



UNIVERSIDADE D  
COIMBRA

Inês Filipa Alves Barreto

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO ELASTO-  
PLÁSTICO CÍCLICO DE UMA NOVA LIGA  
MARTENSÍTICA COM MÉDIO TEOR DE  
CARBONO**

**Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, na área de Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco e pelo Professor Doutor José António Fonseca de Oliveira Correia e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra**

Julho de 2021



1 2



9 0

FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE  
COIMBRA

# **Estudo do comportamento elasto-plástico cíclico de uma nova liga martensítica com médio teor de carbono**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia  
Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

## **Study of the cyclic elastic-plastic behaviour of a new martensitic alloy with medium carbon content**

**Autor**

**Inês Filipa Alves Barreto**

**Orientadores**

**Ricardo Nuno Madeira Soares Branco**

**José António Fonseca de Oliveira Correia**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor Diogo Mariano Simões Neto</b> <b>Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra</b>
<b>Orientador</b>	<b>Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco</b> <b>Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra</b> <b>Professor Doutor Abílio Manuel Pinho de Jesus</b> <b>Professor Associado da Universidade do Porto</b>
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Joel Alexandre da Silva de Jesus</b> <b>Investigador Doutorado da Universidade de Coimbra</b>

**Colaboração Institucional**

---



**Faculdade de Ciências  
e Tecnologia da  
Universidade de  
Coimbra**

**Coimbra, julho, 2021**



I have no special talent. I am only passionately curious.

Albert Einstein

Aos meus pais e irmã.



## Agradecimentos

A elaboração desta dissertação de mestrado só foi possível graças à contribuição e apoio de um conjunto de pessoas, às quais gostaria de deixar algumas palavras de agradecimento, em particular:

Ao professor doutor Ricardo Branco e ao professor doutor José Correia por toda a disponibilidade, profissionalismo, simpatia, apoio e orientação excecional ao longo da dissertação.

A toda a comunidade da Universidade de Coimbra, que durante o meu percurso académico me deu todas as ferramentas essenciais para o meu conhecimento e desenvolvimento tanto profissional como pessoal.

À Universidade de Yanshan que forneceu os dados experimentais, que sem os quais não teria sido possível elaborar este estudo.

A toda a minha família, em particular aos meus pais João Barreto e Célia Vilão que sempre me apoiaram incondicionalmente durante toda a minha vida, incentivando-me a alcançar os melhores resultados possíveis, ajudando-me em tudo o que podiam. Também gostaria de agradecer à minha irmã Rita Barreto, por me manter sempre motivada e por me fazer lutar sempre por mais e melhor.

A todos os meus amigos, de infância e de faculdade por todos os momentos que partilhámos, em particular, ao meu amigo José Santana, pelo apoio constante e compreensão durante todo o meu percurso académico e na elaboração desta dissertação.



## Resumo

Neste trabalho pretendeu-se estudar uma nova liga martensítica com médio teor de carbono que está a ser desenvolvida com o objetivo de integrar as futuras linhas ferroviárias. Uma vez que esta liga poderá vir a ser sujeita a carregamentos cíclicos complexos e a condições de serviço adversas, é essencial o conhecimento do efeito da temperatura de transformação martensítica na resposta elasto-plástica cíclica da liga.

O objetivo deste trabalho é fazer uma análise do comportamento elasto-plástico cíclico no regime de fadiga oligocíclica da nova liga para três temperaturas de transformação martensítica (320°C, 350°C, 380°C). Numa primeira fase, foram realizados ensaios em controlo de deformação, com amplitudes de deformação entre 0,50% e 1,0% para as três temperaturas de transformação. Numa segunda fase, foi efetuado o estudo da resposta tensão-deformação, assim como as relações deformação-vida e energia-vida da liga à fadiga. Numa terceira fase, observou-se a microestrutura e as superfícies de fratura por microscopia eletrónica de transmissão e por microscopia eletrónica de varrimento, com a finalidade de observar os principais mecanismos de fratura.

Os resultados deste estudo mostram que esta nova liga martensítica com médio teor de carbono apresenta um pequeno comportamento de amaciamento cíclico por deformação nos primeiros ciclos, seguido de uma fase praticamente estável até à sua fase de rotura independentemente das temperaturas e da amplitude de deformação aplicada. A partir das curvas deformação-vida, foi possível verificar que para vidas mais curtas, a liga terá um comportamento melhor à fadiga para a temperatura de 380°C. Para vidas mais longas, a liga terá um melhor comportamento para a temperatura de 350°C.

