



**ESTUDO SOBRE O EFEITO DA INTERAÇÃO
FADIGA-FLUÊNCIA NA DURABILIDADE DO
POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE**

Marcelo Silva Marques

Projeto de Graduação
Departamento de Engenharia Mecânica

**FACULDADE DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO SOBRE O EFEITO DA INTERAÇÃO FADIGA-
FLUÊNCIA NA DURABILIDADE DO POLIETILENO DE
ALTA DENSIDADE**

Marcelo Silva Marques

Orientador(a): Fábio Comes de Castro

Projeto de Graduação

BRASÍLIA/DF:29 de Setembro de 2022

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO SOBRE O EFEITO DA INTERAÇÃO FADIGA-
FLUÊNCIA NA DURABILIDADE DO POLIETILENO DE
ALTA DENSIDADE**

Relatório submetido como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Fábio Comes de Castro, UnB/ ENM (Orientador)

Prof. Jorge Luiz de Almeida, UnB/ENM

MSc Lucas Araujo Carneiro

BRASÍLIA/DF, 29 de Setembro de 2022.

RESUMO

O número de aplicações de materiais poliméricos termoplásticos e seus compósitos têm aumentado rapidamente em diversos setores da indústria devido às suas vantagens como menor peso, menor custo de produção e maior resistência à corrosão, se comparados com os metais. Além disso os termoplásticos são facilmente produzidos em geometrias complexas e a altas taxas de produção.

Devido à essas vantagens alguns termoplásticos estão sendo utilizados em aplicações estruturais, o polietileno de alta densidade é utilizado para fabricação de tubos usados em sistemas de distribuição de água e gás. Os tubos de polietileno de alta densidade se provaram uma boa e mais econômica alternativa para os tubos metálicos nesse tipo de aplicação. Nessas aplicações o material é sujeito à esforços cíclicos devido a variação de pressão dentro do tubo, e como os termoplásticos sofrem do efeito de fluência à temperatura ambiente é razoável assumir que ocorre uma interação entre fadiga e fluência.

Assim sendo, este trabalho tem como objetivo estudar o efeito dos parâmetros de carregamento (tensão máxima, tensão média, tensão estacionária e tempo de espera) na durabilidade do polietileno de alta densidade. Para atingir esse objetivo serão utilizados dados da literatura que serão aplicados em um modelo de evolução de dano pela interação entre fadiga e fluência. Como resultado, obteve-se valores de número de ciclos até a falha por fadiga pura, e diversos tempos de ruptura por fluência para determinados valores de tensão constante. Além disso indicou-se uma variação muito significativa na durabilidade do polietileno de alta densidade ao variar o valor da tensão estacionária, que ficava muito próxima do valor de fadiga pura para valores próximos de zero e muito próxima do valor de fluência pura para valores próximos da tensão máxima.

SUMÁRIO

1-INTRODUÇÃO	1
1.1-MOTIVAÇÃO	1
1.2-ESTADO DA ARTE	4
1.3-OBJETIVO	6
2-REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1- FADIGA	7
2.1.1-CARREGAMENTO CÍCLICO	8
2.1.2-MECANISMOS DE FALHA EM FADIGA	10
2.1.3-CURVA S-N	12
2.1.4-EFEITO DE TENSÃO NORMAL MÉDIA	13
2.1.5-EFEITOS AMBIENTAIS	15
2.2-FLUÊNCIA	15
2.3-MATERIAIS POLIMÉRICOS	17
2.4-POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE	32
3-MODELO DE DANO DEVIDO À INTERAÇÃO ENTRE FADIGA E FLUÊNCIA	34
3.1- MODELO DE DANO POR FLUÊNCIA	35
3.2- MODELO DE DANO POR FADIGA	37
3.3- MODELO DE DANO DEVIDO À INTERAÇÃO ENTRE FADIGA E FLUÊNCIA	42
4-RESULTADOS	45
4.1-DETERMINAÇÃO DAS CONSTANTES DO MODELO	46
4.2-RESULTADOS OBTIDOS PARA FADIGA E FLUÊNCIA PURA	49

4.3-RESULTADOS OBTIDOS PELO MODELO DE INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA PARA CARREGAMENTO TOTALMENTE ALTERNADO.....	50
4.4- RESULTADOS OBTIDOS PELO MODELO DE INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA PARA CARREGAMENTO COM TENSÃO MÉDIA DIFERENTE DE ZERO.....	54
5-CONCLUSÕES	58
5.1-SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	59
REFERÊNCIAS BIBLIGRÁFICAS	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1– REPRESENTAÇÃO DOS MONÔMEROS DOS 5 POLÍMEROS MAIS COMUNS	20
Tabela 2.2– CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DO POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE À TEMPERATURA AMBIENTE.....	32
Tabela 4.1– DADOS DE FADIGA DE PEAD SUBMETIDO A CARREGAMENTO UNIAXIAL TOTALMENTE ALTERNADO ($R = -1$).....	47
Tabela 4.2– DADOS DE FADIGA DE PEAD SUBMETIDO A CARREGAMENTO UNIAXIAL COM TENSÃO MÉDIA DIFERENTE DE ZERO ($R = 0,1$).....	49
Tabela 4.3– NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FALHA PARA DIFERENTES VALORES DE TENSÃO MÁXIMA CONSIDERANDO $R = -1$, E UMA EVOLUÇÃO DE DANO POR FADIGA PURA	49
Tabela 4.4– TEMPO DE RUPTURA PARA DIFERENTES VALORES DE TENSÃO.	50
Tabela 4.5– NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FALHA, N_R , CONSIDERANDO $S_{max} = 0,6S_u$ E $R =$ -1 PARA DIFERENTES VALORES DE S_H E t_H	51
Tabela 4.6– NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FALHA, N_R , CONSIDERANDO $S_{max} = 0,7S_u$ E $R =$ -1 PARA DIFERENTES VALORES DE S_H E t_H	53
Tabela 4.7– NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FALHA, N_R , CONSIDERANDO $S_{max} = 0,6S_u$ E $R =$ $0,1$ PARA DIFERENTES VALORES DE S_H E t_H	55
Tabela 4.8– NÚMERO DE CICLOS ATÉ A FALHA, N_R , CONSIDERANDO $S_{max} = 0,7S_u$ E $R =$ $0,1$ PARA DIFERENTES VALORES DE S_H E t_H	55

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1- PRODUÇÃO DE PLÁSTICOS GLOBAL (EM MILHÕES DE TONELADAS) DE 1950 A 2012	1
Figura 1.2- PRODUÇÃO DE PLÁSTICOS EM 2015.....	2
Figura 1.3- TUBOS DE PEAD UTILIZADOS EM UM PROCESSO DE DESSALINIZAÇÃO	3
Figura 1.4- TUBOS DE PEAD UTILIZADOS EM UM SISTEMA DE DISTRIBUIÇÃO DE ÁGUA.....	4
Figura 2.1- REPRESENTAÇÃO DE CARREGAMENTO CÍCLICO.....	8
Figura 2.2- DEMONSTRAÇÃO DOS FATORES DE TENSÃO MÉDIA, AMPLITUDE DE TENSÃO E FAIXA DE TENSÃO EM UM GRÁFICO DE CARREGAMENTO CÍCLICO	10
Figura 2.3- CURVA S-N DO AÇO A517.....	12
Figura 2.4- CURVA S-N EXEMPLIFICANDO O EFEITO DA TENSÃO MÉDIA.....	14
Figura 2.5- CURVA DE FLUÊNCIA DEFORMAÇÃO POR TEMPO.....	16
Figura 2.6- MOLÉCULA DO ETILENO.....	18
Figura 2.7- ESQUELETO DE CARBONO PRESENTE NA MAIORIA DOS POLÍMEROS.....	19
Figura 2.8- REPRESENTAÇÃO DA MOLÉCULA DE POLIETILENO.....	19
Figura 2.9- REPRESENTAÇÃO DE UMA CADEIA POLIMÉRICA COM ESTRUTURA LINEAR.....	22
Figura 2.10- REPRESENTAÇÃO DE UMA CADEIA POLIMÉRICA COM ESTRUTURA RAMIFICADA	22
Figura 2.11- REPRESENTAÇÃO DE UMA CADEIA POLIMÉRICA COM LIGAÇÕES CRUZADAS.....	23
Figura 2.12- REPRESENTAÇÃO DA ESTRUTURA MOLECULAR DE UM POLÍMERO COM ALTO GRAU DE CRISTALINIDADE.....	24
Figura 2.13- REPRESENTAÇÃO DA REGIÃO CRISTALINA E DA REGIÃO AMORFA DE UM POLÍMERO SEMICRISTALINO.....	25
Figura 2.14- GRÁFICO TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA POLÍMEROS.....	27
Figura 2.15- ESTÁGIOS DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE UM POLÍMERO SEMICRISTALINO.....	29
Figura 2.16- CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO PARA UM POLÍMERO SEMICRISTALINO.....	30
Figura 3.1- EVOLUÇÃO DO DANO POR FLUÊNCIA QUANDO $K = 0$ E QUANDO $K \neq 0$	36
Figura 3.2- DANO DE FADIGA EM UMA SEQUÊNCIA DE CARREGAMENTO H-L(<i>HIGH-LOW</i>) ..	38
Figura 3.3- DANO DE FADIGA EM UMA SEQUÊNCIA DE CARREGAMENTO L-H(<i>LOW-HIGH</i>)	39
Figura 3.4- FORMA DE CURVA S-N DESCRITA PELO MODELO DE CHABOCHE.....	41

Figura 3.5- BLOCO DE CARREGAMENTO COMPOSTO POR UMA ONDA TRIANGULAR E UMA REGIÃO DE CARREGAMENTO ESTÁTICO SOB RAZÃO DE CARREGAMENTO A) $R = -1$ B) $R = 0,1$	44
Figura 4.1- AJUSTE DE $\log N_f$ ($(S_a - S_{l0} / S_u - S_a)$) VERSUS $\log S_a$ DOS DADOS DO PEAD PARA $R = -1$, USADA PARA OBTENÇÃO DAS CONSTANTES β E $aM_0^{-\beta}$	48
Figura 4.2- CURVAS S-N OBTIDAS A PARTIR DO MODELO DE CHABOCHE, PARA $R = -1$ E PARA $R = 0.1$, E OS PONTOS EXPERIMENTAIS USADOS PARA GERAÇÃO DAS CURVAS.....	48
Figura 4.3- GRÁFICO DE S_H/S_{max} X $\log N_R$ PARA DIFERENTES VALORES DE t_H CONSIDERANDO $S_{max} = 0,6S_u$ E $R = -1$	52
Figura 4.4- GRÁFICO DE S_H/S_{max} X $\log N_R$ COMPARANDO $S_{max} = 0,6S_u$ E $S_{max} = 0,7S_u$ SOB RAZÃO DE CARREGAMENTO $R = -1$	54
Figura 4.5- GRÁFICO DE S_H/S_{max} X $\log N_R$ COMPARANDO $S_{max} = 0,6S_u$ E $S_{max} = 0,7S_u$ SOB RAZÃO DE CARREGAMENTO $R = 0,1$	56
Figura 4.6- GRÁFICO DE S_H/S_{max} X $\log N_R$ COMPARANDO $R = 0,1$ E $R = -1$ PARA $S_{max} = 0,7S_u$	57

LISTA DE SÍMBOLOS, NOMENCLATURAS E ABREVIACÕES

ΔS	Variação de tensão
S_{max}	Tensão máxima
S_{min}	Tensão mínima
S_m	Tensão média
S_a	Amplitude de tensão
R	Razão de carregamento
A	Razão de amplitude
K	Fator de intensidade de tensão
K_c	Tenacidade a fratura
N	Número de ciclos
N_f	Número de ciclos até a falha por fadiga pura
N_c	Número de ciclos até a falha por fluência pura
N_R	Número de blocos de carregamento até a falha
S_{l0}	Limite de fadiga para carregamento totalmente alternado
$S_{l(sm)}$	Limite de fadiga para uma determinada tensão média
S_u	Tensão limite de resistência à tração
ρ_a	Densidade da região amorfa do polímero.
ρ_c	Densidade da região cristalina do polímero
ρ_e	Densidade do polímero
D	Dano
D_f	Dano por fadiga
D_c	Dano por fluência
S_H	Tensão estacionária
t_H	Tempo de espera
t_R	Tempo de ruptura

PEAD	Polietileno de alta densidade
PEBD	Polietileno de baixa densidade
PEUAPM	Polietileno de ultra-alto peso molecular
HDPE	<i>High-density polyethylene</i>

1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

Os plásticos e seus derivados têm sido utilizados em várias aplicações industriais ultimamente devido á sua praticidade técnica e ao baixo custo de produção. Começando na década de 1950, a produção global de plásticos demonstrou uma média de crescimento anual de 8,7%, com apenas duas interrupções no seu crescimento, que foram causadas pela crise de petróleo da década de 1970 e pela crise financeira de 2008 (TAVAZZI, 2013). A Fig. 1.1 demonstra o crescimento na produção de plásticos.

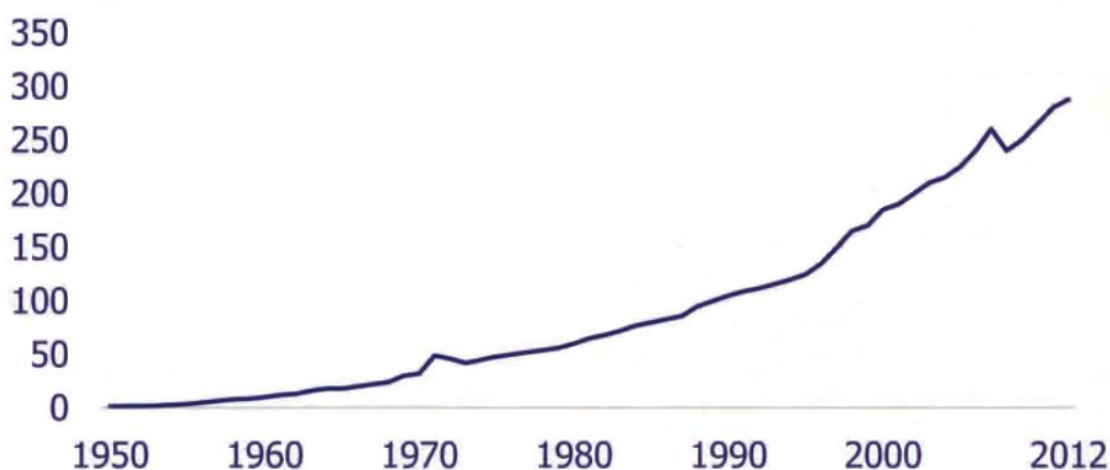


Figura 1.1 Produção de plásticos global (em milhões de toneladas) de 1950 a 2012.

Fonte: (TAVAZZI, 2013)

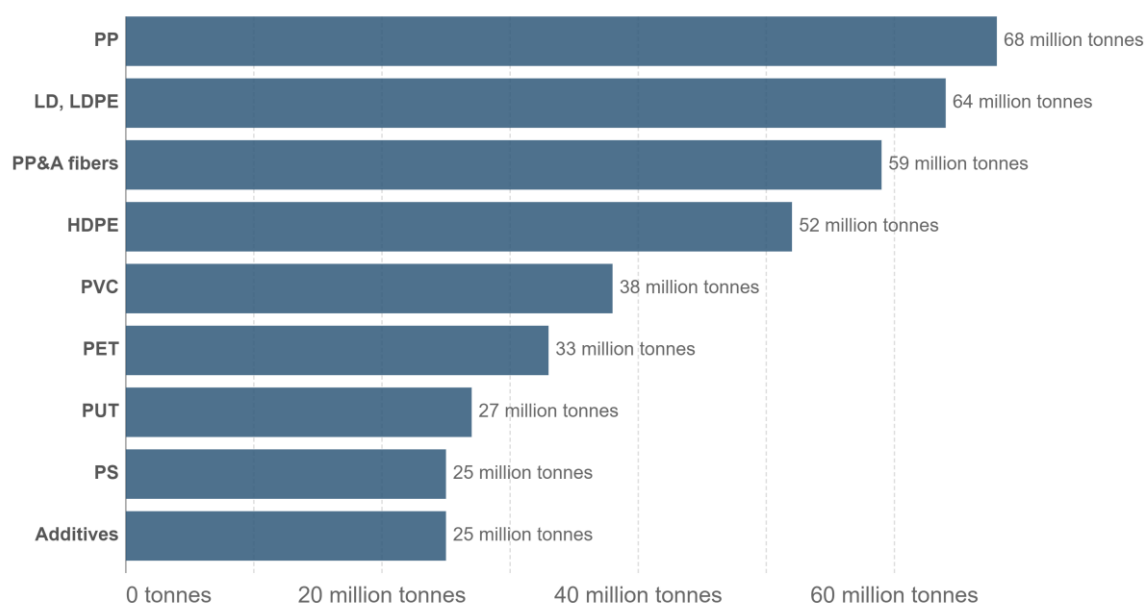
Uma comparação com a produção global de outros materiais mostra que desde 1970 até 2012 a produção de plásticos cresceu cerca de 9 vezes, nesse mesmo período a produção de alumínio cresceu cerca de 4,5 vezes e a produção de aço cresceu cerca de 2,5 vezes. Essas diferenças na taxa de crescimento de produção podem estar relacionadas ao desenvolvimento científico na área, à descoberta de novos materiais e de novas formas de aplicações inovadoras e à gradual substituição de outros materiais (metais, vidros, cerâmicas etc.) por plásticos (TAVAZZI, 2013).

Dentre os materiais plásticos o Polietileno de Alta Densidade (PEAD), em inglês *High-Density Polyethylene* (HDPE), se destaca pela sua resistência mecânica, a sua resistência a corrosão e por ser um material reciclável.

Por possuir uma grande variedade de aplicações que cada vez se torna mais extensa, a produção global de PEAD aumentou bastante durante as últimas décadas, indo de 11,9 milhões de toneladas em 1990 para 43,9 milhões de toneladas em 2017 com um crescimento anual de 3,3% (AMJADI; FATEMI, 2020b). O polietileno, em todas as suas categorias, foi o polímero mais utilizado na indústria em 2015, como mostra na Fig. 1.2.

Primary plastic production by polymer type, 2015

Global primary plastic production by polymer type, measured in tonnes per year. Polymer types are as follows: LDPE (Low-density polyethylene); HDPE (High-density polyethylene); PP (Polypropylene); PS (Polystyrene); PVC (Polyvinyl chloride); PET (Polyethylene terephthalate); PUT (Polyurethanes); and PP&A fibres (polyester, polyamide, and acrylic fibres).



Source: Geyer et al. (2017)

OurWorldInData.org/plastic-pollution • CC BY

Figura 1.2 Produção de plásticos em 2015. Fonte: (GEYER; JAMBECK; LAW, 2017)

Algumas dessas aplicações sujeitam o material a esforços cíclicos, como por exemplo em sistemas de distribuição de água e gás, em tanques de combustível de automóveis e em sistemas de tubulação *offshore*. E apesar de ser um material utilizado em casos sujeitos a esforços cíclicos o seu comportamento quando sujeito a esse tipo de esforços ainda não é totalmente conhecido, em outras palavras o comportamento do PEAD quando submetido a fadiga não pode ainda ser previsto com precisão.



Figura 1.3 Instalação de tubos de PEAD utilizada em um processo de dessalinização. Fonte: Union Dredgers. Disponível em: <https://uniondredgers.com/offshore-pipeline-installation-projects/>. Acesso em: 10/08/2022.

