forma de “L” foram montadas na estrutura, concluindo assim, a parte estrutural e mecânica fundamental para os ensaios.

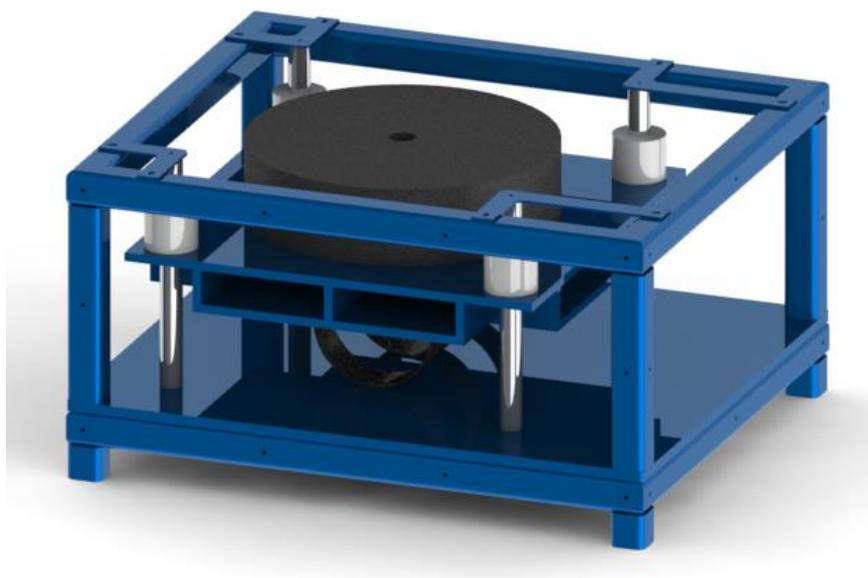


Figura 4.11 – Ilustração do projeto construtivo para o equipamento de ensaios de compressão.

Para aumentar a versatilidade do equipamento, incluindo a capacidade de realizar testes em diferentes condições ambientais, por exemplo, na presença de meios aquosos a diferentes temperaturas, foram fechadas as paredes laterais e instalado um sistema de aquecimento por resistência elétrica instalada em uma das laterais do equipamento. O fechamento foi feito com placas de policarbonato transparente (espessura de 6 mm) parafusadas nos perfis da estrutura, e foi aplicada borracha de silicone incolor da marca SILOC entre as superfícies metálicas e as chapas de policarbonato para garantir o isolamento e a função de reservatório. Para realizar o monitoramento do deslocamento dos anéis durante o ensaio, um sistema de instrumentação foi montado (Figura 4.12).

A lista de componentes elétricos instalados no sistema inclui: resistência elétrica de imersão tubular de 1500 W; termopar do tipo K com haste em inox 316 (diâmetro de 6 mm e comprimento de 150 mm) e faixa de 0 a 200 °C; controlador de temperatura digital Novus, modelo N480D-RP USB 24 Vca/cc); transdutor diferencial variável linear (LVDT) micropulse, modelo BTL6 da marca Balluff, com comprimento de medição de 110 mm, divergência de linearidade máxima de $\pm 200 \mu\text{m}$ e resolução $\leq 10 \mu\text{m}$; registrador de dados (*datalogger*), modelo LogBox-AA-64k da Novus; fonte de alimentação de 24 V da Balluff; e no-break NHS 1000 senoidal com três baterias seladas de 12 V.

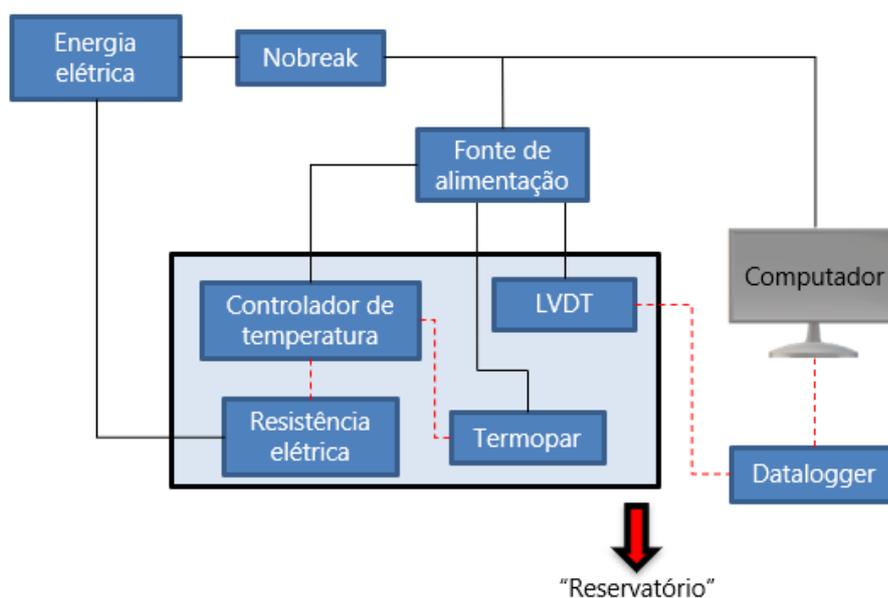


Figura 4.12 – Fluxograma da instrumentação do equipamento de ensaio de compressão.

No fluxograma apresentado na Figura 4.12, as linhas contínuas fazem referência à alimentação elétrica dos componentes e as linhas tracejadas à comunicação da

instrumentação. A energia fornecida pela rede elétrica de 220 V alimenta separadamente o no-break e a resistência elétrica. O aquecimento realizado pela resistência elétrica é acionado pelo controlador de temperatura conforme a temperatura de programação. Já o sistema de medição de deslocamento dos corpos de prova durante os ensaios é obtido pelo transdutor linear magnetostritivo. O sensor é fixado na estrutura do equipamento e o magneto é parafusado na plataforma móvel. A distância recomendada entre eles é entre 4-8 mm, e neste trabalho optou-se por 4 mm. Quando a plataforma muda, uma excitação é gerada por um pulso de corrente e este sinal é processado e armazenado pelo registrador de sinais, que transforma os dados em medidas de deslocamento e permite a visualização instantânea na tela do computador por meio do *software* LogChart II. O datalogger, que tem bateria própria, realiza a aquisição e o armazenamento dos dados (até 64000 leituras) gerados pelo LVDT.

Também foram instalados no equipamento um sensor de nível de água e duas minibombas. O sensor de nível tem o funcionamento semelhante ao de uma boia de caixa da água, i.e, quando o nível de água diminui, ele aciona uma das minibombas para reabastecer o equipamento. A outra minibomba tem a função de promover a circulação de água dentro do equipamento em ciclo fechado, e permanece ligada ininterruptamente para promover a homogeneização da temperatura. A Figura 4.13 mostra o equipamento completo.

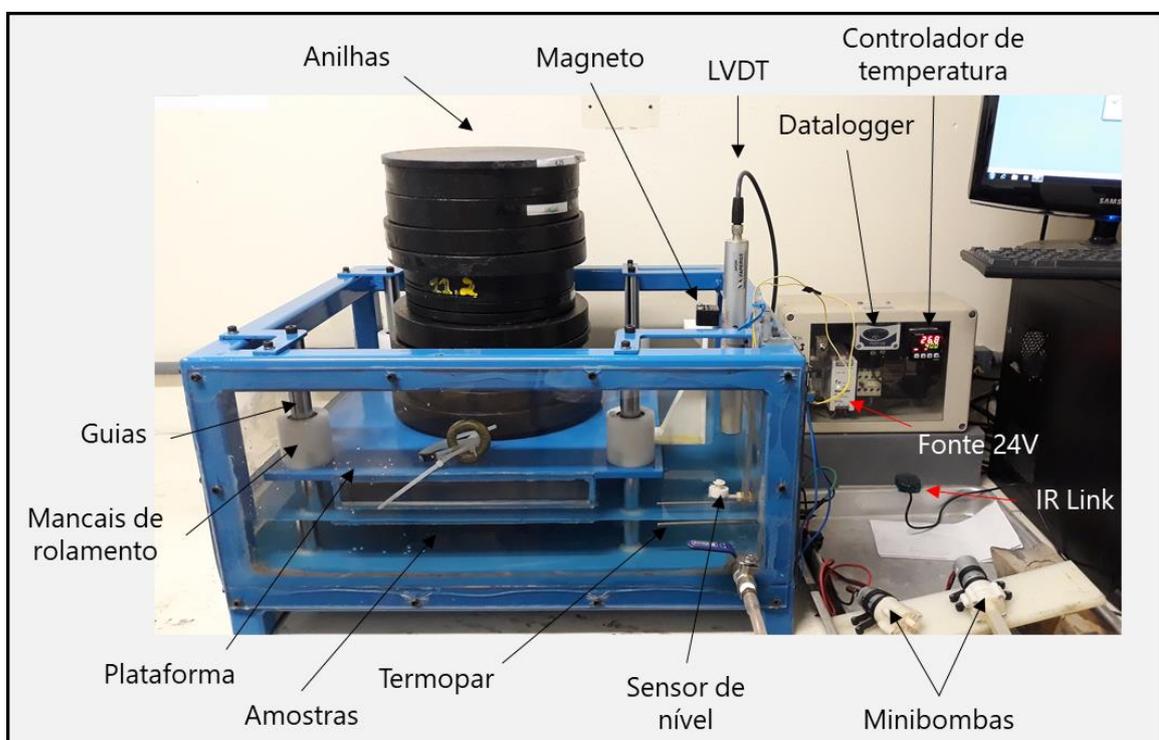


Figura 4.13 – Visão geral do equipamento de compressão.

Em função da grande quantidade de amostras a serem submetidas ao carregamento de compressão, foram construídos outros dois equipamentos similares, um para realizar ensaios a seco e o outro apenas com água à temperatura ambiente, conforme pode ser visto na Figura 4.14. Nesses dispositivos, as amostras são submetidas à mesma compressão, porém nenhum dado de deslocamento é obtido.



(a)



(b)

Figura 4.14 – Equipamentos de compressão auxiliares: (a) ensaios sem água, (b) com água a temperatura ambiente.

4.6. Ensaios de compressão radial em condições higrotérmicas

Os testes de compressão higrotérmicos foram realizados em anéis com diâmetro de 50,8 mm e para as configurações $[\pm 60]$, $[\pm 75]$, $[\pm 90]$, $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$. Devido à grande quantidade de variações e testes a serem realizados em curto prazo, apenas um dos dois diâmetros poderia ser escolhido. Logo os anéis com diâmetro de 50,8 mm foram escolhidos. Essa escolha se deve principalmente pela maior rigidez dos anéis em relação aos anéis de 136 mm. Esses ensaios foram executados por compressão radial sob um carregamento constante (peso morto) de 25% da carga máxima, obtida da média de 5 amostras de cada uma das configurações apontadas, durante um período de 240 h (10 dias). Esse período foi escolhido por ser compatível com o prazo de conclusão deste trabalho e suficiente para descrever o início do comportamento viscoelástico dos anéis carbono/epóxi. Três cenários de ensaio foram considerados: (i) somente carregamento mecânico; (ii) carregamento mecânico + água à temperatura ambiente; e (iii) carregamento mecânico + água à temperatura de 40 °C.

A Figura 4.15 mostra detalhes dos ensaios de compressão higrotérmicos. O carregamento é transferido para as amostras por meio do deslocamento vertical da plataforma, tendo sido utilizadas anilhas calibradas sobre esta plataforma para aumentar os níveis de carga. Cinco amostras foram ensaiadas simultaneamente, resultando em um deslocamento

similar em cada uma delas. A aquisição de dados foi configurada com uma frequência de 0,05 Hz, ou seja, a cada 20 s uma medição de deslocamento é coletada e registrada no *datalogger*. Ao final do ensaio, as anilhas são removidas, o registro de dados é finalizado e os dados coletados são exportados para um computador e analisados.

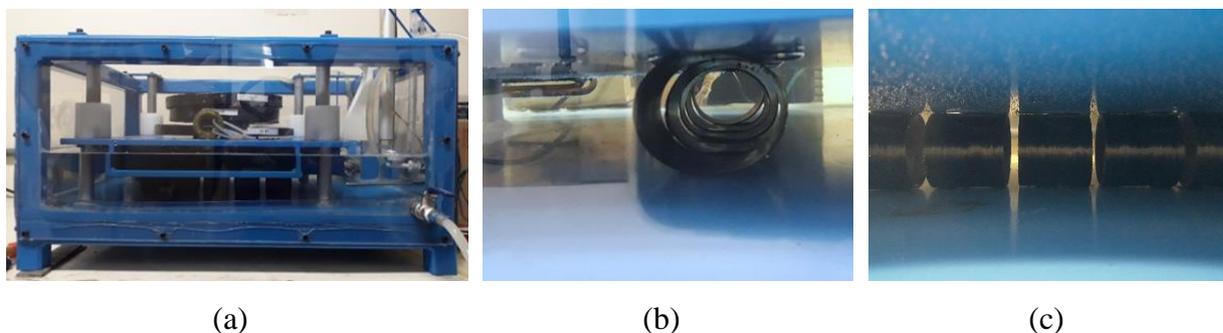


Figura 4.15 – Equipamento durante o ensaio: (a) visão frontal, (b) vista dos anéis no sentido do eixo longitudinal, (c) visão perpendicular ao eixo.

Ao final dos ensaios de compressão radial nos diferentes cenários, cinco amostras foram submetidas a ensaio quase-estático de compressão radial, cinco amostras em compressão axial e cinco em tração circunferencial, com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas residuais em relação às propriedades de referência. A Tabela 4.4 mostra os condicionamentos e a nomenclatura utilizada.

Tabela 4.4 – Nomenclatura adotada para as amostras.

Nomenclatura	Descrição
NC	Ensaio de referência - Não condicionado
CM	Compressão radial (carregamento mecânico apenas)
CM+AF	Compressão radial (carregamento mecânico e água fria (23 °C) combinados)
CM+AQ	Compressão radial (carregamento mecânico e água quente (40 °C) combinados)

4.7. Análise de falhas

Análises fractográficas dos modos de falha foram realizadas por microscopia digital (MD) com equipamento Dino-Lite, microscopia ótica (MO) com equipamento Carl Zeiss, Axio Scope e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microscópio de bancada Phenon ProX. As análises foram realizadas na seção transversal do eixo longitudinal dos anéis de diâmetro 50,8 mm somente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Absorção de água

A absorção de água foi definida pelo ganho percentual de massa que a amostra absorveu ao longo do tempo em que ficou imersa em água. Anéis de carbono/epóxi [± 60], [± 75], [± 90], [$\pm 60/\pm 90$] e [$\pm 75/\pm 90$] com diâmetros de 50,8 mm foram periodicamente monitorados por 45 dias. Os resultados experimentais (média de três amostras) e analíticos são apresentados na Figura 5.1 e Figura 5.2 para imersão em água destilada à temperatura ambiente e em água aquecida a 40 °C, respectivamente.