**Palavras-chave:** Fadiga oligocíclica, Comportamento elasto-plástico cíclico, Temperatura de transformação martensítica, Ciclos de histerese, Amplitude de deformação.



## Abstract

The new martensitic alloy with medium carbon content under study is a recent alloy and its study may allow it to be applied in future railway lines. Since this alloy may be subject to complex cyclic loadings and adverse service conditions, it is essential to know the effect of the martensitic transformation temperature on the cyclic elasto-plastic response of the alloy.

The objective of this work is to analyze the cyclic elasto-plastic behaviour in the low-cycle fatigue regime of the new alloy for three martensitic transformation temperatures (320°C, 350°C, 380°C). In a first phase, tests were carried out in strain control, with strain amplitudes between 0,50% and 1,0% for the three transformation temperatures. In a second phase, the stress-strain response was studied, as well as the strain-life and energy-life relationships of the tested alloy. In a third phase, the microstructure and fracture surfaces were observed by transmission electron microscopy and by scanning electron microscopy, in order to observe the main fracture mechanisms.

The results of this study show that this new martensitic alloy with medium carbon content presents, regardless of the temperatures and the applied strain amplitude, a small cyclic strain softening behaviour at the first cycles, followed by a stable phase until the failure phase. From the strain-life curves, it was possible to verify that for shorter lifetimes, the alloy will have a better fatigue behaviour at a temperature of 380°C. For longer lives, the alloy will perform better at a temperature of 350°C.

**Keywords** Low-cycle fatigue, Cyclic elastic-plastic behaviour, Transformation temperature, Hysteresis loop, Strain amplitude.



---

## Índice

Índice de Figuras .....	ix
Índice de Tabelas .....	xi
Simbologia e Siglas .....	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas .....	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos da investigação .....	2
1.2. Estrutura da dissertação .....	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
2.1. Fenómeno de fadiga.....	5
2.1.1. Efeito do Carregamento.....	7
2.2. Fadiga Oligocíclica .....	10
2.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	10
2.2.2. Relação deformação-vida e tensão-vida.....	16
2.2.3. Relação energia-vida .....	19
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	23
3.1. Material.....	23
3.2. Geometria dos provetes .....	23
3.3. Ensaio de fadiga oligocíclica.....	25
3.4. Equipamento utilizado .....	26
3.5. Análise da microestrutura .....	27
3.6. Análise das superfícies de fratura .....	28
4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS .....	29
4.1. Ensaio de fadiga oligocíclica.....	29
4.1.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	33
4.1.2. Resposta deformação-vida.....	40
4.1.3. Resposta energia-vida.....	43
4.2. Análise da microestrutura .....	49
4.3. Análise das superfícies de fratura .....	50
5. Conclusões.....	53
5.1. Conclusão.....	53
5.2. Propostas para investigações futuras .....	55
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	57