A Fig. 1.3 mostra um exemplo de aplicação de tubulação *offshore* do PEAD na qual ele é submetido a esforços cíclicos. A variação dos esforços está relacionada a uma variação de pressão nos tubos. Repare o tamanho do tubo em relação ao operário que está próximo na Fig. 1.3, falhas causadas por fadiga em um tubo como esse podem causar altos custos de manutenção e interromper grandes linhas de produção.

Um outro tipo de aplicação bem comum do PEAD é para sistemas de tubulação para distribuição de água potável, esgoto e gás natural. Os tubos de plástico estão cada vez mais substituindo tubos de cobre, de argila, de concreto, de alumínio e de aço em vários tipos de aplicações (KRISHNASWAMY, 2005).

Assim como os tubos de instalações *offshore*, os tubos de PEAD utilizados em redes de distribuição de água podem assumir diâmetros muito grandes, como os tubos mostrados na Fig. 1.4. As linhas azuis presentes no tubo são utilizadas para identificar a passagem de água dentro do tubo. Os tubos usados na distribuição de gás naturais são marcados por linhas amarelas. Assim como a Fig. 1.3, a Fig. 1.4 possui um operário próximo ao tubo para efeito de comparação.



Figura 1.4 Tubos de PEAD utilizados num sistema de distribuição de água. Fonte: parsethylene-kish. Disponível em: <https://www.parsethylene-kish.com/>. Acesso em: 14/09/2022.

Uma outra aplicação estrutural bem comum do PEAD são os tanques de combustível. Materiais plásticos são geralmente usados para tanques de combustível de automóveis pelo seu baixo peso, pela sua facilidade em adquirir formatos complexos e pela sua notável resistência à corrosão. Inclusive devido à sua constante aplicação nessa área, Himeki *et al.* (2006) estudaram o efeito de fadiga em tanques feitos de plástico.

1.2 ESTADO DA ARTE

Enquanto a fadiga em materiais metálicos tem sido estudada desde a primeira metade do século XIX, (DOWLING, 2013), o estudo de fadiga em materiais poliméricos, e em específico o do PEAD é muito mais recente. Em 1970 Hertzberg, Nordberg e Manson fizeram um estudo sobre a propagação de trincas em materiais poliméricos e chegaram à conclusão de que apesar desses materiais exibirem um comportamento não linear foi possível para cada material relacionar a variação do fator de intensidade de tensão com a taxa de crescimento de trinca. Nesse mesmo artigo os

autores já enfatizaram que há geração de energia interna devido ao carregamento cíclico, e que qualquer forma de aumento de temperatura pode diminuir consideravelmente a resistência à fadiga em polímeros.

El-Hakeem e Culver (1981) publicaram um artigo sobre propagação de trincas em PEAD. Relatou-se neste trabalho a presença de dois tipos de falha para esse material, a falha dúctil devido ao amolecimento do material para o incremento de temperatura e a falha frágil devido a formação e propagação de trincas. Os autores decidiram introduzir os conceitos teóricos da mecânica da fratura ao problema de fadiga em PEAD. Concluiu-se que era possível relacionar a velocidade de crescimento de trinca com a variação do fator de intensidade de tensão utilizando a curva de Paris e concluiu-se que a alteração na frequência e na razão de carregamento tinham uma grande influência no comportamento da trinca.

Khelif, Chateaneuf e Chaoui (2008) propuseram uma solução estatística em uma tentativa de explicar a dispersão nos resultados de vida útil do PEAD sobre carregamento cíclico. Segundo os autores, a vida útil de fadiga do PEAD não pode ser modelada utilizando a curva normal-logarítmica que geralmente é usada na literatura de fadiga. Em razão disso utilizou-se um modelo de distribuição chamado curva de Weibull para determinar a probabilidade que o material vai suportar um determinado número de ciclos quando aplicado um determinado valor de tensão alternada.

Djebli *et al.* (2016) sugeriram um modelo de acumulação de dano para PEAD sob carregamento cíclico. Considerou-se que a cada ciclo que o material é submetido ele perde parte de sua resistência mecânica, então aplicaram um modelo no qual a tensão máxima de resistência à tração e o módulo de Young do PEAD não são constantes, considerou-se que essas propriedades são função do número de ciclos. A partir dessas considerações utilizou-se um modelo analítico para prever a vida do PEAD sobre carregamento cíclico. Apesar dos resultados experimentais estarem satisfatórios quando comparados com o modelo analítico, não se sabe o quão efetivo é esse modelo para aplicações reais.

Em um artigo mais recente sobre fadiga em PEAD, Amjadi e Fatemi (2020a) verificaram a interação entre fluência e fadiga e os efeitos de parâmetros como a frequência, a temperatura, a tensão média e a técnica de usinagem na vida deste material. Nas conclusões deste artigo evidenciou-se que o auto aquecimento é altamente prejudicial na vida de fadiga do PEAD, e que testes de fadigas feitos à diferentes temperaturas não geram uma boa relação de dados, para formar uma boa curva S-N com

PEAD é necessário fazer todos os testes com uma mesma temperatura. Também se concluiu que o efeito de ratcheting estava bastante presente durante os ensaios de fadiga, e que o parâmetro de Larson-Miller, geralmente utilizado em metais, gerou boas correlações entre os parâmetros de amplitude de tensão, frequência, temperatura, e ciclos até a falha.

1.3 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Apresentar uma revisão da literatura sobre os modelos propostos por Chaboche e Lemaitre para a evolução dos danos por fluência, fadiga e interação fadiga-fluência no contexto de carregamentos uniaxiais.
- Entender o procedimento de determinação das constantes dos modelos de dano a partir de dados experimentais.
- Estudar o efeito dos parâmetros da história de carregamento uniaxial na durabilidade do polietileno de alta densidade virgem sujeito a dano por fluência e fadiga combinados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FADIGA

Componentes de máquinas e de estruturas são constantemente sujeitos a carregamentos cíclicos, e as tensões causadas por esses carregamentos cíclicos podem levar à um dano microscópico na estrutura do material envolvido. Até mesmo em valores de tensão muito menores que a tensão de máxima resistência à tração, o dano microscópico pode se acumular com o aumento do número de ciclos até que desenvolva uma trinca ou alguma outra forma de dano macroscópico que leve à falha do componente. O processo de acumulação de dano e de falha devido ao carregamento cíclico é chamado de fadiga.

Falhas por fadiga são consideradas um grande problema em projetos de engenharia. Os custos devido às falhas e à sua prevenção são altos, sendo que em 80% dos casos de falha, a fadiga e o carregamento cíclico estão envolvidos. Como resultado o custo anual de fadiga em materiais à economia dos Estados Unidos é cerca de 3% do produto nacional bruto (PNB), e uma porcentagem similar é esperada em outras nações com grande produção industrial.

Esses custos resultam da ocorrência ou da prevenção de falhas por fadiga em veículos terrestres, veículos de trilho, aeronaves de todos os tipos, pontes, guindastes, em usinas, em plataformas de retirada de petróleo *offshore*, e em uma grande variedade de maquinários e equipamentos, incluindo eletrodomésticos, brinquedos e equipamentos esportivos.

Atualmente, existem três formas principais de abordagem para análises e desenvolvimento contra falhas por fadiga. A forma de abordagem mais comum em fadiga é a abordagem por tensão. Nesse caso, a análise é baseada nas tensões normais que afetam o componente de engenharia, e são calculadas as tensões normais que o material pode resistir sob carregamento cíclico considerando o efeito da tensão média e dos concentradores de tensões, como entalhes, buracos e filetes. Uma outra abordagem é feita por deformação, na qual ocorre uma análise detalhada sobre escoamentos localizados que podem ocorrer durante o carregamento cíclico. Finalmente, existe a abordagem da mecânica da fratura que trata da verificação da formação, do crescimento e da propagação de trincas no interior do material (DOWLING, 2013).

2.1.1 CARREGAMENTO CÍCLICO

O carregamento cíclico é uma forma de carregamento na qual os valores de tensão se alternam periodicamente entre os valores de tensão máxima S_{max} e de tensão mínima S_{min} . Em algumas aplicações e em grande parte dos ensaios de fadiga a tensão varia entre o valor mínimo e o valor máximo seguindo uma onda senoidal. Por isso o carregamento cíclico é em grande parte das vezes exibido com uma onda senoidal em um gráfico de tensão por tempo.

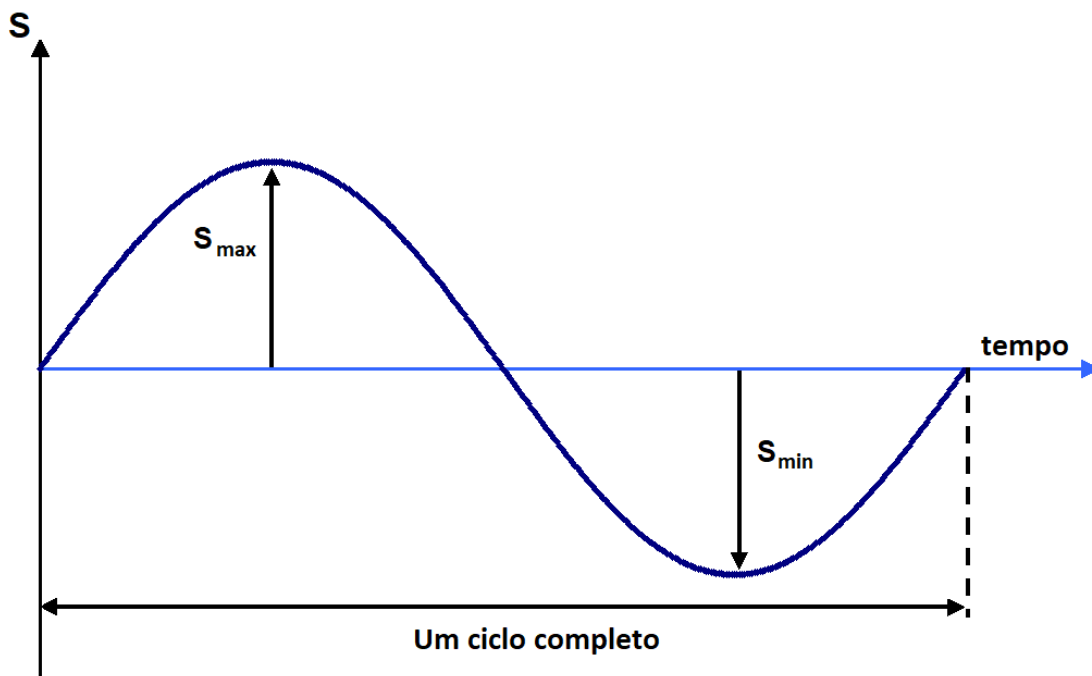


Figura 2.1 Representação de carregamento cíclico.

O carregamento cíclico possui alguns parâmetros importantes em sua análise pois são parâmetros que podem interferir no resultado de estudos de fadiga em materiais. Esses parâmetros são calculados a partir dos valores de tensão máxima e tensão mínima.

A variação de tensão ΔS é calculada pela diferença entre os valores de tensão máxima e tensão mínima, está representada pela Eq. (2.1)

$$\Delta S = S_{max} - S_{min} \quad (2.1)$$

Outro valor importante a ser calculado é a tensão média S_m que é a média aritmética dos valores de tensão máxima e tensão mínima, como mostra a Eq. (2.2)

$$S_m = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} \quad (2.2)$$

A tensão média pode ser igual a zero, como no caso da Fig. 2.1, pois neste exemplo o valor de tensão máxima e de tensão mínima são iguais. Um parâmetro também bastante utilizado é a amplitude de tensão S_a , que é a variação de tensão a respeito da tensão média, dado pela Eq. (2.3)

$$S_a = \frac{\Delta S}{2} = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \quad (2.3)$$

É possível descrever a tensão máxima e a tensão mínima em função da tensão média e da amplitude de tensão como é mostrado nas Eqs. (2.4) e (2.5)

$$S_{max} = S_m + S_a \quad (2.4)$$

$$S_{min} = S_m - S_a \quad (2.5)$$

Por fim, a razão de carregamento, R , e a razão de amplitude, A , fatores muito utilizados para especificar o tipo de carregamento em ensaios de fadiga, são dados pelas Eqs. (2.6) e (2.7).

$$R = \frac{S_{max}}{S_{min}} \quad (2.6)$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} \quad (2.7)$$

A Fig. 2.2 demonstra como os parâmetros descritos anteriormente são representados no gráfico de carregamento cíclico. Repare que nessa figura a tensão média está distante do eixo x, pois nesse caso a razão de carregamento é diferente de -1.

Quando a razão é igual a -1 temos o caso da Fig. 2.1 na qual a tensão média coincide com o eixo x do gráfico.

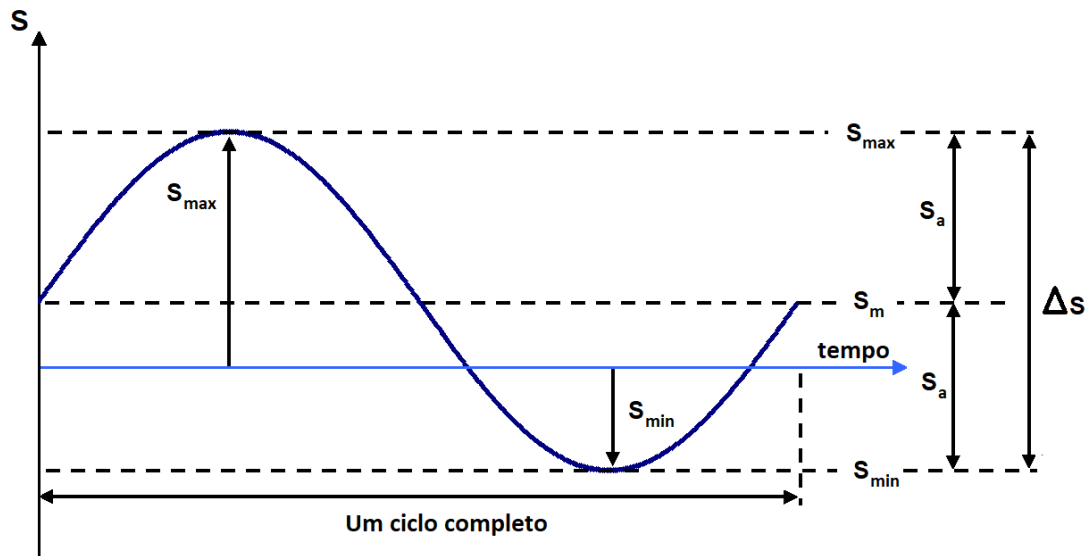


Figura 2.2 Demonstração dos fatores de tensão média, amplitude de tensão e variação de tensão em um gráfico de tensão por tempo.

2.1.2 MECANISMOS DE FALHA EM FADIGA

Falhas por fadiga costumam acontecer pelo surgimento de trincas microscópicas que se desenvolvem até se tornarem macroscópicas e eventualmente levam o material a falha por rompimento. Esse processo é descrito em três estágios, o início da trinca, propagação da trinca e a ruptura repentina devido ao crescimento instável da trinca.

O primeiro estágio de início da trinca é um fenômeno que ocorre microscopicamente e é impossível de ver a olho nu. Conforme as tensões oscilam, pode ocorrer escoamento local devido à concentração de tensão, mesmo que a tensão nominal na seção esteja bem abaixo do valor da tensão de escoamento do material. A deformação plástica localizada causa distorções e cria bandas de deslizamento, que são regiões de intensa deformação devido a movimentos cisalhantes, ao longo dos contornos dos cristais do material. À medida que os ciclos de tensão ocorrem, bandas de deslizamento adicionais aparecem e agrupam-se em trincas microscópicas. Mesmo na ausência de um entalhe este mecanismo ainda ocorrerá, desde que se exceda o limite de escoamento em alguma região do material. Vazios ou inclusões preexistentes servirão como intensificadores de tensão para iniciar a trinca. Uma vez que uma trinca microscópica se estabelece começa o próximo estágio.

No próximo estágio, de propagação da trinca, a trinca microscópica que havia se desenvolvido cria concentração de tensões. Desenvolve-se, assim, uma zona plástica na ponta da trinca, cada vez que uma tensão de tração a alonga, abrandando-se as tensões em suas pontas e reduzindo a concentração de tensão efetiva. A trinca cresce um pouco. Quando a tensão de fadiga (ciclo de tensão) passa para um regime de tensão de compressão ou para um valor nulo, para uma tensão de tração suficientemente baixa, a trinca fecha, o escoamento momentaneamente cessa e a trinca torna-se novamente pontiaguda, agora com um comprimento maior. Esse processo continua enquanto a tensão local está variando de valores abaixo da tensão de escoamento para outros acima da tensão de escoamento, na ponta da trinca.

A velocidade de propagação de trinca é muito pequena inicialmente, mas após uma grande quantidade de ciclos, torna-se significativa. Geralmente quando a trinca pode ser vista a olho nu, ela já possui uma velocidade de crescimento de trinca considerável.

A trinca continuará a crescer enquanto tensões de tração cíclicas estiverem presentes. Em um certo ponto, o tamanho da trinca torna-se grande o bastante para aumentar o fator de intensidade de tensão K na extremidade da trinca, até o nível da tenacidade à fratura do material K_c . Neste ponto acontece o último estágio de falha por fadiga, o material se rompe completamente.

No caso do PEAD os artigos de pesquisadores como o de Qi *et al.* (2019), e Wee e Choi (2016) relataram que a sua falha pode ocorrer de duas formas, a falha frágil e a falha dúctil. O tipo de falha frágil faz referência à geração e propagação de trincas como no caso dos metais, já a falha dúctil ocorre devido ao acúmulo de deformações permanentes ao longo do carregamento cíclico. No artigo de Qi *et al.* (2019), é considerado que a falha dúctil pode ocorrer tanto por alongamento excessivo quanto por flambagem. Os resultados deste artigo demonstram que as falhas dúcteis ocorrem geralmente após uma quantidade menor de ciclos, se comparado com os testes no qual o corpo falha por propagação de trinca, e que a falha dúctil é um tipo de falha menos comum do que a falha frágil.

2.1.3 CURVA S-N

Se um corpo de prova de um material ou um componente estrutural de uma máquina for sujeito a um carregamento cíclico intenso o bastante, uma trinca ou algum

outro tipo de dano irá se desenvolver, levando à falha completa do material. Se o teste for repetido com valores de tensão maiores, o número de ciclos até a falha será menor.

Os resultados desses testes, utilizando valores variados de tensão, podem ser colocados em um gráfico para obter uma curva tensão-vida(*stress-life*), também chamada de curva S-N.

