



**INSTITUTO LATINO-AMERICANO DE
TECNOLOGIA, INFRAESTRUTURA E
TERRITÓRIO (ILATIT)**

ENGENHARIA DE MATERIAIS

**UTILIZAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAÇÃO DO
COMPORTAMENTO DE FLUÊNCIA EM COMPÓSITOS CARBONO/EPÓXI**

ROXANA KUO

Foz do Iguaçu
2024

**UTILIZAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAÇÃO DO
COMPORTAMENTO DE FLUÊNCIA EM COMPÓSITOS CARBONO/EPÓXI**

ROXANA KUO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Rafael Drumond Mancosu

Foz do Iguaçu
2024

ROXANA KUO

**UTILIZAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAÇÃO DO
COMPORTAMENTO DE FLUÊNCIA EM COMPÓSITOS CARBONO/EPÓXI**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Instituto Latino-Americano de Tecnologia, Infraestrutura e Território da Universidade Federal da Integração Latino-Americana, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

BANCA EXAMINADORA

Orientador: Prof. Dr. Rafael Drumond Mancosu
UNILA

Dr. Heitor Ornaghi Junior
Mantova Indústria de Tubos Plásticos Ltda.

Dr. Francisco Maciel Monticeli
Universidade Técnica de Delft (TU Delft)

Foz do Iguaçu, _____ de _____ de 2024.

TERMO DE SUBMISSÃO DE TRABALHOS ACADÊMICOS

Nome completo do autor(a): Roxana Kuo

Curso: Engenharia de Materiais

	Tipo de Documento
(X) graduação	(.....) artigo
(.....) especialização	(X) trabalho de conclusão de curso
(.....) mestrado	(.....) monografia
(.....) doutorado	(.....) dissertação
	(.....) tese
	(.....) CD/DVD – obras audiovisuais
	(.....) _____

Título do trabalho acadêmico: Utilização de Modelos Analíticos para Verificação do Comportamento de Fluência em Compósitos Carbono/Epóxi

Nome do orientador(a): Rafael Drumond Mancosu

Data da Defesa: ____/____/____

Licença não-exclusiva de Distribuição

O referido autor(a):

a) Declara que o documento entregue é seu trabalho original, e que o detém o direito de conceder os direitos contidos nesta licença. Declara também que a entrega do documento não infringe, tanto quanto lhe é possível saber, os direitos de qualquer outra pessoa ou entidade.

b) Se o documento entregue contém material do qual não detém os direitos de autor, declara que obteve autorização do detentor dos direitos de autor para conceder à UNILA – Universidade Federal da Integração Latino-Americana os direitos requeridos por esta licença, e que esse material cujos direitos são de terceiros está claramente identificado e reconhecido no texto ou conteúdo do documento entregue.

Se o documento entregue é baseado em trabalho financiado ou apoiado por outra instituição que não a Universidade Federal da Integração Latino-Americana, declara que cumpriu quaisquer obrigações exigidas pelo respectivo contrato ou acordo.

Na qualidade de titular dos direitos do conteúdo supracitado, o autor autoriza a Biblioteca Latino-Americana – BIUNILA a disponibilizar a obra, gratuitamente e de acordo com a licença pública *Creative Commons Licença 3.0 Unported*.

Foz do Iguaçu, ____ de _____ de 2024.

Assinatura do Responsável

Dedico este trabalho aos meus pais pelo imenso apoio e suporte, tornando possível a realização deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus pelas oportunidades e desafios proporcionados ao longo do curso, que foram essenciais para o meu crescimento pessoal e acadêmico.

Sou profundamente grato aos meus pais e minhas irmãs, pelo incentivo incondicional e apoio durante toda minha trajetória acadêmica. Vocês exerceram um papel fundamental em minha busca por uma carreira profissional, principalmente nos momentos mais difíceis, ajudando-me a seguir em frente e a superar os obstáculos que surgiram.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Rafael Drumond Mancosu, pela disponibilidade, orientação e todas as contribuições valiosas proporcionadas ao meu trabalho. Em especial, minha sincera gratidão ao Prof. Dr. Heitor Ornaghi Junior, pela disposição, paciência e suporte imensurável que tornaram possível a realização deste trabalho.

Agradeço também a todos os professores da UNILA que me acompanharam ao longo desses anos de graduação, pelo empenho e dedicação em transmitir ensinamentos e conhecimentos fundamentais para minha formação.

Por fim, agradeço a todos que, de alguma maneira, contribuíram para esta jornada e para que eu pudesse alcançar esta importante conquista.

KUO, Roxana. **UTILIZAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE FLUÊNCIA EM COMPÓSITOS CARBONO/EPÓXI**. 2024. 66 p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal da Integração Latino-Americana, Foz do Iguaçu, 2024.

RESUMO

Os compósitos poliméricos de alto desempenho apresentam propriedades mecânicas de alta performance, sendo assim, possuem grandes aplicações nos setores automobilístico e aeroespacial. A resistência do material pode ser influenciada pela forma como ele é processado, pela solicitação mecânica e pela temperatura. Quando o material é submetido a uma carga ou deformação por muito tempo em diferentes temperaturas, isso afeta a efetividade de transferência de reforço e aumenta a mobilidade das moléculas, alterando sua resistência. Desse modo, com o intuito de entendimento de propriedades tempo-dependentes, o presente trabalho visa o estudo dos parâmetros de fluência e do comportamento viscoelástico em baixas cargas, com foco no estado vítreo dos compósitos de epóxi reforçados com fibra de carbono produzidos pelo processo de enrolamento filamental com ângulos de orientação distintos: $[0]_4$, $[30]_4$ e $[60]_4$. As respostas de fluência foram estudadas com base em modelos analíticos (Weibull, Findley e Burger) e em termos de relação estrutura e propriedade. Concluiu-se que foi possível aplicar os modelos com cargas relativamente baixas, apesar de algumas variáveis dos modelos não representarem fisicamente o sistema. Mesmo assim, a deformação instantânea elástica pareceu seguir uma tendência, possibilitando a formulação de modelos futuros para predição de fluência em altas cargas e módulo elástico estático.

Palavras-chave: Compósitos. Fluência. Enrolamento Filamental. Modelos Analíticos.

KUO, Roxana. **USE OF ANALYTICAL MODELS TO VERIFY THE CREEP BEHAVIOR IN CARBON/EPOXY COMPOSITES**. 2024. 66 p. Final paper (Bachelor's Degree in Materials Engineering) – Universidade Federal da Integração Latino-Americana, Foz do Iguaçu, 2024.

ABSTRACT

High-performance polymer composites exhibit high mechanical properties and, as such, have broad applications in the automotive and aerospace sectors. The strength of the material can be influenced by its processing method, mechanical stress, and temperature. When the material is subjected to load or deformation for extended periods at various temperatures, this affects the effectiveness of reinforcement transfer and increases molecular mobility, altering its strength. Thus, in order to understand time-dependent properties, this work aims to study creep parameters and viscoelastic behavior under low loads, focusing on the glassy state of carbon fiber-reinforced epoxy composites produced by the filament winding process with different orientation angles: $[0]_4$, $[30]_4$, and $[60]_4$. Creep responses were studied using analytical models (Weibull, Findley and Burger) and in terms of the structure-property relationship. It was concluded that it was possible to apply the models under relatively low loads, although some model variables did not physically represent the system. Nevertheless, the elastic instantaneous deformation appeared to follow a trend, allowing for the formulation of future models to predict creep under high loads and static elastic modulus.

Key words: Composites. Creep. Filament Winding. Analytical Models.

KUO, Roxana. **USO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAR EL COMPORTAMIENTO DE FLUENCIA EN COMPUESTOS DE CARBONO/EPÓXI.** 2024. 66 p. Trabajo Final de Grado (Graduación en Ingeniería de Materiales) – Universidade Federal da Integração Latino-Americana, Foz do Iguaçu, 2024.

RESUMEN

Los compuestos poliméricos de alto rendimiento tienen propiedades mecánicas elevadas, así pues, tienen amplias aplicaciones en los sectores automovilístico y aeroespacial. La resistencia del material puede verse influida por la forma en que se procesa, la tensión mecánica y la temperatura. Cuando el material se somete a una carga o deformación durante mucho tiempo a diferentes temperaturas, esto afecta a la eficacia de la transferencia del refuerzo y aumenta la movilidad de las moléculas, alterando su resistencia. Por lo tanto, con el fin de comprender las propiedades dependientes del tiempo, este trabajo tiene como objetivo estudiar los parámetros de fluencia y el comportamiento viscoelástico a bajas cargas, centrándose en el estado vítreo de los composites epoxi reforzados con fibra de carbono producidos mediante el proceso de enrollado filamentario con diferentes ángulos de orientación: $[0]_4$, $[30]_4$ y $[60]_4$. Las respuestas a la fluencia se estudiaron mediante modelos analíticos (Weibull, Findley y Burger) y en términos de la relación estructura-propiedades. Se concluyó que era posible aplicar los modelos con cargas relativamente bajas, aunque algunas variables de los modelos no representan físicamente el sistema. Aun así, la deformación elástica instantánea parecía seguir una tendencia, lo que permitía formular futuros modelos para predecir la fluencia con cargas elevadas y el módulo elástico estático.

Palabras clave: Compuestos. Fluencia. Enrollado Filamentario. Modelos Analíticos.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Classificação esquemática dos materiais compósitos.	14
Figura 2 – Perfis tensão-posição quando o comprimento da fibra é (a) igual ao comprimento crítico (b) maior que o comprimento crítico e (c) menor que o comprimento crítico submetido à uma tensão de tração.	16
Figura 3 – Esquematização do enrolamento da fibra sobre uma placa metálica (a) e processo de enrolamento da fibra sobre uma placa sendo realizado por um robô (b).	19
Figura 4 – Módulo de armazenamento, de perda e fator de perda em função da temperatura das regiões típicas de um polímero.	21
Figura 5 – Curva típica para a deformação por fluência em função do tempo.	23
Figura 6 – Representação esquemática do modelo de Burger.	25
Figura 7 – Resposta da curva de fluência do modelo de Burger.	26
Figura 8 – Fluxograma esquemático da parte experimental.	28
Figura 9 – Gráfico do módulo de armazenamento em função da temperatura.	30
Figura 10 – Esquematização do comportamento das cadeias poliméricas em relação à presença de reforço.	33
Figura 11 – Comportamento da fluência (a) com as regiões de deformação e (b) aplicando uma tensão de 2 MPa e 5 MPa.	36
Figura 12 – Comportamento da fluência dos resultados experimentais com o modelo de Weibull.	40
Figura 13 – Comportamento da fluência dos resultados experimentais com o modelo de Findley.	43
Figura 14 – Predição do módulo do compósito a partir das tensões estudadas.	46

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores dos módulos de DMTA.....	34
Tabela 2 – Resultados de fluência da análise do modelo de Weibull.	38
Tabela 3 – Resultados de fluência da análise do modelo de Findley.....	41
Tabela 4 – Resultados de fluência da análise do modelo de Burger.	44
Tabela 5 – Ganho percentual das amostras testadas.....	46

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana de Testes e Materiais)
PEEK	Poli(éter-éter-cetona)
PEI	Polieterimida
RFI	<i>Resin film infusion</i> (Infusão de resina em filme)
RTM	<i>Resin Transfer Moulding</i> (Moldagem por transferência de resina)
DMA	Análise dinâmico-mecânico
DMTA	Análise termodinâmico-mecânico
E'	Módulo de armazenamento
E''	Módulo de perda
tan δ	Fator de perda
CAD	<i>Computer-aided Design</i> (Desenho assistido por computador)
CAM	<i>Computer-aided Manufacturing</i> (Manufatura assistida por computador)
R ²	Coeficiente de correlação
T _g	Temperatura de transição vítrea

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 OBJETIVO	13
2.1 OBJETIVO GERAL	13
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	13
3 DESENVOLVIMENTO	14
3.1 MATERIAIS COMPÓSITOS	14
3.2 COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS	15
3.2.1 Compósitos de resina epóxi reforçados com fibra de carbono	17
3.3 MÉTODO DE FABRICAÇÃO	18
3.3.1 Enrolamento filamental (Filament winding)	18
3.4 ANÁLISE TERMODINÂMICO-MECÂNICO	20
3.5 FLUÊNCIA	22
3.5.1 Modelo de Weibull	24
3.5.2 Modelo de Findley	24
3.5.3 Modelo de Burger	24
4 METODOLOGIA	27
4.1 APLICAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS	28
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	30
5.1 ANÁLISE TERMODINÂMICO-MECÂNICO	30
5.2 ANÁLISE DE FLUÊNCIA	34
6 CONCLUSÃO	47
REFERÊNCIAS	49
ANEXOS	53
ANEXO A – PERMISSÃO DA REUTILIZAÇÃO DOS DADOS DO ARTIGO	54
ANEXO B – MODELO DE AJUSTE NO SOFTWARE DATAFIT	62
ANEXO C – GRÁFICO PARA OBTENÇÃO DOS VALORES DE DEFORMAÇÃO INICIAL	64

1 INTRODUÇÃO

Compósitos de epóxi reforçados com fibra de carbono apresentam uma variedade de aplicações principalmente no setor aeroespacial devido às suas propriedades mecânicas atrativas para a aplicação estrutural. A variação de orientação da fibra altera significativamente a propriedade mecânica devido às diferenças de efetividade de transferência do reforço (RAMLI, 2022). Sendo assim, a aplicação tem que ser cuidadosamente projetada para evitar falhas catastróficas na peça final.

Quando expostos a uma carga ou deformação por longos tempos, o processo de relaxação que ocorre em polímeros dificulta a conservação do módulo (por exemplo) devido a uma diminuição da capacidade de armazenar energia. Desse modo, o comportamento dos polímeros é tempo-dependente devido principalmente à natureza viscoelástica da matriz polimérica (BRINSON, 2015). Como os compósitos muitas vezes são sujeitos a deformações específicas por longos tempos em diferentes temperaturas, torna-se necessária a compreensão mais abrangente dos parâmetros essenciais que controlam o desempenho mecânico desses materiais em longos tempos de uso.

Portanto, a verificação de propriedades mecânicas dependentes do tempo como fluência, fadiga e relaxação de tensão em compósitos poliméricos de alto desempenho é de suma importância, pois permite entender o comportamento da estrutura sujeita a uma carga ou deformação em uma ampla faixa de temperatura.

É de conhecimento geral que diferentes taxas de deformação e diferentes temperaturas possuem uma influência significativa nas propriedades viscoelásticas dos polímeros e seus compósitos. Ainda, o teor de reforço e as diferentes orientações das fibras também influenciam nestas propriedades. Este estudo visa compreender os mecanismos de fluência responsáveis pela variação dessas propriedades. Os resultados serão interpretados utilizando modelos analíticos como de Weibull, Findley e Burger nos quais os parâmetros obtidos serão discutidos em relação aos processos de fluência dos materiais e em termos de estrutura e propriedade. De modo que, os dados utilizados neste estudo são provenientes de um estudo anterior publicado por Almeida Jr. et al (2017), visando corroborar os resultados apresentados no estudo original, buscando complementar e expandir as conclusões já estabelecidas, fortalecer a base de conhecimento existente e contribuir para um entendimento mais robusto do tema.

2 OBJETIVO

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a aplicação de modelos analíticos para predição de propriedades mecânicas de fluência de compósitos de epóxi reforçados com fibras de carbono obtidos pelo processo de enrolamento filamenar considerando o efeito dos parâmetros de carga, temperatura e orientação de fibra.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- i) Verificar a resposta de fluência dos compósitos com diferentes orientação de fibra utilizando quatro camadas de reforço;
- ii) Utilizar o modelo de Weibull, Findley e Burger para ajustar as curvas de fluência;
- iii) Relacionar os valores dos modelos de ajuste com os mecanismos de relaxação molecular dos compósitos;
- iv) Propor um método de predição de módulo elástico estático para cargas não testadas experimentalmente.

