

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

METODOLOGIA PARA UMA CARACTERIZAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DO
COMPORTAMENTO TERMOELÁSTICO E VISCOSO DE TERMOPLÁSTICOS

por

Misael Guttman Fülber Maia de Abreu

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Engenheiro Mecânico.

Porto Alegre, novembro de 2014



Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Escola de Engenharia
Departamento de Engenharia Mecânica

METODOLOGIA PARA UMA CARACTERIZAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DO
COMPORTAMENTO TERMOELÁSTICO E VISCOSO DE TERMOPLÁSTICOS

por

Misael Guttman Fülber Maia de Abreu

ESTA MONOGRAFIA FOI JULGADA ADEQUADA COMO PARTE DOS
REQUISITOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
ENGENHEIRO MECÂNICO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELA BANCA EXAMINADORA DO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Thamy Cristina Hayashi
Coordenadora do Curso de Engenharia Mecânica

Área de Concentração: **Mecânica dos Sólidos**

Orientador: Prof. Jakson Manfredini Vassoler

Comissão de Avaliação:

Prof. Herbert Martins Gomes

Prof. Ignacio Iturrioz

Prof. Jun Sérgio Ono Fonseca

Porto Alegre, 10 de novembro de 2014.

Agradeço a Deus, aos professores, a equipe do GMAP, a minha família e a todos que participaram, mesmo que indiretamente, da minha formação.

ABREU, M. G. F. M. **Metodologia para uma Caracterização Numérico-Experimental do Comportamento Termoelástico e Viscoso de Termoplásticos**. 2014. 21 folhas. Monografia (Trabalho de Conclusão do Curso em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

RESUMO

Os polímeros são largamente utilizados atualmente, desde embalagens de produtos alimentares até o uso em aeronaves. Estes possuem comportamento mecânico complexo de ser representado, assim faz-se necessário o uso de modelos materiais adequados para sua simulação numérica. Neste trabalho é apresentado um estudo da caracterização numérico-experimental do comportamento termoelástico e viscoso do termoplástico polietileno. Para isto, foram estudados modelos clássicos de viscoelasticidade unidimensional, considerando a sensibilidade a temperatura através das funções de translação de Williams-Landel-Ferry e Tool-Narayanaswamy. A caracterização deste material é dada a partir da obtenção de parâmetros dos modelos de material estudados através do ajuste de curvas experimentais obtidas de ensaios de relaxação em diferentes temperaturas. Códigos dos modelos foram implementados em um software científico comercial para a realização da identificação de parâmetros dos ensaios experimentais e para casos de históricos de deformação uniaxial e temperatura qualquer. Finalmente, testes numéricos dos modelos, com os parâmetros identificados das curvas de relaxação, são realizados para verificar o comportamento do material em diferentes condições de carregamento.

PALAVRAS-CHAVE: Viscoelasticidade, Temperatura, Identificação de Parâmetros, Termoplásticos.

ABREU, M. G. F. M. **Methodology for Numerical-Experimental Characterization of Thermoelastic and viscous Behavior of Thermoplastics**. 2014. 21 folhas. Monografia (Trabalho de Conclusão do Curso em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

ABSTRACT

Polymers are widely used both food packages till in aircraft. Polymers have a complex mechanical behavior to be represented, so it is necessary the use of adequate materials models for their numerical simulation. This work presents a numerical-experimental characterization of viscous thermoelastic behavior of thermoplastic polyethylene. Classical one-dimensional viscoelastic models were studied, considering the sensitivity of the temperature by shift functions of Williams-Landel-Ferry and Tool-Narayanaswamy. The characterization of this material is given by the obtaining of the material models' parameters by curve fitting obtained by experimental relaxation tests at different temperatures. Model codes have been implemented in commercial scientific software to perform the parameters identification of experimental tests and uniaxial case histories of deformation and temperature. Finally, numerical tests of the models, with the identified parameters of the relaxation curves, are performed to verify the material behavior in different loading conditions.

KEYWORDS: Viscoelasticity, Temperature, Parameter Identification, Thermoplastics.

ÍNDICE

	Pág.
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	1
3. TERMOPLÁSTICOS.....	1
3.1. Comportamento Mecânico	1
3.2. Modelos Constitutivos.....	4
4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	8
5. RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL	10
6. TESTE NUMÉRICO	13
7. CONCLUSÕES	14
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	15

1. INTRODUÇÃO

Cada vez mais os polímeros ganham espaço na fabricação de componentes mecânicos. Isto pode ser explicado por diferentes fatores como a facilidade de fabricação das mais diversas e complexas formas, por suas propriedades como isolantes térmicos, acústicos, químicos e elétricos, por possuírem baixo peso específico, pela possibilidade de serem usados como elementos estruturais, pela longa durabilidade, pela capacidade de substituição de metais, madeiras, vidros e tecidos ou ainda pelo baixo custo de produção.

Os polímeros podem ser classificados em função do comportamento frente à temperatura. Se este tiver a capacidade de ser fundido e solidificado diversas vezes chama-se termoplástico. Caso contrário, chama-se termofixo. Devido à grande capacidade de reciclagem dos termoplásticos eles se tornaram o enfoque de muitos estudos científicos e tecnológicos, assim como no presente trabalho. Suas características mecânicas são muito apreciadas atualmente e possuem vasta utilização, chegando a milhões de toneladas deste tipo de material em uma grande gama de produtos, como, por exemplo, embalagens, tubulações, automóveis, eletrodomésticos e demais utilidades.

Um estudo mais aprofundado de seu comportamento mecânico é necessário quando se deseja utilizar estes materiais em componentes com função estrutural. Ao se comparar diferentes materiais, estimar ou prever mudanças dimensionais, fazer cálculos estruturais e especificar materiais em um determinado projeto, vê-se a importância da caracterização numérico-experimental do comportamento mecânico por meio de modelos constitutivos adequados.

Estes materiais podem se comportar de maneira não linear quando sujeitos a grandes deformações, além de apresentar dependência do comportamento mecânico em relação à temperatura, taxa de deformação, pressão e umidade. As mudanças geradas por estes fatores apresentam diversas complexidades ao serem representadas numericamente. Assim, a simulação computacional destes materiais depende da escolha de um modelo mecânico representativo e de testes experimentais capazes de fornecer as informações necessárias para caracterizá-lo, através da identificação dos parâmetros de tal modelo.

2. OBJETIVO

O principal objetivo deste trabalho é estudar a caracterização numérico-experimental do comportamento mecânico do material termoplástico polietileno, considerando sensibilidade a temperatura e velocidade de deformação (viscoelasticidade). Assim, pretende-se estudar apenas a influência da temperatura e do tempo, através de problemas numéricos e experimentais que possam ser reduzidos a casos unidimensionais. A caracterização experimental é obtida através de ensaios mecânicos capazes de excitar os fatores de interesse. A caracterização numérica se dá pela identificação dos parâmetros de modelos adequados para representar tal comportamento mecânico.

Como objetivo secundário, mas não menos importante, pretende-se compreender estes fenômenos inelásticos através da implementação dos modelos estudados no software MATLAB (The MathWorks, Inc. 2011), através de testes numéricos.