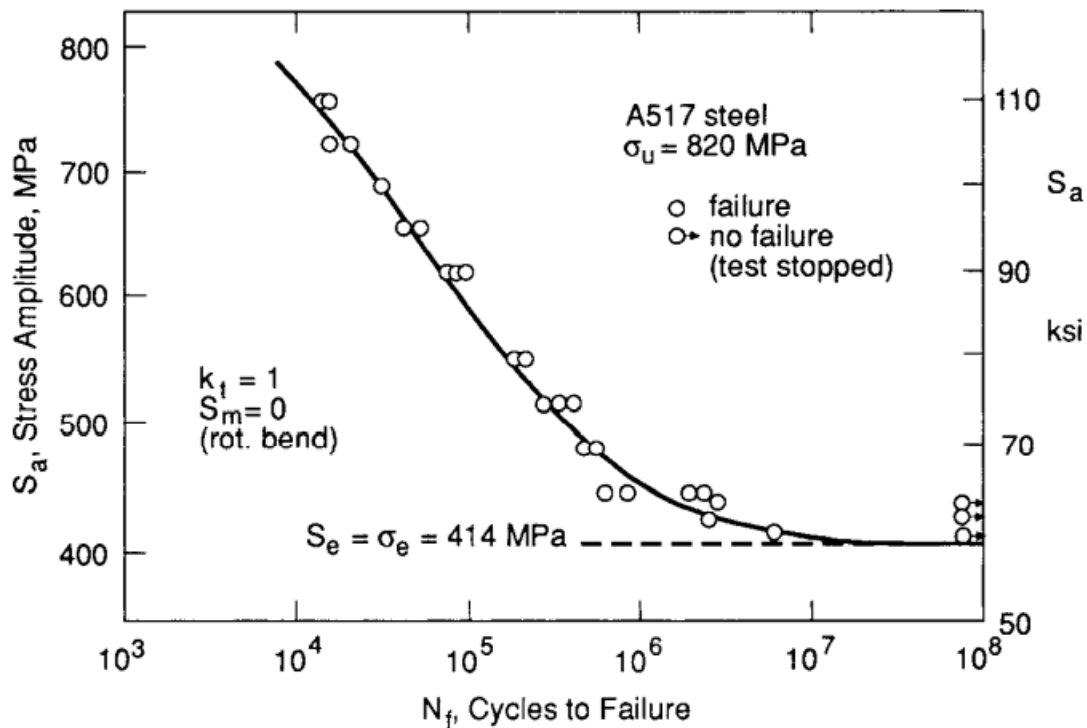


Figura 2.3 Curva S-N do aço A517.

Os círculos exibidos no gráfico da Fig. 2.3 representam os valores experimentais obtidos em ensaios de fadiga, e a linha presente no gráfico é uma linha feita a partir dos resultados experimentais chamada linha de tendência.

Os valores de tensão usados na curva S-N da Fig. 2.3 fazem referência à tensão alternada, S_a , e podem ser colocados no gráfico em escala linear ou em escala logarítmica. O número de ciclos na grande maioria dos casos aparece no gráfico com escala logarítmica. Os testes de fadiga que irão compor uma curva S-N devem ser feitos a uma tensão média constante, pois a variação da tensão média influencia no resultado dos testes de fadiga.

As curvas S-N também podem ser feitas considerando uma razão de carregamento, R , constante e os valores de tensão são colocados no gráfico em função da variação de tensão, ΔS , ou da tensão máxima, S_{max} .

Repare que no gráfico da Fig. 2.3 existe um valor de tensão no qual o número de ciclos do material atinge valores muito grandes sem falha, nesse caso considera-se que o material possui vida infinita com relação à fadiga. Esse valor de tensão é chamado de limite de fadiga.

Se os resultados experimentais de uma curva S-N com escala log-linear gerarem uma reta aproximada, a Eq. (2.8) é utilizada como uma representação matemática da reta:

$$S_a = c_2 + c_1 \log N_f \quad (2.8)$$

Quando os resultados se aproximam de uma reta em uma escala log-log, utiliza-se a Eq. (2.9) como representação da reta:

$$S_a = c_3 N_f^{c_4} \quad (2.9)$$

As constantes c_1 e c_2 , presentes na Eq. (2.8), determinam a inclinação e o ponto que a reta cruza o eixo y, respectivamente, na reta em escala log-linear. Essas constantes são obtidas através de valores experimentais. As constantes c_3 e c_4 , presentes na Eq. (2.9), são constantes de ajuste da reta log-log e também são obtidas a partir de valores experimentais. A escolha de aproximar a curva S-N pela Eq. (2.8) ou pela Eq. (2.9) é feita de acordo com qual curva os valores experimentais mais se aproximam.

2.1.4 EFEITO DE TENSÃO NORMAL MÉDIA

Um parâmetro muito influente na vida de fadiga de um material é a tensão normal média, ou simplesmente tensão média. Dados experimentais demonstram que com o aumento da tensão média o número de ciclos suportados pelo material até a falha diminui.

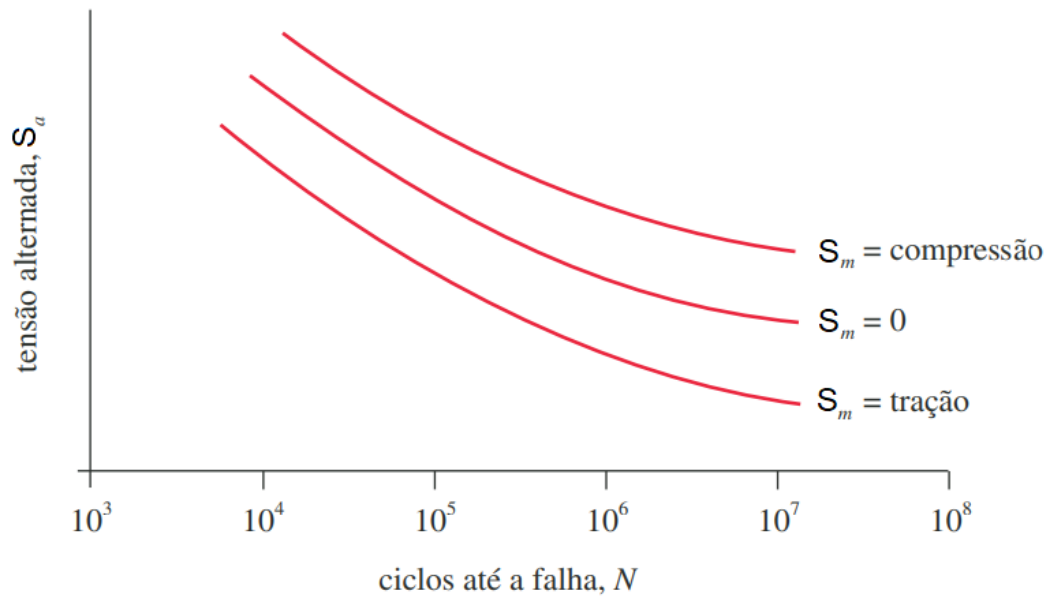


Figura 2.4 Curva S-N exemplificando o efeito da tensão média.

Com base nesse efeito foram desenvolvidos diagramas que relacionam a variação da tensão alternada com a variação da tensão média. Para isso foi criada uma variável que represente a amplitude de tensão em um caso qualquer no qual a tensão média é 0, representada pelo símbolo S_{ar} .

Uma das formas de relacionar a tensão média e a tensão alternada, é pela linha de Goodman modificada, dada pela Eq. (2.10):

$$\frac{S_a}{S_{ar}} + \frac{S_m}{S_u} = 1 \quad (2.10)$$

Usando a Eq. (2.10) é possível prever a variação na tensão alternada necessária para manter a vida do material dada uma variação da tensão média. A linha de Goodman modificada é considerada uma relação conservativa dessas grandezas, ou seja, ela pode gerar um erro considerável por meio de um aumento da estimativa de vida do material.

Uma aplicação menos conservativa dessa relação é a parábola de Gerber, que é dada pela Eq. (2.11).

$$\frac{S_a}{S_{ar}} + \left(\frac{S_m}{S_u}\right)^2 = 1 \quad (2.11)$$

2.1.5 EFEITOS AMBIENTAIS

Ambientes químicos hostis podem acelerar o processo de formação e propagação de trincas. Uma fenda causada por corrosão pode funcionar como um concentrador de tensões e intensificar o dano causado durante o carregamento. Em adição, a taxa de propagação de trinca é aumentada em um ambiente corrosivo.

Até mesmo o ambiente de exposição ao ar atmosférico pode afetar o comportamento de fadiga em alguns materiais. A oxidação é um efeito ambiental que diminui a vida útil de muitas peças e estruturas de aço, e de outros tipos de metais. Devido esse fenômeno foram criadas inúmeras ligas de aço inoxidável para prevenir o efeito da oxidação.

Um outro tipo de efeito ambiental é o efeito de temperatura. Quando a temperatura de um material varia o mesmo ocorre com o seu comprimento, se essa variação de temperatura ocorrer em um local que haja restrição de movimento, será aplicada uma tensão externa no material que irá interferir na sua resistência à fadiga.

Para os polímeros termoplásticos, incluindo o PEAD, a temperatura é um fator crucial. O aumento da temperatura gera uma perda de resistência e com isso a falha ocorre muito mais rapidamente, sob mesmos valores de tensão.

Além disso, sob carregamento cíclico ocorre uma dissipação de energia durante a deformação e, conseqüentemente, uma geração de calor. Diferente dos metais, o calor gerado durante carregamento cíclico não é perdido para o ambiente rapidamente devido à baixa condutividade térmica dos polímeros. Como resultado, caso a frequência de carregamento seja alta o bastante, a temperatura dentro do material aumenta até que a resistência do material seja excedida e ocorra a falha. Esse tipo de falha por temperatura é principalmente observado em testes de fadiga sob carregamento controlado onde as deformações permanentes aumentam com a temperatura (AMJADI; FATEMI, 2020a).

2.2 FLUÊNCIA

Materiais são constantemente utilizados em aplicações com altas temperaturas e tensão mecânicas estáticas. Deformações sobre essas circunstâncias são consideradas um caso de fluência. Definida como a deformação permanente em função do tempo de materiais sujeitos a uma carga ou tensão constante. A fluência é normalmente um

fenômeno indesejado e pode ser um fator limitador na vida útil de alguma estrutura. Esse fenômeno é observado em todos os tipos de materiais, mas só torna relevante em metais a partir de valores de temperatura maiores que 40% da temperatura absoluta de fusão desse metal. Plásticos e borrachas são muito sensíveis a deformações causadas por fluência.

Um teste de fluência consiste em sujeitar o corpo de prova a um carregamento constante e temperatura constante. A deformação é medida em função do tempo como mostra na Fig. 2.5

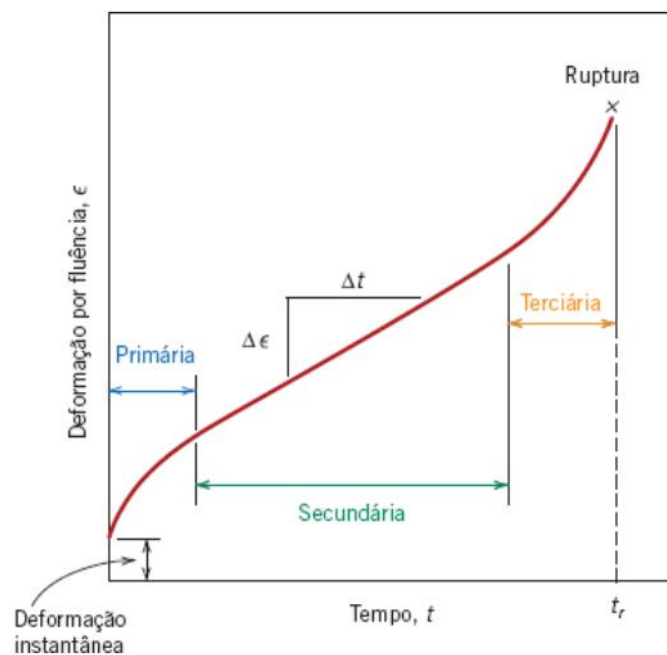


Figura 2.5 Curva de fluência de deformação por tempo. Fonte (CALLISTER, 2013)

A Fig. 2.5 mostra uma representação esquemática do comportamento de fluência em metais. Sobre aplicação da força ocorre uma deformação instantânea que é majoritariamente elástica. A curva consiste em três regiões e cada uma dessas regiões tem um comportamento de deformação em função do tempo característico.

A região primária é caracterizada por uma diminuição constante na taxa variação da deformação por tempo, a inclinação da curva diminui ao longo do tempo. Isso sugere que o material está experienciando um aumento na resistência à fluência, a deformação se torna cada vez mais difícil à medida que o material se estica.

Na região secundária a taxa é constante, a curva se torna uma reta. Essa é normalmente a região da curva de maior duração. A consistência na inclinação da curva

pode ser explicada pelo balanço gerado pela competição entre a resistência à deformação e um processo de recuperação. Finalmente na terceira e final região ocorre uma aceleração na taxa de deformação até que ocorra a falha por ruptura.

Provavelmente o parâmetro mais importante obtido do teste de fluência é a inclinação da curva na região secundária, $\frac{\Delta\epsilon}{\Delta t}$, também chamado de velocidade mínima de fluência. Este é um parâmetro muito utilizado para cálculo de vida.

2.3 MATERIAIS POLIMÉRICOS

Os polímeros podem ser definidos como macromoléculas formadas a partir de unidades estruturais menores que se repetem. A palavra polímero vem do grego poli, que significa “muitas”, e meros, que significa “partes”, isso porque as macromoléculas desses compostos originam-se através da ligação de várias unidades de moléculas pequenas, denominadas de monômeros.

Os polímeros podem ser divididos em dois tipos, orgânicos e sintéticos. Os polímeros orgânicos, também chamados de polímeros naturais, são aqueles derivados de plantas e animais. Já os polímeros sintéticos são feitos em laboratório ou em indústria.

Os polímeros orgânicos, têm sido usados por muitos séculos; esses materiais incluem a madeira, a borracha, o algodão, a lã, o couro e a seda. Outros polímeros naturais, como as proteínas, as enzimas, os amidos e a celulose, são importantes em processos biológicos e fisiológicos, nas plantas e nos animais. Ferramentas modernas de pesquisa tornaram possível a determinação das estruturas moleculares desses grupos de materiais, bem como o desenvolvimento de diversos polímeros sintéticos, os quais são sintetizados a partir de moléculas orgânicas pequenas.

Já nos polímeros sintéticos estão inclusos as borrachas, os plásticos e os materiais fibrosos. Desde o fim da Segunda Guerra Mundial, o campo dos materiais foi virtualmente revolucionado pelo advento dos polímeros sintéticos. Os materiais sintéticos podem ser produzidos de maneira barata, e as suas propriedades podem ser administradas num nível em que muitas delas são superiores às suas contrapartes naturais. Em algumas aplicações, peças metálicas e de madeira foram substituídas por plásticos, que possuem propriedades satisfatórias e podem ser produzidos a custos mais baixos.

Uma vez que a maioria dos polímeros possui origem orgânica, é importante revisar os conceitos básicos relacionados à estrutura das suas moléculas. Em primeiro lugar muitos materiais orgânicos são hidrocarbonetos; ou seja, são compostos por átomos de hidrogênio e de carbono, que são conectados por ligações covalentes. Cada átomo de carbono possui quatro elétrons que podem participar em ligações covalentes, enquanto cada átomo de hidrogênio possui apenas um elétron de ligação. Uma ligação covalente única ou simples existe quando cada um dos dois átomos de ligação contribui com um elétron. Por exemplo, no etileno, que tem fórmula química C_2H_4 , os dois átomos de carbono estão ligados entre si por meio de uma ligação dupla, e cada átomo ainda está ligado por meio de uma ligação simples a dois átomos de hidrogênio, com está representado na Fig. 2.6.

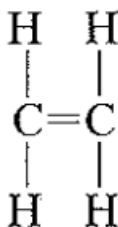


Figura 2.6 Molécula do etileno.

As moléculas com ligações covalentes duplas e triplas são chamadas de insaturadas; isto é, cada átomo de carbono não está ligado ao número máximo e outros átomos que é possível, ou seja, quatro. No caso de uma molécula insaturada, uma ligação dupla pode ser considerada como sendo composta por duas ligações simples. Uma transferência na posição ao redor do átomo de carbono de uma dessas ligações simples permite a adição de um outro átomo ou grupo de átomos para a molécula original. Em um hidrocarboneto saturado, todas as ligações são simples, e nenhum átomo adicional pode ser unido sem a remoção de um outro que já esteja ligado.

Os hidrocarbonetos insaturados costumam ser mais instáveis do que os saturados. Se a molécula de etileno for submetida a uma certa quantidade de energia a primeira ligação que irá romper é a ligação dupla entre os átomos de carbono. Se o gás etileno for submetido às condições apropriadas de temperatura e pressão, ele irá se transformar em polietileno, que por sua vez consiste em um material polimérico sólido,

durante o processo de polimerização a ligação entre os carbonos do etileno é rompida e formam-se duas ligações simples que permitem que as moléculas de etileno se liguem umas às outras.

As moléculas dos polímeros são gigantescas em comparação com as moléculas de hidrocarbonetos até aqui mencionadas; em virtude do seu tamanho, elas são chamadas frequentemente macro-moléculas. Dentro de cada molécula, os átomos estão ligados entre si através de ligações interatômicas covalentes. No caso da maioria dos polímeros, essas moléculas se encontram na forma e cadeias longas e flexíveis, cujo esqueleto principal consiste em uma série de átomos de carbono; muitas vezes cada átomo de carbono se liga através de ligações simples a dois átomos de carbono adjacentes, em ambos os seus lados, o que pode ser representado esquematicamente em duas dimensões, conforme representado na Fig. 2.7.

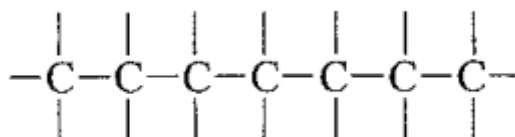


Figura 2.7 Esqueleto de carbono presente na maioria dos polímeros.

Cada um dos dois elétrons de valência adicionais presentes em cada átomo de carbono pode estar envolvido em ligações laterais com átomos ou radicais que estejam posicionados adjacentes à cadeia. Ligações duplas tanto na cadeia como laterais também são possíveis. No caso do polietileno, todas as ligações laterais estão ligadas a átomos de hidrogênio, então adicionando as ligações de hidrogênio temos uma representação da molécula de polietileno, como é mostrado na Fig. 2.8.

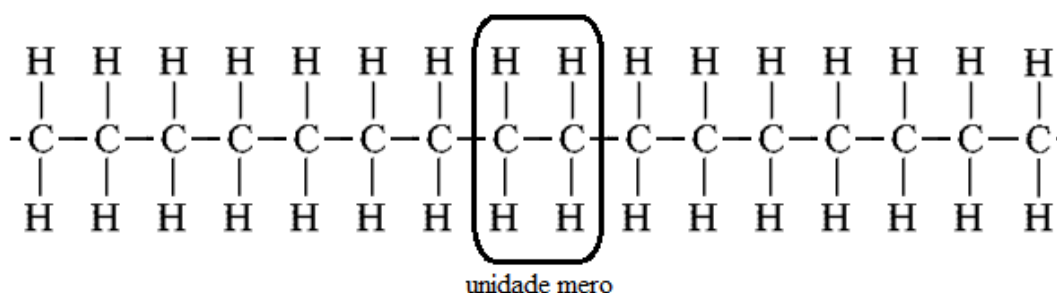


Figura 2.8 Representação da molécula de polietileno.

Tabela 2.1 Representação dos monômeros dos 5 polímeros mais comuns.

Polímero	Estrutura repetida (Monômero)
Polietileno (PE)	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \text{H} \\ \quad \\ -\text{C} - \text{C}- \\ \quad \\ \text{H} \quad \text{H} \end{array}$
Cloreto de polivinila (PVC)	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \text{H} \\ \quad \\ -\text{C} - \text{C}- \\ \quad \\ \text{H} \quad \text{Cl} \end{array}$
Politetrafluoroetileno (PTFE)	$\begin{array}{c} \text{F} \quad \text{F} \\ \quad \\ -\text{C} - \text{C}- \\ \quad \\ \text{F} \quad \text{F} \end{array}$
Polipropileno (PP)	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \text{H} \\ \quad \\ -\text{C} - \text{C}- \\ \quad \\ \text{H} \quad \text{CH}_3 \end{array}$
Poliestireno (PS)	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \text{H} \\ \quad \\ -\text{C} - \text{C}- \\ \quad \\ \text{H} \quad \text{C}_6\text{H}_5 \end{array}$

Não existe qualquer razão para se supor que as moléculas das cadeias de polímero sejam estritamente retilíneas, no sentido em que um arranjo dos átomos da cadeia principal em zigzag seja desconsiderado. As ligações simples na cadeia são capazes de sofrer rotação e torção em três dimensões.

