



## **Avaliação do comportamento de compósitos à fluência e à relaxação**

**ANA CRISTINA FARIA RODRIGUES DE AZEVEDO**

julho de 2026

**Avaliação do comportamento de compósitos à  
fluência e à relaxação**

**Ana Cristina Faria Rodrigues de Azevedo**

**Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em  
Engenharia Mecânica, Área de Especialização em  
Materiais e processos de fabrico**

**Orientador: Manuel Jorge Dores de Castro, Prof. Coordenador, ISEP**

**Co-orientador: António Gonçalves Magalhães, Prof. Coordenador, ISEP**

**Júri:**

Presidente:

Arnaldo Manuel Guedes Pinto, Prof. Adjunto, ISEP

Vogais:

Manuel Jorge Dores de Castro, Prof. Coordenador, ISEP

Rui Miranda Guedes, Prof. Associado, FEUP

Porto, Junho 2026



# Agradecimentos

Gostaria de expressar o meu sincero agradecimento ao meu orientador, Professor Doutor Manuel Jorge Dóres de Castro, e ao meu coorientador, Professor Doutor António Gonçalves Magalhães, pela orientação, disponibilidade, apoio e contributos prestados ao longo da realização desta dissertação.

Agradeço também à minha família, pelo apoio incondicional, pela compreensão e pelo incentivo constantes ao longo de todo este percurso.

Um agradecimento muito especial ao meu marido, João Figueiredo, pelo carinho, paciência e força transmitida nos momentos mais exigentes. Aos meus filhos, Rafael e Bia, pelo amor, pela alegria e pela inspiração diária, que foram fundamentais para me motivar a concluir esta etapa.

A todos os que, direta ou indiretamente, contribuíram para a concretização deste trabalho, o meu sincero obrigada.



# Resumo

A presente dissertação avalia o comportamento à fluência e à relaxação de polímeros e compósitos de matriz termoplástica reforçados com fibra de carbono, com o objetivo de compreender a resposta viscoelástica destes materiais e a adequação de modelos lineares à sua representação. Para o efeito, foi realizada uma revisão bibliográfica sobre materiais compósitos, mecanismos de deformação dependentes do tempo, processamento de matrizes termoplásticas e modelos viscoelásticos clássicos. Foram também desenvolvidos e analisados modelos baseados em associações de molas e amortecedores, recorrendo a transformadas de Laplace para a sua aplicação aos ensaios experimentais. A componente experimental incluiu a caracterização mecânica de polietileno teraftalato, policarbonato e compósitos reforçados com fibra de carbono, obtidos por pultrusão e por compressão, seguida da realização de ensaios de fluência e relaxação em tração e flexão. Os resultados mostraram que o modelo generalizado de Maxwell permite aproximar adequadamente a resposta experimental, sobretudo para pequenas deformações. Verificou-se ainda que o reforço reduz a evolução viscoelástica quando contribui diretamente para a rigidez do provete, enquanto orientações menos favoráveis tornam o comportamento mais dependente da matriz e da qualidade de consolidação.

**Palavras-chave:** Viscoelasticidade, Fluência, Relaxação, Compósitos termoplásticos, Fibra de carbono



# Abstract

This dissertation assesses the creep and stress relaxation behaviour of polymers and carbon-fibre-reinforced thermoplastic matrix composites, with the aim of understanding the viscoelastic response of these materials and the suitability of linear models for its representation. For this purpose, a bibliographic review was carried out on composite materials, time-dependent deformation mechanisms, thermoplastic matrix processing and classical viscoelastic models. Models based on combinations of springs and dashpots were also developed and analysed, using Laplace transforms for their application to the experimental tests. The experimental component included the mechanical characterisation of polyethylene terephthalate, polycarbonate and carbon-fibre-reinforced composites obtained by pultrusion and compression, followed by creep and stress relaxation tests under tensile and flexural loading. The results showed that the generalized Maxwell model provides a suitable approximation to the experimental response, particularly for small deformations. It was also found that the reinforcement reduces the viscoelastic evolution when it contributes directly to the stiffness of the specimen, whereas less favourable orientations make the behaviour more dependent on the matrix and on the quality of consolidation.

**KEYWORDS:** Viscoelasticity, Creep, Stress relaxation, Thermoplastic composites, Carbon fibre



# Índice

|                                                                                   |      |
|-----------------------------------------------------------------------------------|------|
| Lista de Tabelas .....                                                            | xv   |
| Acrónimos e Símbolos .....                                                        | xvii |
| 1. Introdução .....                                                               | 1    |
| 1.1. Contextualização .....                                                       | 1    |
| 1.2. Objetivos do trabalho .....                                                  | 2    |
| 1.3. Estrutura .....                                                              | 2    |
| 2. Revisão Bibliográfica .....                                                    | 5    |
| 2.1. Conceitos fundamentais .....                                                 | 5    |
| 2.1.1. Materiais compósitos .....                                                 | 5    |
| 2.1.2. Mecanismos de deformação: fluência e relaxação .....                       | 8    |
| 2.1.3. Fenómenos que afetam a fluência e relaxação .....                          | 10   |
| 2.2. Compósitos e as suas principais características .....                        | 10   |
| 2.2.1. Compósitos de matriz polimérica .....                                      | 10   |
| 2.2.2. Compósitos - tipos de reforços .....                                       | 11   |
| 2.2.3. Compósitos híbridos .....                                                  | 13   |
| 2.2.4. Papel da matriz e do reforço no comportamento à fluência e relaxação ..... | 14   |
| 2.2.5. Sustentabilidade e desafios .....                                          | 15   |
| 2.3. Comportamento viscoelástico do material .....                                | 16   |
| 2.3.1. Modelos viscoelásticos clássicos .....                                     | 17   |
| 2.3.2. Modelo de Maxwell .....                                                    | 17   |
| 2.3.3. Modelo de Maxwell - Fluência .....                                         | 18   |
| 2.3.4. Modelo de Maxwell - Relaxação .....                                        | 19   |
| 2.3.5. Modelo de Kelvin-Voigt .....                                               | 20   |
| 2.3.6. Modelo de Kelvin-Voigt - Fluência .....                                    | 20   |
| 2.3.7. Modelo de Kelvin-Voigt - Relaxação .....                                   | 21   |
| 2.3.8. Modelo Standard Maxwell .....                                              | 21   |
| 2.3.9. Modelo Standard de Maxwell – Fluência .....                                | 22   |
| 2.3.10. Modelo Standard de Maxwell – Relaxação .....                              | 23   |
| 2.3.11. Modelo Standard de Kelvin-Voigt .....                                     | 24   |
| 2.3.12. Modelo Standard de Kelvin-Voigt – Fluência .....                          | 25   |
| 2.3.13. Modelo Standard de Kelvin-Voigt – Relaxação .....                         | 25   |
| 2.4. Processamento de compósitos de matriz termoplástica .....                    | 26   |
| 2.4.1. Produção de fio/fita pré-impregnada .....                                  | 27   |
| 2.4.2. Pultrusão .....                                                            | 27   |
| 2.4.3. Compressão a quente .....                                                  | 28   |
| 2.4.4. Ensaio de fluência e relaxação .....                                       | 28   |

|                                                                                                               |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| 2.4.5. Principais diferenças entre os ensaios.....                                                            | 29 |
| 3. Aplicação de modelos viscoelásticos com transformadas de Laplace.....                                      | 33 |
| 3.1. Modelo de Maxwell.....                                                                                   | 34 |
| 3.1.1. Modelo Standard de Maxwell.....                                                                        | 34 |
| 3.1.2. Modelo Generalizado de Maxwell .....                                                                   | 35 |
| 3.2. Modelo de Kelvin-Voigt.....                                                                              | 36 |
| 3.2.1. Modelo Standard de Kelvin-Voigt.....                                                                   | 36 |
| 3.2.2. Modelo Generalizado de Kelvin-Voigt .....                                                              | 36 |
| 3.3. Modelo generalizado de Maxwell aplicado à fluência.....                                                  | 37 |
| 4. Ensaio experimentais e aplicação de modelos Viscoelásticos .....                                           | 41 |
| 4.1. Caracterização dos materiais e ensaios .....                                                             | 41 |
| 4.1.1. PET .....                                                                                              | 43 |
| 4.1.2. Policarbonato.....                                                                                     | 44 |
| 4.1.3. Compósito de PET reforçado com fibra de carbono - Compressão.....                                      | 45 |
| 4.1.4. Compósito de PET reforçado com fibra de carbono - Pultrusão .....                                      | 47 |
| 4.1.5. Compósito de Policarbonado reforçado com fibra de carbono - Pultrusão .....                            | 49 |
| 4.1.6. Compósito de Policarbonato reforçado com fibra de carbono - Compressão ...                             | 51 |
| 4.2. Aplicação de modelos viscoelásticos em ensaios de relaxação e fluência de termoplásticos em tração ..... | 53 |
| 4.2.1. Influência do tempo de ensaio na seleção do modelo adequado .....                                      | 54 |
| 4.2.2. Comparação do modelo de Kelvin-Voight e o modelo invertido de Maxwell para a fluência .....            | 56 |
| 4.2.3. Resultados de fluência e relaxação em tração .....                                                     | 56 |
| 4.2.4. Avaliação da linearidade do comportamento viscoelástico .....                                          | 59 |
| 4.3. Aplicação de modelos viscoelásticos em ensaios de relaxação e fluência de compósitos em flexão.....      | 62 |
| 4.3.1. Compósitos pultrudidos.....                                                                            | 62 |
| 4.3.2. Compósitos obtidos por compressão .....                                                                | 64 |
| 4.3.3. Relação entre o comportamento da matriz e o comportamento do compósito                                 | 69 |
| 5. Conclusão.....                                                                                             | 71 |
| 5.1. Conclusões finais.....                                                                                   | 71 |
| 5.2. Limitações e trabalhos futuros.....                                                                      | 73 |
| Referências.....                                                                                              | 75 |
| Declaração de Integridade .....                                                                               | 79 |
| Anexo A – Ensaio e condições de ensaio .....                                                                  | 81 |
| Anexo B – Ficha técnica das fibras de carbono.....                                                            | 83 |
| Anexo C – Ficha técnica do compósito de PC com fibra de carbono (Placa) .....                                 | 85 |

|                                             |    |
|---------------------------------------------|----|
| Anexo D – Propriedades dos compósitos ..... | 89 |
|---------------------------------------------|----|



# Lista de Figuras

|                                                                                                       |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 1- Importância relativa dos metais, polímeros, compósitos e cerâmicas ao longo do tempo [1].   | 6  |
| Figura 2- Utilização de compósitos no Boing 787 [3].                                                  | 7  |
| Figura 3- Curva de deformação vs tempo [11].                                                          | 9  |
| Figura 4- Configurações híbridas para compósitos reforçados com fibras contínuas e descontínuas [13]. | 11 |
| Figura 5- Comparação entre fibra de vidro (a) e de carbono (b) nas diferentes áreas industriais [17]. | 13 |
| Figura 6- Representação esquemática do modelo de Maxwell.                                             | 17 |
| Figura 7- Representação gráfica do modelo de Maxwell para a fluência.                                 | 19 |
| Figura 8- Representação gráfica do modelo de Maxwell para a relaxação.                                | 19 |
| Figura 9- Representação esquemática do modelo de Kelvin – Voigt.                                      | 20 |
| Figura 10- Representação gráfica do modelo de Kelvin-Voigt para a fluência.                           | 21 |
| Figura 11- Representação gráfica do modelo de Kelvin-Voigt para a relaxação.                          | 21 |
| Figura 12- Representação esquemática do Modelo Standard de Maxwell.                                   | 22 |
| Figura 13- Representação esquemática do Modelo Standard de Kelvin-Voigt.                              | 24 |
| Figura 14- Tipo de pultrusão de termoplásticos [35].                                                  | 27 |
| Figura 15- Tipo de pultrusão de termoplásticos [40].                                                  | 28 |
| Figura 16- Curva típica de fluência [48].                                                             | 29 |
| Figura 17- Máquina de ensaio de fluência [50].                                                        | 30 |
| Figura 18 – Representação Esquemática do modelo generalizado de Maxwell.                              | 35 |
| Figura 19 – Representação esquemática do modelo generalizado de Kelvin-Voigt.                         | 36 |
| Figura 20 – Gráficos representativos do ensaio de tração do provete de PET.                           | 44 |
| Figura 21 – Curva tensão–deformação obtida no ensaio de tração do policarbonato.                      | 45 |
| Figura 22 – Fotos da construção das camadas da placa de PET.                                          | 46 |
| Figura 23 – Fotos da construção das camadas da placa de PET.                                          | 46 |
| Figura 24 – Ensaio de flexão realizados na placa de compósito, orientação do provete 0/90.            | 47 |
| Figura 25 – Ensaio de flexão realizado num provete pultrudido de PET.                                 | 49 |
| Figura 26 – Ensaio de flexão realizado num provete pultrudido de PC.                                  | 50 |
| Figura 27 – Ensaio de flexão num provete (0/90) por Compressão.                                       | 52 |
| Figura 28 – Ensaio de flexão num provete +/- 45 por Compressão.                                       | 53 |
| Figura 29 – Ensaio de relaxação 2% de deformação em PET duração 72 s.                                 | 54 |
| Figura 30 – Ensaio de relaxação 2% de deformação PET duração 720 s.                                   | 55 |
| Figura 31 – Ensaio de relaxação 2% de deformação PET duração 7200 s.                                  | 55 |
| Figura 32 – Ensaio de fluência 1% de deformação PET duração 7200 s.                                   | 56 |
| Figura 33 – Ensaio de fluência em PET duração 7200 s.                                                 | 57 |
| Figura 34 – Ensaio de relaxação em PET duração 7200 s.                                                | 57 |
| Figura 35 – Ensaio de fluência em policarbonato com deformação de 1 % e 2 %.                          | 58 |
| Figura 36 – Ensaio de relaxação em policarbonato com deformação de 1 % e 2 %.                         | 58 |

|                                                                                     |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Figura 37 – Ensaio de fluência (PET) e modelos utilizando a fluência a 1,5%. .....  | 59 |
| Figura 38 – Ensaio de relaxação (PET) e modelos utilizando a fluência a 1,5%. ..... | 60 |
| Figura 39 – Ensaio de fluência (PC) e modelos utilizando a fluência a 1%. .....     | 61 |
| Figura 40 – Ensaio de relaxação (PC) e modelos utilizando a fluência a 1%. .....    | 61 |
| Figura 41 – Relaxação em provete de PC para uma deformação para 0,5 %. .....        | 63 |
| Figura 42 – Ensaio de fluência a 0/90 para 0,35% de deformação. ....                | 64 |
| Figura 43 – Ensaio de fluência a +45/-45 para 0,35% de deformação. ....             | 65 |
| Figura 44 – Ensaio de relaxação a 0/90 para 0,35% de deformação. ....               | 65 |
| Figura 45 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,35% de deformação. ....            | 66 |
| Figura 46 – Ensaio de fluência 0/90 para 0,5% de deformação. ....                   | 67 |
| Figura 47 – Ensaio de relaxação 0/90 para 0,5% de deformação. ....                  | 67 |
| Figura 48 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,35% de deformação. ....            | 68 |
| Figura 49 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,5% de deformação. ....             | 68 |

# Lista de Tabelas

|                                                                                                         |    |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabela 1 – Tabela de materiais, processos de fabrico e objetivos dos ensaios .....                      | 42 |
| Tabela 2 – Parâmetros viscoelásticos obtidos para os ensaios de fluência do PET .....                   | 58 |
| Tabela 3 – Módulo de relaxação e de fluência no instante inicial e módulo tangente .....                | 59 |
| Tabela 4 – Redução da tensão em relaxação ou aumento da deformação em fluência: PC, valores médios..... | 69 |



# Acrónimos e Símbolos

|        |                                                                                 |
|--------|---------------------------------------------------------------------------------|
| CC     | Compósito obtido por compressão                                                 |
| CC_PC  | Compósito de polycarbonato reforçado com fibra de carbono obtido por compressão |
| CC_PET | Compósito de PET reforçado com fibra de carbono obtido por compressão           |
| CP     | Compósito pultrudido ou provete pultrudido                                      |
| CP_PC  | Compósito de polycarbonato reforçado com fibra de carbono obtido por pultrusão  |
| CP_PET | Compósito de PET reforçado com fibra de carbono obtido por pultrusão            |
| FLX    | Ensaio à/de flexão                                                              |
| FLU    | Ensaio de fluência                                                              |
| ISEP   | Instituto Superior de Engenharia do Porto                                       |
| PC     | Polycarbonato                                                                   |
| PET    | Polietileno tereftalato                                                         |
| Pull   | Pultrusão                                                                       |
| RLX    | Ensaio de relaxação                                                             |
| TRC    | Ensaio à/de tração                                                              |

## Lista de Símbolos

|                 |                                            |                  |
|-----------------|--------------------------------------------|------------------|
| $E$             | Módulo de elasticidade                     | Pa               |
| $E_1, E_2, E_3$ | Módulos associados ao modelo viscoelástico | Pa               |
| $t$             | Tempo                                      | s                |
| $\varepsilon$   | Deformação                                 |                  |
| $\varepsilon_0$ | Deformação inicial ou deformação imposta   | %                |
| $\eta$          | Coefficiente de viscosidade dinâmica       | Pa.s             |
| $\sigma$        | Tensão                                     | N/m <sup>2</sup> |
| $\sigma_0$      | Tensão inicial                             | Pa               |
| $\sigma_r$      | Tensão de rotura ou tensão máxima          | Pa               |
| $\sigma_A$      | Tensão do amortecedor                      | Pa               |
| $\sigma_m$      | Tensão da mola                             | Pa               |
| $\tau$          | Tensão de corte                            | Pa               |
| $\tau_i$        | Tempos de relaxação ou retardação          | s                |



# 1. Introdução

A presente dissertação foi desenvolvida no âmbito do Mestrado em Engenharia Mecânica, na área de especialização em Materiais e Processos de Fabrico, do Instituto Superior de Engenharia do Porto. O trabalho centra-se na avaliação do comportamento de polímeros e compósitos de matriz termoplástica quando sujeitos a fenómenos dependentes do tempo, nomeadamente a fluência e a relaxação de tensões.

No contexto atual, os compósitos de matriz termoplástica têm despertado especial interesse, uma vez que apresentam vantagens associadas à reciclabilidade, à possibilidade de reprocessamento e à redução dos tempos de fabrico, quando comparados com compósitos de matriz termoendurecível. No entanto, a sua utilização em aplicações estruturais exige um conhecimento adequado do seu comportamento mecânico a curto e a longo prazo, particularmente quando estes materiais são submetidos a solicitações constantes durante períodos prolongados.

A fluência e a relaxação são fenómenos característicos de materiais com comportamento viscoelástico. A fluência corresponde ao aumento progressivo da deformação ao longo do tempo quando o material é submetido a uma tensão constante. Por outro lado, a relaxação traduz-se na diminuição da tensão necessária para manter uma deformação constante. Estes fenómenos são particularmente relevantes em polímeros e compósitos de matriz polimérica, uma vez que a matriz apresenta uma resposta mecânica dependente do tempo.

Deste modo, a compreensão do comportamento viscoelástico destes materiais torna-se essencial para a sua correta seleção, dimensionamento e aplicação em componentes sujeitos a condições de serviço prolongadas. Para tal, os modelos viscoelásticos clássicos, baseados na combinação de elementos elásticos e viscosos, constituem uma ferramenta importante para interpretar e aproximar a resposta experimental dos materiais.

## 1.1. Contextualização

Os materiais compósitos têm desempenhado um papel industrial cada vez mais relevante, oferecendo soluções inovadoras para uma ampla gama de aplicações. Este trabalho centra-se na avaliação do comportamento de compósitos de matriz polimérica à fluência e à relaxação, fenómenos cruciais para compreender o desempenho destes materiais a longo prazo.

Este trabalho propõe-se a explorar em profundidade os mecanismos de deformação que estão associados ao comportamento viscoelástico linear, utilizando para o efeito modelos clássicos

baseados em molas e em amortecedores com o propósito de modelarem analiticamente esse comportamento em compósitos de matriz termoplástica com reforço contínuo.

A compreensão destes fenómenos é crucial para o desenvolvimento e aplicação eficaz de materiais compósitos em diversas áreas da engenharia, contribuindo para o avanço tecnológico e para a criação de soluções mais sustentáveis e eficientes.

### 1.2. Objetivos do trabalho

O objetivo do estudo prende-se com a necessidade de explorar a influência de fatores como a tensão aplicada, a composição dos compósitos de matriz termoplástica e o processo de fabrico nos fenómenos de fluência e relaxação. As técnicas utilizadas para impregnação das fibras e os métodos de processamento serão igualmente estudados. Neste contexto, o PET assume particular interesse por ser um material amplamente disponível e com elevado potencial de reciclabilidade, pelo que será uma das matrizes termoplásticas em estudo, permitindo avaliar a sua aplicabilidade no desenvolvimento de compósitos reforçados com fibra de carbono.

Ao focar-se na avaliação dos comportamentos de fluência e de relaxação de compósitos de matriz termoplástica, este trabalho contribui para aprofundar o conhecimento do comportamento mecânico dependente do tempo destes materiais. Desta forma, pretende-se fornecer uma base científica para o desenvolvimento de soluções mais sustentáveis, eficientes e economicamente viáveis na indústria dos compósitos, com potencial aplicação em diferentes setores industriais, nomeadamente no setor automóvel.

### 1.3. Estrutura

A presente dissertação encontra-se organizada em cinco capítulos, estruturados de forma a permitir uma progressão lógica entre o enquadramento teórico, o desenvolvimento dos modelos viscoelásticos e a sua aplicação aos resultados experimentais.

No Capítulo 1 é apresentada a introdução ao tema, incluindo a contextualização do trabalho, a relevância do estudo do comportamento viscoelástico em polímeros e compósitos de matriz termoplástica, bem como os principais objetivos definidos para a investigação.

O Capítulo 2 corresponde à revisão bibliográfica. Neste capítulo são abordados os conceitos fundamentais associados aos materiais compósitos, com particular destaque para os compósitos de matriz polimérica. São também descritos os fenómenos de fluência e relaxação, os principais fatores que os influenciam, o papel da matriz e do reforço no comportamento dependente do tempo, bem como os modelos viscoelásticos clássicos utilizados para representar este tipo de resposta mecânica. Adicionalmente, são apresentados aspetos relacionados com o processamento de compósitos de matriz termoplástica e com os métodos de ensaio utilizados para avaliar a fluência e a relaxação.

No Capítulo 3 é desenvolvido o enquadramento analítico dos modelos viscoelásticos, recorrendo à aplicação de transformadas de Laplace. São analisados diferentes modelos, nomeadamente os modelos de Maxwell e de Kelvin-Voigt, nas suas formas simples, standard e

generalizadas, com o objetivo de estabelecer uma base matemática para a interpretação dos ensaios experimentais.

O Capítulo 4 apresenta a componente experimental do trabalho. Inicialmente é feita a caracterização dos materiais estudados, incluindo matrizes termoplásticas e compósitos reforçados com fibra de carbono obtidos por diferentes processos de fabrico. Posteriormente, são apresentados e analisados os resultados dos ensaios de fluência e relaxação, em tração e flexão, sendo também aplicada a modelação viscoelástica desenvolvida anteriormente.

Por fim, no Capítulo 5 são apresentadas as principais conclusões do trabalho, destacando-se os resultados mais relevantes obtidos ao longo da investigação. São ainda identificadas algumas limitações do estudo e propostas possíveis linhas de desenvolvimento para trabalhos futuros.

## Introdução

## **2. Revisão Bibliográfica**

Neste capítulo serão apresentados os conceitos teóricos relativos aos materiais compósitos bem como a análise dos fenômenos de fluência e relaxação neste tipo de materiais.

### **2.1. Conceitos fundamentais**

Os materiais compósitos de matriz polimérica apresentam grande interesse em aplicações de engenharia devido à sua elevada relação resistência/peso e à possibilidade de adaptar as suas propriedades em função do tipo de matriz e reforço utilizados. No entanto, por incluírem uma matriz polimérica, estes materiais podem apresentar um comportamento mecânico dependente do tempo e da temperatura, designado por comportamento viscoelástico. Assim, fenômenos como a fluência e a relaxação de tensões tornam-se importantes para avaliar o desempenho do material quando sujeito a carregamentos prolongados, permitindo compreender melhor a sua estabilidade dimensional e a sua durabilidade em condições reais de serviço.

#### **2.1.1. Materiais compósitos**

Os materiais compósitos apresentam uma trajetória histórica notável, cuja génese remonta a mais de seis milénios. A evolução destes materiais caracteriza-se por um percurso de inovação contínua, marcado por avanços significativos ao longo de diversas épocas. Na Figura 1 está presente uma representação da evolução dos materiais ao longo dos milénios.

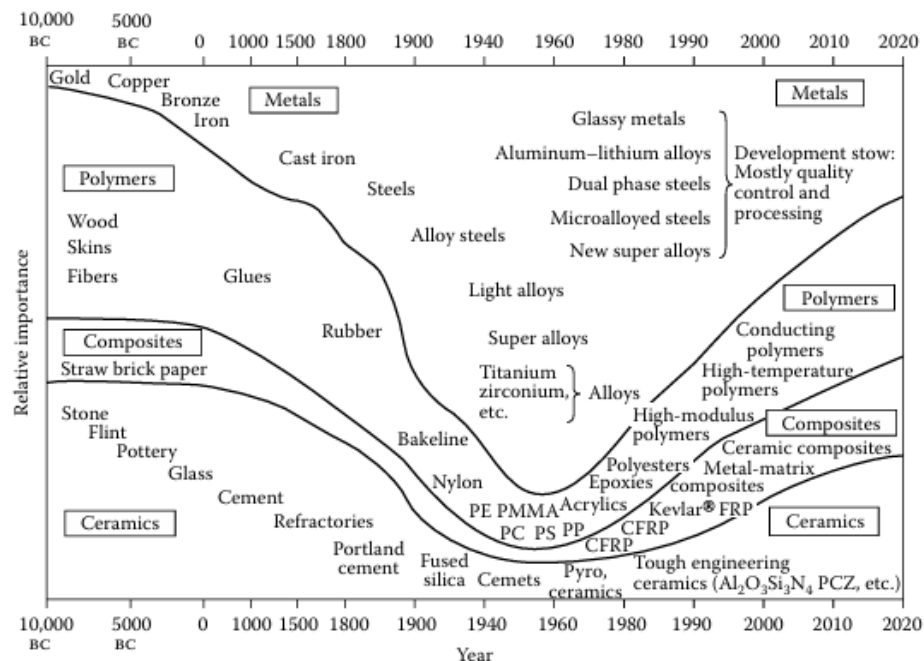


Figura 1- Importância relativa dos metais, polímeros, compósitos e cerâmicas ao longo do tempo [1].

Na antiguidade, as civilizações egípcia e mesopotâmica foram pioneiras na utilização de técnicas rudimentares de composição de materiais. Estas culturas desenvolveram métodos para reforçar tijolos de barro com palha, criando assim estruturas mais resistentes para as suas construções [1]. Este processo primitivo, embora simples, representa o princípio fundamental dos materiais compósitos: a combinação de dois ou mais materiais para obter propriedades superiores às dos componentes individuais.

Por volta de 3400 a.C., os mesopotâmicos deram um passo significativo ao desenvolverem uma forma primitiva de contraplacado, colando tiras de madeira em diferentes ângulos para criar um material mais forte e resistente à separação[2]. Este método demonstra uma compreensão precoce de como a orientação das fibras pode afetar as propriedades de um material compósito.

O desenvolvimento de compósitos modernos começou verdadeiramente no século XIX com a criação dos primeiros polímeros sintéticos. A invenção da baquelite e posteriormente na década de 1930 o desenvolvimento pela Owens-Illinois Glass Company do processo de produção em massa de fibras de vidro foram sem dúvidas marcos que contribuíram para o desenvolvimento dos materiais compósitos. A Segunda Guerra Mundial acelerou significativamente o desenvolvimento de compósitos devido à alta procura por materiais leves e de alto desempenho para aplicações militares.

A introdução da nanotecnologia nos compósitos no início dos anos 2000 levou a melhorias significativas na resistência e multifuncionalidade, assim como a criação da primeira impressora 3D de fibra de carbono em 2014, abrindo novas possibilidades para a fabricação de peças complexas. Atualmente, os materiais compósitos continuam a ser uma área de intensa investigação e desenvolvimento, com foco em opções mais ecológicas e recicláveis, bem como

na exploração de novas fibras e resinas para expandir as aplicações destes materiais tão versáteis.

O avanço na criação de novos materiais tem proporcionado notáveis progressos em diversos setores industriais, com destaque para a indústria aeronáutica. Esta evolução possibilitou a substituição de componentes tradicionalmente metálicos por materiais compósitos, os quais apresentam uma combinação singular de propriedades altamente desejáveis. Tais materiais caracterizam-se pela sua notável rigidez, excelente resistência térmica, elevada resistência mecânica, baixa densidade e durabilidade superior. A relevância destes compósitos no setor aeronáutico é evidenciada na Figura 2 que ilustra a utilização de compósitos no Boeing 787.

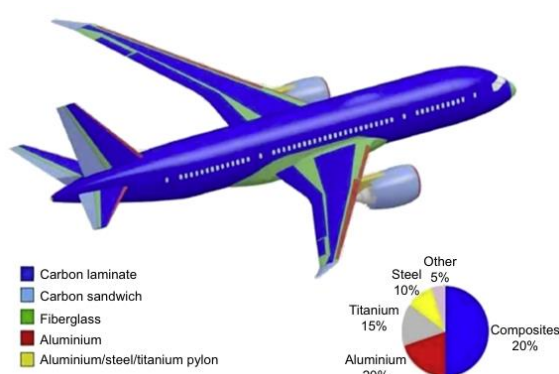


Figura 2- Utilização de compósitos no Boeing 787 [3].

Com o aumento da necessidade de produção e o aumento das questões de sustentabilidade, nos últimos anos, tem havido um crescente interesse no desenvolvimento e utilização de compósitos de matriz termoplástica, especialmente na indústria aeroespacial e automóvel. Este interesse é impulsionado principalmente por duas vantagens significativas: a maior facilidade de reciclagem e os ciclos de produção mais curtos [4].

Os compósitos de matriz termoplástica oferecem uma solução promissora para o problema do desperdício de materiais compósitos, que tem sido uma preocupação crescente na indústria [4]. Ao contrário dos compósitos de matriz termoendurecível, que são difíceis de reciclar, os termoplásticos podem ser facilmente reprocessados e remodelados, o que os torna mais adequados para a economia circular. Além da reciclabilidade, os compósitos termoplásticos também oferecem vantagens em termos de processamento. Os ciclos de produção mais curtos associados a estes materiais podem resultar em reduções significativas nos custos de produção. Por exemplo, a soldadura por resistência, uma técnica de união para compósitos termoplásticos, pode reduzir os custos de produção em até 40% em comparação com métodos tradicionais [5].