3 DESENVOLVIMENTO

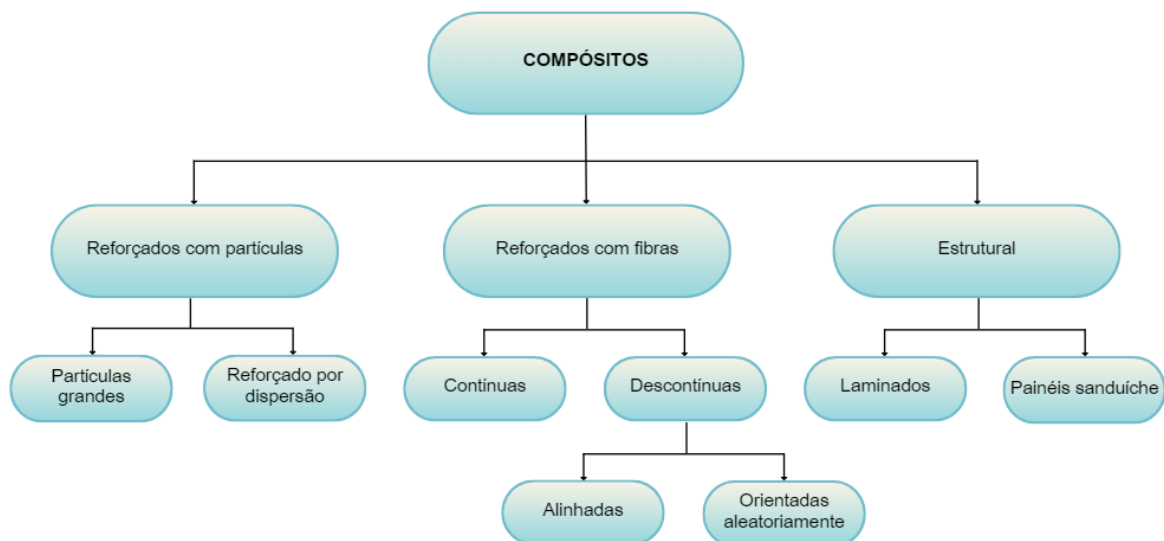
3.1 MATERIAIS COMPÓSITOS

Um compósito consiste na combinação de dois ou mais materiais (fases) que são insolúveis entre si. Para ser considerado como compósito, um dos materiais precisa ter propriedades distintas daquelas de seus constituintes, de modo que obtenha uma combinação sinérgica de propriedades, como a rigidez, aumento de resistência à tração, ao impacto e resistências às condições do ambiente (BALASUBRAMANIAN, 2013; CALLISTER, 2012; ASTM D3878-20b).

Os materiais compósitos são geralmente constituídos por duas fases, denominadas de matriz e reforço, na fase dispersa (reforço), a identidade original é mantida depois de processada e/ou durante a aplicação, tendo como função de aditivo ou carga de preenchimento e está distribuído na fase contínua (matriz). As propriedades dos compósitos são dependentes das propriedades das fases constituintes, da orientação e concentração do reforço, da interação entre os componentes e de sua geometria, como tamanho, formato e relação volumétrica entre constituintes (ZWAWI, 2021; ASTM D3878-20b).

A classificação dos materiais compósitos pode ser feita conforme o tipo de matriz, sendo metálica, polimérica e cerâmica; e o tipo de fase dispersa, esquematizada na Figura 1, apresentando três principais divisões, compósitos reforçados com partículas, com fibras e os compósitos estruturais (CALLISTER, 2012).

Figura 1 – Classificação esquemática dos materiais compósitos.



Fonte: Adaptado de CALLISTER, 2012.

Os compósitos de matriz poliméricas podem ainda ser divididos em matrizes termoplásticas, termorrígidas e elastoméricas. Dentre estes, a matriz de polímero termorrígido se destaca no quesito de vantagens no processamento (CALLISTER, 2012). O tipo de processamento a ser utilizado depende dos materiais que constituem o compósito e de sua aplicação final. Por exemplo, os compósitos para aplicação estrutural, geralmente utilizam processamento com pré-formas de reforço e matriz (LORANDI, 2016).

Os polímeros termorrígidos ou termofixos são materiais que, quando sujeitos a um aumento substancial da temperatura, sofrem o processo de cura no qual se tem uma transformação química irreversível, formando ligações cruzadas e se tornam permanentemente rígidos. Aquecimentos posteriores não alteram mais o seu estado físico, tornando-os infusíveis, insolúveis e não recicláveis. Os principais exemplos de resinas termorrígidas utilizadas são baquelite, poliéster, epóxi, fenólicas, com maior aplicação na indústria automobilística e aeroespacial (CANEVAROLO, 2006; LORANDI, 2016). Essas resinas possuem maior resistência química e mecânica quando comparados aos termoplásticos, apesar de existirem compósitos termoplásticos de alto desempenho como o PEEK (poli(éter-éter-cetona)) ou o PEI (polieterimida) (REIS, 2020; MONTICELI, 2020).

3.2 COMPÓSITOS REFORÇADOS COM FIBRAS

Os compósitos de polímero reforçado com fibra podem ser aplicados em quase todos os tipos de estruturas de engenharia avançada, na qual o elemento de reforço fornece à estrutura elevadas propriedades específicas de resistência e módulo de elasticidade na direção da fibra (MARINUCCI, 2011; JOSE, 2012). Geralmente, os materiais fibrosos possuem resistência e a rigidez bem mais elevados ao material da matriz, o que torna um elemento de suporte de carga na estrutura dos compósitos (RAJAK, 2019).

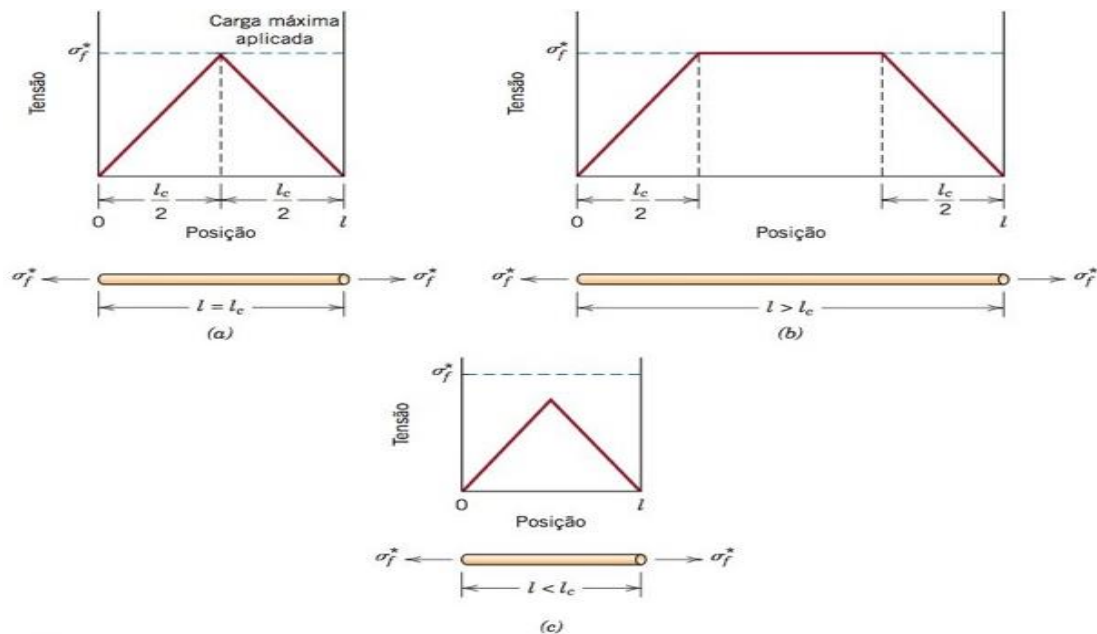
Em compósitos reforçados com fibras, as características mecânicas não dependem somente das propriedades das fibras, é necessário que a carga aplicada seja transmitida para as fibras pela fase matriz de modo eficiente por meio de uma adesão interfacial de qualidade entre a matriz e a fibra (CALLISTER, 2012).

Como observado na Figura 1, os compósitos reforçados com fibras podem ser contínuas (longas) ou descontínuas (curtas), sendo as fibras contínuas o tipo de reforço mais empregado em materiais compósitos avançados, pois são mais efetivos por apresentarem máxima transferência de carga quando seu comprimento é igual a maior dimensão da peça. Normalmente, a orientação das fibras contínuas são alinhadas e

apresentam característica altamente anisotrópicas, ou seja, possuem propriedades diferentes em direções diferentes, como as propriedades mecânicas, são mais elevadas na direção longitudinal do que na direção transversal da fibra; enquanto que nas fibras descontínuas, sendo alinhadas ou distribuídas aleatoriamente, apresentam característica isotrópicas, isto é, com propriedades iguais em todas as direções de carregamento, que são mais facilmente obtidos em fibras curtas (CALLISTER, 2012; LORANDI, 2016).

A Figura 2 mostra a eficiência da fibra em relação ao tamanho dela. Percebe-se que a tensão máxima é alcançada após um determinado comprimento mínimo (Figura 2a). Quanto maior o comprimento (Figura 2b) maior a área efetiva do reforço (claro que o comprimento é limitado pelo processo e peça em questão). Existe ainda um comprimento mínimo (Figura 2c), para o qual a fibra não alcança a tensão máxima – o mesmo efeito é percebido em particulados. Ainda, quanto menor o diâmetro, mais efetiva é essa transferência por causa do aumento da área superficial, mas torna mais caro o processo de fabricação. Finalmente, as extremidades das fibras possuem menor adesão quando comparadas ao comprimento, assim sendo, sempre se visa minimizar a quantidade de extremidades no compósito para maximização do desempenho.

Figura 2 – Perfis tensão-posição quando o comprimento da fibra é (a) igual ao comprimento crítico (b) maior que o comprimento crítico e (c) menor que o comprimento crítico submetido à uma tensão de tração.



Fonte: CALLISTER, 2012.

Da classificação dos tipos de fibras, tem-se as fibras naturais (animal, mineral, vegetal) e as fibras sintéticas (aramida, carbono, vidro) (MASUELLI, 2013). Dentre elas, as fibras de carbono são as mais utilizadas para a fabricação de compósitos poliméricos estruturais, pois são materiais de alta resistência mecânica e rigidez, quando combinados a uma matriz de alto desempenho como a resina epóxi, formam um material compósito avançado (ASSUNÇÃO, 2010).

3.2.1 Compósitos de resina epóxi reforçados com fibra de carbono

As resinas epóxi são termorrígidos de alto desempenho que possui sua estrutura química formada por pelo menos dois grupos epóxi terminais, constituído por um anel de três membros, um átomo de oxigênio e dois átomos de carbono, são conhecidos como grupo epóxi, oxirano ou etoxilina (NETO, 2016; MALLICK, 2007).

A cura das resinas epóxi podem ser feitas através de natureza endo ou exotérmica e possui alto teor de ligações cruzadas, apresentam como vantagem ausência de materiais voláteis e resistência ao envelhecimento durante a cura e excelente resistência química (MARINUCCI, 2011; MALLICK, 2007). O desempenho final das resinas é dependente do agente de cura utilizado, do método de processamento escolhido, além de grupos funcionais presentes na estrutura, que auxiliam o processo de reticulação (REZENDE, 2011). Fibras de carbono como reforço para fabricação de compósitos estruturais se dá não apenas pela baixa densidade e elevada resistência mecânica, mas também pelo alto módulo de elasticidade e baixa deformação que o material possui (MARINUCCI, 2011).

Quando se trata de compósitos, vale salientar a importância do grau de adesão na interface entre fibra e matriz para garantir um bom desempenho mecânico, ou seja, é necessário ter uma transferência de tensão suficiente entre as fibras e as resinas da matriz. Desse modo, os compósitos de resina epóxi com fibras de carbono por exemplo, estão sendo escolhidos para imensas aplicações aeroespaciais e marítimas devido a versatilidade que a resina epóxi apresenta, possui boa adesão em diferentes tipos de material/reforço, pode ser reticulada com diversas aminas, anidridos e ácidos diferentes, além de também poder reagir com outras substâncias poliméricas para fabricação de compósitos de alto desempenho (PARK, 2012).

3.3 MÉTODO DE FABRICAÇÃO

Usualmente processos de fabricação de termoplásticos, como injeção e extrusão, não se aplicam aos termorrígidos devido às características de cura das resinas termorrígidas. Existe uma grande variedade de técnicas de fabricação de compósitos termorrígidos, desde os mais simples e baratos, como o *hand lay-up* (laminação manual) e *spray-up* (laminação por spray), até os mais caros e possíveis de fabricar peças de revolução, como o enrolamento filamentar. Outros processos como infusão de resina em filme (RFI), moldagem por transferência de resina (RTM) e autoclave também são alguns dos processos de fabricação de compósitos de matriz termorrígida (ARRABIYEH, 2021).

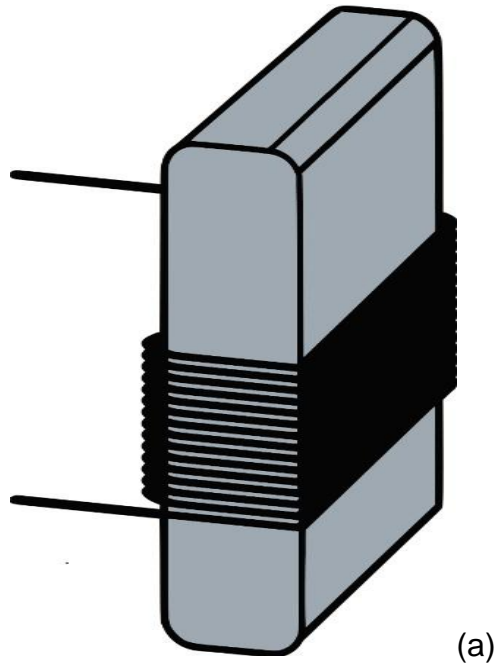
3.3.1 Enrolamento filamentar (Filament winding)

O enrolamento filamentar é um processo pelo qual fibras (contínuas) de reforço são posicionadas de uma maneira precisa, em um padrão predeterminado, gerando uma peça oca. As fibras, tanto na forma de fios individuais quanto na forma de *roving* (filamento contínuo), são impregnados previamente com resina ou banhados no momento da fabricação e, posteriormente, enroladas continuamente ao redor de um mandril por uma trajetória programada para satisfazer as condições desejadas como o número de camadas e o ângulo de orientação por exemplo. Depois a cura é conduzida em um forno ou à temperatura ambiente e o mandril é removido (CALLISTER, 2012).

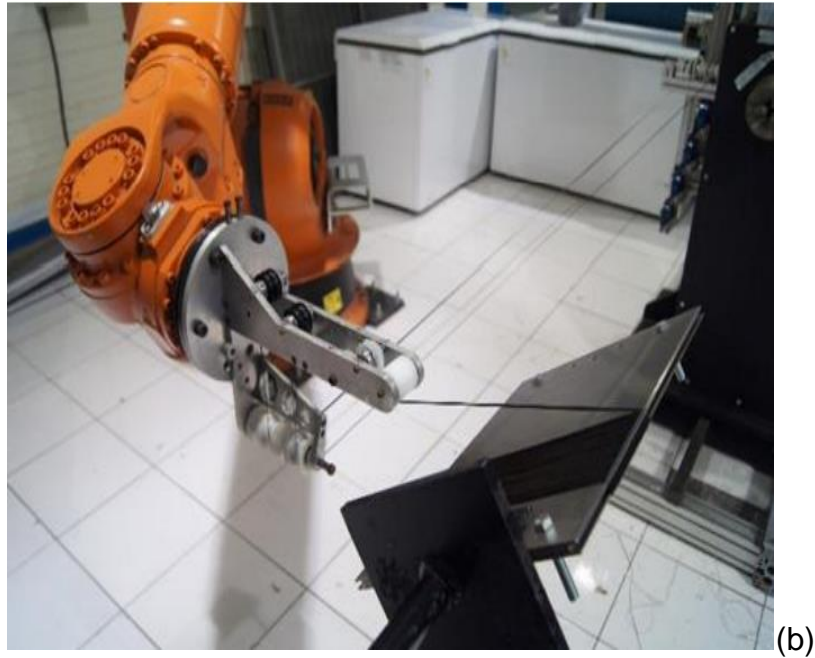
As principais vantagens da técnica de enrolamento filamentar comparada a outras técnicas de processamento é pela sua alta produtividade, alta repetitividade e precisão no posicionamento das fibras. O uso de fibras contínuas no processo simplifica a fabricação de muitas peças e aumenta a confiabilidade, além do mais, permite a produção de peças com variedades de geometrias e espessuras (ALMEIDA JR., 2016). Uma das limitações desta técnica é o tipo de produto final gerado, o qual limita-se à peças de convolução e similares.

Sendo assim, o processo permite além de gerar peças ocas, tem-se também as fibras enroladas sobre uma placa metálica de aço por exemplo, como demonstrado na Figura 3. Neste caso, após atingir o número de camadas definidas, a peça é retirada por inteiro e levada para a compactação na prensa e, posteriormente, é feito o corte da peça, para isso, a placa é posicionada no ângulo de orientação desejado para fazer o corte.

Figura 3 – Esquemática do enrolamento da fibra sobre uma placa metálica (a) e processo de enrolamento da fibra sobre uma placa sendo realizado por um robô (b).



Fonte: A autora, 2024.



Fonte: Almeida Jr, 2016.