Os polímeros consistem em grandes números de cadeias moleculares, cada uma das quais pode se dobrar, espiralar e se contorcer. Isso leva a um extenso entrelace e embaraço entre moléculas de cadeias vizinhas. Esses espirais e embaraços moleculares aleatórios são responsáveis por uma grande quantidade das características importantes para os polímeros, incluindo as grandes extensões elásticas demonstradas pelos materiais como as borrachas.

Algumas das características mecânicas e térmicas dos polímeros são uma função da habilidade dos segmentos da cadeia em experimentar uma rotação em resposta a aplicações de tensões ou a vibrações térmicas. A flexibilidade rotacional depende da estrutura e da química do mero. Por exemplo, a região de um segmento de cadeia que possui uma dupla ligação é incapaz de rotacionar. Ainda, a introdução de um grupo de átomos lateral que seja grande ou volumoso irá restringir o movimento de rotação. Por exemplo, as moléculas de poliestireno, que possui em um grupo lateral fenila (C_6H_6), são mais resistentes ao movimento de rotação do que as cadeias de polietileno.

As características físicas de um polímero dependem não apenas da sua composição química e da sua forma, mas também das diferenças na estrutura das cadeias moleculares. As técnicas modernas de síntese de polímeros permitem um controle considerável sobre várias possibilidades estruturais. Dentre as estruturas moleculares as mais comuns são as lineares, as ramificadas e as com ligações cruzadas.

Os polímeros lineares são aqueles em que as unidades mero estão unidas de ponta a ponta em cadeias únicas. Essas longas cadeias são flexíveis e por isso nem sempre assumem um formato retilíneo. Nos polímeros lineares, podem existir grandes quantidades de ligações de van der Waals entre as cadeias. Alguns dos polímeros comuns que se formam como estruturas lineares são o polietileno, o cloreto e polivinila e o poliestireno. A Fig. 2.9 mostra uma estrutura linear em polímeros.



Figura 2.9 Representação de uma cadeia polimérica com estrutura linear.

Também é possível a sintetização de polímeros onde cadeias de ramificações encontram-se conectadas às cadeias principais, esses polímeros são conhecidos como polímeros ramificados. As ramificações, consideradas uma parte da molécula da cadeia principal resultam de reações paralelas que ocorrem durante a síntese do polímero. A eficiência de compactação da cadeia é reduzida com a formação de ramificações laterais, o que resulta em uma diminuição da densidade do polímero. Alguns polímeros como o polietileno podem apresentar ambas as estruturas moleculares, o polietileno com estrutura linear é chamado de polietileno de alta densidade (PEAD) e o polietileno com estrutura ramificada é chamado de polietileno de baixa densidade (PEBD). A Fig. 2.10 mostra um polímero ramificado.

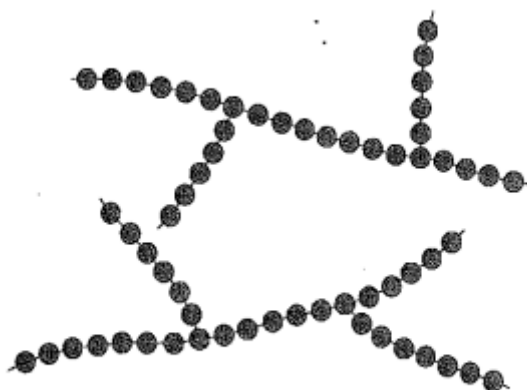


Figura 2.10 Representação de uma cadeia polimérica com estrutura ramificada.

Nos polímeros com ligações cruzadas, as cadeias lineares adjacentes estão unidas umas às outras em várias posições através de ligações covalentes. O processo de formação de ligações cruzadas é atingido ou durante a síntese do polímero ou através de uma reação química não reversível que é realizada geralmente a uma temperatura elevada. Muitos dos materiais elásticos com características de borracha apresentam ligações cruzadas.



Figura 2.11 Representação de uma cadeia polimérica com ligações cruzadas.

O estado cristalino pode existir nos materiais poliméricos. Entretanto, como este estado envolve moléculas em vez de apenas átomos ou íons, como ocorre com os metais e as cerâmicas, os arranjos atômicos serão mais complexos no caso dos polímeros. Imaginamos a cristalinidade dos polímeros como sendo o empacotamento de cadeias moleculares de modo tal a produzir uma matriz atômica ordenada.

As substâncias moleculares que possuem moléculas pequenas (por exemplo, água e metano) normalmente são ou totalmente cristalinas (quando sólidos) ou totalmente amorfas (quando líquidos). Como consequência dos seus tamanhos e da sua frequente complexidade, as moléculas dos polímeros são, com frequência apenas parcialmente cristalinas (ou semicristalinas), possuindo regiões cristalinas que se encontram dispersas no interior do material amorfo restante. Qualquer desordem ou falta de alinhamento na cadeia irá resultar em uma região amorfa, uma condição muito comum, uma vez que a torção, a contorção e o espiralamento das cadeias impedem a correta ordenação de todos os segmentos de todas as cadeias.

O grau de cristalinidade pode variar desde completamente amorfo até quase (até aproximadamente 95%) totalmente cristalino; por questões de comparação, as amostras dos metais são quase sempre inteiramente cristalinas.

A densidade de um polímero cristalino será maior do que a de um polímero amorfo do mesmo material e com o mesmo peso molecular, uma vez que as suas cadeias estarão mais densamente compactadas no caso de uma estrutura cristalina. O grau de cristalinidade pelo peso pode ser determinado a partir de medições precisas da densidade, de acordo com a relação

$$\% \text{cristalinidade} = \frac{\rho_c(\rho_e - \rho_a)}{\rho_e(\rho_c - \rho_a)} \times 100 \quad (2.10)$$

onde ρ_e represente a densidade de um espécime para o qual o percentual de cristalinidade deve ser determinado, ρ_a é a densidade do polímero totalmente amorfo, e ρ_c é a densidade do polímero perfeitamente cristalino. Os valores de ρ_a e ρ_c devem ser medidos utilizando-se outros meios experimentais. (CALLISTER, 2013)

Até os polímeros mais cristalinos, como por exemplo o polietileno de alta densidade, possuem no máximo 95% de estrutura molecular cristalina. A estrutura se assemelha com o que é mostrado na Fig. 2.12. Segmentos alinhados e em formatos de cadeia formam uma estrutura cristalina, porém as partes cristalinas são separadas por regiões desordenadas, que são as regiões amorfas.

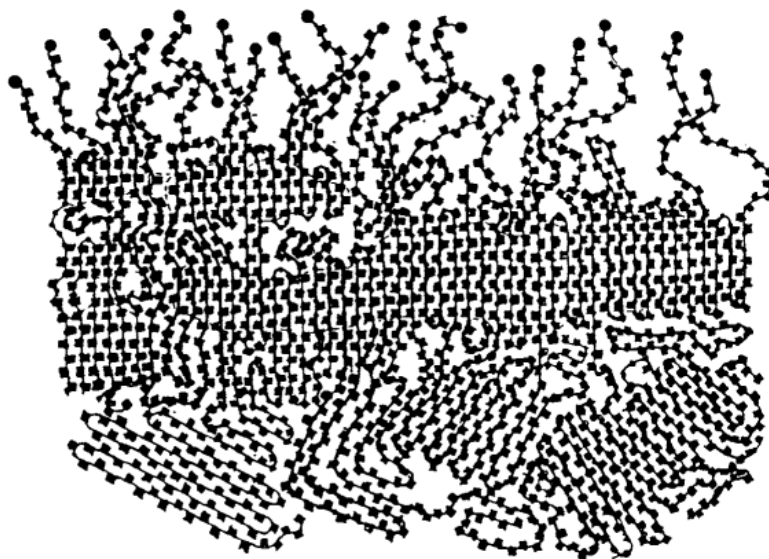


Figura 2.12 Representação da estrutura molecular de um polímero com alto grau de cristalinidade. Fonte:(ASHBY; JONES, 2006).

O grau de cristalinidade de um polímero depende da taxa de resfriamento durante o processo de solidificação, bem como da configuração de cadeia. Durante a cristalização com o resfriamento através da temperatura de fusão, as cadeias, que por sua vez são altamente aleatórias e encontram-se entrelaçadas e embaraçadas no líquido viscoso, precisam assumir uma configuração ordenada. Para que isso ocorra, deve ser dado um tempo suficiente para que as cadeias se movam e se alinhem umas em relação às outras.

A química molecular, bem como a configuração da cadeia, também influencia a habilidade que um polímero tem de se cristalizar. A cristalização não é favorecida em polímeros compostos por estruturas mero quimicamente complexas. Por outro lado, a cristalização não é evitada com facilidade em polímeros quimicamente simples, tais como o polietileno e o politetrafluoroetileno, mesmo no caso de taxas de resfriamento muito rápidas.

No caso de polímeros lineares, a cristalização é realizada com facilidade, pois não existem virtualmente quaisquer restrições que impeçam o alinhamento das cadeias. Quaisquer ramificações laterais que estejam presentes interferem na cristalização, de modo tal que os polímeros ramificados não apresentam elevado grau de cristalinidade. A presença excessiva de ramificações pode impedir por completo a ocorrência de um processo de cristalização. São possíveis vários graus de cristalinidade para aqueles polímeros que apresentam ligações cruzadas.

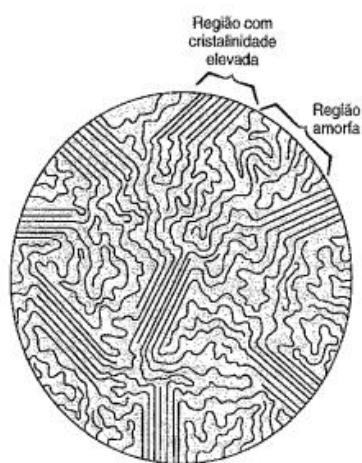


Figura 2.13 Representação da região cristalina e da região amorfa de um polímero semicristalino. Fonte: (HAYDEN; MOFFATT; WULFF, 1965).

Um esquema de classificação dos materiais poliméricos é feito de acordo com sua resposta mecânica a temperaturas elevadas. Os polímeros termoplásticos e os polímeros termofixos compreendem as duas subdivisões desse material.

Os polímeros termoplásticos se tornam moles e deformáveis sob aquecimento, o que é característico das moléculas poliméricas lineares (incluindo aquelas que são ramificadas, mas não cruzadas). A plasticidade em altas temperaturas se deve à capacidade de as moléculas deslizarem umas sobre as outras. Nesse sentido, os materiais termoplásticos são semelhantes aos metais, que ganham ductilidade em altas temperaturas (por exemplo, deformação por fluência). Deve-se observar que, assim como os metais, a ductilidade dos polímeros é reduzida pelo resfriamento. A principal distinção entre termoplásticos e metais é o que cada material considera como “alta temperatura”. A ligação secundária, que precisa ser superada para deformar os termoplásticos, pode permitir a deformação substancial por volta de 10 °C para termoplásticos comuns. No entanto, a ligação metálica geralmente restringe a deformação por fluência a temperaturas próximas de 500 °C, se tomarmos como exemplo o aço.

Embora, em geral, não se espere que os polímeros possam reproduzir totalmente o comportamento mecânico das ligas metálicas tradicionais, um grande esforço tem sido feito para produzir alguns polímeros com resistência e rigidez suficientes para serem sérios candidatos a aplicações estruturais, outrora dominada por metais. Esses polímeros são chamados de polímeros de engenharia.

O polietileno, termoplástico mais comum, é subdividido em polietileno de baixa densidade (PEBD), polietileno de alta densidade (PEAD), e polietileno de ultra-alto peso molecular (PEUAPM). O PEBD possui muito mais ramificações de cadeia que o PEAD, que é essencialmente linear. O PEUAPM possui cadeias muito longas, lineares. O aumento da linearidade e do comprimento da cadeia tende a aumentar o ponto de fusão e melhorar as propriedades físicas e mecânicas do polímero, devido à maior cristalinidade possível na morfologia do polímero. PEAD e PEUAPM são dois bons exemplos de polímeros de engenharia, embora o polietileno como um todo seja um polímero de uso geral.

Os polímeros termofixos se tornam permanentemente duros quando submetidos a aplicação de calor e não amolecem com um aquecimento subsequente. Durante o tratamento térmico inicial, ligações cruzadas covalentes são formadas entre cadeias moleculares adjacentes; essas ligações prendem as cadeias entre si para resistir os

movimentos rotacionais e vibracionais da cadeia a temperaturas elevadas, A ligação cruzada geralmente é extensa, entre 10% e 50% das unidades mero da cadeia têm ligações cruzadas. Somente aquecendo-se a temperaturas excessivas é que irá ocorrer o rompimento dessas ligações cruzadas e a degradação do polímero.

Os polímeros termofixos são geralmente mais duros, mais fortes e mais frágeis do que os polímeros termoplásticos, e possuem melhor estabilidade dimensional. A maioria dos polímeros com ligações cruzadas e em rede, entre ele as borrachas vulcanizadas, os epóxis e as resinas fenólicas e algumas resinas poliéster, são do tipo termofixo.

As propriedades mecânicas dos polímeros são especificadas através de muitos dos mesmos parâmetros usados para os metais, isto é, o módulo de elasticidade, o limite de resistência à tração e as resistências ao impacto e à fadiga. Para muito materiais poliméricos, o ensaio simples tensão-deformação é empregado para a caracterização de alguns desses parâmetros mecânicos. As características mecânicas dos polímeros, em sua maioria, são muito sensíveis à taxa de deformação, à temperatura e à natureza química do ambiente (a presença de água, oxigênio, solventes orgânicos).

São encontrados três tipos de comportamento tensão-deformação tipicamente diferentes nos materiais poliméricos como apresenta a Fig. 2.14.

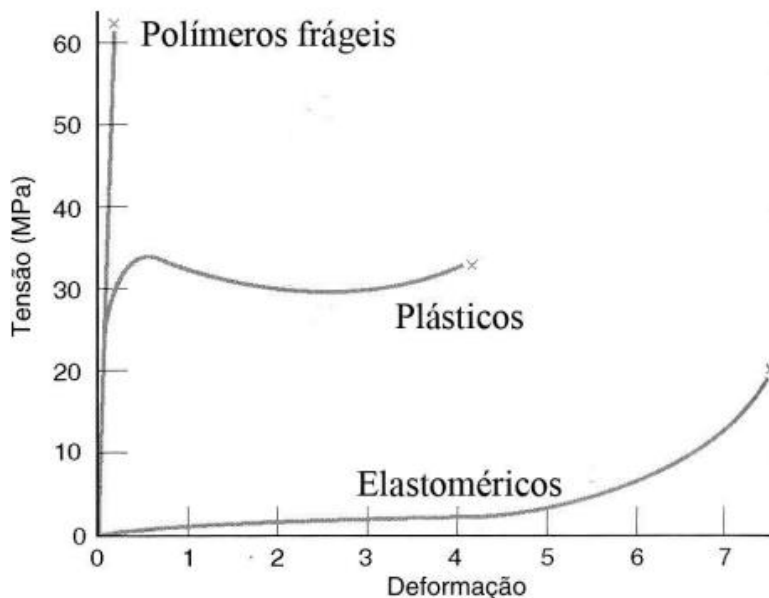


Figura 2.14 Gráfico tensão-deformação para polímeros. Fonte: (CALLISTER, 2013) adaptado.

A curva que mais se aproxima de uma reta apresenta o comportamento de tensão-deformação de um polímero frágil e demonstra que este tipo de polímero sofre apenas deformação elástica até sofrer a fratura. O comportamento apresentado pelo material plástico é semelhante àquele encontrado para muitos materiais metálicos; a deformação inicial é elástica, a qual é seguida por escoamento e por uma região de deformação plástica. Finalmente a curva dos materiais elastoméricos, ou simplesmente elastômeros, toda a deformação apresentada pela curva é totalmente elástica.

O módulo de elasticidade (algumas vezes chamado de módulo de tração, ou módulo) e a ductilidade em termos do alongamento percentual são determinados para os polímeros da mesma maneira que para os metais. No caso dos polímeros plásticos, o limite de escoamento é tomado como sendo um valor máximo na curva, o que ocorre imediatamente após o término da região elástica linear; a tensão nesse ponto máximo é o limite de escoamento. Além do mais, o limite de resistência à tração corresponde ao nível de tensão no qual a fratura ocorre. O limite de resistência a tração pode ser maior ou menor do que o limite de escoamento. A resistência, no caso desses polímeros plásticos, é tomada normalmente como sendo o limite de resistência à tração.

Os polímeros são, em muitos aspectos, mecanicamente diferentes dos metais. Por exemplo o módulo para materiais poliméricos altamente elásticos pode ser tão reduzido quanto 7 MPa, mas também pode ser tão elevado quanto 4 GPa para alguns polímeros muito rígidos; para os metais, os valores do módulo são muito mais elevados e variam entre 48 e 410 GPa. Os limites de resistência à tração máximos para os polímeros são da ordem de 100 MPa; já para algumas ligas metálicas alcançam 4100 MPa. E, enquanto os metais raramente se alongam de maneira plástica além de 100%, alguns polímeros muito elásticos podem experimentar alongamentos de até 1000%.

Além disso, as características mecânicas dos polímeros são muito mais sensíveis a mudanças de temperatura na vizinhança da temperatura ambiente.

O mecanismo da deformação elástica nos polímeros semicristalinos em resposta a tensões de tração é o alongamento das moléculas da cadeia desde as suas conformações estáveis, na direção da tensão aplicada, pela dobra e o estiramento das fortes ligações covalentes presentes na cadeia. Também pode existir algum ligeiro deslocamento das moléculas adjacentes, o qual sofre a resistência de ligações secundárias de van der Waals relativamente fracas.

O mecanismo da deformação plástica é mais bem descrito pelas interações que existem entre as regiões lamelares e regiões amorfas intermediárias em resposta à

aplicação de uma carga de tração. Esse processo ocorre em vários estágios. Considere duas lamelas, que representam a região cristalina, e o material amorfo interlamelar. Durante o estágio inicial da deformação, as cadeias nas regiões amorfas deslizam umas contra as outras e se alinham na direção do carregamento. Isso faz com que as fitas lamelares simplesmente deslizem uma contra as outras, à medida que as cadeias de ligação dentro das regiões amorfas se estendem. A continuação da deformação no segundo estágio ocorre pela inclinação das lamelas, de modo que as dobras da cadeia ficam alinhadas com o eixo de tração. Em seguida, segmentos de blocos cristalinos se separam das lamelas e presos uns aos outros através de cadeias de ligação. No estágio final, os blocos e as cadeias de ligação ficam orientados na direção do eixo da força de tração. Os estágios da deformação são mostrados na Fig. 2.15.