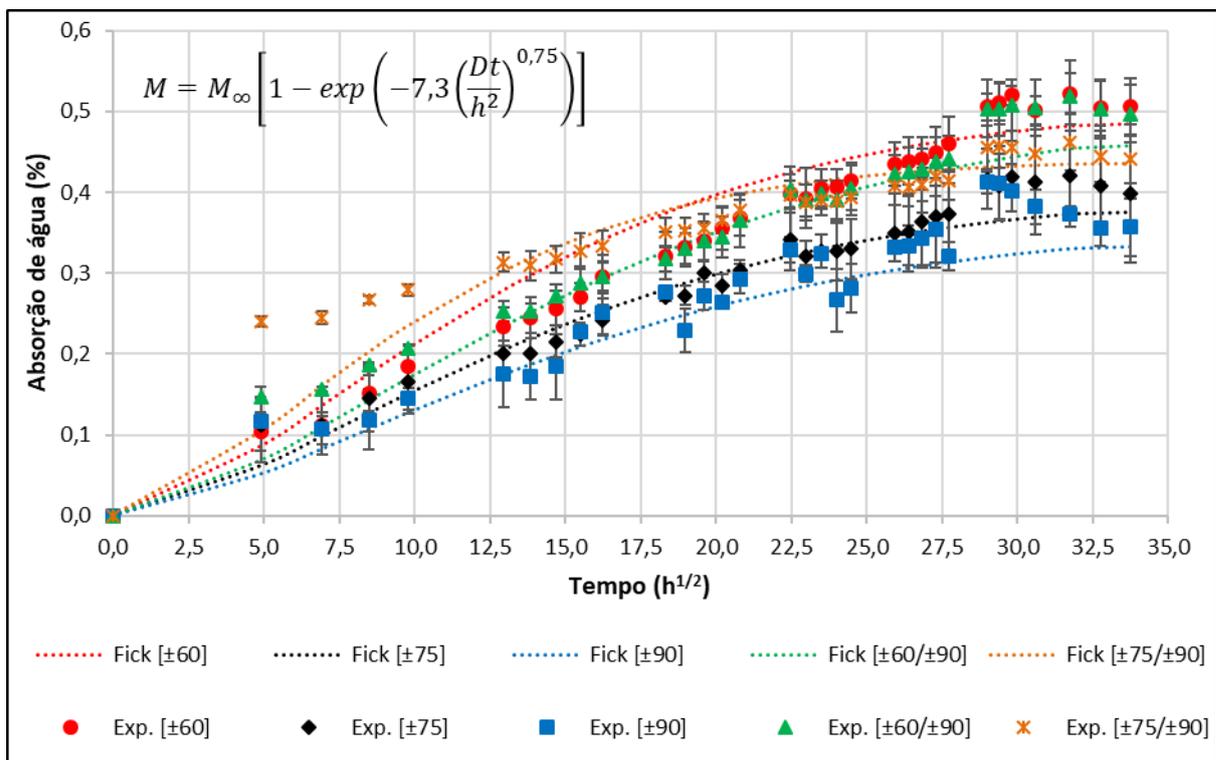


Figura 5.1 – Absorção de água à temperatura ambiente obtido experimentalmente e ajuste por modelo de Fick.

Na Figura 5.1, pode-se observar uma oscilação na absorção de água ao longo do tempo em cada família e, em torno de 35 dias ($\approx 29 h^{1/2}$), atingiu-se a saturação, caracterizando a partir daí um pseudo-equilíbrio. Também se observa que a variação do ângulo de orientação apresentou uma influência significativa sobre a absorção de água, provavelmente devido ao maior teor de vazios. A princípio, o ângulo de enrolamento não deveria afetar a absorção de água, uma vez que esse é um fenômeno associado ao material apenas. No entanto, quanto menor o ângulo de enrolamento, maior a probabilidade de aparecerem vazios, uma vez que é

utilizado um coeficiente de atrito para toda a trajetória da fibra, ou seja, o *roving* pode deslizar em algumas partes do mandril, e em outras não. Assim, a amostra $[\pm 90]$ tende a ter a menor absorção de água, uma vez que os *rovings* são posicionados lado-a-lado e, conseqüentemente, a possibilidade de deslizamento ou alteração da trajetória programada é mínima, reduzindo também a possibilidade de aprisionamento de áreas ricas em resina e vazios nos cruzamentos de feixes.

No ponto de saturação, amostras com orientação de $[\pm 60]$ apresentaram absorção de 0,51%, enquanto que para anéis $[\pm 90]$ a quantidade absorvida foi de 0,41%, uma diferença de 24%. Espécimes com orientação $[\pm 75]$ apresentaram absorção de 0,42%. Em relação aos laminados $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$, o nível de absorção foi de 0,50% e 0,46%, respectivamente, resultando em uma pequena diferença quando comparado aos laminados de uma camada não circunferencial.

Poderia-se esperar uma maior absorção de água com o segundo empilhamento $[\pm \varphi/\pm 90]$, devido à interface entre as duas camadas que poderia promover vazios interlaminares. Entretanto, isso não ocorreu devido à boa compactação entre as camadas, resultado de um processamento adequado dos compósitos por FW. Esses resultados são particularmente importantes para as análises subsequentes de compressão em meio higrotérmico, pois quando a água penetra no compósito, a matriz e a interface são diretamente afetadas.

A Figura 5.2 apresenta resultados de absorção em água a 40 °C, com dados mais uniformes e com pouca oscilação entre medições sucessivas. Um ponto de quase-equilíbrio pode ser visualizado em aproximadamente 42 dias ($\approx 32 \text{ h}^{1/2}$), apresentando uma saturação máxima nesse ponto de 1,78%, 1,61%, 1,71%, 1,81% e 1,75% para os laminados $[\pm 60]$, $[\pm 75]$, $[\pm 90]$, $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$, respectivamente. Novamente observa-se a influência da orientação do ângulo de enrolamento no teor de água absorvida, porém agora a menor absorção ocorreu para amostra $[\pm 75]$. O motivo por não ter ocorrido com o compósito $[\pm 90]$ é percebido a partir de 33 dias ($\approx 27,5 \text{ h}^{1/2}$), quando houve um sutil aumento na taxa de água absorvida em relação ao compósito $[\pm 75]$. Comparando a máxima e a mínima quantidade absorvida dentre os laminados chega-se a uma diferença de até 12%.

Alguns fenômenos podem ocorrer em altas temperaturas, como um possível processo de pós-cura e ou de envelhecimento, e ambos resultariam em aumento da rigidez do material. Entretanto, nenhum desses fenômenos foi considerado neste estudo. De modo geral, pode-se

concluir que quanto maior a temperatura da água, maior sua absorção e mais longo o período para atingir esta saturação. Assim, pode-se inferir que as análises sob água quente foram bastante úteis, mostrando que o comportamento é dependente do tempo e da temperatura.

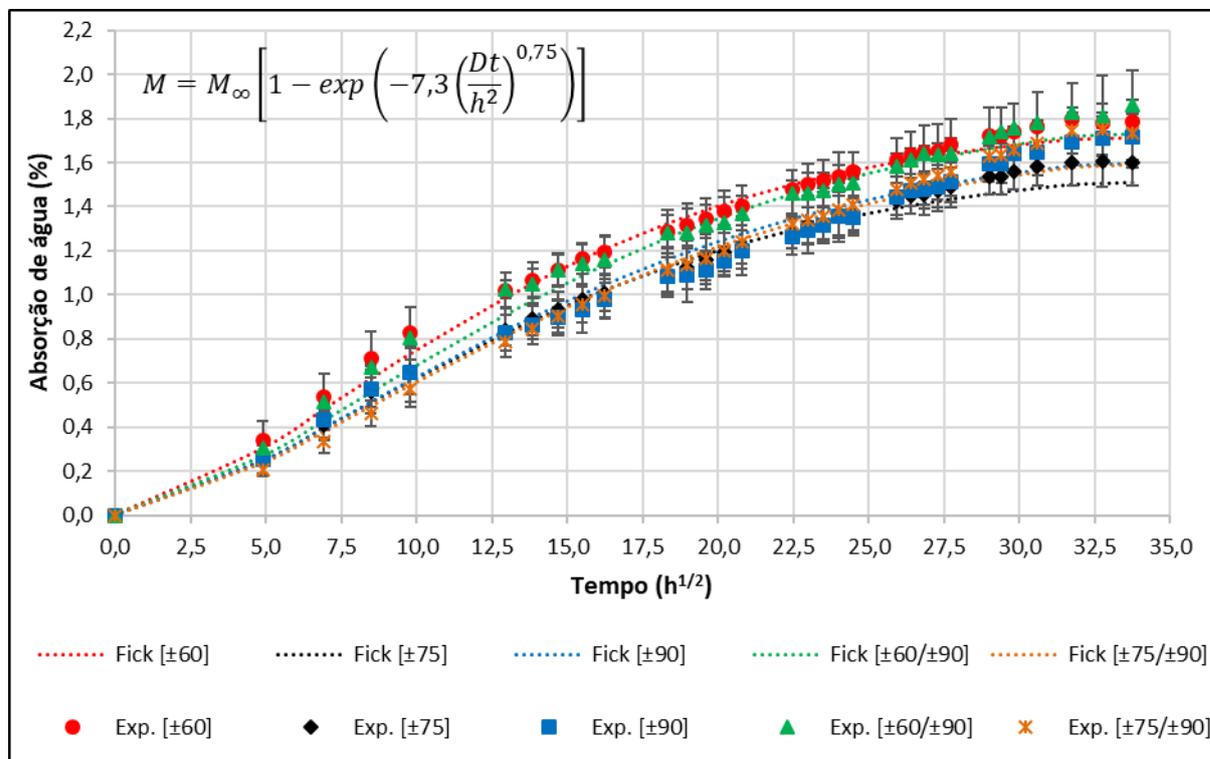


Figura 5.2 – Absorção de água à temperatura de 40 °C obtido experimentalmente e ajuste por modelo de Fick.

Em ambas as situações analisadas, a absorção de água prevista pelo modelo de Fick ajustou satisfatoriamente os resultados experimentais. Do estágio inicial até o pseudo-equilíbrio, é esperada uma resposta Fickiana, enquanto que em tempos mais longos a absorção aumenta em uma taxa mais baixa devido a uma combinação de vários mecanismos, incluindo relaxamento da rede de epóxi vítrea e o preenchimento de vazios e zonas delaminadas com água por drenagem (KARBHARI; XIAN, 2009). Dessa forma, é esperado que a absorção de umidade ocorra via difusão. A cinética do processo de difusão depende da temperatura e da absorção relativa de umidade. Quanto maior for a absorção relativa de umidade, maior a taxa de absorção de água (ALMEIDA et al., 2016b). Também, a saturação de água ocorreu após 45 dias de condicionamento nas duas condições de envelhecimento, sendo este um valor típico para resinas epoxídica conforme a literatura (KARBHARI; XIAN, 2009; KELLER; JELLISON; ELLISON, 2013).

A absorção de água é influenciada de modo geral pelo caráter hidrofílico da matriz e das fibras, pela adesão fibra/matriz, por microfissuras na matriz e por vazios no material. Essa absorção é controlada pela rede polimérica de resina, que por sua vez é influenciada pela absorção de água. A formação de vazios e microfissuras é induzida pela absorção de água, que se intensifica à medida que o nível de saturação aumenta (SUN et al., 2011). Assim, ambientes higrotérmicos aceleram o processo de absorção e deterioração de um compósito à base de matriz epóxi.

5.2. Análise térmica

Os resultados das análises de DSC para as amostras de *prepreg*, de compósitos não condicionados e condicionados em imersão de água quente a 40 °C por 240 h são apresentados na Figura 5.3. Pode-se observar que, para o *prepreg* (1º aquecimento) ocorre o processo de reticulação, que é acompanhado por liberação de calor, gerando assim um pico exotérmico bem definido em ≈ 165 °C. Na segunda corrida do pré-impregnado (2º aquecimento), o pico exotérmico desaparece e a T_g é determinada em 103 °C. O compósito não condicionado apresenta um pico exotérmico em 97 °C, enquanto o compósito condicionado apresenta um pico exotérmico em 93 °C.

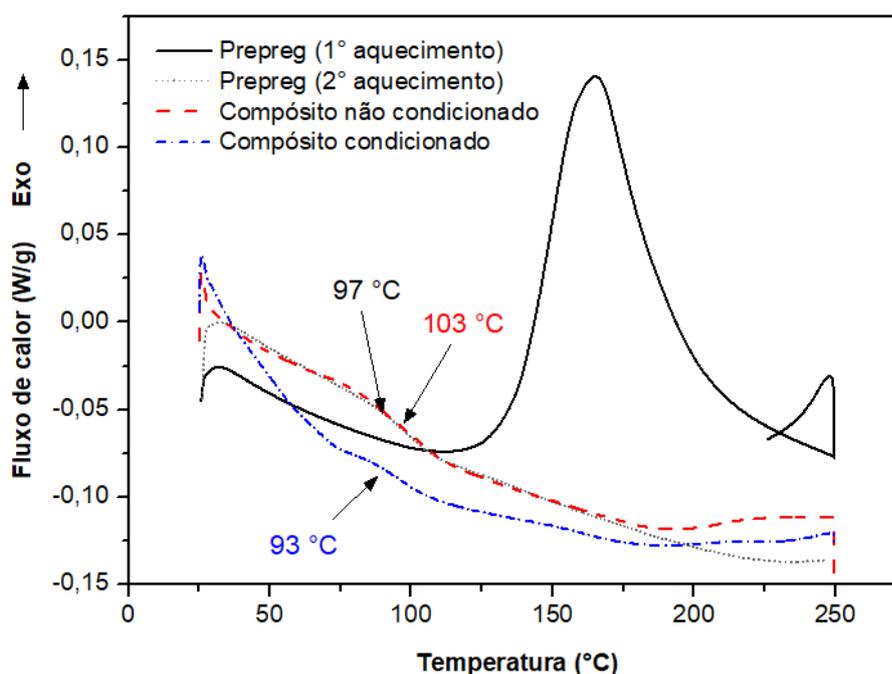


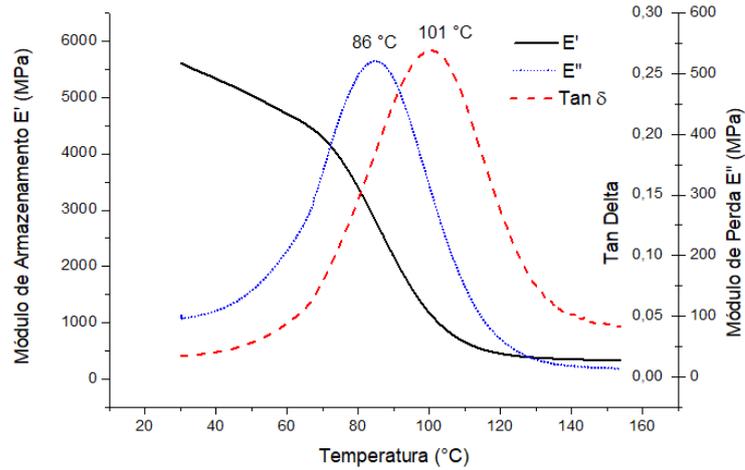
Figura 5.3 – Termograma DSC de carbono/epóxi *prepreg* e compósitos, condicionados e não condicionados.

Quando realizado a varredura para uma amostra de compósito que foi curada de acordo com o ciclo determinado pelo fabricante em 4 h a 120 °C e que não foi exposta a efeitos ambientais, a curva de DSC se sobrepôs à curva do *prepreg* (2º aquecimento),

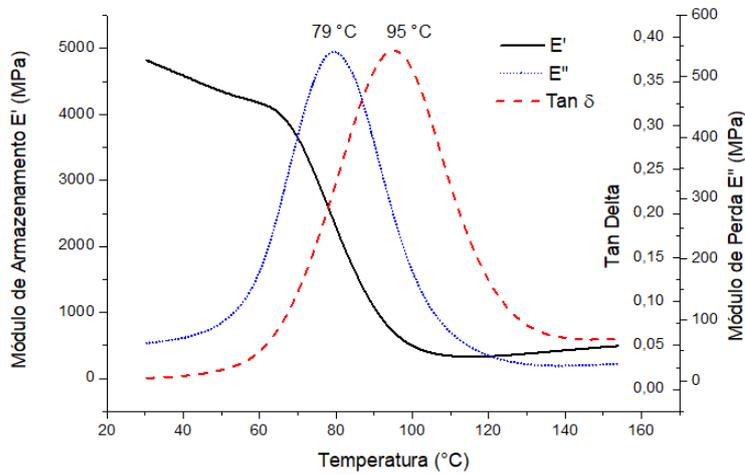
registrando apenas pequenas diferenças no início e no fim do ciclo de temperatura. A T_g neste caso foi estimada em 97 °C, com uma diferença da anterior ainda dentro do limite de erro desta análise. Observando a coincidência das curvas e a ausência de outros picos, pode-se verificar um adequado grau de cura da resina epóxi a partir da reticulação completa das cadeias do polímero.