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos (adaptado de [10]).	7
Figura 2.2. Representação dos diferentes tipos de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [4]).	8
Figura 2.3. Representação da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) encruamento cíclico; b) amaciamento cíclico; c) relaxação da tensão média; d) <i>ratcheting</i> por deformação cíclica [12].	11
Figura 2.4. Representação gráfica de um ciclo de histerese saturado [12].	12
Figura 2.5. Esquema da posição relativa da curva tensão-deformação cíclica e monótona relativamente aos ciclos de histerese estabilizados (adaptado de [18]).	13
Figura 2.6. Representação esquemática de uma <i>master curve</i> de um ciclo de histerese saturado [12].	15
Figura 2.7. Relação entre as amplitudes de deformação elástica, plástica e total e o número de reversões até à rotura (adaptado de [12]).	18
Figura 2.8. Representação gráfica da energia de deformação para um estado uniaxial de tensão [36].	21
Figura 3.1. Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica.	24
Figura 3.2. Esquema do processo de austêmpera realizado neste estudo.	25
Figura 3.3. Máquina servo-hidráulica MTS utilizada nos ensaios de fadiga oligocíclica na Universidade de Yanshan.	27
Figura 4.1. Ciclos de histerese tensão-deformação para $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,8\%$ : a) Temperatura de 320°C; b) Temperatura de 350°C; c) Temperatura de 380°C.	30
Figura 4.2. Ciclos de histerese tensão-deformação para temperatura de transformação de 350°C: a) $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,52\%$ ; b) $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,6\%$ ; c) $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,7\%$ ; d) $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,8\%$ ; e) $\Delta\varepsilon/2=\pm 1,0\%$ ;	31
Figura 4.3. Variação da amplitude de tensão em função do número de ciclos, em controlo de deformação com razão de deformação, $R\varepsilon = -1$ : a) Para as amplitudes de deformação $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,6\%$ e $\pm 0,8\%$ , variando as temperaturas de transformação (320°C; 350°C; 380°C); b) Para as temperaturas de transformação de 320°C e 350°C, variando as amplitudes de deformação $\Delta\varepsilon/2= \pm 0,52\%$ , $\pm 0,6\%$ , $\pm 0,7\%$ , $\pm 0,8\%$ , $\pm 1,0\%$ .	34
Figura 4.4. Variação da amplitude de tensão em função da vida adimensional, em controlo de deformação com razão de deformação, $R\varepsilon = -1$ : a) Para as amplitudes de deformação $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,6\%$ e $\pm 0,8\%$ , variando as temperaturas de transformação (320°C; 350°C; 380°C); b) Para as temperaturas de transformação de 320°C e	

350°C, variando as amplitudes de deformação $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,52\%$ , $\pm 0,6\%$ , $\pm 0,7\%$ , $\pm 0,8\%$ , $\pm 1,0\%$ .....	35
Figura 4.5. Curvas cíclicas da liga para as três temperaturas de transformação.....	37
Figura 4.6. Curvas de tensão-deformação cíclica para todas as amplitudes de deformação: a) Temperatura de 320°C; b) Temperatura de 350°C; c) Temperatura de 380°C.	38
Figura 4.7. Forma dos ciclos de histerese em coordenadas relativas, para as diferentes amplitudes de deformação e temperaturas de transformação. ....	39
Figura 4.8. Grau de amaciamento cíclico, <i>CS</i> , em função da amplitude de deformação para as três temperaturas de transformação. ....	40
Figura 4.9. Representação das curvas para a amplitude de deformação (elástica, plástica e total) em função do número de reversões até à rotura. ....	42
Figura 4.10. Variação do número de reversões de transição em função da temperatura de transformação martensítica. ....	43
Figura 4.11. Variação da energia de deformação plástica dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura, em escala bi-logarítmica. ....	44
Figura 4.12. Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo e das curvas ajustadas através da Equação (2.28) e da Equação (2.32). ....	46
Figura 4.13. Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação de energia de deformação plástica e total acumulada através da Equação (4.8) e da Equação (4.9). ....	49
Figura 4.14. Imagens TEM da liga a diferentes temperaturas: a) 320°C, b) 350°C c) 380°C (RA: austenite retida; M: martensite).....	50
Figura 4.15. Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga para diferentes amplitudes de deformação: a) e c) 0,52%; b) e d) 0,80%.....	51

---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Métodos existentes para obtenção de uma curva tensão-deformação cíclica [12]. .....	14
Tabela 3.1. Composição química da liga em estudo (wt.%) .....	23
Tabela 3.2. Parâmetros dos ensaios de fadiga oligocíclica.....	26
Tabela 4.1. Dados dos ensaios de fadiga oligocíclica. ....	32
Tabela 4.2. Constantes e parâmetros da curva tensão-deformação cíclica.....	36
Tabela 4.3. Constantes de resistência cíclica.....	41
Tabela 4.4. Constantes de ductilidade cíclica.....	41
Tabela 4.5. Constantes da Equação (2.28).....	44
Tabela 4.6. Constantes da Equação (2.32).....	45
Tabela 4.7. Valores experimentais de $\Delta Wp$ , $\Delta We$ + e $\Delta Wt$ e valores teóricos $\Delta Wp$ e $\Delta Wt$ . .....	46
Tabela 4.8. Constantes da Equação (4.8) e da Equação (4.9).....	48
Tabela 4.9. Valores experimentais e ajustados de $Wp$ e $Wt$ .....	48