3. TERMOPLÁSTICOS

3.1. Comportamento mecânico

Os polímeros podem ser naturais (látex, celulose, caseína) ou artificiais (polipropileno, acrílico, polietileno) [Dias, 2011]. Eles são macromoléculas formadas por vários “meros”, unidade base que se repete. O polietileno, por exemplo, é formado fundamentalmente pela polimerização do monômero etileno, que se sucede e se une, via ligações interatômicas covalentes, inúmeras vezes, produzindo assim uma cadeia molecular semelhante a uma linha. Se esta cadeia molecular for agrupada resultando em uma matriz atômica ordenada, temos uma estrutura chamada de cristalina. No caso de não ocorrer a conjugação, temos uma região

amorfa. Ainda podem-se distinguir pela quantidade que essas estruturas aparecem, podendo se encontrar como semicristalino. Em geral os polímeros amorfos são mais translúcidos e os semicristalinos mais opacos. O comportamento mecânico dos termoplásticos se deve em grande parte a maneira como a cadeia polimérica se arranja [Sweeney e Ward, 2004; Callister, 2007]. Assim, estes podem ter diferentes comportamentos dependendo do seu grau de cristalinidade (semicristalinos).

Ao se submeter materiais viscoelásticos a ensaios de tração, nota-se uma resposta nominal diferente daquela observada em metais. Esta pode ser diferenciada em quatro regiões, como pode ser visto na Figura 3.1. Em um primeiro momento tem-se a zona elástica, sem deformações permanentes. Em um segundo momento, após ser ultrapassada a tensão de escoamento, tem-se a formação de uma estrição e estabilização da mesma. Posteriormente ocorre a propagação dessa estrição por todo corpo de prova até a última etapa que é a ruptura [Sweeney e Ward, 2004; Callister, 2007; Vassoler, 2007].

A nível molecular é verificado o alinhamento de suas cadeias poliméricas no mecanismo de deformação, devido a deslizamentos, na direção do carregamento imposto, conforme é mostrado na Figura 3.2.

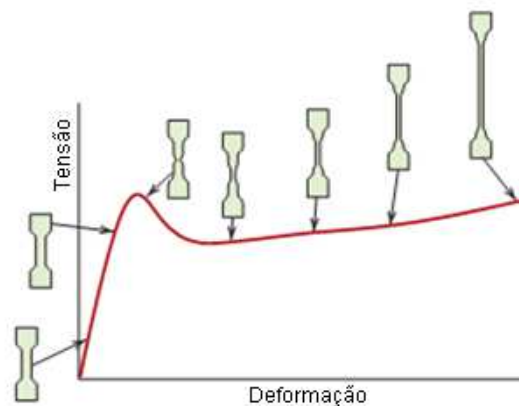


Figura 3.1 - Curva tensão por deformação de um material polimérico.

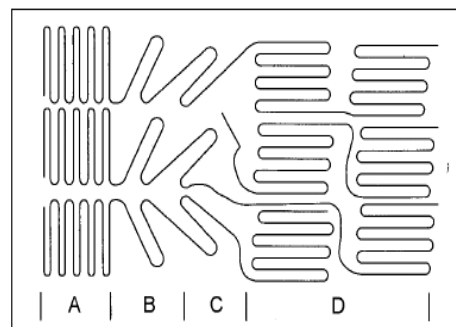


Figura 3.2 - Seqüência de deformação a nível molecular.

O diagrama tensão-deformação de um material polimérico termoplástico ainda pode dar informações sobre o comportamento do material ao variar a temperatura e a taxa de deformação, indicando que estes materiais apresentam mecanismos viscosos de deformação [Vassoler, 2007], ou seja, que são dependentes da temperatura e do tempo de aplicação da carga, podem ainda ter como resultado de pressões hidrostáticas externas, modificação na curva característica de engenharia.

Dias, 2011, fez um estudo das variações da curva tensão por deformação visando desenvolver um modelo constitutivo para obtenção do máximo de informações sobre as propriedades macroscópicas de amostras de politetrafluoretileno. Foram realizados ensaios de tração em temperatura ambiente, com diferentes taxas de deformação. Já Adharapurap et

al., 2006, verificou a influência da temperatura, da taxa de deformação e da pressão para três amostras de diferentes polímeros, fez um programa computacional e a caracterização do comportamento mecânico. Tais estudos corroboram a necessidade da representação mecânica com sensibilidade a temperatura e velocidade de deformações.

Entre as técnicas experimentais de caracterização da dependência do comportamento mecânico em função do tempo e temperatura, pode-se citar os ensaios de relaxação e de fluência. Fluência e relaxação excitam o mesmo fenômeno, através do acomodamento das cadeias moleculares do polímero. Aqueles materiais que exibem fluência também apresentam relaxação, porém seus experimentos são feitos de maneiras diferentes [Qi e Roy, 2009]. A escolha entre uma ou outra normalmente é baseada no equipamento disponível. Máquinas de ensaio com controle de deslocamento (duras) são mais convenientes para ensaios de relaxação. No ensaio de relaxação é aplicada uma deformação pequena (na zona elástica) e instantânea, que é mantida constante ao longo do ensaio. Nesta caracterização se obtém uma curva onde a tensão decai com o passar do tempo. Assim, pode-se definir o módulo de relaxação $E_r(t)$ como uma função dependente do tempo, dada por:

$$E_r(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon_0} \quad (3.1)$$

onde $\sigma(t)$ é o histórico de tensão obtido no ensaio e ε_0 é a deformação constante aplicada ao longo do tempo.

Através da realização do experimento de relaxação em diferentes temperaturas, pode-se obter a curva do módulo de relaxação por temperatura. Este comportamento tem fundamental importância, devido ao fato de se poder prever como o material viscoelástico reage em cada temperatura. Um polímero amorfo pode se comportar de forma vítrea a baixas temperaturas, como um sólido elástico a temperaturas intermédias (acima da temperatura de transição vítrea T_g) e como um líquido viscoso quando em temperaturas mais elevadas [Callister, 2007], como pode ser visto na Figura 3.3.

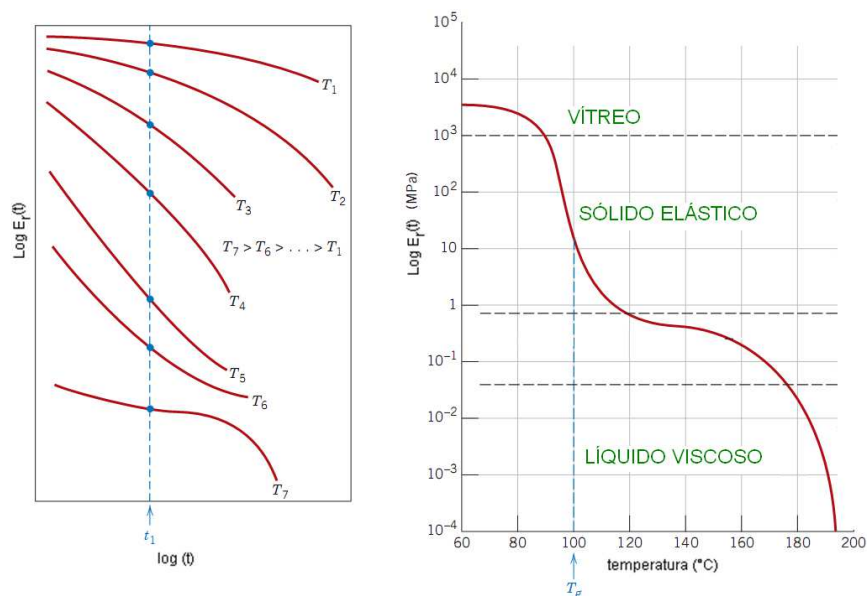


Figura 3.3- Variação no comportamento em diferentes temperaturas [Callister, 2007].