Quando o compósito é submetido a efeitos ambientais de umidade e temperatura, a T_g diminui para 93 °C, uma redução de ≈ 10 °C. Além da queda da T_g , uma grande diferença é observada em relação à queda intensa no fluxo de calor e à falta de estabilização da curva. A diminuição da linha base é resultado do efeito causado pela presença de água absorvida. De acordo com De'Nève e Shanahan (1993), 1% da absorção de água na resina epóxi corresponde a uma redução de 8 °C na T_g . Mesmo no caso de exposição à temperatura ambiente, a absorção de água no volume livre da rede de epóxi pode aumentar a mobilidade da cadeia e levar a uma redução na T_g (DHIEB et al., 2013). Este efeito pode levar ao aumento dos vazios e trincas, bem como ao descolamento fibra/matriz (KIM; TAKEMURA, 2011). A temperatura da água também afeta substancialmente a rigidez inicial e o comportamento viscoelástico (RAFIEE, 2016).

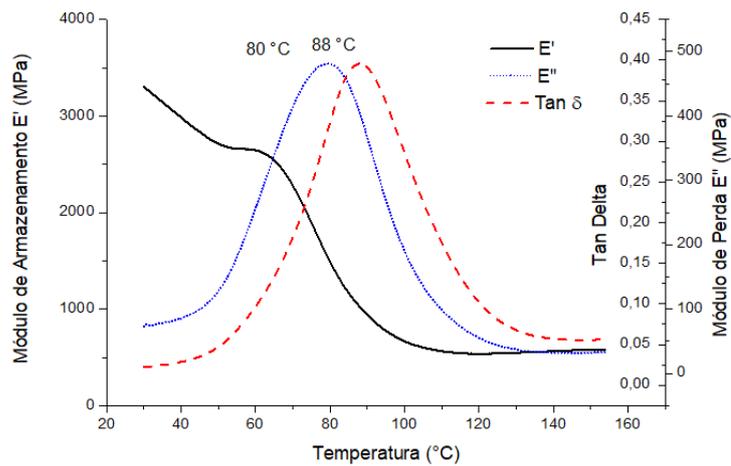
A Figura 5.4 apresenta as curvas de módulo de armazenamento (E'), módulo de perda (E'') e fator de perda ($\tan \delta$) obtidas a partir da análise dinâmico-mecânica (DMA) realizada para amostras de diferentes condições. De modo geral, o formato das curvas para a amostra não condicionada e para as duas situações de condicionamento foram semelhantes. A partir da Figura 5.4, observa-se que $E'_{m\acute{a}x}$ reduziu à medida que a intensidade dos efeitos ambientais foi aumentando, o que está relacionado ao efeito plastificante promovido pela absorção de água. No estado vítreo os compósitos envelhecidos mostraram um comportamento semelhante, talvez devido a uma pós-cura que pode ocorrer durante o envelhecimento (ALMEIDA et al., 2016b). Em relação ao módulo de perda (E''), nota-se um pequeno aumento quando a amostra é envelhecida em água ambiente e, em água quente, o efeito contrário. O módulo de perda está relacionado à dissipação de energia no material, e compósitos com fraca ligação interfacial tendem a dissipar mais energia. Os espécimes higrotermicamente condicionados apresentaram menor módulo de perda, como visto na Figura 5.4.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.4 – Termogramas (E' , E'' e $\tan \delta$) obtidos a partir da análise de DMA para as amostras $[\pm 75]_{FW}$ sujeitas a três condições: (a) não condicionada, (b) condicionada em água à temperatura ambiente e (c) em água a 40 °C.

Os valores de T_g obtidos a partir dos resultados da análise de DMA, pelos métodos da interseção do platô e a região vítrea do E' , da temperatura de pico do E'' e da temperatura de pico da $\tan \delta$, são apresentados na Tabela 5.1. Observa-se que a presença de água reduziu a T_g e que isto se intensificou com o aumento do condicionamento. Em relação às três abordagens de determinação da T_g ($T_{g,E'}$, $T_{g,E''}$ e $T_{g,\tan \delta}$) e comparando o não condicionamento com o condicionamento em água a 40 °C, a redução foi de 10 °C, 7 °C e 13 °C, respectivamente. Esses valores são compatíveis com as reduções obtidas na análise de DSC. Os valores da $T_{g,\tan \delta}$ foram os que mais se aproximaram em relação às estimadas pelos resultados de DSC.

Tabela 5.1 – Resultados obtidos a partir do DMA.

Condição	$E'_{máx}$ (MPa)	$E''_{máx}$ (MPa)	$T_{g,E'}$ (°C)	$T_{g,E''}$ (°C)	$T_{g,\tan \delta}$ (°C)
NC	5601	520	79	86	101
AF	4822	540	75	79	95
AQ	3303	481	69	79	88

5.3. Propriedades do material de referência

A caracterização das propriedades mecânicas unidirecionais dos laminados em ensaios de tração e cisalhamento V-Notched foi realizada para a alimentação futura de modelos algébricos. A Figura 5.5 mostra as curvas de tensão *versus* deformação dos corpos de prova ensaiados longitudinalmente (0°) e transversalmente (90°) à direção da fibra. Os módulos de elasticidade foram determinados pela razão entre a tensão e a deformação ($\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$) em uma faixa de deformação entre 0,1% e 0,3%. A partir dessas curvas, pode-se observar um comportamento linear no intervalo de interesse, resultando nos módulos elásticos $E_{1,t} = 139,19 \pm 13,43$ GPa e $E_{2,t} = 8,52 \pm 0,67$ GPa, que apresentaram baixo desvio padrão. A resistência máxima suportada pelos compósitos nas direções 0° e 90° foi de $\sigma_{1,t} = 1503,0 \pm 39,4$ MPa e $\sigma_{2,t} = 33,4 \pm 3,0$ MPa, respectivamente.

A Figura 5.6 apresenta as deformações longitudinais (ε_1) e transversais (ε_2) obtidas pelo ensaio de tração para os compósitos com orientação dos feixes de fibra no sentido da aplicação de carga. O coeficiente de Poisson (ν_{12}) é dado pela relação ($\Delta\varepsilon_2/\Delta\varepsilon_1$) no intervalo

de deformação (ε_1) de 0,1 e 0,3%. O resultado médio de um total de 3 amostras válidas foi de $\nu_{12} = 0,26 \pm 0,05$.

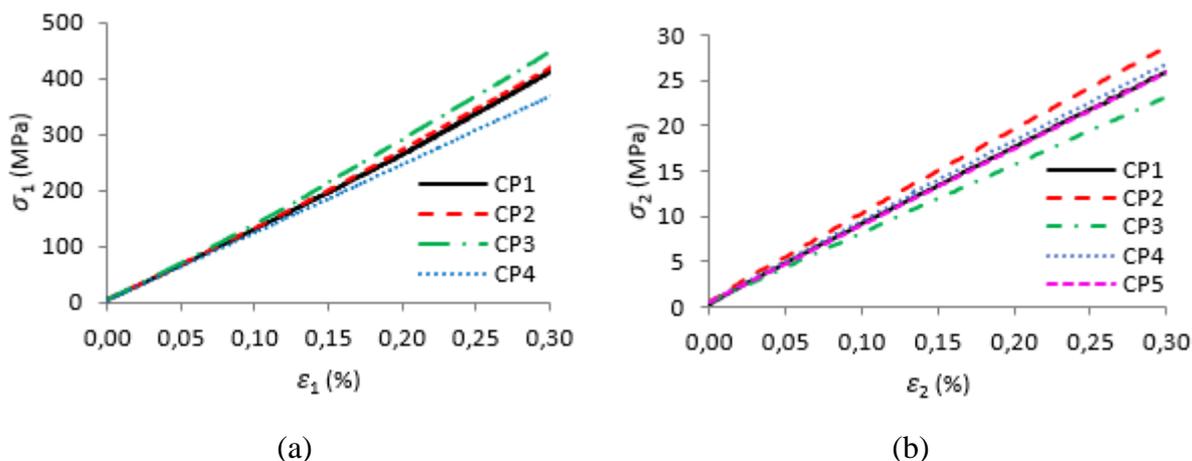


Figura 5.5 – Tensão *versus* deformação em tração: (a) direção 0°, (b) direção 90°.

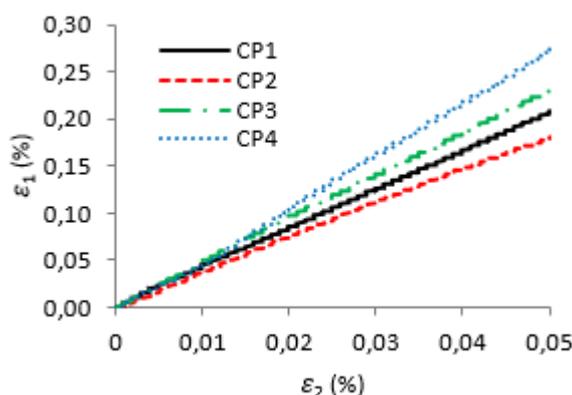


Figura 5.6 – Relação deformações longitudinal *versus* transversal para determinar o coeficiente de Poisson ν_{12} .

A Figura 5.7 apresenta os resultados para o ensaio de cisalhamento no plano. Uma forte influência da flambagem foi observada durante o teste devido à baixa espessura das amostras (≈ 2 mm), levando a modos de falha indesejados e invalidação de resultados. A Figura 5.7a mostra as curvas força de cisalhamento *versus* deslocamento, onde pode-se observar um “ombro” característico para esse tipo de ensaio. A força média no ponto máximo foi de $\approx 5,85$ kN. A Figura 5.7b mostra as curvas de tensão de cisalhamento (τ_{12}) *versus* deformação cisalhante (γ) para as duas amostras que apresentaram falhas de cisalhamento típicas na região útil. As curvas apresentaram boa linearidade e reprodutibilidade, sendo possível determinar a partir delas o módulo de cisalhamento G_{12} . Esse módulo foi

determinado pela razão ($\Delta\tau/\Delta\gamma$) em uma faixa de deformação cisalhante de 0,15% e 0,45%, resultando em um módulo de 4,26 GPa. A resistência ao cisalhamento média foi de 91,5 MPa.

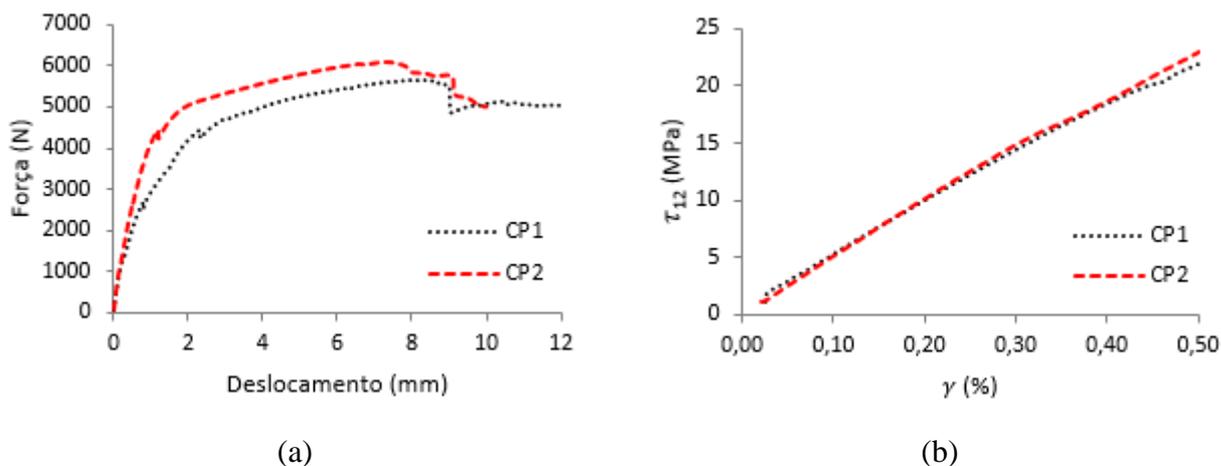


Figura 5.7 – Ensaio de cisalhamento V-Notched: (a) força *versus* deslocamento, (b) tensão de cisalhamento *versus* deformação cisalhante.

A Tabela 5.2 mostra uma compilação das propriedades mecânicas elásticas resultantes dos ensaios de tração e cisalhamento de compósitos carbono/epóxi fabricados por EF. É importante mencionar que estes valores são considerados baixos em relação a alguns valores fornecidos no manual do fabricante do pré-impregnado. Esses valores mais baixos foram creditados à condição do material pré-impregnado, que perdeu qualidade com o tempo apesar de haver sido armazenado em ambiente controlado (tipicamente -18°C).

Tabela 5.2 – Propriedades de engenharia dos laminados planos.

<i>Propriedade</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio padrão</i>	<i>Coefficiente de variação (%)</i>
$E_{1,t}$ (GPa)	139,19	13,43	9,7
$E_{2,t}$ (GPa)	8,52	0,67	7,9
G_{12} (GPa)	4,26	0,16	3,7
ν_{12}	0,26	0,05	18,9
$\sigma_{1,t}$ (MPa)	1503,0	39,4	2,6
$\sigma_{2,t}$ (MPa)	33,4	3,0	9,0
τ_{12} (MPa)	91,5	4,9	5,4

5.4. Relação diâmetro/espessura (d/h) nas propriedades mecânicas de anéis compósitos

5.4.1. Compressão radial

A Figura 5.8 mostra curvas representativas de força vs. deflexão para os anéis de diâmetro 50,8 mm e 136 mm sob compressão radial. Como esperado, quanto mais próximo o ângulo de enrolamento está da direção de carregamento, maior a carga suportada. Analisando a Figura 5.8a, os anéis de 50,8 mm de diâmetro das amostras $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$ possuem rigidez semelhante até ≈ 5 mm de deflexão, e mantêm essa rigidez até alcançar a força máxima, com um comportamento quase linear até o primeiro pico de carga ser atingido. Na sequência, dois pequenos picos com níveis de carga semelhantes aparecem, sendo atribuídos à delaminação, um modo típico de falha de estruturas cilíndricas sob compressão radial (ALMEIDA et al., 2017). Fissuras intralaminas também podem ocorrer, dado o entrelaçamento de fibras nas camadas *angle-ply*, típicas de estruturas fabricadas por EF. A elevada não linearidade observada nos anéis delgados está associada à deflexão lateral e à flexão do cilindro, tornando estas amostras mais propensas a delaminações e fissuras transversais.

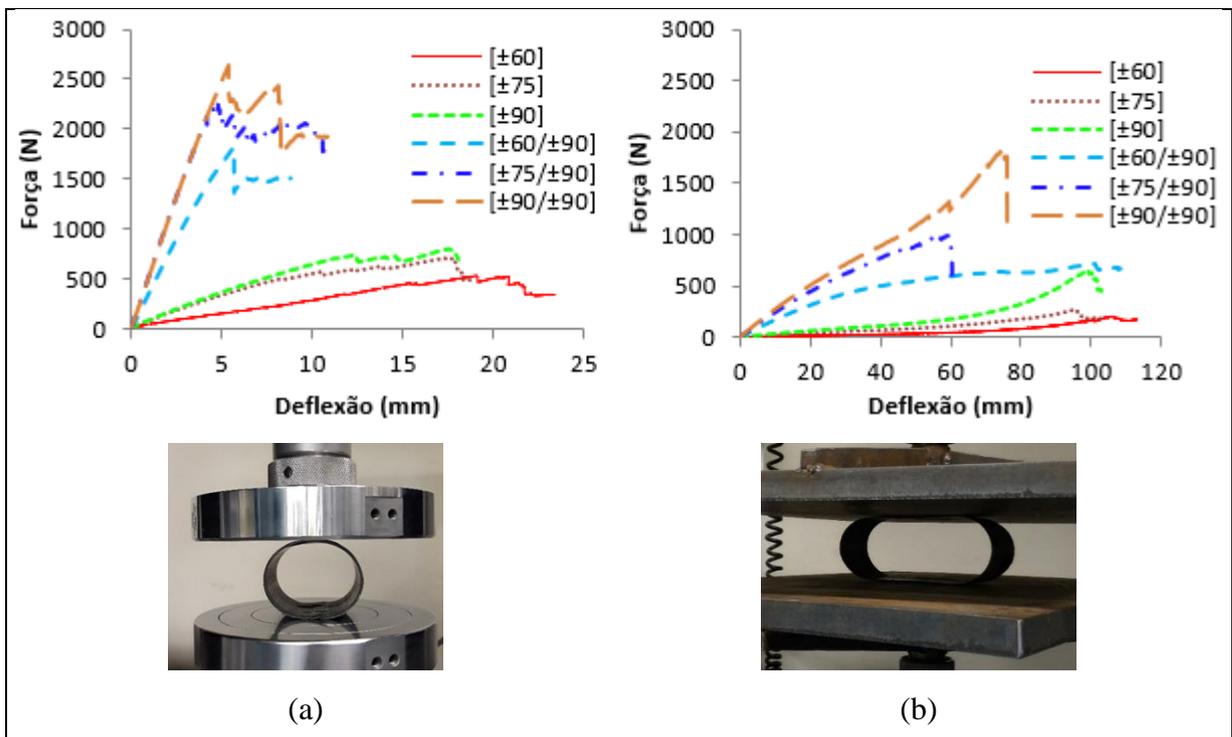


Figura 5.8 – Curvas características de força vs. deflexão para anéis sob compressão radial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.