---

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

$2N_f$  – Número de reversões até à rotura

$2N_T$  – Número de reversões de transição

$N_f$  – Número de ciclos até à rotura

$N^i$  – Número de ciclos do bloco de carga  $i$

$N_f^i$  – Número de ciclos até à rotura do bloco de carga  $i$

$D$  – Dano acumulado

$a_1$  – Expoente derivado da função de potência ajustada relativamente à densidade de energia de deformação plástica acumulada

$a_2$  – Expoente derivado da função de potência ajustada relativamente à densidade de energia de deformação total acumulada

$A_1$  – Constante derivada da função de potência ajustada relativamente à densidade de energia de deformação plástica acumulada

$A_2$  – Constante derivada da função de potência ajustada relativamente à densidade de energia de deformação total acumulada

$b$  – Expoente de resistência à fadiga

$c$  – Expoente de ductilidade à fadiga

$CS$  – Grau de amaciamento cíclico

$d\varepsilon/dt$  – Taxa de deformação

$E$  – Módulo de Elasticidade

$f$  – Frequência de carregamento

$k'$  – Coeficiente de encruamento cíclico

$k^*$  – Coeficiente de encruamento cíclico da *master curve*

$n'$  – Expoente de encruamento cíclico

$n^*$  – Expoente de encruamento cíclico da *master curve*

$R^2$  – Coeficiente de correlação

$R_\epsilon$  – Razão de deformação

$R$  – Razão de tensão

$W$  – Densidade de energia de deformação acumulada

$W_{e+}$  – Densidade de energia de deformação elástica positiva acumulada

$W_p$  – Densidade de energia de deformação plástica acumulada

$W_{p,a}$  – Densidade de energia de deformação plástica acumulada ajustada

$W_t$  – Densidade de energia de deformação total acumulada

$W_{t,a}$  – Densidade de energia de deformação total acumulada ajustada

$\epsilon'_f$  – Coeficiente de ductilidade cíclica

$\epsilon_a$  – Amplitude de deformação

$\epsilon_m$  – Deformação média

$\epsilon_{m\acute{a}x}$  – Deformação máxima

$\epsilon_{m\acute{i}n}$  – Deformação mínima

$m$  – Número de blocos de carga

$\sigma_R$  – Tensão de rotura

$\sigma_C$  – Tensão de cedência

$\sigma_{C,c\acute{i}clica}$  – Tensão de cedência cíclica

$\sigma'_f$  – Coeficiente de resistência cíclica

$\sigma_{m\acute{a}x}$  – Tensão nominal máxima

$\sigma_{m\acute{i}n}$  – Tensão nominal mínima

$\sigma_a$  – Amplitude de tensão

$\sigma_m$  – Tensão média

$\sigma_{m\acute{a}x}^1$  – Tensão máxima no primeiro ciclo

$\sigma_{m\acute{a}x}^{MV}$  – Tensão máxima no ciclo da meia vida

$\Delta W_0$  – Densidade de energia da componente elástica no limite de fadiga

$\Delta W_{0t}$  – Densidade de energia da componente elástica positiva no limite de fadiga

$\Delta W_{0p}$  – Densidade de energia do material no limite de fadiga

$\Delta W_e$  – Densidade de energia de deformação elástica

$\Delta W_{e+}$  – Densidade de energia de deformação elástica positiva

$\Delta W_p$  – Densidade de energia de deformação plástica

---

$\Delta W_t$  – Densidade de energia de deformação total  
 $\Delta \varepsilon$  – Gama de deformação  
 $\Delta \varepsilon^*$  – Gama de deformação num sistema de coordenadas auxiliares  
 $\Delta \varepsilon_e$  – Gama de deformação elástica  
 $\Delta \varepsilon_e^*$  – Gama de deformação elástica num sistema de coordenadas auxiliares  
 $\Delta \varepsilon_p$  – Gama de deformação plástica  
 $\Delta \varepsilon_p^*$  – Gama de deformação plástica num sistema de coordenadas auxiliares  
 $\Delta \sigma$  – Gama de tensão  
 $\Delta \sigma^*$  – Gama de tensão num sistema de coordenadas auxiliares  
 $\Delta \sigma/2$  – Amplitude de tensão  
 $\delta \sigma_0$  – Medida da expansão cíclica da parte elástica

## Siglas

ASTM – American Society for Testing and Materials  
SST – Single step test  
MST – Multiple step test  
IST – Incremental step test  
SWT – Smith, Watson & Topper  
SEM – Scanning electron microscopy  
TEM – Transmission electron microscopy  
2D – Duas dimensões  
3D – Três dimensões  
SE – Eletrões secundários



## 1. INTRODUÇÃO

Os aços martensíticos com médio teor de carbono têm sido bastante estudados, devido à excelente combinação de resistência, ductilidade, tenacidade e resistência ao desgaste [1].