3.4 ANÁLISE TERMODINÂMICO-MECÂNICO

A análise dinâmico-mecânico (DMA) ou análise termodinâmico-mecânico (DMTA) é uma técnica que estuda as propriedades dos materiais em função da temperatura, do tempo, da frequência, de uma deformação, e/ou a combinação destes parâmetros (LORANDI, 2016). A análise consiste em aplicar uma tensão ou deformação mecânica oscilatória, geralmente senoidal, de baixa amplitude a um sólido ou líquido viscoso, na qual mede a sua deformação sofrida ou a tensão resultante, respectivamente, sob variação de frequência ou de temperatura (CASSU, 2005).

O comportamento dinâmico-mecânico de um material será governado por sua viscoelasticidade, dependendo da resposta ao estímulo mecânico, o material pode ser classificado como elástico ou viscoso. Para um sólido elástico a deformação é proporcional à tensão aplicada e vice-versa, que obedece a lei de Hooke (Equação 1); para um líquido viscoso a tensão é diretamente proporcional à taxa da deformação $\frac{d\varepsilon}{dt}$. O coeficiente de proporcionalidade é a viscosidade η , obedecendo a lei de Newton (Equação 2). Assim, os materiais poliméricos apresentam comportamento intermediário entre o elástico e o viscoso, denominados de viscoelásticos (CANEVAROLO, 2006; LORANDI, 2016).

$$\sigma = E\varepsilon \quad (\text{Eq. 1})$$

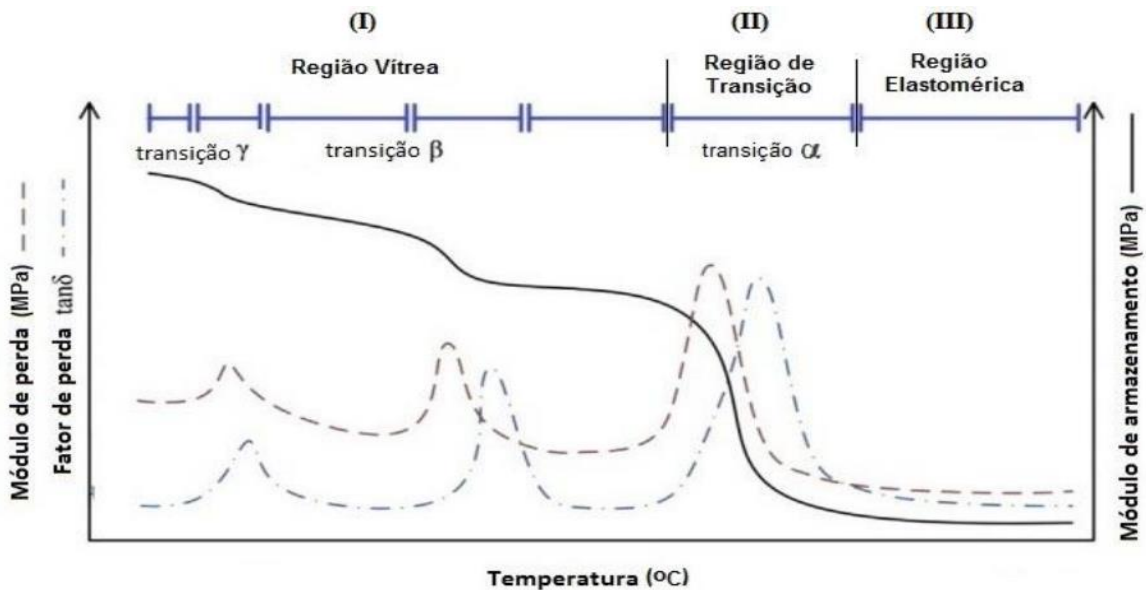
$$\sigma = \eta \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (\text{Eq. 2})$$

Para ter um entendimento mais aprofundado das propriedades viscoelásticas dos polímeros que são dependentes do tempo e temperatura, é preciso conhecer as suas propriedades físicas, que podem ser divididas em três domínios (demonstrado na Figura 4), de acordo com o comportamento característico que o polímero apresenta:

- (I) Região vítrea: o polímero apresenta comportamento vítreo/frágil, na qual as propriedades são praticamente insensíveis a mudanças de estrutura em escala macroscópica, sendo dependentes quase exclusivamente em escala molecular.
- (II) Região de transição vítrea: é a região de transição entre o domínio I e III, onde as propriedades são interferidas tanto a nível molecular quanto macromolecular simultaneamente.

- (III) Região elastomérica: o polímero apresenta comportamento de um sólido viscoso, e as propriedades de equilíbrio são quase exclusivamente governadas pela estrutura em escala macromolecular, sendo independentes da estrutura em escala molecular.

Figura 4 – Módulo de armazenamento, de perda e fator de perda em função da temperatura das regiões típicas de um polímero.



Fonte: LORANDI, 2016.

O estudo das propriedades viscoelásticas é possível com a análise por DMTA, a qual fornece curvas que expressam o comportamento do módulo de armazenamento (E'), isto é, a capacidade do material armazenar energia em um regime de deformação elástica e o módulo de perda (E''), que refere a deformação viscosa do material, calculado a partir da diferença de fase entre a tensão e a deformação resultante. O fator de perda ($\tan \delta$) é determinado pela razão entre E'' e E' , que é uma medida da razão entre a energia dissipada como calor pela energia máxima armazenada no material durante um período do ciclo de oscilação, o que permite avaliar a diferença entre as componentes elástica e viscosa do material em estudo (CANEVAROLO, 2003; LORANDI, 2016).

3.5 FLUÊNCIA

Os materiais são frequentemente colocados em serviços sob condições de temperaturas elevadas e expostos a tensões mecânicas estáticas. A deformação sob essas circunstâncias é denominada fluência (CALLISTER, 2012). A fluência é uma deformação plástica que ocorre nos materiais quando estão submetidos a uma tensão e temperaturas elevadas constantes com o tempo, de modo que seja abaixo da temperatura de transição vítrea (para termorrígidos) e da temperatura de fusão (para metais e termoplásticos) (LORANDI, 2016).

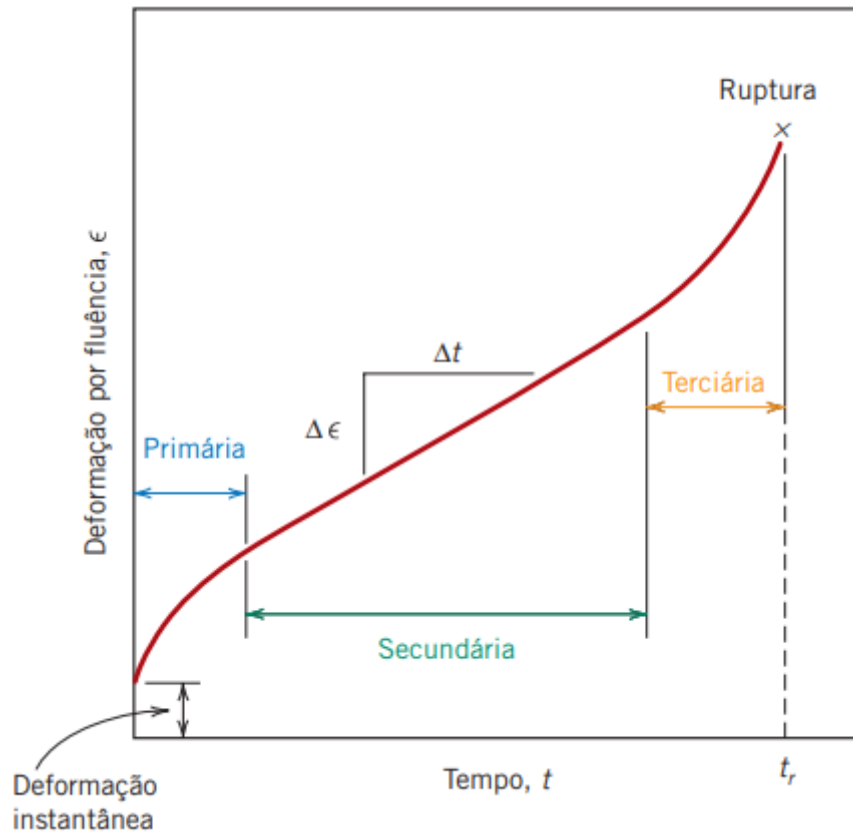
A resistência à fluência é o que determina a vida útil dos materiais em relação à sua estabilidade dimensional sob tensão, ou seja, podem ser aplicados por longos períodos nos ensaios de fluência, sendo relevante para compósitos estruturais. Para prever a estabilidade a longo prazo, são usadas técnicas de extrapolação de ensaios acelerados a curto prazo. A fluência também fornece informações sobre viscoelasticidade e propriedades viscoelásticas de polímeros e compósitos (LORANDI, 2016).

Materiais rígidos exigem equipamentos sensíveis para o estudo de fluência, enquanto a adição de reforços como fibras na matriz pode reduzir a fluência. No entanto, a quantidade e o tipo de reforço, a interação fibra/matriz e a qualidade do compósito também afetam a estabilidade. No caso dos termorrígidos, a resposta à tensão não será constante ao longo da espessura do corpo de prova, devido às ligações cruzadas que restringem a mobilidade das cadeias (LORANDI, 2016).

Na Figura 5 apresenta uma representação esquemática da curva típica para deformação por fluência em função do tempo. A curva de fluência resultante consiste em três regiões (FANCEY, 2017):

- I. Fluência primária: caracterizada por uma taxa de fluência continuamente decrescente, isto é, a inclinação da curva diminui ao longo do tempo. Isso sugere que o material está apresentando um aumento na resistência à fluência.
- II. Fluência secundária: a taxa de fluência é constante, ou seja, a curva no gráfico se torna linear. É o estágio de fluência que apresenta maior duração.
- III. Fluência terciária: região onde existe uma aceleração da taxa de fluência e ocorre a falha do material.

Figura 5 – Curva típica para a deformação por fluência em função do tempo.



Fonte: CALLISTER, 2012.

Existem alguns modelos que são utilizados para verificar o comportamento da fluência de materiais compósitos poliméricos a médio e longo prazo, como os modelos Weibull, Findley e Burger.

O modelo de Findley foi o primeiro a ser adaptado para metais. Posteriormente, modelos como Weibull e Burger foram baseados neste e desenvolvidos para polímeros. Estes modelos são aplicados em condições de cargas reais, ou seja, aproximadamente 70% do valor da tensão de ruptura do material. No entanto, esses ensaios exigem equipamentos especializados. Além disso, para compósitos unidirecionais (na direção de 0°), a carga necessária seria muito elevada, tornando o ensaio experimentalmente inviável. A utilização de cargas menores viabiliza o ensaio de qualquer tipo de compósito devido à maior sensibilidade dos equipamentos, embora haja uma limitação na carga aplicada.

Ademais, os modelos preveem um comportamento específico da curva de deformação. Caso o comportamento observado (como no caso de tensões baixas) não siga o comportamento previsto, mesmo que o ajuste seja possível, os valores obtidos podem

não representar adequadamente o sistema. Por outro lado, o ensaio de DMTA é muito mais rápido e econômico, permitindo a predição de propriedades como o módulo de elasticidade ao considerar a região elástica do ensaio de fluência.

3.5.1 Modelo de Weibull

O comportamento da deformação por fluência nas regiões primárias e secundárias pode ser representado por uma distribuição de Weibull, na qual a deformação por fluência $\varepsilon_{ctot}(t)$ no tempo t é dada por (ALMEIDA JR. et al, 2017):

$$\varepsilon_{ctot}(t) = \varepsilon_i + \varepsilon_c \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{n_c}\right)^{\beta_c}\right) \right] \quad (\text{Eq. 3})$$

onde: $\varepsilon_{ctot}(t)$ é a deformação total sob uma carga aplicada, ε_i é a deformação instantânea da aplicação inicial da tensão, $\varepsilon_c(t)$ é a deformação por fluência, com n_c e β_c sendo o tempo de vida característico e parâmetro de forma, respectivamente.

3.5.2 Modelo de Findley

O modelo de Findley é descrito por uma equação empírica, apesar de ser baseada em modelos matemáticos de fluência para metais, também descreve o comportamento de polímeros devido à similaridade de suas curvas. A equação (Equação 4) fornece o comportamento viscoelástico de materiais poliméricos e seus compósitos em uma larga escala de tempo com alta precisão. A equação do modelo de Findley é dada por (LORANDI, 2016):

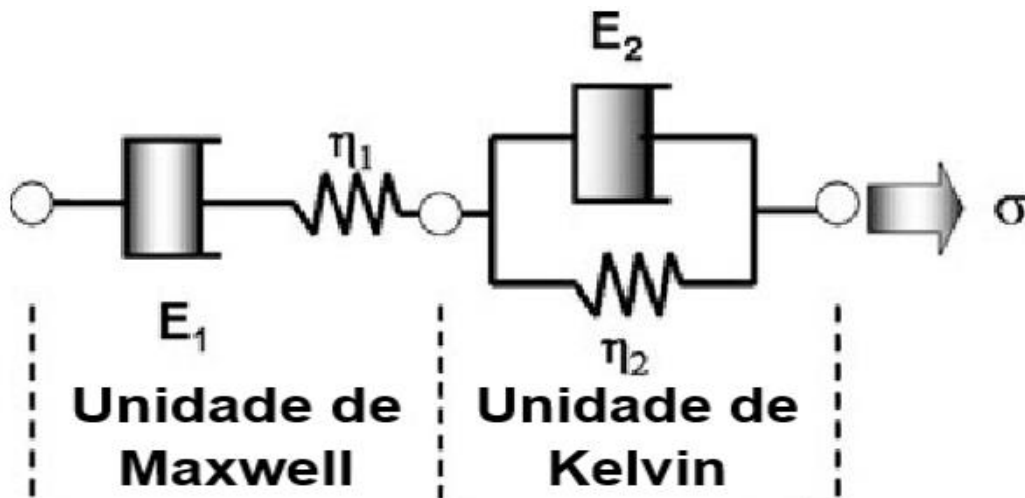
$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + At^n \quad (\text{Eq. 4})$$

onde: $\varepsilon(t)$ é a deformação por fluência no tempo t , ε_0 é a deformação instantânea elástica, A é a amplitude da deformação elástica transiente e n é uma constante exponencial independente do tempo.

3.5.3 Modelo de Burger

O modelo de Burger consiste em uma associação em série entre os modelos de Maxwell e de Kelvin, na qual descreve o comportamento de materiais viscoelásticos a partir de uma relação entre tensão e deformação, esquematizado na Figura 6.

Figura 6 – Representação esquemática do modelo de Burger.



Fonte: Adaptado de RIMDUSIT, S. et al, 2011.

O modelo representa a resposta da deformação sob tensão constante para cada par de elementos que constituem a série do modelo, sendo que a deformação total é a soma da deformação em cada elemento. A deformação instantânea (mola de módulo E_1), deformação viscoelástica (componente elástica pela mola de módulo E_2 em paralelo com a componente viscosa pelo amortecedor de viscosidade η_2) e deformação viscosa pelo amortecedor de Maxwell de viscosidade η_1 (NAVARRO, 2017).

A Equação 5 representa a deformação total em função do tempo, dada por:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_M} + \frac{\sigma_0}{E_K} (1 - e^{-\frac{t}{\tau}}) + \frac{\sigma_0}{\eta_M} t \quad (\text{Eq. 5})$$

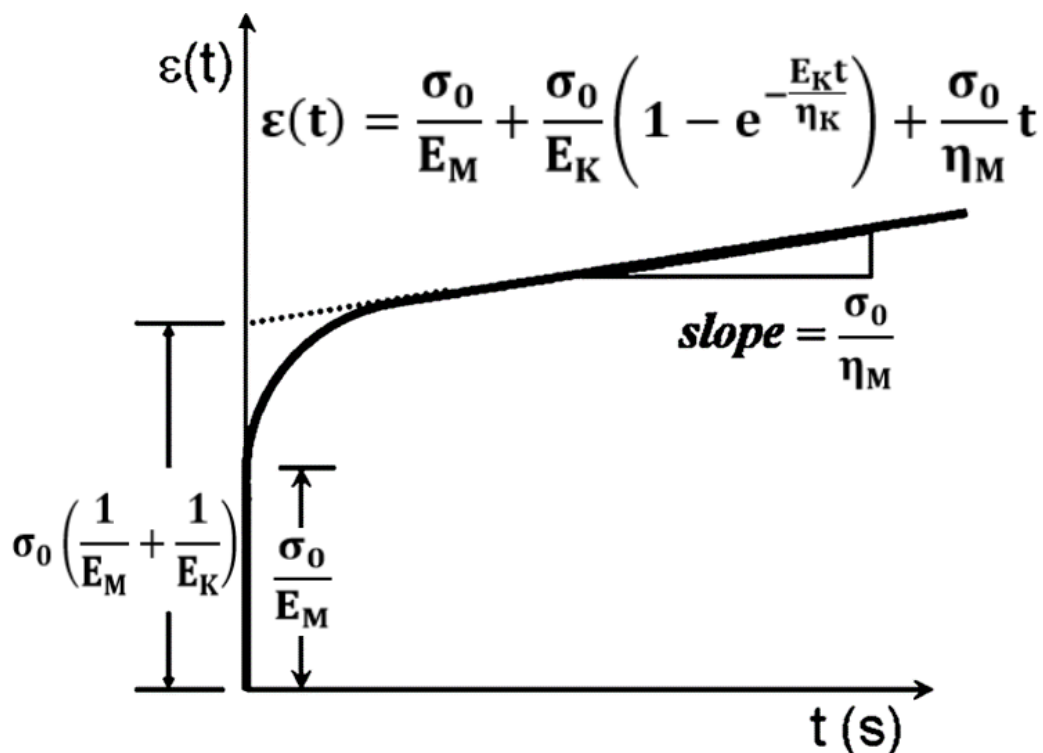
$$\tau = \frac{\eta_K}{E_K} \quad (\text{Eq.6})$$

onde: $\varepsilon(t)$ é a deformação por fluência, σ_0 é a tensão inicial aplicada, E_M e η_M são o módulo e a viscosidade de Maxwell, respectivamente, E_K e η_K são o módulo e a viscosidade de Kelvin, respectivamente; a Equação 6 é o tempo de retardo para produzir 63,2% ou $(1 - e^{-1})$ da deformação total da unidade de Kelvin.