A indústria continua a explorar ativamente novas técnicas de processamento para aproveitar ao máximo as propriedades dos compósitos termoplásticos. Um exemplo é o desenvolvimento de resinas termoplásticas de baixa viscosidade, que permitem a produção de compósitos de matriz termoplástica usando a técnica de moldação por transferência de resina (RTM), originalmente concebida para compósitos de matriz termoendurecível [6].

Embora ainda existam desafios a ser superados, como o controle da temperatura durante o processamento e a otimização dos parâmetros de soldadura, o potencial dos compósitos de matriz termoplástica para melhorar a sustentabilidade e a eficiência na produção de materiais avançados é inegável [5].

Por definição os compósitos são materiais compostos por uma matriz e um reforço distinguíveis macroscopicamente e que formam entre si uma interface comum. A maioria dos compósitos é formada por duas fases principais: a “matriz”, uma fase contínua e o “reforço”, fase descontínua.

As propriedades dos compósitos são determinadas pelas características das fases que os compõem, pelas suas proporções relativas e pela geometria da fase conhecida como “reforço”. Existem diversos tipos de matrizes, incluindo cerâmica, polimérica e metálica. O âmbito central deste trabalho concentra-se nos materiais compósitos cuja matriz é constituída por polímeros. Esta classe de materiais, denominada, compósitos de matriz polimérica, representa um campo de estudo de significativa relevância e potencial inovador na ciência e engenharia de materiais.

Os materiais compósitos alargam substancialmente o leque de opções que se colocam aos projetistas e engenheiros de materiais oferecendo um grau de liberdade significativo no design de materiais, permitindo a modulação precisa de propriedades como resistência mecânica, módulo de elasticidade, tenacidade à fratura, condutividade térmica e elétrica, entre outras [7].

Esta versatilidade possibilita a engenharia de materiais com características otimizadas para aplicações específicas, muitas vezes inatingíveis com materiais convencionais.

A relevância crescente dos materiais compósitos no âmbito da pesquisa científica e das aplicações industriais é atribuída à sua capacidade de atender exigências tecnológicas complexas. Estes materiais têm demonstrado potencial significativo em setores como aeroespacial, automóvel, energético e biomédico, onde a combinação de alta performance e redução de massa é frequentemente um requisito crítico [8].

Em conclusão, os materiais compósitos continuam a evoluir, oferecendo soluções inovadoras para desafios em diversos setores industriais e tecnológicos. A pesquisa contínua nesta área promete expandir ainda mais as aplicações e melhorar as propriedades destes materiais versáteis.

### **2.1.2. Mecanismos de deformação: fluência e relaxação**

Os mecanismos de deformação, fluência e relaxação são processos fundamentais que ocorrem em materiais, normalmente quando submetidos a tensões e temperaturas elevadas, contudo no caso dos compósitos de matriz polimérica existe fluência mesmo à temperatura ambiente. Estes fenômenos são de particular importância em aplicações de engenharia, especialmente em componentes que operam em condições extremas.

A fluência é o fenômeno de deformação gradual e permanente de um material ao longo do tempo, quando este é submetido a uma tensão constante inferior ao limite de elasticidade. Este

processo ocorre de forma lenta e contínua, mesmo a tensão constante. A ruptura em fluência é caracterizada como o modo de falha que ocorre após uma fluência prolongada, resultando em reduções significativas na secção transversal do material, incapacitando-o de suportar a carga aplicada [9].

Na curva de fluência são visíveis três zonas distintas [10]:

- fluência primária ou transitória, caracterizada por uma velocidade de deformação que diminui no tempo;
- fluência secundária ou estacionária que apresenta uma deformação sensivelmente constante no tempo;
- fluência terciária onde a velocidade aumenta com o tempo levando o material à ruptura.

Assim, a fluência é o fenômeno em que materiais, sob a influência de uma tensão constante em condições de temperatura e humidade constantes, apresentam um aumento progressivo na deformação ao longo do tempo. De forma semelhante, a remoção instantânea da carga constante resulta numa redução da deformação, que ocorre de maneira dependente do tempo. A representação gráfica destes fenômenos é visível na Figura 3.

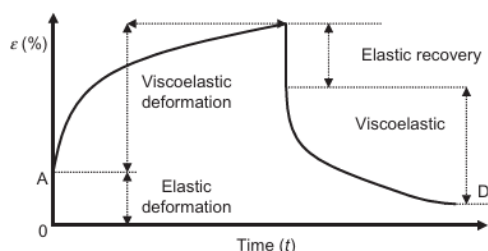


Figura 3- Curva de deformação vs tempo [11].

A matriz polimérica, sendo viscoelástica, exibe um comportamento dependente do tempo, onde as cadeias moleculares se reorganizam sob tensão. Esta reorganização molecular é a base da fluência, mas também da relaxação. A relaxação de um material é o fenômeno pelo qual a tensão aplicada a um material decresce ao longo do tempo, mesmo que a deformação seja mantida constante. Ou seja, quando um material é deformado de forma contínua e mantido numa posição fixa (com uma deformação imposta), a força necessária para manter essa deformação vai diminuindo com o tempo.

Durante a fluência, as cadeias poliméricas alinham-se gradualmente na direção da carga aplicada, resultando numa deformação crescente. Na relaxação, o rearranjo molecular leva a uma dissipação da energia armazenada, reduzindo a tensão interna.

A presença de reforços nos compósitos de matriz polimérica modifica significativamente estes comportamentos. Os reforços, geralmente mais rígidos e estáveis, atuam como obstáculos à movimentação das cadeias poliméricas, reduzindo a taxa de fluência e a magnitude da relaxação. No entanto, a interface entre a matriz e os reforços pode ser um ponto crítico, onde fenômenos como o descolamento ou a transferência de carga imperfeita podem ocorrer, influenciando o comportamento viscoelástico global do compósito.

### **2.1.3. Fenómenos que afetam a fluência e relaxação**

A relaxação e a fluência são fenômenos de elevada importância no comportamento mecânico dos materiais. Materiais expostos a cargas constantes a longo prazo sofrem particularmente destes fenômenos. Compreender os principais impulsionadores da fluência e da relaxação é crucial para poder minimizá-los.

No caso de deformação constante, a temperatura é sem dúvida um dos parâmetros que condiciona a fluência e a relaxação dos materiais [12].

O comportamento viscoelástico é fundamental para entender a fluência e a relaxação em materiais compósitos. Este fenômeno pode ser linear ou não-linear, dependendo das condições e do material específico. Em polímeros e compósitos de matriz polimérica, o comportamento viscoelástico afeta diretamente as propriedades de fluência e relaxação de tensão.

Nos materiais compósitos de matriz polimérica, a fluência pode ocorrer de forma significativa à temperatura ambiente. Este comportamento deve-se à natureza viscoelástica dos polímeros, que apresentam uma resposta mecânica dependente do tempo. Em contraste, os materiais metálicos geralmente exibem um comportamento de fluência significativo apenas a temperaturas elevadas, acima de 50% da sua temperatura de fusão.

## **2.2. Compósitos e as suas principais características**

Neste capítulo serão abordados os materiais compósitos e as suas principais características com principal foco nos compósitos de matriz polimérica.

### **2.2.1. Compósitos de matriz polimérica**

As matrizes desempenham um papel crucial na composição e no desempenho dos materiais compósitos. Existem diversos tipos de matrizes utilizadas no fabrico de compósitos, cada uma com características e aplicações específicas. As matrizes poliméricas são as mais utilizadas e podem ser divididas em duas categorias principais: termoplásticas e termoendurecíveis.

É importante referir que existem matrizes elastoméricas, que são um tipo especial de matriz polimérica. Estas matrizes são caracterizadas pela sua elevada elasticidade e capacidade de deformação reversível. Os elastómeros, como a borracha natural e sintética, são utilizados em aplicações que requerem flexibilidade e resistência à fadiga, como pneus e componentes de absorção de choque.

Além das matrizes poliméricas, existem as matrizes metálicas, que proporcionam alta resistência e rigidez, sendo frequentemente utilizadas em aplicações aeroespaciais e automóveis e ainda as matrizes cerâmicas que, por sua vez, são conhecidas pela sua excelente resistência a altas temperaturas e ao desgaste.

Cada tipo de matriz confere propriedades únicas ao compósito final, influenciando características como resistência mecânica, durabilidade, peso e custo. A escolha da matriz

adequada depende das exigências específicas da aplicação e das condições de serviço do material compósito.

Neste trabalho será dado especial ênfase aos compósitos de matriz termoplástica e termoendurecível por serem os mais utilizados.

Os compósitos termoplásticos utilizam uma matriz polimérica que pode ser repetidamente amolecida quando aquecida e endurecida quando arrefecida. Exemplos comuns incluem polipropileno (PP), poliamida (PA) e polietileno (PE). Estes materiais oferecem vantagens como maior tenacidade, facilidade de processamento e possibilidade de reciclagem primária.

Por outro lado, os compósitos termoendurecíveis utilizam uma matriz que, uma vez curada, quando sujeita a aquecimento degrada-se. Resinas de epóxico, poliéster e fenólicas são exemplos típicos. Estes materiais geralmente oferecem maior resistência térmica e química, bem como melhor estabilidade dimensional.

### 2.2.2. Compósitos - tipos de reforços

Os reforços em compósitos podem apresentar-se em diversas formas:

- Fibras contínuas: Proporcionam as melhores propriedades mecânicas quando alinhadas na direção do esforço.
- Fibras descontínuas: Podem ser curtas ou longas, alinhadas ou distribuídas aleatoriamente.
- Partículas: Apresentam dimensões aproximadamente iguais em todas as direções (equiaxiais).

Na Figura 4 são visíveis as diferentes configurações das fibras contínuas e descontínuas utilizadas nos compósitos.

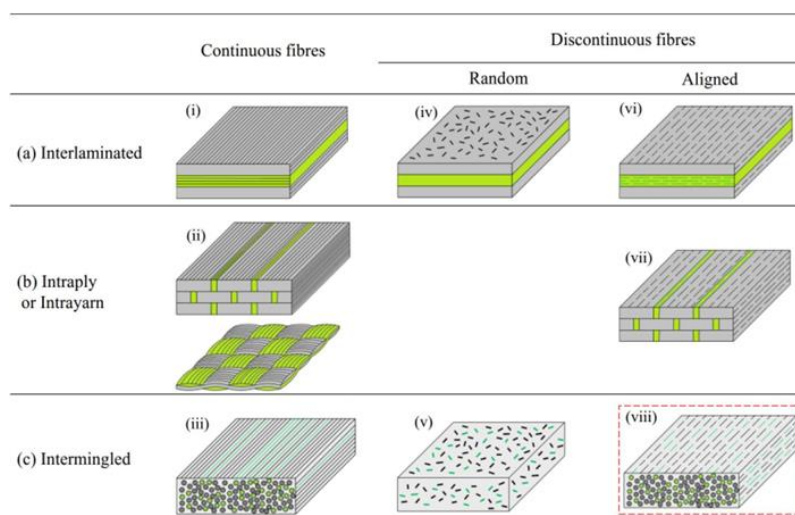


Figura 4- Configurações híbridas para compósitos reforçados com fibras contínuas e descontínuas [13].

As características do reforço desempenham um papel fundamental na eficácia dos materiais compósitos. O comprimento e o diâmetro das fibras são parâmetros cruciais, existindo um comprimento crítico mínimo a partir do qual a fibra passa de concentrador de tensão para elemento de suporte mecânico efetivo. A concentração do reforço em relação à matriz influencia diretamente a resistência e rigidez do compósito, sendo necessária uma concentração mínima para que o reforço contribua significativamente para as propriedades mecânicas. A orientação das fibras também é determinante, com fibras alinhadas paralelamente à direção da carga a oferecerem o melhor desempenho sob tração. Adicionalmente, a interface entre o reforço e a matriz é essencial para uma transferência eficiente de esforços, sendo uma boa adesão fundamental para o desempenho global do compósito. Estes fatores, em conjunto, determinam a eficácia do reforço e, consequentemente, as propriedades finais do material compósito.

Nos compósitos estruturais, o reforço é frequentemente na forma de fibras, sendo as mais comuns as fibras de vidro, carbono e aramida (Kevlar®). Cada tipo de fibra confere características únicas ao compósito final, permitindo a adaptação do material para aplicações específicas. As fibras de carbono, por sua vez, oferecem alta resistência e rigidez específicas, combinadas com baixa densidade, tornando-as ideais para aplicações de alto desempenho. Já as fibras de aramida são conhecidas pela sua excepcional resistência ao impacto e baixo peso, sendo frequentemente utilizadas em aplicações balísticas e de proteção. Além das fibras sintéticas, há um crescente interesse em fibras naturais para reforço de compósitos. Por exemplo, as fibras de bagaço de cana-de-açúcar têm atraído atenção devido às suas propriedades biodegradáveis e componentes químicos únicos [14]. Estas fibras podem melhorar a ductilidade e o controle de fissuras em betão, oferecendo uma alternativa sustentável e de baixo custo. Outras fibras naturais, como as fibras de mesquite, também são exploradas para a fabricação de compósitos [15]. Estas fibras, quando combinadas com resina de epóxico, oferecem uma solução ecológica e economicamente viável para várias indústrias. As fibras têxteis recicladas também têm ganho destaque como material de reforço para compósitos, especialmente na indústria automóvel. Esta abordagem não só proporciona materiais leves e ecológicos para peças de automóveis, mas também ajuda a reduzir o desperdício têxtil [16]. As fibras de vidro destacam-se pela sua boa relação custo-benefício e propriedades isolantes, sendo amplamente utilizadas em diversas indústrias bem como em aplicações odontológicas em que os compósitos reforçados com este tipo de fibra oferecem alternativas duráveis e esteticamente agradáveis para restaurações dentárias.

A Figura 5 apresenta uma distribuição da utilização das fibras de carbono e de vidro em diferentes indústrias.

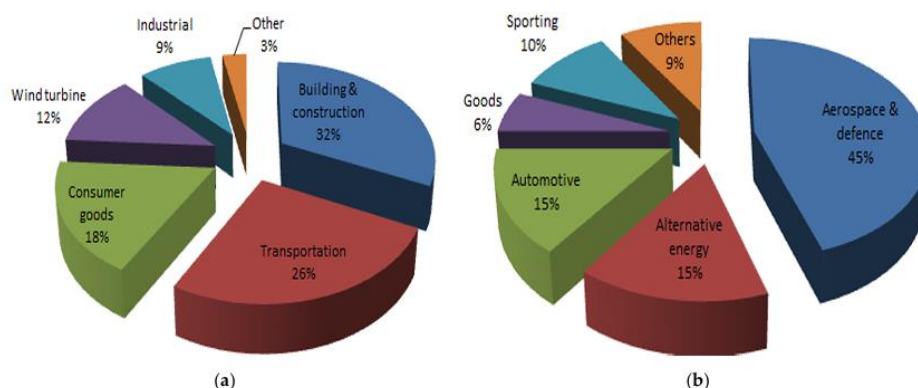


Figura 5- Comparação entre fibra de vidro (a) e de carbono (b) nas diferentes áreas industriais [17].

Como referido, o reforço desempenha um papel crucial nos materiais compósitos, sendo o principal responsável por melhorar significativamente as propriedades mecânicas e funcionais do material final. Além de aumentar a resistência mecânica e a rigidez, o reforço contribui para uma melhor resistência à fadiga e ao impacto, podendo ainda proporcionar propriedades específicas como condutividade térmica ou resistência química. A eficácia do reforço não depende apenas das suas propriedades intrínsecas, mas também da sua interação com a matriz e do processo de fabrico do compósito. Para otimizar as propriedades do compósito para uma aplicação específica, é fundamental seleccionar adequadamente o tipo, forma e orientação do reforço. Esta seleção criteriosa permite criar materiais compósitos com características personalizadas, adaptadas às exigências particulares de cada aplicação, desde componentes aeroespaciais de alta performance até estruturas de construção civil resistentes e duráveis.

### 2.2.3. Compósitos híbridos

Os compósitos híbridos combinam dois ou mais tipos de reforços numa única matriz, visando obter um equilíbrio otimizado de propriedades. Por exemplo, um compósito híbrido de fibras de carbono e vidro pode oferecer uma combinação de elevada rigidez e resistência ao impacto a um custo mais acessível do que um compósito apenas de fibras de carbono.

Os compósitos híbridos representam uma evolução significativa na ciência dos materiais, oferecendo uma gama diversificada de propriedades através da combinação de diferentes tipos de reforços numa única matriz. Estes materiais podem ser classificados em várias categorias, dependendo dos reforços utilizados, incluindo híbridos com fibras naturais e sintéticas, híbridos com diferentes tipos de fibras naturais, e híbridos que combinam fibras com nanopartículas [18]. A hibridização proporciona diversas vantagens, como a melhoria das propriedades mecânicas, nomeadamente resistência à tração, flexão e impacto, redução de peso e custo em comparação com compósitos convencionais, maior resistência à fadiga e ao desgaste, e a possibilidade de personalizar as propriedades para aplicações específicas [19]. A eficácia destes compósitos, à semelhança dos compósitos não híbridos, é influenciada por vários fatores, incluindo as propriedades individuais das fibras e da matriz, a orientação e comprimento das fibras, a fração volumétrica dos reforços e a qualidade da interface fibra-matriz.

#### **2.2.4. Papel da matriz e do reforço no comportamento à fluência e relaxação**

O comportamento à fluência e relaxação dos materiais compósitos é fortemente influenciado pelas propriedades da matriz e do reforço, bem como pela interação entre estes componentes. A matriz, especialmente em compósitos de matriz polimérica, desempenha um papel dominante no comportamento viscoelástico do material [20]. Em compósitos termoplásticos, por exemplo, a influência da matriz na deformação inicial pode atingir valores próximos de 90%, enquanto a contribuição do reforço é de aproximadamente 10% [21].

Por outro lado, o reforço, particularmente com base em fibras de módulo de elasticidade elevado, como as de carbono, contribui significativamente para a resistência à fluência do compósito. A arquitetura do reforço, incluindo a direção das fibras, tem um impacto substancial na resposta à fluência do material. Compósitos reforçados com fibras são, em parte, projetados para resistir à fluência e relaxação, sendo que a magnitude da relaxação de tensões numa estrutura compósita é influenciada pela orientação das fibras em relação à direção da carga aplicada[22].

A interação entre a matriz e o reforço na interface fibra-matriz também desempenha um papel crucial no comportamento à fluência e relaxação. Uma interface forte permite uma transferência de carga eficiente da matriz para as fibras, reduzindo a tendência à fluência. Em compósitos de alto desempenho, como os reforçados com fibras de carbono não onduladas, observa-se uma resposta complexa à fluência e relaxação, mesmo sob cargas baixas, devido à interação entre os componentes do compósito [20].

A resposta à fluência e relaxação também varia dependendo do tipo de matriz utilizada [23]. Compósitos termoendurecíveis geralmente apresentam melhor resistência à fluência em comparação com os termoplásticos, devido à sua estrutura molecular mais rígida [21]. No entanto, os compósitos termoplásticos oferecem vantagens em termos de processabilidade e reciclabilidade.

Em suma, o comportamento à fluência e relaxação dos compósitos é resultado de uma complexa interação entre as propriedades viscoelásticas da matriz, as características elásticas do reforço e a qualidade da interface fibra-matriz. A compreensão destes mecanismos é fundamental para o design e aplicação eficaz de materiais compósitos em estruturas sujeitas a cargas de longa duração.

A interface entre a fibra e a matriz é outra das características que desempenha um papel crucial nas propriedades mecânicas dos materiais compósitos reforçados com fibras. Esta região é responsável pela transferência de carga da matriz para as fibras, determinando assim o desempenho global do compósito [24].

Os mecanismos de transferência de carga na interface fibra-matriz são complexos e envolvem vários fatores. A adesão entre a fibra e a matriz é fundamental, podendo ocorrer através de ligações químicas, mecânicas ou interações físicas (forças de van der Waals, atração eletrostática e interdifusão molecular). O processo de transferência de carga é principalmente

mecânico, independentemente da natureza da ligação [25]. Quando uma carga é aplicada ao compósito, a tensão de corte na interface aumenta rapidamente até atingir um valor máximo próximo às extremidades da fibra. Esta tensão de corte é responsável por transferir a carga da matriz para a fibra. À medida que nos afastamos das extremidades da fibra, a tensão de corte diminui rapidamente, enquanto a tensão axial na fibra aumenta até atingir o seu valor médio no compósito [25]. Em casos de interface ou matriz com comportamento elastoplástico, a tensão de corte pode atingir um valor que causa deformação plástica. Neste cenário, a tensão de corte mantém-se constante por alguma distância ao longo da fibra até que a maior parte da carga seja transferida.

A qualidade da interface tem um impacto significativo na integridade estrutural do compósito. Uma interface fraca pode levar à delaminação ou descolamento, especialmente em compósitos híbridos metal/polímero, onde a incompatibilidade térmica entre os materiais pode gerar tensões cíclicas [26]. Para melhorar o desempenho da interface, várias estratégias têm sido propostas, incluindo a modificação da superfície das fibras e a alteração da composição da matriz [27]. Uma abordagem promissora é a nanoarquitetura da interface, introduzindo características nanométricas como nanoporos e nanofibras para aumentar a área de contacto e melhorar a adesão [26]. É importante notar que uma interface excessivamente forte pode levar à fragilização do compósito. O ideal é alcançar uma força de ligação interfacial ótima, que permita uma distribuição global do dano, aumentando assim a tenacidade do compósito sem comprometer significativamente a sua resistência.

### **2.2.5. Sustentabilidade e desafios**

Os compósitos biodegradáveis representam uma solução promissora para os desafios de sustentabilidade enfrentados pela indústria dos materiais. Estes materiais oferecem uma alternativa ecológica aos compósitos convencionais, mantendo propriedades mecânicas desejáveis.

Os compósitos biodegradáveis são tipicamente formados por matrizes biodegradáveis (Polímeros como ácido polilático (PLA), policaprolactona (PCL), e amido termoplástico), reforços naturais (fibras vegetais como linho e juta) e nanopartículas (biovidro).

A combinação destes componentes resulta em materiais com propriedades viscoelásticas únicas, influenciando diretamente o seu comportamento à fluência e relaxação. A adição de nanopartículas, como biovidro, pode melhorar significativamente a resistência à fluência dos compósitos biodegradáveis [28].

A indústria dos compósitos tem apresentado uma evolução ao longo dos últimos anos, no entanto apesar dos avanços, ainda existem desafios a serem superados:

- melhorar a resistência à humidade, o que pode afetar significativamente as propriedades viscoelásticas;
- otimizar as propriedades mecânicas dos compósitos biodegradáveis para competir com compósitos convencionais em aplicações de alto desempenho;
- desenvolver métodos de processamento mais eficientes e económicos.

## 2.3. Comportamento viscoelástico do material

A teoria da viscoelasticidade estuda materiais que possuem propriedades tanto de sólidos elásticos como de líquidos viscosos. Ao serem deformados, estes materiais respondem de duas maneiras em simultâneo:

Comportamento Elástico: Como um elástico - materiais que voltam à forma original após a deformação. A zona elástica armazena energia, como uma mola que alonga e recupera a forma original recuperando toda a deformação.

Comportamento Viscoso: Como um fluido - materiais que têm resistência ao movimento, dissipando energia como calor. Essa componente viscosa faz com que a recuperação da forma seja mais lenta, e parte da energia da deformação seja dissipada.

Materiais viscoelásticos, como polímeros e borrachas, respondem de maneira diferente dependendo de quão rápido ou por quanto tempo o esforço é aplicado. Dependendo da capacidade com que a estrutura do material é capaz de responder a uma solicitação induzida, o material pode deformar-se como um fluido ou reagir de maneira mais elástica.

Para uma melhor compreensão das propriedades mecânicas dos polímeros e compósitos é essencial o entendimento do comportamento viscoelástico que estes materiais possuem. Este pode ser um comportamento linear ou não linear dependendo do material e das suas condições.

Quando as deformações são pequenas estamos na presença de viscosidade linear, em condições mais extremas a viscosidade é não linear. Os modelos de viscoelasticidade variam podendo ir de modelos mais básicos aos generalizados chegando ainda a modelos mais complexos onde temos o caso da viscosidade não linear.

A viscosidade linear, ou newtoniana, caracteriza-se por uma relação diretamente proporcional entre a tensão de corte e a taxa de deformação, mantendo-se constante independentemente da taxa de deformação aplicada. Por outro lado, a viscosidade não linear, ou não newtoniana, apresenta uma relação complexa entre a tensão de corte e a taxa de deformação, podendo variar com a taxa de deformação ou com o tempo.

No contexto da viscoelasticidade não linear, duas teorias importantes são as leis de Schapery e Findley [29]. A lei de Schapery propõe um modelo constitutivo não linear para materiais viscoelásticos, baseado no princípio da correspondência elástica-viscoelástica, sendo particularmente útil para descrever o comportamento de fluência não linear em polímeros e compósitos. A lei de Findley, também conhecida como lei de potência de Findley, descreve a fluência não linear em materiais viscoelásticos e é frequentemente aplicada para prever o comportamento de fluência a longo prazo em polímeros e compósitos de matriz polimérica.

### 2.3.1. Modelos viscoelásticos clássicos

Os modelos mecânicos podem ser utilizados para descrever o comportamento de materiais que exibem características tanto elásticas (Lei de Hooke), quanto viscosas (Lei de Newton) quando submetidos a deformações. Existem vários modelos que podem ser usados para caracterizar esse comportamento. Nas seções 2.1 a 2.4 serão apresentados os modelos mecânicos mais utilizados.

Os modelos viscoelásticos lineares procuram representar o comportamento complexo de materiais viscoelásticos através de equivalências mecânicas cujo comportamento analítico é bem conhecido. Estes modelos baseiam-se na combinação de elementos mecânicos simples, nomeadamente molas e amortecedores, para simular as respostas elásticas e viscosas dos materiais, respetivamente. As molas representam a componente elástica, proporcionando uma resposta instantânea à aplicação de tensão, enquanto os amortecedores simulam o comportamento viscoso, caracterizado por uma resposta dependente do tempo. Os modelos clássicos, como o de Maxwell e o de Kelvin-Voigt, utilizam diferentes arranjos destes elementos para descrever fenómenos como a fluência e a relaxação de tensões. Estas abordagens são amplamente utilizadas devido à sua simplicidade e capacidade de capturar aspetos essenciais do comportamento viscoelástico linear.

Pela lei de Hooke ou lei da elasticidade linear, numa mola ( $m$ ) a tensão é proporcional à deformação,  $\sigma_m = E \times \varepsilon$ , onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material. Pela lei de Newton ou lei da viscosidade linear num amortecedor ( $A$ ) a tensão é proporcional à velocidade de deformação  $\dot{\varepsilon}$  ou seja  $\sigma_A = \eta \times \dot{\varepsilon}$ , sendo  $\eta$  o coeficiente de viscosidade dinâmica.

### 2.3.2. Modelo de Maxwell

O modelo de Maxwell consiste num modelo constituído por uma mola e um amortecedor conectados em série [30]. Este modelo junta o comportamento do elemento elástico, que estabelece a proporcionalidade entre as tensões aplicadas e as deformações sendo a constante de proporcionalidade ligada à rigidez do elemento, com um elemento viscoso onde se verifica a proporcionalidade entre as tensões aplicadas e a velocidade de deformação das variações sendo a constante de proporcionalidade uma característica da viscosidade.

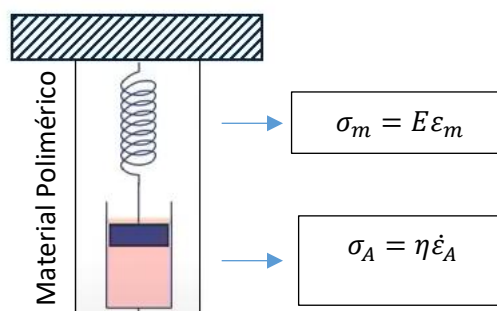


Figura 6- Representação esquemática do modelo de Maxwell.

O modelo de Maxwell assenta sobre duas premissas:

- Igualdade de tensões:

$$\sigma = \sigma_m = \sigma_A \quad (1)$$

- A deformação do polímero é a soma das deformações parciais:

$$\varepsilon = \varepsilon_m + \varepsilon_A \quad (2)$$

Assim para o elemento elástico:

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E} \quad (3)$$

Derivando a equação (3) em ordem ao tempo

$$\dot{\varepsilon}_m = \frac{1}{E} \dot{\sigma} \quad (4)$$

De forma análoga para o elemento viscoso

$$\dot{\varepsilon}_A = \frac{1}{\eta} \sigma_A \quad (5)$$

Assim tendo em consideração as equações (2), (3) e (5)

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_m + \dot{\varepsilon}_A \leftrightarrow \dot{\varepsilon} = \frac{1}{E} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta} \sigma_A \quad (6)$$

Sendo considerando a equação (1), é possível deduzir a expressão (7), expressão geral do modelo de Maxwell

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta} \sigma \quad (7)$$

### 2.3.3. Modelo de Maxwell - Fluência

O Modelo de Maxwell pode ajudar a explicar o comportamento à fluência, onde a tensão ( $\sigma$ ) é constante logo:

$$\dot{\sigma} = 0 \rightarrow \dot{\varepsilon} = \frac{1}{\eta} \sigma \quad (8)$$

Quando o material trabalha a uma tensão constante produz-se uma resposta na deformação conforme é visível na Figura 7. Esta resposta é formada por uma deformação inicial que provém do elemento elástico e uma deformação linear crescente dependente do tempo, sendo esta deformação provocado pelo comportamento viscoso do material.

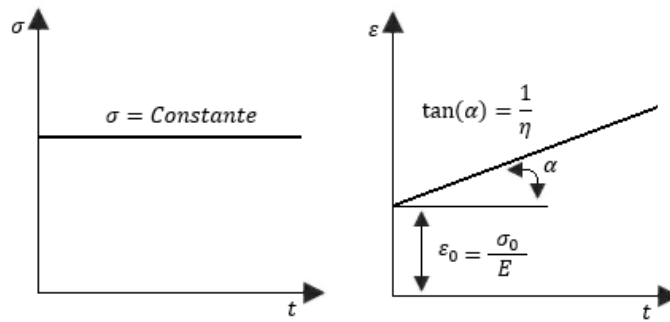


Figura 7- Representação gráfica do modelo de Maxwell para a fluência.

Integrando a equação (8) em ordem ao tempo

$$\varepsilon(t) = \frac{1}{\eta} \sigma t + K = \frac{\sigma_0}{E} + \frac{\sigma_0}{\eta} t \quad (9)$$

Sendo que a se obtém uma equação linear em que a constante de integração  $K$  está relacionada com a resposta do elemento elástico.

#### 2.3.4. Modelo de Maxwell - Relaxação

A relaxação aparece quando é aplicada uma deformação constante ao material, assim a derivada da deformação ao longo do tempo assume o valor de zero chegando desta forma à equação diferencial (10).

$$0 = \frac{1}{E} \dot{\sigma} + \frac{1}{\eta} \sigma \quad (10)$$

Resolvendo a equação

$$\sigma(t) = \sigma_0 e^{-\frac{E}{\eta} t} \quad (11)$$

Assim, para aplicar uma deformação constante ao material é necessário a aplicação de uma tensão inicial sendo o resultado uma função exponencial decrescente da tensão ao longo do tempo conforme representado na Figura 8.