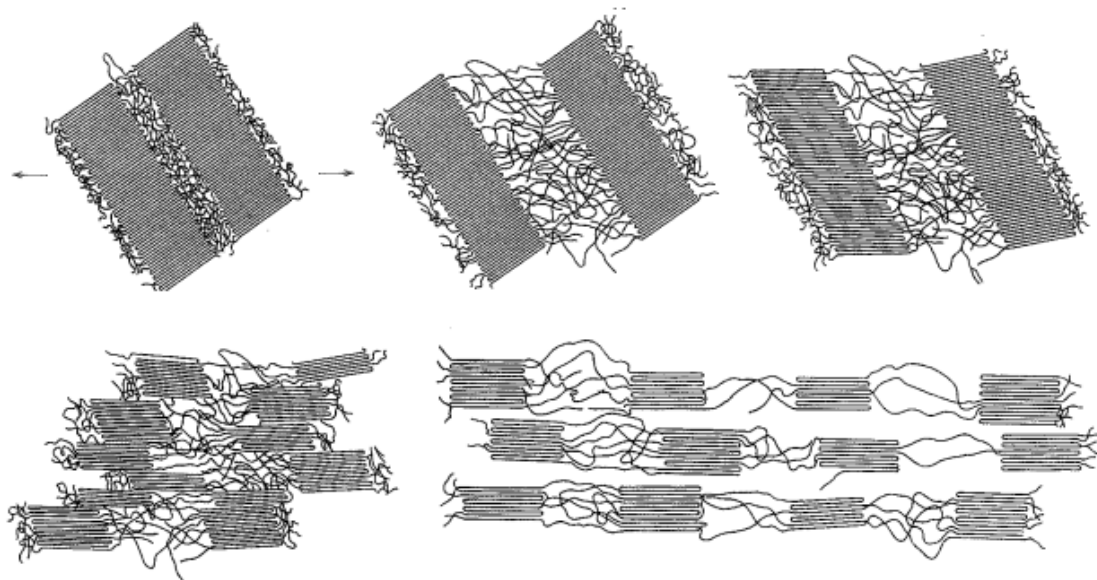


Figura 2.15 Estágios da deformação plástica de um polímero semicristalino.

Fonte:(SCHULTZ, 1974).

Alguns aspectos da deformação macroscópica dos polímeros semicristalinos merecem a nossa atenção. A curva de tensão de tração-deformação para um material semicristalino que se encontrava inicialmente desprovido de orientação está mostrada na Fig. 2.16; também estão incluídas nessa figura as representações esquemáticas do perfil do corpo de prova durante vários estágios da deformação. Ficam evidentes a partir dessa curva os limites de escoamento superior e inferior os quais são seguidos por uma região praticamente horizontal. No limite de escoamento superior, um pequeno pescoço se forma na seção útil do corpo de prova. Dentro deste pescoço, as cadeias se tornam

orientadas, isto é, os eixos da cadeia ficam alinhados paralelamente à direção do alongamento). O que leva a um aumento de resistência localizado. Consequentemente, neste ponto existe uma resistência à continuidade da deformação, e o alongamento do corpo de prova prossegue pela propagação desse pescoço ao longo da seção útil.

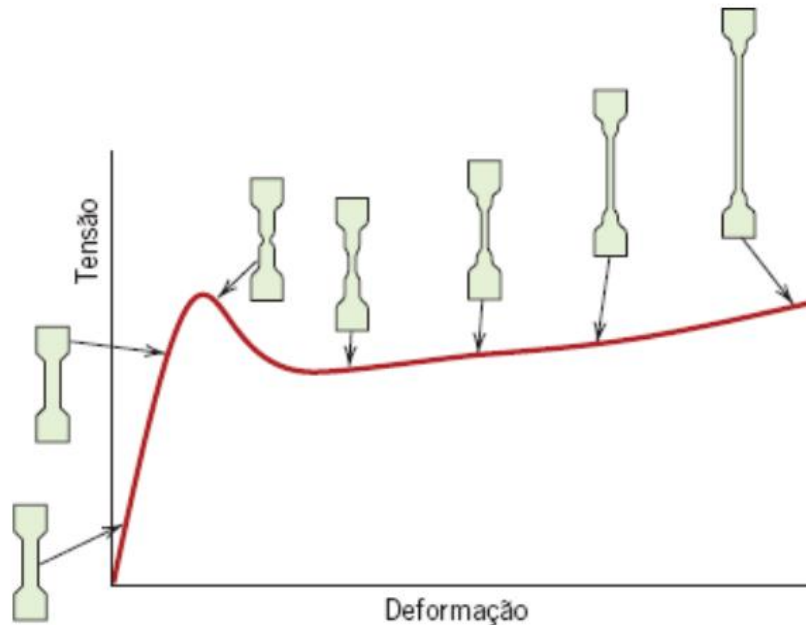


Figura 2.16 Curva tensão-deformação para um polímero semicristalino. Os formatos do corpo de prova durante vários estágios do processo de deformação estão incluídos.

Fonte: (SCHULTZ, 1974).

Sabemos que um polímero amorfo pode se comportar como um vidro a temperaturas baixas, como um sólido com as características de uma borracha a temperaturas intermediárias e como um líquido viscoso à medida que a temperatura é aumentada ainda mais. Para deformações relativamente pequenas, o comportamento mecânico a temperaturas baixas pode ser elástico; isto é, em conformidade com a lei de Hooke. Nas temperaturas mais altas, prevalece o comportamento viscoso ou tal qual o de um líquido. Em temperaturas intermediárias, encontra-se um sólido com as características de uma borracha, o qual exibe características mecânicas que são uma combinação desses dois extremos; essa condição é conhecida como viscoelasticidade.

A deformação elástica é instantânea, o que significa que a deformação total ocorre no instante que a tensão é aplicada ou liberada, ou seja, a deformação é

independente do tempo. Inclusive, com a liberação das tensões externas a deformação é totalmente recuperada; a amostra assume as suas dimensões originais.

Em contraste para um comportamento totalmente viscoso a deformação não é instantânea; isto é, a resposta à aplicação de uma tensão, a deformação é retardada ou depende do tempo. Ainda, essa deformação não é reversível ou completamente recuperada após a tensão ter sido liberada.

Muitos materiais poliméricos são suscetíveis a deformações dependentes do tempo quando o nível de tensão é mantido constante; tais deformações são chamadas de fluência viscoelástica. Esse tipo de deformação pode ser significativo mesmo a temperaturas ambiente e sob tensões modestas que se encontram abaixo o limite de escoamento do material. Por exemplo, os pneus de automóveis podem desenvolver pontos achatados em suas superfícies de contato quando o automóvel fica estacionado por períodos prolongados. Os ensaios de fluência com polímeros são conduzidos da mesma maneira que os ensaios com metais.

Como regra geral, o modo de fratura em polímeros termofixos é frágil. Em termos simples, associada com o processo de fratura está a formação de trincas nas regiões onde existem uma concentração localizada tensões (riscos, entalhes). As ligações covalentes na estrutura em rede ou com ligações cruzadas são rompidas durante a fratura.

No caso de polímeros termoplásticos, tanto a fratura dúctil como a fratura frágil são possíveis, e muitos desses materiais são capazes de experimentar uma transição dúctil-frágil. Os fatores que favorecem uma fratura frágil são redução na temperatura, aumento na taxa de deformação, presença de um entalhe, maior espessura da amostra e modificação a estrutura do polímero.

Os polímeros podem experimentar falha por fadiga sob condições de carregamento cíclicas. Como ocorre nos metais, a fadiga ocorre em níveis de tensão que são baixos em comparação com o limite de escoamento. Os ensaios de fadiga realizados com os polímeros foram muito menos intensos do que os ensaios realizados com metais; entretanto, os dados de fadiga para ambos os materiais são plotados da mesma maneira, e as curvas resultantes possuem a mesma forma geral. Alguns polímeros possuem um limite de fadiga; outros polímeros não aparentam possuir tal limite. Como esperado, as resistências à fadiga e os limites de resistência à fadiga para os materiais poliméricos são muito menores do que para os metais.

O comportamento de fadiga dos polímeros é muito mais sensível à frequência de carregamento do que o dos metais. Quando os polímeros são submetidos a ciclos com alta frequência, pode ocorrer um aquecimento localizado; conseqüentemente, as falhas podem ser devidas a um amolecimento do material, e não um resultado de processos típicos de fadiga.

2.4 POLIETILENO DE ALTA DENSIDADE

O polietileno é um polímero sintético feito a partir do monômero com estrutura molecular mais simples, o etileno. O polietileno pode assumir vários formatos de molécula e por isso ele é dividido em vários tipos de polímeros. Os 4 principais polímeros são o polietileno de baixa densidade, o polietileno linear de baixa densidade, o polietileno de alta densidade e o polietileno de ultra-alto peso molecular.

O polietileno de alta densidade é um termoplástico com alta porcentagem de cristalinidade e formato de cadeia linear. O polietileno de alta densidade é utilizado em diversas aplicações como recipientes de cosméticos, sacolas, brinquedos e embalagens, mas além dessas aplicações ele é usado em aplicações estruturais como tubos e tanques de combustível. Por ser usado em aplicações estruturais o polietileno de alta densidade é considerado um polímero de engenharia. A tabela 2.2 mostra algumas propriedades do polietileno de alta densidade.

Tabela 2.2 Características mecânicas do polietileno de alta densidade à temperatura ambiente. Fonte: (CALLISTER, 2002)

Densidade	Módulo de Tração	Limite de resistência à tração	Alongamento até a fratura
0,952-0,965 g/cm ³	1,06-1,09 GPa	22,1-31,0 MPa	10-1200 %

Os termoplásticos, incluindo o polietileno de alta densidade, variam suas propriedades mecânicas com a variação da temperatura, por isso é necessário determinar a temperatura ao definir alguma propriedade de algum termoplástico.

Repare que a tabela 2.2 mostra as propriedades em um intervalo de valores e não em valores exatos. As propriedades do polietileno de alta densidade podem variar mesmo à temperaturas iguais, existem fatores como as condições de polimerização, e as formas de fabricação que influenciam nas propriedades desse material. Além disso o

fato de o material ser virgem ou reciclado também pode influenciar nas propriedades mecânicas. Alguns estudos, como os de Krishnaswamy (2005) e Amjadi e Fatemi (2020a), foram realizados com o intuito de verificar a diferença entre as propriedades de diferentes tipos de polietileno de alta densidade.

3 MODELO DE DANO DEVIDO À INTERAÇÃO ENTRE FADIGA E FLUÊNCIA

O objetivo deste capítulo é apresentar de forma resumida o modelo de dano desenvolvido por Lemaitre e Chaboche para interação entre os danos de fadiga e fluência. Este modelo é formulado combinando-se o modelo de dano para fluência pura e o modelo de dano para fadiga pura.

Sendo assim, a primeira seção apresenta o modelo de dano por fluência, em seguida, apresenta-se o modelo de dano por fadiga, e por fim, e por fim, é feita uma descrição de como esses modelos de dano podem ser combinados para prever o dano devido a interação entre fadiga e fluência.

3.1 MODELO DE DANO POR FLUÊNCIA

Apresenta-se aqui, de forma resumida, a lei de evolução não linear de dano por fluência proposta por Chaboche e Lemaitre(1994) .De maneira geral, a taxa de evolução do dano por fluência de um material é ser expressa por

$$\frac{dD_c}{dt} = f_c(S, D_c) \quad (3.1)$$

onde D_c é a variável que quantifica o dano por fluência, t é o tempo, o prefixo d denota um incremento infinitesimal e S é a tensão. Considera-se que o dano D_c varia do valor 0 na condição inicial até o valor 1 na condição final, isto é, no instante em que há a falha do material.

A forma específica para a Eq. (3.1) escolhida por Chaboche e Lemaitre possui a seguinte forma:

$$\frac{dD_c}{dt} = \left(\frac{S}{A}\right)^r (1 - D_c)^{-k} \quad (3.2)$$

onde A , r e k são constantes do material. No caso em que a tensão aplicada é constante, a integração da Eq. (3.2) implica que o dano por fluência evolui ao longo do tempo de acordo com a expressão

$$D_c = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{\frac{1}{k+1}} \quad (3.3)$$

onde o tempo até a ruptura, t_R , é dado por

$$t_R = \frac{1}{k+1} \left(\frac{A}{S}\right)^r \quad (3.4)$$

A título de ilustração, a Fig. 3.1 mostra a evolução do dano por fluência quando o valor da constante $k = 0$ (evolução linear do dano) e quando $k \neq 0$ (evolução não linear do dano). Neste último caso, considerou-se $k = 7,8$, que é o valor obtido por Amjadi e Fatemi (2020a) para o PEAD virgem estudado por eles.

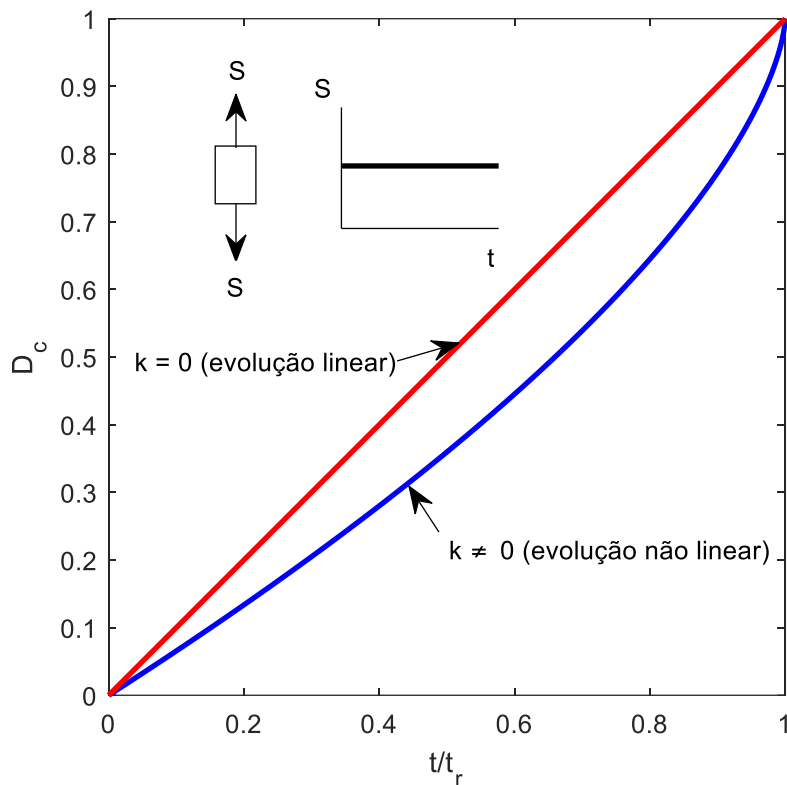


Figura 3.1 Evolução do dano por fluência quando $k = 0$ e quando $k \neq 0$.

A determinação das constantes do modelo pode ser feita obtendo-se o melhor ajuste da Eq. (3.4) a um conjunto de dados tensão vs. tempo até a ruptura, descritos em coordenadas logarítmicas. A aplicação deste procedimento resultará nos valores de r e de $A^r/(1+k)$, que permitem calcular o tempo até a ruptura para uma dada tensão (veja a Eq. (3.4)). Note que a constante k é utilizada para descrever a evolução não linear do dano por fluência e, em particular, $k = 0$ implica em evolução linear do dano. Consequentemente, o valor de k deve ser tal que o modelo melhor descreva uma curva de evolução de dano obtido experimentalmente (CHABOCHE; LEMAITRE, 1994). Uma outra forma possível de determinar o valor de k é utilizar dados de ensaios de fadiga-fluência. Este último procedimento foi usado no trabalho de Eftekhari e Fatemi (2016b) para determinar o valor de k para diferentes tipos de termoplásticos.

3.2 MODELO DE DANO POR FADIGA

Chaboche e Lesne (1998) propuseram um modelo para a evolução do dano por fadiga até o momento do aparecimento de uma trinca macroscópica no material. Em sua formulação mais geral, este modelo fornece o incremento de dano por fadiga por incremento de tempo. Esta formulação permite o cálculo do dano por fadiga produzido por uma história de carregamento geral, isto é, na qual a definição do que é um ciclo de carregamento não é clara. Entretanto, consideraremos no presente trabalho apenas histórias de tensão nas quais a definição de ciclo de carregamento é evidente, tal como ocorre quando as tensões variam de forma senoidal. Para este tipo de carregamento, é conveniente expressar o incremento de dano por fadiga como função de parâmetros associados ao ciclo de carregamento, ou seja,

$$\frac{dD_f}{dN} = f_f(S_{max}, S_m, D_f) \quad (3.5)$$

onde D_f é a variável que quantifica o dano por fadiga, N é o número de ciclos de carregamento e o prefixo d denota um incremento. A Eq. (3.5) estabelece que o incremento de dano gerado por um ciclo de carregamento depende dos valores da tensão máxima S_{max} , da tensão média S_m e dano por fadiga presentes neste ciclo. Além disso, considera-se que o dano por fadiga na condição inicial é zero ($D_f = 0$) e que ele varia até o valor um ($D_f = 1$) quando ocorre na condição de iniciação de uma trinca macroscópica.

A forma específica para Eq. (3.5) proposta por Chaboche possui a seguinte forma:

$$\frac{dD_f}{dN} = \left[1 - (1 - D_f)^{\beta+1} \right]^{\alpha(S_{max}, S_m)} \left(\frac{S_{max} - S_m}{M(S_m)} \right)^{\beta} \quad (3.6)$$

onde α e M são funções que dependem das tensões associadas ao ciclo de carregamento e β é uma constante do material. Uma característica essencial da Eq. (3.6) é que ela não é separável, ou seja, não é possível fatorar o lado direito da equação como uma função de D_f vezes uma função dos parâmetros S_{max} e S_m do carregamento. Conforme

discutido por Chaboche e Lemaitre (1994), esta característica faz com que o modelo seja capaz de descrever um acúmulo de dano não linear e efeitos de sequência de carregamento. As Figs. 3.2 e 3.3 ilustram esta característica do modelo para um carregamento formado por 2 blocos de carregamento de amplitude constante. Neste caso, o qual o modelo prevê que a sequência em que o bloco de maior amplitude de carregamento é aplicado primeiro produz mais dano no material.

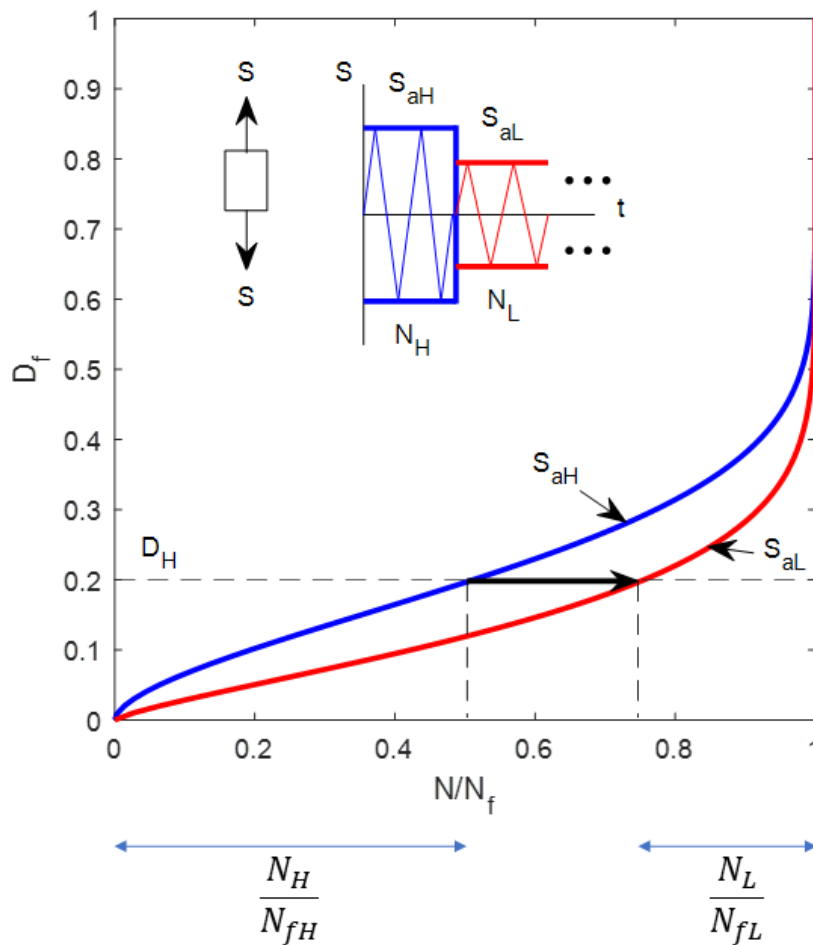


Figura 3.2 Dano de fadiga em uma sequência de carregamento H-L(*High-Low*)

O número de ciclos necessários para a evolução de dano inicial do tipo H(*High*), denotada como D_H , é escrito como N_H . A relação desse número de ciclos em comparação ao número total de ciclos até a falha, $\frac{N_H}{N_{fH}}$, é representada pela distância do eixo y até a linha azul na Figura 3.2.