Em geral, as amostras de camada única *angle-ply* apresentam um comportamento típico de relaxamento dos anéis, onde a deflexão lateral aumenta continuamente até o fim do

teste, não sendo observada falha abrupta para nenhuma das amostras mais delgadas. Não se pode concluir se as amostras flambaram, pois não foi observado ponto de bifurcação ou uma segunda trajetória de equilíbrio da estrutura após o ponto de bifurcação (pós-flambagem).

Os anéis sem enrolamento circunferencial $[\pm 60]$ e $[\pm 75]$ também apresentaram delaminações. Isso pode ser atribuído a uma perda de rigidez causada pela presença de ângulos de enrolamento fora do eixo de aplicação de carga. Além disso, o cruzamento da fibra devido ao padrão de enrolamento pode causar bolsos de resina nessas regiões, que poderão vir a ser pontos fracos na estrutura. Em geral, quanto maior o ângulo, maior a carga máxima suportada, mostrando a alta dependência da fibra nesse ensaio.

A forma geral das curvas força vs. deflexão para os anéis com uma camada circunferencial extra $[\pm\varphi/\pm 90]$, também apresentadas na Figura 5.8a, difere fortemente daquelas para uma camada única. Elas apresentam maior rigidez e comportamento linear-elástico até o pico de carga, atribuídos ao ganho de rigidez advindo da presença da camada circunferencial extra. No entanto, todas elas mostram picos menores associados a delaminações, que nesses casos são mais dominantes nos eventos de falha progressiva que a falha intralaminar, oposto ao esperado para os bobinados $[\pm\varphi]$. A rigidez das amostras $[\pm 75/\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$ foi similar, e um cenário semelhante foi identificado para as amostras $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$. É razoável inferir que os mecanismos que dominam a falha se modificam consideravelmente quando se adiciona uma camada circunferencial extra, onde os anéis sofrem uma menor influência de relaxamento das tensões e passam a apresentar falhas no material, como delaminações e falhas interfaciais.

A Figura 5.8b mostra as curvas para os anéis de diâmetro de 136 mm, e os picos de força *versus* deflexão são inferiores aos dos respectivos anéis com menor diâmetro (50,8 mm). Isso é esperado, pois a resistência à compressão aumenta para uma menor relação diâmetro/espessura (d/h). Além disso, todas as configurações apresentam comportamento não linear desde o início, também devido à maior proporção d/h , que permite uma deflexão muito maior. As amostras enroladas a $[\pm 60]$ não apresentam um pico pronunciado devido à sua grande deformação elástica. A alta razão d/h também implica que, à medida que a carga aumenta a seção muda de círculo para elipse e, à medida que a dimensão horizontal aumenta.

A rigidez média (S), a deflexão percentual (PRD) e o fator de rigidez (SF) são mostrados na Figura 5.9. A rigidez do anel indica o grau de tolerância do anel à ovalização sob carregamento transversal sem apresentar falha. Ou seja, o conceito de rigidez dos

cilindros define a capacidade da amostra de resistir não somente ao carregamento transversal externo, mas também a uma pressão interna inferior à pressão atmosférica. Esse é um fator importante para determinação da resistência dos anéis quando submetidos a carregamentos transversais compressivos, uma vez que a rigidez revela a resistência do anel para resistir a um determinado aumento no diâmetro sem indicar nenhuma evidência de falha ou dano.

A Figura 5.9a mostra que os anéis de diferentes diâmetros são mais rígidos quando o ângulo de enrolamento se aproxima da direção de carregamento. Entretanto, os anéis com menores razões diâmetro/espessura são muito mais rígidos, uma vez que a área lateral inferior previne excessiva deflexão e deformação. Como se observa, a rigidez aumenta para maiores ângulos para os anéis com 1 e 2 camadas. Analogamente, a deflexão do anel (Figura 5.9b) diminui à medida que o ângulo do enrolamento aumenta para os anéis com diâmetro interno de 50,8 mm. Para os anéis com diâmetro de 136 mm nas configurações $[\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$ ocorreu um pequeno aumento na deflexão em relação as configurações $[\pm 75]$ e $[\pm 75/\pm 90]$. O PRD está associado à rigidez do anel e tubos menos rígidos tendem a defletir mais.

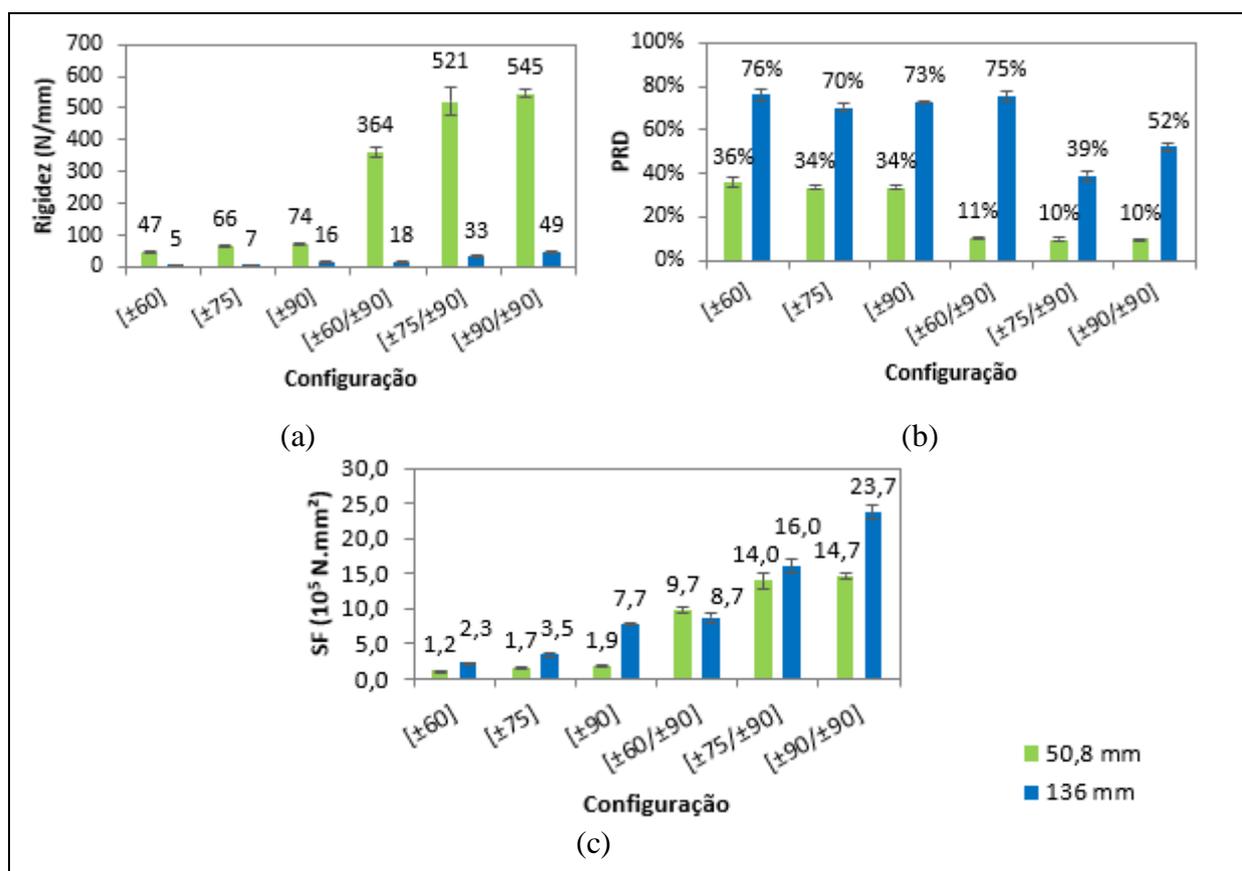


Figura 5.9 – Propriedades dos anéis compósitos sob compressão radial: (a) rigidez, (b) percentual de deflexão e (c) fator de rigidez.

À medida que a força aplicada no anel aumenta a seção muda de um círculo perfeito para uma elipse, ou seja, as dimensões na direção vertical diminuem e na direção horizontal aumentam, sendo o último restringido pela rigidez lateral do tubo (ALMEIDA et al., 2016a). O fator de rigidez (Figura 5.9c), que é dependente da deflexão e da rigidez do anel, é uma informação útil pois é influenciada pelo módulo de flexão e pela espessura da parede (ALMEIDA et al., 2017). Os anéis de ambos os diâmetros mostraram a mesma tendência, ou seja, quanto maior o ângulo de enrolamento, maior o fator de rigidez. Considerando que SF é dependente da deflexão do anel, esses resultados corroboram os do PRD , i.e. os anéis com mais camadas na direção circunferencial apresentam maior SF .

A Figura 5.10 apresenta fotos e micrografias digitais dos anéis (diâmetro: 50,8 mm) após o ensaio de carregamento compressivo transversal. Em todas as amostras uma larga trinca transversal principal localizada na superfície externa é vista. A mesma acontece nas áreas de contato com as placas compressivas, tanto inferior quanto superior. Esta trinca principal não depende da sequência de empilhamento e é iniciada devido a trincas menores intralaminares seguidas de uma grande delaminação que domina a falha final do anel.

As micrografias indicam que todos os anéis falharam de maneira progressiva. De fato, as amostras não flambaram, mas falharam pela contribuição de falhas interfaciais e intralaminares, dominadas por delaminação, corroborando as observações advindas da análise das curvas (Figura 5.8). E mesmo com numerosas delaminações com grandes deflexões, os anéis mais delgados continuam suportando carregamento e retendo alguma integridade estrutural. Resultados similares foram encontrados por ALMEIDA *et al.*, 2017 e RAFIEE; HABIBAGAH, 2018.

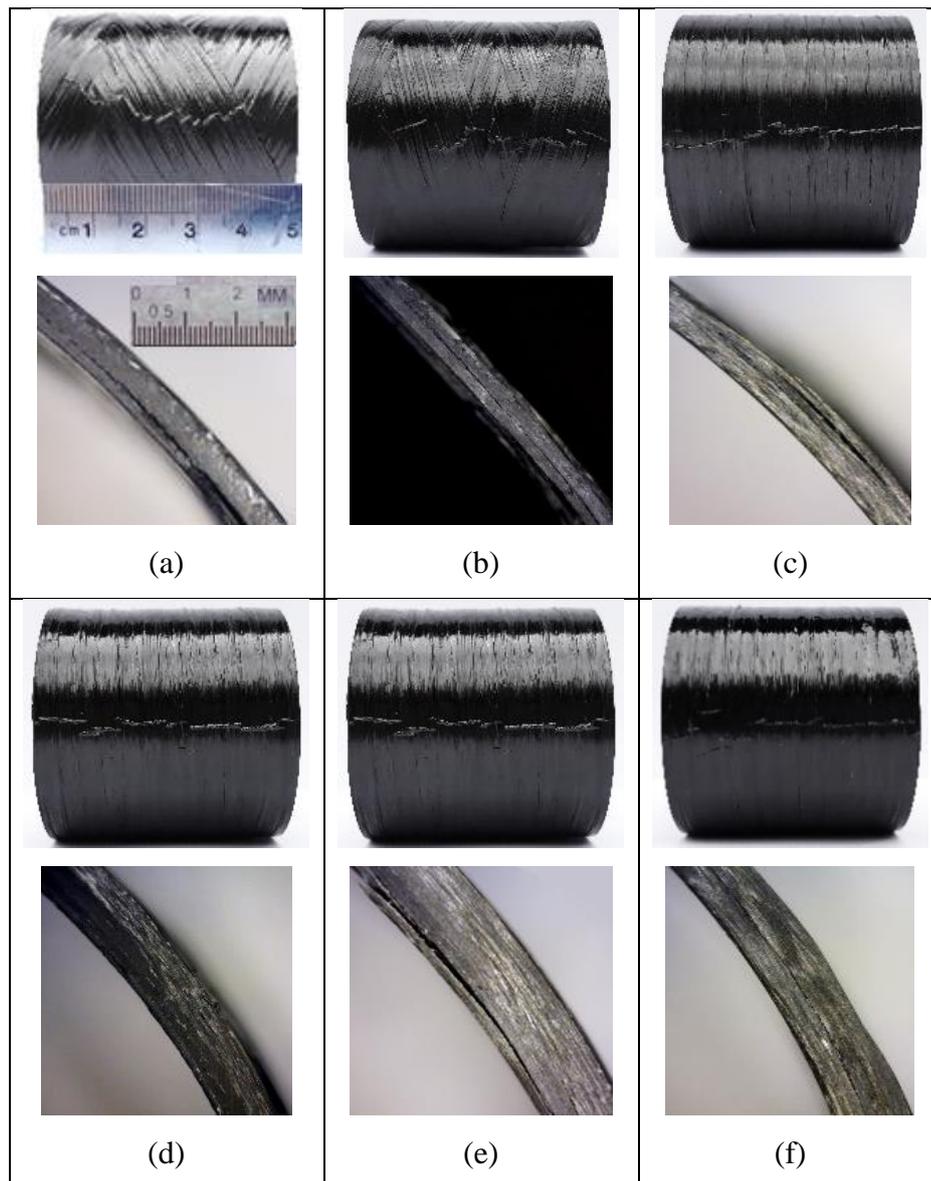


Figura 5.10 – Falhas representativas após compressão radial dos anéis (diâmetro: 50,8 mm): (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$, (f) $[\pm 90/\pm 90]$.

5.4.2. Compressão axial

Curvas representativas de força *vs.* deslocamento para os anéis compósitos de diâmetros 50,8 mm e 136 mm sob compressão axial são mostradas na Figura 5.11(a-b). Analogamente à compressão radial, quanto mais próximo o ângulo de enrolamento da direção de carregamento, maior é a carga máxima atingida. Os anéis mais delgados $[\pm\varphi]$, Figura 5.11a, apresentam um pico máximo menos pronunciado seguido de uma queda de carga pouco pronunciada e as amostras continuam resistindo ao carregamento até altos níveis de deslocamento. As não-linearidades são observadas precocemente em todos os anéis, sendo mais significativas nos espécimes delgadas.

As forças médias de falha dos anéis (Figura 5.11a) com uma camada $[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$ foram de 11,2 kN, 10,2 kN e 9,8 kN, respectivamente, e de 28,7 kN, 22,4 kN e 16,2 kN para os anéis com um empilhamento circunferencial extra $[\pm 60/\pm 90]$, $[\pm 75/\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$, respectivamente. A menor rigidez axial dos laminados $[\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$ é uma consequência direta da baixa rigidez ao longo do eixo do anel cilíndrico. E como não ocorre uma diminuição de rigidez expressiva após o pico de carga máxima, sugere-se que estes anéis falharam por *fiber brooming* ou esmagamento das bordas, indicando assim possível falha de material. O formato da curva na carga máxima é associado a deformações localizadas ao longo da amostra e a pequenas trincas na direção da fibra.