No caso da fluência o experimento se procede de forma inversa. A tensão aplicada é mantida constante, assim observa-se o crescimento da deformação no tempo, isso pode ser visto na figura 3.4.

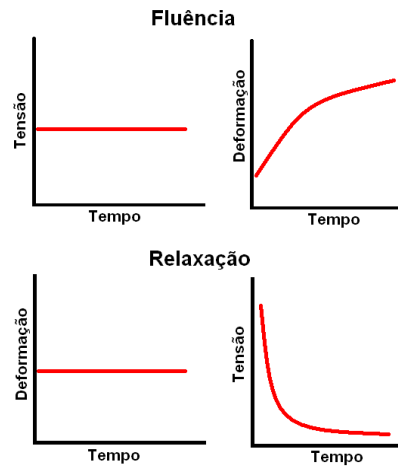


Figura 3.4 - Diferenças entre os experimentos de fluência e relaxação

Neste trabalho serão usados ensaios de relaxação devido a máquina de ensaio disponível.

3.2 Modelos Constitutivos

Os modelos constitutivos possuem fundamental importância na caracterização de materiais, pois têm como função a representação matemática do comportamento mecânico, ou seja, a relação entre o estado de tensão e de deformação. Estes modelos podem ser baseados nos arranjos de componentes mecânicos, como molas e amortecedores, que recebem o nome de modelos reológicos. No momento em que se estuda a dependência das tensões frente ao tempo e temperaturas têm-se os modelos termorreológicos. Os modelos reológicos elásticos prevêm a capacidade do material retornar a forma inicial após a retirada de um carregamento, ou seja, a energia armazenada pode ser recuperada, diferentemente dos modelos reológicos elastoplásticos onde a energia é tida como dissipada.

Os modelos reológicos clássicos abordam pequenas deformações e podem representar materiais viscoelásticos lineares [Vassoler, 2007]. Estes modelos lineares utilizam uma mola elástica com módulo de elasticidade E , sendo esta uma função da deformação elástica regida pela lei de Hooke, e um amortecedor viscoso com viscosidade η , função da taxa de deformação da lei de Newton. Dessa forma, as tensões aplicadas são combinações dos componentes elásticos e viscosos.

Quando esses dois elementos são combinados em série tem-se o Modelo de Maxwell, no caso da combinação em paralelo tem-se o Modelo de Kelvin (ver figura 3.5).

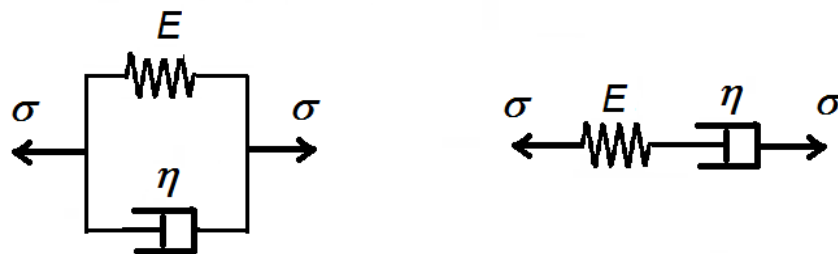


Figura 3.5 - Modelo de Kelvin a esquerda e Modelo de Maxwell a direita.

Estes modelos básicos acabam por não representar adequadamente o comportamento mecânico de sólidos em diversas aplicações [Vassoler, 2007]. Conseqüentemente, modelos com mais elementos surgiram a partir dos modelos clássicos de Maxwell e Kelvin. O número de elementos que um modelo possui está intimamente ligado com a qualidade de representação do comportamento do material, sendo assim modelos mais

flexíveis apresentam maior quantidade de elementos, entre estes se pode destacar o Modelo Generalizado de Maxwell, que possui uma mola com rigidez E_∞ , em paralelo com N braços de Maxwell de rigidez E_i e amortecimento η_i , mostrados na Figura 3.6.

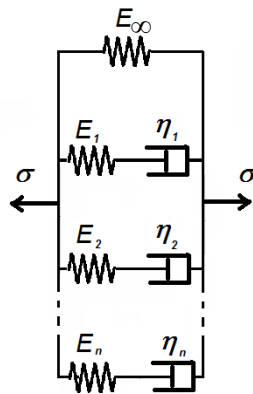


Figura 3.6 - Modelo Generalizado de Maxwell.

Para o modelo de Maxwell Generalizado a equação da tensão para problemas unidimensionais é dada por [Hughes e Simo, 1998]:

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon(t) - \sum_{i=1}^N E_i \alpha_i(t) \quad (3.2)$$

onde a soma dos módulos de elasticidade E_0 e o tempo de relaxação τ_i são definidos de forma que:

$$E_0 = E_\infty + \sum_{i=1}^N E_i \quad (3.3)$$

$$\tau_i = \frac{\eta_i}{E_i} \quad (3.4)$$

e a variável interna de deformação viscosa α_i é governada por:

$$\dot{\alpha}_i + \frac{1}{\tau_i} \alpha_i = \frac{\varepsilon}{\tau_i} \quad (3.5)$$

$$\lim_{t \rightarrow -\infty} \alpha_i(t) = 0 \quad (3.6)$$

Definindo os módulos relativos:

$$\gamma_i = \frac{E_i}{E_0}; \quad \gamma_\infty = \frac{E_\infty}{E_0}; \quad \text{onde } \gamma_\infty + \sum_{i=1}^N \gamma_i = 1 \quad (3.7)$$

e também a tensão referente a parte elástica σ^0 (para caso elástico isotrópico linear) e uma variável de tensão auxiliar q por:

$$\sigma^0(t) = E_0 \varepsilon(t) \quad (3.8)$$

$$q_i = E_i \alpha_i(t) \quad (3.9)$$

pode se reescrever o problema como:

$$\sigma(t) = \sigma^0(t) - \sum_{i=1}^N q_i(t) \quad (3.10)$$

$$\dot{q}_i + \frac{1}{\tau_i} q_i = \frac{\gamma_i}{\tau_i} \sigma^0(t) \quad (3.11)$$

$$\lim_{t \rightarrow -\infty} q_i(t) = 0 \quad (3.12)$$

Estas equações podem ser resolvidas pela integral de convolução levando a:

$$\sigma(t) = \int_{-\infty}^t E_r(t-s) \dot{\varepsilon}(s) ds \quad (3.13)$$

onde:

$$E_r(t) = E_\infty + \sum_{i=1}^N E_i \exp\left(-\frac{t}{\tau_i}\right) \quad (3.14)$$