Esta dissertação surgiu da importância de maior conhecimento e pouca informação existente na literatura sobre a nova geração de ligas martensíticas, em especial, uma nova liga martensítica com médio teor de carbono e o seu comportamento elasto-plástico cíclico em regime de fadiga oligocíclica para determinadas temperaturas de transformação martensítica. Esta nova liga é de elevada importância pois o seu desenvolvimento e estudo poderão permitir a sua aplicabilidade em novas linhas ferroviárias devido à necessidade urgente de melhorar a eficiência e segurança da indústria ferroviária a partir de melhores propriedades mecânicas, prolongando a vida útil dos componentes e reduzindo os custos. Verificando que maiores velocidades dos comboios e o transporte de cargas mais pesadas levam a maiores forças de contacto entre roda e o carril, estas condições de serviço podem resultar em falhas por fadiga [2].

A fadiga representa cerca de 80 a 90% das falhas dos componentes em serviço [3] e segue uma sequência: numa primeira fase ocorre a iniciação da fenda; de seguida, a propagação estável da fenda; e por fim, a rotura. Assim, de modo a reduzir o risco de falhas inesperadas e evitar perdas económicas e humanas é essencial ter um conhecimento preciso da durabilidade do material em serviço [4]. O comportamento elasto-plástico cíclico, em regime de fadiga oligocíclica dos componentes, é deveras importante num projeto de engenharia, pois cargas cíclicas e elevadas amplitudes de tensão e deformação influenciam a vida útil dos componentes [5]. No entanto, o efeito da temperatura de transformação martensítica no comportamento elasto-plástico cíclico da nova geração de ligas martensíticas com médio teor de carbono é algo ainda pouco claro.

Assim sendo, com esta dissertação, pretende-se avançar no conhecimento deste assunto, e entender e caracterizar a resposta à fadiga da liga quando sujeita a ciclos de carga em controlo de deformação com base nos parâmetros de fadiga mais usados, tais como,

relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida. Obtendo todos estes conhecimentos, será assim possível evoluir e potencialmente inovar em termos de projeto à fadiga.

### **1.1. Objetivos da investigação**

O principal objetivo desta dissertação é analisar o comportamento elasto-plástico cíclico em regime de fadiga oligocíclica de uma nova liga martensítica com médio teor de carbono. De uma forma mais específica, os objetivos são:

- Estudar o comportamento elasto-plástico cíclico em regime de fadiga oligocíclica para três temperaturas de transformação martensítica (320°C, 350°C, 380°C);
- Estudar a resposta tensão-deformação cíclica para as diversas temperaturas de transformação e amplitudes de deformação;
- Estudar as formas dos ciclos de histerese para as diversas temperaturas de transformação e amplitudes de deformação;
- Estudar o grau de amaciamento cíclico para as diversas temperaturas de transformação e amplitudes de deformação;
- Determinar as respostas deformação-vida e energia-vida;
- Estudar as densidades de energia de deformação plástica e total por ciclo e acumuladas para as temperaturas em estudo;
- Identificar os mecanismos de fratura relacionados com a variação de temperatura e de amplitude de deformação.

### **1.2. Estrutura da dissertação**

A presente dissertação encontra-se estruturada em cinco capítulos. De seguida, apresentar-se-á uma pequena descrição de cada um deles:

- No primeiro capítulo é feita uma introdução ao tema da dissertação e são enunciados os principais objetivos da investigação;
- No segundo capítulo efetua-se uma revisão bibliográfica relativa ao fenómeno de fadiga, à resposta tensão-deformação cíclica e aos estudos empregues no projeto à fadiga;

- No terceiro capítulo são descritos os procedimentos experimentais realizados, assim como o material e os equipamentos utilizados, a geometria dos provetes testados e os carregamentos aplicados;
- No quarto capítulo apresentam-se e discutem-se os principais resultados experimentais obtidos neste trabalho;
- No quinto capítulo apresentam-se as conclusões retiradas deste estudo e mencionam-se algumas propostas para investigações futuras.



## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Fenómeno de fadiga

Como referido no capítulo anterior, o fenómeno de fadiga é um problema de engenharia que é responsável pela maioria das falhas mecânicas em componentes sujeitos a cargas dinâmicas.[6].

Segundo a *American Society for Testing and Materials* (ASTM), a fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre em materiais sujeitos a condições que originam tensões ou deformações dinâmicas num ou em vários pontos, e que pode culminar em fendas ou numa fratura completa, após um número suficiente de variações de carga ou ciclos de carga [7]. Por outras palavras, a fadiga pode ser entendida como um fenómeno que é responsável por uma diminuição gradual da capacidade de carga do material, resultando numa rotura lenta do material devido à propagação das fendas que se formam [6]. Sendo assim, o fenómeno de fadiga leva à degradação gradual do material, mesmo quando este está sujeito a tensões inferiores à tensão de rotura, ou à tensão de cedência. A fadiga pode ocorrer devido à ação de diversos fatores de dano, tais como: cargas dinâmicas, fadiga por fluência, fadiga por *fretting*, fadiga por corrosão, fadiga por contacto deslizante, fadiga por contacto rolante e, por fim, fadiga termomecânica [8].

Com o desenvolvimento tecnológico, ocorreu um aumento do número de falhas por fadiga em componentes, levando a um maior estudo do fenómeno de fadiga para tentar diminuir o número de falhas provocadas. Os primeiros estudos sistemáticos ocorreram ao longo do século XIX, levados a cabo pelo engenheiro alemão August Wöhler (1819-1914), que estudou o comportamento de eixos ferroviários quando sujeitos a cargas cíclicas, uma vez que ocorria rotura para valores inferiores aos da tensão de cedência [9]. Com esta investigação deu-se início à caracterização do comportamento à fadiga por intermédio de curvas que relacionavam a tensão aplicada com o número de ciclos até à rotura do material. Desde então, estas curvas ficaram conhecidas como curvas S-N e têm vindo a ser utilizadas no dimensionamento à fadiga em diversas aplicações, particularmente, nas aeronaves, navios, máquinas industriais, entre outras [10].

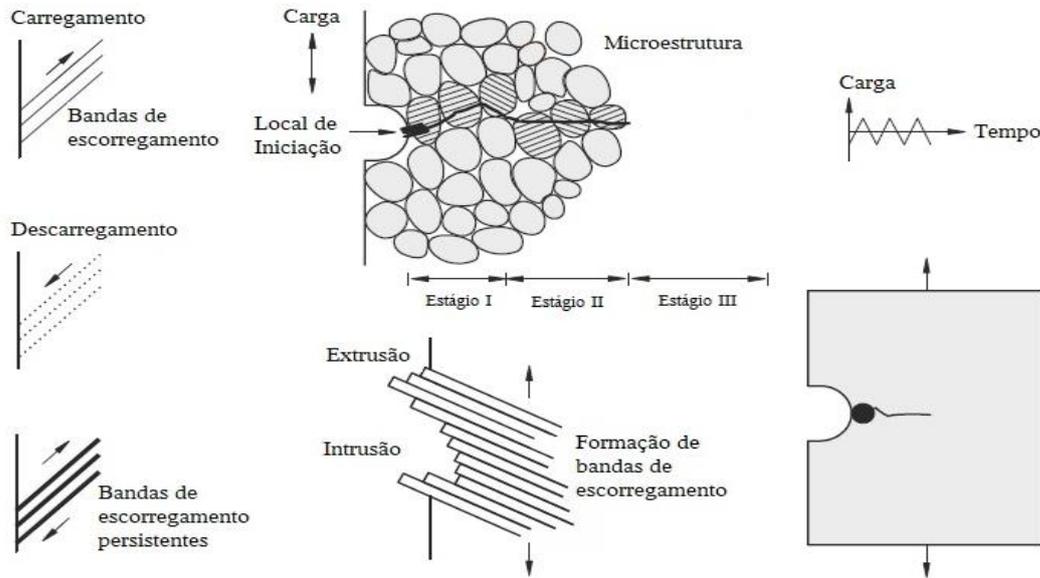
Tal como está ilustrado na Figura 2.1, a rotura por fadiga é um processo sequencial que envolve três etapas. A primeira etapa corresponde à nucleação microscópica e iniciação da fenda. A segunda etapa consiste na propagação estável da fenda, na qual a fenda atinge uma dimensão crítica e o componente deixa de estar capaz de suportar a carga aplicada. A última etapa abrange um período de propagação instável da fenda, que resulta na rotura da secção transversal não fissurada do componente.