A deformação total por fluência pode ser dividida em três partes distintas: a deformação elástica instantânea (mola de Maxwell), a deformação viscoelástica (unidade Kelvin) e a deformação viscosa. O primeiro termo $\left(\frac{\sigma_0}{E_M}\right)$ da Equação 5, representa um valor

constante e descreve a deformação elástica, não varia com o tempo; o segundo termo $\left(\frac{\sigma_0}{E_K} (1 - e^{-\frac{t}{\tau}})\right)$ refere ao estágio inicial de fluência e atinge um valor de saturação em um curto espaço de tempo; e o último termo $\left(\frac{\sigma_0}{\eta_M} t\right)$ representa a tendência na deformação de fluência em tempos suficientemente longos na qual pode ser considerada constante (LORANDI, N. P. et al, 2018). A Figura 7 representa a resposta da curva de fluência para o modelo de Burger.

Figura 7 – Resposta da curva de fluência do modelo de Burger.



Fonte: Adaptado de RIMDUSIT, S. et al, 2011.

Os parâmetros dos modelos apresentados podem ser determinados a partir dos dados obtidos nos ensaios de fluência, realizados por exemplo em DMTA, com o auxílio de softwares de análise e ajuste de dados, permitindo avaliar o comportamento viscoelástico de compósitos em longos períodos de tempo (LORANDI, 2016).

4 METODOLOGIA

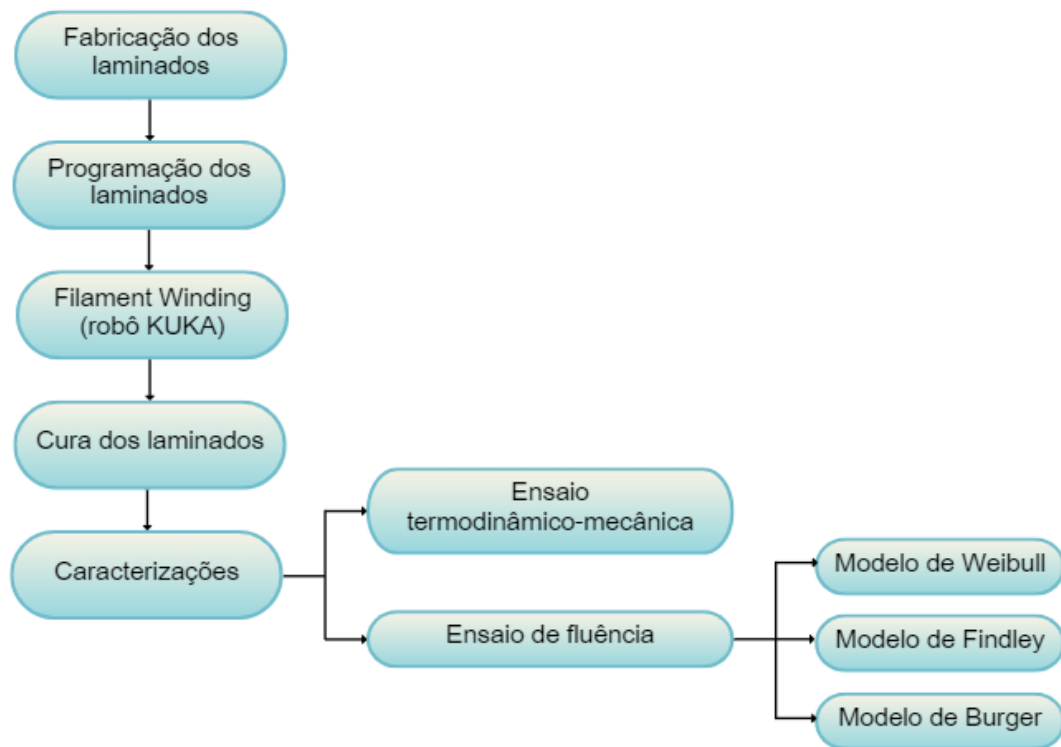
Este trabalho utilizou os dados experimentais disponíveis no trabalho anterior de Almeida Jr. et al (2017), seguindo a permissão de uso disponível no anexo A. Os materiais e métodos empregados para realização experimental será descrita nesta seção para maior esclarecimento dos parâmetros utilizados para obtenção dos dados empíricos.

O towpreg utilizado neste trabalho é composto por fibras de carbono Toray T700-12K-50C com formulação de resina epóxi UF3369 fornecida pela TCP Composites. A fração volumétrica de fibra de aproximadamente 70% foi medida experimentalmente seguindo a norma ASTM D3171-11. Os laminados planos foram fabricados sobre um mandril retangular de aço inoxidável por meio de um robô KUKA. O projeto e a fabricação dos laminados foram auxiliados pelo CADWind2007, na qual integra o software CAD (Computer-aided Design) e CAM (Computer-aided Manufacturing) para enrolamento de filamentos. Após modelados, os laminados foram posteriormente curados por compressão a quente sob 3 ton por 150 min a 125°C. Cada compósito foi fabricado com quatro camadas em três orientações de enrolamento dos laminados unidirecionais: $[0]_4$, $[30]_4$ e $[60]_4$, onde $[x]$ representa o ângulo de orientação e o subscrito o número de camadas.

A escolha do número de camadas e orientações do compósito foram baseados em trabalhos anteriores. No trabalho realizado por Almeida Jr. et al (2018), foi utilizado compósitos em até 12 camadas com variações de ângulo de 0 até 90 graus, todos os compósitos demonstraram uma diminuição das propriedades mecânicas de fluência à medida que o ângulo de orientação e o número de camadas aumentaram. Os resultados indicaram que o aumento no número de camadas impediu uma compactação ideal dos corpos de prova, resultando em alta tensão interna no material e deterioração das propriedades mecânicas de fluência. Portanto, optou-se por uma diminuição do número de camadas e a não utilização de ângulos à 90° que exclui as propriedades da fibra, sendo avaliado principalmente a relação de matriz e interface.

A Figura 8 é uma representação esquemática do procedimento experimental realizado para obtenção das amostras previamente publicado por Almeida Jr. et al (2017). Este trabalho realizará o estudo de modelagem para predição de propriedades mecânicas dos compósitos de resina epóxi reforçados com fibras de carbono.

Figura 8 – Fluxograma esquemático da parte experimental.



Fonte: A autora, 2023.

4.1 APLICAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS

A partir dos ensaios termodinâmico-mecânico e de fluência feitos por Almeida Jr. et al (2017), foram aplicadas as modelagens para compreender o comportamento do material.

Os ensaios termodinâmico-mecânicos foram realizados em um analisador dinâmico-mecânico DMA Q-800 da TA Instruments, medidas com um dispositivo de flexão de 3 pontos. Essa análise foi realizada apenas na região vítrea, onde não existe variação do módulo em função da temperatura. Duas rampas de temperaturas (taxa de aquecimento de 10 e 3°C.min⁻¹) foram realizadas até a temperatura de 80°C para eliminar os efeitos da interface, usando uma frequência constante de 1 Hz, pré-carga de 0,1 N, amplitude de 15 μm e rastreamento de força de 125% (ALMEIDA JR. et al, 2017). A realização da primeira corrida com taxa de aquecimento de 10°C.min⁻¹ foi feita com o intuito de eliminar possíveis efeitos térmicos nas amostras (LORANDI, 2016). A segunda corrida com taxa de aquecimento de 3°C.min⁻¹ foi considerada para estudo (ALMEIDA JR. et al, 2017).

Os testes de fluência foram realizados utilizando uma tensão estática de 2 e 5 MPa aplicada no centro do lado longo da amostra por aproximadamente 60 minutos após o equilíbrio na temperatura desejada (30°C), e medindo a deformação de fluência em função do tempo. Duas amostras com dimensões de 50 X 10 X 1,4 mm³ foram usadas em cada DMTA e teste de fluência (ALMEIDA JR. et al, 2017).

Assim, os ensaios termodinâmico-mecânicos realizados foram para verificar até que faixa de temperatura que não ocorre a variação das propriedades, ou seja, observar em que ponto o material começa a diminuir o valor de seu módulo; tendo em vista da temperatura limite para que esteja no regime viscoelástico, foram feitos os testes de fluência. Para prever o comportamento de fluência dos laminados foi aplicado o modelo de Weibull utilizando a Equação 3.

Já os modelos de Findley (Equação 4) e Burger (Equação 5) foram utilizados com o objetivo de obter um melhor entendimento do comportamento viscoelástico dos compósitos. Os ajustes das curvas de fluência foram realizados utilizando o software DataFit e Originlab Pro 2021. Os ajustes consistem em arbitrar valores iniciais para cada parâmetro das equações, analisar se a curva do modelo se aproxima o suficiente para seguir o comportamento dos dados experimentais e verificar o coeficiente de correlação (R^2).

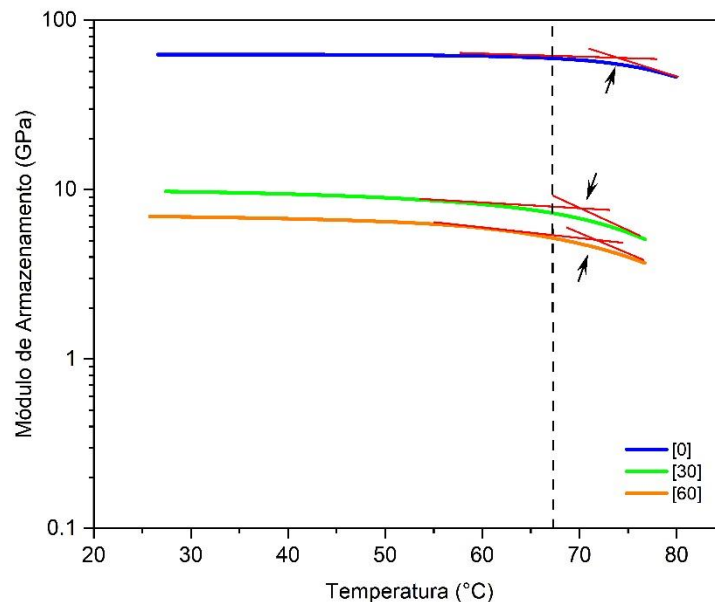
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção serão apresentados os resultados dos ensaios realizados dos compósitos epóxi reforçados com fibra de carbono com diferentes ângulos de orientação.

5.1 ANÁLISE TERMODINÂMICO-MECÂNICO

A Figura 9 mostra o gráfico do módulo de armazenamento em função da temperatura dos compósitos com três orientações de ângulos diferentes, de $[0]_4$, $[30]_4$ e $[60]_4$. De acordo com as curvas, observa-se que a variação do ângulo de orientação das fibras interfere no valor do módulo na região vítrea, de aproximadamente 60 GPa em ângulo de $[0]$ caiu para 10 GPa no ângulo de $[30]$, porém o formato da curva não alterou. Uma vez que a interface pode ser considerada a mesma, os resultados serão discutidos em termos apenas do ângulo de empilhamento.

Figura 9 – Gráfico do módulo de armazenamento em função da temperatura.



Fonte: A autora, 2024.

Primeiramente percebe-se um comportamento similar das curvas, ou seja, um platô na faixa inicial de temperatura seguido de uma queda após a T_g (indicada na Figura 9). Experimentalmente, após a temperatura de transição vítrea ocorreu a ruptura dos materiais testados. Por esse motivo, o resultado foi apresentado apenas na região vítrea e o início da região de transição vítrea do material.

A mobilidade molecular na região inicial é primordialmente decorrente da restrição da parte amorfa da cadeia polimérica imposta pelas fibras, especialmente no caso de compósitos, onde a matriz polimérica desempenha um papel fundamental. Quanto maior a restrição molecular promovida pelas fibras na matriz polimérica, maior será o valor do módulo resultante. Dessa forma, fatores como interação fibra/matriz, qualidade da interface, presença de vazios decorrentes de falha do processamento, além do tipo e da quantidade de reforço, influenciam os valores do módulo de armazenamento do material. Nesta região, considerando apenas o polímero, os valores do módulo dependerão da natureza química da matriz, grau de empacotamento das cadeias poliméricas e forças intermoleculares. Considerando essa hipótese, a incorporação de um anel aromático (grupo volumoso) na cadeia principal do polímero aumenta a rigidez do material, mas também aumenta o espaçamento entre as cadeias (volume livre), podendo gerar valores similares a um polímero com cadeias lineares, porém com maior grau de empacotamento.

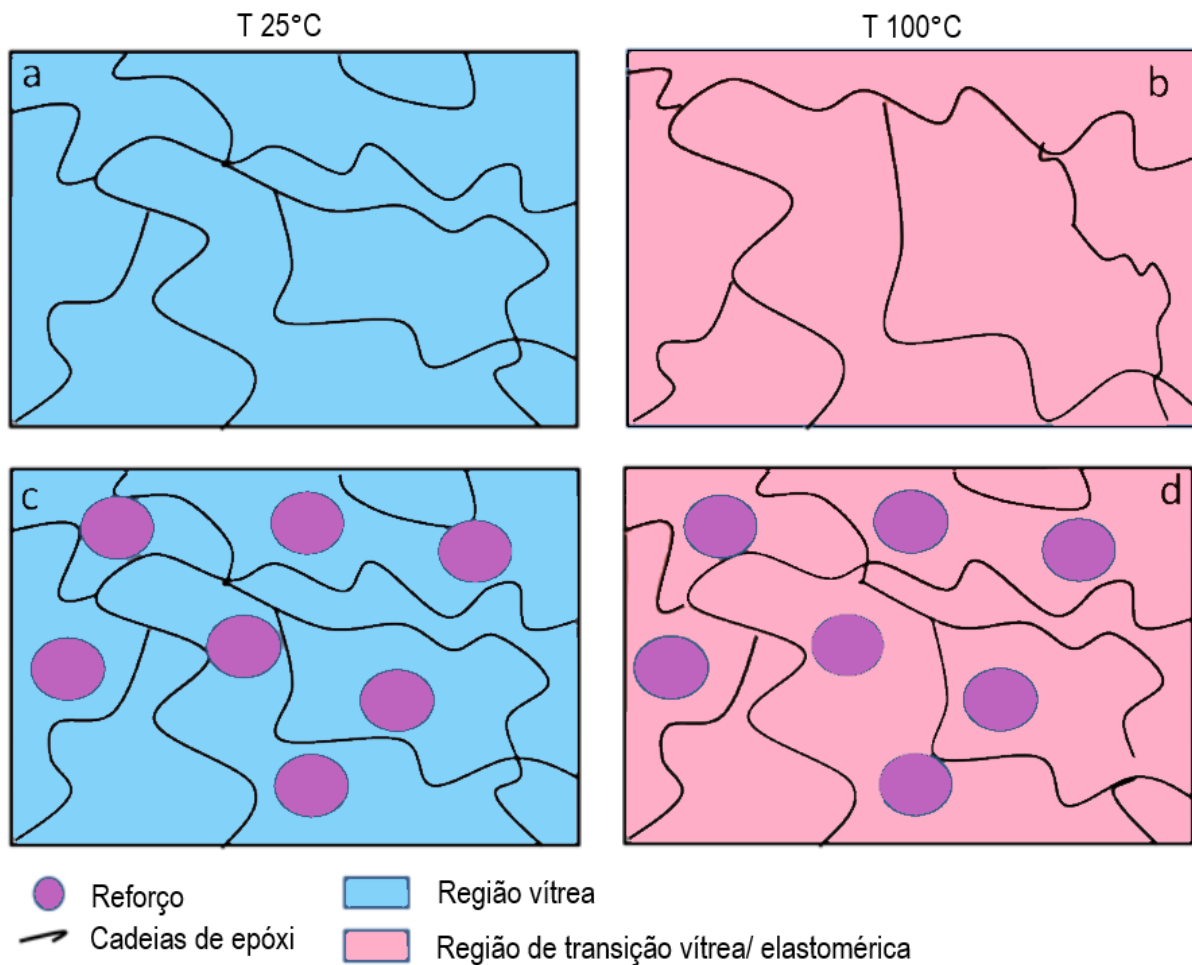
Alguns trabalhos que estudam o valor do módulo de armazenamento serão apresentados como exemplo. O artigo de Dargahi (2023) apresenta um compósito baseado em um copolímero de fluoropolímero, especificamente o Polímero de Fluoreto de Polivinilideno (PVDF) co-hexafluoropropileno (HFP), obtiveram valores de módulos de 8,6 GPa a 40°C e reduziu para 4,2 GPa a 80°C, ou seja, o módulo de armazenamento do PVDF-HFP diminuiu não linearmente em 51,4% ao aumentar a temperatura de 40°C para 80°C; Kulthe (2022) mostrou em seu trabalho um aumento no módulo de armazenamento para o nanocompósito contendo 2,07% de nanotubos de carbono de paredes múltiplas (MWCNT), cerca de 5,4 GPa na temperatura de 120°C, comparado ao poli(éter-cetona) PEK puro; Gaikwad (2019) demonstrou que o valor do módulo de armazenamento é apresentado como 5,2 GPa para o nanocompósito com 2% de nanoplateletas de grafite (GNP); Li (2024) aborda em seu estudo os mecanismos de dano por fluência dependente da temperatura em compósitos de resina fenólica reforçada com fibra, particularmente em compósitos reforçados com fibra de carbono (CF/PF) e fibra de vidro (GF/PF). O artigo destaca que o valor do módulo de armazenamento diminuiu com o aumento da temperatura, refletindo a perda de rigidez do material sob condições de aquecimento.