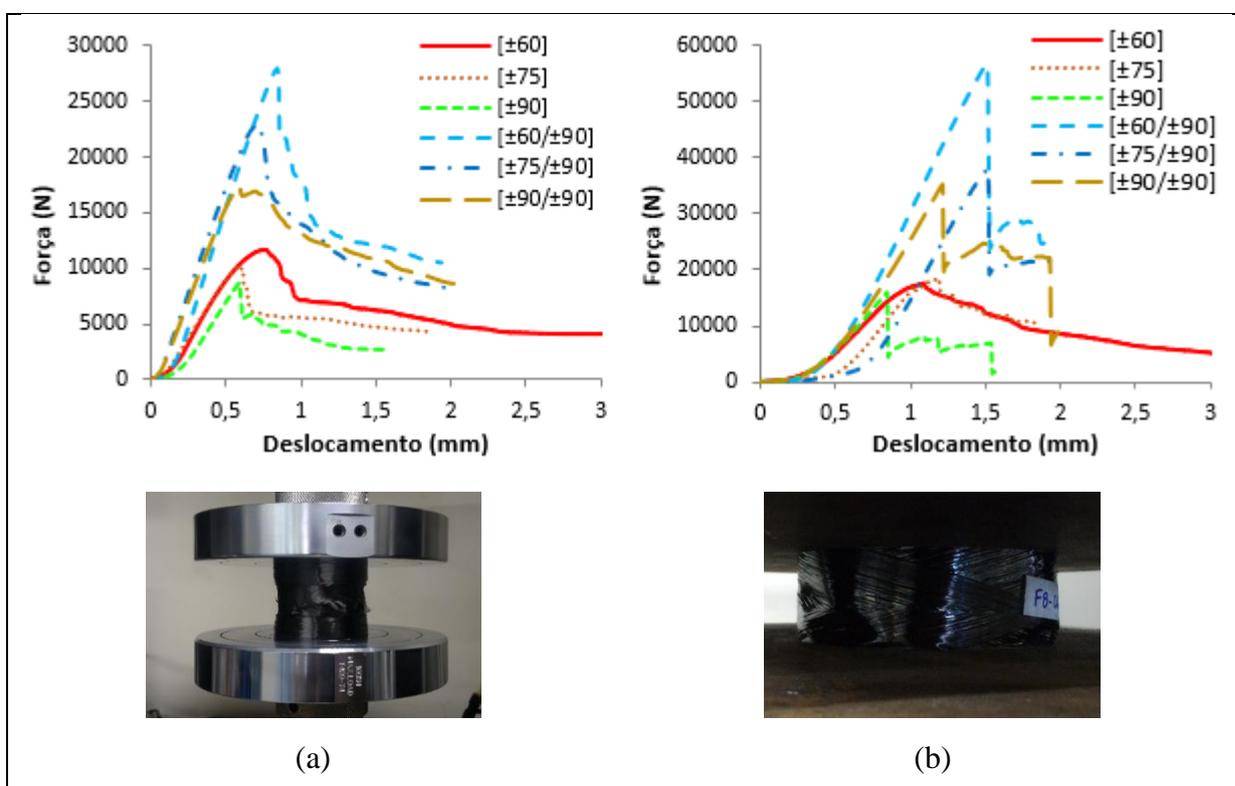


Figura 5.11 – Curvas características de força vs. deslocamento para os anéis do ensaio de compressão axial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.

Para os anéis com maior diâmetro (Figura 5.11b), um pico de carga muito mais claro é notado, seguido de uma queda acentuada, exceto para os laminados $[\pm 60]$ e $[\pm 75]$. Isso ocorre porque a área é maior e ajuda a distribuir a carga ao redor da casca cilíndrica, bem como sua rigidez é maior. As curvas também apresentaram um comportamento não linear bem mais pronunciado no início do histórico do carregamento, e ocorrem pontos de bifurcação de mudança de rigidez. Assim como reportado por ALMEIDA *et al.*, 2018, essas mudanças singulares na rigidez são observadas quando o estado de equilíbrio se inicia, e nesse caso, a

partir daí a casca cilíndrica salta para um novo estado de equilíbrio, onde o encurtamento axial permanece constante. O comportamento não-linear pode indicar flambagem e pós-flambagem e/ou dano material, no entanto acredita-se que estes anéis falharam por delaminações e fissuras intralaminares transversais à direção de carregamento.

Os fenômenos que governam o comportamento desses anéis de maior diâmetro são semelhantes aos de menor diâmetro. No entanto, os pontos de bifurcação para os anéis de menor diâmetro são os pontos de carga máxima, dada a linearidade da resposta até o pico de carga. As forças médias experimentais de falha dos anéis de 136 mm de diâmetro (Figura 5.11b) $[\pm 60]$, $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$ foram de 17,0 kN, 16,8 kN e 16,3 kN, respectivamente, e de 59,2 kN, 43,7 kN e 36,8 kN para os anéis com um segundo empilhamento circunferencial $[\pm 60/\pm 90]$, $[\pm 75/\pm 90]$ e $[\pm 90/\pm 90]$, respectivamente.

A resistência à compressão axial média é mostrada na Figura 5.12. Independentemente do diâmetro, a tendência é a mesma, ou seja, anéis com ângulos menores apresentam maior resistência à compressão axial. Também é válido mencionar a baixa dispersão nesses resultados, típica de processos automatizados como o enrolamento filamentar, onde se obtém boa repetibilidade, baixo índice de vazios e alta precisão na deposição de fibras (FILHO; ALMEIDA; AMICO, 2018).

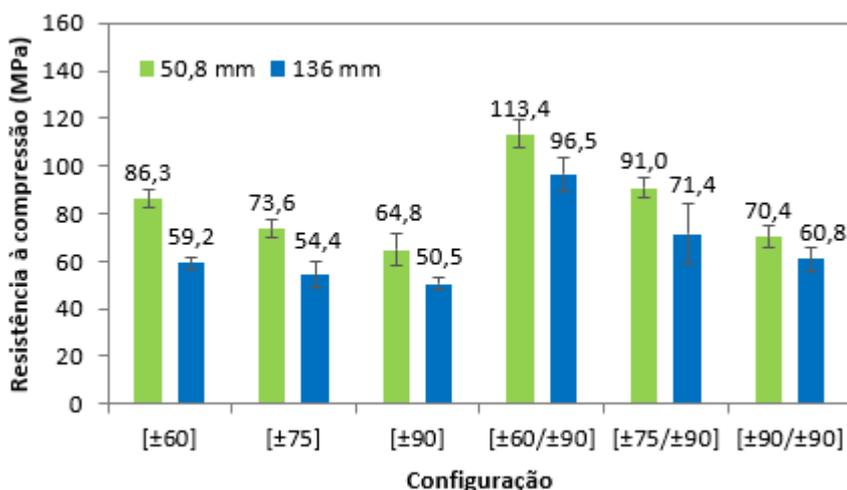


Figura 5.12 – Resistência à compressão axial de anéis com diâmetros de 50,8 mm e 136 mm.

Micrografias das amostras fraturadas de menor diâmetro são mostradas na Figura 5.13. Fissuras transversais e delaminações dominaram a falha de todos os espécimes. No laminado $[\pm 90]$, a falha por *brooming* próxima às bordas do anel foi dominante, e para os anéis com ângulos diferentes de 90° , microfissuras perpendiculares à direção da fibra também foram

observadas. Para os anéis de parede dupla, exceto laminados $[\pm 90/\pm 90]$, delaminações dominaram o modo de falha final. Descolamentos fibra/matriz também foram identificadas, indicando a presença de danos intralaminares. Nos anéis de maior diâmetro, alguns casos de flambagem foram observados, que é típico de uma casca elástica sob compressão axial, com uma resposta muito estável na faixa de pós-flambagem. A falha ocorre, portanto, pela flambagem local acoplada à falha da matriz, caracterizada por uma grande curvatura (ALMEIDA et al., 2018) dos corpos de prova, ativada por microfissuras matriciais e pouca quebra de fibras. SAMBANDAM *et al.*, 2003 estudaram o comportamento de flambagem e pós-flambagem de cascas cilíndricas e relataram sua sensibilidade às imperfeições. Neste trabalho, não foram realizados estudos dos efeitos das imperfeições e da flambagem.

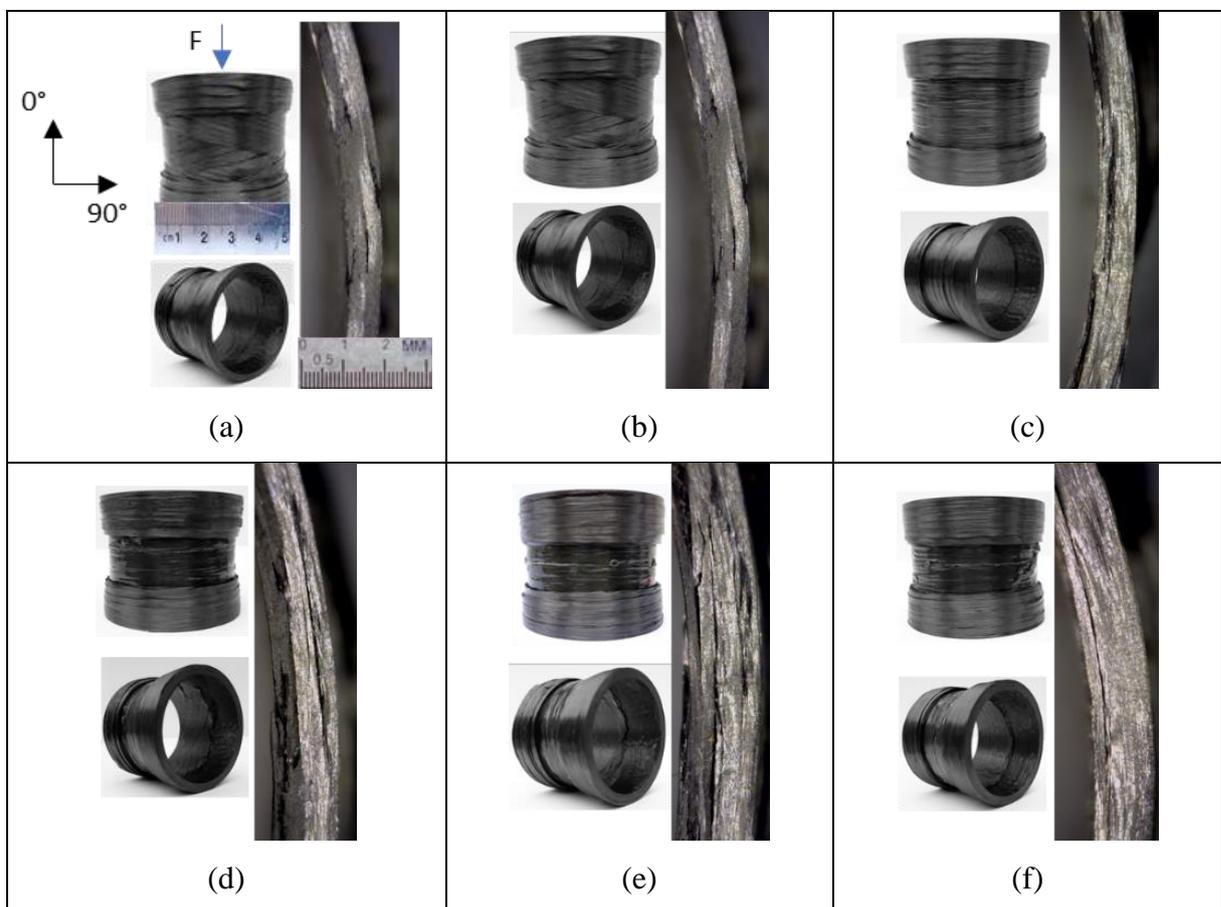


Figura 5.13 – Falhas típicas dos anéis após compressão axial (diâmetro: 50,8 mm): (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$, (f) $[\pm 90/\pm 90]$.

5.4.3. Tração circunferencial

A Figura 5.14 mostra as curvas força vs. deslocamento obtidas nos ensaios de tração circunferencial. Como esperado, quanto mais próximo o ângulo de enrolamento de 90° , maior será a força máxima. Para os anéis de 50,8 mm de diâmetro (Figura 5.14a), as curvas são

ligeiramente não lineares, associado à acomodação inicial do anel ao redor dos semi-discos e à geração do momento fletor com o carregamento. Após a região não linear inicial, os anéis mostram um comportamento quase linear até a falha catastrófica. A falha é geralmente frágil, com a queda brusca da carga devido à ruptura das fibras.

Para os anéis com diâmetro interno de 136 mm, com resultados apresentados na Figura 5.14b, embora o dispositivo de teste seja maior, o sistema é muito mais estável e as curvas são, em geral, mais lineares até a falha catastrófica. Uma maior não linearidade no início é observada para a amostra $[\pm 75]$, o que pode ser atribuído à alta influência da flexão no início do teste. Este comportamento está associado ao acoplamento entre o anel e os discos metálicos, uma vez que a amostra fica mais rígida à medida que a força aumenta, o que pode ser identificado pela inclinação da curva até 0,5 mm.

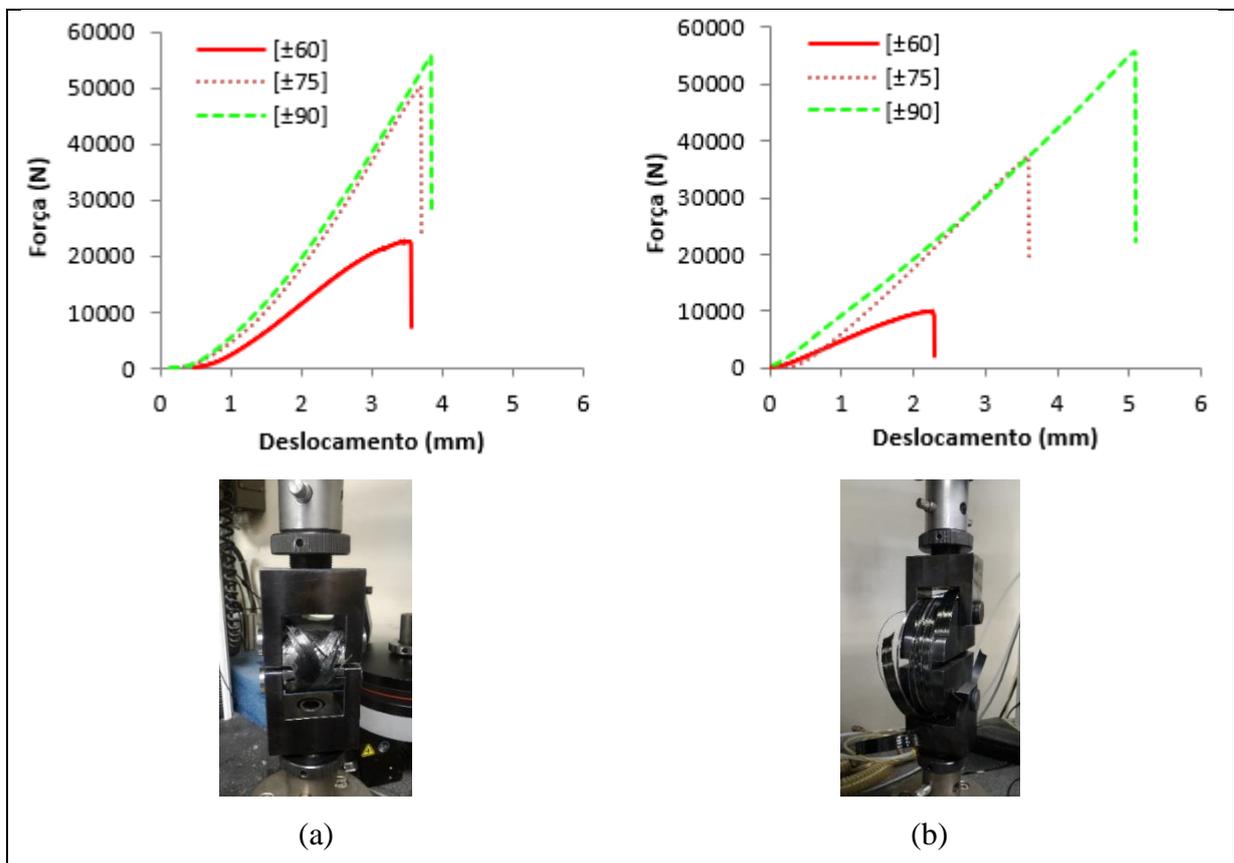


Figura 5.14 – Curvas características de força vs. deslocamento para os anéis do ensaio de tração circunferencial: (a) diâmetro de 50,8 mm, (b) diâmetro de 136 mm.