A iniciação da fenda é um processo que tende a ocorrer num ponto do material, geralmente na superfície, numa zona de elevada concentração de tensões, devido a um mau acabamento superficial, a uma variação grande na geometria do material, ou a defeitos do material. Por outro lado, a iniciação da fenda também poderá ocorrer devido a um menor nível de constrangimento presente na superfície do material [10].

Segundo Ewing e Humfrey, a nucleação de fendas inicia-se através de microfissuras em bandas de escorregamento. Ainda que estudos recentes revelem que a nucleação de microfissuras acontece, geralmente, numa fase inicial do fenómeno de fadiga, estas são praticamente invisíveis durante a maioria da vida dos componentes. A nucleação de bandas de escorregamento é facilitada a partir de deformações plásticas no material provenientes de tensões de corte cíclicas. No entanto, a tensão de corte nos planos cristalográficos de escorregamento varia consoante os grãos, uma vez que o escorregamento cíclico depende do tamanho, da forma, da orientação cristalográfica dos grãos e da anisotropia do material. Sendo assim, existem grãos na superfície do material com maior tendência ao escorregamento cíclico do que outros [11].

A Figura 2.1 esquematiza o processo de iniciação de fenda superficial de um metal dúctil sujeito a uma tensão de tração uniaxial. As bandas de escorregamento, na superfície do material com um ângulo de  $45^\circ$  em relação à força de tração, surgem em certos grãos orientados com a direção da carga cíclica aplicada. Inicialmente, (Figura 2.1) as bandas de escorregamento são visíveis à superfície durante o ciclo de carregamento, no entanto, assim que o nível de carregamento diminui, as bandas de escorregamento ficam invisíveis. Depois de alguns ciclos de carga, este processo, até ao momento reversível, é interrompido formando-se bandas de escorregamento permanentes, podendo conduzir à formação de intrusões e extrusões que se caracterizam como locais de concentração de tensões propícios ao aparecimento de microfissuras. No período de propagação estável da fenda, verifica-se que a direção da propagação é perpendicular à direção da carga aplicada, uma vez que

depende da orientação da banda de escorregamento primária. Posteriormente, a direção de crescimento modifica e a fenda propaga-se na direção normal à carga aplicada, até alcançar um comprimento crítico (Figura 2.1). Após a fenda atingir esse comprimento crítico, esta propaga-se de forma instável conduzindo à rotura final do componente [4].



**Figura 2.1.** Representação esquemática da nucleação e propagação de fendas por fadiga em componentes mecânicos solicitados por carregamentos uniaxiais cíclicos (adaptado de [10]).

Relativamente aos metais policristalinos, é importante realçar que durante o processo de nucleação de fendas as bandas de escorregamento podem resultar tanto da orientação favorável dos grãos como da direção do carregamento, como também podem resultar do movimento de deslocações no interior de grãos individuais ao longo de um plano de escorregamento estabelecido pela estrutura cristalina, tendo em conta que a presença de fronteiras de grão, precipitados, impurezas e inclusões afetam bastante estes deslocamentos [4].

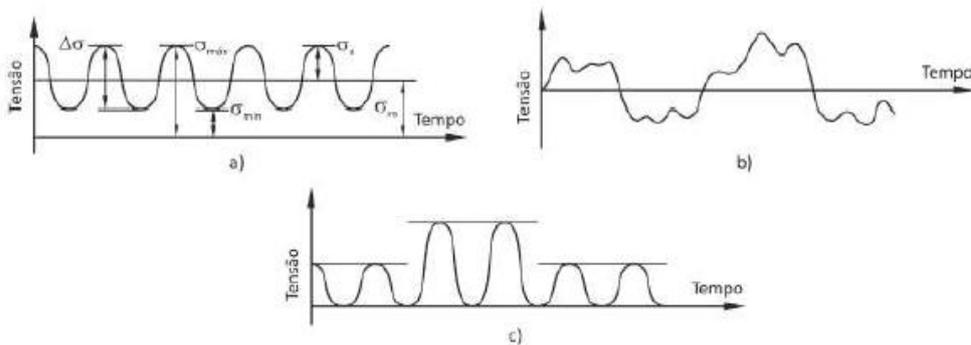
Resumidamente, o fenómeno de fadiga é um processo muito complexo, afetado pela combinação de diferentes fatores, como a geometria e a microestrutura do material, o tamanho de grão, as técnicas de processamento, o tipo de carga e o meio ambiente [12].