A região da transição vítrea representa molecularmente um aumento da mobilidade molecular o suficiente para ocorrer um aumento do volume livre e diminuir a capacidade de armazenar energia. Fenomenologicamente, quando a energia é fornecida para o polímero, as cadeias poliméricas tendem a vibrar com o intuito de dissipar como calor a energia armazenada; se a energia fornecida for insuficiente para ser completamente dissipada, as cadeias armazenarão essa energia até o ponto em que não poderão mais suportá-la. Quanto maior a restrição das cadeias poliméricas, maior será a quantidade de energia que elas podem absorver antes de se deformarem. Com o aumento da energia recebida, a vibração molecular se intensifica, promovendo a dissipação de calor através de um movimento conhecido como reptação, que aumenta o espaçamento entre as cadeias poliméricas (aumenta o volume livre). Na temperatura de transição vítrea, essa dissipação ocorre de forma muito rápida e em curto intervalo de tempo, o que diminui a capacidade das cadeias de armazenar energia e aumentando a dissipação.

Desse modo, à medida que é adicionado o reforço, no caso fibra de carbono, a movimentação da parte amorfa é dificultada, ou seja, quanto mais fibra for adicionada, menor será a fração amorfa, aumentando o valor do módulo. Como a quantidade de energia absorvida é muito alta para compósitos estruturais, como do tipo demonstrado, a quantidade de energia dissipada quando uma movimentação significativa das cadeias amorfas acontece é muito grande, ou seja, a dissipação de energia como calor ocorre de maneira muito brusca em um curto intervalo de tempo, levando a uma falha catastrófica do material. Esse comportamento também é atribuído ao fato dos compósitos fabricados terem um comportamento mecânico do tipo frágil, ou seja, sem nenhuma ductilidade relevante o suficiente para que ocorra a deformação plástica.

A Figura 10 ilustra o comportamento das cadeias poliméricas em relação à presença de reforço sob diferentes temperaturas. A 25°C, por exemplo, as cadeias poliméricas mostram uma certa mobilidade (Figura 10a), quanto mais efetivo for o reforço, maior será a restrição da mobilidade (Figura 10c), resultando em um aumento do módulo elástico, proporcional à eficácia do reforço. Quando a temperatura é elevada para 100°C, ocorre um aumento na energia interna do sistema, o que reduz a capacidade das cadeias de armazenar essa energia, resultando em uma maior mobilidade das cadeias poliméricas (Figura 10b). Embora o reforço ainda limite a mobilidade molecular, a alta temperatura fornece energia suficiente para aumentar consideravelmente a movimentação das cadeias em comparação com a situação a 25°C (Figura 10d).

Figura 10 – Esquematisação do comportamento das cadeias poliméricas em relação à presença de reforço.



Fonte: Adaptado de ORNAGHI JR. et al, 2022.

Também é possível verificar pela curva do gráfico da Figura 9 que não apresentou uma curva com queda após a região de transição vítrea, isso porque houve o rompimento do material após a T_g , apresentando um perfil diferente de uma curva de compósito reforçado com fibra vegetal por exemplo, onde é observada a região de transição vítrea completa juntamente com a região elastomérica (ORNAGHI JR. et al, 2010; COSTA et al, 2016).

Além disso, observa-se uma pequena diminuição do módulo em função da temperatura (conforme a Tabela 1), isso significa que um alto valor de energia está sendo armazenada pelo material, como o valor da energia armazenada foi muito elevado, no momento que atingiu a T_g , a dissipação de energia liberada resultou na ruptura do material. No caso de compósitos reforçados com fibras vegetais ou até mesmo com outros tipos de fibras sintéticas, a dissipação de energia ocorre de maneira mais lenta (percebida pela

diminuição gradativa do módulo em função da temperatura), desse modo, quando o material atinge a T_g , a queda de propriedade do módulo ocorre de maneira menos abrupta (ORNAGHI JR. et al, 2022). Outro fator interessante é que o valor da temperatura de transição vítrea não alterou significativamente pela variação do ângulo de orientação da fibra, mostrando que a faixa de aplicação do material não se alterou, independentemente do valor de módulo apresentado.

Tabela 1 – Valores dos módulos de DMTA.

Amostras	Temperatura	Módulo de armazenamento (GPa)
[0] ₄	30 °C	62,7
[30] ₄		9,7
[60] ₄		6,9
[0] ₄	T_g	55,6
[30] ₄		6,9
[60] ₄		5,2
[0] ₄	Temperatura final	46,4
[30] ₄		4,7
[60] ₄		3,7

Fonte: A autora, 2024.

5.2 ANÁLISE DE FLUÊNCIA

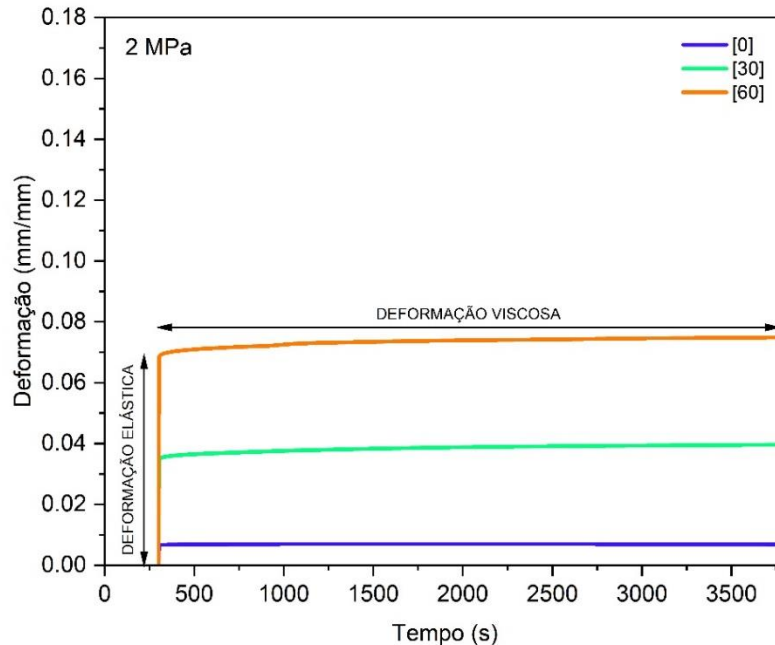
A Figura 11 apresenta os resultados do comportamento de fluência das amostras, sendo o gráfico (a) indicando as respectivas regiões do tipo de deformação em função do tempo na curva e, (b) representa a curva de deformação aplicada com uma tensão de 2 e 5 MPa. A escolha dessas cargas correspondem a menor e a maior tensão permitida pelo equipamento durante o ensaio. É importante salientar que as cargas aplicadas não correspondem àquelas utilizadas em aplicações de demanda estrutural, ou seja, cerca de 70% do valor de ruptura em um ensaio mecânico de tração. No entanto, o intuito do estudo é verificar o comportamento desses materiais sob cargas extremamente

baixas, utilizando um equipamento que trabalha com corpos de prova menores e mais acessíveis comparando com um equipamento de fluência convencional. Outro fator interessante é que, compósitos com orientação de zero grau (0°) e um valor de módulo muito elevado não permitem a realização do ensaio de fluência convencional devido à alta carga que seria necessária (FARINA, 2009). Analisando ambos gráficos, observa-se mudanças no comportamento das curvas, mas não no seu perfil, conforme varia a orientação dos ângulos das fibras. De maneira geral, a utilização das cargas do presente trabalho permitiu a visualização dos estágios 1 e 2. Porém no caso do estágio 2, apenas um platô foi observado, não sendo observado uma deformação plástica (e portanto um aumento da deformação) em função do tempo, conforme indicado na Figura 5.

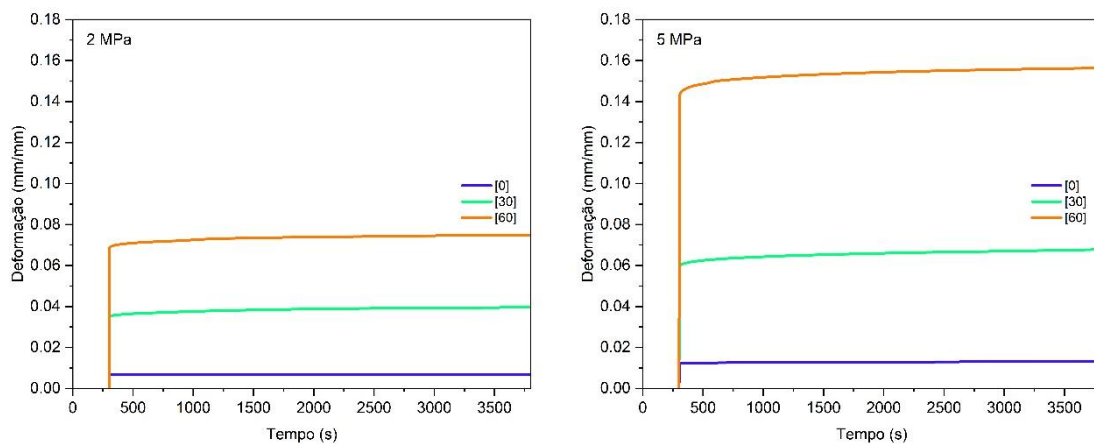
É possível verificar que no estágio de fluência primária, o aumento da tensão promoveu uma maior deformação elástica instantânea. Isso acontece, pois, maiores tensões promovem uma maior deformação, ou seja, a deformação elástica instantânea aumenta com o aumento da deformação de maneira quase que proporcional. O aumento dos ângulos de orientação das fibras também aumenta a deformação observada, pois as fibras não conseguem agir de maneira efetiva na transferência de tensões com o aumento do ângulo. Em outras palavras, com o aumento do ângulo, as forças de descolamento serão maiores que as forças de tração, diminuindo consideravelmente a capacidade de carga do material e aumentando a deformação. Esse comportamento é devido a aplicação de uma carga a qual é mantida por um determinado tempo no material em temperatura constante, ocorrendo um aumento da mobilidade molecular. Neste momento, as propriedades de interface se tornam um fator muito importante na resposta à fluência. Maiores tensões evidenciam mais essa diferença onde uma maior fluência foi observada no mesmo intervalo de tempo.

No estágio de fluência secundário, houve um aumento da deformação para orientações com ângulos de $[30]_4$ e $[60]_4$ com o tempo, porém com menor taxa de fluência, isto é, com a velocidade de deformação bem menor que no estágio primário. Neste estágio, a deformação foi constante para as cargas e o tempo aplicado, indicando que a ruptura não iria acontecer para essas condições (sem observação da fluência terciária). Em um estudo, Ornaghi Jr. et al (2021) demonstrou que para essas condições, mesmo em dois dias segue uma tendência semelhante ao teste de dez minutos, não havendo a observação do estágio de fluência terciária.

Figura 11 – Comportamento da fluência (a) com as regiões de deformação e (b) aplicando uma tensão de 2 MPa e 5 MPa.



(a)



(b)

Fonte: Adaptado de ALMEIDA JR. et al, 2017.

Em geral, o comportamento em fluência é estritamente dependente das propriedades interfaciais. Além disso, também depende dos ângulos devido às diferenças na transferência de tensão, como citado anteriormente. Quanto mais eficiente for a interface matriz/fibra, como no caso do ângulo de $[0]_4$, a deformação que o material irá sofrer será menor, pois mais energia é transferida da matriz para a fibra. Assim, a menor deformação por fluência, apresentada pelo ângulo de orientação de $[0]_4$, significa que houve uma melhor transferência de tensão da matriz para fibra.

Outro ponto que se pode destacar no gráfico é a curvatura da fluência nos ângulos de $[30]_4$ e $[60]_4$, para uma uma tensão mais elevada, essa curvatura é mais acentuada em comparação com a tensão de 2 MPa nos mesmos ângulos, isso porque a maior tensão aplicada dificulta a mobilidade molecular do material, enfrentando maiores barreiras para se mover e rearranjar, resultando uma curvatura na resposta de fluência ser mais acentuada, onde demonstra que a taxa de deformação aumenta rapidamente no início e depois diminui gradualmente, à medida que o material continua a fluir. Assim, a curvatura mais acentuada na resposta de fluência sob tensão mais elevada indica que o material está sofrendo uma deformação mais significativa e mais rápida em comparação com uma tensão menor.

Por outro lado, quando a tensão aplicada é mais baixa, as cadeias poliméricas possuem mais liberdade de se mover, permitindo que se rearranjem mais facilmente e resultando em uma resposta de fluência menos pronunciada, ou seja, uma menor taxa de deformação ao longo do tempo.

Em contrapartida, para o ângulo de $[0]_4$, observa-se que por mais que aumente a tensão, não se verifica uma grande diferença na curvatura, não houve uma deformação tão significativa como em outros ângulos, isto é, o aumento da tensão aplicada basicamente não provocou muita influência na deformação. Muitas vezes, a carga aplicada não é o suficiente para que haja alguma deformação considerável no material devido ao ângulo de $[0]_4$, onde as fibras estão alinhadas na direção do carregamento, existindo somente a atuação da força de tração.

A Tabela 2 mostra resultados dos parâmetros de Weibull obtidos pela Equação 3 com tensões de 2 e 5 MPa obtidos do artigo de Almeida Jr. et al (2017).

Tabela 2 – Resultados de fluência da análise do modelo de Weibull.

Amostras	Tensão aplicada	ϵ_i	ϵ_c	n_c	β_c	R^2
[0] ₄		$6,1 \times 10^{-3}$	$8,9 \times 10^{-4}$	273,43	0,98	0,98
[30] ₄	2 MPa	$3,3 \times 10^{-2}$	$5,9 \times 10^{-3}$	876,91	0,87	0,94
[60] ₄		$6,4 \times 10^{-2}$	$1,0 \times 10^{-2}$	535,52	0,81	0,93
[0] ₄		$1,2 \times 10^{-2}$	$1,4 \times 10^{-3}$	895,71	0,71	0,89
[30] ₄	5 MPa	$5,3 \times 10^{-2}$	$1,4 \times 10^{-2}$	551,33	0,70	0,94
[60] ₄		$1,3 \times 10^{-1}$	$2,4 \times 10^{-2}$	424,75	0,87	0,91

Fonte: Adaptado de ALMEIDA JR. et al, 2017.

O parâmetro ϵ_i representa a deformação instantânea causada pela carga que produz a fluência, observa-se que os valores coincidem com os dados obtidos graficamente, uma vez que é aumentada à medida que aumenta a tensão e os ângulos; os valores do parâmetro de deformação por fluência (ϵ_c) segue a mesma tendência, na qual a deformação é maior para uma tensão mais elevada e para ângulos mais altos, onde a ação de reforço da fibra é menos proeminente.