Após esse momento ocorre a mudança na amplitude de carregamento de S_{aH} para S_{aL} , e a evolução de dano é determinada pela linha vermelha da figura. A distância da linha vermelha até o valor 1 de $\frac{N}{N_f}$, $\frac{N_L}{N_{fL}}$, compõe o restante de dano necessário para que seja atingido o total de 1 de dano por fadiga, D_f , e seja alcançada a falha por fadiga.

Observando-se o comprimento de $\frac{N_H}{N_{fH}}$ e $\frac{N_L}{N_{fL}}$, a partir da figura, é possível determinar que

$$\frac{N_H}{N_{fH}} + \frac{N_L}{N_{fL}} < 1 \quad (3.7)$$

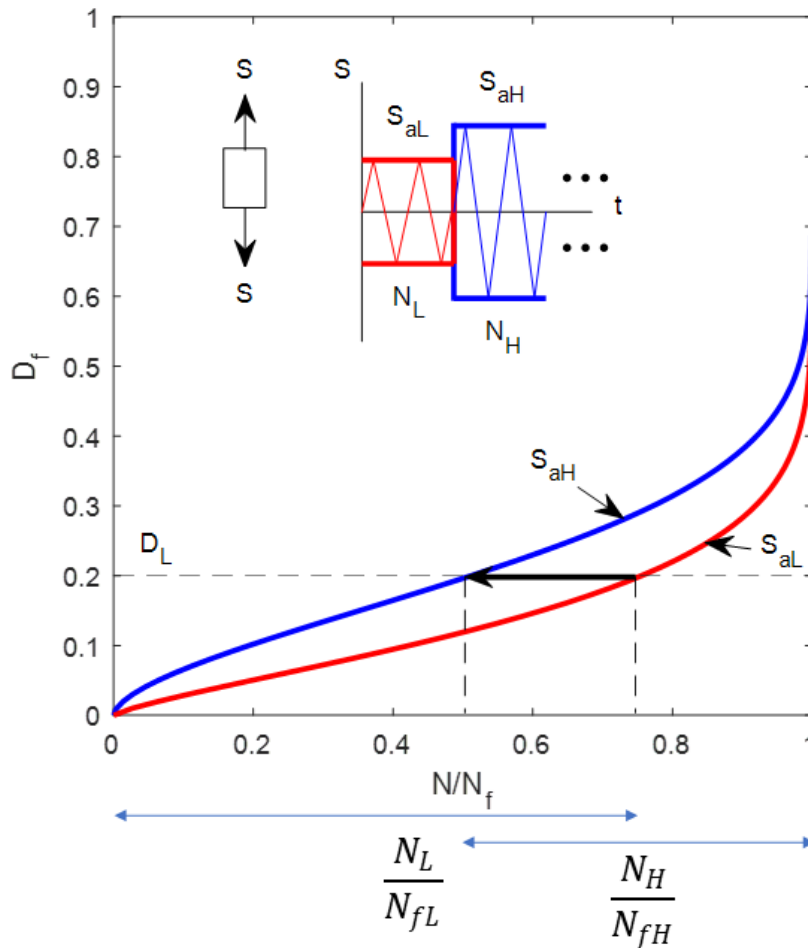


Figura 3.3 Dano de fadiga em uma sequência de carregamento L-H (Low-High).

Quando ocorre a sequência de carregamento L-H inicialmente o carregamento está com valor de amplitude de tensão igual a S_{aL} , e a primeira parcela de dano, agora é denominada de D_L . Sendo assim a razão de ciclos inicial é dada por $\frac{N_H}{N_{fH}}$, que no gráfico da Figura 3.3 é representada pela distância do eixo y até a linha vermelha. O dano restante até que D_f atinja o valor um ocorre durante a razão $\frac{N_H}{N_{fH}}$, e este é representado pela distância da linha azul até a reta que cruza com $\frac{N}{N_f} = 1$. Logo da Figura 3.3 obtém-se a seguinte relação para o carregamento de tipo L-H

$$\frac{N_L}{N_{fL}} + \frac{N_H}{N_{fH}} > 1 \quad (3.8)$$

A função $M(S_m)$ na Eq. (3.9) foi escolhida por Chaboche de forma a haver uma dependência linear entre o limite de fadiga e a tensão média. Isso porque dados experimentais geralmente seguem esta tendência. A função escolhida é dada por

$$M = M_0(1 - bS_m) \quad (3.9)$$

onde M_0 e b são constantes do material. A função $\alpha(S_{max}, S_m)$ foi escolhida de forma que o modelo descrevesse medidas de dano obtidas experimentalmente (CHABOCHE; LESNE, 1998), o que resultou na expressão

$$\alpha = 1 - a \frac{\langle S_{max} - S_l(S_m) \rangle}{S_u - S_{max}} \quad (3.10)$$

em que

$$S_l(S_m) = S_m + S_{l0}(1 - bS_m) \quad (3.11)$$

onde S_{l0} é o limite de fadiga para carregamento totalmente alternado, S_u é o limite de resistência à tração e a e b são constantes do material. O símbolo $\langle \ \rangle$ representa os colchetes de Macaulay e seu uso implica que quando a tensão máxima é menor do que o limite de fadiga $S_l(S_m)$, o número de ciclos até a falha é teoricamente infinito.

Para um carregamento de amplitude constante, o número de ciclos até a falha, N_f , pode ser obtido integrando-se a Eq. (3.6) da condição inicial em que $D_f = 0$ e $N = 0$ até a falha quando $D_f = 1$ e $N = N_f$. Este procedimento resulta na expressão

$$N_f = \frac{1}{(\beta + 1)(1 - \alpha)} \left(\frac{S_{max} - S_m}{M(S_m)} \right)^\beta \quad (3.12)$$

que, quando combinada com Eq. (3.10), resulta em

$$N_f = \frac{S_u - S_{max}}{a(\beta + 1)(S_{max} - S_l(S_m))} \left(\frac{S_{max} - S_m}{M(S_m)} \right)^\beta \quad (3.13)$$

Esta expressão é capaz de reproduzir a forma típica da curva S-N para vidas dentro do intervalo $10 < N_f < 10^8$ e possui duas assíntotas: (i) quando $S_{max} = S_u$, então $N_f = 0$ e (ii) quando $S_{max} = S_l(S_m)$, então $N_f = \infty$. A Fig. 3.4 apresenta de forma esquemática o a forma da curva S-N descrita pelo modelo de Chaboche.

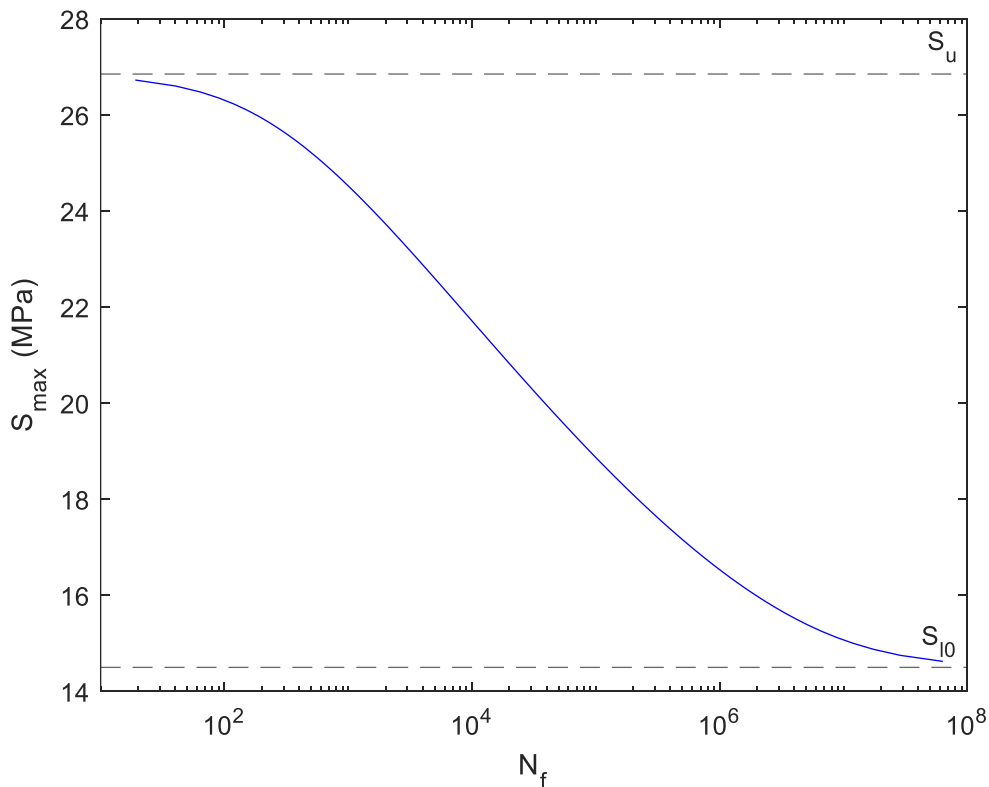


Figura 3.4: Forma de curva S-N descrita pelo modelo de Chaboche.

A obtenção das constantes do modelo de acúmulo de dano por fadiga pode ser feita obtendo-se o melhor ajuste da Eq. (3.13) a um conjunto de dados tensão vs. amplitude de tensão, descritos em coordenadas logarítmicas. A aplicação deste procedimento em dados experimentais sujeitos a carregamento uniaxial totalmente alternados resultará nos valores de β e de $aM_0^{-\beta}$, que permitem calcular o número de ciclos até a falha para uma dada amplitude de tensão.

Ao calcular o número de ciclos até a falha sob carregamentos com tensão média diferente de zero é necessário determinar a constante b . Isso é feito utilizando dados experimentais sujeitos a carregamento com tensão média diferente de zero. Com os valores das constantes β e $aM_0^{-\beta}$ é possível gerar curvas S-N para vários valores de b e verificar qual valor de b possui o menor erro com relação aos dados experimentais.

3.3 MODELO DE DANO DEVIDO À INTERAÇÃO ENTRE FADIGA E FLUÊNCIA

Em certos materiais e condições do ambiente, pode haver uma interação entre os processos de dano por fadiga e por fluência. Conforme observado em diversos estudos (veja, e.g., as Refs. (AMJADI; FATEMI, 2020a) e (EFTEKHARI; FATEMI, 2016a)), este tipo de interação geralmente ocorre em materiais e compósitos termoplásticos e, em particular, no polietileno de alta densidade.

As leis de evolução de dano por fluência e por fadiga definidas na Eqs. (3.1) e (3.5) consideram que estes danos ocorrem independentemente. Quando os dois fenômenos de dano ocorrem simultaneamente, a interação entre eles pode ser descrita introduzindo-se os seguintes acoplamentos:

$$dD_c = f_c(S, D_c, D_f)dt \quad (3.14)$$

$$dD_f = f_f(S_{max}, S_m, D_f, D_c)dN \quad (3.15)$$

A forma mais simples de definir as funções de interação apresentadas acima é assumir que os efeitos dos danos por fluência e fadiga são aditivos, ou seja,

$$dD_c = f_c(S, D_c + D_f)dt \quad (3.16)$$

$$dD_f = f_f(S_{max}, S_m, D_f + D_c) dN \quad (3.17)$$

Assim, pode-se introduzir uma única variável de dano

$$D = D_c + D_f \quad (3.18)$$

que quantifica o dano total devido à fluência e à fadiga e cuja evolução é dada pela equação

$$dD = dD_c + dD_f = f_c(S, D) dt + f_f(S_{max}, S_m, D) dN \quad (3.19)$$

Adicionalmente, considera-se que $D = 0$ na condição inicial e que $D = 1$ na condição final na qual ocorre a falha do material. No caso em que os incrementos de dano por fluência e por fadiga seguem as Eqs. (3.2) e (3.6), respectivamente, o incremento do dano total é possui a seguinte forma:

$$dD = \left(\frac{S}{A}\right)^r (1 - D_c)^{-k} dt + \left[1 - (1 - D_f)^{\beta+1}\right]^{\alpha(S_{max}, S_m)} \left(\frac{S_{max} - S_m}{M(S_m)}\right)^\beta dN \quad (3.20)$$

Consideremos agora um carregamento cuja forma da onda seja triangular e que permaneça, periodicamente, sob carregamento estático durante um tempo de espera t_H , conforme ilustrado na Fig. 3.5. Nesse caso, a integração da Eq. (3.20) de $D = 0$ até 1 resulta que o número de blocos de carregamento até falha, N_R , é dado pela expressão

$$\frac{N_R}{N_f} = \int_0^1 \left[\frac{N_f (1 - D)^{-k}}{N_c (k + 1)} + \frac{(1 - (1 - D)^{\beta+1})^\alpha}{(\beta + 1)(1 - \alpha)(1 - D)^\beta} \right]^{-1} dD \quad (3.21)$$

onde $N_c = t_R/t_H$ e N_f são os números de ciclos até a falha considerando apenas os danos por fluência e por fadiga.

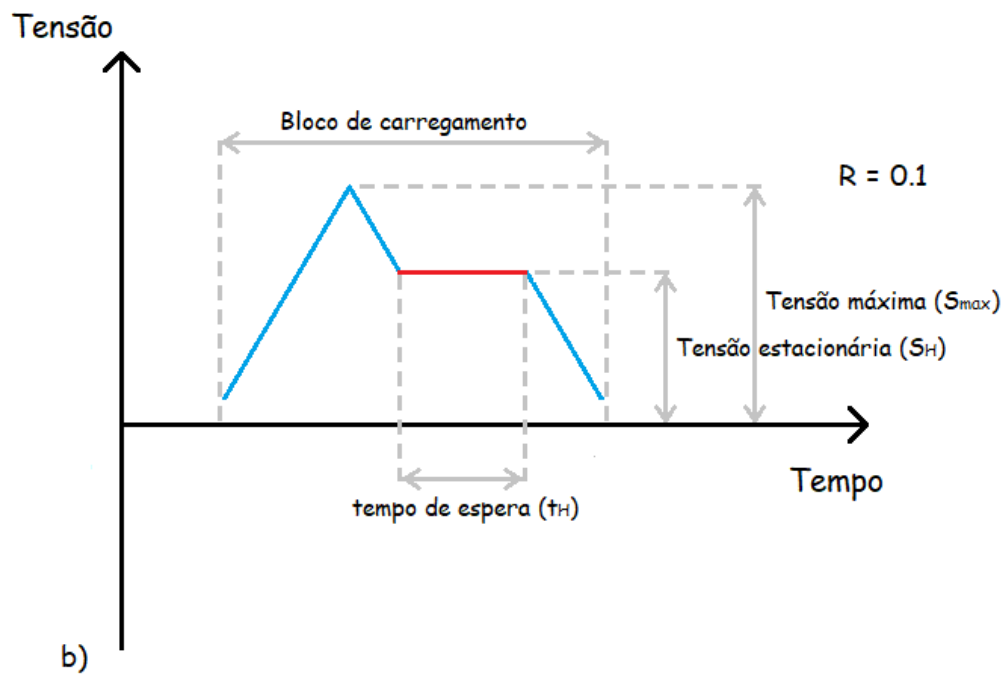
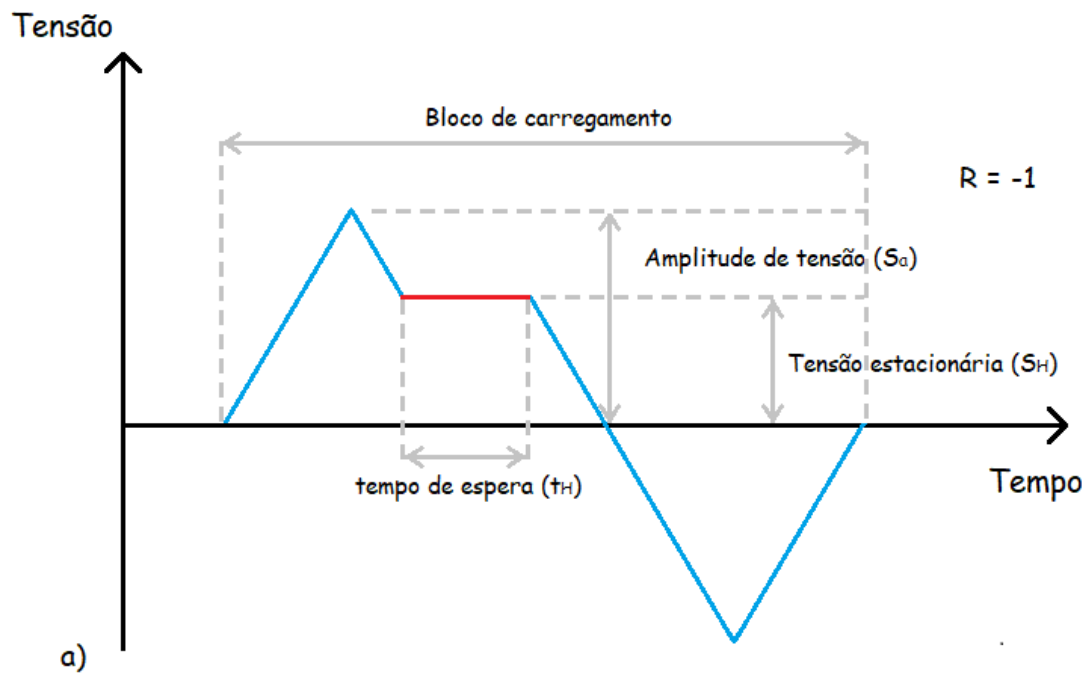


Figura 3.5 Bloco de carregamento composto por uma onda triangular e uma região de carregamento estático sob razão de carregamento a) $R = -1$ b) $R = 0,1$.

4 RESULTADOS

Nesse capítulo são apresentados os resultados obtidos neste estudo sobre a durabilidade do polietileno de alta densidade virgem quando sujeito ao efeito de fluência, fadiga e de interação fadiga-fluência. Foi considerado para os cálculos um carregamento uniaxial e uma temperatura constante.

Primeiramente é apresentado como foi feita a obtenção das constantes do modelo utilizadas para o cálculo de número de ciclos até a falha por fadiga pura. Nessa seção são apresentados os dados experimentais da literatura utilizados para a geração de uma reta em coordenadas logarítmicas, da qual foi obtida os valores das constantes.

Em seguida são exibidos resultados para os modelos de fadiga pura e de fluência pura. Lembrando que o modelo de fadiga pura calcula o número de ciclos até a falha para determinados valores de tensão máxima e razão de carregamento, ou para determinados valores de tensão máxima e tensão média, enquanto o modelo de fluência pura calcula o tempo de ruptura do material quando sujeito a uma tensão constante.