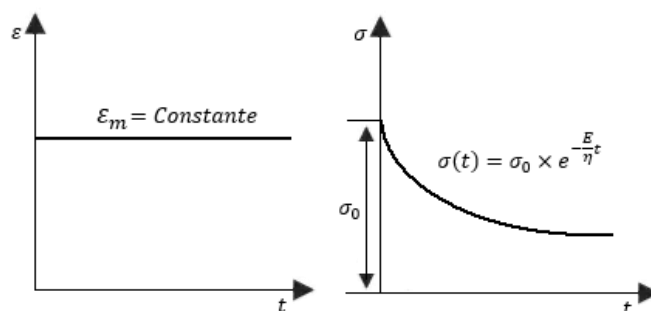


Figura 8- Representação gráfica do modelo de Maxwell para a relaxação.

### 2.3.5. Modelo de Kelvin-Voigt

O modelo de Kelvin-Voigt consiste num modelo constituído por uma mola e um amortecedor conectados em paralelo [30].

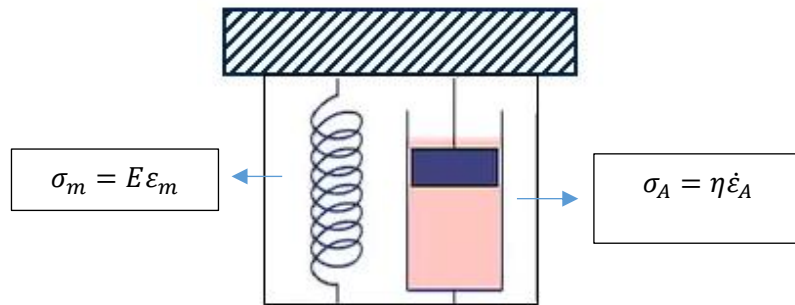


Figura 9- Representação esquemática do modelo de Kelvin – Voigt.

O modelo de Kelvin-Voigt assenta sobre duas premissas:

- Tensão do material é a soma das tensões:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_A \quad (12)$$

- Material tem deformação igual nos dois elementos:

$$\varepsilon = \varepsilon_m = \varepsilon_A \quad (13)$$

Assim, deduz-se a expressão geral do modelo de Kelvin-Voigt

$$\sigma = E\varepsilon + \eta\dot{\varepsilon} \quad (14)$$

### 2.3.6. Modelo de Kelvin-Voigt - Fluência

O Modelo de Kelvin-Voigt no estudo do comportamento à fluência, onde a tensão ( $\sigma$ ) é constante logo, resolvendo a equação diferencial:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E} \left[ 1 - e^{-\frac{E}{\eta}t} \right] \quad (15)$$

A Figura 10 reflete o caso em que a tensão é constante e assim é perceptível que quando o material trabalha nestas condições sofre uma fluência crescente em função do tempo sendo a sua evolução exponencial, de notar que no instante inicial temos uma deformação nula.

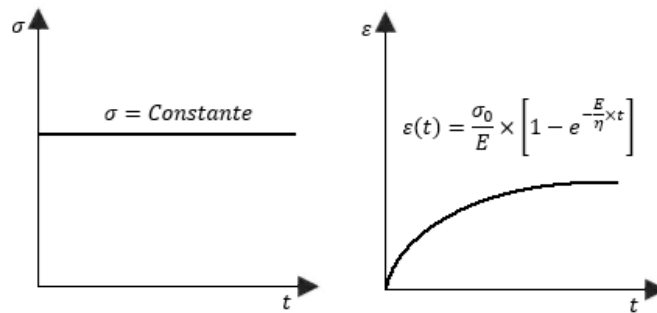


Figura 10- Representação gráfica do modelo de Kelvin-Voigt para a fluência.

### 2.3.7. Modelo de Kelvin-Voigt - Relaxação

A relaxação aparece quando é aplicada uma deformação constante ao material, assim a derivada assume o valor de zero chegando assim:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (16)$$

O que implica que não existe o fenómeno de relaxação com o tempo.

A Figura 11 apresenta a representação gráfica do modelo onde é visível que para condições de deformação constante o modelo considera a inexistência libertação de tensões.

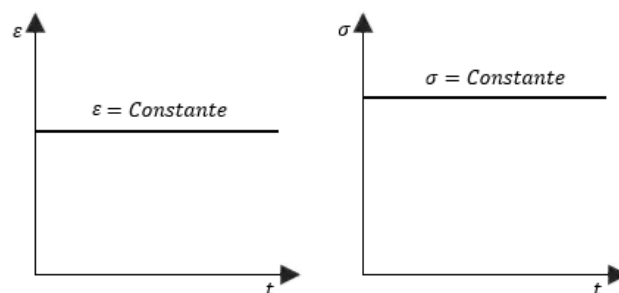


Figura 11- Representação gráfica do modelo de Kelvin-Voigt para a relaxação.

### 2.3.8. Modelo Standard Maxwell

O modelo de Standard consiste em uma representação mais complexa e precisa do comportamento viscoelástico de materiais em comparação com os modelos simples de Maxwell ou Kelvin-Voigt. Este modelo é particularmente útil para descrever o comportamento de materiais que exibem uma resposta elástica inicial seguida de uma deformação viscosa ao longo do tempo, com uma eventual recuperação parcial após a remoção da carga [31].

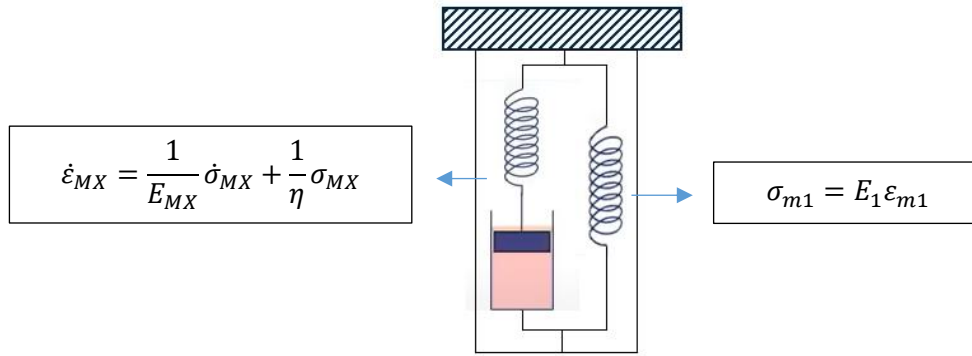


Figura 12- Representação esquemática do Modelo Standard de Maxwell.

O modelo Standard de Maxwell é uma versão mais elaborada do modelo viscoelástico clássico de Maxwell. É útil para descrever comportamentos viscoelásticos mais complexos, incluindo fenômenos de fluência com limite e relaxação com resposta inicial instantânea, como se observa frequentemente em materiais poliméricos.

Este modelo é construído pela associação em paralelo de dois ramos:

- Um ramo de Maxwell: uma mola  $E_{MX}$  em série com um amortecedor  $\eta$ ;
- Uma mola pura, com módulo  $E_1$ , em paralelo com o ramo de Maxwell.

Neste modelo a deformação total é a mesma para os dois ramos  $\epsilon = \epsilon_{m1} = \epsilon_{MX}$  e a tensão total é a soma das tensões nos dois ramos  $\sigma = \sigma_{m1} + \sigma_{MX}$ , assim:

$$\sigma_{MX} = \sigma - \sigma_{m1} = \sigma - E_1 \epsilon_{m1} = \sigma - E_1 \epsilon \quad (17)$$

Substituindo na equação genérica de Maxwell:

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{E_{MX}} \dot{\sigma}_{MX} + \frac{\sigma - E_1 \epsilon}{\eta} \quad (18)$$

Mas

$$\dot{\sigma}_{MX} = \dot{\sigma} - E_1 \dot{\epsilon} \quad (19)$$

Logo

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{E_{MX}} (\dot{\sigma} - E_1 \dot{\epsilon}) + \frac{\sigma - E_1 \epsilon}{\eta} \leftrightarrow E_{MX} \dot{\epsilon} = (\dot{\sigma} - E_1 \dot{\epsilon}) + \frac{E_{MX}(\sigma - E_1 \epsilon)}{\eta} \quad (20)$$

Simplificando a expressão chegamos a

$$E_{MX} \dot{\epsilon} + E_1 \dot{\epsilon} = \dot{\sigma} + \frac{E_{MX}(\sigma - E_1 \epsilon)}{\eta} \leftrightarrow (E_{MX} + E_1) \dot{\epsilon} = \dot{\sigma} + \frac{E_{MX}}{\eta} \sigma - \frac{E_{MX} E_1}{\eta} \epsilon \quad (21)$$

### 2.3.9. Modelo Standard de Maxwell – Fluência

Na fluência, aplica-se uma tensão constante  $\sigma = \sigma_0$  e observa-se a deformação ao longo do tempo  $\epsilon(t)$ . Assim, e considerando  $\dot{\sigma} = 0$  pela equação (21), obtém-se:

$$\frac{E_{MX}}{\eta} \sigma_0 = (E_{MX} + E_1) \dot{\varepsilon} + \frac{E_{MX} E_1}{\eta} \varepsilon \quad (22)$$

Assim, reorganizando a expressão tem-se

$$\dot{\varepsilon} + \frac{E_{MX} E_1}{(E_{MX} + E_1) \eta} \varepsilon = \frac{E_{MX} \sigma_0}{\eta (E_{MX} + E_1)} \quad (23)$$

Equação diferencial de primeira ordem

$$\varepsilon(t) = C e^{-\frac{E_{MX} E_1}{(E_{MX} + E_1) \eta} t} + \frac{\frac{E_{MX} \sigma_0}{\eta (E_{MX} + E_1)}}{\frac{E_{MX} E_1}{(E_{MX} + E_1) \eta}} \quad (24)$$

Simplificando a expressão

$$\varepsilon(t) = C e^{-\frac{E_{MX} E_1}{(E_{MX} + E_1) \eta} t} + \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_{MX}} \quad (25)$$

Para a determinação do ponto  $C$ , considerando o instante inicial em que não há deformação do amortecedor, há apenas deformação elástica logo

$$\varepsilon(0) = \frac{\sigma_0}{E_{MX} + E_1} \quad (26)$$

Substituindo na equação (25)

$$\frac{\sigma_0}{E_{MX} + E_1} = C + \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_{MX}} \leftrightarrow C = \frac{\sigma_0}{E_{MX} + E_1} - \left( \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_{MX}} \right) \quad (27)$$

Assim

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_{MX}} \left( 1 - e^{-\frac{E_{MX} E_1}{(E_{MX} + E_1) \eta} t} \right) \quad (28)$$

### 2.3.10. Modelo Standard de Maxwell – Relaxação

No ensaio de relaxação, aplica-se uma deformação constante  $\varepsilon = \varepsilon_0$ , e observa-se a variação da tensão  $\sigma(t)$  ao longo do tempo assim, substituindo na equação (21)

$$\dot{\sigma} + \frac{E_{MX}}{\eta} \sigma = \frac{E_{MX} E_1}{\eta} \varepsilon_0 \quad (29)$$

Equação diferencial de primeira ordem

$$\sigma(t) = C e^{-\frac{E_{MX}}{\eta} t} + \frac{\frac{E_{MX} E_1}{\eta} \varepsilon_0}{\frac{E_{MX}}{\eta}} = C e^{-\frac{E_{MX}}{\eta} t} + E_1 \varepsilon_0 \quad (30)$$

A determinação da constante  $C$  considera-se que no instante inicial a deformação é absorvida elasticamente logo

$$\sigma(0) = (E_{MX} + E_1)\varepsilon_0 \quad (31)$$

Assim

$$(E_{MX} + E_1)\varepsilon_0 = C + E_1\varepsilon_0 \leftrightarrow C = (E_{MX} + E_1)\varepsilon_0 - E_1\varepsilon_0 \leftrightarrow C = E_{MX}\varepsilon_0 \quad (32)$$

Expressão final da tensão por relaxação segundo o modelo de standard de maxwell é dada por

$$\sigma(t) = (E_{MX}\varepsilon_0)e^{-\frac{E_{MX}t}{\eta}} + E_1\varepsilon_0 = \varepsilon_0 \left( E_{MX}e^{-\frac{E_{MX}t}{\eta}} + E_1 \right) \quad (33)$$

### 2.3.11. Modelo Standard de Kelvin-Voight

O modelo standar de Kelvin-Voight utiliza um elemento de Kelvin-Voight (KV) e uma mola como representado na Figura 13.

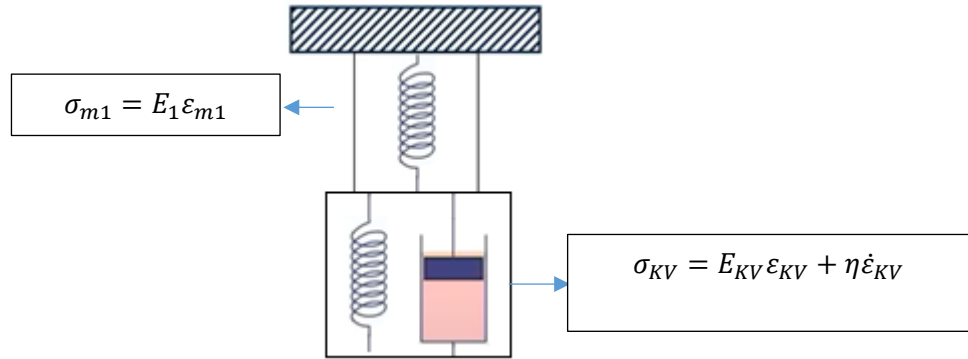


Figura 13- Representação esquemática do Modelo Standard de Kelvin-Voight. Considerando os modelos explicados anteriormente verifica-se que a tensão aplicada ao modelo está representada na equação (34).

$$\sigma = \sigma_{m1} = \sigma_{KV} \quad (34)$$

A mola segue a lei de  $E_1$  Hooke:

$$\varepsilon_{m1} = \frac{\sigma}{E_1} \quad (35)$$

O ramo de Jelvin-Voigt (mola  $E_{KV}$  e amortecedor  $\eta$ ) seguem:

$$\sigma = E_{KV}\varepsilon_{KV} + \eta\dot{\varepsilon}_{KV} \quad (36)$$

Substituído a expressão da deformação da mola  $E_1$  na equação da deformação total:

$$\varepsilon = \varepsilon_{m1} + \varepsilon_{KV} = \frac{\sigma}{E_1} + \varepsilon_{KV} \quad (37)$$

Assim, utilizando a equação (37):

$$\varepsilon_{KV} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E_1} \quad (38)$$

Substituindo agora essa expressão na equação da tensão no ramo de Kelvin-Voigt:

$$\sigma = E_{KV}\varepsilon_{KV} + \eta\dot{\varepsilon}_{KV} \Leftrightarrow \sigma = E_{KV}\left(\varepsilon - \frac{\sigma}{E_1}\right) + \eta\left(\dot{\varepsilon} - \frac{\dot{\sigma}}{E_1}\right) \quad (39)$$

Expandindo os termos temos:

$$\sigma = E_{KV}\varepsilon_{KV} - \frac{E_{KV}}{E_1}\sigma + \eta\dot{\varepsilon} - \frac{\eta}{E_1}\dot{\sigma} \quad (40)$$

Assim juntando os termos com  $\sigma$ , é possível obter a equação geral do modelo standard:

$$\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right)\sigma + \frac{\eta}{E_1}\dot{\sigma} = E_{KV}\varepsilon_{KV} + \eta\dot{\varepsilon} \quad (41)$$

### 2.3.12. Modelo Standard de Kelvin-Voight – Fluência

A fluência ocorre quando se aplica uma tensão constante ( $\sigma = \sigma_0$ ) a um material, e se observa a evolução da deformação  $\sigma(t)$  ao longo do tempo. Para uma tensão constante não existe variação ao longo do tempo ( $\dot{\sigma} = 0$ ), assim e utilizando a equação (41) obtém-se:

$$\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right)\sigma_0 = E_{KV}\varepsilon_{KV} + \eta\dot{\varepsilon} \Leftrightarrow \dot{\varepsilon} + \varepsilon_{KV}\frac{E_{KV}}{\eta} = \left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right)\frac{\sigma_0}{\eta} \quad (42)$$

Sendo a equação (42) uma equação linear de primeira ordem obtém-se:

$$\varepsilon(t) = C e^{-\frac{E_{KV}}{\eta}t} + \frac{\sigma_0}{E_{KV}}\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right) \quad (43)$$

Para determinar a constante  $C$ , aplica-se a condição inicial. No instante  $t = 0$ , a deformação é apenas resultante da mola  $E_1$ , logo:

$$\varepsilon(0) = \frac{\sigma_0}{E_1} \quad (44)$$

Assim:

$$\frac{\sigma_0}{E_1} = C + \frac{\sigma_0}{E_{KV}}\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right) \Leftrightarrow C = \frac{\sigma_0}{E_1} - \frac{\sigma_0}{E_{KV}}\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right) = -\frac{\sigma_0}{E_{KV}} \quad (45)$$

Substituindo na equação (43):

$$\varepsilon(t) = -\frac{\sigma_0}{E_{KV}}e^{-\frac{E_{KV}}{\eta}t} + \frac{\sigma_0}{E_{KV}}\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right) \Leftrightarrow \varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_1} + \frac{\sigma_0}{E_{KV}}\left(1 - e^{-\frac{E_{KV}}{\eta}t}\right) \quad (46)$$

### 2.3.13. Modelo Standard de Kelvin-Voight – Relaxação

A relaxação é o fenómeno no qual um material, submetido a uma deformação constante  $\varepsilon = \varepsilon_0$ , apresenta uma diminuição da tensão  $\sigma(t)$  ao longo do tempo.

Como analisado anteriormente para uma deformação constante:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \rightarrow \dot{\varepsilon} = 0 \quad (47)$$

Substituindo na equação (41), obtém-se:

$$\left(1 + \frac{E_{KV}}{E_1}\right)\sigma + \frac{\eta}{E_1}\dot{\sigma} = E_{KV}\varepsilon_0 \Leftrightarrow \dot{\sigma} + \left(\frac{E_1 + E_{KV}}{\eta}\right)\sigma = \frac{E_1 E_{KV}}{\eta}\varepsilon_0 \quad (48)$$

Esta é uma equação diferencial linear de primeira ordem, com solução do tipo:

$$\sigma(t) = Ae^{-\left(\frac{E_1 + E_{KV}}{\eta}\right)t} + \sigma_\infty \quad (49)$$

Onde  $\sigma_\infty$  é o valor estacionário (tensão a longo prazo), calculado impondo  $\dot{\sigma} = 0$  na equação (48):

$$\left(\frac{E_1 + E_{KV}}{\eta}\right)\sigma_\infty = \frac{E_1 E_{KV}}{\eta}\varepsilon_0 \Leftrightarrow \sigma_\infty = \frac{E_1 E_{KV}}{E_1 + E_{KV}}\varepsilon_0 \quad (50)$$

Para determinar a constante A, usa-se a condição inicial,  $\sigma_0 = \text{tensão inicial} = E_1\varepsilon_0$ , assim utilizando a equação (49):

$$E_1\varepsilon_0 = A + \sigma_\infty \Leftrightarrow A = E_1\varepsilon_0 - \frac{E_1 E_{KV}}{E_1 + E_{KV}}\varepsilon_0 \Leftrightarrow A = \varepsilon_0 \left(\frac{E_1^2}{E_1 + E_{KV}}\right) \quad (51)$$

Expressão final da tensão por relaxação no modelo standard considerando as equações (49), (50) e (51):

$$\sigma(t) = \varepsilon_0 \left(\frac{E_1^2}{E_1 + E_{KV}}\right) e^{-\left(\frac{E_1 + E_{KV}}{\eta}\right)t} + \frac{E_1 E_{KV}}{E_1 + E_{KV}}\varepsilon_0 \quad (52)$$

Ou seja:

$$\sigma(t) = \varepsilon_0 \left[ \left(\frac{E_1^2}{E_1 + E_{KV}}\right) e^{-\left(\frac{E_1 + E_{KV}}{\eta}\right)t} + \frac{E_1 E_{KV}}{E_1 + E_{KV}} \right] \quad (53)$$

## 2.4. Processamento de compósitos de matriz termoplástica

O processamento de compósitos de matriz termoplástica tem vindo a ganhar relevância na indústria devido às suas vantagens em termos de propriedades mecânicas, tempos de ciclo reduzidos e benefícios ambientais. Estes materiais apresentam novos desafios de engenharia ao nível dos processos de fabrico quando comparados com os compósitos de matriz termoendurecível, principalmente devido à elevada viscosidade dos termoplásticos, que dificulta a impregnação das fibras pela matriz [32]. No entanto, a evolução tecnológica e o aumento do conhecimento sobre estes materiais têm permitido implementar melhorias significativas nos processos de fabrico [33]. Entre as técnicas mais utilizadas para a produção de pré-impregnados de matriz termoplástica destacam-se a deposição de polímero em pó sobre as fibras, a impregnação por fusão, a impregnação por solução e a mistura íntima de fibras termoplásticas e de reforço [34]. Posteriormente, estes pré-impregnados podem ser

transformados através de processos como a pultrusão e a compressão a quente, permitindo obter perfis e laminados compósitos com propriedades mecânicas interessantes [33].

#### 2.4.1. Produção de fio/fita pré-impregnada

A produção de fio ou fita pré-impregnada de matriz termoplástica é um processo crucial no fabrico de materiais compósitos. Uma das técnicas mais inovadoras para a produção destes pré-impregnados é a deposição de polímero em pó sobre as fibras contínuas, resultando no chamado towpreg [35]. Este método envolve várias etapas, começando pelo espalhamento das fibras para aumentar a sua superfície de contacto. Em seguida, o polímero em pó é depositado sobre as fibras espalhadas, geralmente num forno de convecção que permite a adesão do pó às fibras [36]. Após a deposição, o conjunto passa por um forno de consolidação para promover a fusão parcial do polímero e melhorar a sua adesão às fibras. Finalmente, o towpreg é enrolado numa bobine para armazenamento ou processamento posterior [36]. A Figura 14 apresenta uma representação esquemática do processo de towpreg.

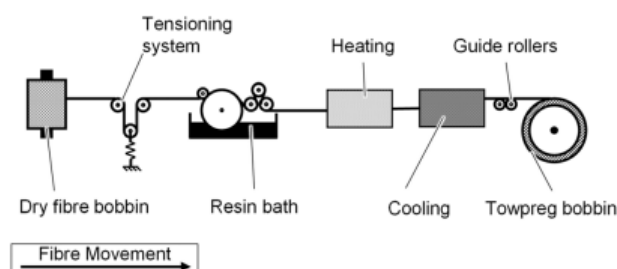


Figura 14- Tipo de pultrusão de termoplásticos [35].

Este processo permite um controlo preciso da quantidade de polímero depositado e uma boa distribuição do mesmo ao longo das fibras, resultando num pré-impregnado de qualidade superior que pode ser posteriormente transformado em perfis ou laminados compósitos através de técnicas como a pultrusão ou a compressão a quente [36].

#### 2.4.2. Pultrusão

A pultrusão é um processo contínuo de fabrico de perfis compósitos de secção constante, particularmente adequado para a transformação de pré-impregnados de matriz termoplástica. Este método envolve várias etapas cruciais para a produção de perfis de alta qualidade. Inicialmente, os pré-impregnados, como o towpreg, são guiados através de um sistema de alimentação para um forno de pré-aquecimento, onde são aquecidos até uma temperatura próxima do ponto de fusão da matriz polimérica [37]. Em seguida, o material passa por uma série de fieiras aquecidas, que moldam e consolidam o compósito na forma desejada. A fieira de entrada, mantida a uma temperatura elevada, promove a fusão completa do polímero e a impregnação das fibras. À medida que o material avança, passa por uma fieira de consolidação,

onde ocorre a compactação final do compósito [38]. Por fim, o perfil é arrefecido numa fieira de arrefecimento antes de ser puxado por um sistema de tração e cortado no comprimento desejado [39]. Este processo permite a produção contínua de perfis compósitos com elevado teor de fibras e boas propriedades mecânicas, sendo particularmente vantajoso para a fabricação de componentes longos e de secção constante.

A Figura 15 apresenta uma representação esquemática dos tipos de pultrusão de termoplásticos.

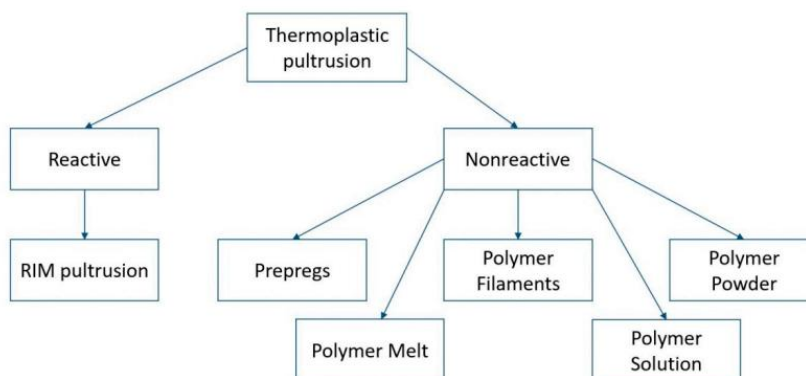


Figura 15- Tipo de pultrusão de termoplásticos [40].

#### 2.4.3. Compressão a quente

A compressão a quente é um processo de fabrico utilizado para melhorar a consolidação de materiais compósitos de matriz termoplástica [41]. Esta técnica envolve a aplicação simultânea de calor e pressão a perfis ou laminados pré-formados, como os obtidos por pultrusão [41]. O processo inicia-se com o aquecimento do material até uma temperatura próxima ou ligeiramente acima do ponto de fusão da matriz polimérica. Em seguida, aplica-se pressão através de prensas hidráulicas com pratos aquecidos, permitindo que o polímero flua e preencha os espaços vazios entre as fibras [42]. Esta etapa é crucial para reduzir a porosidade e melhorar a impregnação das fibras pela matriz. O ciclo de compressão a quente geralmente inclui um período de estágio à temperatura máxima, seguido de um arrefecimento controlado sob pressão [43]. Este processo resulta num aumento significativo da qualidade de consolidação do compósito, melhorando as suas propriedades mecânicas, especialmente a resistência ao corte interlaminar. A compressão a quente é particularmente eficaz na redução do teor de vazios e na otimização da interface fibra-matriz, contribuindo para a produção de componentes compósitos de elevado desempenho [44].

#### 2.4.4. Ensaios de fluência e relaxação

Para avaliar o comportamento viscoelástico dos materiais ao longo do tempo, especialmente quando submetidos a cargas constantes ou deformações fixas é necessário a realização de ensaios mecânicos de fluência e relaxação [45].

O ensaio de fluência consiste em aplicar uma carga constante a um corpo de prova e medir a sua deformação ao longo do tempo, geralmente por períodos prolongados que podem durar semanas ou até meses.

Por outro lado, o ensaio de relaxação de tensões envolve a aplicação de uma deformação constante ao material e a medição da diminuição da tensão necessária para manter essa deformação ao longo do tempo. Este tipo de ensaio é particularmente útil para avaliar como os materiais aliviam tensões internas quando submetidos a deformações fixas.

Ambos os ensaios são essenciais para compreender o comportamento dos materiais em condições de serviço a longo prazo. Por exemplo, em aplicações aeroespaciais ou em centrais de energia, onde os componentes operam a temperaturas elevadas por longos períodos, o conhecimento do comportamento de fluência é crucial para prever a vida útil e a integridade estrutural dos materiais [46].

Os resultados destes ensaios são frequentemente representados em curvas características como a representada na Figura 16. No caso da fluência, a curva típica mostra a deformação em função do tempo, geralmente apresentando três estágios distintos: fluência primária, secundária e terciária [47].

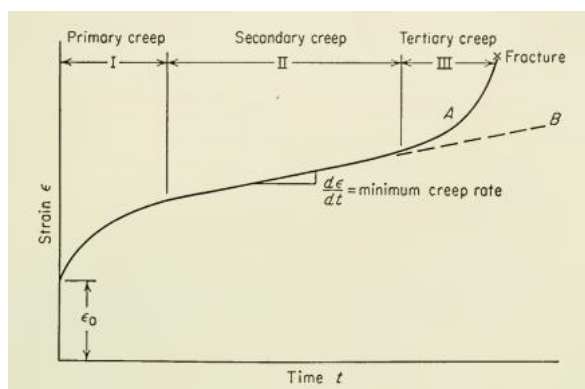


Figura 16- Curva típica de fluência [48].

Para a relaxação de tensões, a curva mostra a diminuição da tensão ao longo do tempo para uma deformação constante.

É importante notar que existe uma relação intrínseca entre a fluência e a relaxação de tensões, embora os fenômenos sejam distintos. Zheng et al. (2023) realizaram um estudo comparativo entre o comportamento de fluência e relaxação de tensões na liga de alumínio 7050, demonstrando como estes fenômenos estão interligados e como podem ser utilizados para prever o comportamento dos materiais em diferentes condições de carga e temperatura [46].

#### 2.4.5. Principais diferenças entre os ensaios

Três tipos principais de ensaios de fluência são os mais utilizados para avaliar as propriedades dos materiais.

O ensaio de fluência padrão, também conhecido como "*creep test*", é o mais comum. Neste método, aplica-se uma carga constante a uma amostra do material, mantendo-a a uma temperatura fixa [47]. Ao longo do tempo, mede-se a deformação progressiva do material, permitindo analisar as três fases típicas da fluência. A fase primária é caracterizada por um rápido aumento na taxa de fluência, seguido por uma desaceleração gradual. Na fase secundária, a taxa de fluência estabiliza, exibindo um comportamento uniforme. Por fim, a fase terciária marca o início de uma taxa de fluência acelerada, levando à falha.

O ensaio de rotura por fluência, ou "*stress-rupture test*", foca-se na determinação do tempo necessário para que ocorra a falha do material sob uma carga constante e temperatura elevada. Neste tipo de ensaio, a deformação progressiva e o tempo até a rotura são medidos, geralmente resultando em deformações muito maiores do que as desenvolvidas durante um ensaio de fluência padrão. Este tipo de ensaio é particularmente útil para materiais utilizados em aplicações críticas, onde a integridade estrutural a longo prazo é essencial. Este tipo de ensaio é utilizado nomeadamente em ensaios de materiais para a indústria aeronáutica [49].

No caso dos ensaios de relaxação aplica-se uma deformação inicial ao material, que é mantida constante ao longo do tempo, enquanto se monitoriza a diminuição da tensão necessária para manter essa deformação. Este ensaio é similar ao ensaio de fluência padrão, exceto que a carga diminui continuamente em vez de permanecer constante.

A Figura 17 representa um esquema simples de um ensaio de fluência.