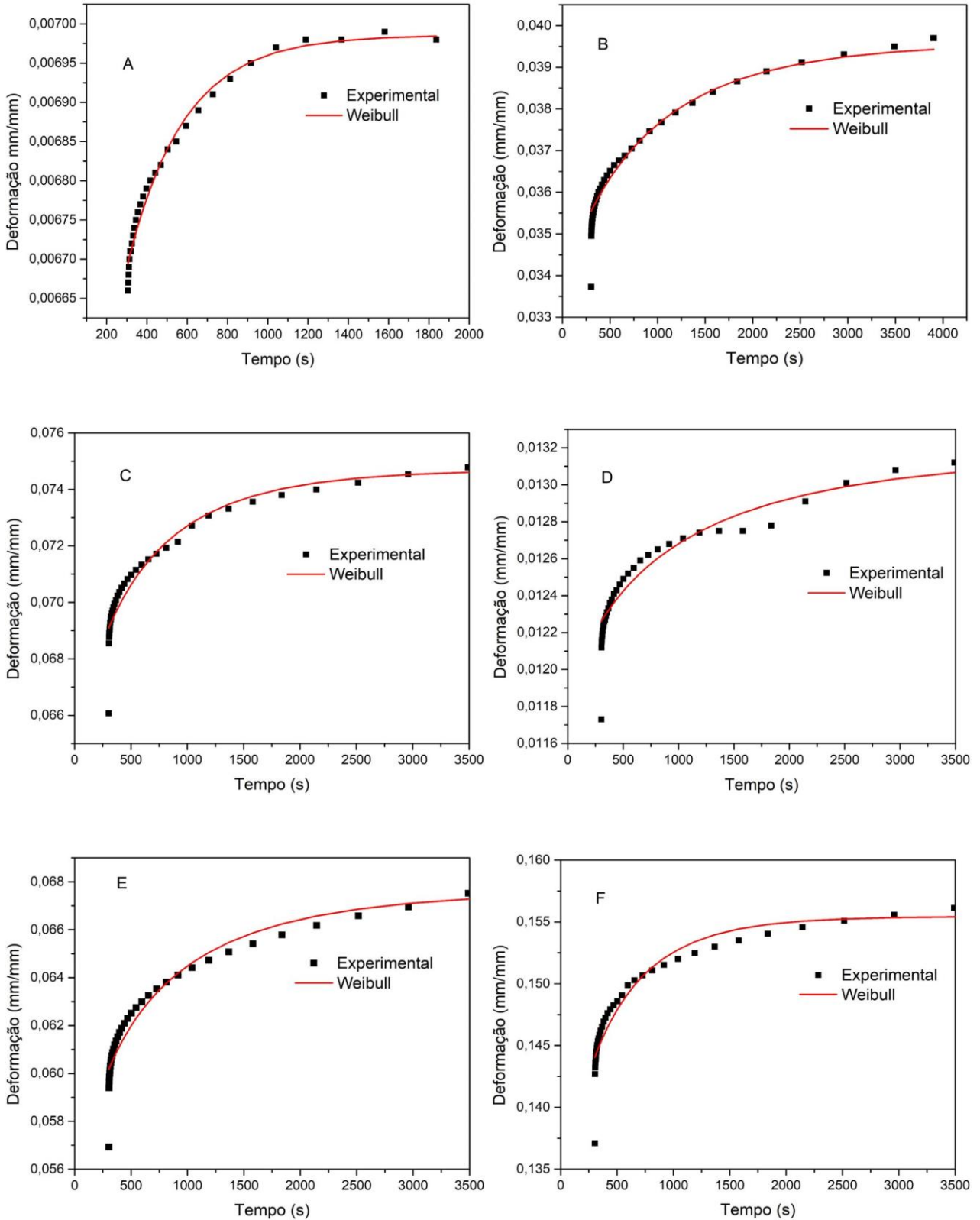
O parâmetro n_c representa o tempo de vida característico das amostras até a ruptura quando deformadas em uma taxa de deformação ϵ_c . O estudo de Fancey (2001), apresentou diminuição do valor de n_c com o aumento da tensão, essa tendência foi observada neste estudo apenas para as amostras com ângulos de [30]₄ e [60]₄; o fato de não ter ocorrido para a amostra [0]₄ pode ser devido a deformação ser muito baixa. Em relação ao parâmetro de forma β_c , quanto mais alto for o valor, indica uma diminuição mais lenta na taxa de deformação com o tempo. Porém, neste trabalho, não foi encontrada nenhuma tendência em relação a β_c . Em relação aos valores do coeficiente de correlação R^2 , de maneira geral, apresentou um ajuste satisfatório para descrever o comportamento à fluência nas tensões estudadas.

Os gráficos da Figura 12 exibe o comportamento das curvas de fluência do modelo de Weibull em comparação ao dado experimental. Sendo que os gráficos (A), (B) e (C) representam as curvas com tensão de 2 MPa para os ângulos de [0]₄, [30]₄ e [60]₄, respectivamente; já os gráficos (D), (E) e (F) representam os mesmos ângulos para tensão de 5 MPa. Verifica-se que, de modo geral, a curva do modelo de Weibull obteve um bom

ajuste em relação ao experimental, observada principalmente na amostra com ângulo de $[0]_4$ com menor tensão aplicada.

Os dados apresentados nos gráficos foram originalmente descritos no artigo, porém as curvas não estavam incluídas na publicação. A representação gráfica dessas curvas foi feita para demonstrar que o modelo em questão se ajusta de forma adequada aos dados. O comportamento anômalo observado no gráfico (D) pode ser devido a um erro experimental, sendo idealmente repetir a amostra. No entanto, ao considerar todas as curvas como um conjunto, espera-se que o comportamento geral do modelo não se desviem significativamente do esperado.

Figura 12 – Comportamento da fluência dos resultados experimentais com o modelo de Weibull.



Fonte: A autora, 2023.

A Tabela 3 apresenta os resultados de fluência da análise do modelo de Findley, é possível verificar que houve um aumento da deformação elástica (ϵ_0) com o aumento da tensão e do ângulo de modo proporcionalmente. Os valores de deformação elástica para as tensões de 2 e 5 MPa nos ângulos de $[30]_4$ e $[60]_4$ praticamente dobraram, o que coincide com o comportamento esperado. Porém essa tendência não ocorreu para o ângulo com $[0]_4$, apresentando um valor negativo justamente devido às baixas tensões que foram aplicadas, resultando na obtenção de valores não tão significantes fisicamente. Apesar de apresentar um ajuste relativamente bom, os valores obtidos para os parâmetros de amplitude da deformação elástica (A) e a constante exponencial (n) também não tiveram uma tendência lógica, pois não há variação desta região conforme varia o tempo, permanecendo em uma região linear e não em um aumento gradativo.

Tabela 3 – Resultados de fluência da análise do modelo de Findley.

Amostras	Tensão aplicada	ϵ_0	A	n	R ²
$[0]_4$		-0,99	$1,96 \times 10^{+8}$	$1,87 \times 10^{-4}$	0,92
$[30]_4$	2 MPa	0,02	$6,88 \times 10^{-18}$	0,13	0,94
$[60]_4$		0,06	$2,93 \times 10^{-13}$	0,20	0,87
$[0]_4$		0,01	$1,16 \times 10^{-13}$	0,29	0,89
$[30]_4$	5 MPa	0,05	$1,17 \times 10^{-12}$	0,20	0,90
$[60]_4$		0,12	$2,03 \times 10^{-12}$	0,18	0,85

Fonte: A autora, 2023.

Condições iniciais para a iteração:

ϵ_0 – 0,1 (valor)

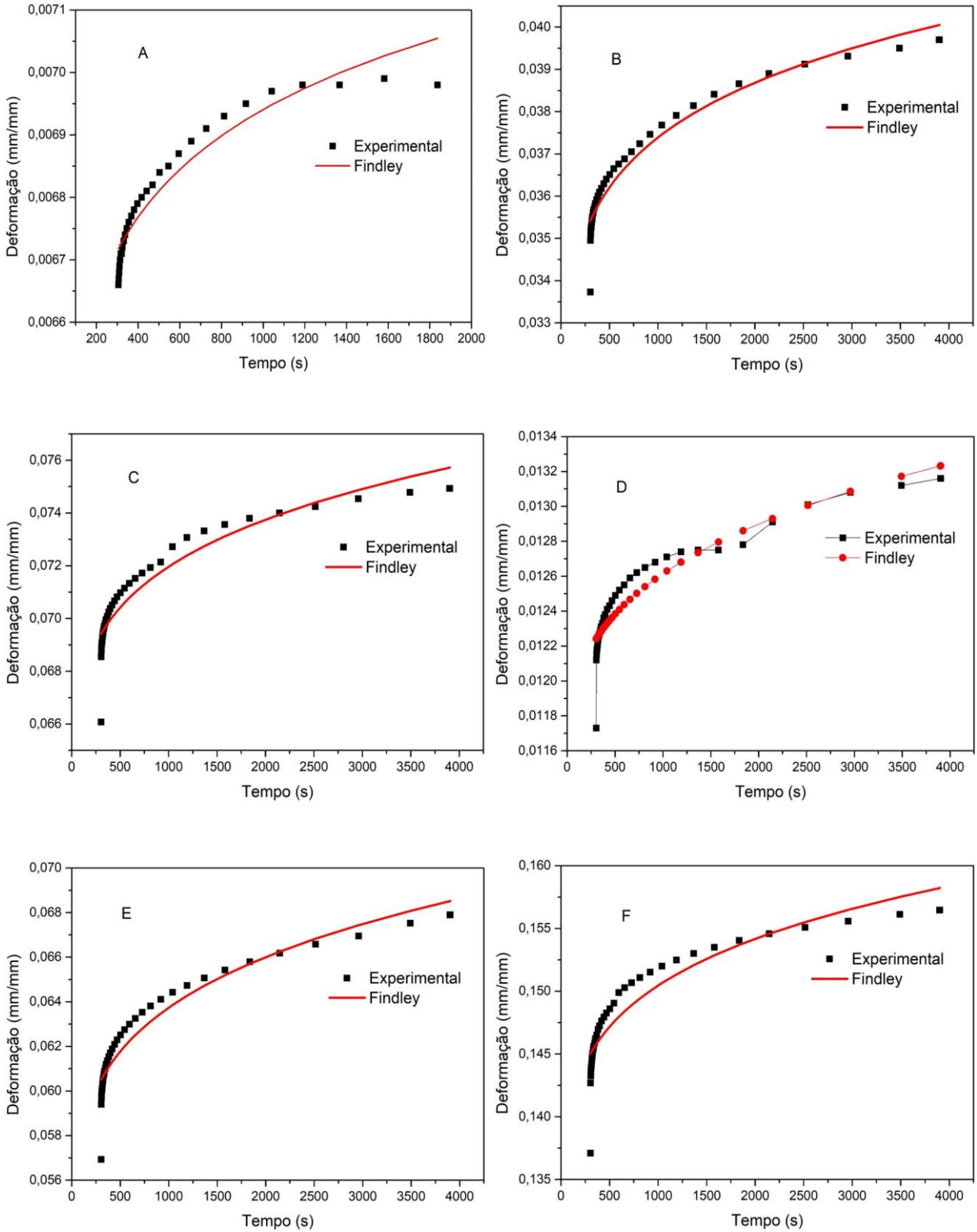
A – 0,001 (valor)

n – 0,30 (valor)

A Figura 13 demonstra que os resultados de comportamento da curva de fluência do modelo de Findley, onde os gráficos (A), (B) e (C) correspondem as curvas com tensão de 2 MPa para os ângulos de $[0]_4$, $[30]_4$ e $[60]_4$, respectivamente; os gráficos (D), (E) e (F) representam os mesmos ângulos para tensão de 5 MPa. Em comparação ao modelo de Weibull, o de Findley não apresentaram um ajuste tão bom quanto ao do modelo de

Weibull, devido ao menor grau de liberdade proporcionado pela equação, pois não foi possível atingir o ponto inicial de deformação elástica; a região da transição (curvatura) também não obteve um bom ajuste, o que explica o motivo pela qual os valores da Tabela 3 não apresentarem uma tendência. O comportamento anômalo verificado no gráfico (D) se dá pelo mesmo motivo explicado anteriormente.

Figura 13 – Comportamento da fluência dos resultados experimentais com o modelo de Findley.



Fonte: A autora, 2023.

Uma vez que esses valores se mostraram irrealísticos fisicamente, optou-se por realizar o cálculo através da Equação 5. Como visto pelo gráfico da Figura 7, os valores de $\frac{\sigma_0}{E_M}$ e E_M podem ser obtidos a partir da deformação e do módulo de elasticidade no tempo zero, respectivamente; o valor de E_K pode ser calculado a partir do valor da interceptação do eixo de deformação (RIMDUSIT, S. et al, 2011).

A Tabela 4 apresenta os resultados dos cálculos de fluência da análise do modelo de Burger. Verifica-se que a proporção de aumento do ângulo e da tensão aplicada aumenta a deformação elástica, seguindo a mesma tendência do modelo de Findley, dobrando o valor da deformação na tensão de 2 MPa para 5 MPa. Entretanto, pelo fato da região após a deformação instantânea não apresentar uma curvatura, ou seja, a curva não apresentou uma inclinação evidente, como visto na Figura 11, praticamente apresentou uma linha reta, sendo assim, os valores do *slope* resultaram como inexistentes. Pelo mesmo motivo explica os valores da deformação viscoelástica terem dado semelhantes aos da deformação elástica, justamente por não apresentar a curvatura.

Tabela 4 – Resultados de fluência da análise do modelo de Burger.

Amostras	Tensão aplicada	ϵ_0/E_M	$\sigma_0(1/E_M+1/E_K)$	slope
[0] ₄		0,0067	0,0066	-
[30] ₄	2 MPa	0,0355	0,0355	-
[60] ₄		0,0693	0,0699	-
[0] ₄		0,0123	0,0123	-
[30] ₄	5 MPa	0,0600	0,0607	-
[60] ₄		0,1447	0,1448	-

Fonte: A autora, 2023.

Em vista disso, o ajuste pelo modelo de Burger não foi possível de ser observado, ou seja, não se mostra uma curva que ajuste os dados experimentais, pois o mesmo não apresentou uma relevância significativa pelas condições que foram citadas anteriormente.

Portanto, o ajuste não foi obtido por meio da aplicação dos modelos de Findley e Burger pela seguintes condições:

1. Obtenção de mesmo valor da parte elástica e da parte viscoelástica;
2. Sem inclinação na região viscosa, ou seja, os dados se apresentaram lineares;
3. Apesar da tendência visual do aumento da deformação elástica com o aumento da carga e do ângulo, a resposta viscosa e a viscoelástica da curva não parecem se alterar, impossibilitando a utilização dos modelos matemáticos para ajuste;
4. A maioria dos modelos analíticos possuem forma fechada (closed-form equations), portanto são limitados ao formato da curva. Uma solução seria utilizar equações não lineares como a rede neural artificial, como demonstrado nos trabalhos de Monticeli (2022) e Ornaghi Jr., Neves, Monticeli (2021).

Com isso, percebe-se que dentre os modelos estudados (Weibull, Findley e Burger), o único parâmetro que segue uma tendência lógica é a parte inicial, ou seja, a faixa de deformação instantânea, o qual se mostrou sensível mesmo para cargas menores. A parte viscosa se mostrou inalterada para todas as condições usadas, impossibilitando a obtenção dos parâmetros referentes a esta faixa da análise (ou indicando valores irrealísticos fisicamente).

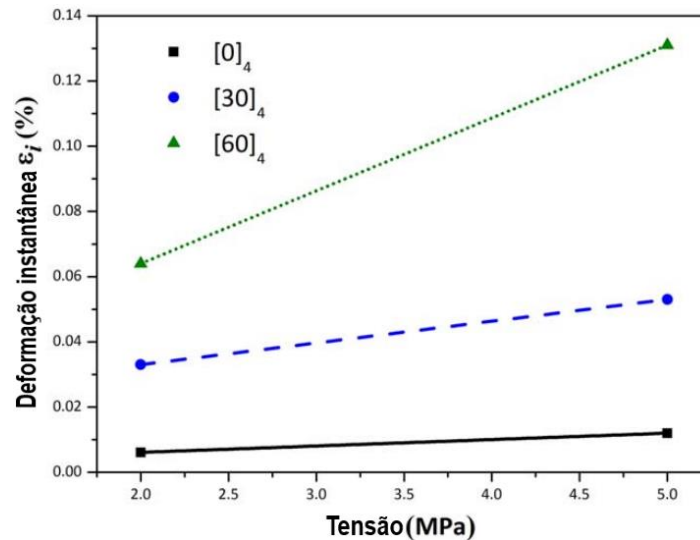
No estudo, o uso da tensão de 2 e 5 Mpa para os ensaios de fluência é considerada uma tensão muito baixa quando se pensa em aplicação real, porém, como dito anteriormente, torna-se possível uma predição de propriedade de fluência para cargas altas, desde que se tenha conhecimento do comportamento da deformação instantânea com o aumento da carga. Se a proporcionalidade do aumento de deformação visto para cargas baixas tende a ocorrer em cargas mais elevadas, pode-se então prever o comportamento do material em aplicações reais e até mesmo o módulo elástico do material em comportamento estático em tração.