A resistência à tração circunferencial aparente média calculada é mostrada na Figura 5.15. Os anéis enrolados na direção circunferencial apresentaram maior resistência mecânica, como esperado. Para os anéis menores, um aumento de 77% ocorre para os anéis

[± 75] em relação aos anéis [± 60], seguido por um aumento de 30% para os anéis [± 90] em relação aos anéis [± 75], enquanto para os anéis de 136 mm, o aumento de resistência foi de 245% e 67%, respectivamente.

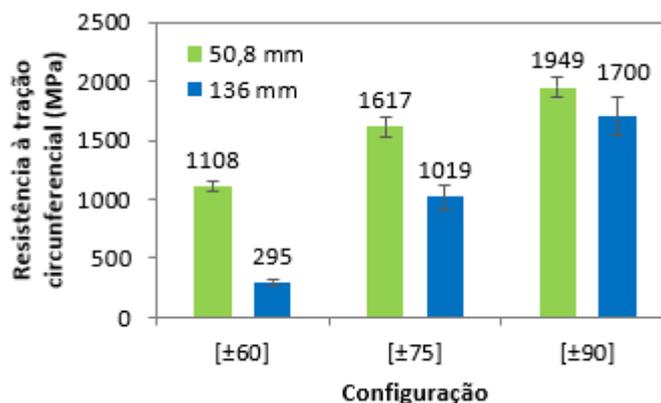


Figura 5.15 – Resultados médios de resistência à tração circunferencial.

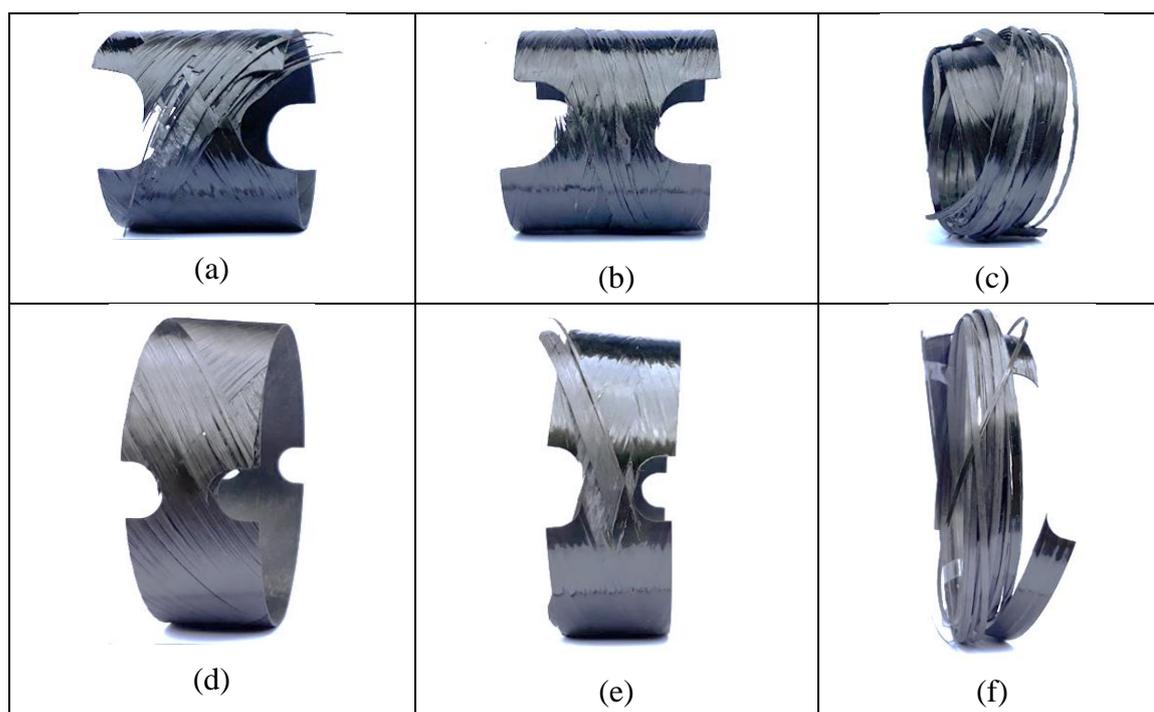


Figura 5.16 – Falhas típicas após tração circunferencial dos anéis [± 60], [± 75] e [± 90] de diâmetro de 50,8 mm (a-c, respectivamente) e de diâmetro 136 mm (d-f, respectivamente).

O tipo e a localização da falha das amostras de tração circunferencial podem ser vistos na Figura 5.16. Em todas as amostras, a falha ocorreu na seção reduzida (entalhes). As trincas iniciaram na ponta do entalhe, em níveis de carga superiores a 80% da carga máxima, e se propagaram ao longo da direção da fibra. Para os anéis [± 60], a falha se iniciou por

descolamento fibra/matriz seguido por falha catastrófica dominada por ruptura dos filamentos. O anel $[\pm 75]$ também apresentou descolamento de fibra/matriz, mas a falha foi mais dominada pelo rompimento das fibras. Para o laminado $[\pm 90]$, a falha catastrófica foi essencialmente dominada pela quebra das fibras. As observações foram similares para os espécimes de maior diâmetro.

5.5. Compressão radial com condicionamento higrotérmico

Ensaio de compressão radial por meio do equipamento construído foram realizados para os anéis com diâmetro interno de 50,8 mm e para as seguintes configurações $[\pm 60]$, $[\pm 75]$, $[\pm 90]$, $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$. Os compósitos $[\pm 90/\pm 90]$ não foram testados em razão de serem equivalentes a configuração $[\pm 90]$. As cargas de compressão (peso morto) utilizadas nesses testes são correspondentes a 25% da força máxima de ruptura obtida nos ensaios anteriores de compressão radial para cada configuração. A Tabela 5.3 mostra a força máxima de ruptura, as forças correspondentes de 25% da carga de ruptura, e a massa em (kg) utilizada para cinco amostras carregadas simultaneamente. O peso morto utilizado para realizar os ensaios foi obtido a partir da massa da plataforma (38,2 kg) e por anilhas empilhadas sobre ela, até atingir a massa correspondente da Tabela 5.3 para cada configuração.

Tabela 5.3 – Cálculo das forças e das massas utilizadas nos ensaios de compressão radial.

Configuração	$F_{\text{máx}}$ (N)	25% $F_{\text{máx}}$ (N)	Massa utilizada para 5 CP's (kg)
$[\pm 60]$	$539,2 \pm 9,0$	134,8	68,7
$[\pm 75]$	$726,1 \pm 16,5$	181,5	92,5
$[\pm 90]$	$812,7 \pm 22,3$	203,2	103,6
$[\pm 60/\pm 90]$	$1785,5 \pm 77,3$	446,4	227,6
$[\pm 75/\pm 90]$	$2340,4 \pm 81,8$	585,1	298,3

A Figura 5.17 apresenta as curvas de deflexão *versus* tempo ($d \times t^{1/2}$) dos anéis compósitos em compressão radial sob condicionamento mecânico (CM), higro-mecânico (CM+AF) e higro-termomecânico (CM+AQ). Não se observa alterações significativas quando se compara o comportamento dos anéis submetidos apenas ao carregamento mecânico (CM) com outros carregados mecanicamente em água à temperatura ambiente (CM+AF) para todos

os ângulos de enrolamento analisados. As curvas mantiveram patamar de deflexão quase constante durante o tempo de ensaio para todas as amostras exceto as de $[\pm 60]$ (Figura 5.17a), que apresentaram um pequeno aumento de deflexão ao longo do tempo. Esse aumento já indica um efeito viscoelástico mais pronunciado.

No entanto, nos testes de compressão higrotérmicos realizados em água aquecida a $40\text{ }^{\circ}\text{C}$, as deflexões observadas ao longo do tempo são maiores, resultando em um comportamento viscoelástico intensificado e dependente da temperatura, parâmetro que afeta a absorção de água e a consequente redução da T_g . No início do carregamento também se observa uma deflexão ligeiramente maior seguida por uma recuperação da deflexão. Esse efeito pode ser causado pelo enrijecimento da matriz devido a uma possível pós-cura ou pela aceleração do efeito do envelhecimento. Em ambos os casos, o resultado seria um aumento de rigidez e resistência. Isso em parte compensaria a diminuição da rigidez devido à absorção de água (GUEDES; SÁ; FARIA, 2010). Após a recuperação, a deflexão novamente aumenta e se intensifica do meio para o fim do teste.

A curva que mais se destaca é aquela para os anéis $[\pm 60]$ (Figura 5.17a), que apresentou uma deflexão mais acentuada. Esse efeito é resultado da baixa rigidez e da maior absorção de água em ângulos menores, possivelmente causado por uma maior quantidade de vazios. Na Figura 5.17(b-d-e) o comportamento viscoelástico, i.e. a taxa de aumento da deflexão, foi similar. Na Figura 5.17c, o efeito viscoelástico foi mais pronunciado, o que não era esperado pela maior rigidez relativa dos anéis $[\pm 90]$. Esse efeito pode ser explicado pelo aumento da absorção de água na fase final do envelhecimento. Comparativamente, também é observado que os anéis com duas camadas apresentam menor deflexão inicial devido à maior rigidez. Ao comparar os resultados após 225 h de teste de compressão nas condições ambientais sem água e com água quente, os aumentos nas deflexões foram de aproximadamente: 73%, 37%, 62%, 78% e 74% para as configurações $[\pm 60]$, $[\pm 75]$, $[\pm 90]$, $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$, respectivamente.

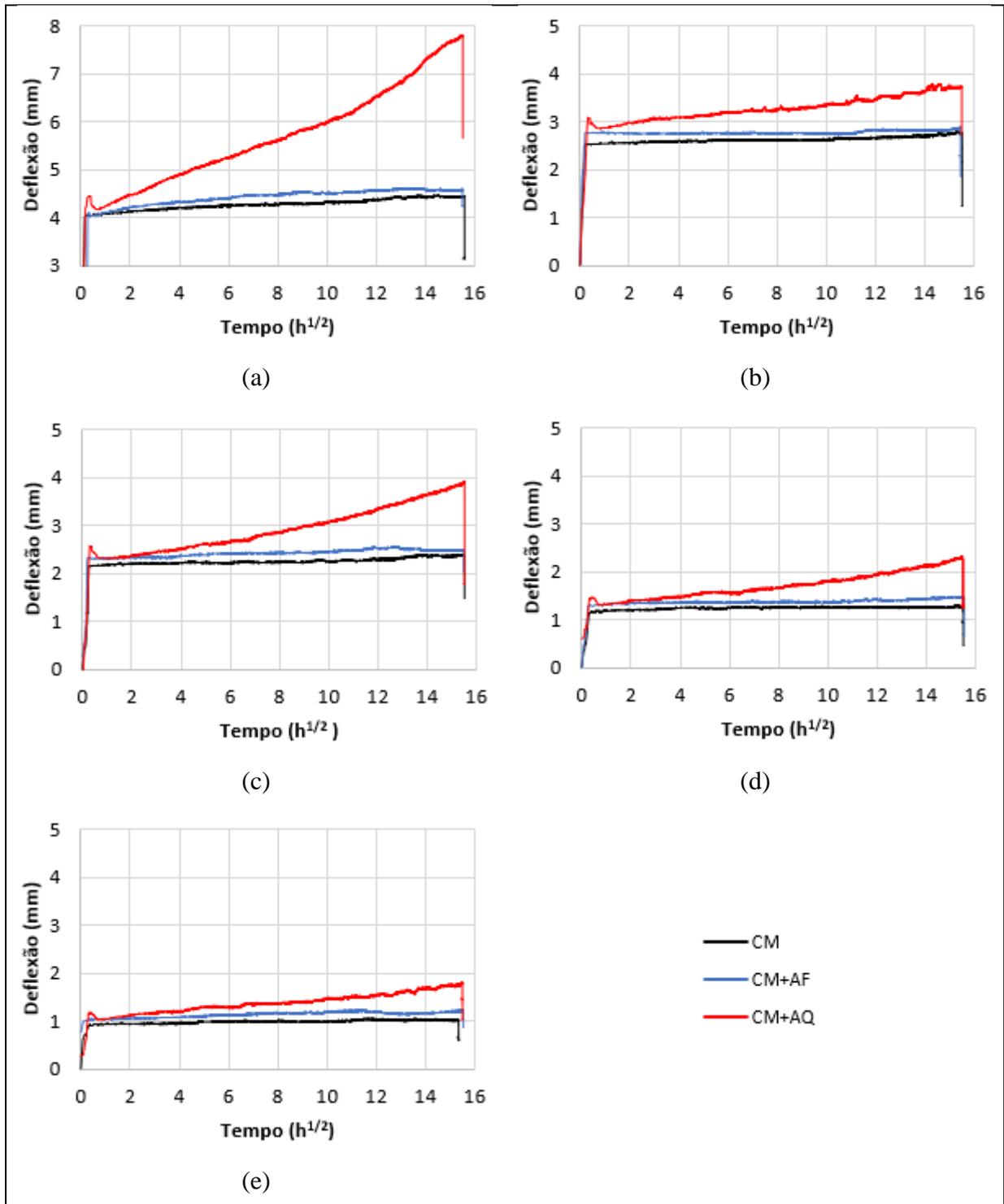


Figura 5.17 – Compressão radial constante sob diferentes condicionamentos higrotérmicos para as configurações: (a) $[\pm 60]$, (b) $[\pm 75]$, (c) $[\pm 90]$, (d) $[\pm 60/\pm 90]$, (e) $[\pm 75/\pm 90]$.

Curvas de perfil similar àsquelas apresentadas na Figura 5.17 foram reportadas por SCATTINA *et al.*, 2015 e para esses autores um aumento na temperatura magnifica o relaxamento do material e irregularidades da superfície aumentam o relaxamento de

compressão. Conforme GUEDES; SÁ; FARIA, 2010, o condicionamento causa uma pequena redução no módulo elástico, devendo-se esperar maiores valores de flexibilidade de fluência nos pontos críticos, uma vez que a tensão atua como fator acelerador no comportamento viscoelástico. O material também pode se tornar mais rígido durante o processo de envelhecimento físico e a tensão de fluência transitória que carrega o efeito de envelhecimento pode ser computada no domínio da escala de tempo efetivo (MULIANA; SAWANT, 2009).

Os resultados de variação da rigidez durante os ensaios de compressão a longo prazo, calculados pela razão entre a carga (peso morto) e a deflexão máxima, são apresentados na Figura 5.18. A rigidez apresentada é correspondente a 5 amostras ensaiadas simultaneamente. Como esperado, os resultados são intrinsecamente relacionados com o comportamento da Figura 5.17, ou seja, quanto maior o aumento do escoamento viscoelástico do material, menor é capacidade de suportar carga. Para os anéis de camada simples, a casca é muito delgada, resultando em valores de rigidez muito pequenos. Para os espécimes mais espessos, a deformação elástica diminui e os valores de rigidez aumentam.

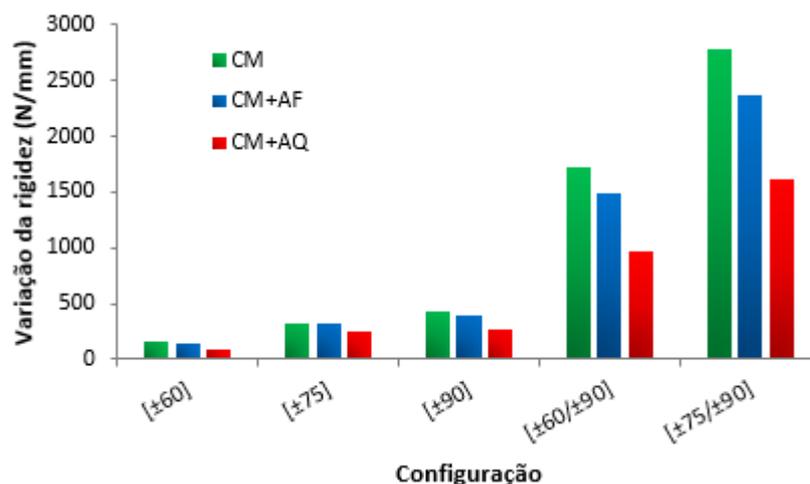


Figura 5.18 – Variação da rigidez calculada pela razão entre o peso morto e a deflexão máxima nos ensaios de compressão radial.