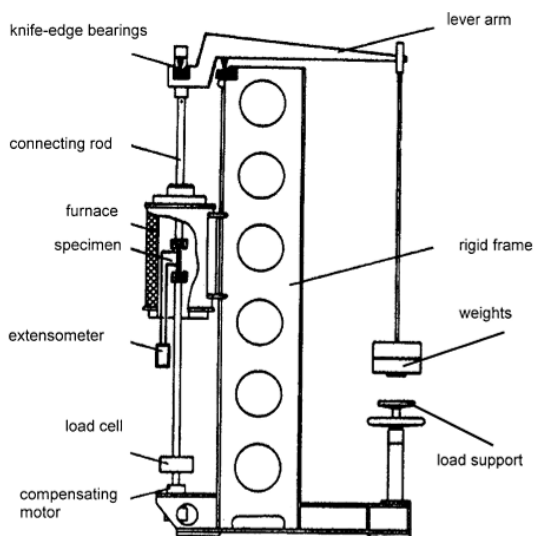


Figura 17- Máquina de ensaio de fluência [50].

Em síntese, ao longo deste capítulo foram abordados os principais conceitos relativos aos materiais compósitos de matriz polimérica, com destaque para os mecanismos de deformação dependentes do tempo — a fluência e a relaxação — e para os fatores que os condicionam, nomeadamente o papel da matriz, do reforço e da qualidade da interface fibra-matriz. Foram ainda apresentados os modelos viscoelásticos clássicos, nas suas formas simples, standard e generalizadas, que constituem a base analítica para a interpretação do comportamento

experimental destes materiais. Complementarmente, discutiram-se os principais processos de fabrico de compósitos de matriz termoplástica, bem como os ensaios normalmente utilizados para caracterizar a resposta à fluência e à relaxação. Este enquadramento teórico sustenta o desenvolvimento apresentado no capítulo seguinte, onde os modelos viscoelásticos clássicos são formulados analiticamente através de transformadas de Laplace, com vista à sua posterior aplicação aos resultados experimentais obtidos.



### 3. Aplicação de modelos viscoelásticos com transformadas de Laplace

A utilização de transformadas de Laplace na viscoelasticidade é particularmente vantajosa porque permite transformar equações diferenciais no domínio do tempo em equações algébricas no domínio complexo (domínio de Laplace).

A Transformada de Laplace de uma função é definida pela integral:

$$\mathcal{L}\{f(t)\} = \int_0^{\infty} e^{-st} f(t) dt = \bar{F} \quad (54)$$

Para encontrar a transformada da derivada  $\dot{f}(t)$ , aplicar a integração por partes

$$\int u dv = uv - \int v du \quad (55)$$

Definir  $u = e^{-st}$  e  $dv = \dot{f}(t)dt$ , derivando e integrando obtém-se  $du = -se^{-st}$  e  $v = f(t)$

Aplicando a fórmula

$$\begin{aligned} \mathcal{L}\{\dot{f}(t)\} &= [e^{-st} f(t)]_0^{\infty} - \int_0^{\infty} f(t) (-se^{-st}) dt \Leftrightarrow \\ &= [e^{-st} f(t)]_0^{\infty} + s \int_0^{\infty} f(t) (e^{-st}) dt \Leftrightarrow \mathcal{L}\{\dot{f}(t)\} = s\bar{F} - f(0) \end{aligned} \quad (56)$$

Para os ensaios estudados assume-se como condições iniciais que  $\varepsilon(0) = 0$  e que  $\sigma(0)=0$ , logo:

$$\mathcal{L}\{\dot{f}(t)\} = s\bar{F} \quad (57)$$

Para o decorrer do estudo é importante compreender o cálculo da transformada de Laplace quando aplicada a uma constante  $k$ .

$$\mathcal{L}\{k\} = \int_0^{\infty} k e^{-st} dt = k \int_0^{\infty} e^{-st} dt = \left[ -\frac{1}{s} e^{-st} \right]_0^{\infty} = k \left( 0 - \left( -\frac{1}{s} \right) \right) = k \frac{1}{s} \quad (58)$$

A transformada de Laplace de uma função  $kt$

$$\mathcal{L}\{f(t) = kt\} = \int_0^{\infty} e^{-st} kt dt = k \int_0^{\infty} e^{-st} t dt \quad (59)$$

Recorrendo à derivação por partes

$$u = t \Rightarrow du = dt \text{ e } dv = e^{-st} dt \Rightarrow v = \int e^{-st} dt = -\frac{1}{s} e^{-st}$$

$$\int t e^{-st} dt = \left[ t \left( -\frac{1}{s} e^{-st} \right) \right]_0^\infty - \int \left( -\frac{1}{s} e^{-st} \right) dt = \left[ -\frac{t}{s} e^{-st} \right]_0^\infty + \frac{1}{s} \int e^{-st} dt = \left[ -\frac{t}{s} e^{-st} + \frac{1}{s} \left( -\frac{1}{s} e^{-st} \right) \right]_0^\infty \quad (60)$$

Para  $s > 0$ , quando  $t \rightarrow 0$  tem-se  $e^{-st} \rightarrow 0$  e  $t e^{-st} \rightarrow 0$ , assim:

$$\left[ -\frac{t}{s} e^{-st} - \frac{1}{s^2} e^{-st} \right]_0^\infty = \frac{1}{s^2} \quad (61)$$

$$\mathcal{L}\{kt\} = k \frac{1}{s^2} \quad (62)$$

É também importante perceber que:

$$\mathcal{L}\{e^{-At}\} = \int_0^\infty e^{-st} e^{-At} dt = \int_0^\infty e^{-(s+A)t} dt = \left[ \frac{e^{-(s+A)t}}{-(s+A)} \right]_0^\infty = \frac{1}{s+A} \quad (63)$$

A transformada de Laplace da equação  $\frac{1}{A}(1 - e^{-tA})$

$$\mathcal{L}\left\{\frac{1}{A}(1 - e^{-tA})\right\} = \frac{1}{A}(\mathcal{L}\{1\} - \mathcal{L}\{e^{-tA}\}) = \frac{1}{A}\left(\frac{1}{s} - \frac{1}{s+A}\right) = \frac{1}{s(s+A)} \quad (64)$$

### 3.1. Modelo de Maxwell

Partindo da equação (7), relativa à expressão geral do modelo de Maxwell, podemos facilmente obter:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{1}{E} \times \dot{\sigma} + \frac{1E}{\eta E} \times \sigma \Leftrightarrow E \dot{\varepsilon} = \dot{\sigma} + \frac{1}{\tau} \times \sigma \quad (65)$$

onde  $\tau = \frac{\eta}{E}$ , onde  $\tau$  representa um tempo de retardação ou de relaxação.

Aplicando as equações de Laplace

$$E(s\bar{\varepsilon}) = (s\bar{\sigma}) + \frac{1}{\tau} \times \bar{\sigma} \quad (66)$$

Assim temos:

$$E(s\bar{\varepsilon}) = \bar{\sigma} \left( s + \frac{1}{\tau} \right) \Leftrightarrow \bar{\sigma} = \frac{E(s\bar{\varepsilon})}{\left( s + \frac{1}{\tau} \right)} \quad (67)$$

#### 3.1.1. Modelo Standard de Maxwell

Para a construção do modelo Standard de Maxwell, parte-se da equação da mola  $\sigma = E_0 \varepsilon$

e procede-se à sua representação no domínio de Laplace.

$$\bar{\sigma} = E \bar{\varepsilon} \quad (68)$$

No modelo Standard, como discutido anteriormente, a tensão total corresponde à soma das contribuições dos ramos em paralelo, pelo que:

$$\bar{\sigma} = E_0 \bar{\varepsilon} + \frac{E(s\bar{\varepsilon})}{\left(s + \frac{1}{\tau}\right)} \quad (69)$$

### 3.1.2. Modelo Generalizado de Maxwell

A construção do modelo generalizado de Maxwell

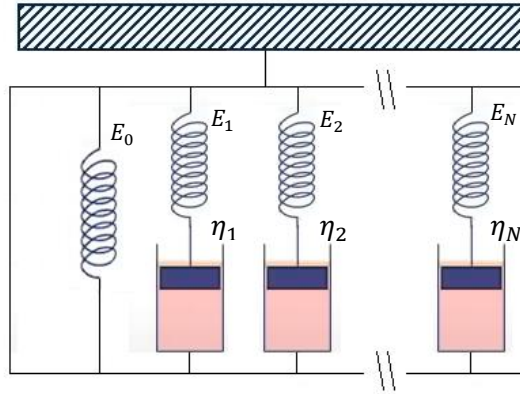


Figura 18 – Representação Esquemática do modelo generalizado de Maxwell.

Assim, para o modelo representado é possível obter:

$$\bar{\sigma} = E_0 \bar{\varepsilon} + \sum_{i=1}^N \frac{E_i(s\bar{\varepsilon})}{\left(s + \frac{1}{\tau_i}\right)} \quad (70)$$

#### Modelo generalizado de Maxwell aplicado à relaxação

Na relaxação a deformação é constante e igual a  $\varepsilon = \varepsilon_0$ , isto no domínio de Laplace  $\bar{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_0}{s}$

Assim o modelo generalizado de Maxwell para a relaxação, aplicando a equação (70)

$$\bar{\sigma} = E_0 \frac{\varepsilon_0}{s} + \sum_{i=1}^N \frac{E_i \left(s \frac{\varepsilon_0}{s}\right)}{\left(s + \frac{1}{\tau_i}\right)} = E_0 \frac{\varepsilon_0}{s} + \sum_{i=1}^N \frac{E_i(\varepsilon_0)}{\left(s + \frac{1}{\tau_i}\right)} \quad (71)$$

Aplicando a transformada inversa de Laplace à equação

$$\sigma^{REL}(t) = E_0 \varepsilon_0 + \sum_{i=1}^N E_i(\varepsilon_0) e^{-\frac{1}{\tau_i} t} = \varepsilon_0 \left( E_0 + \sum_{i=1}^N E_i e^{-\frac{1}{\tau_i} t} \right) \quad (72)$$

Para  $t = 0$  e sendo  $s_0 = \sigma^{REL}(0)$  temos  $s_0 = \varepsilon_0(E_0 + \sum_{i=1}^N E_i) \Leftrightarrow E_0 = \frac{s_0}{\varepsilon_0} - \sum_{i=1}^N E_i$ , logo

$$\sigma^{REL}(t) = \varepsilon_0 \left( \frac{s_0}{\varepsilon_0} - \sum_{i=1}^N E_i + \sum_{i=1}^N E_i e^{-\frac{1}{\tau_i} t} \right) = \varepsilon_0 \left( \frac{s_0}{\varepsilon_0} + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{1}{\tau_i} t} - 1 \right) \right) \quad (73)$$

Definindo o módulo de relaxação

$$G(t) = \frac{\sigma^{REL}(t)}{\varepsilon_0} = E_0 + \sum_{i=1}^N E_i e^{-\frac{1}{\tau_i} t} \quad (74)$$

## 3.2. Modelo de Kelvin-Voigt

Partindo da equação (14)

$$\frac{\sigma}{E} = \varepsilon + \frac{\eta}{E} \times \dot{\varepsilon} \Leftrightarrow \frac{\sigma}{E} = \varepsilon + \tau \times \dot{\varepsilon} \quad (75)$$

Aplicando as transformadas de Laplace temos

$$\frac{\bar{\sigma}}{E} = \bar{\varepsilon} + \tau \times s \bar{\varepsilon} \Leftrightarrow \frac{\bar{\sigma}}{E} = \bar{\varepsilon}(1 + \tau s) \Leftrightarrow \bar{\varepsilon} = \frac{\bar{\sigma}}{E(1 + \tau s)} \quad (76)$$

### 3.2.1. Modelo Standard de Kelvin-Voigt

Para a construção do modelo Standard de Kelvin-Voigt, a deformação total corresponde à soma das contribuições dos ramos, pelo que:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\bar{\sigma}}{E_0} + \frac{\bar{\sigma}}{E(1 + \tau s)}$$

### 3.2.2. Modelo Generalizado de Kelvin-Voigt

A imagem que se segue mostra a imagem generalizada de Kelvin-Voigt

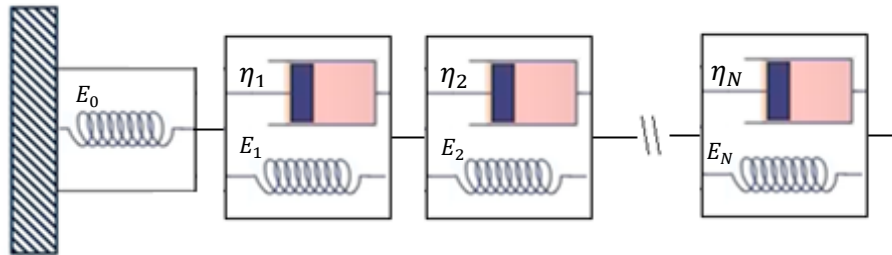


Figura 19 – Representação esquemática do modelo generalizado de Kelvin-Voigt.

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\bar{\sigma}}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{\bar{\sigma}}{E_i(1 + \tau_i s)} = \bar{\sigma} \left( \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{1}{E_i(1 + \tau_i s)} \right) \quad (77)$$

### Modelo generalizado de Kelvin-Voigt aplicado à fluência

Na fluência a tensão é constante e igual a  $\sigma = \sigma_0$ , isto no domínio de Laplace  $\bar{\sigma} = \frac{\sigma_0}{s}$

Assim o modelo generalizado de Kelvin-Voigt para a fluência, aplicando a equação (77).

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon} &= \frac{\sigma_0}{s} \left( \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{1}{E_i(1 + \tau_i s)} \right) = \sigma_0 \left( \frac{1}{sE_0} + \sum_{i=1}^N \frac{\frac{1}{\tau_i}}{E_i s(1 + \tau_i s)} \right) \\ &= \sigma_0 \left( \frac{1}{sE_0} + \sum_{i=1}^N \frac{1}{E_i \tau_i s \left( \frac{1}{\tau_i} + s \right)} \right) \end{aligned} \quad (78)$$

Passando para o domínio de tempo.

$$\varepsilon^{FLU}(t) = \sigma_0 \left( \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{\tau_i \left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right)}{E_i \tau_i} \right) = \sigma_0 \left( \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{\left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right)}{E_i} \right) \quad (79)$$

Considerando  $e_\infty = \sigma_0 \frac{1}{E_0}$  e  $A_i = \sigma_0 \frac{1}{E_i}$  temos

$$\varepsilon^{FLU}(t) = e_\infty + \sum_{i=1}^N A_i \left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \quad (80)$$

Definindo o módulo de fluência

$$E(t) = \frac{\sigma_0}{\varepsilon^{FLU}(t)} = \frac{1}{\left( \frac{1}{E_0} + \sum_{i=1}^N \frac{\left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right)}{E_i} \right)} \quad (81)$$

### 3.3. Modelo generalizado de Maxwell aplicado à fluência

Um dos objetivos desta secção é estabelecer uma relação direta entre o módulo de relaxação e o módulo de fluência, de forma a que o mesmo conjunto de parâmetros, obtido num único tipo de ensaio, possa ser utilizado para prever a resposta do material no outro tipo de ensaio. Para este efeito, iremos também considerar o ensaio de tração, que se caracteriza por uma velocidade de deformação constante, ou seja,  $\varepsilon = kt$ , passando para o domínio da variável de Laplace,  $s$ ,  $\bar{\varepsilon} = \frac{k}{s^2}$ , assim:

$$\bar{\sigma} = E_0 \frac{k}{s^2} + \sum_{i=1}^N \frac{E_i \left( s \frac{k}{s^2} \right)}{\left( s + \frac{1}{\tau_i} \right)} = E_0 \frac{k}{s^2} + \sum_{i=1}^N \frac{k E_i}{s \left( s + \frac{1}{\tau_i} \right)} \quad (82)$$

Voltando para o domínio de Laplace

$$\sigma^{TRA}(t) = k E_0 t + \sum_{i=1}^N k E_i \tau_i \left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \quad (83)$$

Módulo de elasticidade é dado por  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{dt} \times \frac{dt}{d\varepsilon}$ , sabemos que a taxa de deformação é constante,  $\frac{d\varepsilon}{dt} = k$  assim:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{d\sigma}{dt} \times \frac{1}{k} \quad (84)$$

$$\frac{d\sigma}{dt} = k E_0 + \frac{d}{dt} \left( \sum_{i=1}^N k E_i \tau_i \left( 1 - e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \right) \quad (85)$$

Considerando  $u = -\frac{t}{\tau_i}$  temos  $\frac{du}{dt} = -\frac{1}{\tau_i}$  assim  $\frac{d\left(-e^{-\frac{t}{\tau_i}}\right)}{dt} = \frac{1}{\tau_i} e^{-\frac{t}{\tau_i}}$  logo:

$$\frac{d\sigma}{dt} = k E_0 + \sum_{i=1}^N k E_i \tau_i \left( \frac{1}{\tau_i} e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \quad (86)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E_0 + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \quad (87)$$

Assim o módulo de elasticidade à tração é igual ao módulo de relaxação. É também possível assumir que o módulo de fluência pode ser, em condições viscoelásticas lineares, semelhante ao módulo de relaxação e também semelhante ao módulo de elasticidade em tração ou flexão, pode-se escrever,

$$G(t) = \frac{\sigma^{REL}(t)}{\varepsilon_0} = E_0 + \sum_{i=1}^N E_i e^{-\frac{1}{\tau_i} t} \quad (88)$$

$$E(t) = \frac{\sigma_0}{\varepsilon^{FLU}(t)} \quad (89)$$

Assim

$$G(t) = E(t) \Leftrightarrow \varepsilon^{FLU}(t) = \frac{\sigma_0 \varepsilon_0}{\sigma^{REL}(t)} \quad (90)$$

Esta equivalência permite, assim, inverter os parâmetros identificados num ensaio de relaxação para estimar o comportamento à fluência, e reciprocamente, sem necessidade de realizar os dois tipos de ensaio para cada condição analisada.

No módulo de elasticidade podemos assumir que para  $t = 0$  temos  $\sigma_0$

$$\sigma_0 = \left( \sum_{i=0}^n E_i \right) \varepsilon_0 \quad (91)$$

Considerando a equação (87) temos que,

$$\sigma(t) = \varepsilon(t) \left[ E_0 + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \right] \quad (92)$$

como para a fluência a tensão é constante e igual a  $\sigma_0$  temos que:

$$\sigma_0 = \varepsilon(t) \left[ E_0 + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \right] \quad (93)$$

Reorganizando a expressão anterior, a deformação em função do tempo é dada por:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{\left[ E_0 + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \right]} \quad (94)$$

Como no tratamento experimental o valor inicial da rigidez é obtido a partir da razão entre a tensão inicial e a deformação inicial, tem-se:

$$\frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} = E_0 + \sum_{i=1}^N E_i \quad (95)$$

Assim, o módulo  $E_0$  pode ser escrito como:

$$E_0 = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} - \sum_{i=1}^N E_i \quad (96)$$

Substituindo  $E_0$  na expressão da deformação, obtém-se:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{\left[ \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} - \sum_{i=1}^N E_i + \sum_{i=1}^N E_i \left( e^{-\frac{t}{\tau_i}} \right) \right]} \quad (97)$$

Em suma, neste capítulo foi desenvolvido, com recurso às transformadas de Laplace, o enquadramento analítico dos principais modelos viscoelásticos utilizados no âmbito da presente dissertação, nomeadamente os modelos de Maxwell e de Kelvin-Voigt, nas suas formas simples, standard e generalizadas. A aplicação das transformadas de Laplace permitiu transformar as equações diferenciais que descrevem estes modelos em expressões algébricas, de mais fácil manipulação, facilitando desta forma a obtenção das respostas analíticas à fluência e à relaxação. Foram ainda deduzidas as expressões que relacionam o módulo de relaxação e o módulo de fluência com o módulo de elasticidade obtido em tração, permitindo estabelecer uma base comum para a análise e comparação dos parâmetros viscoelásticos identificados a partir de diferentes tipos de ensaio. Este enquadramento analítico constitui, assim, a base teórica utilizada no capítulo seguinte, onde os modelos desenvolvidos são aplicados e ajustados aos resultados experimentais obtidos para os polímeros e compósitos estudados.

## **4. Ensaaios experimentais e aplicação de modelos Viscoelásticos**

Neste capítulo apresenta-se a metodologia adotada para a caracterização mecânica e viscoelástica dos materiais estudados. Atendendo ao facto do trabalho incluir dois compósitos de matriz termoplástica, foi também estudado o comportamento individual dos polímeros, assim, optou-se por definir uma metodologia transversal, aplicável a vários materiais e processos de fabrico. Esta abordagem permite comparar, de forma consistente, materiais não reforçados e compósitos, mantendo uniformes os critérios de preparação, ensaio e tratamento de resultados [51], [52], [53].

Antes da realização dos ensaios de fluência e relaxação, foram efetuados ensaios mecânicos preliminares de tração e/ou flexão, com o objetivo de determinar parâmetros fundamentais como a rigidez inicial, a tensão máxima, o módulo de elasticidade e os limites de deformação admissíveis. Estes resultados constituíram a base para a definição dos níveis de solicitação a aplicar nos ensaios de fluência e de relaxação, procurando garantir que os materiais fossem avaliados, sempre que possível, em condições compatíveis com o regime viscoelástico linear [53].

A literatura mostra que a resposta viscoelástica de polímeros e compósitos depende não só da natureza da matriz e da presença de reforço, mas também do nível de tensão ou deformação imposto, da temperatura e da história termomecânica do material. Assim, a seleção das condições experimentais foi efetuada de forma a minimizar a ocorrência de deformação plástica ou dano microestrutural, permitindo posteriormente ajustar e comparar modelos viscoelásticos clássicos, nomeadamente os modelos de Maxwell, Kelvin-Voigt e as suas formas generalizadas.

### **4.1. Caracterização dos materiais e ensaios**

Os materiais estudados neste trabalho incluem polímeros termoplásticos, utilizados como referência para a análise da resposta da matriz, e materiais compósitos de matriz termoplástica reforçados com fibras contínuas, destinados à avaliação do efeito do reforço e do processo de fabrico no comportamento dependente do tempo. Esta organização experimental permite analisar separadamente o contributo da matriz polimérica e o efeito combinado matriz-fibras e a sua orientação, o que é particularmente relevante na interpretação dos ensaios de fluência e relaxação.

Para cada material foram registadas a designação, a rota de processamento, a geometria dos provetes, as dimensões relevantes para o ensaio, a temperatura ambiente de ensaio e o tipo de solicitação aplicada. Sempre que aplicável, foram também consideradas diferenças associadas ao histórico térmico e ao processamento, uma vez que, em materiais termoplásticos, estes fatores podem influenciar a rigidez inicial, a deformação retardada e a velocidade de relaxação.

Deste modo, a caracterização inicial dos materiais teve também como objetivo estabelecer uma base comum de comparação entre diferentes famílias de materiais. Esta etapa é essencial para que a discussão posterior dos resultados possa distinguir o efeito da natureza da matriz, do reforço e do processo de fabrico sobre os parâmetros viscoelásticos identificados.

A componente experimental deste capítulo encontra-se organizada em duas etapas complementares. Numa primeira fase, estuda-se o comportamento das matrizes poliméricas, PET e policarbonato, isoladamente, com o objetivo de selecionar o modelo viscoelástico mais adequado à sua representação. Numa segunda fase, esse modelo é aplicado aos compósitos reforçados com fibra de carbono, permitindo avaliar o efeito do reforço, da orientação das fibras e do processo de fabrico sobre o comportamento observado nas matrizes.

De forma a sistematizar a informação relativa aos materiais analisados, apresenta-se na Tabela 1 uma síntese da matriz, do reforço, do processo de fabrico e do objetivo associado a cada material estudado.

Tabela 1 – Tabela de materiais, processos de fabrico e objetivos dos ensaios

| Descrição | Matriz | Reforço | Processo   | Orientação das fibras | Objetivo                                 |
|-----------|--------|---------|------------|-----------------------|------------------------------------------|
| PET       | PET    | --      | Placa      | --                    | Matriz utilizada nos compósitos          |
| PC        | PC     | --      | Placa      | --                    | Matriz utilizada nos compósitos          |
| CC_PET    | PET    | C       | Compressão | 0/90                  | Avaliar efeito do reforço e consolidação |
| CP_PET    | PET    | C       | Pultrusão  | 0                     | Avaliar efeito do reforço e consolidação |
| CP_PC     | PC     | C       | Pultrusão  | 0                     | Comparar matriz PC com PET               |
| CC_PC     | PC     | C       | Compressão | 0/90                  | Comparar matriz PC com PET               |

Os ensaios mecânicos de caracterização foram realizados em máquinas universais de ensaio Shimadzu e Autograph, equipadas com células de carga de 5 kN, 10 kN e 100 kN, selecionadas de acordo com a gama de força esperada para cada material e tipo de ensaio. A utilização de diferentes máquinas e células de carga permitiu adaptar a configuração experimental às características dos provetes ensaiados, garantindo uma aquisição adequada dos valores de força e deslocamento.

Os ensaios de tração foram realizados tendo como referência a série ISO 527, aplicável à determinação das propriedades em tração de plásticos e materiais compósitos de matriz polimérica. Os ensaios de flexão foram realizados de baseados na norma ISO 178, relativa à determinação das propriedades em flexão de plásticos rígidos e semirrígidos. Nos ensaios de

tração foi utilizada uma velocidade de deslocamento de 5 mm/min, enquanto nos ensaios de flexão foi utilizada uma velocidade de 2 mm/min.

Em termos da qualidade dos resultados obtidos, não se observaram diferenças significativas entre os ensaios realizados nas duas máquinas de ensaio, nem entre os resultados obtidos com diferentes células de carga, desde que estas se encontrassem devidamente ajustadas à gama de valores medidos. Verificou-se, contudo, que em alguns ensaios o sinal apresentou maior ruído experimental, o que poderá estar associado a um ajuste menos adequado da gama de medição da célula de carga relativamente aos níveis de força envolvidos. Ainda assim, este efeito não se refletiu de forma significativa nos valores médios determinados, pelo que os resultados foram considerados válidos para a análise comparativa realizada.

Para assegurar a rastreabilidade dos ensaios e permitir uma análise mais detalhada das condições experimentais, os dados relevantes de cada ensaio são apresentados no Anexo A. Nesse anexo são indicados, para cada provete, o tipo de ensaio realizado, a velocidade de ensaio, a taxa de aquisição de dados, o comprimento inicial ou distância entre apoios, a temperatura ambiente, as dimensões geométricas do provete e os valores iniciais de deformação e tensão utilizados no tratamento dos resultados. A taxa de aquisição de dados foi de 20 pontos por segundo durante a fase inicial de tração ou flexão e de 1 ponto por segundo durante a fase de relaxação ou fluência.

#### **4.1.1. PET**

O polietileno tereftalato (PET) é um polímero termoplástico amplamente utilizado na indústria devido à sua excelente combinação de propriedades mecânicas, térmicas e químicas. Possui elevada resistência à tração, rigidez e estabilidade dimensional, características que o tornam atrativo como matriz ou reforço em materiais compósitos estruturais.

Uma das vantagens mais relevantes do PET no contexto atual prende-se com a sua reciclabilidade. A utilização de PET reciclado em compósitos tem sido alvo de várias investigações científicas, que demonstram a sua eficácia na melhoria das propriedades mecânicas dos materiais resultantes. Por exemplo, em estudos recentes, compósitos com fibras de PET reciclado revelaram resistência à tração e flexão superiores quando comparados com outros tipos de fibras poliméricas.

Além disso, a incorporação de PET reciclado contribui para a sustentabilidade ambiental, reduzindo significativamente o impacto ecológico dos resíduos plásticos. A literatura indica que o reaproveitamento de PET para compósitos promove uma redução substancial no consumo de energia e nas emissões de CO<sub>2</sub> associadas à produção de polímeros virgens [54].

Do ponto de vista do processo, o PET apresenta um bom desempenho. Sendo um termoplástico, permite moldagem repetida, o que facilita o seu uso em processos industriais como extrusão e moldação por compressão. Além disso, apresenta boa compatibilidade com diversos tipos de reforços (naturais ou sintéticos), alargando o leque de possibilidades na formulação de compósitos avançados.

Com o objetivo de melhor caracterizar e avaliar o comportamento foram numa fase inicial realizados dois ensaios a provetes de PET. Os ensaios de tração e flexão permitem um olhar abrangente sobre o material e a percepção do melhor processo para numa fase posterior realizar ensaios de relaxação e fluência em compósitos com matriz de PET.

### Ensaio de tração

Foi realizado um ensaio de tração ao PET, ver detalhes no anexo A.

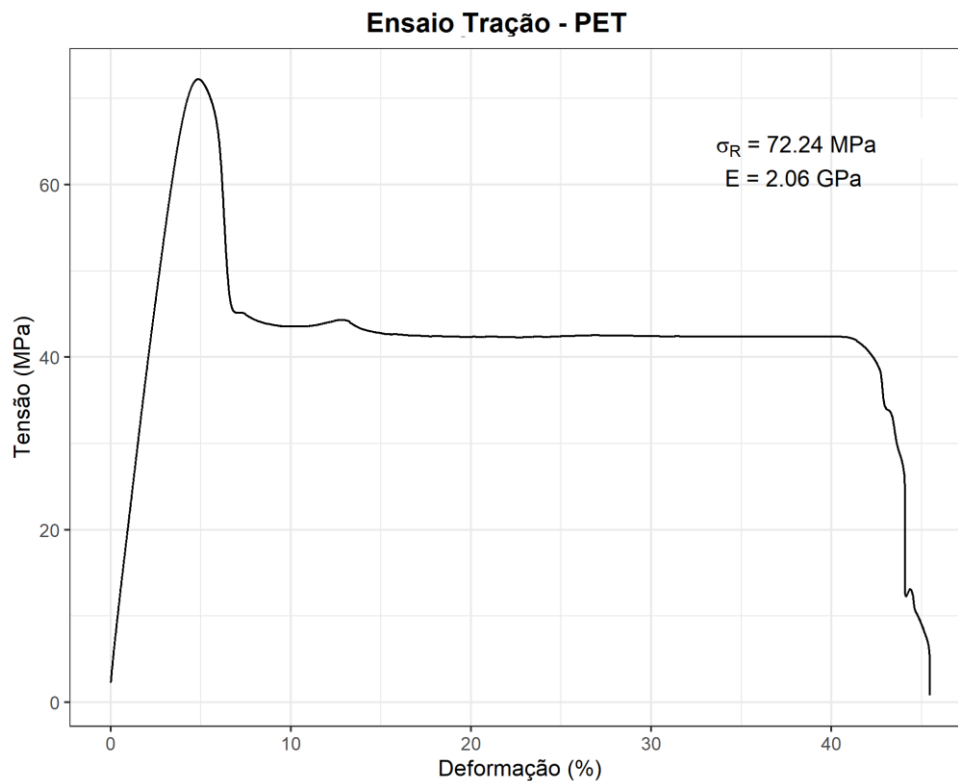
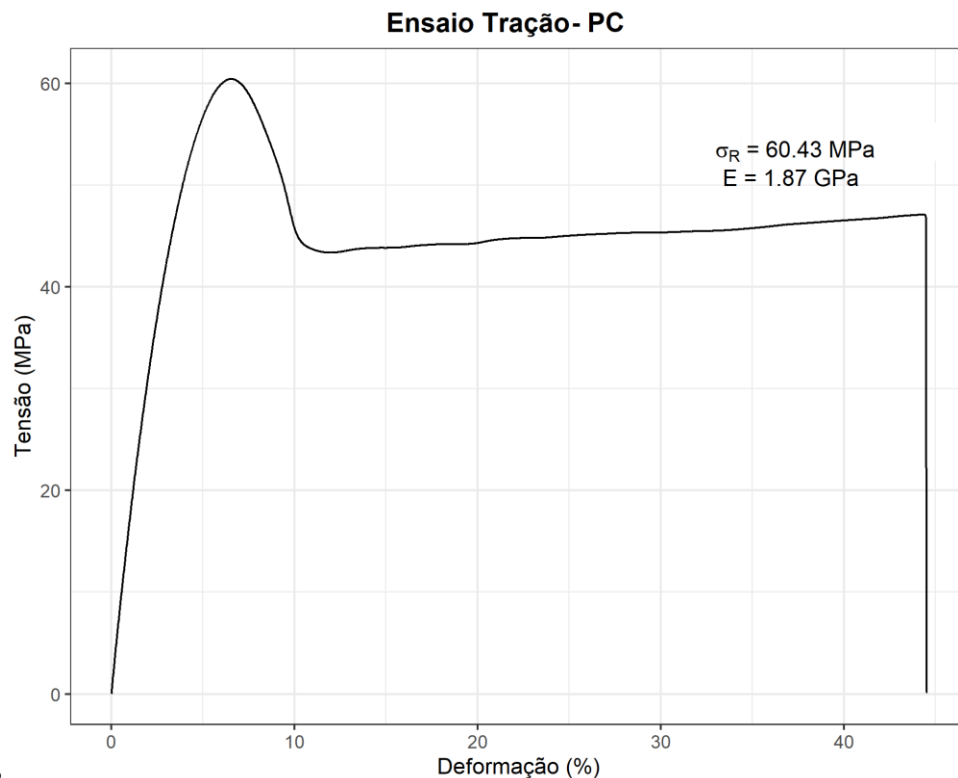


Figura 20 – Gráficos representativos do ensaio de tração do provete de PET.