Para a solução de um problema de relaxação, onde a deformação é constante $\varepsilon(t) = \varepsilon_0$, a solução desta integral se reduz a [Hughes e Simo, 1998]:

$$\sigma(t) = E_r(t) \varepsilon_0 \quad (3.15)$$

A expressão (3.14) pode ser facilmente utilizada no procedimento de identificação de parâmetros de ensaios de relaxação (sem sensibilidade a temperatura). Caso seja necessário quantificar o estado de tensões de um ponto para um histórico de deformações qualquer é necessário resolver (3.13) novamente. Para obter uma solução incremental, discretiza-se no tempo $[t_n, t_{n+1}]$, tal que $t_{n+1} = t_n + \Delta t$. As expressões para o cálculo de tensão podem ser escritas como [Hughes e Simo, 1998]:

$$\sigma_{n+1} = \gamma_\infty \sigma_{n+1}^0 + \sum_{i=1}^N \gamma_i h_{n+1}^{(i)} \quad (3.16)$$

$$h_{n+1}^{(i)} := \exp\left(-\frac{\Delta t}{\tau_i}\right) h_n^{(i)} + \exp\left(-\frac{\Delta t}{2\tau_i}\right) (\sigma_{n+1}^0 - \sigma_n^0) \quad (3.17)$$

Esta formulação incremental é válida para descrever o comportamento viscoelástico isotrópico de qualquer histórico de deformações, dado por incrementos. Foi escolhido este tipo de formulação pois pode ser facilmente implementada em MATLAB.

A dependência da temperatura T , por sua vez, pode ser incluída nestes modelos pelo princípio de superposição tempo-temperatura. O princípio da superposição tempo-temperatura estabelece que as propriedades reológicas obtidas para um intervalo de tempo a uma dada temperatura podem ser correlacionadas com outras, sendo estas obtidas em temperaturas diferentes, através de uma translação paralela no eixo do tempo [Souza, 2005]. Neste caso, esta translação pode ser feita através da modificação do tempo de relaxação segundo a simples operação [Roylance, 2001]:

$$\tau_i = A(T) \tau_i \quad (3.18)$$

onde $A(T)$ é o fator de translação. Existem vários modelos para obtenção deste parâmetro e apenas alguns deles serão estudados. Neste trabalho são usadas as funções de translação de Tool-Narayanaswamy e de Williams-Landel-Ferry, que são os modelos mais usados no software comercial ANSYS [Ansys, Inc., 2008]. O equacionamento para Williams-Landel-Ferry é dado por:

$$\log(A(T)) = \frac{C_2(T - C_1)}{(C_3 + T - C_1)} \quad (3.19)$$

sendo C_1 , C_2 e C_3 os parâmetros do material e $A(T)$ o fator de translação dependente da temperatura.

Para Tool-Narayanaswamy, por outro lado, tem-se:

$$A(T) = \exp\left(C_4\left(\frac{1}{C_5} - \frac{1}{T}\right)\right) \quad (3.20)$$

onde C_4 e C_5 são parâmetros do material.

Com estas definições, é possível ainda obter a chamada curva *Master*, que representa todas as relações entre rigidez, tempo e temperatura (ver Figura 3.7).

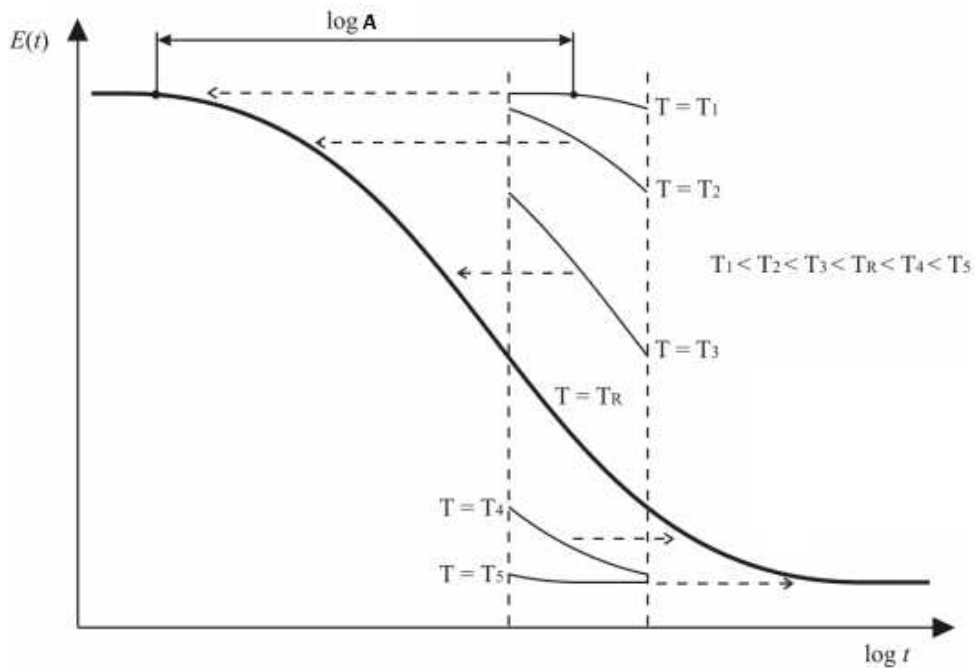


Figura 3.7 – Procedimento de obtenção da curva *Master*.

Assim, para que os modelos viscoelásticos possam representar sensibilidade a temperatura basta modificar o tempo de relaxação da eq. 3.14 pela eq. 3.18, resultando em

$$E_r(t) = E_\infty + \sum_{i=1}^N E_i \exp\left(-\frac{t}{A(T)\tau_i}\right) \quad (3.21)$$

para o ensaio de relaxação, e

$$h_{n+1}^{(i)} := \exp\left(-\frac{\Delta t}{A(T)\tau_i}\right) h_n^{(i)} + \exp\left(-\frac{\Delta t}{2A(T)\tau_i}\right) (\sigma_{n+1}^0 - \sigma_n^0) \quad (3.22)$$

para o caso incremental. Estas expressões foram implementadas em MATLAB, respectivamente, para o procedimento de identificação de parâmetros das curvas do ensaio de relaxação e para testes numéricos.

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Para o estudo experimental foram usados corpos de prova de polietileno, injetados conforme norma [ASTM D4703, 2010], com espessura dos corpos de prova de 3mm e demais dimensões indicadas na Figura 4.1.

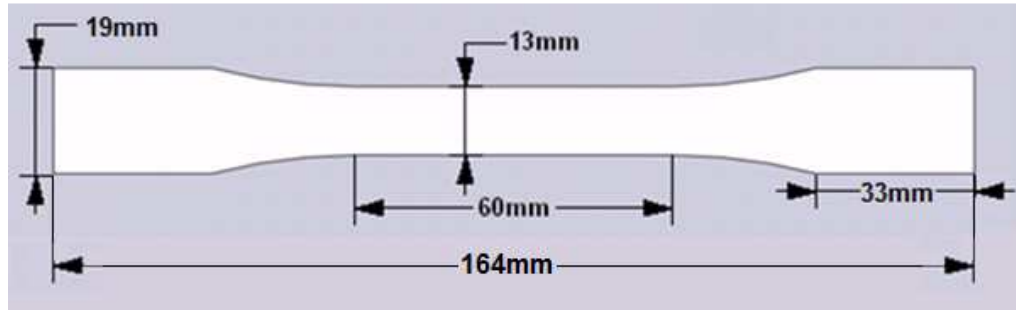


Figura 4.1 - Corpo de prova de polietileno.