Apesar de não apresentar uma aplicação prática o uso de cargas baixas, o estudo em cargas menores é justificada pela diminuição dos gastos de materiais e otimização do tempo, uma vez que, para realizar um ensaio de fluência com cargas elevadas, o ensaio de cada corpo de prova levaria em torno de quatro a seis meses (ASTM D5262-21). Em comparação às cargas menores, com cerca de uma hora (3500 s) já foi possível prever o comportamento do material, indicando a relevância do presente estudo realizado.

Como observado no estudo de Almeida Jr. et al (2017), baseados nos valores de deformação inicial, para ambas tensões estudadas e utilizando a regressão

linear (Figura 14), os valores dos módulos aparente estimados foram de 50,8; 15 e 4,5 GPa para os ângulos de [0], [30] e [60], respectivamente. Esses valores estão na mesma faixa daqueles obtidos a partir do módulo de armazenamento, sendo de 60,5; 9,7 e 6,5 GPa.

Figura 14 – Predição do módulo do compósito a partir das tensões estudadas.



Fonte: Adaptado de ALMEIDA JR., J. H. et al, 2017.

A Tabela 5 apresenta as amostras com os valores de deformação inicial de 2 e 5 MPa, obtidos conforme o gráfico demonstrado no anexo C.

Tabela 5 – Ganho percentual das amostras testadas.

Amostras	2 MPa	5 MPa	Ganho percentual (%)
[0] ₄	0,006	0,01	166,67
[30] ₄	0,034	0,052	152,94
[60] ₄	0,063	0,13	206,35

Fonte: A autora, 2024.

Observa-se que o aumento da tensão resultou em um aumento similar na deformação percentual para os ângulos de [0] e [30]; enquanto que o aumento para o ângulo de [60] foi significativamente maior em comparação aos outros dois.

6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados neste trabalho, foi possível corroborar com estudos publicados anteriormente ao aplicar modelos analíticos, como os de Findley e Burger, além do de Weibull para compreender o comportamento das curvas de fluência.

No ensaio de DMTA, as curvas demonstraram um comportamento similar para os três ângulos de orientação: um platô na região vítrea, seguido de uma queda após a T_g e, posteriormente, o rompimento do material (não foi observada uma queda após a região de transição vítrea).

Nos resultados do ensaio de fluência, com tensões de 2 e 5 MPa, apresentaram limitações significativas no ajuste das curvas experimentais, principalmente devido a má definição da região de transição elástica-plástica e por causa da linearidade da região viscosa. Sendo assim, foram observados apenas os estágios primário e secundário.

Em relação à avaliação dos modelos de ajuste, o modelo de Weibull apresentou o melhor ajuste, devido ao maior número de variáveis na equação em relação aos outros modelos, isso ocorre porque, quanto maior o grau de liberdade da equação (maior número de variáveis), maior a possibilidade de ajuste com a curva experimental, porém maior a dificuldade do ajuste (fitting).

O modelo de Findley não obteve um ajuste adequado quanto o de Weibull, embora tenha demonstrado ajustes visualmente adequados às curvas experimentais, mostrou-se valores irrealísticos fisicamente. Não foi possível realizar o ajuste com o modelo de Burger, pois os valores de deformação viscoelástica foram muito semelhantes aos da deformação elástica, não apresentando uma inclinação clara na curva.

Apesar de aplicados tensões baixas para o ensaio de fluência, essa abordagem oferece uma vantagem prática, permitindo a realização de estudos mais rápidos e menos onerosos, diferente de quando aplicada em tensões mais elevadas, que até ajustariam melhor, porém os ensaios se tornariam relativamente mais caros e demorados, além de restritos a instituições/centros de pesquisas bem específicos.

Além disso, foi verificada a viabilidade de prever o comportamento mecânico do módulo utilizando apenas a deformação instantânea do material, o que abre oportunidades para o desenvolvimento de predição das propriedades de fluência para cargas superiores que não foram testadas experimentalmente. No entanto, essa estratégia

requer um aprofundamento substancial, especialmente no que diz respeito à dependência da deformação instantânea com a tensão e a temperatura, bem como ensaios experimentais nas mais diferentes condições para validar o método.

É necessário ressaltar a importância de buscar ajustes que sejam não apenas precisos, mas também fisicamente coerentes. Portanto, a aplicação desses modelos exige uma análise criteriosa, levando em consideração tanto a qualidade do ajuste quanto a sua validade física, para que o desenvolvimento de modelos preditivos sejam mais aplicáveis em situações reais.

REFERÊNCIAS

ALMEIDA JR., J. H. et al. Creep and interfacial behavior of carbon fiber reinforced epoxy filament wound laminates. **Polymer Composites**, v. 39, n. 4, 2018.

ALMEIDA JR., J. H. et al. On Creep, Recovery, and Stress Relaxation of Carbon Fiber-Reinforced Epoxy Filament Wound Composite. **Polymer Engineering and Science**, v. 58, n. 10, p. 1837-1842, 2017.

ALMEIDA JR., J. H. S. **Dano e falha em compósitos estruturais de carbono/epóxi processados por filament winding**. Tese (Doutorado em Engenharia - Ciência e Tecnologia dos Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM D3171-11, Standard Test Methods for Constituent Content of Composite Materials**. 01 maio 2015. Disponível em: <<https://www.astm.org/d3171-11.html>>. Acesso em: 26 mar. 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM D3878-20b, Standard Terminology for Composite Materials**. 15 out. 2020. Disponível em: <<https://www.astm.org/d3878-20b.html>>. Acesso em: 25 mar. 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM D5262-21, Standard Test Method for Determining the Unconfined Tension Creep and Creep Rupture Behavior of Planar Geosynthetics Used for Reinforcement Purposes**. 23 fev. 2021. Disponível em: <<https://www.astm.org/d5262-21.html>>. Acesso em: 25 set. 2023.

ARRABIYEH, P. A. An overview on current manufacturing technologies: Processing continuous rovings impregnated with thermoset resin. **Polymer Composites**, v. 42, n. 11, p. 5630-5655, 2021.

ASSUNÇÃO, F.C.R. et al. **Materiais Avançados 2010-2022**. Centro de Gestão e Estudos Estratégicos (CGEE): Brasília, DF, 2010.

BALASUBRAMANIAN, M. **Composite Materials and Processing**. 2013.

BRINSON, H. F.; BRINSON, L. C. **Polymer engineering science and viscoelasticity: an introduction**. 2ª ed. New York: Springer, 2015.

CALLISTER, W., RETHWISCH, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 8ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CANEVAROLO, S.V. **Ciência dos polímeros: um texto básico para tecnólogos e engenheiros**. 3ª ed. São Paulo: Artliber, 2006.

CANEVAROLO, S.V. **Técnicas de caracterização de polímeros**. São Paulo: Artliber, 2003.

CASSU, S.N., FELISBERTI, M.I. Comportamento dinâmico-mecânico e relaxações em polímeros e blendas poliméricas. **Química Nova**, v. 28, n. 2, p. 255-263, 2005.

COSTA, C. S. M. F. et al. Dynamic Mechanical Thermal Analysis of Polymer Composites Reinforced with Natural Fibers. **Polymer Reviews**, V. 56, N. 2, p. 362-383, 2016.

DARGAHI, A. et al. Nonlinear creep characteristics of extruded Poly (vinylidene fluoride-co-hexafluoropropylene) with high β -phase content under extreme conditions: Design, characterization, and modeling. **Materials & Design**, v. 232, 2023.

FANCEY, K. S. A latch-based Weibull model for polymeric creep and recovery. **Journal of Polymer Engineering**, v. 21, n. 6, p. 489-509, 2001.

FANCEY, K.S., WANG, B. Application of time-stress superposition to viscoelastic behavior of polyamide 6,6 fiber and its 'true' elastic modulus. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 134, n. 24, 2017.

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**. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.

GAIKWAD, S. et al. Dynamic mechanical and creep properties of poly(ether ketone)-graphite nanoplatelet (GNP) nanocomposites. **Polymer-Plastics Technology and Materials**, v. 58, n. 15, p. 1-11, 2019.

JOSE, J. P., JOSEPH, K. Advances in Polymer Composites: Macro- and Microcomposites – State of the Art, New Challenges, and Opportunities. **Polymer Composites**, chapter 1, p. 1-16, 2012.

KULTHE, M. G., GOYAL, R. K. e BUTEE, S. P. Creep, recovery and dynamic mechanical properties of PEK/MWCNT nanocomposites. **Materials Science and Engineering: B**, v. 282, 2022.

LI, J. et al. Temperature-dependent creep damage mechanism and prediction model of fiber-reinforced phenolic resin composites. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 278, n.3, 2024.

LORANDI, N. P. et al. On the creep behavior of carbon/epoxy non-crimp fabric composites. **Materials Research**, v. 21, n. 3, 2018.

LORANDI, N. P. **Estudo das propriedades dinâmico-mecânicas e fluência de compósitos epóxi/tecido não-dobrável de carbono produzidos por VARTM e RFI**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Universidade de Caxias Do Sul. Caxias do Sul, 2016.

MALLICK, P. K. **Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design**. 3ª ed. New York: Taylor & Francis Group, 2007.

- MARINUCCI, G. **Materiais compósitos poliméricos: fundamentos e tecnologia**. São Paulo: Artliber, 2011.
- MASUELLI, M. A. Introduction of Fibre-Reinforced Polymers – Polymers and Composites: Concepts, Properties and Processes. **Fiber Reinforced Polymers - The Technology Applied for Concrete Repair**. InTech, 2013.
- MONTICELI, F. M. et al. Prediction of Bending Properties for 3D-Printed Carbon Fibre/Epoxy Composites with Several Processing Parameters Using ANN and Statistical Methods. **Polymers**, v. 14, n. 17, 2022.
- MONTICELI, F. M. et al. Statistical analysis of creep behavior in thermoset and thermoplastic composites reinforced with carbon and glass fibers. **The Journal of Strain Analysis for Engineering Design**, v. 56, n. 7, 2020.
- NAVARRO, R. F. Modelos Viscoelásticos Aplicáveis a Materiais Reais: uma Revisão. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 12, n. 1, p. 1-20, 2017.
- NETO, F. L.; PARDINI, L. C. **Compósitos estruturais: Ciência e Tecnologia**. 2ª ed. São Paulo: Blucher, 2016.
- ORNAGHI JR. H. L., et al. A simple model to fit and interpret creep curves-behaviour of modified micro-cellulose particulate composites. **Research Square**, 2022.
- ORNAGHI JR., H. L. et al. Mechanical and dynamic mechanical analysis of hybrid composites molded by resin transfer molding. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 118, n. 2, p. 887-896, 2010.
- ORNAGHI JR., H. L. et al. Modeling of dynamic mechanical curves of kenaf/polyester composites using surface response methodology. **Journal of Applied Polymer Science**, v. 139, n. 18, 2022.
- ORNAGHI JR., H. L. et al. Time-temperature behavior of carbon/epoxy laminates under creep loading. **Time-Depend Mater**, v. 25, p. 601–615, 2021.
- ORNAGHI JR., H. L., NEVES, R. M., MONTICELI, F. M. Application of the Artificial Neural Network (ANN) Approach for Prediction of the Kinetic Parameters of Lignocellulosic Fibers. **Textiles**, v. 1, n. 2, p. 258-267, 2021.
- PARK, S. J., SEO, M. K. Carbon Fiber-Reinforced Polymer Composites: Preparation, Properties, and Applications. **Polymer Composites**, chapter 5, p. 135-183, 2012.
- RAJAK, D. K. et al. Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications. **Polymers (Basel)**, v. 11, n. 10, p. 1667, 2019.
- RAMLII, N. et al. Advanced Polymer Composite for Aerospace Engineering Application. **Advanced Composites in Aerospace Engineering Applications**, p. 1-21, 2022.

REIS, A. K. D. et al. Creep behavior of polyetherimide semipreg and epoxy prepreg composites: Structure vs. property relationship. **Journal of Composite Materials**, v. 54, n. 27, 2020.

REZENDE M. C., COSTA M.L., BOTELHO E.C. **Compósitos Estruturais: tecnologia e prática**. Editora: Artliber, 2011.

RIMDUSIT, S. et al. Effects of gamma irradiation with and without compatibilizer on the mechanical properties of polypropylene/wood flour composites. **Journal of Polymer Research**, v. 18, p. 801-809, 2011.

ZWAWI, M. A Review on Natural Fiber Bio-Composites, Surface Modifications and Applications. **Molecules**, v. 26, n. 2, 2021.

ANEXOS

ANEXO A – PERMISSÃO DA REUTILIZAÇÃO DOS DADOS DO ARTIGO

JOHN WILEY AND SONS LICENSE TERMS AND CONDITIONS

Jun 25, 2024

This Agreement between Heitor Luiz Ornaghi Jíinior ("You") and John Wiley and Sons ("John Wiley and Sons") consists of your license details and the terms and conditions provided by John Wiley and Sons and Copyright Clearance Center.

License Number	5816091227704
License date	Jun 25, 2024
Licensed Content Publisher	John Wiley and Sons
Licensed Content Publication	Polymer Engineering & Science
Licensed Content Title	On creep, recovery, and stress relaxation of carbon fiber- reinforced epoxy filament wound composites
Licensed Content Author	Sandro Amico, Gerson Marinucci, Natália Lorandi, et al
Licensed Content Date	Dec 22, 2017
Licensed Content Volume	58
Licensed Content Issue	10
Licensed Content Pages	6
Type of use	Dissertation/Thesis

Requestor type	University/Academic
Format	Electronic
Portion	Figure/table
Number of figures/tables	2
Will you be translating?	Yes, without English rights 1
Number of languages	1
Title of new work	UTILIZAÇÃO DE MODELOS ANALÍTICOS PARA VERIFICAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE FLUÊNCIA EM COMPÓSITOS CARBONO/EPÓXI
Institution name	UNILA
Expected presentation date	Sep 2024
Portions	Figures 1 and 3
The Requesting Person / Organization to Appear on the License	Heitor Luiz Ornaghi Júnior
Specific Languages	Portuguese
Requestor Location	UFRGS Av. Bento Gonçalves 9500 Porto Alegre, Rio Grande do SUI 90650-001 Brazil Attn: UFRGS

Publisher Tax ID EU826007151

Total 0.00 USD

Terms and Conditions

TERMS AND CONDITIONS

This copyrighted material is owned by or exclusively licensed to John Wiley & Sons, Inc. or one of its group companies (each a "Wiley Company") or handled on behalf of a society with which a Wiley Company has exclusive publishing rights in relation to a particular work (collectively "WILEY"). By clicking "accept" in connection with completing this licensing transaction, you agree that the following terms and conditions apply to this transaction (along with the billing and payment terms and conditions established by the Copyright Clearance Center Inc., ("CCC's Billing and Payment terms and conditions"), at the time that you opened your RightsLink account (these are available at any time at <http://myaccount.copyright.com>).

Terms and Conditions

- The materials you have requested permission to reproduce or reuse (the "Wiley Materials") are protected by copyright.
- You are hereby granted a personal, non-exclusive, non-sub licensable (on a stand-alone basis), non-transferable, worldwide, limited license to reproduce the Wiley Materials for the purpose specified in the licensing process. This license, and any **CONTENT (PDF or image file) purchased as part of your order**, is for a one-time use only and limited to any maximum distribution number specified in the license. The first instance of republication or reuse granted by this license must be completed within two years of the date of the grant of this license (although copies prepared before the end date may be distributed thereafter). The Wiley Materials shall not be used in any other manner or for any other purpose, beyond what is granted in the license. Permission is granted subject to an appropriate acknowledgement given to the author, title of the material/book/journal and the publisher. You shall also duplicate the copyright notice that appears in the Wiley publication in your use of the Wiley Material.

Permission is also granted on the understanding that nowhere in the text is a previously published source acknowledged for all or part of this Wiley Material. Any third party content is expressly excluded from this permission.