A Figura 20 permite observar a resposta do PET ao ensaio de tração, destacando-se uma fase inicial aproximadamente linear. A partir desta zona foi determinado um módulo de elasticidade de cerca de 2,06 GPa e tensão máxima de 72,2 MPa, valores comuns para este material.

### 4.1.2. Policarbonato

Foi também realizado um ensaio de tração a um provete de policarbonato, com o objetivo de caracterizar o comportamento mecânico da matriz e determinar o módulo de elasticidade.



13

Figura 21 – Curva tensão–deformação obtida no ensaio de tração do polycarbonato.

A Figura 21 apresenta o comportamento do polycarbonato no ensaio de tração, foi determinado um módulo de elasticidade de cerca de 1,97 GPa, e uma tensão máxima de 60,4 MPa. Estes valores encontram-se próximos dos valores típicos indicados para o polycarbonato [55].

#### 4.1.3. Compósito de PET reforçado com fibra de carbono - Compressão

No presente trabalho foi desenvolvido um compósito de matriz polimérica à base de PET reforçado com tecido equilibrado (0/90) de carbono.

O compósito foi produzido internamente começou-se por entrelaçar as fitas impregnadas com PET que foram previamente obtidas por um processo desenvolvido no M4S/ISEP [56].

A fibra de carbono utilizada na produção das fitas pré-impregnadas corresponde à referência do fabricante indicada na respetiva ficha técnica, apresentada no Anexo B.

O processo de entrelaçamento é visível na Figura 22.

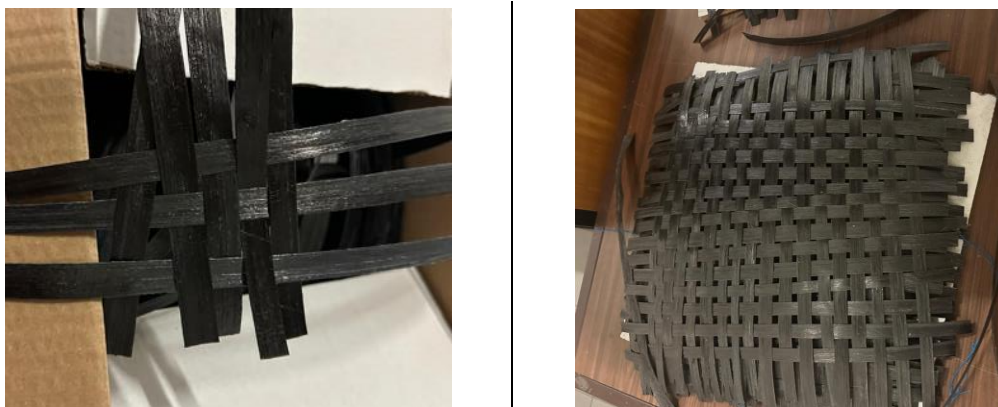


Figura 22 – Fotos da construção das camadas da placa de PET.

Após a construção das camadas foram empilhadas 5 placas e colocada uma película de teflon para ajudar na desmoldação. Após este procedimento a placa foi consolidada por compressão a 255 °C e foi cortada em provetes que se utilizaram para a realização dos ensaios como visível na Figura 23.

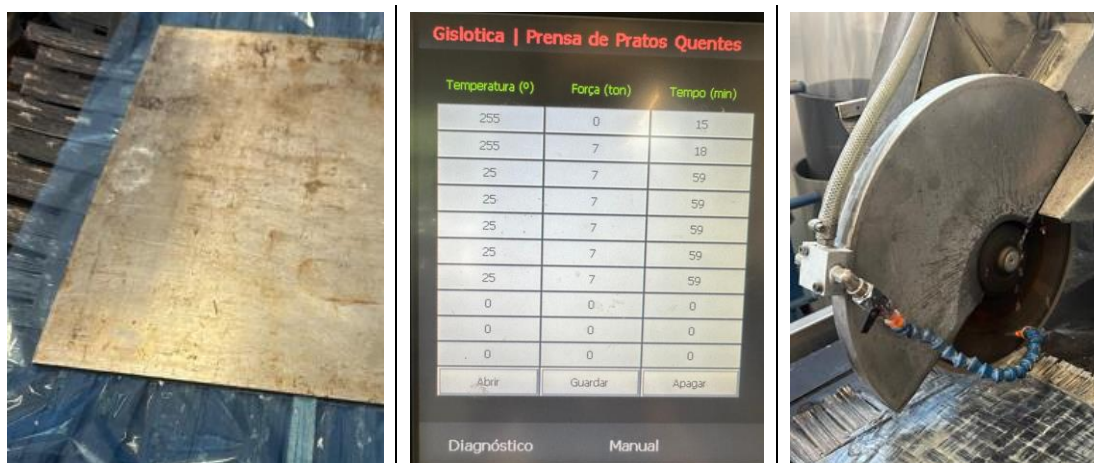


Figura 23 – Fotos da construção das camadas da placa de PET.

Após o ensaio os resultados obtidos pelo método de calcinação parcial [56] indicam uma fração mássica média de resíduo (fibras) de aproximadamente 0,5455, correspondente a correspondente a uma fração volúmica de fibras de fibras de aproximadamente 47,8%.

Importa ainda referir que o comportamento do compósito é fortemente influenciado pelas condições de processamento. Parâmetros como a temperatura de processamento, o tempo de estágio, a taxa de arrefecimento e o nível de compactação podem afetar a cristalinidade do PET, a integridade do reforço e a qualidade da interface matriz e reforço. Assim, a caracterização experimental realizada neste trabalho é essencial para avaliar o efeito real da incorporação do carbono e para estabelecer a relação entre composição, processamento e propriedades mecânicas do material desenvolvido.

Tendo em conta os objetivos da presente dissertação, este compósito assume particular interesse pela sua reciclabilidade, considerada um dos principais fatores na seleção do material, atendendo à crescente relevância de soluções mais sustentáveis no desenvolvimento de compósitos poliméricos. Numa fase inicial do trabalho experimental, foram realizados dois ensaios de flexão, com o objetivo de obter uma primeira avaliação do comportamento mecânico do material produzido e da influência da incorporação do reforço carbonoso na sua rigidez e resistência. Estes resultados preliminares permitiram estabelecer uma base de comparação com a matriz não reforçada e orientar a análise subsequente da resposta mecânica do compósito, bem como discutir a adequação dos modelos viscoelásticos utilizados na sua descrição.

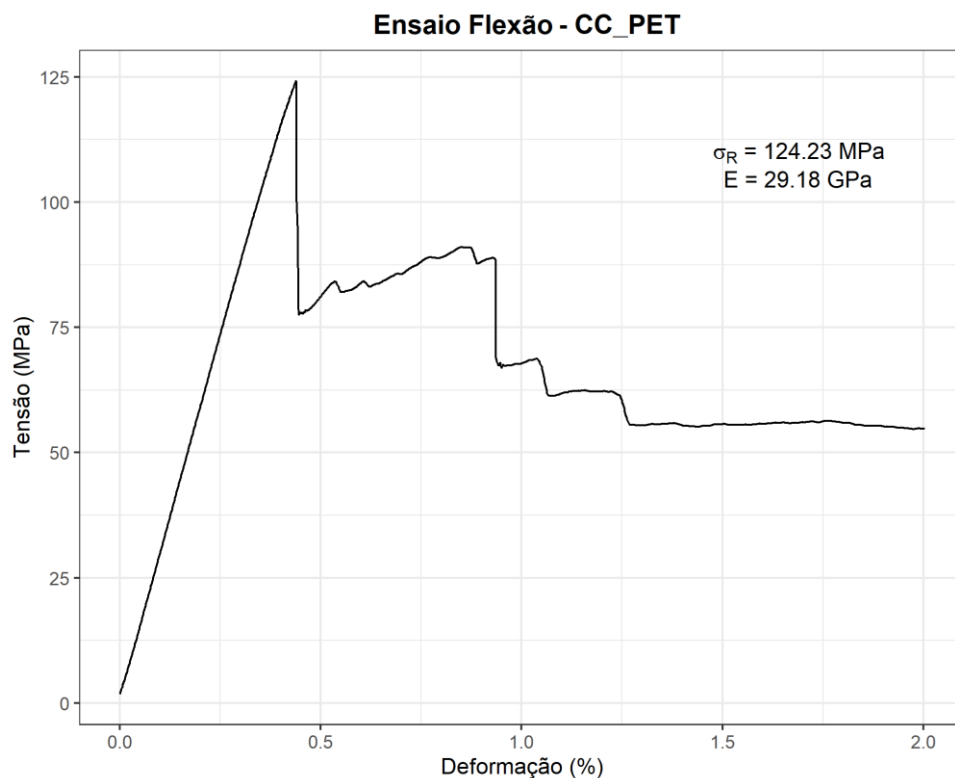


Figura 24 – Ensaio de flexão realizados na placa de compósito, orientação do provete 0/90.

Analisando os resultados dos ensaios realizados é possível perceber que a rotura se inicia na camada inferior, que é a mais solicitada no ensaio de flexão, progredindo sucessivamente para as outras camadas e para além disso para nos mantermos numa zona elástica não devemos submeter o material a uma deformação superior a 0,35%.

#### 4.1.4. Compósito de PET reforçado com fibra de carbono - Pultrusão

Na sequência da produção da placa de compósito de PET reforçado com fibra de carbono por compressão, verificou-se que o processamento deste material apresentava algumas

dificuldades, principalmente associadas ao comportamento térmico da matriz de PET. Apesar de o PET apresentar interesse no âmbito deste trabalho devido à sua reciclabilidade e às suas propriedades mecânicas, durante o processo de fabrico foi possível perceber que a sua utilização como matriz termoplástica exige um controlo rigoroso da temperatura.

Esta dificuldade está relacionada com o facto de a gama de temperatura em que o PET apresenta uma fluidez adequada ser bastante reduzida. Assim, pequenas variações de temperatura podem alterar significativamente a viscosidade do material. Quando a temperatura não é suficiente, o PET não apresenta fluidez adequada para envolver e impregnar corretamente as fibras de carbono. Por outro lado, quando a temperatura é demasiado elevada, o material pode tornar-se difícil de controlar durante o processamento, comprometendo a qualidade final do compósito.

Deste modo, a produção da placa permitiu concluir que o processo de fabrico por compressão apresentava limitações relativamente à repetibilidade e homogeneidade do material obtido. A dificuldade em garantir uma distribuição uniforme da matriz e uma boa ligação entre o PET e as fibras de carbono poderia influenciar os resultados dos ensaios mecânicos, uma vez que pequenas diferenças no processamento podem provocar variações significativas no comportamento final do compósito.

Tendo em conta estas limitações, optou-se também pela utilização de provetes obtidos por pultrusão. A pultrusão permitiu utilizar um material com uma geometria mais regular e com melhor controlo do alinhamento das fibras, reduzindo assim a influência das variações associadas ao processo de fabrico anterior. Este aspeto é particularmente importante no estudo do comportamento mecânico e viscoelástico, uma vez que a orientação das fibras e a qualidade da impregnação têm influência direta na rigidez, resistência e resposta dependente do tempo do compósito.

Os provetes pultrudidos de PET reforçado com fibra de carbono foram assim utilizados com o objetivo de obter uma avaliação mais consistente do comportamento do material. A utilização destes provetes permitiu minimizar alguns dos problemas observados na placa produzida por compressão, nomeadamente a dificuldade de processamento do PET e a possível falta de uniformidade da matriz ao longo do reforço.

Numa fase inicial, foi realizado um ensaio de flexão a um provete pultrudido, com o objetivo de compreender o seu comportamento mecânico e definir uma deformação limite adequada para os ensaios posteriores.

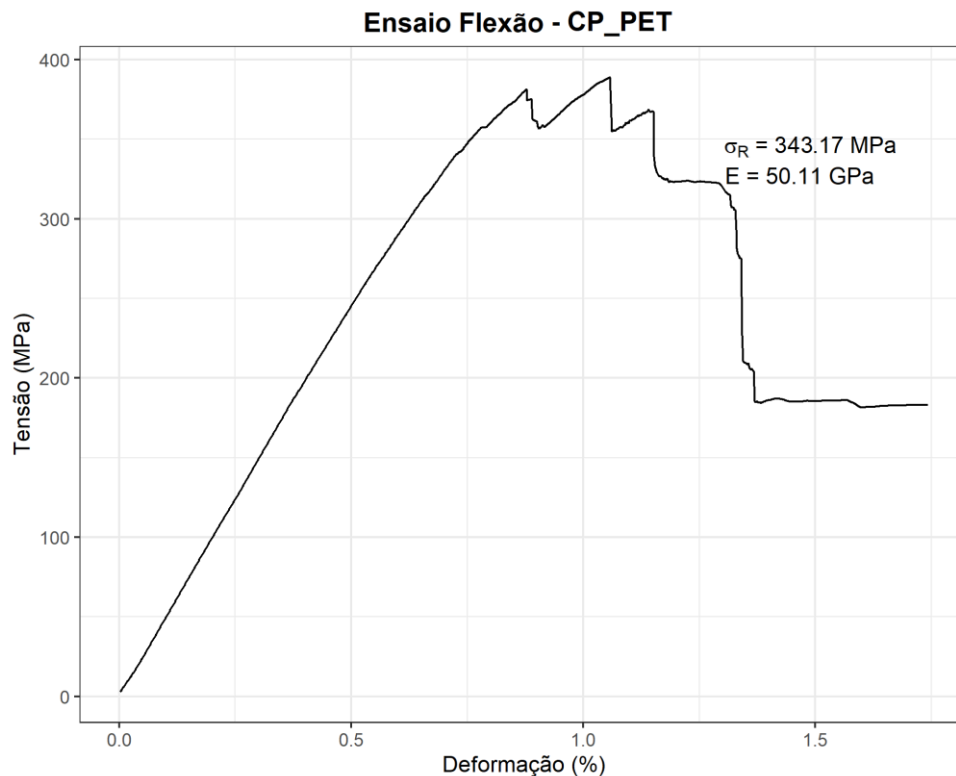


Figura 25 – Ensaio de flexão realizado num provete pultrudido de PET.

A partir dos resultados obtidos, concluiu-se que, para manter o material numa zona predominantemente elástica, não se deveria ultrapassar uma deformação de aproximadamente 0,5%. Este valor foi considerado como referência para a definição das condições dos ensaios de fluência e relaxação a realizar posteriormente.

#### 4.1.5. Compósito de Policarbonado reforçado com fibra de carbono - Pultrusão

Após a realização dos ensaios aos provetes de PET reforçado com fibra de carbono obtidos por pultrusão, considerou-se importante estudar também um compósito com uma matriz termoplástica diferente. A escolha inicial do PET esteve associada ao facto de este ser um material facilmente disponível, amplamente utilizado e com excelentes características de reciclabilidade, o que o torna particularmente interessante no contexto dos compósitos termoplásticos reforçados com fibra de carbono. Para além disso, existem no centro M4S / ISEP vários trabalhos e projetos associados ao estudo do PET virgem e reciclado reforçado com fibras de vidro e de carbono, o que motivou esta escolha.

No entanto, durante o processamento do PET verificaram-se algumas dificuldades, nomeadamente ao nível do controlo do processo e da obtenção dos provetes. Assim, decidiu-se estudar também um compósito de policarbonato reforçado com fibra de carbono, igualmente obtido por pultrusão. Embora o policarbonato apresente, de forma geral, uma

reciclabilidade menos favorável do que o PET, revelou-se uma matriz termoplástica com maior facilidade de processamento, permitindo um melhor controlo durante a obtenção dos provetes.

Apesar das diferenças entre as duas matrizes, o polycarbonato mantém interesse no âmbito deste trabalho, uma vez que permite analisar o efeito da matriz no comportamento mecânico de compósitos reforçados com fibra de carbono. Desta forma, torna-se possível comparar um material inicialmente escolhido pelas suas vantagens associadas à reciclabilidade, o PET, com outro material selecionado pela sua melhor processabilidade, o polycarbonato.

Foi realizado um ensaio de flexão ao provete de polycarbonato reforçado com fibra de carbono obtido por pultrusão.

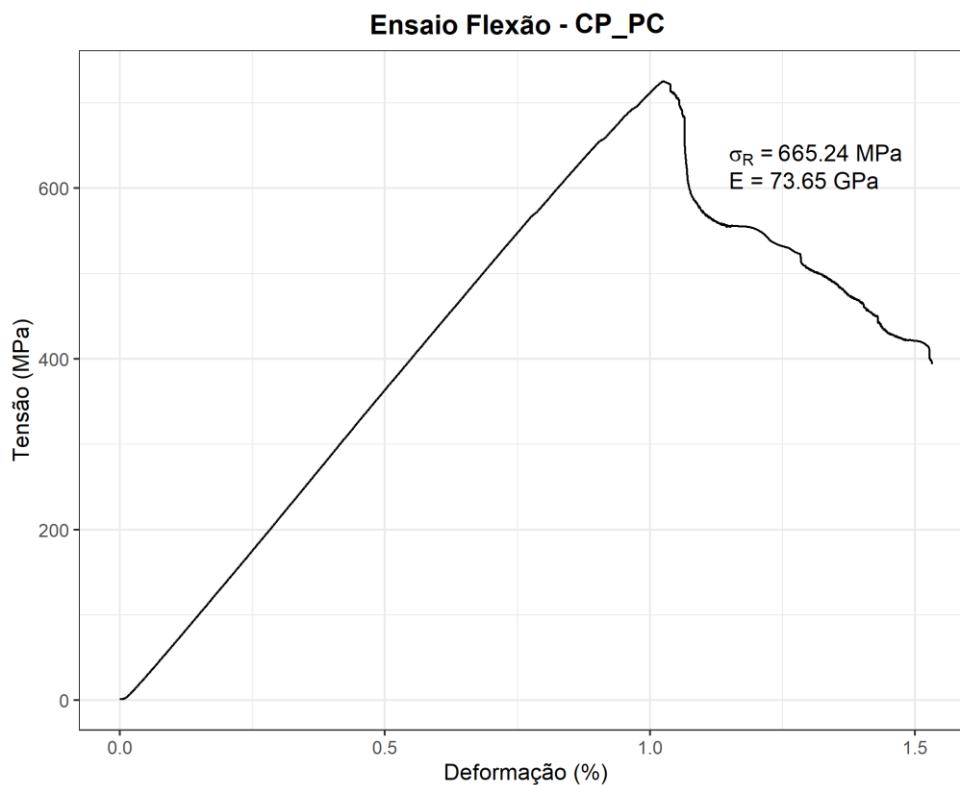


Figura 26 – Ensaio de flexão realizado num provete pultrudido de PC.

A partir dos resultados obtidos, foi possível compreender a resposta do compósito quando submetido a carregamento mecânico e estabelecer uma comparação com os provetes de PET reforçado com fibra de carbono. Esta comparação permite perceber de que forma a alteração da matriz termoplástica influencia a rigidez, a deformação admissível e a resposta global do material. Pode-se verificar por comparação com a matriz de PET, o compósito com polycarbonato apresenta uma rigidez e uma tensão de rotura significativamente superiores, o que, tendo em consideração que as propriedades do PET e do PC são semelhantes, significa que

a consolidação foi mais eficaz no caso do PC, o que confirma as dificuldades encontradas no processamento, mesmo no caso dos perfis pultrudidos.

#### **4.1.6. Compósito de Policarbonato reforçado com fibra de carbono - Compressão**

Para além dos provetes obtidos por pultrusão, foi também analisado um laminado de tecidos equilibrados (0/90) de carbono com matriz de policarbonato, para permitir, tal como no caso dos laminados de PET, analisar a influência da orientação das fibras.

Foi utilizada uma placa de material compósito com a referência 210fr-C200(9)/50% – 2,0 mm. Esta referência corresponde a uma placa com espessura nominal de 2,0 mm, constituída por uma matriz de policarbonato com aditivo retardante à chama, identificada por PC(fr), reforçada com fibra de carbono. A designação C200(9) indica que o laminado é composto por 9 camadas de tecido equilibrado (0/90) de carbono, cada uma com uma gramagem de 200 g·m<sup>-2</sup>. A indicação 50% refere-se à fração volúmica de fibra de carbono presente no compósito. Assim, trata-se de um compósito de matriz polimérica termoplástica em policarbonato retardante à chama, reforçado com tecido de fibra de carbono.

A ficha técnica do fabricante relativa a este laminado pré-consolidado é apresentada no Anexo C.

Neste compósito foram realizados dois ensaios de flexão, um realizado na direção das fibras (0/90), Figura 27, e outro com os provetes cortados a 45º, Figura 28.

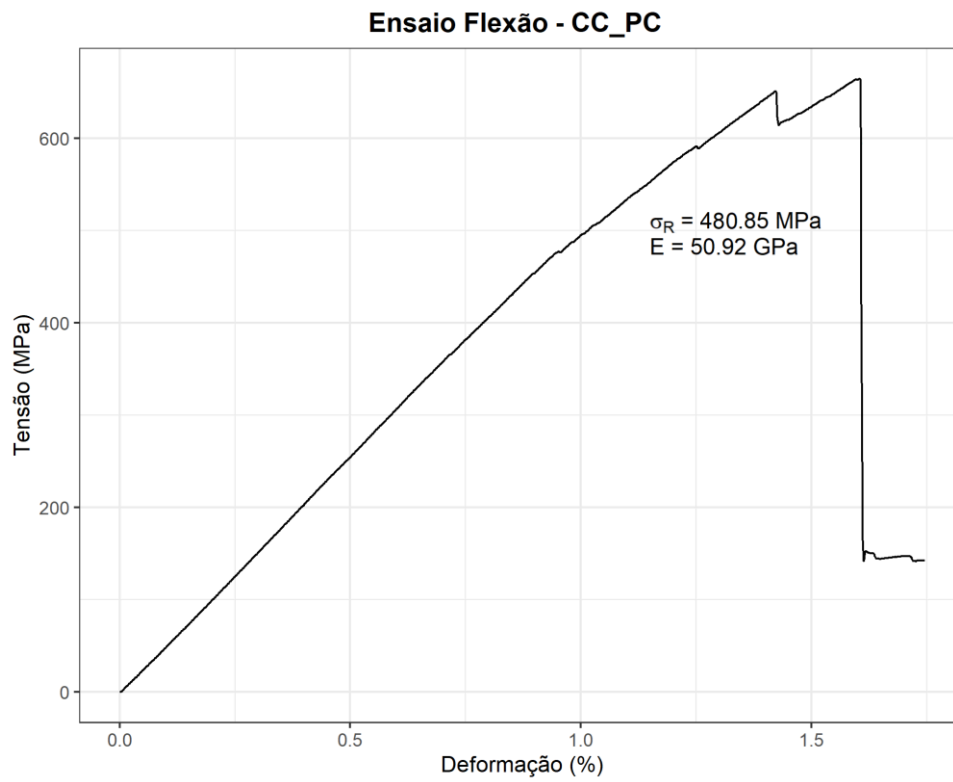


Figura 27 – Ensaio de flexão num provete (0/90) por Compressão.

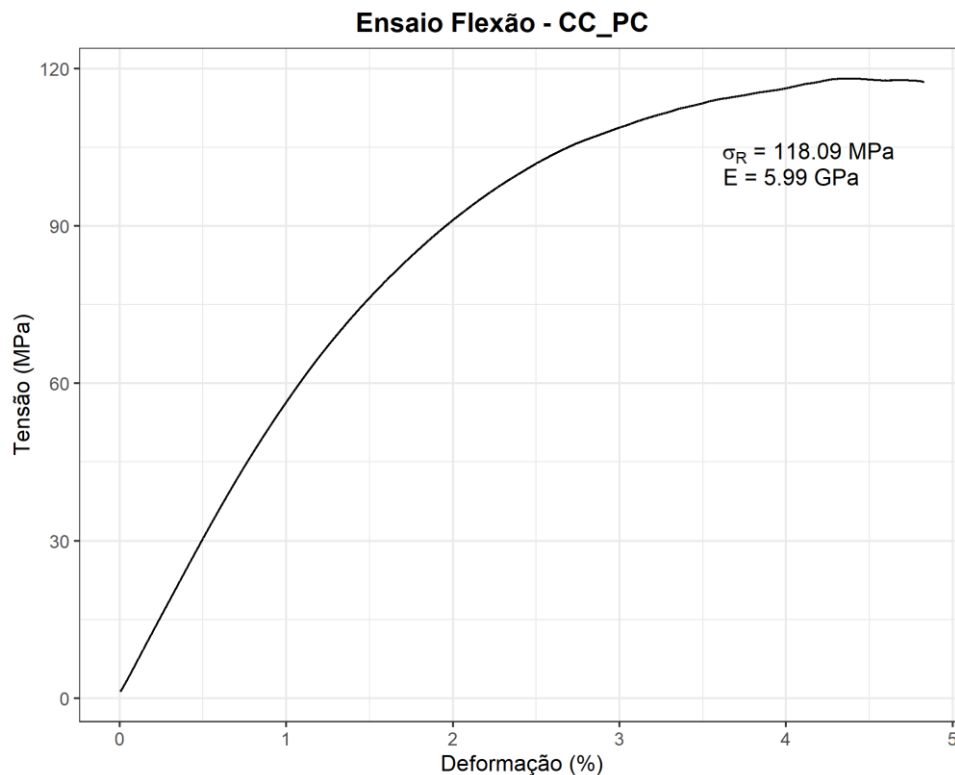


Figura 28 – Ensaio de flexão num provete +/- 45 por Compressão.

Com base nos valores de referência do fabricante para a fibra de carbono e para o laminado de policarbonato reforçado (Anexos B e C), foram ainda estimados, através da lei das misturas, os valores teóricos do módulo de elasticidade e da tensão de rotura dos compósitos estudados, permitindo compará-los com os valores obtidos experimentalmente. Os cálculos correspondentes são apresentados no Anexo D.

## 4.2. Aplicação de modelos viscoelásticos em ensaios de relaxação e fluência de termoplásticos em tração

Neste capítulo são apresentados os ensaios de fluência e relaxação realizados aos polímeros estudados. Estes ensaios tiveram como principal objetivo perceber de que forma os modelos viscoelásticos estudados conseguiam aproximar o comportamento experimental obtido.

Os ensaios realizados foram de curta duração, tendo como finalidade obter uma primeira análise da resposta viscoelástica dos materiais. Assim, não se pretendeu avaliar o comportamento a longo prazo ou prever a vida útil dos materiais, mas sim verificar a evolução inicial da deformação, no caso da fluência, e da tensão, no caso da relaxação. Esta abordagem permitiu comparar os resultados experimentais com as respostas previstas pelos modelos viscoelásticos clássicos, nomeadamente os modelos de Maxwell, Kelvin-Voigt e os modelos generalizados.

A realização destes ensaios é particularmente importante no estudo de materiais poliméricos e compósitos de matriz polimérica, uma vez que estes apresentam comportamento viscoelástico. Desta forma, a resposta mecânica destes materiais não depende apenas da carga ou deformação aplicada, mas também do tempo durante o qual essa solicitação é mantida. Este comportamento torna-se relevante para compreender a forma como os materiais evoluem quando sujeitos a condições constantes durante um determinado intervalo de tempo.

Embora tipicamente os ensaios de relaxação e fluência, em compósitos, são realizados em flexão, optou-se por realizar os ensaios à tração para os polímeros pois as cargas necessárias para provocar pequenas deformações em flexão são muito reduzidas e inviabiliza a obtenção de bons resultados.

Para obtenção dos parâmetros para os modelos viscoelásticos, foi utilizada a biblioteca nlsr (da linguagem R) para mínimos quadrados não lineares.

#### 4.2.1. Influência do tempo de ensaio na seleção do modelo adequado

Os ensaios tiveram uma duração de 7200 s e a primeira abordagem foi selecionar um ensaio e perceber que modelo seria mais adequado para o tempo de ensaio realizado.