Segundo a norma que trata da realização de experimentos de relaxação de tensões e fluência em polímeros [ASTM D2990, 2009], a variação na temperatura do forno deve ser de no máximo 2°C, sendo que o forno utilizado possui resolução de 0.1°C. Para averiguar se o corpo de prova estava na mesma temperatura do forno, colou-se provisoriamente um termopar tipo K no centro do corpo de prova em ensaios pilotos. Depois de confirmada a entrada no regime permanente de temperaturas. Este procedimento foi usado para verificar o tempo mínimo necessário para a superfície do corpo de prova estar em equilíbrio térmico com o forno. Durante o ensaio a temperatura manteve-se com variação de 0.1°C, assim esta característica foi atendida. Segundo a mesma norma, a umidade deveria ser de 50%, esta não foi controlada nem medida por falta de equipamento para o devido fim. A célula de carga escolhida foi de 1kN, devido ao valor de incerteza de 1% que esta possuía. As garras foram montadas na máquina de ensaios. Como o valor de incerteza de medição é baixo e a máquina de ensaio usada é a EMIC DL2000 (Figura 4.2) esta está dentro das especificações exigidas pela norma ASTM D2990, 2009, para os fatores em a norma foi atendida.



Figura 4.2– Equipamento usado nos ensaios.

O ensaio de relaxação que será descrito foi concebido para a região de deformação elástica do material. A norma cita que o tempo de aplicação da carga em ensaios de relaxação e fluência deve ter uma duração de 1 a 5 segundos na aplicação. Sendo assim, escolheu-se usar 1.5 segundos para todos os ensaios (ver Figura 4.3).

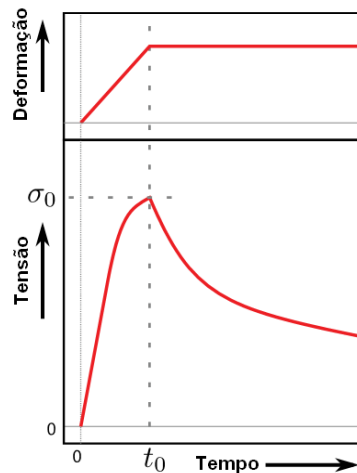


Figura 4.3 - Definição de tempo inicial.

Por questão de segurança, escolheu-se fazer a aplicação do carregamento através de uma taxa de força aplicada até uma força limite, onde após a aplicação de carga mantém-se a deformação constante de modo que se possa obter a curva de relaxação. Com a aplicação do carregamento através de uma força, invés de uma deformação, é possível garantir que o ensaio estará na região de deformação elástica para todas as temperaturas e ainda abaixo do limite de carga da célula de carga. Enfim, os dados do ensaio são obtidos através da máquina de ensaio que mede o histórico de tensões e deformações.

Para evitar diferentes excitações de suas características viscosas, usou-se a mesma taxa para todas as temperaturas estudadas. A fim de determinar o nível de força que deveria ser aplicado nos ensaios para cada temperatura a ser testada, foram realizados dois ensaios de tração uniaxial com temperaturas de 23°C e 70°C, que é a faixa de temperatura de interesse deste estudo. A taxa de deformação escolhida para estes dois ensaios é a mesma a ser utilizada posteriormente no ensaio de relaxação, assim evita-se a seleção equivocada de uma força e temperatura que possa plastificar o material usado. A força limite usada foi de 85N e corresponde a tensão de 2.17MPa, bem abaixo das tensões de escoamento observadas nos ensaios de tração uniaxial (ver Figura 4.4), e que levam a pequenas deformações de forma compatível com os modelos de material estudados.

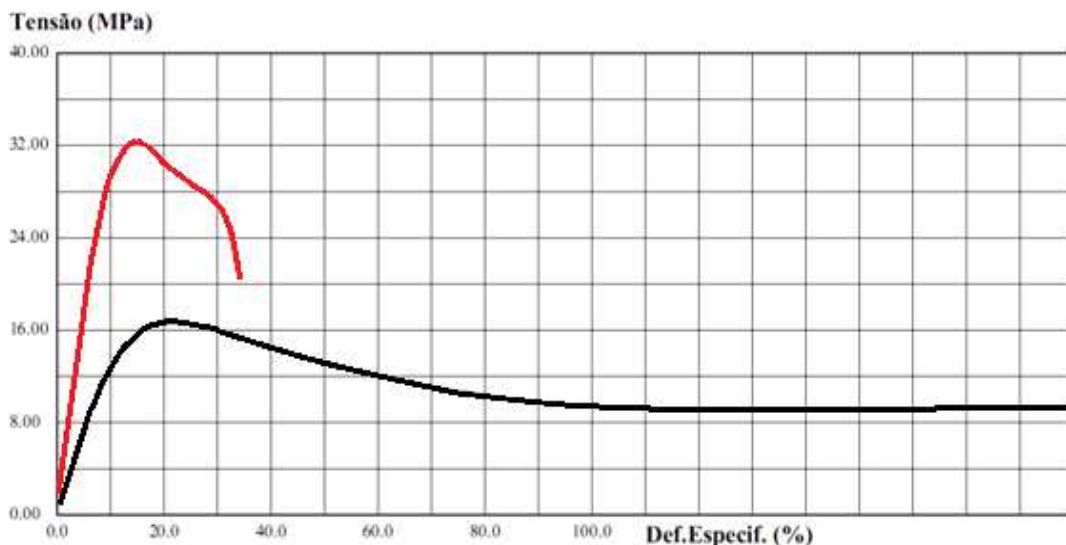


Figura 4.4 - Gráfico tensão-deformação nominal dos ensaios uniaxiais de tração.

Segundo a norma [ASTM D2990, 2009], em ensaios de relaxação deve-se escolher mais de duas temperaturas para representar o intervalo de temperaturas que se deseja estudar, para o polietileno, selecionaram-se as temperaturas 23°C, 40°C, 50°C e 60°C, sendo estas distantes do ponto de fusão do material. Vale ressaltar que a mesma norma cita ensaios com duração de 1000 horas e condicionamento dos corpos de prova de 48 horas. Por não ter tempo suficiente para realizar ensaios com estas durações, usou-se um intervalo de 2 horas para o ensaio relaxação e 30 minutos para o condicionamento do corpo de prova realizado dentro do forno.

A análise da incerteza padrão combinada apenas das medidas do ensaio mecânico é obtida partindo da equação (3.1). Aplicando a formulação de Kline e McClintock, [HOLMAN, 2001], é obtida a equação para a incerteza, U_r , do módulo de relaxação experimental:

$$U_r = \sqrt{\left(\frac{\partial E_r(t)}{\partial F} U_F\right)^2 + \left(\frac{\partial E_r(t)}{\partial l} U_l\right)^2 + \left(\frac{\partial E_r(t)}{\partial e} U_e\right)^2 + \left(\frac{\partial E_r(t)}{\partial \varepsilon_0} U_{\varepsilon_0}\right)^2} \quad (4.1)$$

onde F é a força aplicada, l a largura do corpo de prova e e a espessura. A incerteza padrão combinada calculada foi de +0,056MPa. Tal incerteza não está diretamente relacionada as incertezas sobre o modelo de material.

5. RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL

Visando a obtenção de parâmetros caracterizadores do comportamento viscoelástico com sensibilidade a temperatura, foram criadas duas rotinas computacionais a partir da equação (3.21) no software de programação matemática *MATLAB*. As funções de translação de Williams-Landel-Ferry (WLF) e Tool-Narayanaswamy (TN) foram estudadas para identificar qual seria mais adequada ao comportamento experimental observado.

Assim, os parâmetros a serem caracterizados são os do modelo viscoelástico ($E_\infty, E_1, E_2, E_3, E_4, \tau_1, \tau_2, \tau_3, \tau_4$), os das funções de translação de Williams-Landel-Ferry (C_1, C_2, C_3) ou de Tool-Narayanaswamy (C_4, C_5). Assim, para uso de WLF são 12 parâmetros a serem identificados enquanto que o para TN são 11 parâmetros. As rotinas computacionais geradas seguem o diagrama mostrado na figura 5.1.

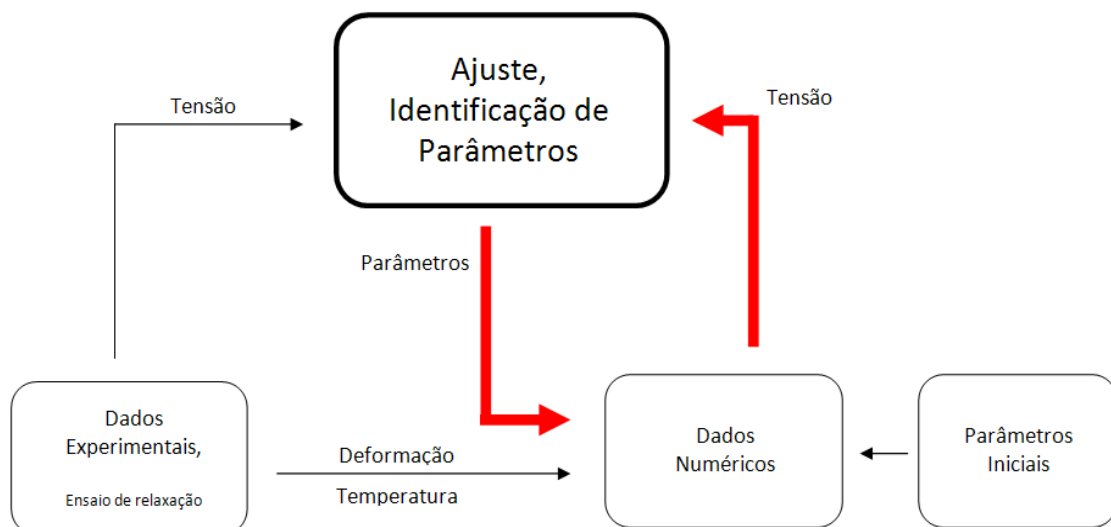


Figura 5.1 – Diagrama esquemático da identificação de parâmetros.

Apesar de a máquina de ensaio obter milhares de pontos no histórico de tensão e deformação, nas rotinas de obtenção de parâmetros apenas alguns pontos são necessários.

O uso de muitos pontos normalmente apenas implicaria em maior custo computacional. De acordo com as recomendações da [ASTM D2990, 2009], as tensões deveriam ser medidas em instantes de tempo específicos. No intervalo de ensaio deste trabalho são 6 pontos para cada temperatura estudada, nos instantes 1, 6, 12, 30 minutos, 1 e 2 horas. Assim, escolheu-se usar estes pontos, sem qualquer ponderação sobre estes. Poderia se usar mais pontos, porém por falta de critério específico, se decidiu usar os pontos indicados por norma.

Para a realização da identificação de parâmetros usou-se a função “*lsqcurvefit*” do MATLAB. Para avaliar qual é a melhor função de translação usou-se a soma de quadrados total (SQT), que é definida como a medida da variabilidade total dos dados [Crawley, 2013]:

$$SQT = \sum_{i=1}^k (E_i^{num} - E_i^{exp})^2 \quad (5.1)$$

onde E^{num} e E^{exp} são respectivamente os módulos de relaxação obtidos numericamente e os medidos experimentalmente. O parâmetro k indica os pontos usados na identificação de parâmetros. Como a cada iteração do processo de identificação dos parâmetros todas as curvas numéricas das temperaturas são avaliadas (4 curvas), k corresponde a 24 pontos de avaliação no total.

Deste estudo, verificou-se que os erros ao se usar a função de Williams-Landel-Ferry (SQT=0,132MPa) foram menores que os da função Tool-Narayanaswamy (SQT=0,535MPa). Os parâmetros obtidos através dos ajustes de curvas podem ser vistos nas Tabelas 5.1 e 5.2.

Tabela 5.1 – Parâmetros do material usando Williams-Landel-Ferry.

E_{∞}	1,300 MPa				
E_1	0,259 MPa	τ_1	165,079 s		
E_2	1,194 MPa	τ_2	1,774 s	C_1	54,468
E_3	0,500 MPa	τ_3	3826,118 s	C_2	-37,468
E_4	0,369 MPa	τ_4	136,251 s	C_3	410,820

Tabela 5.2 – Parâmetros do material usando Tool-Narayanaswamy.

E_{∞}	1,281 MPa				
E_1	1,025 MPa	τ_1	0,003 s		
E_2	0,344 MPa	τ_2	0,135 s		
E_3	0,479 MPa	τ_3	21,130 s	C_4	298,891
E_4	0,494 MPa	τ_4	1,896 s	C_5	2448,248

Os módulos relativos apenas para a o caso que apresentou melhor resultado, ou seja, no qual se usou a função de Williams-Landel-Ferry, são apresentados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Módulos relativos para o caso Williams-Landel-Ferry.

γ_{∞}	0,359
γ_1	0,071
γ_2	0,329
γ_3	0,138
γ_4	0,102

Estes parâmetros são de grande importância em cálculo numérico e podem, por exemplo, ser usados em softwares comerciais de elementos finitos como o ANSYS. A resposta da identificação de parâmetros com a função de WLF é apresentada na Figura 5.2, onde os

pontos indicam os valores experimentais e as linhas tracejadas o erro numérico para cada temperatura.