Após os resultados para os modelos de fadiga pura e de fluência pura são exibidos os resultados do modelo de interação fadiga-fluência para carregamento totalmente alternado, são exibidos resultados para dois valores de tensão máxima, três valores de tempo de espera e vários valores de tensão estacionária entre zero e a tensão máxima.

Por fim são exibidos resultados do modelo de interação fadiga-fluência para carregamento com tensão média diferente de zero, e é feita uma comparação com os resultados obtidos para carregamento totalmente alternado.

4.1 DETERMINAÇÃO DAS CONSTANTES DO MODELO

Para determinação da vida útil de fadiga pura pelo modelo de Chaboche é necessário previamente determinar as constantes b , β e $aM_0^{-\beta}$. As constantes β e $aM_0^{-\beta}$ podem ser obtidas a partir de dados da literatura de fadiga S-N para $R = -1$, ajustando-se uma reta a dados $\log N_f \frac{S_a - S_{l0}}{S_u - S_a} \times \log S_a$.

Segundo o modelo de Chaboche, o número de ciclos até a falha por fadiga pode ser calculado pela seguinte expressão

$$N_f = \frac{1}{aM_0^{-\beta}(\beta+1)\left(\frac{S_{max}-S_{l0}-(1-bS_{l0})S_m}{S_u-S_{max}}\right)} \left(\frac{S_{max}-S_m}{1-bS_m}\right)^{-\beta} \quad (4.1)$$

Quando $R = -1$ a tensão média S_m vale zero e $S_{max} = S_a$, logo a equação 4.1 pode ser simplificada para a seguinte forma

$$N_f = \frac{1}{aM_0^{-\beta}(\beta+1)\left(\frac{S_a-S_{l0}}{S_u-S_a}\right)} (S_a)^{-\beta} \quad (4.2)$$

A equação 4.2 pode ser rearranjada como é mostrado a seguir

$$N_f \left(\frac{S_a-S_{l0}}{S_u-S_a}\right) = \left[aM_0^{-\beta}(\beta+1)\right]^{-1} (S_a)^{-\beta} \quad (4.3)$$

Aplicando-se a função logaritmo nos dois lados da equação 4.3 obtêm-se a equação desejada que relaciona $\log N_f \frac{S_a - S_{l0}}{S_u - S_a}$ e $\log S_a$

$$\log N_f \left(\frac{S_a-S_{l0}}{S_u-S_a}\right) = \log\left[aM_0^{-\beta}(\beta+1)\right]^{-1} - \beta \log S_a \quad (4.4)$$

A equação 4.4 representa uma reta de modelo $y = c_1x + c_2$ em um gráfico $\log x$ \log , sendo que, $y = \log N_f \left(\left(\frac{S_a - S_{l0}}{S_u - S_a} \right) \right)$, $c_1 = -\beta$ e $c_2 = \log \left[aM_0^{-\beta} (\beta + 1) \right]^{-1}$.

É possível obter os valores de c_1 e c_2 a partir de uma reta gerada de valores experimentais, já que c_1 representa a inclinação da reta e c_2 representa o valor no qual a reta cruza o eixo das ordenadas. As constantes β e $aM_0^{-\beta}$ são obtidas das seguintes relações

$$\beta = -c_1 \quad (4.5)$$

$$aM_0^{-\beta} = \frac{1}{10^{c_2(\beta+1)}} \quad (4.6)$$

Tabela 4.1 Dados de fadiga de PEAD submetido a carregamento uniaxial totalmente alternado ($R = -1$). Fonte: (AMJADI; FATEMI, 2020a)

Amplitude de Tensão, S_a (MPa)	Número de Ciclos até a falha, N_f
23	5.986
23	4.256
22	3.495
20	28.980
20	66.453
19	74.564
18	263.094

A reta mostrada na Figura 4.1 é gerada pelos dados experimentais retirados da literatura, exibidos na tabela 4.1, que são exibidos no gráfico em forma de pontos. Dessa reta obtêm-se $\beta = 9,7$ e $aM_0^{-\beta} = 7,22 \times 10^{-19}$.

A constante b reflete a influência da tensão média no comportamento de fadiga. Sua obtenção necessita de uma curva S-N com tensão média diferente de zero e o seu valor é obtido através de um processo de otimização.

No processo de otimização busca-se um valor da constante b no qual a curva S-N descrita pelo modelo apresenta o menor erro com relação aos dados experimentais com tensão média diferente de zero. Os dados utilizados também foram retirados da literatura e estão apresentados na tabela 4.2, foi considerado que $b = 0,065$.

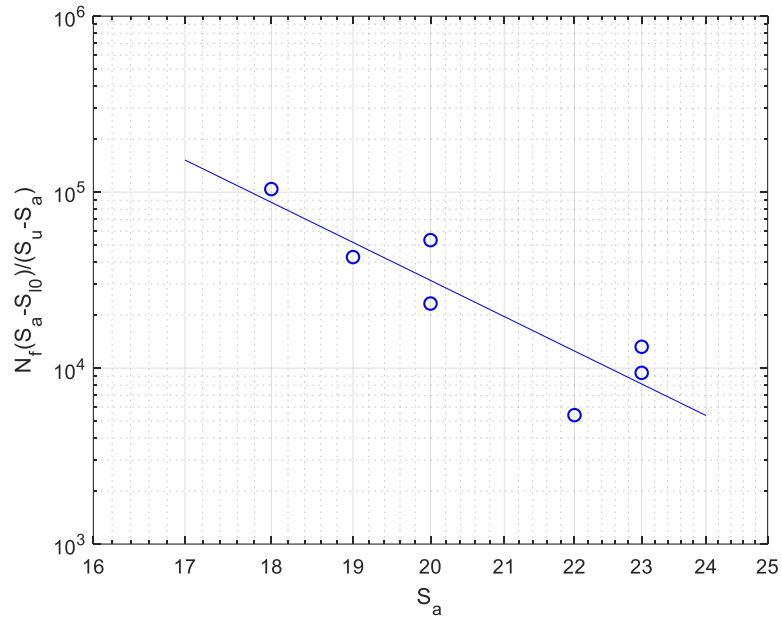


Figura 4.1 Ajuste de $\log N_f \left(\frac{S_a - S_{l0}}{S_u - S_a} \right)$ versus $\log S_a$ dos dados do PEAD para $R = -1$, usada para obtenção das constantes β e $aM_0^{-\beta}$.

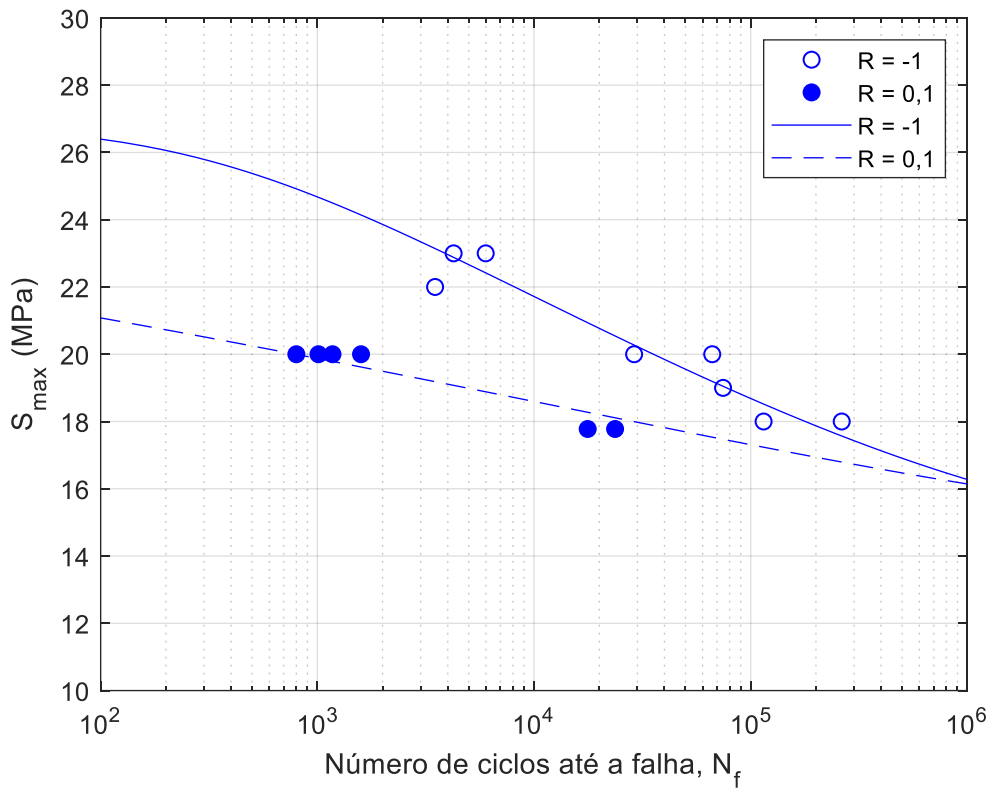


Figura 4.2 Curvas S-N obtidas a partir do modelo de Chaboche, para $R = -1$ e para $R = 0,1$, e os pontos experimentais usados para geração das curvas.

Tabela 4.2 Dados de fadiga de PEAD submetido a carregamento uniaxial com tensão média diferente de zero ($R = 0,1$). Fonte: (AMJADI; FATEMI, 2020a)

<i>Tensão Máxima, S_{max} (MPa)</i>	<i>Número de ciclos até a falha, N_f</i>
20	1012
20	800
20	1175
20	1591
17,8	17689
17,8	23672

4.2 RESULTADOS PARA FADIGA E FLUÊNCIA PURA

Possuindo as constantes do modelo de evolução de dano por fadiga é possível calcular o número de ciclos até a falha do material considerando apenas o efeito de fadiga. Nesse estudo considera-se que a tensão limite de resistência à tração, S_u , é igual a 26,85 MPa e que a tensão limite de resistência à fadiga para carregamento totalmente alternado, S_{l0} , é igual a 14,5 Mpa, obtidos do artigo de Amjadi e Fatemi (2020a).

A tabela 4.3 mostra o número de ciclos até a falha calculados a partir do modelo de evolução de dano de fadiga de Chaboche para diferentes valores de S_{max} . Repare que quando o valor de tensão máxima é igual à metade da tensão limite de resistência à tração, $S_{max} = 0,5S_u$, a vida é infinita. Isso ocorre porque esse valor de tensão não ultrapassa o limite de resistência à fadiga, S_{l0} .

Tabela 4.3 Número de ciclos até a falha para diferentes valores de tensão máxima considerando $R = -1$, e uma evolução de dano por fadiga pura.

<i>Tensão máxima, S_{max}</i>	<i>Número de ciclos até a falha, N_f</i>
S_u	0
$0,95S_u$	358
$0,9S_u$	1377
$0,85S_u$	4176
$0,8S_u$	11953
$0,75S_u$	34596
$0,7S_u$	106407
$0,65S_u$	370580
$0,6S_u$	1688226
$0,55S_u$	26584857
$0,5S_u$	∞

No modelo de evolução de dano de fadiga só são utilizados dois parâmetros de carregamento para o cálculo da vida que são a tensão máxima, S_{max} , e a tensão média, S_m . Essa mesma informação pode ser obtida pelo modelo para diferentes valores de tensão média.

Considerando agora o modelo de fluência pura quando se calcula o tempo de ruptura, t_R , o único parâmetro que altera esse tempo é a tensão, S , que é aplicada de maneira constante sobre o material. Possuindo as constantes do modelo é possível calcular o valor do tempo de ruptura. Os valores das constantes do modelo de fluência foram obtidos do artigo de Amjadi e Fatemi (2020a) e foram utilizados os seguintes valores: $k = 7,8$, $A = 19,24$, $r = 12,65$.

A tabela 4.4 mostra o tempo de ruptura, t_R , calculado a partir do modelo de fluência pura de Chaboche para diferentes valores de tensão.

Tabela 4.4 Tempo de ruptura para diferentes valores de tensão.

<i>Tensão, S</i>	<i>Tempo de ruptura (h), t_R</i>
S_u	0,0017
$0,9S_u$	0,0064
$0,8S_u$	0,0282
$0,7S_u$	0,153
$0,6S_u$	1,074
$0,5S_u$	10,8
$0,4S_u$	181,3
$0,3S_u$	6902

4.3 RESULTADOS OBTIDOS PELO MODELO DE INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA PARA CARREGAMENTO TOTALMENTE ALTERNADO

Considerando o modelo de dano de interação fadiga-fluência, o número de ciclos até a falha possui a notação N_R . O valor de N_R depende dos fatores de carregamento S_{max} , R , S_H e t_H . O fator de carregamento S_H , é a tensão estacionária mostrada na Fig. 3.5, e o fator de carregamento t_H , é o tempo de espera também mostrado na Fig. 3.5.

Tabela 4.5 Número de ciclos até a falha, N_R , considerando $S_{max} = 0,6S_u$ e $R = -1$ para diferentes valores de S_H e t_H

S_H	$t_H = 1s$	$t_H = 2,5s$	$t_H = 5s$
0	1688226	1688226	1688226
$0,05S_{max}$	1688226	1688226	1688226
$0,1S_{max}$	1688226	1688226	1688226
$0,15S_{max}$	1688226	1688226	1688226
$0,2S_{max}$	1688225	1688223	1688220
$0,25S_{max}$	1688207	1688177	1688127
$0,3S_{max}$	1688027	1687728	1687230
$0,35S_{max}$	1686826	1684729	1681247
$0,4S_{max}$	1680670	1669468	1651141
$0,45S_{max}$	1655232	1608196	1535718
$0,5S_{max}$	1569876	1421568	1229905
$0,55S_{max}$	1350655	1043666	760794
$0,6S_{max}$	970071	599540	369080
$0,65S_{max}$	563698	286887	158670
$0,7S_{max}$	281986	127322	66719
$0,75S_{max}$	132460	56210	28726
$0,8S_{max}$	61841	25462	12864
$0,85S_{max}$	29469	11958	6010
$0,9S_{max}$	14477	5834	2924
$0,95S_{max}$	7350	2951	1478
S_{max}	3853	1545	773

Os resultados apresentados na tabela 4.5 consideraram três valores de t_H : 1; 2,5 e 5 segundos e diversos valores de S_H que variam entre 0 e S_{max} . Repare que para valores de $S_H \leq 0,15S_{max}$ o número de ciclos, N_R , é igual ao número obtido para fadiga pura, N_f , isso implica que até um certo valor de tensão estacionária, S_H , a evolução de dano por fluência é nula ou pequena demais para ser perceptível no modelo de interação fadiga-fluência.

No intervalo $0,15S_{max} < S_H < 0,4S_{max}$, a diminuição no número de ciclos é perceptível, mas ainda é muito pequena, cerca de 2,2% quando $S_H = 0,4S_{max}$ e $t_H = 5s$.

Para valores de S_H maiores que $0,4S_{max}$ a diminuição no número de ciclos se torna significativa como é mostrado no gráfico da Fig. 4.3. À medida que S_H aumenta o número de ciclos é cada vez mais influenciado pela fluência assumindo um acúmulo de dano muito próximo de um acúmulo por fluência pura quando $S_H = S_{max}$ e $t_H = 5s$.

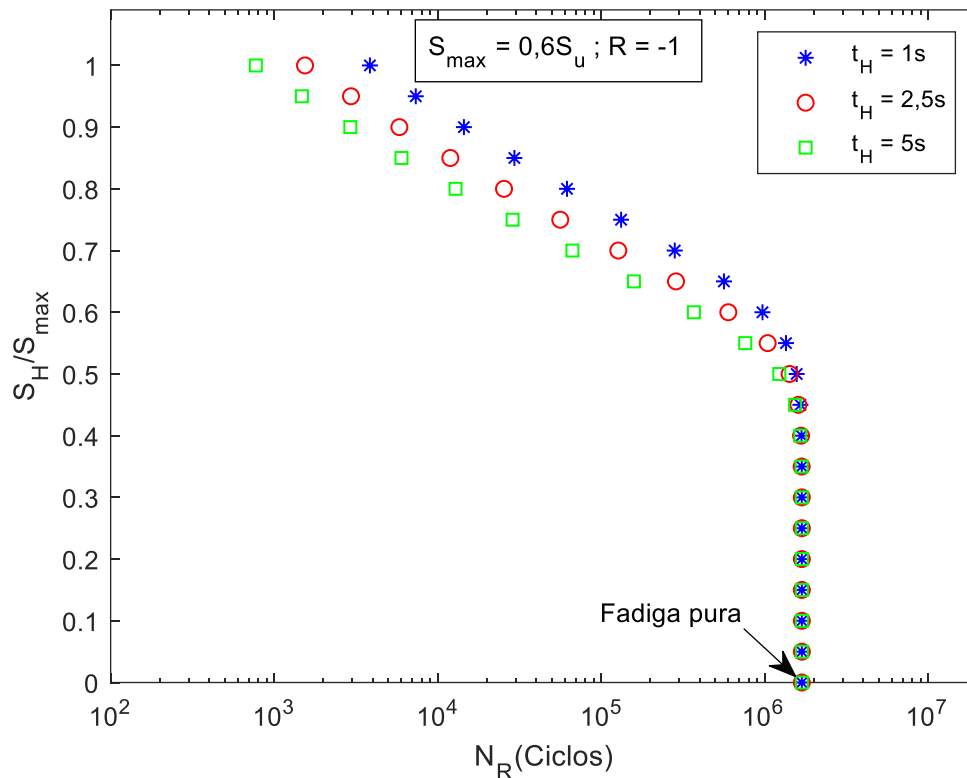


Figura 4.3 Gráfico de S_H/S_{max} x $\log N_R$ para diferentes valores de t_H considerando $S_{max} = 0,6S_u$ e $R = -1$.

A partir do que foi calculado no modelo de fluência pura foi obtido que quando a tensão é mantida a $0,6S_u$ são necessárias 1,074 horas, equivalentes a 3866 segundos, para que ocorra a falha por fluência. Se para $S_H = S_{max}$ e $t_H = 5s$, N_R somou um total de 773 ciclos, e a cada ciclo há um tempo de espera de 5 segundos isso implica que tensão foi mantida em $0,6S_u$ durante 3865 segundos, valor quase igual ao obtido no modelo de fluência pura.

Os valores de N_R para $S_{max} = 0,7S_u$ seguem o mesmo padrão que os valores para $S_{max} = 0,6S_u$, à medida que o valor de S_H aumenta a evolução de dano é mais influenciada pelo modelo de fluência, enquanto à medida que o valor de S_H abaixa a evolução de dano é mais influenciada pelo modelo de fadiga. A tabela 4.6 mostra os resultados para $S_{max} = 0,7S_u$.

Tabela 4.6 Número de ciclos até a falha, N_R , considerando $S_{max} = 0,7S_u$ e $R = -1$ para diferentes valores de S_H e t_H

S_H	$t_H = 1s$	$t_H = 2,5s$	$t_H = 5s$
0	106407	106407	106407
$0,05S_{max}$	106407	106407	106407
$0,1S_{max}$	106407	106407	106407
$0,15S_{max}$	106407	106407	106407
$0,2S_{max}$	106407	106407	106407
$0,25S_{max}$	106407	106406	106405
$0,3S_{max}$	106404	106394	106380
$0,35S_{max}$	106368	106310	106212
$0,4S_{max}$	106196	105880	105359
$0,45S_{max}$	105476	104109	101913
$0,5S_{max}$	102962	98211	91233
$0,55S_{max}$	95747	83357	68728
$0,6S_{max}$	79893	58518	40717
$0,65S_{max}$	56021	33209	19930
$0,7S_{max}$	32738	16342	8955
$0,75S_{max}$	16941	7607	3978
$0,8S_{max}$	8332	3536	1807
$0,85S_{max}$	4078	1681	850
$0,9S_{max}$	2031	825	415
$0,95S_{max}$	1038	419	210
S_{max}	546	220	110

Com o aumento de S_{max} é esperado que o efeito de fluência na evolução de dano seja perceptível em relações S_H/S_{max} menores, pois a evolução de dano por fluência depende da tensão S_H , porém o valor de N_R somente difere de N_f quando $S_H = 0,25S_{max}$, diferente do resultado obtido para $S_{max} = 0,6S_u$ que ocorre quando $S_H = 0,2S_{max}$.