Utilizou-se um ensaio de relaxação de PET e aproximaram-se os modelos considerando 3 durações distintas, 72 s, 720 s e 7200 s, sendo assim possível obter os 3 gráficos que se seguem:

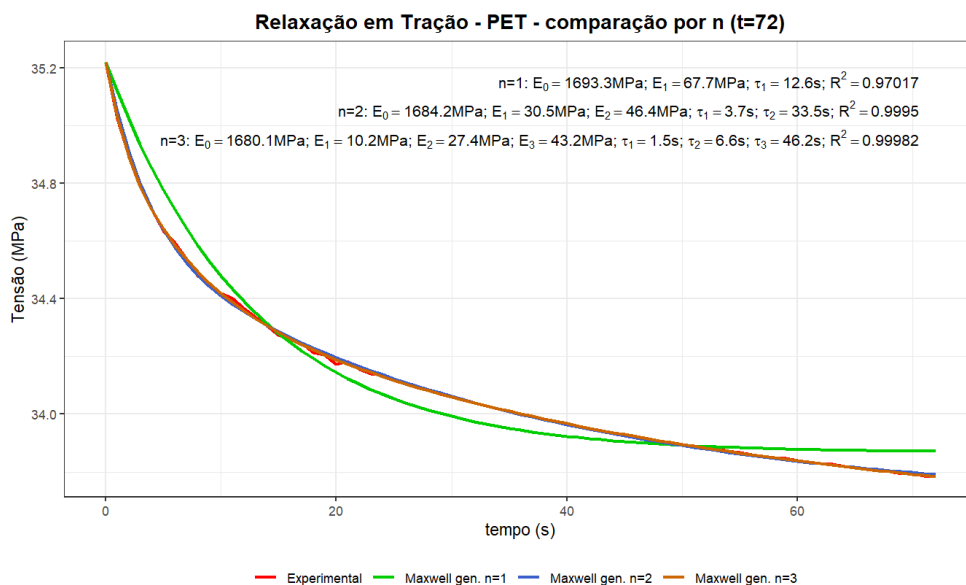


Figura 29 – Ensaio de relaxação 2% de deformação em PET duração 72 s.

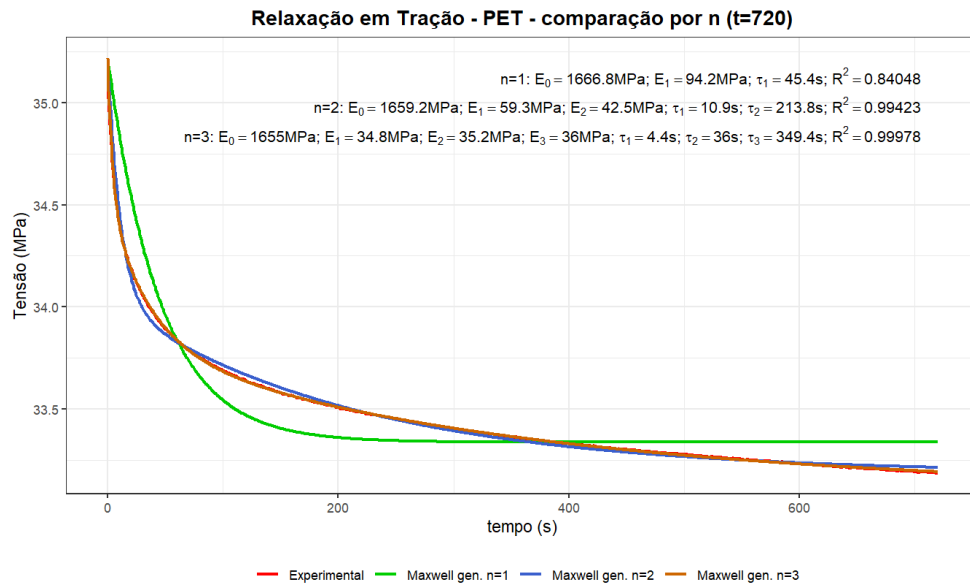


Figura 30 – Ensaio de relaxação 2% de deformação PET duração 720 s.

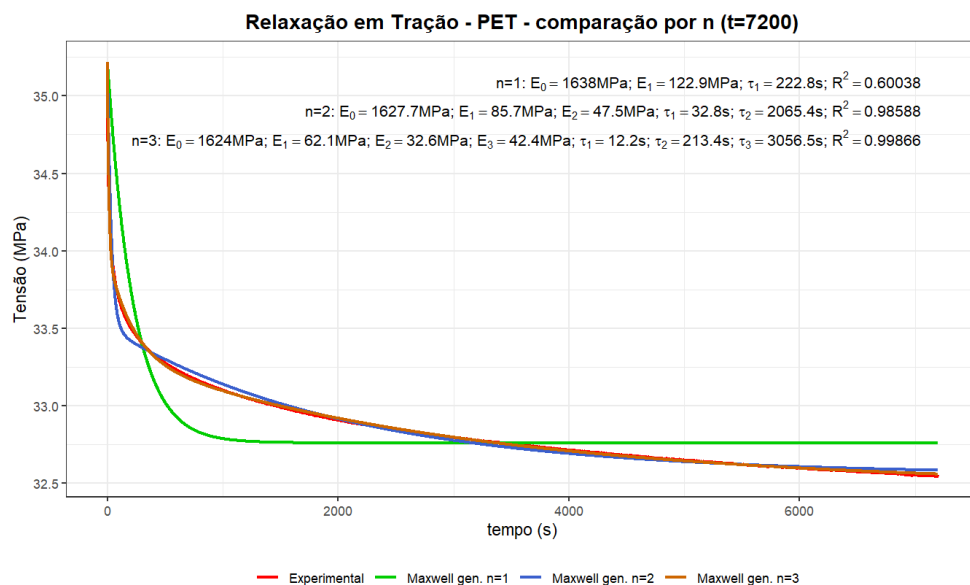


Figura 31 – Ensaio de relaxação 2% de deformação PET duração 7200 s.

Analisando os gráficos é possível perceber que aumentando o tempo de ensaio há necessidade de complexificar o modelo de Maxwell para que seja possível uma aproximação razoável dos resultados. Assim sendo, para o tempo de ensaio realizado optou-se por utilizar no decorrer desta tese o modelo de Maxwell com 3 elementos.

#### 4.2.2. Comparação do modelo de Kelvin-Voight e o modelo invertido de Maxwell para a fluência

Durante a fase inicial da aplicação dos modelos foi também avaliada a possibilidade de aproximar ensaios de fluência utilizando os modelos de Kelvin ou Maxwell invertido. Assim, utilizou-se o mesmo material com um ensaio de fluência de 1% durante 7200s e obteve-se a Figura 32. Nesta figura é possível perceber que o erro de aproximação entre modelos é reduzido pelo que se optou por utilizar em todos os casos, fluência e relaxação, o modelo de Maxwell.

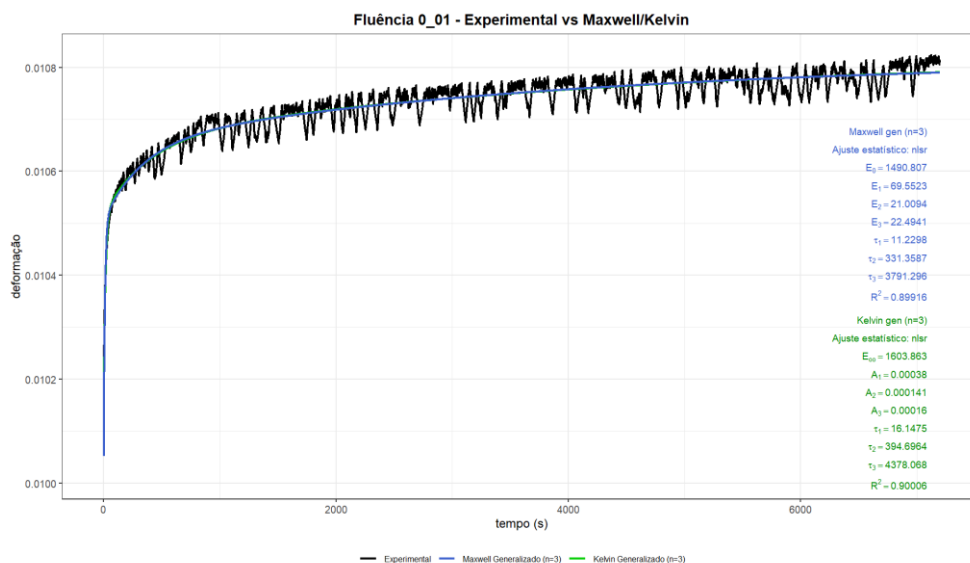


Figura 32 – Ensaio de fluência 1% de deformação PET duração 7200 s.

A utilização do modelo de Maxwell em ambos o caso permitirá perceber, nos tempos de ensaio realizados, se é possível fazer um ensaio de um tipo (relaxação ou fluência) e retirar alguma informação para outras condições do mesmo tipo ou de outro tipo. Essa avaliação é tratada no ponto 4.2.4.

#### 4.2.3. Resultados de fluência e relaxação em tração

Foram realizados ensaios de fluência e relaxação, em tração, ao PET e PC, os dados dos ensaios encontram-se no anexo A.

Para o mesmo material foram realizados 3 ensaios de fluência (1%, 1,5% e 2%). Com estes dados foi utilizado o modelo e criada a Figura 33.

## Ensaio experimentais e aplicação de modelos Viscoelásticos

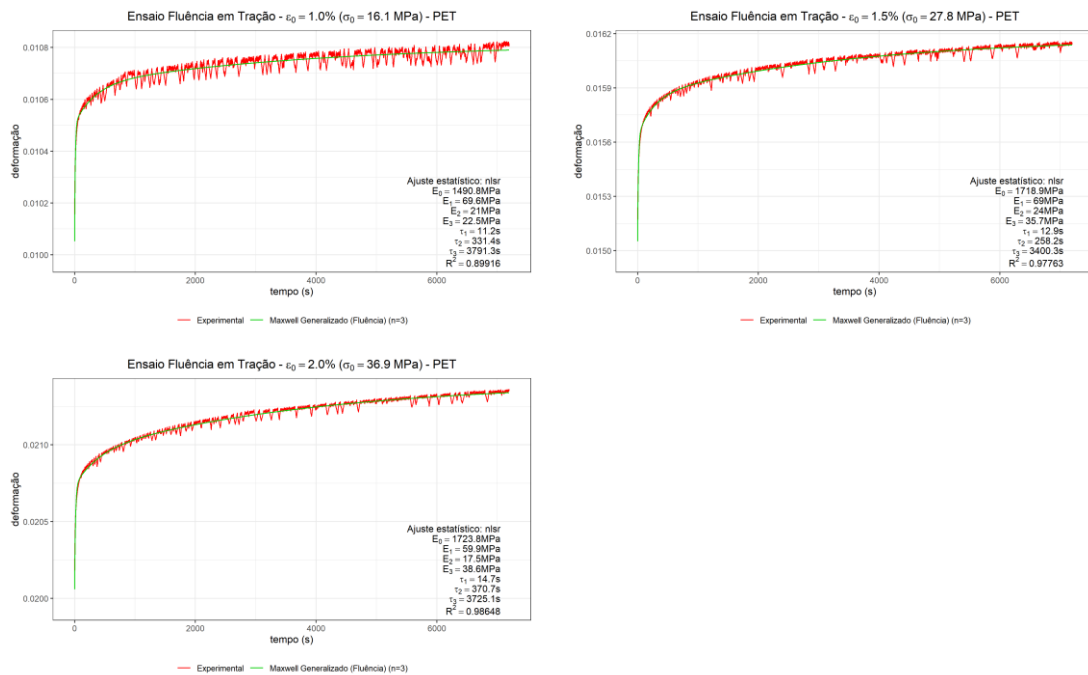


Figura 33 – Ensaio de fluência em PET duração 7200 s.

À semelhança da análise apresentada na Figura 33 para os ensaios de fluência, foi também construído o gráfico correspondente aos ensaios de relaxação realizados para deformações impostas de 1% e 2%. Neste caso, são comparados os resultados experimentais com as aproximações obtidas através do modelo viscoelástico adotado, permitindo avaliar a capacidade do modelo para representar a evolução da tensão ao longo do tempo. Os resultados encontram-se representados na Figura 34.

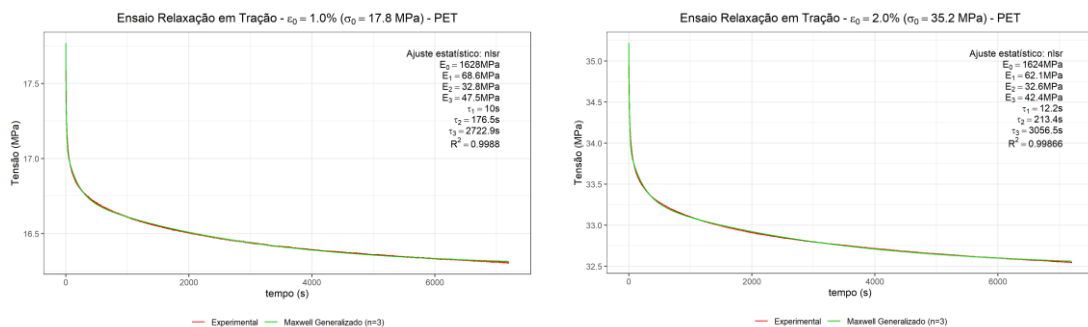


Figura 34 – Ensaio de relaxação em PET duração 7200 s.

Foram também realizados ensaios de policarbonato e foi avaliada a adaptabilidade dos modelos aos dados.

## Ensaio experimentais e aplicação de modelos Viscoelásticos

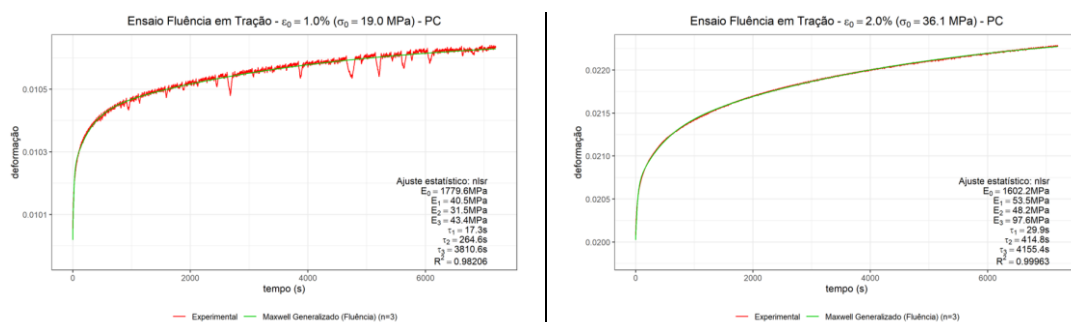


Figura 35 – Ensaio de fluência em policarbonato com deformação de 1 % e 2 %.

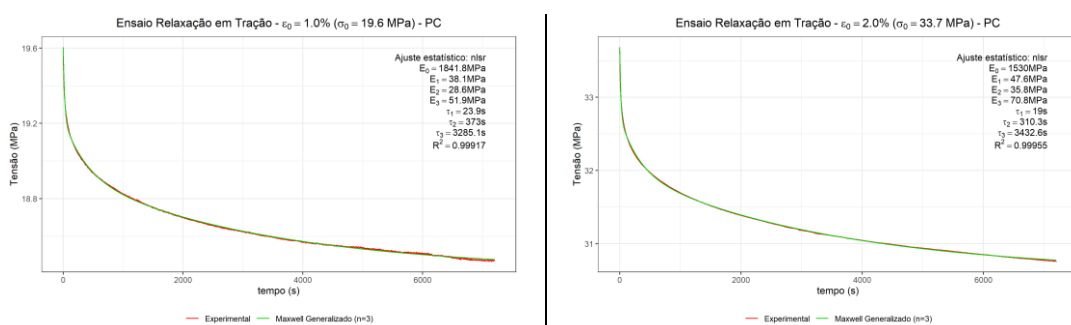


Figura 36 – Ensaio de relaxação em policarbonato com deformação de 1 % e 2 %.

Analisando a Figura 35 e a Figura 36 é possível perceber que os modelos são adequados para mais este material.

A utilização de ensaios de fluência para prever a deformação correspondente a diferentes níveis de sollicitação, bem como para estabelecer relações com ensaios de relaxação, constitui uma abordagem com elevado interesse no âmbito da caracterização viscoelástica dos materiais.

Dos ensaios realizados e visíveis na Figura 33 é possível obter a compilação de valores registados na Tabela 2.

Tabela 2 – Parâmetros viscoelásticos obtidos para os ensaios de fluência do PET

|               | $E_0$ (MPa) | $E_1$ (MPa) | $E_2$ (MPa) | $E_3$ (MPa) | $\tau_1$ | $\tau_2$ | $\tau_3$ |
|---------------|-------------|-------------|-------------|-------------|----------|----------|----------|
| Fluencia0_01  | 1490,8      | 69,6        | 21,0        | 22,5        | 11,2     | 331,4    | 3791,3   |
| Fluencia0_015 | 1718,9      | 69,0        | 24,0        | 35,7        | 12,9     | 258,2    | 3400,3   |
| Fluencia0_02  | 1723,8      | 59,9        | 17,5        | 38,6        | 14,7     | 370,7    | 3725,1   |
| Relaxação0_01 | 1628,0      | 68,6        | 32,8        | 47,5        | 10,0     | 176,5    | 2722,9   |
| Relaxação0_02 | 1624,0      | 62,1        | 32,6        | 42,4        | 12,2     | 213,4    | 3056,5   |

Analisando a Tabela 2 é possível perceber que não há grande variação dos parâmetros dos modelos viscoelásticos.

Na Tabela 3 comparam-se os valores do módulo de relaxação ou módulo de fluência para o instante inicial com o módulo tangente obtido na fase de tração inicial.

Tabela 3 – Módulo de relaxação e de fluência no instante inicial e módulo tangente

|               | $E/G_{t=0}$ (GPa) | $E_t$ (GPa) |
|---------------|-------------------|-------------|
| Fluencia0_01  | 1,60              | 1,60        |
| Fluencia0_015 | 1,85              | 2,34        |
| Fluencia0_02  | 1,84              | 2,28        |
| Relaxação0_01 | 1,78              | 2,09        |
| Relaxação0_02 | 1,76              | 2,12        |

#### 4.2.4. Avaliação da linearidade do comportamento viscoelástico

No presente trabalho, foi analisado o erro de aproximação associado à utilização do ensaio de fluência realizado a 1,5% de deformação como referência, com o objetivo de estimar o comportamento à fluência para deformações de 1% e 2%. Esta análise permitiu avaliar a capacidade preditiva dos modelos ajustados e compreender até que ponto um ensaio realizado a uma condição intermédia pode ser utilizado para aproximar respostas obtidas em diferentes níveis de deformação.

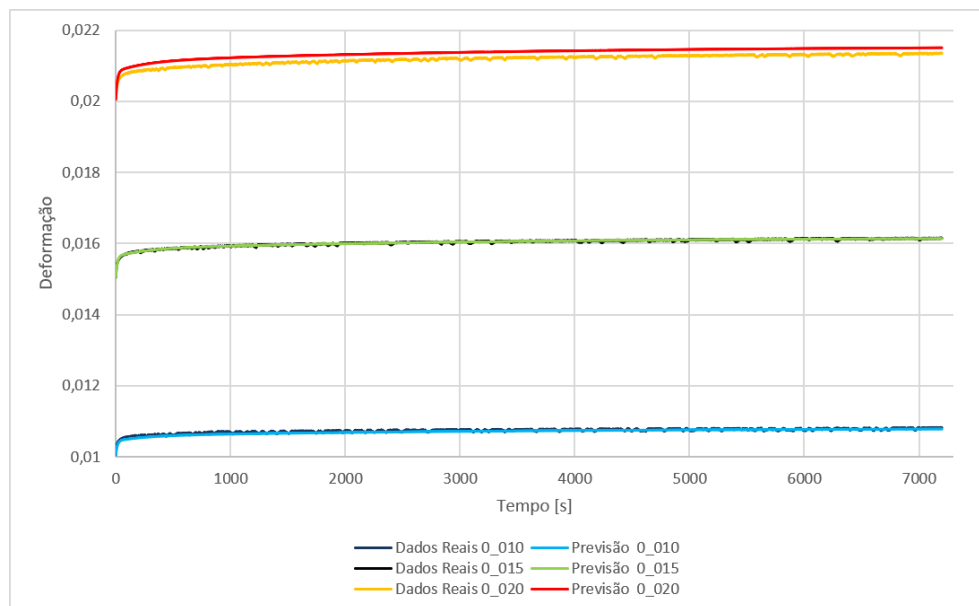


Figura 37 – Ensaio de fluência (PET) e modelos utilizando a fluência a 1,5%.

A Figura 37 apresenta os resultados obtidos através da abordagem adotada para a previsão do comportamento à fluência a diferentes níveis de deformação. Da análise dos resultados, verifica-se que, para a deformação de 1%, a previsão apresenta uma aproximação satisfatória aos valores experimentais. No entanto, para a deformação de 2%, observa-se um aumento do erro de aproximação, indicando uma menor capacidade preditiva do modelo nesta condição.

Este comportamento poderá estar associado ao facto de, com o aumento da deformação imposta, o material se afastar progressivamente do domínio viscoelástico linear. Assim, os parâmetros ajustados com base no ensaio de referência a 1,5% deixam de representar com a mesma precisão a resposta do material quando este é submetido a níveis de deformação superiores.

Foi ainda realizada uma abordagem semelhante para os ensaios de relaxação, utilizando os parâmetros obtidos a partir do ensaio de fluência realizado a 1,5% de deformação. A Figura 38 apresenta a comparação entre os resultados experimentais dos ensaios de relaxação e os valores previstos com base nesta abordagem.

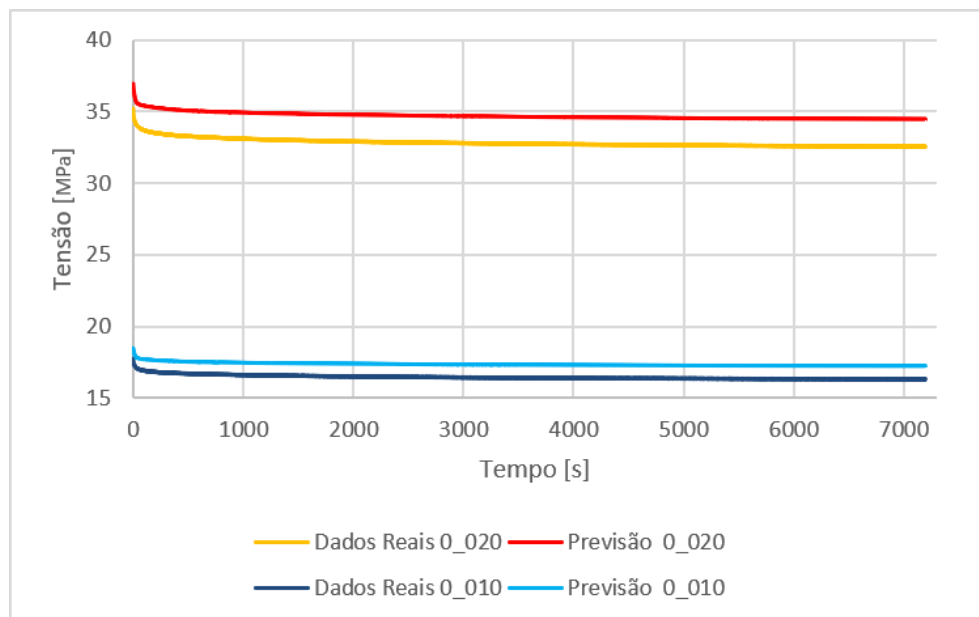


Figura 38 – Ensaaios de relaxação (PET) e modelos utilizando a fluência a 1,5%.

Como seria expectável, a previsão obtida para os ensaios de relaxação apresenta um erro superior ao observado nas previsões entre ensaios de fluência. Este resultado deve-se ao facto de a relaxação e a fluência, embora sejam fenómenos viscoelásticos relacionados, corresponderem a condições de solicitação distintas. Ainda assim, em situações em que não existam dados experimentais de relaxação disponíveis, esta abordagem pode fornecer uma primeira estimativa do comportamento do material, funcionando como uma referência aproximada para a análise da sua resposta viscoelástica.

Uma análise semelhante foi realizada para o policarbonato, neste caso utilizou-se os resultados do modelo de fluência a 1% que aparece representado na Figura 35.

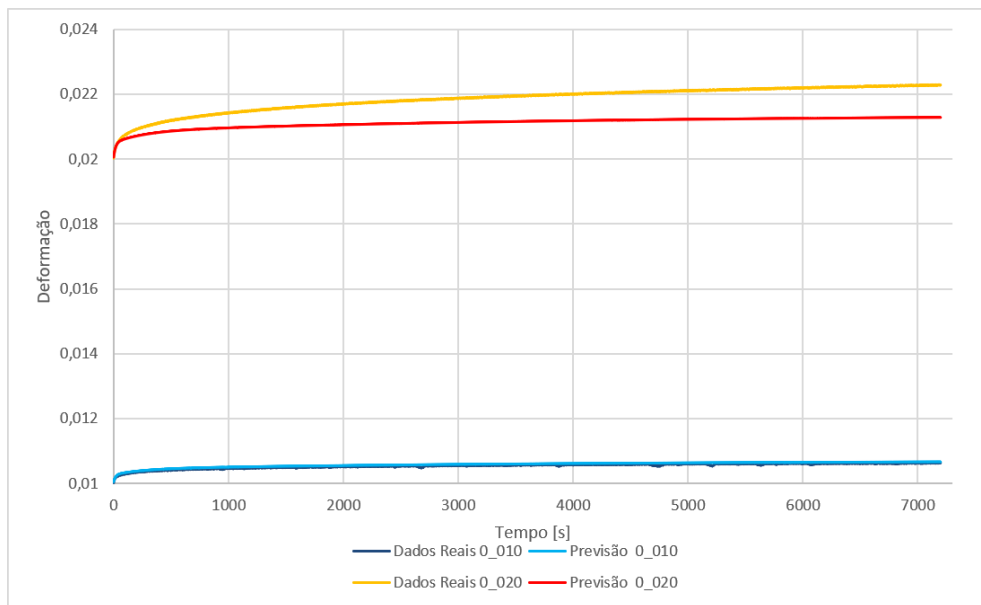


Figura 39 – Ensaio de fluência (PC) e modelos utilizando a fluência a 1%.

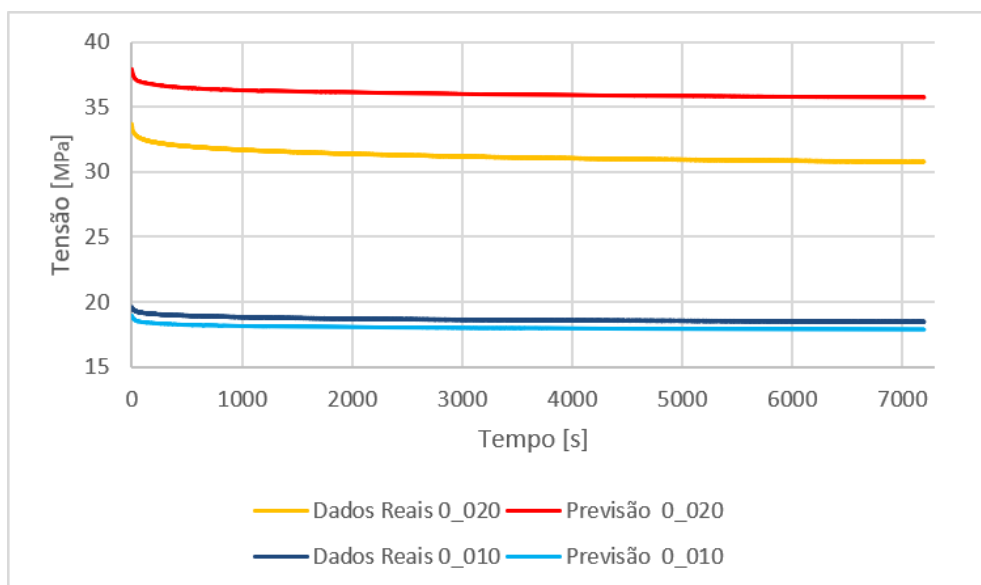


Figura 40 – Ensaio de relaxação (PC) e modelos utilizando a fluência a 1%.

A análise das Figura 39 e Figura 40 permite verificar que, no caso dos ensaios realizados a 2% de deformação, tanto em fluência como em relaxação, as previsões obtidas a partir dos parâmetros ajustados com base no ensaio de fluência a 1% não apresentam resultados tão satisfatórios.

Quando o mesmo procedimento é repetido utilizando como referência o modelo ajustado para 2% de deformação, observa-se igualmente uma redução da qualidade das aproximações, independentemente da condição prevista. Este resultado evidencia que a aplicação de modelos viscoelásticos lineares é limitada a pequenas deformações.

A aplicação do modelo de Maxwell inverso aos ensaios de fluência revelou-se eficaz nas diferentes situações analisadas. Uma das principais vantagens desta abordagem reside na possibilidade de utilizar o mesmo conjunto de parâmetros para representar, de forma aproximada, tanto o comportamento à fluência como à relaxação, desde que o material se mantenha dentro de um regime em que a resposta viscoelástica possa ser considerada aproximadamente linear.

No caso do policarbonato ensaiado a 2% de deformação, verificou-se que os parâmetros obtidos para a fluência e para a relaxação apresentam diferenças relevantes. Este resultado sugere que, para níveis de deformação mais elevados, onde o comportamento do material se afasta do domínio viscoelástico linear, a fluência e a relaxação passam a apresentar respostas distintas. Assim, nestas condições, não é possível deduzir com rigor o comportamento à fluência a partir dos ensaios de relaxação, nem o comportamento à relaxação a partir dos ensaios de fluência.

### **4.3. Aplicação de modelos viscoelásticos em ensaios de relaxação e fluência de compósitos em flexão**

No presente capítulo apresenta-se a aplicação de modelos viscoelásticos aos ensaios de relaxação e de fluência. Habitualmente, os ensaios de compósitos, pela sua facilidade de execução e pela sua aplicação típica sãO realizados à flexão. Neste caso, ao contrário do que aconteceu nos ensaios a polímeros, os ensaios a compósitos todos realizados em flexão.

Devido às dificuldades encontradas na obtenção de resultados de fluência em flexão a maioria dos ensaios apresentados diz respeito à relaxação em flexão.

Foram testados compósitos de PET e de PC reforçados com fibras de carbono, em duas variantes: pultrudidos e moldados por compressão.

Relativamente aos compósitos moldados por compressão, foram utilizados tecidos, tendo os provetes sido cortados segundo orientações de 0° e 45°. No caso dos compósitos com matriz de PET, tal como verificado no ensaio de flexão, a deformação máxima admissível sem danificar o compósito é de aproximadamente 0,35%.

#### **4.3.1. Compósitos pultrudidos**

Apesar de, em perfis pultrudidos reforçados com fibras contínuas, não ser expectável a ocorrência de fenómenos significativos de fluência ou de relaxação, estes não devem ser totalmente excluídos. A elevada rigidez conferida pelo reforço e o alinhamento das fibras contribuem para limitar a deformação dependente do tempo; no entanto, a presença de uma matriz polimérica pode originar uma ligeira resposta viscoelástica, especialmente quando o material é submetido a uma deformação constante durante um determinado intervalo de tempo.

Um exemplo deste comportamento encontra-se representado na Figura 41, relativa a um compósito de matriz de polycarbonato reforçado com fibras de carbono. Embora a variação observada seja reduzida, verifica-se uma ligeira diminuição da tensão ao longo do tempo, evidenciando a existência de relaxação. Este resultado confirma que, mesmo em compósitos pultrudidos, a resposta viscoelástica da matriz pode influenciar o comportamento global do material, ainda que de forma limitada.