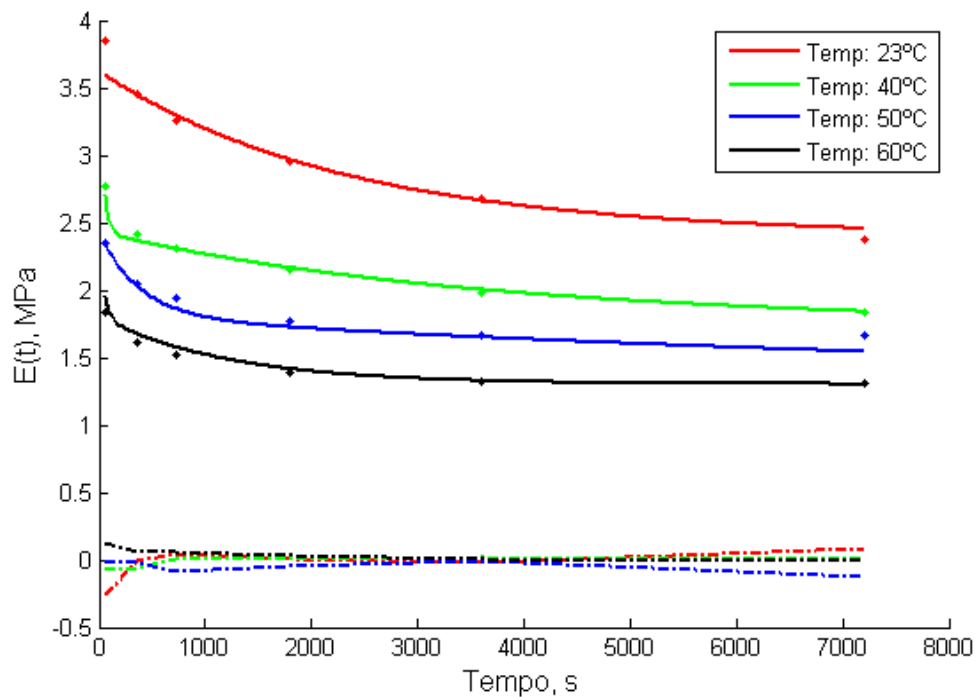


Figura 5.2 - Ajuste final do modelo viscoelástico com a função WLF.

Os resultados da identificação de parâmetros mostram que o modelo viscoelástico com a função WLF é capaz de representar a dependência da temperatura.

Através do gráfico de ajuste final (Figura 5.2) pode-se, também, dividir o tempo pelo fator de translação de cada curva e colocá-lo na escala logarítmica. Esta operação permite obter a curva *Master* para diferentes temperaturas deste polímero. Desta forma, é dada a sobreposição do tempo com a temperatura e assim são feitos deslocamentos horizontais obtendo-se a curva *Master*, apresentada na Figura 5.3. Esta representa a variação do módulo de relaxação com o acréscimo da temperatura e a modificação do estado do material.

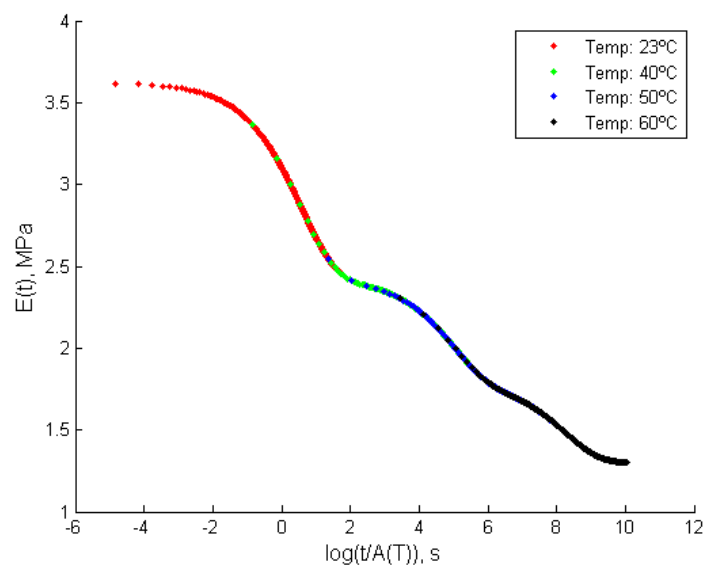


Figura 5.3 – Variação do módulo de relaxação com a temperatura, indicando por cor a contribuição de cada curva experimental

Através da figura 5.3 pode-se observar que inicialmente o material pode ser considerado rígido e possui um alto módulo de relaxação e posteriormente seu comportamento mecânico perde sensivelmente rigidez. Este comportamento é esperado e poderia ser extrapolado. Caso fosse transcrito um tempo maior, poderia se observar um módulo baixo e o material comportar-se-ia como uma borracha em determinadas temperatura, até que finalmente o módulo atingiria valores constantes de um fluido [Pagliosa,2004].

6. TESTE NUMÉRICO

Com os parâmetros obtidos através de um ensaio com deformação constante, pode-se proceder a estimativa de resposta de tensão para o caso com históricos de deformação diferentes do caso de relaxação usado no processo de identificação de parâmetros. Para tal pode-se utilizar as expressões incrementais (3.22), que foram implementadas também em MATLAB. Assim, com o intuito de estudar a aplicação destes parâmetros em um histórico de deformações qualquer, é realizado um teste uniaxial com ciclos de cargas e descargas sucessivos. Este exemplo não está correlacionado com uma aplicação particular e apenas pretende demonstrar o comportamento esperado para o caso de simulação incremental. Tal caso foi estudado para duas situações, uma com temperatura constante e outra mudando a temperatura ao longo do carregamento. Os históricos de deformações e temperaturas para estes casos é apresentado na Figura 6.1.

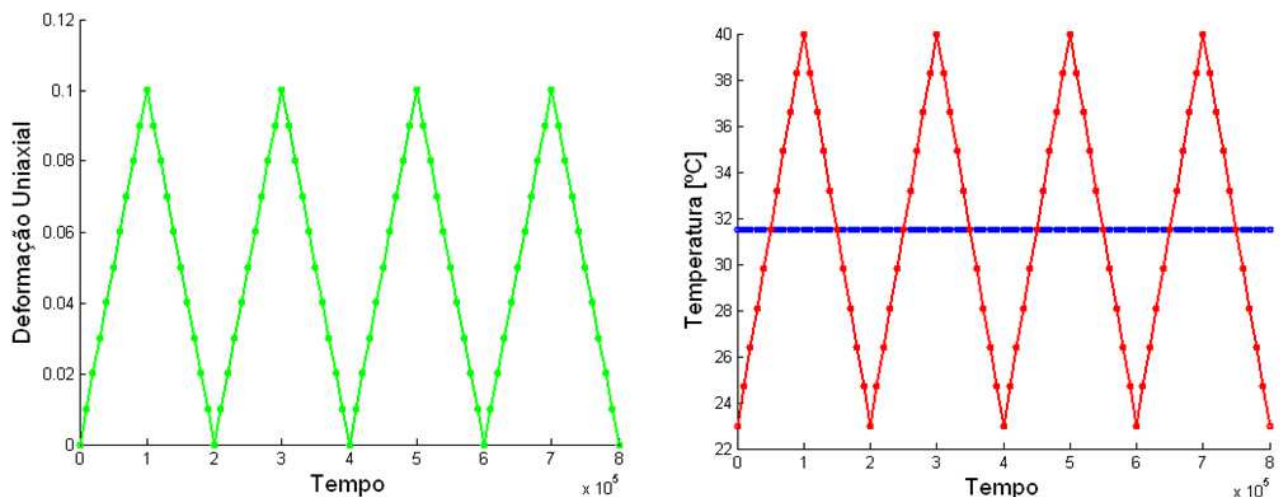


Figura 6.1 - Históricos de deformação e de temperatura para ambas situações de teste.