- With respect to the Wiley Materials, all rights are reserved. Except as expressly granted by the terms of the license, no part of the Wiley Materials may be copied, modified, adapted (except for minor reformatting required by the new Publication), translated, reproduced, transferred or distributed, in any form or by any means, and no derivative works may be made based on the Wiley Materials without the prior permission of the respective copyright owner. For **STM Signatory Publishers clearing permission under the terms of the STM Permissions Guidelines only, the terms of the license are extended to include subsequent editions and for editions in other languages, provided such editions are for the work as a whole in situ and does not involve the separate exploitation of the permitted figures or extracts**, You may not alter, remove or suppress in any manner any copyright, trademark or other notices displayed by the Wiley Materials. You may not license, rent, sell, loan, lease, pledge, offer as security, transfer or assign the Wiley Materials on a stand-alone basis, or any of the rights granted to you hereunder to any other person.
- The Wiley Materials and all of the intellectual property rights therein shall at all times remain the exclusive property of John Wiley & Sons Inc, the Wiley Companies, or their respective licensors, and your interest therein is only that of having possession of and the right to reproduce the Wiley Materials pursuant to Section 2 herein during the continuance of this Agreement. You agree that you own no right, title or interest in or to the Wiley Materials or any of the intellectual property rights therein. You shall have no rights hereunder other than the license as provided for above in Section 2. No right, license or interest to any trademark, trade name, service mark or other branding ("Marks") of WILEY or its licensors is granted hereunder, and you agree that you shall not assert any such right, license or interest with respect thereto
- NEITHER WILEY NOR ITS LICENSORS MAKES ANY WARRANTY OR REPRESENTATION OF ANY KIND TO YOU OR ANY THIRD PARTY, EXPRESS,

IMPLIED OR STATUTORY, WITH RESPECT TO THE MATERIALS OR THE ACCURACY OF ANY INFORMATION CONTAINED IN THE MATERIALS, INCLUDING, WITHOUT LIMITATION, ANY IMPLIED WARRANTY OF MERCHANTABILITY, ACCURACY, SATISFACTORY QUALITY, FITNESS FOR A PARTICULAR PURPOSE, USABILITY, INTEGRATION OR NON-INFRINGEMENT AND ALL SUCH WARRANTIES ARE HEREBY EXCLUDED BY WILEY AND ITS LICENSORS AND WAIVED BY YOU.

- WILEY shall have the right to terminate this Agreement immediately upon breach of this Agreement by you.
- You shall indemnify, defend and hold harmless WILEY, its Licensors and their respective directors, officers, agents and employees, from and against any actual or threatened claims, demands, causes of action or proceedings arising from any breach of this Agreement by you.
- IN NO EVENT SHALL WILEY OR ITS LICENSORS BE LIABLE TO YOU OR ANY OTHER PARTY OR ANY OTHER PERSON OR ENTITY FOR ANY SPECIAL, CONSEQUENTIAL, INCIDENTAL, INDIRECT, EXEMPLARY OR PUNITIVE DAMAGES, HOWEVER CAUSED, ARISING OUT OF OR IN CONNECTION WITH THE DOWNLOADING, PROVISIONING, VIEWING OR USE OF THE MATERIALS REGARDLESS OF THE FORM OF ACTION, WHETHER FOR BREACH OF CONTRACT, BREACH OF WARRANTY, TORT, NEGLIGENCE, INFRINGEMENT OR OTHERWISE (INCLUDING, WITHOUT LIMITATION, DAMAGES BASED ON LOSS OF PROFITS, DATA, FILES, USE, BUSINESS OPPORTUNITY OR CLAIMS OF THIRD PARTIES), AND WHETHER OR NOT THE PARTY HAS BEEN ADVISED OF THE POSSIBILITY OF SUCH DAMAGES. THIS LIMITATION SHALL APPLY NOTWITHSTANDING ANY FAILURE OF ESSENTIAL PURPOSE OF ANY LIMITED REMEDY PROVIDED HEREIN.
- Should any provision of this Agreement be held by a court of competent jurisdiction to be illegal, invalid, or unenforceable, that provision shall be deemed amended to achieve as nearly as possible the same economic effect as the original provision, and the legality, validity and enforceability of the remaining

provisions of this Agreement shall not be affected or impaired thereby.

- The failure of either party to enforce any term or condition of this Agreement shall not constitute a waiver of either party's right to enforce each and every term and condition of this Agreement. No breach under this agreement shall be deemed waived or excused by either party unless such waiver or consent is in writing signed by the party granting such waiver or consent. The waiver by or consent of a party to a breach of any provision of this Agreement shall not operate or be construed as a waiver of or consent to any other or subsequent breach by such other party.
- This Agreement may not be assigned (including by operation of law or otherwise) by you without WILEY's prior written consent.
- Any fee required for this permission shall be non-refundable after thirty (30) days from receipt by the CCC.
- These terms and conditions together with CCC's Billing and Payment terms and conditions (which are incorporated herein) form the entire agreement between you and WILEY concerning this licensing transaction and (in the absence of fraud) supersedes all prior agreements and representations of the parties, oral or written. This Agreement may not be amended except in writing signed by both parties. This Agreement shall be binding upon and inure to the benefit of the parties' successors, legal representatives, and authorized assigns.
- In the event of any conflict between your obligations established by these terms and conditions and those established by CCC's Billing and Payment terms and conditions, these terms and conditions shall prevail.
- WILEY expressly reserves all rights not specifically granted in the combination of (i) the license details provided by you and accepted in the course of this licensing transaction, (ii) these terms and conditions and (iii) CCC's Billing and Payment terms and conditions.

- This Agreement will be void if the Type of Use, Format, Circulation, or Requestor Type was misrepresented during the licensing process.
- This Agreement shall be governed by and construed in accordance with the laws of the State of New York, USA, without regards to such state's conflict of law rules. Any legal action, suit or proceeding arising out of or relating to these Terms and Conditions or the breach thereof shall be instituted in a court of competent jurisdiction in New York County in the State of New York in the United States of America and each party hereby consents and submits to the personal jurisdiction of such court, waives any objection to venue in such court and consents to service of process by registered or certified mail, return receipt requested, at the last known address of such party.

WILEY OPEN ACCESS TERMS AND CONDITIONS

Wiley Publishes Open Access Articles in fully Open Access Journals and in Subscription journals offering Online Open. Although most of the fully Open Access journals publish open access articles under the terms of the Creative Commons Attribution (CC BY) License only, the subscription journals and a few of the Open Access Journals offer a choice of Creative Commons Licenses. The license type is clearly identified on the article.

The Creative Commons Attribution License

The Creative Commons Attribution License (CC-BY) allows users to copy, distribute and transmit an article, adapt the article and make commercial use of the article. The CC-BY license permits commercial and non-

Creative Commons Attribution Non-Commercial License

The Creative Commons Attribution Non-Commercial (CC-BY-NC) License permits use, distribution and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited and is not used for commercial purposes.(see below)

Creative Commons Attribution-Non-Commercial-NoDerivs License

The Creative Commons Attribution Non-Commercial-NoDerivs License (CC-BY-NC- ND) permits use, distribution and reproduction in any medium, provided the original work is

properly cited, is not used for commercial purposes and no modifications or adaptations are made. (see below)

Use by commercial "for-profit" organizations

Use of Wiley Open Access articles for commercial, promotional, or marketing purposes requires further explicit permission from Wiley and will be subject to a fee.

Further details can be found on Wiley Online Library
<http://o1about.wiley.com/WileyCDA/Section/id-410895.html>

Other Terms and Conditions:

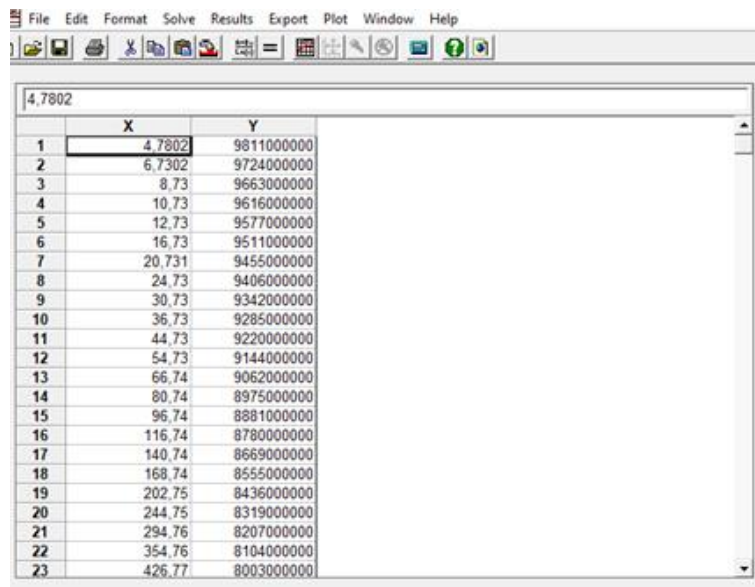
v1.10 Last updated September 2015

Questions? customercare@copyright.com.

ANEXO B – MODELO DE AJUSTE NO SOFTWARE DATAFIT

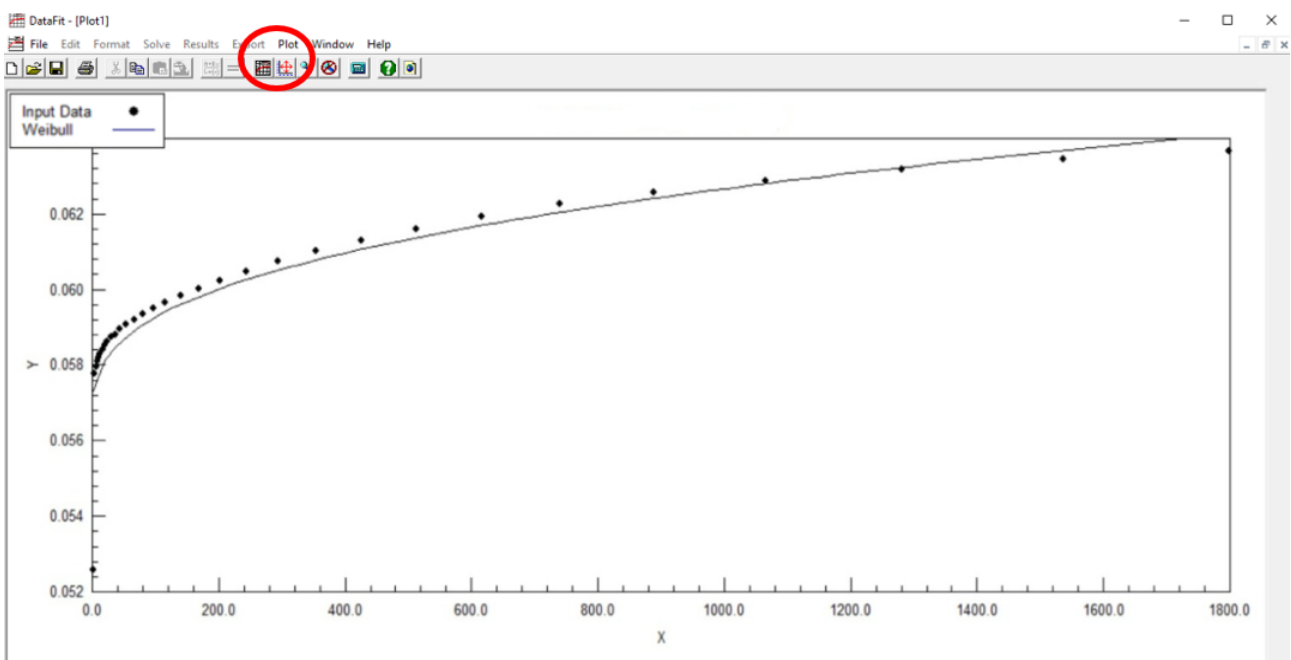
PASSO A PASSO DATAFIT

1. Descompactar o arquivo da pasta e clicar no executável. O programa irá instalar e pedir um *license number* que está presente no arquivo SN.txt.
2. Com o arquivo aberto, inserir os dados de time vs stress relaxation, por exemplo, conforme abaixo. Inserir os dados usando o **separador vírgula e não ponto**.

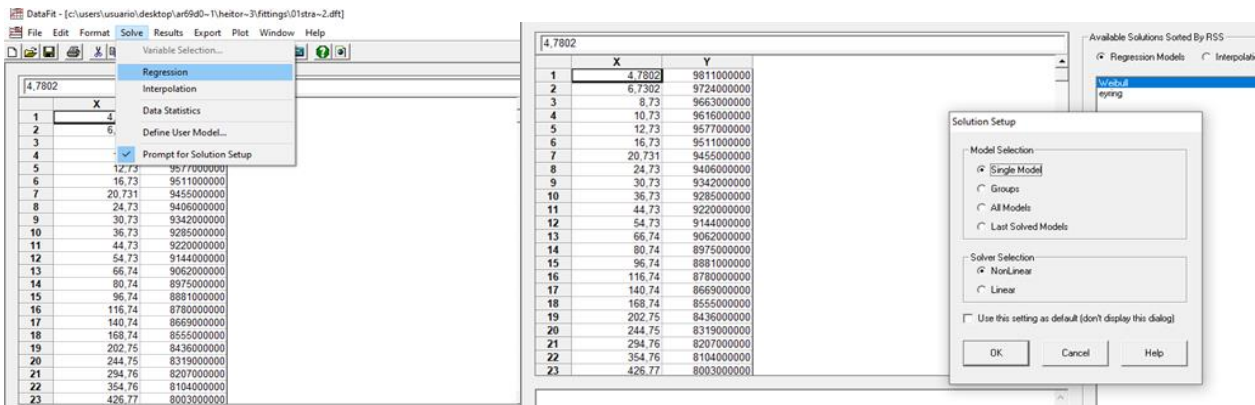


	X	Y
1	4,7802	9811000000
2	6,7302	9724000000
3	8,73	9663000000
4	10,73	9616000000
5	12,73	9577000000
6	16,73	9511000000
7	20,731	9455000000
8	24,73	9406000000
9	30,73	9342000000
10	36,73	9285000000
11	44,73	9220000000
12	54,73	9144000000
13	66,74	9062000000
14	80,74	8975000000
15	96,74	8881000000
16	116,74	8780000000
17	140,74	8669000000
18	168,74	8555000000
19	202,75	8436000000
20	244,75	8319000000
21	294,76	8207000000
22	354,76	8104000000
23	426,77	8003000000

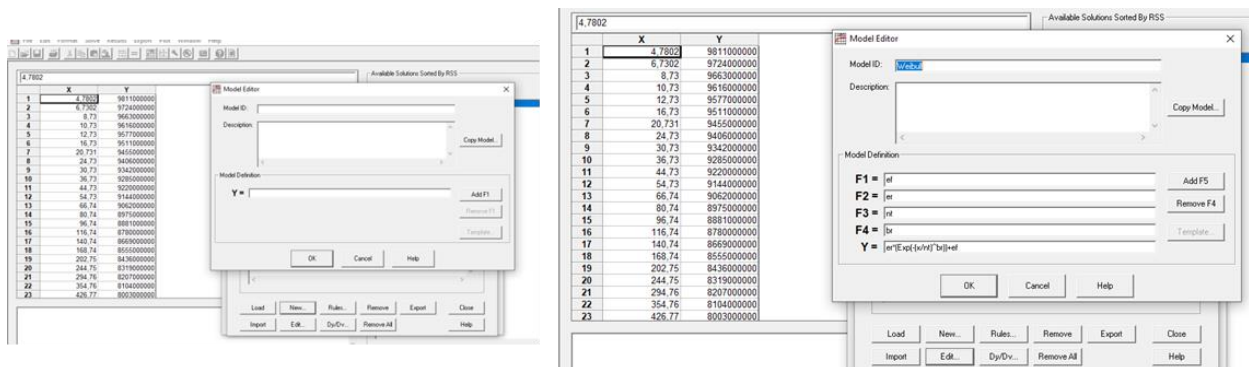
3. Para visualizar os dados clique em NEW plot (indicado no círculo abaixo vermelho).



4. Para inserir o modelo que deseja usar vá em SOLVE –REGRESSION – SINGLE MODEL-NONLINEAR.



5. Agora vá em USER MODELS-DEFINE-NEW. Aqui você coloca o nome que quiser no MODEL ID (exemplo: Weibull), no MODEL DEFINITION insira o modelo num formato conforme esse: $Y = er^{*}(Exp(-(x/nt)^{br}))+ef$. Essa é a equação de Weibull. Para cada variável que queira analisar, terá que ir no ADD F1, ADD F2 e so on, conforme o número de variáveis. No meu caso, seriam 4 variáveis. Nota: terá que colocar cada variável exatamente como está descrito na equação. Se colocar letra maiúscula na equação e minúscula na descrição, não irá funcionar.



6. Após vá em OK e o programa pedirá para dar a estimativa inicial para cada variável. NOTA: quanto mais variáveis, melhor o ajuste, porém mais difícil. Para um ajuste inicial, sugiro pegar algum trabalho prévio como referência. Caso não consiga, retire uma das variáveis e coloque um valor numérico. Caso, ajuste, volte a inserir essa variável.
7. Vá em CLOSE e SOLVE. Depois em RESULTS-DETAILED.
8. Faça cada ajuste em um arquivo único. Não faça duas amostras em um mesmo arquivo.

ANEXO C – GRÁFICO PARA OBTENÇÃO DOS VALORES DE DEFORMAÇÃO INICIAL