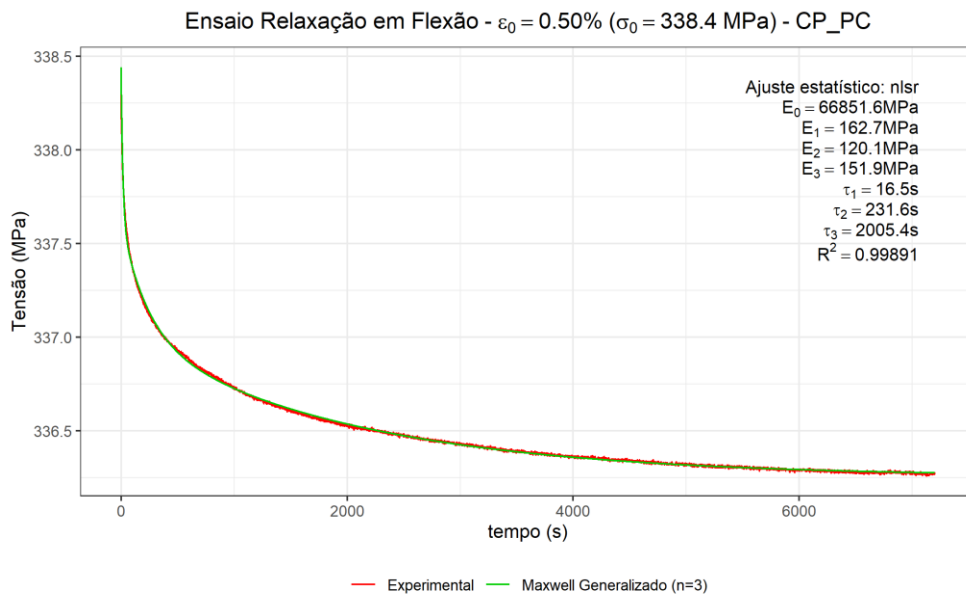


Figura 41 – Relaxação em provete de PC para uma deformação para 0,5 %.

No ensaio de relaxação com duração de duas horas, realizado para uma deformação constante de 0,5%, correspondente a uma tensão inicial de 338,4 MPa, observou-se uma ligeira diminuição da tensão, inferior a 0,5%. Embora esta variação seja reduzida, confirma a existência de uma pequena componente viscoelástica no comportamento do compósito.

Verifica-se ainda que, mesmo perante uma relaxação pouco pronunciada, o modelo aplicado apresenta uma aproximação bastante rigorosa aos resultados experimentais. Esta concordância evidencia a capacidade do modelo para representar a resposta do material nas condições ensaiadas.

Importa também salientar que o módulo de elasticidade tangente obtido a partir do modelo, dado por ( $E = E_0 + E_1 + E_2 + E_3 = 67,3$  GPa), é muito próximo do módulo tangente na origem determinado experimentalmente, cujo valor é de 69,8 GPa. Esta proximidade reforça a coerência entre os parâmetros ajustados pelo modelo e o comportamento mecânico inicial observado no ensaio.

### 4.3.2. Compósitos obtidos por compressão

Esta secção tem como objetivo avaliar o compósito de PET obtidos por compressão. Para ensaios de relaxação e fluência com uma deformação de 0,35% com provetes cortados a 0/90 e a +45/-45 foi possível obter a Figura 42, Figura 43, Figura 44 e Figura 45. O valor da deformação seleccionada está de acordo com a deformação obtida no ensaio de flexão, ver Figura 24.

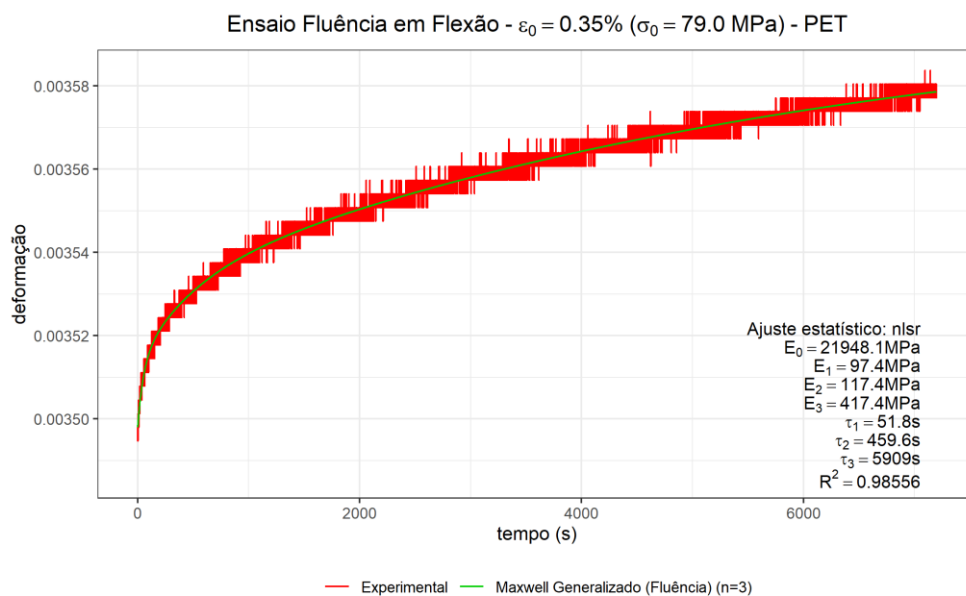


Figura 42 – Ensaio de fluência a 0/90 para 0,35% de deformação.

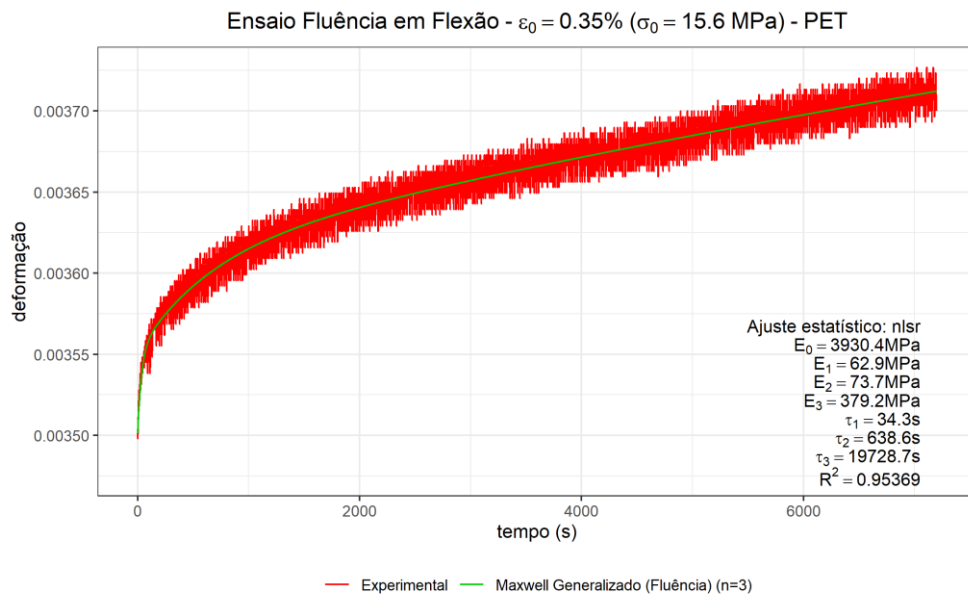


Figura 43 – Ensaio de fluência a +45/-45 para 0,35% de deformação.

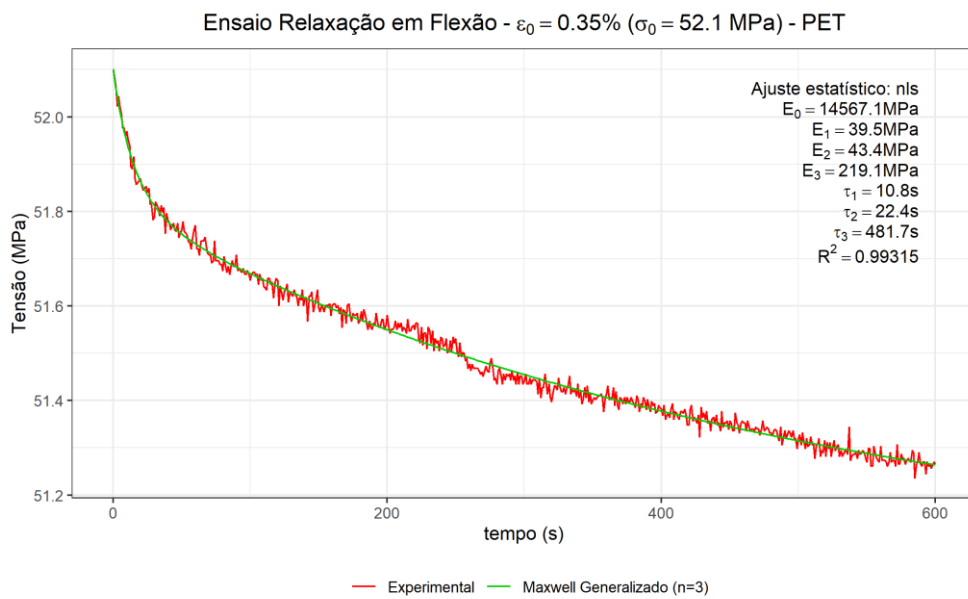


Figura 44 – Ensaio de relaxação a 0/90 para 0,35% de deformação.

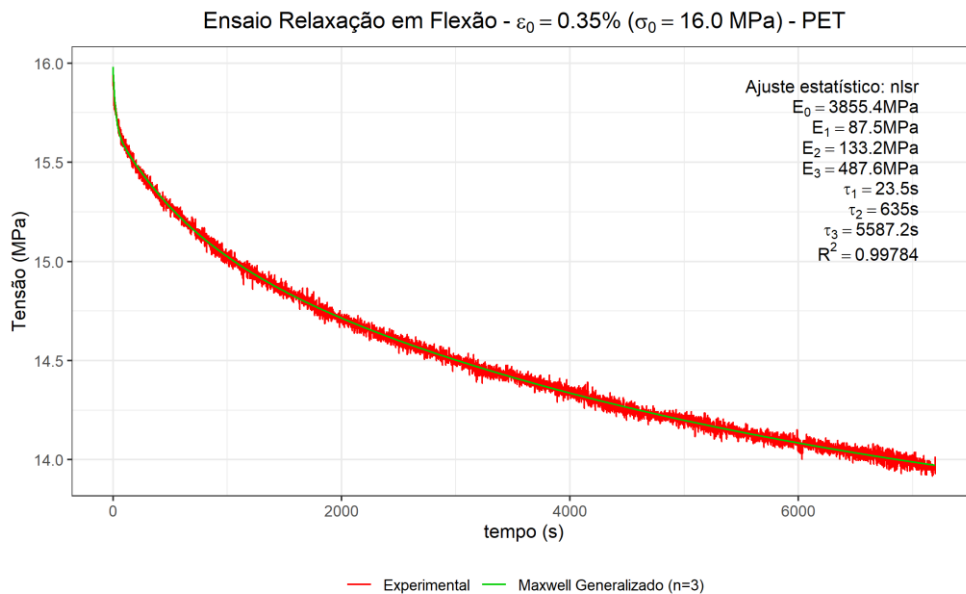


Figura 45 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,35% de deformação.

A análise dos resultados obtidos para os provetes com orientação de 0/90 permite verificar que a presença de fibras nesta direção, isto é, perpendiculares à direção da solicitação aplicada, contribui para limitar a resposta viscoelástica do compósito. Nesta configuração, a evolução temporal foi reduzida, tanto na diminuição da tensão observada nos ensaios de relaxação, como no aumento da deformação registado nos ensaios de fluência. Em ambos os casos, a variação observada foi da ordem dos 2,3%, evidenciando o efeito das fibras na restrição dos fenómenos dependentes do tempo.

À semelhança do que foi observado nos perfis pultrudidos, o módulo determinado a partir dos parâmetros ajustados pelos modelos apresenta um valor muito próximo do módulo tangente inicial, situando-se em torno de 15 GPa.

Relativamente aos provetes ensaiados com orientação a 45°, verifica-se que o módulo e o comportamento global do compósito se aproximam bastante dos observados para o PET não reforçado. Nos ensaios de relaxação, a tensão apresentou uma redução de aproximadamente 13% no caso do compósito, enquanto no PET não reforçado essa redução foi de cerca de 9%. Esta proximidade de comportamento sugere que a contribuição efetiva do reforço para a resposta mecânica global foi limitada nesta orientação, podendo indicar que a placa não se encontrava completamente consolidada.

No decorrer dos ensaios foram também realizados ensaios a 0/90 no laminado de policarbonato, como é visível na Figura 46 e na Figura 47.

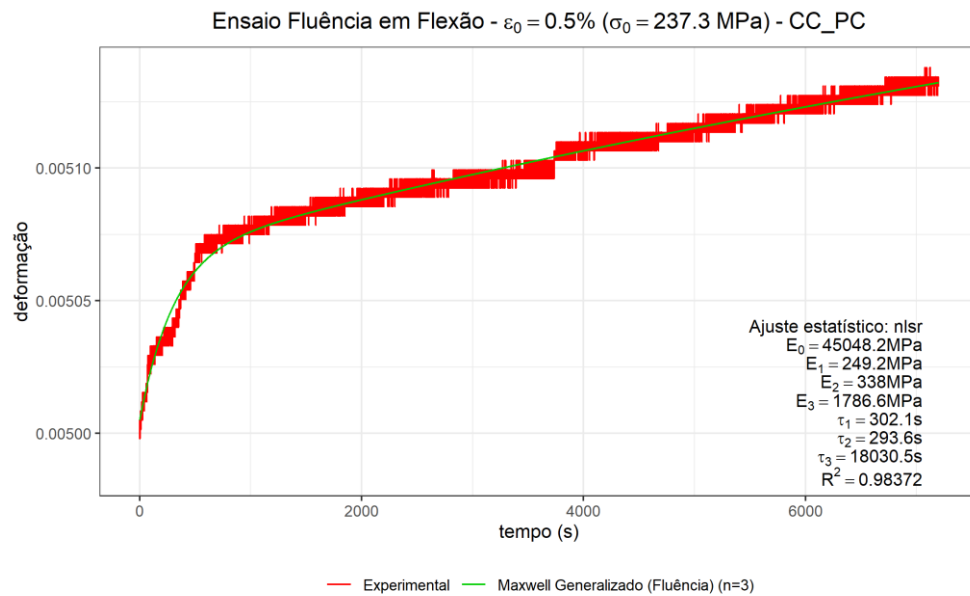


Figura 46 – Ensaio de fluência 0/90 para 0,5% de deformação.

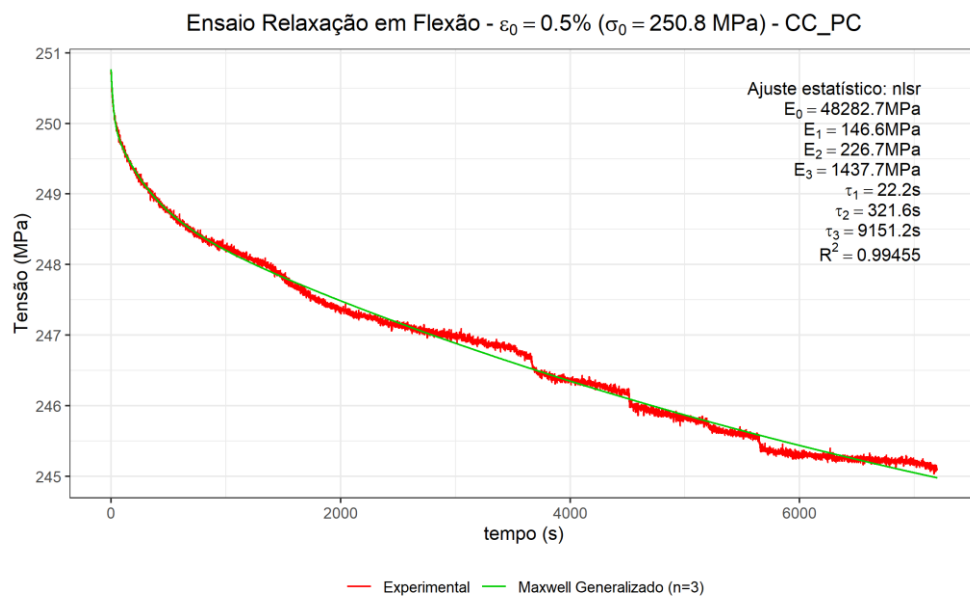


Figura 47 – Ensaio de relaxação 0/90 para 0,5% de deformação.

No decorrer do estudo foram também realizados ensaios com orientação de +45/-45 no compósito de policarbonato.

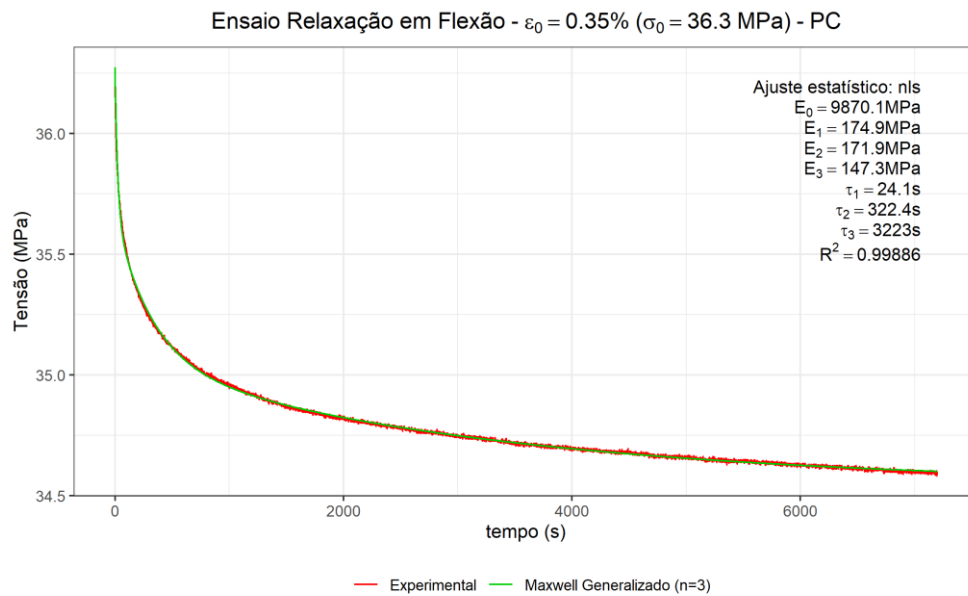


Figura 48 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,35% de deformação.

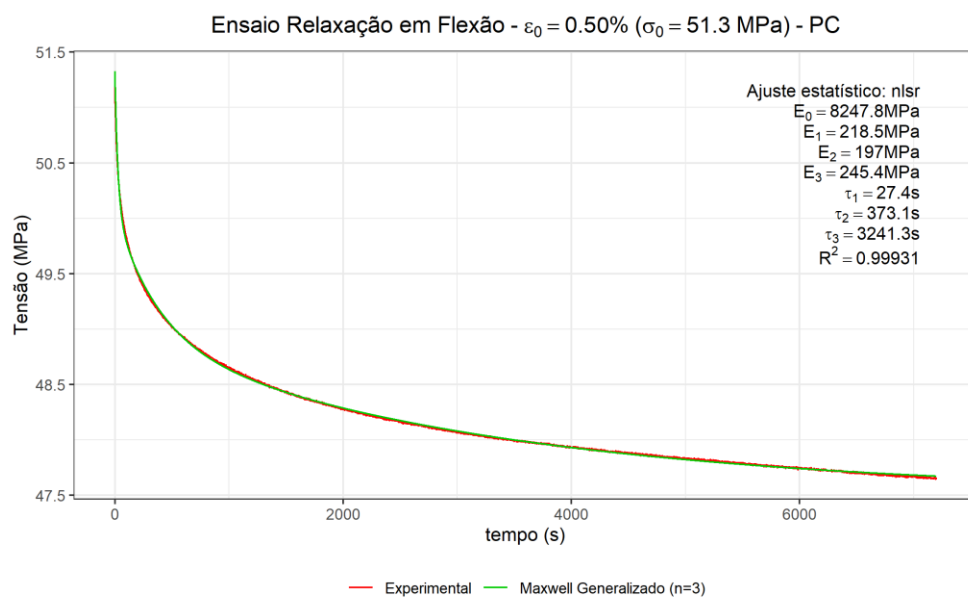


Figura 49 – Ensaio de relaxação a +45/-45 para 0,5% de deformação.

Analisando a Figura 48 e Figura 49 verifica-se que os parâmetros obtidos através dos modelos são semelhantes para os dois níveis de deformação analisados, tal como seria expectável. Além disso, os módulos equivalentes determinados a partir dos modelos apresentam boa concordância com o módulo associado à fase inicial do ensaio de flexão simples, o que reforça a coerência dos parâmetros identificados e a adequação do modelo à descrição do comportamento experimental.

Por outro lado, observa-se que, para a orientação de  $+45/-45$ , a relaxação é mais significativa do que nos casos em que as fibras contribuem de forma mais direta para a rigidez do provete. A redução da tensão relativamente ao valor inicial foi de aproximadamente 4,4 % para a deformação de 0,35% e de cerca de 7,8 % para a deformação de 0,5%. Este comportamento confirma que, nesta orientação, a capacidade das fibras para limitar a resposta viscoelástica é menor, tornando o comportamento do compósito mais dependente da matriz polimérica e da qualidade da consolidação do laminado.

#### 4.3.3. Relação entre o comportamento da matriz e o comportamento do compósito

A comparação dos resultados dos ensaios realizados nos compósitos, será sintetizada neste capítulo.

Em síntese, a orientação das fibras condicionou de forma clara o comportamento observado: nos compósitos pultrudidos, a fluência e a relaxação foram residuais; nas placas cortadas a  $\pm 45^\circ$ , a variação aproximou-se da observada na matriz; e nas placas cortadas a  $0/90^\circ$ , a variação registada situou-se num patamar intermédio entre estes dois casos.

Na e na Tabela 4 são apresentadas as variações obtidas nos ensaios de fluência e relaxação para os compósitos de PC.

Tabela 4 – Redução da tensão em relaxação ou aumento da deformação em fluência: PC, valores médios.

|                      | Fluência | Relaxação |
|----------------------|----------|-----------|
| Pultrudidos          | ---      | 0,5 %     |
| Compressão $0/90$    | 2,9 %    | 2,4 %     |
| Compressão - $45/45$ | ---      | 6,8 %     |
| PC <sub>TRAÇÃO</sub> | 10,3 %   | 8,9 %     |

A análise dos ensaios de flexão realizados nos compósitos permite verificar que a matriz polimérica desempenha um papel determinante no comportamento à fluência e à relaxação, sobretudo quando a direção da solicitação não é perpendicular à direção das fibras. Nestas condições, apesar de os compósitos apresentarem, em geral, valores de tensão e de módulo muito superiores aos dos polímeros não reforçados, a evolução temporal associada à relaxação de tensões ou à fluência revela-se semelhante à observada apenas na matriz polimérica.

Este comportamento indica que, quando as fibras não se encontram orientadas de forma a contribuir diretamente para a resistência à solicitação aplicada, a resposta viscoelástica do compósito fica fortemente condicionada pelo polímero. Assim, embora a presença do reforço possa aumentar a rigidez inicial do material, a variação da tensão ou da deformação ao longo do tempo continua a ser controlada, em grande parte, pela matriz.

Por outro lado, quando a direção da solicitação em flexão é perpendicular à direção das fibras, os fenómenos de fluência e relaxação manifestam-se de forma muito menos evidente. Este

resultado é coerente com o facto de as fibras apresentarem um comportamento essencialmente elástico, não sendo expectável que contribuam de forma significativa para a fluência ou para a relaxação. Esta tendência torna-se particularmente evidente nos perfis pultrudidos, nos quais as fibras se encontram predominantemente alinhadas numa única direção, limitando de forma mais eficaz a resposta viscoelástica do compósito.

## 5. Conclusão

No presente capítulo são apresentadas as principais conclusões obtidas ao longo do trabalho desenvolvido, tendo por base a revisão bibliográfica realizada, a aplicação dos modelos viscoelásticos e a análise dos resultados experimentais obtidos para os polímeros e compósitos estudados. São ainda identificadas as principais limitações encontradas durante a realização da dissertação e propostas algumas sugestões para trabalhos futuros, com o objetivo de aprofundar o estudo do comportamento à fluência e à relaxação de compósitos de matriz termoplástica.

### 5.1. Conclusões finais

A presente dissertação teve como principal objetivo avaliar o comportamento à fluência e à relaxação de polímeros e compósitos de matriz termoplástica reforçados com fibra de carbono. Para esse efeito, foram estudados materiais com matriz de PET e de policarbonato, bem como compósitos obtidos por diferentes processos de fabrico, nomeadamente por pultrusão e por compressão. Paralelamente, foram analisados modelos viscoelásticos clássicos, com especial destaque para os modelos de Maxwell, Kelvin-Voigt e respetivas formas generalizadas.

A revisão bibliográfica permitiu compreender que os fenómenos de fluência e relaxação assumem particular importância em materiais poliméricos e compósitos de matriz polimérica, uma vez que a resposta destes materiais depende não apenas da carga ou deformação aplicada, mas também do tempo durante o qual essa solicitação é mantida. Verificou-se ainda que a matriz polimérica desempenha um papel determinante no comportamento viscoelástico, enquanto o reforço contribui essencialmente para o aumento da rigidez e para a limitação da deformação dependente do tempo, desde que esteja orientado de forma favorável relativamente à solicitação aplicada.

A aplicação das transformadas de Laplace mostrou-se útil na formulação dos modelos viscoelásticos, permitindo transformar as equações diferenciais no domínio do tempo em expressões algébricas no domínio de Laplace. Esta abordagem facilitou a interpretação dos modelos e a sua posterior aplicação aos resultados experimentais, nomeadamente nos ensaios de fluência e relaxação.

Relativamente aos polímeros, verificou-se que tanto o PET como o policarbonato apresentam uma resposta viscoelástica evidente. Os ensaios de curta duração permitiram observar a evolução da deformação nos ensaios de fluência e a diminuição da tensão nos ensaios de relaxação. A comparação entre os resultados experimentais e os modelos ajustados permitiu

## Conclusão

concluir que o modelo generalizado de Maxwell, com três elementos, apresentou uma boa capacidade de aproximação para os tempos de ensaio considerados. Constatou-se também que, com o aumento da duração do ensaio, existe necessidade de recorrer a modelos mais complexos para representar adequadamente a resposta experimental.

A análise dos ensaios de fluência em PET permitiu verificar que a utilização de um ensaio realizado a uma deformação de 1,5 % pode fornecer uma aproximação razoável do comportamento para níveis de deformação próximos ou inferiores, na zona viscoelástica linear. No entanto, quando a deformação aumenta, o erro de aproximação torna-se mais significativo. Este comportamento indica que o material se afasta progressivamente do domínio viscoelástico linear, limitando a capacidade preditiva dos modelos lineares. Resultado semelhante foi observado no policarbonato, neste caso a partir da deformação de 1 %, onde se verifica uma boa compatibilidade entre a fluência e a relaxação, mas especialmente para deformações mais elevadas os parâmetros obtidos apresentaram diferenças relevantes.

Nos compósitos pultrudidos, verificou-se que a presença de fibras contínuas e alinhadas contribui para uma redução significativa dos fenómenos viscoelásticos. No caso do compósito de policarbonato reforçado com fibra de carbono, a relaxação observada foi bastante reduzida, cerca de 0,5 % para uma deformação de 0,5 %. Este resultado confirma que, quando as fibras contribuem diretamente para a rigidez do provete, a resposta dependente do tempo é limitada. Ainda assim, a existência de uma ligeira diminuição da tensão demonstra que a matriz polimérica continua a influenciar o comportamento global do compósito.

Nos compósitos obtidos por compressão, a orientação das fibras revelou-se um fator determinante. Para os provetes de PET reforçado com fibra de carbono ensaiados a 0/90, a evolução temporal foi reduzida, tanto nos ensaios de fluência como nos de relaxação. Este comportamento evidencia o papel das fibras na restrição da resposta viscoelástica. Por outro lado, nos provetes ensaiados a 45°, o comportamento aproximou-se mais do observado para a matriz não reforçada, indicando uma menor contribuição efetiva do reforço para a resistência à solicitação aplicada. Este resultado sugere que, quando a orientação das fibras não favorece a transferência de carga, a matriz passa a controlar de forma mais significativa a resposta viscoelástica do material.

A comparação entre os compósitos de PET e de policarbonato permitiu ainda concluir que o PET apresenta interesse do ponto de vista da sustentabilidade e da reciclabilidade, mas revelou maiores dificuldades de processamento, sobretudo devido à sua gama reduzida de temperatura adequada para impregnação e consolidação. O policarbonato, apesar de apresentar menor interesse em termos de reciclabilidade, mostrou-se mais favorável do ponto de vista do processamento, permitindo obter provetes com maior regularidade e melhor controlo experimental.

De forma geral, os resultados obtidos demonstram que os modelos viscoelásticos lineares permitem representar adequadamente a resposta dos materiais estudados.

A caracterização de um material partindo apenas de um conjunto de valores para o modelo viscoelástico pode ser conseguida quando estes se encontram sujeitos a pequenas

deformações. No entanto, para níveis de deformação mais elevados a aplicação desta metodologia torna-se mais falível.

Assim, conclui-se que o comportamento à fluência e à relaxação dos compósitos de matriz termoplástica depende de uma combinação de fatores, nomeadamente da natureza da matriz, da presença e orientação do reforço, da qualidade da interface matriz-reforço e do processo de fabrico utilizado. A matriz polimérica continua a desempenhar um papel dominante na resposta viscoelástica, especialmente quando as fibras não se encontram orientadas de forma a suportar diretamente a solicitação aplicada. Por sua vez, o reforço permite reduzir significativamente a evolução dependente do tempo, desde que exista uma boa transferência de carga e uma consolidação adequada do compósito.

## 5.2. Limitações e trabalhos futuros

Apesar dos resultados obtidos permitirem cumprir os objetivos principais da dissertação, foram identificadas algumas limitações ao longo do trabalho experimental e da aplicação dos modelos viscoelásticos.

Uma das principais limitações prende-se com a duração dos ensaios realizados. Os ensaios de fluência e relaxação foram de curta duração, tendo permitido apenas uma primeira análise da resposta viscoelástica dos materiais. Assim, os resultados obtidos não devem ser interpretados como uma previsão direta do comportamento a longo prazo ou da vida útil dos materiais em serviço.

Outra limitação está associada ao número reduzido de provetes ensaiados para algumas configurações. A realização de um maior número de ensaios permitiria uma análise estatística robusta, possibilitando avaliar de forma mais rigorosa a repetibilidade dos resultados e a influência da variabilidade associada ao processo de fabrico.

Verificaram-se também limitações experimentais nos ensaios de flexão, sobretudo devido à dificuldade em medir com precisão cargas reduzidas. Esta limitação influenciou especialmente os ensaios de fluência em flexão.