A Figura 5.19 ilustra imagens de MEV obtidas após os ensaios de compressão radial ao longo do tempo com condicionamento higtotérmico em temperatura de 40 °C. Na Figura 5.19a observa-se pequenos poros na horizontal, que são resultados de microfissuras causadas durante o ensaio de compressão. Na amostra [±60/±90] (Figura 5.19b), uma falha de maiores proporções é identificada, que representa pequenas quebras de fibra. Já na amostra [±75/±90]

(Figura 5.19c), uma pequena fissura horizontal é visualizada, representando uma micro falha por delaminação.

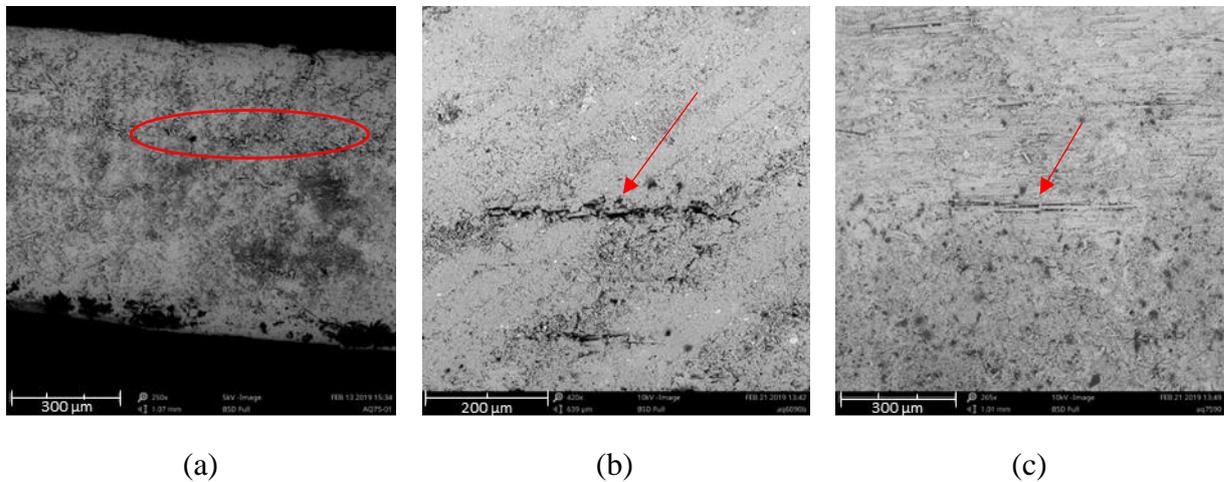


Figura 5.19 – MEV dos compósitos submetidos a compressão radial com condicionamento higro-termomecânico: (a) $[\pm 75]$, (b) $[\pm 60/\pm 90]$, (c) $[\pm 75/\pm 90]$.

5.6. Propriedades mecânicas residuais após ensaio de compressão radial sob condicionamento higratérmico

As resistências mecânicas residuais dos anéis compósitos submetidos em compressão radial, compressão axial e tração circunferencial são apresentadas na Figura 5.20, Figura 5.21 e Figura 5.22, respectivamente. Os resultados foram obtidos por meio de ensaios quase-estáticos das amostras advindas dos ensaios de compressão radial nos três cenários de condicionamento, e estes são comparados com os resultados de referência, ou seja, para as amostras que não foram submetidas aos ensaios de compressão radial ao longo do tempo. As curvas obtidas nos diferentes ensaios não foram inseridas neste trabalho, porém pode-se dizer que, com algumas exceções elas seguiram a mesma tendência das curvas representativas da Figura 5.8a.

A Figura 5.20a mostra as forças máximas médias sob compressão radial para cada configuração. A redução de carga para compósitos $[\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$ ao comparar as condições NC com CM+AQ foi de $\approx 14\%$, justificada pelo processo de degradação induzido pela absorção de água, influenciando sua capacidade de suportar cargas (JIANG et al., 2014). Observou-se nas curvas quedas de carga sutis na parte final do carregamento até uma falha rápida e intensa, com um comportamento clássico de flambagem (FILHO; ALMEIDA; AMICO, 2018).

Os resultados de rigidez dos anéis são mostrados na Figura 5.20b. Observa-se que a rigidez é influenciada pelas condições de condicionamento, principalmente com água a 40 °C. A difusão da água e o envelhecimento térmico atuam na degradação da matriz, diminuindo a resistência mecânica (ALMEIDA et al., 2016b). Para os anéis $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$, a rigidez não apresentou alterações significativas. Quanto aos laminados de duas camadas, a rigidez diminuiu com as amostras testadas em água quente em comparação à referência. Essa redução foi de 14% e 26% para os anéis $[\pm 60/\pm 90]$ e $[\pm 75/\pm 90]$, respectivamente, correspondendo a uma rigidez residual de 364 N/mm e 521 N/mm, respectivamente.

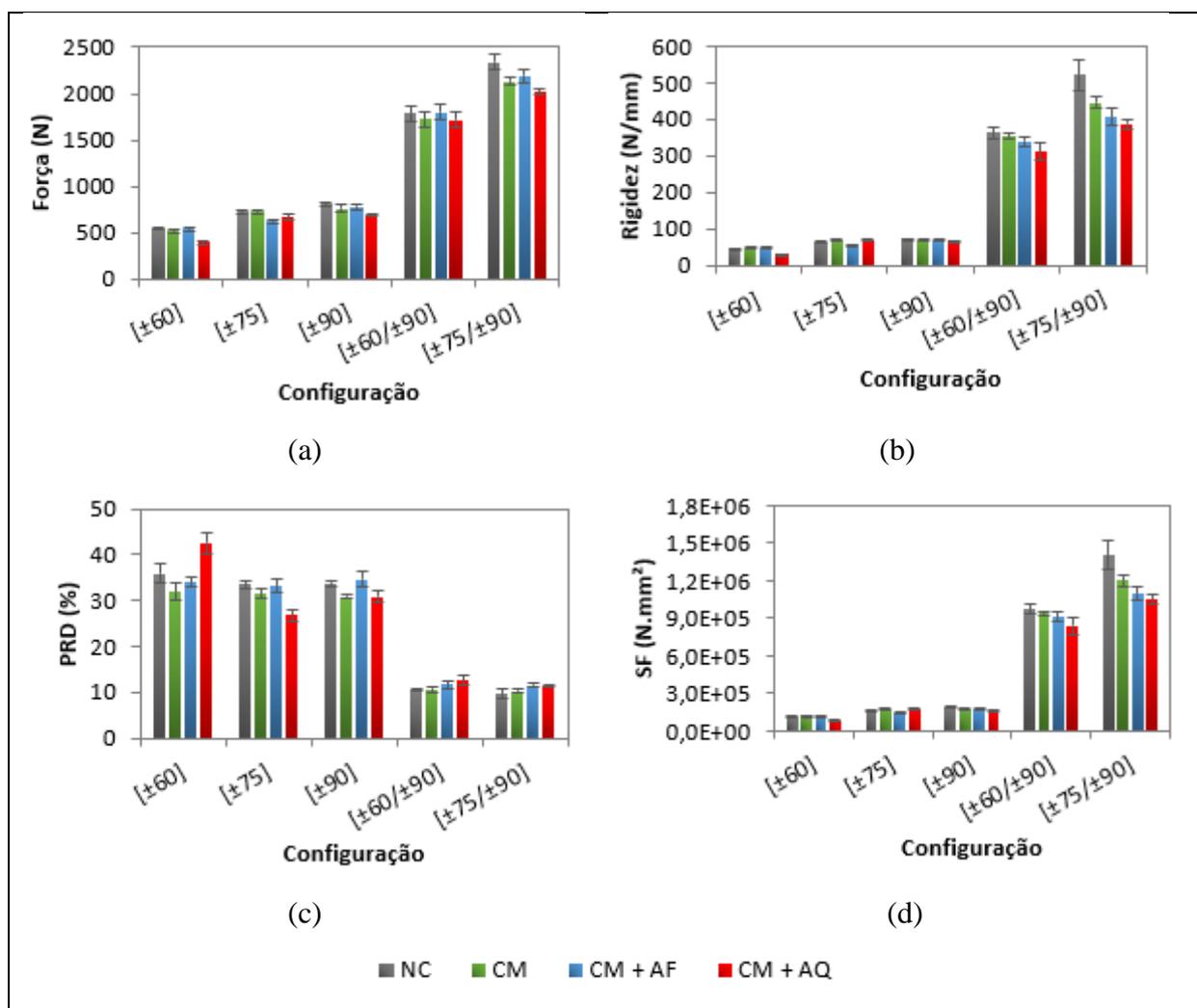


Figura 5.20 – Avaliação das propriedades mecânicas sob compressão radial dos anéis após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) rigidez, (c) PRD, (d) SF.

A Figura 5.20c mostra o percentual de deflexão dos anéis. Esse parâmetro está associado à rigidez e anéis menos rígidos tendem a desviar mais, como discutido

anteriormente. Comparando com as amostras de referência, observa-se que a deflexão tende a aumentar para os compósitos de dupla camada, como era esperado, já que a rigidez diminuiu. No entanto, para os compósitos $[\pm 75]$ e $[\pm 90]$ o percentual de deflexão foi reduzido, o que pode ser justificado por algum efeito de pós-cura no envelhecimento, aumentando a característica de fragilidade do material. A Figura 5.20d apresenta o fator de rigidez para todos os anéis, que é altamente dependente do grau de deflexão (PARK et al., 2014). O fator rigidez segue a mesma tendência da rigidez, sendo maior para os anéis com ângulo de enrolamento tendendo a $[\pm 90]$.

A Figura 5.21 mostra os resultados das propriedades residuais para os anéis sob compressão axial. Assim como em compressão radial, as propriedades viscoelásticas foram afetadas pelo envelhecimento térmico. No entanto, a magnitude dos efeitos foi menor, pois o carregamento em compressão radial sob condicionamento higrotérmico não é o mesmo do carregamento em compressão axial, desse modo a resposta mecânica foi menos afetada. A carga máxima foi reduzida em 13% e 16% para as configurações $[\pm 75]$ e $[\pm 60/\pm 90]$, respectivamente. Para as demais configurações a redução máxima foi de 6%. Já a redução da resistência à compressão axial foi de 8% e 18%.

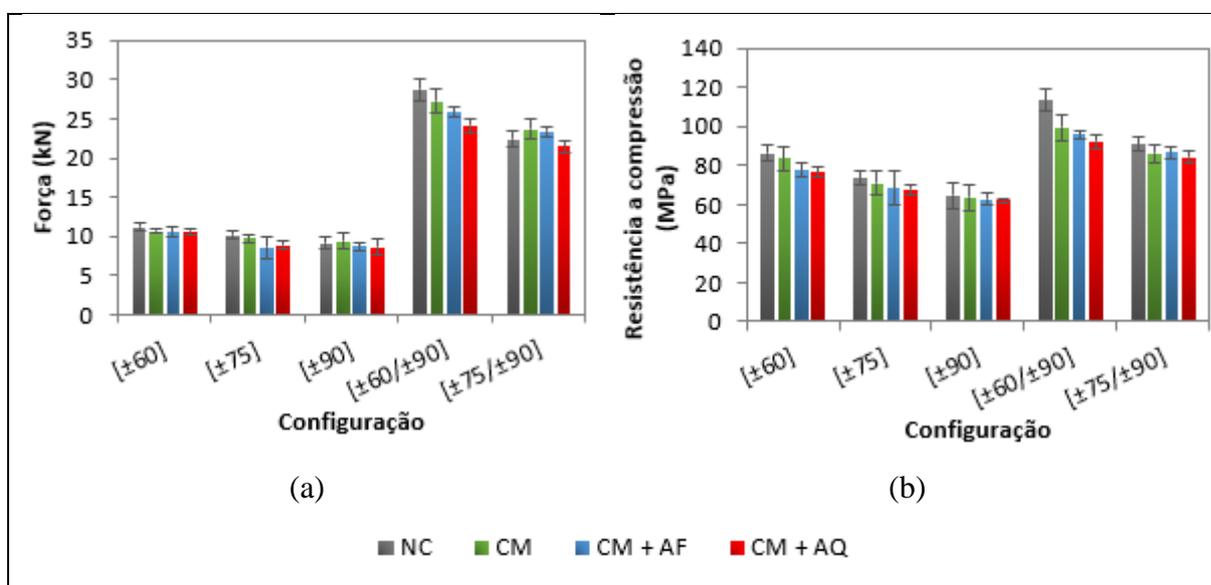


Figura 5.21 – Resultados dos ensaios de compressão axial após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) resistência à compressão axial.

A Figura 5.22 apresenta os resultados dos ensaios de tração circunferencial. Os efeitos do condicionamento higrotérmico nos ensaios de compressão radial foram ainda menos sentidos em tração circunferencial, já que esta não foi a direção de carregamento do ensaio de

compressão radial. A maior redução de carga ocorreu para as configurações $[\pm 75]$ e $[\pm 60/\pm 90]$, que corresponde a uma redução de aproximadamente 13% e 16%.

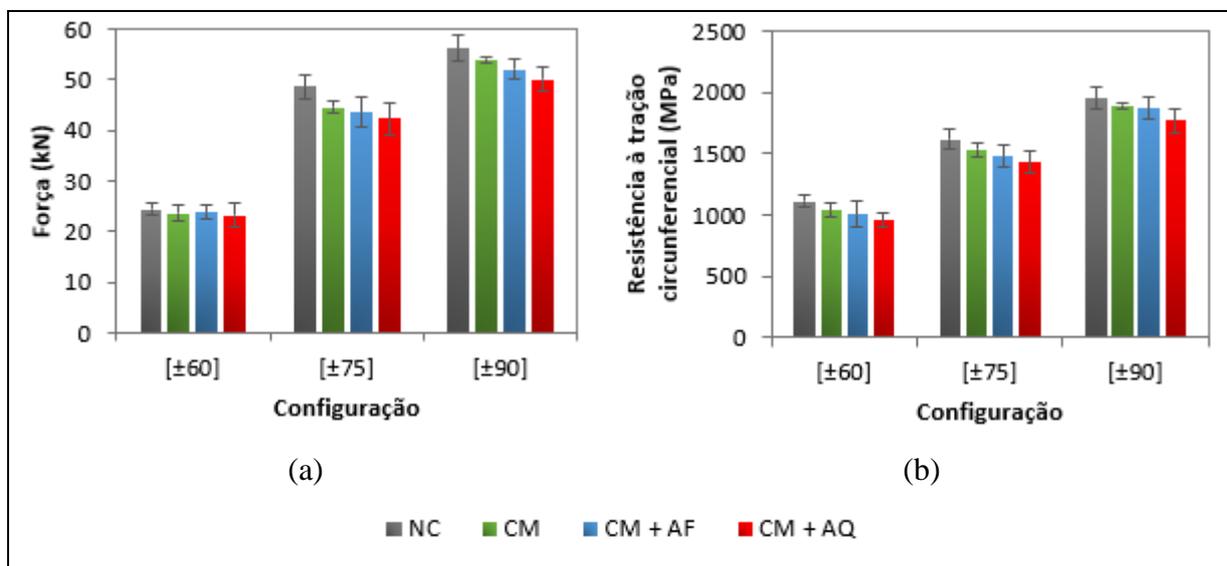


Figura 5.22 – Resultados dos ensaios de tração circunferencial após ensaio de compressão radial em condições higrotérmicas: (a) força, (b) resistência à tração circunferencial.

A Tabela 5.4 apresenta uma compilação de todos os resultados das propriedades residuais em relação as propriedades de referência obtidas por meio das análises dos ensaios. Observa-se que a rigidez registrou os menores valores de propriedade residual, sendo o pior dos casos para os anéis $[\pm 60]$ em ambiente higrotérmico (CM+A).

Tabela 5.4 – Compilação das propriedades mecânicas residuais obtidas após ensaios de compressão radial a longo-prazo em condições higrotérmicas.