As respostas de tensões deste teste são apresentadas na Figura 6.2, onde é possível verificar os diferentes comportamentos.

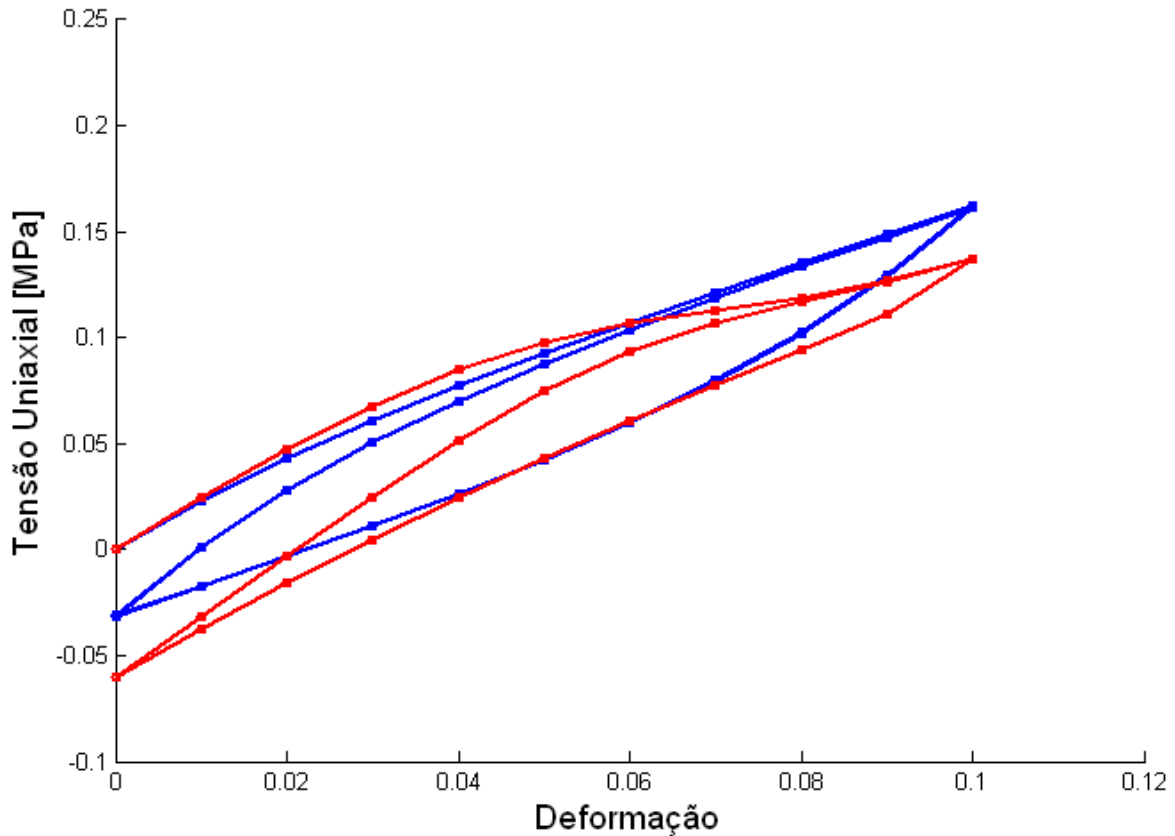


Figura 6.2 - Teste numérico

7. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizados ensaios experimentais de relaxação de tensões, tendo como base as normas para este tipo de experimento. O material utilizado para os ensaios foi o polietileno, considerando diferentes temperaturas.

Foram obtidos dados experimentais para diferentes temperaturas e foram estudados modelos viscoelásticos com sensibilidade a temperatura. Com base nos dados obtidos, foi escolhido usar um modelo constitutivo viscoelástico representativo de um modelo de Maxwell Generalizado com quatro conjuntos de molas e amortecedores, e foi incluída a sensibilidade a temperatura através do princípio de superposição tempo-temperatura. Estes foram implementados em software científico que possibilitou a identificação de parâmetros e a realização de testes para carregamentos gerais.

Os resultados obtidos foram satisfatórios mostrando a capacidade do modelo representar adequadamente as respostas obtidas experimentalmente. Além disto, este estudo permitiu demonstrar as diferenças na resposta de tais polímeros frente a mudança de temperatura.

Este estudo ainda carece de mais aprofundamento em alguns fatores como a repetitividade dos resultados, com devido tratamento estatístico, satisfação da norma frente a duração dos ensaios, e estudo em faixas mais amplas de temperatura. Tais não foram realizados devido ao tempo necessário para obtenção de dados experimentais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Adharapurap R. R.; Richeton J.; Ahzi S.; Vecchio K.S.; Jiang F.C.; **“Influence of Temperature and Strain Rate on the Mechanical Behavior of Three Amorphous Polymers: Characterization and Modeling of the Compressive Yield Stress”**, International Journal of Solids and Structures, Vol. 43, pp 2318–2335, 2006.

American Society for Testing and Materials (ASTM) D2990; **“Standard Test Methods for Tensile, Compressive, and Flexural Creep and Creep-Rupture of Plastics”**, 2009.

American Society for Testing and Materials (ASTM) D4703; **“Standard Practice for Compression Molding Thermoplastic Materials into Test Specimens, Plaques, or Sheets”**, 2010.

American Society for Testing and Materials (ASTM) E328; **“Standard Test Methods for Stress Relaxation for Materials and Structures”**, 2013.

Callister, W. D. J.; **“An Introduction to Materials Science and Engineering”**, John Wiley & Sons Ltd, 7th edition, 2007.

Crawley, M. J.; **“The R Book”** John Wiley & Sons Ltd, 2nd edition, 2013.

Dias, F. W. R.; **“Comportamento Mecânico do Polímero PTFE Sujeito a Diferentes Taxas de Deformação”**, Universidade Federal Fluminense, 2011.

Duan, Y.; Saigal, A.; Greif, R.; **“A uniform phenomenological Constitutive model for glassy and semicrystalline polymers”**, Polymer, Vol. 41, 2001

Holman, J. P.; **“Experimental Methods for Engineers”**, McGraw-Hill Companies, 7th edition, 2001.

Hughes T. J. R.; Simot J. C.; **“Computational Inelasticity”**, Springer-Verlag New York, Vol.7, 1998.

Pagliosa, C.; **“Determinação Experimental de Propriedades Viscoelásticas de Material Polimérico”**, Universidade Federal de Santa Catarina, 2004.

Qi L.; Roy R.; **“Stress Relaxation Study of Paper and Plastic Film Based Packaging Material”**, Blekinge Institute of Technology, 2009.

Roylance D.; **“Engineering Viscoelasticity”**, Massachusetts Institute of Technology, 2001.

Souza, F.V.; **“Modelo Multi-Escala para Análise Estrutural de Compósitos Viscoelásticos Suscetíveis ao Dano”**, Universidade Federal do Ceará, 2005.

Sweeney, J.; Ward, I. M.; **“An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers”**, John Wiley & Sons Ltd, 2nd edition, 2004.

Vassoler, J. M.; **“Modelos Constitutivos Variacionais de Viscoelasticidade e Viscoplasticidade para Materiais Termoplásticos Submetidos a Deformações Finitas”**, Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.