Esse efeito está presente porque a evolução de dano por fluência está relacionada à S_H e ao tempo que o material é sujeito a essa tensão. Ao aumentar o valor de S_{max} , diminui-se o valor de N_f , e o tempo máximo que o material pode ser sujeito a tensão S_H , N_f multiplicado por t_H , também diminui. A Fig. 4.4 mostra uma comparação em forma de gráfico dos resultados obtidos para $S_{max} = 0,6S_u$ e $S_{max} = 0,7S_u$.

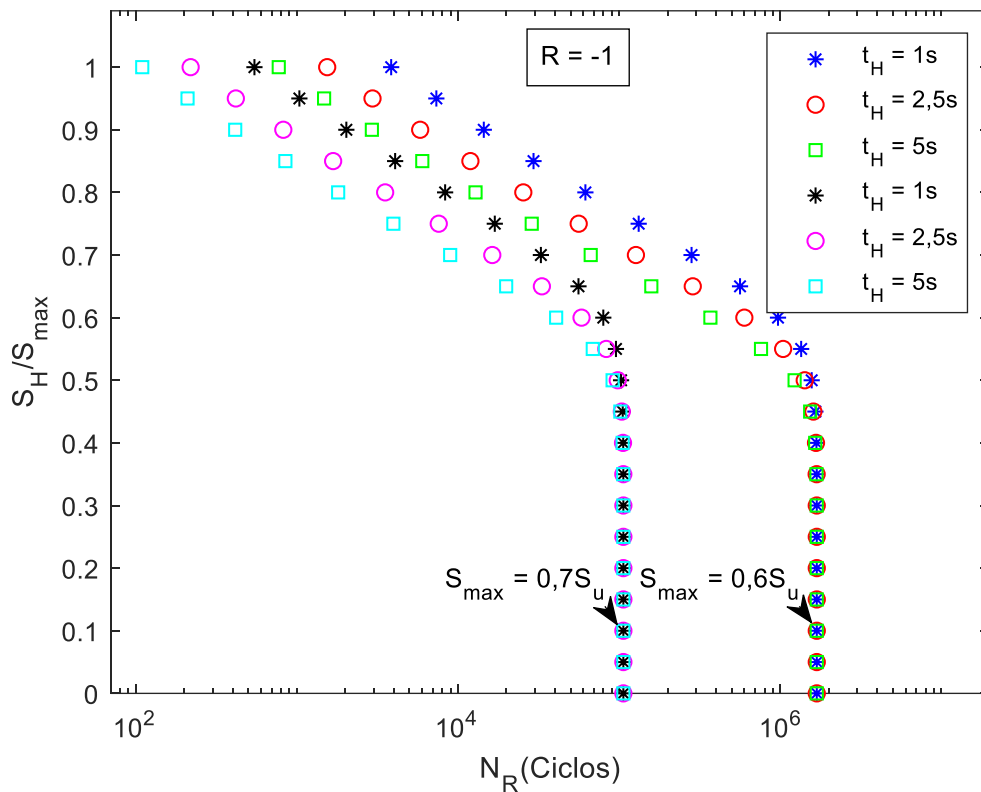


Figura 4.4 Gráfico de S_H/S_{max} x $\log N_R$ comparando $S_{max} = 0,6S_u$ e $S_{max} = 0,7S_u$ sob razão de carregamento $R = -1$.

4.4 RESULTADOS OBTIDOS PELO MODELO DE INTERAÇÃO FADIGA-FLUÊNCIA PARA CARREGAMENTO COM TENSÃO MÉDIA DIFERENTE DE ZERO

Os resultados calculados para carregamento tensão média diferente de zero consideraram uma razão de carregamento, $R = 0,1$, que foi a mesma razão dos valores experimentais utilizados para obtenção da constante b . O comportamento de N_R é muito semelhante ao encontrado em resultados obtidos para carregamento totalmente alternado. A principal diferença observada é que o valor de N_f diminuiu e conseqüentemente os valores de N_R . As tabelas 4.7 e 4.8 apresentam esses resultados.

Tabela 4.7 Número de ciclos até a falha, N_R , considerando $S_{max} = 0,6S_u$ e $R = 0.1$ para diferentes valores de S_H e t_H

S_H	$t_H = 1s$	$t_H = 2,5s$	$t_H = 5s$
$0,1S_{max}$	1388725	1388725	1388725
$0,15S_{max}$	1388725	1388725	1388725
$0,2S_{max}$	1388724	1388723	1388721
$0,25S_{max}$	1388711	1388691	1388657
$0,3S_{max}$	1388590	1388387	1388050
$0,35S_{max}$	1387777	1386357	1383998
$0,4S_{max}$	1383607	1376005	1363527
$0,45S_{max}$	1366317	1334090	1283773
$0,5S_{max}$	1307587	1202870	1062345
$0,55S_{max}$	1151572	919943	691999
$0,6S_{max}$	862020	555417	351289
$0,65S_{max}$	524374	275805	155043
$0,7S_{max}$	271257	124931	66019
$0,75S_{max}$	129884	55706	28587
$0,8S_{max}$	61236	25352	12835
$0,85S_{max}$	29323	11933	6003
$0,9S_{max}$	14440	5827	2923
$0,95S_{max}$	7340	2950	1477
S_{max}	3850	1544	773

Tabela 4.8 Número de ciclos até a falha, N_R , considerando $S_{max} = 0,7S_u$ e $R = 0.1$ para diferentes valores de S_H e t_H

S_H	$t_H = 1s$	$t_H = 2,5s$	$t_H = 5s$
$0,1S_{max}$	5761	5761	5761
$0,15S_{max}$	5761	5761	5761
$0,2S_{max}$	5761	5761	5761
$0,25S_{max}$	5761	5761	5761
$0,3S_{max}$	5761	5761	5761
$0,35S_{max}$	5761	5761	5761
$0,4S_{max}$	5761	5760	5758
$0,45S_{max}$	5759	5754	5748
$0,5S_{max}$	5751	5735	5710
$0,55S_{max}$	5727	5675	5592
$0,6S_{max}$	5658	5511	5282
$0,65S_{max}$	5487	5123	4616
$0,7S_{max}$	5111	4378	3544
$0,75S_{max}$	4423	3299	2330
$0,8S_{max}$	3436	2165	1350
$0,85S_{max}$	2366	1277	727
$0,9S_{max}$	1474	709	382
$0,95S_{max}$	863	385	201
S_{max}	491	210	108

Nesse caso o valor de N_R foi calculado considerando valores de S_H que variam entre $0,1S_{max}$ e S_{max} , pois por definição a tensão durante o bloco de carregamento varia entre essa faixa de valores quando $R = 0,1$. A Fig. 4.5 apresenta os resultados em forma de gráfico.

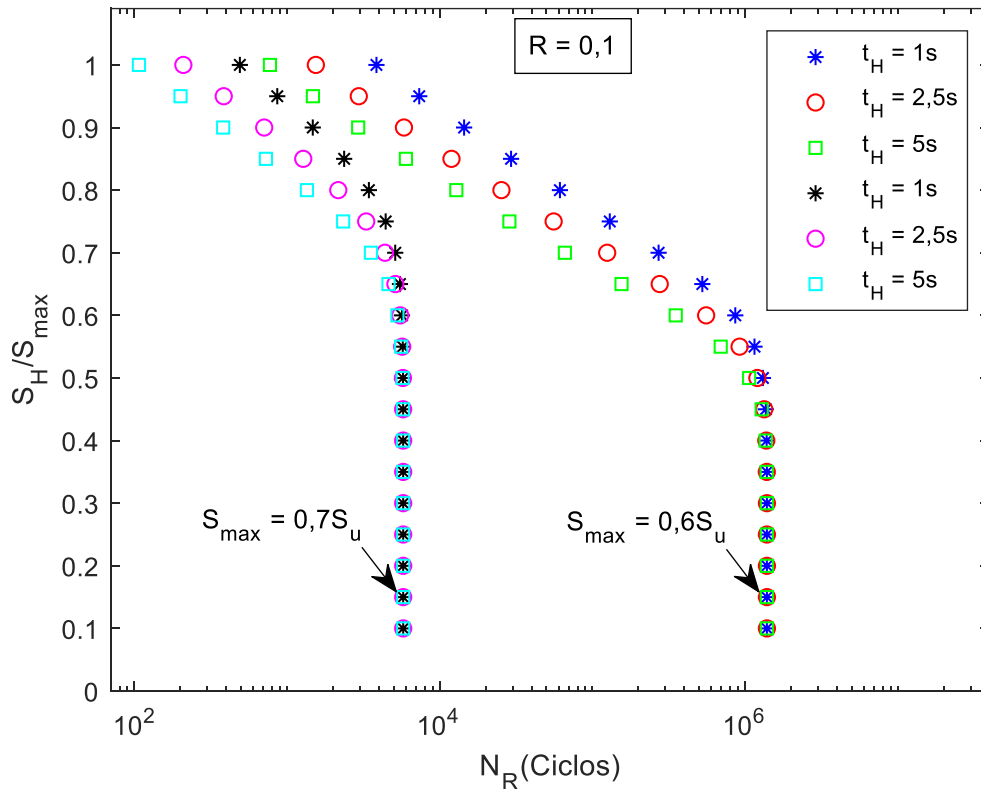


Figura 4.5 Gráfico de S_H/S_{max} x $\log N_R$ comparando $S_{max} = 0,6S_u$ e $S_{max} = 0,7S_u$ sob razão de carregamento $R = 0,1$.

Ao comparar resultados de diferentes razões de carregamento, mas com o mesmo valor de tensão máxima, observa-se que os valores de N_R , são muito distintos para valores baixos de S_H/S_{max} , mas à medida que essa relação aumenta os valores para ambas as razões de carregamento tendem ao mesmo valor de N_R que faz referência ao acúmulo de dano por fluência pura, como mostra a Fig. 4.6.

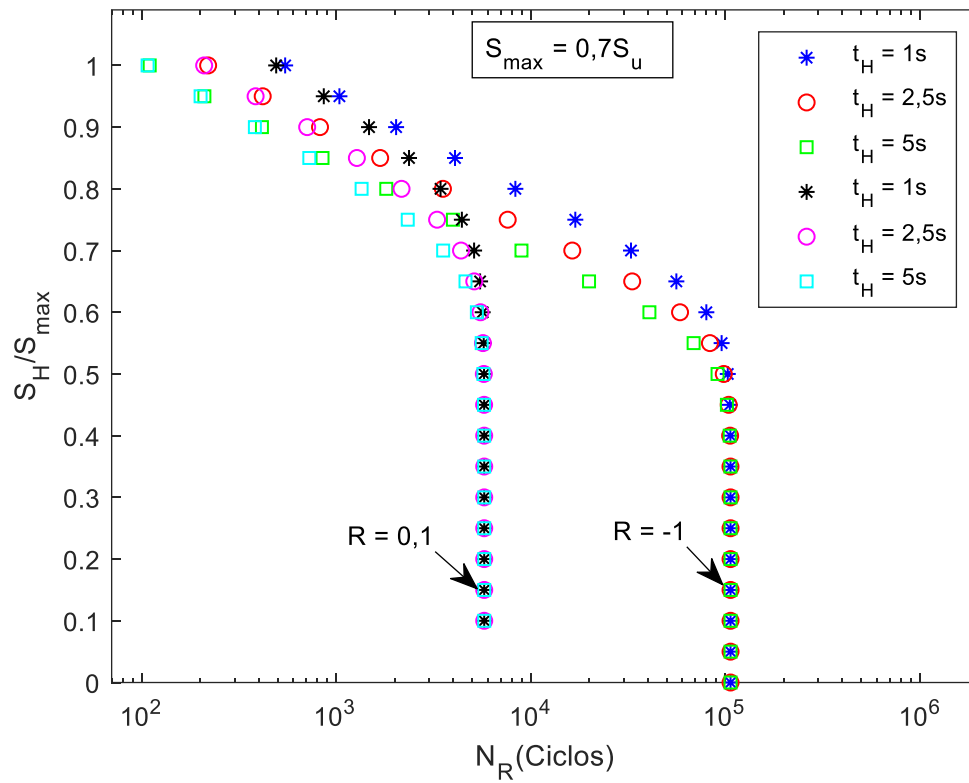


Figura 4.6 Gráfico de S_H/S_{max} x $\log N_R$ comparando $R = 0,1$ e $R = -1$ para $S_{max} = 0,7S_u$.

5 CONCLUSÕES

Através da análise dos resultados exposta no capítulo anterior, algumas conclusões podem ser feitas sobre os efeitos dos fatores de carregamento: tensão máxima, razão de carregamento, tensão estacionária e tempo de espera na durabilidade do polietileno de alta densidade.

Analisando a interferência na durabilidade causada pela variação da tensão estacionária observou-se a formação de três regiões nos gráficos de tensão estacionária sobre tensão máxima pelo logaritmo do número de ciclos até a falha.

A primeira região pode ser denominada como região de evolução de dano majoritariamente por fadiga e está localizada na parte inferior dos gráficos na qual o valor da tensão estacionária é próximo de zero. A segunda região pode ser denominada como região de transição na qual tanto a evolução de dano por fluência quanto a evolução de dano por fadiga são significativas na durabilidade do material. A terceira região pode ser denominada como região de evolução de dano majoritariamente por fluência e está localizada na parte superior dos gráficos na qual o valor da tensão estacionária é próximo do valor da tensão máxima.

As posições dessas regiões podem se deslocar de acordo com a variação de fatores como tensão média e razão de carregamento, mas uma tendência que está presente em todos os gráficos é que à medida que o valor da tensão estacionária aumenta a influência da fluência na evolução do dano também aumenta, e de maneira análoga, à medida que o valor da tensão estacionária diminui a influência da fadiga na evolução do dano se torna maior.

O aumento no valor do tempo de espera em todos os casos testados resultou em uma diminuição na durabilidade, entretanto a diminuição na durabilidade se torna mais significativa com o aumento da tensão estacionária.

A tensão máxima influencia nos valores obtidos para o número de ciclos até a falha para fadiga pura, e nos valores de tensão estacionária, já que a tensão estacionária pode variar de zero até a tensão máxima.

A variação da razão de carregamento de -1 para 0,1, mantendo a tensão máxima constante, demonstrou uma diminuição expressiva na durabilidade.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho foi avaliado o efeito dos parâmetros de carregamento na evolução de dano devido à fadiga e à fluência para o polietileno de alta densidade considerando-se um carregamento uniaxial de amplitude constante.

Todavia, em aplicações reais da engenharia, o carregamento apresenta, na maioria dos casos, amplitude variável, portanto, é importante avaliar o efeito da interação fadiga-fluência para carregamentos mais complexos.

Sendo assim, sugere-se como continuação deste trabalho um estudo envolvendo carregamentos com blocos de amplitude distinta. Por exemplo, calcular o número de ciclos até a falha aplicando dois blocos de carregamento com amplitudes de tensão distintas, aplicando primeiro o bloco carregamento com amplitude de tensão maior e depois aplicando primeiro o bloco de carregamento com amplitude de tensão menor.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMJADI, Mohammad; FATEMI, Ali. Creep and fatigue behaviors of High-Density Polyethylene (HDPE): Effects of temperature, mean stress, frequency, and processing technique. *International Journal of Fatigue*, v. 141, n. May, p. 105871, 2020a.

Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105871>>.

AMJADI, Mohammad; FATEMI, Ali. Tensile behavior of high-density polyethylene including the effects of processing technique, thickness, temperature, and strain rate. *Polymers*, v. 12, n. 9, 2020b.

ASHBY, Michael F.; JONES, David R. H. *Engineering materials 2*. 3. ed. [S.l.]: Elsevier, 2006.

CALLISTER, William D. *Material Science and Engineering: An Introduction*. 9. ed. [S.l.]: Wiley, 2013.

CHABOCHE, J. L.; LEMAITRE, J. *Mechanics of Solid Materials*. [S.l.]: Cambridge University Press, 1994.

DOWLING, Norman E. *Mechanical Behavior of Materials*. 4. ed. [S.l.]: Pearson, 2013.

EFTEKHARI, Mohammadreza; FATEMI, Ali. Creep-fatigue interaction and thermo-mechanical fatigue behaviors of thermoplastics and their composites. *International Journal of Fatigue*, v. 91, p. 136–148, 2016a. Disponível em:

<<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.05.031>>.

EFTEKHARI, Mohammadreza; FATEMI, Ali. Tensile behavior of thermoplastic composites including temperature, moisture, and hygrothermal effects. *Polymer Testing*, v. 51, p. 151–164, 2016b. Disponível em:

<<http://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2016.03.011>>.

EL-HAKEEM, H. M.; CULVER, L. E. Environmental dynamic fatigue crack propagation in high density polyethylene: an empirical modelling approach. *International Journal of Fatigue*, v. 3, n. 1, p. 3–8, 1981.

HAYDEN, H. W.; MOFFATT, W. G.; WULFF, J. *The Structure and Properties of Materials Vol. III, Mechanical Behavior*. [S.l.: s.n.], 1965.

KRISHNASWAMY, Rajendra K. Analysis of ductile and brittle failures from creep rupture testing of high-density polyethylene (HDPE) pipes. *Polymer*, v. 46, n. 25, p. 11664–11672, 2005.

QI, Zhengpan *et al.* Failure of high density polyethylene under cyclic loading: Mechanism analysis and mode prediction. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 156, n. September 2018, p. 46–58, 2019.

SCHULTZ, Jerold M. *Polimers Materials Science*. [S.l.: s.n.], 1974.

WEE, Jung Wook; CHOI, Byoung Ho. Modeling of axisymmetric slow crack growth of high-density polyethylene with circular notched bar specimen using crack layer theory. *International Journal of Solids and Structures*, v. 97_98, p. 189–199, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.07.030>>.

TAVAZZI L. The excellence of the plastics supply chain in relaunching manufacturing in Italy and Europe. Ambrosetti: *The European House*; 2013.

GEYER, R., JAMBECK, J. R., & LAW, K. L. Production, use, and fate of all plastics ever made. *Science Advance*. 3(7), e1700782; 2017

CHABOCHE, J. L., LESNE, P. M. A non-linear continuous fatigue damage model; 1998

HIMEKI H, KUMAGAI H, MOROHOSHI K. Fatigue behavior analysis and durability evaluation of plastic fuel tank. SAE Technical Paper 2006;01:782–8.

KHELIF, Rabia; CHATEAUNEUF, Alaa; CHAOUI, Kamel. Statistical analysis of HDPE fatigue lifetime. *Meccanica*, v. 43, n. 6, p. 567–576, 2008.

HERTZBERG, R. W.; NORDBERG, H.; MANSON, J. A. Fatigue crack propagation in polymeric materials. *Journal of Materials Science*, v. 5, n. 6, p. 521–526, 1970.

DJEBLI, A.; BENDOUBA, M.; AID, A.; TALHA, A.; BENSEDDIQ, N.; BEENGUEDIAB, M. Experimental Analysis and Damage Modeling of High-Density Polyethylene under Fatigue Loading. *Acta Mechanica Solida Sinica*, v. 29, n. 2, p. 133–144, 2016.