Configuração	Compressão Radial						Tração Circunferencial					
	Força			Rigidez			PRD			SF		
	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ
[±60]	96%	99%	74%	103%	102%	67%	89%	95%	119%	102%	103%	67%
[±75]	100%	86%	92%	104%	86%	105%	94%	99%	80%	103%	88%	105%
[±90]	93%	96%	86%	96%	96%	92%	91%	102%	92%	96%	96%	92%
[±60/±90]	97%	101%	96%	97%	93%	86%	100%	109%	118%	97%	94%	86%
[±75/±90]	91%	94%	86%	86%	78%	74%	107%	120%	118%	86%	78%	75%
Média	95%	95%	87%	97%	91%	85%	96%	105%	105%	97%	92%	85%
Configuração	Compressão Axial						Tração Circunferencial					
	Força			Resistência			Força			Resistência		
	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ	CM	CM+AF	CM+AQ
[±60]	96%	93%	94%	97%	90%	89%	97%	98%	95%	94%	90%	86%
[±75]	96%	85%	87%	97%	93%	92%	92%	90%	87%	95%	91%	89%
[±90]	102%	95%	94%	98%	97%	96%	96%	93%	89%	97%	96%	91%
[±60/±90]	95%	90%	84%	88%	85%	82%	-	-	-	-	-	-
[±75/±90]	106%	104%	96%	95%	95%	92%	-	-	-	-	-	-
Média	99%	93%	91%	95%	92%	90%	95%	93%	90%	95%	92%	88%

6. CONCLUSÕES

O equipamento de compressão/fluência desenvolvido para realização de testes experimentais sob diferentes condições ambientais permitiu avaliar satisfatoriamente o comportamento viscoelástico a longo-prazo dos anéis.

Acerca das propriedades mecânicas, as amostras submetidas a carregamentos de compressão radial e tração circunferencial suportam as maiores cargas quando o ângulo de enrolamento se aproxima da direção de carregamento (90°). Analogamente, quanto menor o ângulo de enrolamento, maior a resistência à compressão axial, uma vez que a orientação da fibra está mais próxima da direção de carregamento.

O efeito da razão diâmetro/espessura (d/h) em carregamentos compressivos radiais tem forte influência na força máxima e na rigidez, diminuindo à medida que d/h aumenta. Neste caso, as delaminações dominam o modo de falha. Em compressão axial ocorre o oposto, ou seja, quando a relação d/h aumenta, a área resistente da seção transversal aumenta assim como a resistência à compressão. As falhas observadas foram predominantemente delaminações e pequenas trincas transversais à direção de carregamento. Já em tração circunferencial, a resistência diminui à medida que d/h aumenta e as falhas são dominadas pelo descolamento fibra/matriz seguida pela falha catastrófica de fibras, com exceção dos espécimes [± 90] que mostraram predominantemente quebra de fibras.

Análises térmicas e de absorção de água mostraram influência considerável na temperatura de transição vítrea e na quantidade de água absorvida à medida que os compósitos são envelhecidos em água aquecida. Para água à temperatura ambiente, foi registrada uma absorção máxima de 0,51% em 35 dias, e para água a 40°C a absorção alcançou 1,81% em 42 dias. A absorção de água tende a diminuir quando o ângulo de enrolamento aumenta, devido ao maior grau de compactação das fibras obtido durante o enrolamento. O modelo de Fick foi consistente e previu adequadamente a absorção. A diminuição da T_g com o envelhecimento foi de 103°C para 93°C pelos resultados de DSC e de 101°C para 88°C pelos resultados de DMA (método $T_{g,\tan\delta}$). Por ambas as análises, pode-se afirmar que a cura da resina epóxi foi completa e que o envelhecimento nas condições mencionadas reduziu a T_g em até 13°C .

Os ensaios de compressão radial ao longo do tempo mostraram características evidentes do efeito viscoelástico, principalmente quando os efeitos higtotérmicos são intensificados. Nas curvas de deflexão *versus* tempo em testes sem a presença de água e com

água à temperatura ambiente, o deslocamento permaneceu praticamente estável, registrando apenas um pequeno deslocamento. No entanto, em água aquecida, o deslocamento aumenta desde o início e se intensifica do meio para o fim, podendo-se considerar a última região como um indicativo do do fenômeno de fluência da matriz. Os efeitos viscoelásticos também foram severamente intensificados nos anéis com ângulo de $[\pm 60]$, causados principalmente pela maior absorção e menor rigidez.

As propriedades mecânicas residuais foram comparadas com as de referência, e em todos os casos elas foram bastante afetadas pelos ensaios de compressão, sendo mais significativo quando em condição higo-termomecânica. As reduções máximas chegaram a 33% em compressão radial, 18% em compressão axial e 14% em tração circunferencial.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar os efeitos viscoelásticos em anéis compósitos com diferentes padrões de entrelaçamento.
- Realizar ensaios de compressão/fluência com diferentes percentuais de carregamento e faixas de temperatura.
- Monitorar a deformação nos anéis ao longo do tempo por meio de *strain gages*.
- Implementar modelos computacionais para prever o comportamento em fluência dos anéis.
- Prever a vida útil dos compósitos.

8. REFERÊNCIAS

- ABDALLA, F. H. et al. Design and fabrication of low cost filament winding machine. **Materials & Design**, v. 28, n. 1, p. 234–239, jan. 2007.
- ALMEIDA, J. H. S. et al. Damage and failure in carbon/epoxy filament wound composite tubes under external pressure: Experimental and numerical approaches. **Materials & Design**, v. 96, p. 431–438, 15 abr. 2016a.
- ALMEIDA, J. H. S. et al. Carbon fiber-reinforced epoxy filament-wound composite laminates exposed to hygrothermal conditioning. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 9, p. 4697–4708, maio 2016b.
- ALMEIDA, J. H. S. et al. Damage modeling for carbon fiber/epoxy filament wound composite tubes under radial compression. **Composite Structures**, v. 160, p. 204–210, 15 jan. 2017.
- ALMEIDA, J. H. S. et al. Buckling and post-buckling of filament wound composite tubes under axial compression: Linear, nonlinear, damage and experimental analyses. **Composites Part B: Engineering**, v. 149, p. 227–239, 15 set. 2018.
- ALMEIDA JR., J. H. S. **Tese: Dano e falha em compósitos estruturais de carbono/epóxi processados por filament winding**. Porto Alegre, Brasil: UFRGS, set. 2016.
- BALASUBRAMANIAN, M. **Composite materials and processing**. Boca Raton, FL: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017.
- BARBERO, E. J. **Introduction to Composite Materials Design, Third Edition**. [s.l.] CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017.
- BRINSON, H. F.; BRINSON, L. C. **Polymer engineering science and viscoelasticity: an introduction**. New York; London: Springer, 2010.
- CAMPBELL, F. C. **Structural Composite Materials**. Ohio: ASM International, 2010.
- CHAWLA, K. K. **Composite Materials: Science and Engineering**. 3rd. ed. Verlag, New York: Springer, 2012.
- DE'NÈVE, B.; SHANAHAN, M. E. R. Water absorption by an epoxy resin and its effect on the mechanical properties and infra-red spectra. **Polymer**, v. 34, n. 24, p. 5099–5105, dez. 1993.
- DHIEB, H. et al. Surface and sub-surface degradation of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy composites under dry and wet reciprocating sliding. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 55, p. 53–62, dez. 2013.
- FARINA, L. C. **Caracterização viscoelástica por meio de ensaios de fluência e ruptura por fluência de compósitos poliméricos de matriz de resina epoxídica e fibra de carbono**. São Paulo, Brasil: Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares: Autarquia associada à Universidade de São Paulo, 2009.

- FARSHAD, M.; NECOLA, A. Effect of aqueous environment on the long-term behavior of glass fiber-reinforced plastic pipes. **Polymer Testing**, v. 23, n. 2, p. 163–167, 1 abr. 2004.
- FERRY, L. et al. Tensile failure of filament-wound pipes under long-term creep loading: A probabilistic analysis. **Composites Science and Technology**, v. 57, n. 9, p. 1281–1288, 1 jan. 1997.
- FILHO, P. S.; ALMEIDA, J. H. S.; AMICO, S. C. Carbon/epoxy filament wound composite drive shafts under torsion and compression. **Journal of Composite Materials**, v. 52, n. 8, p. 1103–1111, abr. 2018.
- FINDLEY, W. N.; LAI, J. S. Y.; ONARAN, K. **Creep and relaxation of nonlinear viscoelastic materials: with an introduction to linear viscoelasticity**. Amsterdam: North-Holland, 1976.
- FLEISCHER, J. et al. Composite materials parts manufacturing. **CIRP Annals**, v. 67, n. 2, p. 603–626, 2018.
- GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. DOS. **Ensaio dos materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e científicos, 2000.
- GIBSON, R. F. **Principles of composite material mechanics**. Fourth edition ed. Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2016.
- GONZALEZ HENRIQUEZ, R.; MERTINY, P. 3.21 Filament Winding Applications. In: **Comprehensive Composite Materials II**. [s.l.] Elsevier, 2018. p. 556–577.
- GOULD, T. E. et al. Mouth protection in sports. In: **Materials in Sports Equipment**. [s.l.] Elsevier, 2007. p. 127–156.
- GROOVER, M. P. **Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems**. 4th ed ed. Hoboken, NJ: J. Wiley & Sons, 2011.
- GUEDES, R. M. (ED.). **Creep and fatigue in polymer matrix composites**. Cambridge, UK ; Philadelphia, PA: Woodhead Publishing, 2011.
- GUEDES, R. M.; SÁ, A.; FARIA, H. Influence of moisture absorption on creep of GRP composite pipes. **Polymer Testing**, v. 26, n. 5, p. 595–605, ago. 2007.
- GUEDES, R. M.; SÁ, A.; FARIA, H. On the prediction of long-term creep-failure of GRP pipes in aqueous environment. **Polymer Composites**, v. 31, n. 6, p. 1047–1055, 2010.
- HALE, J. M.; GIBSON, A. G.; SPEAKE, S. D. Biaxial Failure Envelope and Creep Testing of Fibre Reinforced Plastic Pipes in High Temperature Aqueous Environments. **Journal of Composite Materials**, v. 36, n. 3, p. 257–270, fev. 2002.
- HULL, D.; CLYNE, T. W. **An introduction to composite materials**. 2nd ed ed. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 1996.
- JIANG, X. et al. Effects of hygrothermal aging on glass-fibre reinforced polymer laminates and adhesive of FRP composite bridge: Moisture diffusion characteristics. **Composites Part A: Applied Science and Manufacturing**, v. 57, p. 49–58, 1 fev. 2014.

- KAR, K. K. **Composite materials: processing, applications, characterizations**. 1st edition ed. New York, NY: Springer Berlin Heidelberg, 2016.
- KARBHARI, V. M.; XIAN, G. Hygrothermal effects on high VF pultruded unidirectional carbon/epoxy composites: Moisture uptake. **Composites Part B: Engineering**, v. 40, n. 1, p. 41–49, jan. 2009.
- KELLER, M. W.; JELLISON, B. D.; ELLISON, T. Moisture effects on the thermal and creep performance of carbon fiber/epoxy composites for structural pipeline repair. **Composites Part B: Engineering**, v. 45, n. 1, p. 1173–1180, fev. 2013.
- KIM, H.; TAKEMURA, K. Influence of water absorption on creep behaviour of carbon fiber/epoxy laminates. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 2731–2736, 2011.
- LAKES, R. S. Viscoelastic measurement techniques. **Review of Scientific Instruments**, v. 75, n. 4, p. 797–810, abr. 2004.
- LAKES, R. S. **Viscoelastic materials**. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 2009.
- LI, H. et al. Characterizing viscoelastic properties of carbon fiber/epoxy composites using vector fitting method. **Polymer Composites**, v. 39, n. S4, p. E2000–E2005, dez. 2018.
- LOZANO, G. G. et al. A review on design for manufacture of variable stiffness composite laminates. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 230, n. 6, p. 981–992, jun. 2016.
- MULIANA, A. H.; SAWANT, S. Responses of viscoelastic polymer composites with temperature and time dependent constituents. **Acta Mechanica**, v. 204, n. 3–4, p. 155–173, maio 2009.
- NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos Estruturais: Ciência e Tecnologia**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2016.
- PARK, J.-S. et al. Pipe Stiffness Prediction of Buried Gfrp Flexible Pipe. **Polymers and Polymer Composites**, v. 22, n. 1, p. 17–24, jan. 2014.
- PETERS, S. T. **Handbook of Composites**. 2nd. ed. Tonbridge: Springer US, 1998.
- RAFIEE, R. On the mechanical performance of glass-fibre-reinforced thermosetting-resin pipes: A review. **Composite Structures**, v. 143, p. 151–164, 20 maio 2016.
- RAFIEE, R.; HABIBAGAH, M. R. Evaluating mechanical performance of GFRP pipes subjected to transverse loading. **Thin-Walled Structures**, v. 131, p. 347–359, out. 2018.
- RAGHAVAN, J.; MESHII, M. Creep of polymer composites. **Composites Science and Technology**, v. 57, n. 12, p. 1673–1688, jan. 1998.
- SAMBANDAM, C. T. et al. Buckling characteristics of cross-ply elliptical cylinders under axial compression. **Composite Structures**, v. 62, n. 1, p. 7–17, 1 out. 2003.

SCATTINA, A. et al. Investigation of creep phenomenon on composite material for bolt connections. **Composite Structures**, v. 134, p. 378–383, dez. 2015.

SCHAPERLY, R. A. Nonlinear viscoelastic solids. **International Journal of Solids and Structures**, v. 37, n. 1, p. 359–366, 1 jan. 2000.

SHEN, F. C. A filament-wound structure technology overview. **Materials Chemistry and Physics**, v. 42, n. 2, p. 96–100, 15 nov. 1995.

SILVA, L. F. M. DA; ÖCHSNER, A.; ADAMS, R. D. (EDS.). **Handbook of adhesion technology**. Heidelberg: Springer, 2011.

SPICKENHEUER, A. **Zur fertigungsgerechten Auslegung von Faser-Kunststoff-Verbundbauteilen für den extremen Leichtbau auf Basis des variabelaxialen Fadenablageverfahrens Tailored Fiber placement**. Ph.D. thesis—Dresden: Technische Universität Dresden, 2014.

SUN, P. et al. Effect of temperature and cyclic hygrothermal aging on the interlaminar shear strength of carbon fiber/bismaleimide (BMI) composite. **Materials & Design**, v. 32, n. 8–9, p. 4341–4347, set. 2011.

TANKS, J. et al. Accelerated creep and creep-rupture testing of transverse unidirectional carbon/epoxy lamina based on the stepped isostress method. **Composite Structures**, v. 159, p. 455–462, 1 jan. 2017.

TCR Composites UF3369 Resin. Disponível em: <<http://www.tcrcomposites.com/TechDataSheets/TCR%20DS-0001%20UF3369%20TCRT%20Resin%20Technical%20Data%20Sheet%20%20Rev.%202013.pdf>>. Acesso em: 5 mar. 2019.

Toray Composite Materials America, Inc. Disponível em: <<https://www.toraycma.com/page.php?id=661>>. Acesso em: 5 mar. 2019.

YANG, Z. et al. Flexural creep tests and long-term mechanical behavior of fiber-reinforced polymeric composite tubes. **Composite Structures**, v. 193, p. 154–164, 1 jun. 2018.

YI, X.-S.; DU, S.; ZHANG, L. **Composite Materials Engineering, Volume 2: Different Types of Composite Materials**. Singapore: Springer Singapore, 2018. v. 2

ZAOUTSOS, S. P.; PAPANICOLAOU, G. C.; CARDON, A. H. On the non-linear viscoelastic behaviour of polymer-matrix composites. **Composites Science and Technology**, v. 58, n. 6, p. 883–889, jan. 1998.

ZU, L.; HE, Q. X.; SHI, J. P. Semi-Geodesics-Based Dome Design for Filament Wound Composite Pressure Vessels. **Applied Mechanics and Materials**, v. 275–277, p. 1601–1604, jan. 2013.

ZU, L.; KOUSSIOS, S.; BEUKERS, A. Design of filament-wound isotensoid pressure vessels with unequal polar openings. **Composite Structures**, v. 92, n. 9, p. 2307–2313, ago. 2010.