O processo de fabrico dos compósitos obtidos por compressão em PET constituiu igualmente uma limitação importante. No caso dos compósitos com matriz de PET, a consolidação revelou-se difícil, podendo ter originado heterogeneidades, zonas com impregnação incompleta e variações locais na fração de matriz e reforço. Um estudo mais adequado dos parâmetros de consolidação do PET com fibras pode conduzir a resultados mais satisfatórios.

Do ponto de vista da modelação, a utilização de modelos viscoelásticos lineares representa uma simplificação do comportamento real dos materiais. Estes modelos mostraram-se adequados para pequenas deformações, mas apresentaram limitações quando aplicados a níveis de deformação mais elevados, onde o comportamento pode deixar de ser linear. Assim, a sua aplicação deve ser feita com cuidado, especialmente quando se pretende extrapolar resultados para condições diferentes das ensaiadas.

## Conclusão

Como trabalhos futuros, considera-se relevante realizar ensaios de fluência e relaxação com durações mais longas, de modo a avaliar a evolução do comportamento viscoelástico em intervalos de tempo mais próximos das condições reais de serviço. Seria também importante estudar o efeito da temperatura e da humidade, uma vez que estes fatores influenciam de forma significativa o comportamento dos polímeros e dos compósitos de matriz polimérica.

Recomenda-se ainda o aumento do número de provetes ensaiados para cada configuração, permitindo uma análise estatística mais completa. Esta abordagem seria particularmente útil para avaliar a influência do processo de fabrico, da orientação das fibras e da variabilidade geométrica dos provetes nos resultados obtidos.

Seria também pertinente complementar a caracterização mecânica com técnicas de análise microestrutural, como microscopia ótica ou eletrónica, de modo a avaliar a qualidade da interface matriz-reforço, a presença de vazios e o grau de impregnação das fibras.

Ao nível da modelação, trabalhos futuros poderão considerar modelos viscoelásticos não lineares, como os modelos de Findley, bem como modelos com maior número de elementos. Estas abordagens poderão melhorar a capacidade de previsão em condições de deformação mais elevada ou em situações em que a resposta do material se afaste do regime viscoelástico linear.

Por fim, considera-se relevante aprofundar a comparação entre matrizes termoplásticas recicladas e virgens, especialmente no caso do PET, de forma a avaliar o potencial destes materiais em aplicações estruturais sustentáveis. Esta linha de investigação poderá contribuir para o desenvolvimento de compósitos mais eficientes, duráveis e ambientalmente mais favoráveis, respondendo às exigências atuais da indústria no que respeita à redução de massa, reciclabilidade e desempenho mecânico a longo prazo.

## Referências

- [1] R. F. Gibson, "Introduction," in *Principles of Composite Material Mechanics*, vol. 2. 2016.
- [2] T. N. Ballin and J. G. Landels, *Engineering in the Ancient World*, vol. 73, no. 1. 1979. doi: 10.2307/4349111.
- [3] R. Rana, S. and Fanguero, *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering Processing, Properties and Applications*. 2016. doi: 10.3760/ema.j.issn.0376-2491.2017.38.005.
- [4] B. YILDIZ ZEYREK, B. AYDOĞAN, E. DİLEKCAN, and F. ÖZTÜRK, "Recycle potential of thermoplastic composites," *Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, vol. 12, no. 3, pp. 919–925, 2023, doi: 10.28948/ngumuh.1258388.
- [5] K. Stankiewicz, A. Lipkowski, P. Kowalczyk, M. Giżyński, and B. Waśniewski, "Resistance Welding of Thermoplastic Composites, Including Welding to Thermosets and Metals: A Review," *Materials*, vol. 17, no. 19, 2024, doi: 10.3390/ma17194797.
- [6] B. Miranda Campos, S. Bourbigot, G. Fontaine, and F. Bonnet, "Thermoplastic matrix-based composites produced by resin transfer molding: A review," *Polym. Compos.*, vol. 43, no. 5, pp. 2485–2506, 2022, doi: 10.1002/pc.26575.
- [7] A. Moura, M.; Morais, A.; Magalhães, *Materiais compósitos*, 2º Edição. Publindústria, Edições Técnicas, 2005.
- [8] K. J. Narayana and R. Gupta Burela, "A review of recent research on multifunctional composite materials and structures with their applications," *Mater. Today Proc.*, vol. 5, no. 2, pp. 5580–5590, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.12.149.
- [9] A. M. Paula and M. Pinho-lobes, "DE FLUÊNCIA E ROTURA EM FLUÊNCIA À TRACÇÃO DE GEOSSINTÉTICOS Some results of tensile creep and creep rupture tests of geosynthetics," pp. 39–63.
- [10] A. G. Davim, J.P.; Magalhães, *Ensaio Mecânicos e Tecnológicos*, 2 Edição. Publindústria, Edições Técnicas, 2004.
- [11] Asiva Noor Rachmayani, *Creep and Fatigue in polymer Matrix composites*. 2015.
- [12] G. Cuddalorepatta and A. Dasgupta, "Effect of primary creep behavior on fatigue damage accumulation rates in accelerated thermal cycling of Sn3.0Ag0.5Cu Pb-free interconnects," *EuroSimE 2008 - International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Micro-Systems*, pp. 1–8, 2008, doi: 10.1109/ESIME.2008.4525095.
- [13] H. Yu, M. L. Longana, M. Jalalvand, M. R. Wisnom, and K. D. Potter, "Pseudo-ductility in intermingled carbon/glass hybrid composites with highly aligned discontinuous fibres," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 73, no. March, pp. 35–44, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.02.014.

## Referências

- [14] M. M. Hamid, M. J. Taher, and H. A. Abbas, "Effect of utilising of sugarcane bagasse fibers on mechanical properties of composite materials - a review," vol. 8, no. 6, pp. 325–333, 2024, doi: 10.55214/25768484.v8i6.2066.
- [15] Dr. S. Arunkumar, P. Bharathvaaj, R.K. Mathubalan, and S. Logesh, "A Review on Composite Materials Reinforcing with Organic/ Natural Materials," *International Research Journal on Advanced Engineering and Management (IRJAEM)*, vol. 2, no. 03, pp. 538–544, 2024, doi: 10.47392/irjaem.2024.0074.
- [16] M. Shiferaw, A. Tegegne, and A. Asmare, "Utilization of textile fabric waste as reinforcement for composite materials in car body applications: A review," *Materials Engineering Research*, vol. 5, no. 1, pp. 279–290, 2023, doi: 10.25082/mer.2023.01.004.
- [17] D. K. Rajak, P. H. Wagh, and E. Linul, "Manufacturing technologies of carbon/glass fiber-reinforced polymer composites and their properties: A review," *Polymers (Basel)*, vol. 13, no. 21, 2021, doi: 10.3390/polym13213721.
- [18] A. Atmakuri, A. Palevicius, A. Vilkauskas, and G. Janusas, "Review of hybrid fiber based composites with nano particles-material properties and applications," *Polymers (Basel)*, vol. 12, no. 9, 2020, doi: 10.3390/POLYM12092088.
- [19] P. Rusinov, Z. Blednova, A. Rusinova, G. Kurapov, and M. Semadeni, "Development and Research of New Hybrid Composites in Order to Increase Reliability and Durability of Structural Elements," *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 7, 2023, doi: 10.3390/met13071177.
- [20] H. L. Ornaghi, J. H. S. Almeida, F. M. Monticeli, and R. M. Neves, "Stress relaxation, creep, and recovery of carbon fiber non-crimp fabric composites," *Composites Part C: Open Access*, vol. 3, no. November, p. 100051, 2020, doi: 10.1016/j.jcomc.2020.100051.
- [21] F. M. Monticeli, A. K. dos Reis, R. M. Neves, L. F. de P. Santos, E. C. Botelho, and H. L. Ornaghi, "Statistical analysis of creep behavior in thermoset and thermoplastic composites reinforced with carbon and glass fibers," *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 56, no. 7, pp. 452–461, 2021, doi: 10.1177/0309324720976637.
- [22] A. V. Oskouei and S. M. Taleie, "Experimental investigation of relaxation of fiber-reinforced polymer composites," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 29, no. 17, pp. 2705–2718, 2010, doi: 10.1177/0731684409357256.
- [23] V. P. Berardi, M. Perrella, L. Feo, and G. Cricri, "Creep behavior of GFRP laminates and their phases: Experimental investigation and analytical modeling," *Compos. B Eng.*, vol. 122, pp. 136–144, 2017, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.04.015.
- [24] C. C. Chamis, "At the Fiber / Matrix Interface Administration," 2018.
- [25] C. C. Chamis, "Mechanics of Load Transfer At the Interface.," *Compos Mater*, vol. v, pp. 31–77, 1974.
- [26] Y. X. Gan, "Effect of interface structure on mechanical properties of advanced composite materials," *Int. J. Mol. Sci.*, vol. 10, no. 12, pp. 5115–5134, 2009, doi: 10.3390/ijms10125115.
- [27] A. Martin-Meizoso, J. M. Martinez-Esnaola, A. M. Daniel, J. M. Sánchez, I. Puente, and M. R. Elizalde, "Load transfer in ceramic matrix composites," *Int. J. Fract.*, vol. 76, no. 3, pp. R55–R60, 1995, doi: 10.1007/BF00048295.
- [28] J. Esmaeilzadeh, S. Hesarak, M. H. Ebrahimzadeh, G. H. Asghari, and A. R. Kachooei, "Creep behavior of biodegradable triple-component nanocomposites based on PLA/PCL/bioactive glass for ACL interference screws," *Archives of Bone and Joint Surgery*, vol. 7, no. 6, pp. 531–537, 2019.
- [29] W. Luo, S. Jazouli, and T. Vu-Khanh, "Modeling of Nonlinear Viscoelastic Creep of Polycarbonate," no. 017, 2007, [Online]. Available: <http://www.e-polymers.org>

- [30] S. Schrüfer, D. Sonnleitner, G. Lang, and D. W. Schubert, "A novel simple approach to material parameters from commonly accessible rheometer data," *Polymers (Basel)*., vol. 12, no. 6, 2020, doi: 10.3390/POLYM12061276.
- [31] R. F. Navarro, "Modelos Viscoelásticos Aplicáveis a Materiais Reais: uma Revisão," *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, vol. 12, no. 1, pp. 1–20, 2017, [Online]. Available: [www.ufcg.edu.br](http://www.ufcg.edu.br)
- [32] M. Valente, I. Rossitti, and M. Sambucci, "Different Production Processes for Thermoplastic Composite Materials: Sustainability versus Mechanical Properties and Processes Parameter," *Polymers (Basel)*., vol. 15, no. 1, 2023, doi: 10.3390/polym15010242.
- [33] P. Esfandiari, J. F. Silva, P. J. Novo, J. P. Nunes, and A. T. Marques, "Production and processing of pre-impregnated thermoplastic tapes by pultrusion and compression moulding," *J. Compos. Mater.*, vol. 56, no. 11, pp. 1667–1676, 2022, doi: 10.1177/00219983221083841.
- [34] J. P. Novo, P. Esfandiari, J. F. Silva, J. P. Nunes, and A. T. Marques, "Pultrusion and compression moulding of thermoplastic pre-impregnated materials reinforced by continuous glass fibres," no. June, p. 240, 2019, [Online]. Available: <https://repositorium.sdum.uminho.pt/handle/1822/70467%0Ahttp://repositorium.sdu.m.uminho.pt/>
- [35] K. C. Jois, T. Mölling, J. Schuster, N. Grigat, and T. Gries, "Towpreg manufacturing and characterization for filament winding application," *Polym. Compos.*, vol. 45, no. 9, pp. 7893–7905, 2024, doi: 10.1002/pc.28311.
- [36] P. Esfandiari, "Produção de Pré-impregnados de Matriz Termoplástica e Fibras de Carbono: Transformação por Pultrusão e Compressão a Quente," *Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto*, 2017.
- [37] A. J. A. Vieira, "Pultrusão de perfis para aplicações avançadas a partir de towpregs de elevado desempenho," 2015.
- [38] M. B. Hennemann, C. R. Silva, and E. L. Schneider, "Processo De Fabricação Por Pultrusão E As Aplicações No Design Pultrusion Manufacturing Process and Its Applications," pp. 132–149, 2019.
- [39] E. R. S. Amorim, "ESTUDO DO PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE PERFIS HÍBRIDOS PULTRUDIDOS," 2013.
- [40] K. Minchenkov, A. Vedernikov, A. Safonov, and I. Akhatov, "Thermoplastic pultrusion: A review," *Polymers (Basel)*., vol. 13, no. 2, pp. 1–36, 2021, doi: 10.3390/polym13020180.
- [41] J. Silva, J. Nunes, C. A., and A. Marques, "Thermoplastic Matrix Composites from Towpregs," *Advances in Composite Materials - Analysis of Natural and Man-Made Materials*, no. September, 2011, doi: 10.5772/18015.
- [42] K. B. Prakash *et al.*, "Influence of Fiber Volume and Fiber Length on Thermal and Flexural Properties of a Hybrid Natural Polymer Composite Prepared with Banana Stem, Pineapple Leaf, and S-Glass," *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2021, 2021, doi: 10.1155/2021/6329400.
- [43] N. Pantelelis, E. Bistekos, R. Emmerich, P. Gerard, A. Zoller, and R. R. Gallardo, "Compression RTM of reactive thermoplastic composites using microwaves and cure monitoring," *Procedia CIRP*, vol. 85, pp. 246–251, 2020, doi: 10.1016/j.procir.2019.10.005.
- [44] M. Valente, I. Rossitti, and M. Sambucci, "Different Production Processes for Thermoplastic Composite Materials: Sustainability versus Mechanical Properties and Processes Parameter," *Polymers (Basel)*., vol. 15, no. 1, 2023, doi: 10.3390/polym15010242.

## Referências

- [45] K. P. Menard, "Dynamic Mechanical," *CRC Press, Taylor & Francis Group*, vol. Second Edi, pp. 1–35, 2008.
- [46] J. H. Zheng, Y. Jin, L. Xu, C. Fan, W. Song, and Y. Chen, "Comparative Study of Creep and Stress Relaxation Behaviour during Ageing of 7050 Aluminum Alloy," *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 4, 2023, doi: 10.3390/met13040778.
- [47] A. Chatterjee, "Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on Mechanical Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on Mechanical Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel Doctor of Philosophy by Arya Chatterjee ( Rol," no. May, 2018.
- [48] R. F. Mehl, *Metallurgy and metallurgical engineering series*. 1961.
- [49] M. Mióz, W. Orłowicz, M. Tupaj, and A. Trytek, "Stress Rupture Test of MAR-M509 Alloy with Structure Refined by Rapid Resolidification," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 12, no. 4, pp. 117–120, 2012, doi: 10.2478/v10266-012-0118-6.
- [50] P. J. Ennis, "Creep and Stress Rupture Testing and Evaluation of Data," *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, no. December 2016, pp. 0–5, 2016, doi: 10.1016/b978-0-12-803581-8.03415-9.
- [51] K. L. Segura-Méndez, J. G. Puente-Córdova, F. Y. Rentería-Baltíérrez, J. F. Luna-Martínez, and N. Mohamed-Noriega, "Modeling of Stress Relaxation Behavior in HDPE and PP Using Fractional Derivatives," *Polymers (Basel)*, vol. 17, no. 4, 2025, doi: 10.3390/polym17040453.
- [52] J. Bochnia and S. Blasiak, "Stress relaxation and creep of a polymer-aluminum composite produced through selective laser sintering," *Polymers (Basel)*, vol. 12, no. 4, 2020, doi: 10.3390/POLYM12040830.
- [53] N. Obaid, M. T. Kortschot, and M. Sain, "Understanding the Stress Relaxation Behavior of Polymers Reinforced with Short Elastic Fibers," pp. 1–15, 2017, doi: 10.3390/ma10050472.
- [54] K. S. Rebeiz, D. W. Fowler, and D. R. Paul, "Overview of polymer composites using recycled PET," *Polymers and Polymer Composites*, vol. 1, no. 1, pp. 27–35, 1993, doi: 10.1177/147823919300100104.
- [55] Y. Xu, T. Gao, J. Wang, and W. Zhang, "Experimentation and modeling of the tension behavior of polycarbonate at high strain rates," *Polymers (Basel)*, vol. 8, no. 3, 2016, doi: 10.3390/polym8030063.
- [56] P. Esfandiari, "Production and Processing of Pre-impregnated Thermoplastic Composites," 2022.

# Declaração de Integridade

Declaro ter conduzido este trabalho académico com integridade. Não plagiei ou apliquei qualquer forma de uso indevido de informações ou falsificação de resultados ao longo do processo que levou à sua elaboração.

Declaro que o trabalho apresentado neste documento é original e de minha autoria, não tendo sido utilizado anteriormente para nenhum outro fim.

Declaro ainda que tenho pleno conhecimento do Código de Conduta Ética do P.PORTO.

NOME: Ana Cristina Faria Rodrigues de Azevedo

ISEP, Porto, 13 de Junho de 2026

## Declaração de Integridade

## **Anexo A – Ensaaios e condições de ensaio**

| Figura | Outras Fig. | Material | Fibras  | Temperat. | L0  | Espessura | Largura | tipo | modo | SR (Mpa) | Et(GPa) | s0(MPa) | e0(%) | tempo (min) |
|--------|-------------|----------|---------|-----------|-----|-----------|---------|------|------|----------|---------|---------|-------|-------------|
| 20     |             | PET      | --      | 20        | 115 | 3,06      | 14,26   | TRC  | TRC  | 72,24    | 2,06    | --      | --    | 5,2         |
| 21     |             | PC       | --      | 20        | 115 | 3,37      | 13,26   | TRC  | TRC  | 60,43    | 1,88    | --      | --    | 2,6         |
| 24     |             | CC_PET   | 0/90    | 19        | 80  | 2,55      | 20,1    | FLX  | FLX  | 124,23   | 29,2    | --      | --    | 4,2         |
| 25     |             | CP_PET   | 0       | 20        | 80  | 2,43      | 19,4    | FLX  | FLX  | 343,17   | 50,13   | --      | --    | 3,8         |
| 26     |             | CP_PC    | 0       | 20        | 80  | 2,04      | 19,92   | FLX  | FLX  | 575,24   | 75,17   | --      | --    | 4           |
| 27     |             | CC_PC    | 0/90    | 22        | 60  | 2,03      | 15,24   | FLX  | FLX  | 665,24   | 52,18   | --      | --    | 1           |
| 28     |             | CC_PC    | -45/+45 | 20        | 64  | 2,05      | 13,88   | FLX  | FLX  | 480,85   | 5,99    | --      | --    | 16,1        |
| 29     | 30, 31 e 34 | PET      | --      | 20        | 115 | 3         | 14      | REL  | TRC  | --       | 2,12    | 35,53   | 2     | 120         |
| 32     | 33          | PET      | --      | 20        | 115 | 3,06      | 14,26   | FLU  | TRC  | --       | 1,6     | 16,26   | 1     | 120         |
| 33     |             | PET      | --      | 20        | 115 | 3,06      | 14,26   | FLU  | TRC  | --       | 2,28    | 37,03   | 2     | 120         |
| 33     |             | PET      | --      | 20        | 115 | 3,08      | 14,08   | FLU  | TRC  | --       | 2,34    | 27,94   | 1,5   | 120         |
| 34     |             | PET      | --      | 20        | 115 | 3         | 14      | REL  | TRC  | --       | 2,09    | 18,02   | 1     | 120         |
| 35     |             | PC       | --      | 20        | 115 | 3,1       | 13,3    | FLU  | TRC  | --       | 2,09    | 18,99   | 1     | 120         |
| 35     |             | PC       | --      | 20        | 115 | 3,1       | 13,3    | FLU  | TRC  | --       | 2,06    | 36,08   | 1,999 | 120         |
| 36     |             | PC       | --      | 20        | 115 | 3,08      | 13,0    | REL  | TRC  | --       | 2,02    | 33,87   | 2     | 120         |
| 36     |             | PC       | --      | 20        | 115 | 3,08      | 13      | REL  | TRC  | --       | 2,08    | 19,64   | 1     | 120         |
| 41     |             | CP_PC    | 0       | 15        | 80  | 2,04      | 19,9    | REL  | FLX  | --       | 69,78   | 335,85  | 0,501 | 120         |
| 42     |             | CC_PET   | 0/90    | 20        | 60  | 1,98      | 25      | FLU  | FLX  | --       | 23,99   | 78,78   | 0,349 | 120         |
| 43     |             | CC_PET   | -45/+45 | 20        | 60  | 2,02      | 24,25   | FLU  | FLX  | --       | 4,84    | 15,55   | 0,349 | 120         |
| 44     |             | CC_PET   | 0/90    | 20        | 60  | 2,4       | 23,6    | REL  | FLX  | --       | 15,43   | 52,14   | 0,35  | 120         |
| 45     |             | CC_PET   | -45/+45 | 20        | 60  | 2,07      | 21,9    | REL  | FLX  | --       | 4,75    | 15,96   | 0,349 | 120         |
| 46     |             | CC_PC    | 0/90    | 22        | 60  | 2,1       | 14,67   | FLU  | FLX  | --       | 49,24   | 236,3   | 0,499 | 120         |
| 47     |             | CC_PC    | 0/90    | 22        | 60  | 2,07      | 15,04   | REL  | FLX  | --       | 51,05   | 249,42  | 0,498 | 120         |
| 48     |             | CC_PC    | -45/+45 | 20        | 60  | 2,06      | 14,65   | REL  | FLX  | --       | 9,51    | 36,3    | 0,387 | 120         |
| 49     |             | CC_PC    | -45/+45 | 20        | 60  | 2,07      | 14,37   | REL  | FLX  | --       | 9,59    | 51,23   | 0,574 | 120         |

## **Anexo B – Ficha técnica das fibras de carbono**

#### Material data of our SIGRAFIL® continuous carbon fiber tows

| Typical properties          | Units          | C T50-4.0/240 | C T50-4.8/260 | C T50-4.8/280 | C T50-4.8/235 |
|-----------------------------|----------------|---------------|---------------|---------------|---------------|
| Number of filaments         |                | 50k           | 50k           | 50k           | 50k           |
| Fineness of yarn dry        | tex [g/1000 m] | 3420          | 3420          | 3070          | 3420          |
| Density                     | g/cm³          | 1.80          | 1.80          | 1.78          | 1.80          |
| Single filament diameter    | µm             | 7.0           | 7.0           | 6.8           | 7.0           |
| Tensile strength            | GPa   ksi      | 4.0   580     | 4.6   667     | 4.8   696     | 4.9   711     |
| Tensile modulus             | GPa   Msi      | 240   35      | 260   37.7    | 280   40.8    | 235   34.1    |
| Elongation at break         | %              | 1.70          | 1.70          | 1.65          | 2.0           |
| Single filament resistivity | µΩm   µΩin     | 19   750      | 17   670      | 15   590      | 19   750      |

#### Compatible matrix systems for our SIGRAFIL® continuous carbon fiber tows

##### Matrix compatibility

Epoxy, polyurethane, phenol

Vinyl ester (and all radical-based curing systems), unsaturated polyester

Polyurethane, polycarbonate, polyester, polysulfone, cyanate ester, polyimide, BMI, PESI, PEEK, PEKK, PVI, polyimide

Polypropylene

Polyamide

##### Enhanced performance by sizing

By applying different types of sizing, the carbon fibers can be optimally matched to different matrix systems. In this way, it is possible to produce application tailored versions as well as the standard materials. So, together with our customers, we find optimized solutions for their challenges.

#### Nomenclature



# SIGRAFIL C T50-4.0/240-E100

|                         |                                         |   |   |   |   |
|-------------------------|-----------------------------------------|---|---|---|---|
| 1                       | 2                                       | 3 | 4 | 5 | 6 |
| 1 Brand name            | SIGRAFIL                                |   |   |   |   |
| 2 Material              | C = carbon                              |   |   |   |   |
| 3 Type                  | T = Continuous tow                      |   |   |   |   |
| 4 Number of filaments   | 50 = 50000                              |   |   |   |   |
| 5 Mechanical properties | tensile strength/tensile modulus in GPa |   |   |   |   |
| 6 Sizing type           | e.g. E100 = epoxy                       |   |   |   |   |

## **Anexo C – Ficha técnica do compósito de PC com fibra de carbono (Placa)**

Tepex®

## MATERIAL DATA SHEET

**LANXESS**  
 Energizing Chemistry
Tepex® *dynalite 210fr-C200(x)/45%*

Carbon - PCfr Consolidated Composite Laminate

| Layup                         | Test Condition | According to Standard | Unit   | Value                                |             |
|-------------------------------|----------------|-----------------------|--------|--------------------------------------|-------------|
|                               |                |                       |        | Longitudinal                         | Transversal |
| Fiber                         | -              | -                     | -      | Carbon                               |             |
| Weaving style                 | -              | DIN ISO 9354          | -      | Twill 2/2                            |             |
| Area weight (dry fabric)      | -              | DIN EN 12127          | g/m²   | 200                                  |             |
| Yarn                          | -              | DIN EN 12654-2/3      | K      | 3                                    |             |
| Yarn density                  | -              | DIN EN 1049-2         | 1/cm   | 5                                    | 5           |
| Weight rate                   | -              | -                     | %      | 50                                   | 50          |
| Polymer                       | -              | -                     | -      | Polycarbonate flame-retardant (PCfr) |             |
| Fiber content (nominal)       | -              | -                     | vol.-% | 45                                   |             |
| Thickness per layer (nominal) | -              | -                     | mm     | 0.25                                 |             |
| Laminate density              | -              | ISO 1183-1            | g/cm³  | 1.47                                 |             |

| Mechanical properties       | Test Condition | According to Standard      | Unit | Value        |             |
|-----------------------------|----------------|----------------------------|------|--------------|-------------|
|                             |                |                            |      | Longitudinal | Transversal |
| Tensile modulus             | 23 °C, dry     | ISO 527-4/5 <sup>(1)</sup> | GPa  | 48           |             |
| Tensile strength            | 23 °C, dry     | ISO 527-4/5 <sup>(1)</sup> | MPa  | 550          |             |
| Tensile elongation at break | 23 °C, dry     | ISO 527-4/5 <sup>(1)</sup> | %    | 1.1          |             |
| Flexural modulus            | 23 °C, dry     | ISO 14125 <sup>(2)</sup>   | GPa  | 44           |             |
| Flexural strength           | 23 °C, dry     | ISO 14125 <sup>(2)</sup>   | MPa  | 750          |             |

| Thermal properties                                  | Test Condition | According to Standard | Unit  | Value        |             |
|-----------------------------------------------------|----------------|-----------------------|-------|--------------|-------------|
|                                                     |                |                       |       | Longitudinal | Transversal |
| Glass transition temperature                        | 10 K/min       | ISO 11357-2           | °C    | 100          |             |
| Heat deflection temperature (matrix) <sup>(3)</sup> | 1.8 MPa        | ISO 75-1/-2           | °C    | 80           |             |
| Flammability Rating                                 | 0.5 - 2.2 mm   | UL94                  | Class | V0           |             |

© - LANXESS Deutschland GmbH 2014-MM-DD | HPM Business Unit | all rights reserved  
 Phone: +49 (0)2961 96628-0 | Fax: +49 (0)2961 96628-80 | [info@bond-laminates.de](mailto:info@bond-laminates.de)  
[www.tepex.com](http://www.tepex.com) | [www.bond-laminates.com](http://www.bond-laminates.com)  
 Page 1 of 2 | Edition 2017-07-05

X Tepex® X HiAnt  
**BOND LAMINATES**  
 A company of the LANXESS group

**Tepex® *dynalite* 210fr-C200(x)/45%**  
**Carbon - PCfr Consolidated Composite Laminate**

**Legend**

|               |                                 |
|---------------|---------------------------------|
| - :           | Not relevant                    |
| dry:          | dry as manufactured             |
| <sup>1)</sup> | Test specimen (250 x 25 x 2) mm |
| <sup>2)</sup> | Test specimen (80 x 25 x 2) mm  |
| <sup>3)</sup> | Based on ISO 75-1/-2            |

\* Bond-Laminates registered trademark

The values in the datasheet are for this specific composition only, the characteristics of composites depend on the reinforcement level and the fibre orientation. Non-standard thickness may also alter some or all of these properties. The data listed here fall within the normal range of product properties, but they should not be used to establish specification limits nor used alone as basis of design. The underlying tests were conducted at room temperature and with 2 mm specimen thickness.

This information and our technical advice - whether verbal, in writing or by way of trials - are given in good faith but without warranty, and this also applies where proprietary rights of third parties are involved. Our advice does not release you from the obligation to verify the information currently provided - especially that contained in our safety data and technical information sheets - and to test our products as to their suitability for the intended processes and uses. The application, use and processing of our products and the products manufactured by you on the basis of our technical advice are beyond our control and, therefore, entirely your own responsibility. Our products are sold and our advisory service is given in accordance with the current version of our General Conditions of Sale and Delivery.

Caution: Do not use this product in medical applications involving permanent implantation in human body.



## **Anexo D – Propriedades dos compósitos**

Lei das misturas para determinação do módulo de elasticidade e da tensão de rotura

$$\sigma_R = \eta \cdot \sigma_f v_f + \sigma_p (1 - v_f)$$

Conversão de fração mássica em fração volúmica:

$$v_f = \frac{\frac{w_f}{d_f}}{\frac{w_f}{d_f} + \frac{(1 - w_f)}{d_p}}$$

$$E = \eta \cdot E_f v_f + E_p (1 - v_f)$$

Fibras de Carbono / VALORES FABRICANTE

| Material | d <sub>fib</sub> | SR <sub>fib</sub> | E <sub>fib</sub> | SR  | E  |
|----------|------------------|-------------------|------------------|-----|----|
| CC_PC    | 1,8              |                   |                  | 750 | 44 |
| Outros   |                  | 4000              | 240              |     |    |

[Catálogo do Fabricante, SIGRAFIL]

[Catálogo do Fabricante, LanXess / TepeX]

VALORES PRÁTICOS / CALCULOS

| Material | w <sub>f</sub> | d <sub>fib</sub> | d <sub>mat</sub> | v <sub>f</sub> | η   | SR <sub>fib</sub> | SR <sub>mat</sub> | SR  | SR <sub>exp</sub> | E <sub>fib</sub> | E <sub>mat</sub> | E   | E <sub>exp</sub> |
|----------|----------------|------------------|------------------|----------------|-----|-------------------|-------------------|-----|-------------------|------------------|------------------|-----|------------------|
| CC_PET   | 0,54           | 1,8              | 1,38             | 0,48           | 0,5 | 1200              | 70                | 323 | 124               | 180              | 2                | 44  | 29               |
| CP_PET   | 0,6            | 1,8              | 1,38             | 0,53           | 1   | 1200              | 70                | 674 | 342               | 180              | 2                | 97  | 50               |
| CC_PC    |                |                  |                  | 0,5            | 0,5 | 2860              | 70                | 750 | 480               | 172              | 2                | 44  | 52               |
| CP_PC    | 0,65           | 1,8              | 1,2              | 0,55           | 1   | 1200              | 70                | 695 | 665               | 180              | 2                | 100 | 75               |