### 2.1.1. Efeito do Carregamento

Nos componentes estacionários, a história da carga é praticamente uniforme, ocorrendo apenas pequenas alterações de ciclo para ciclo. Logo, o ciclo de carga apresenta

uma amplitude de tensão constante ao longo do tempo (Figura 2.2 a)). Normalmente estas situações ocorrem em componentes mecânicos que operam sempre à mesma velocidade.

Geralmente, a maioria dos problemas de fadiga está associada a casos em que a história de carga é praticamente aleatória durante um determinado intervalo de tempo (Figura 2.2 b)), dificultando assim a análise dos ciclos de tensão. De forma, a facilitar a análise, é comum, considerar uma sucessão de blocos de ciclos com amplitudes de tensão constante, como podemos ver na Figura 2.2 c). Esta consideração, ou seja, a passagem da Figura b) para a Figura c), pode ser efetuada usando diferentes técnicas, tais como “rain flow counting algorithm”, entre outras.



**Figura 2.2.** Representação dos diferentes tipos de carregamento: a) carregamento constante; b) carregamento aleatório; c) carregamento alternado (adaptado de [4]).

Conforme os diferentes casos referidos anteriormente, os ciclos de tensão com amplitude constante são uma aproximação aos casos reais com a condição de não existirem desvios significativos na história da carga. A gama de tensão,  $\Delta\sigma$ , é calculada através da expressão seguinte:

$$\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n} \quad (2.1)$$

onde  $\sigma_{m\acute{a}x}$  e  $\sigma_{m\acute{i}n}$  representam a tensão máxima e a tensão mínima respetivamente durante um ciclo de carga completo. Através da tensão máxima e da tensão mínima, é possível calcular a amplitude de tensão,  $\sigma_a$ , e a tensão média,  $\sigma_m$ , com base na Equação (2.2) e na Equação (2.3).

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.3)$$

Para um melhor entendimento das diferentes condições de carregamento é aplicado um parâmetro denominado de razão de tensão,  $R$ . A razão de tensão é obtida através da razão entre a tensão mínima e a tensão máxima durante um ciclo completo (Equação (2.4)). Em ensaios experimentais usa-se, geralmente, razões de tensão iguais a  $R = -1$  ou  $R = 0$ . Quando  $R = -1$ , o ensaio diz-se alternado ou totalmente reversível. Quando  $R = 0$ , o ensaio diz-se pulsante.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (2.4)$$

Nos casos em que a variável de controlo é a deformação, existem expressões análogas para a razão de deformação,  $R_\epsilon$ , para a gama de deformação,  $\Delta\epsilon$ , para a amplitude de deformação,  $\epsilon_a$ , e para a deformação média,  $\epsilon_m$ , conforme as Equações (2.5), (2.6), (2.7) e (2.8).

$$R_\epsilon = \frac{\epsilon_{m\acute{i}n}}{\epsilon_{m\acute{a}x}} \quad (2.5)$$

sendo  $\epsilon_{m\acute{i}n}$  e  $\epsilon_{m\acute{a}x}$  a deformação mínima e a deformação máxima, respetivamente.

$$\Delta\epsilon = \epsilon_{m\acute{a}x} - \epsilon_{m\acute{i}n} \quad (2.6)$$

$$\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\epsilon_{m\acute{a}x} - \epsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.7)$$

$$\epsilon_m = \frac{\epsilon_{m\acute{a}x} + \epsilon_{m\acute{i}n}}{2} \quad (2.8)$$

A análise de carregamentos com amplitude de tensão variável pode ser realizada a partir de modelos de acumulação de dano [13]. Segundo Miner, cada ciclo causa um dano microestrutural que influencia o dano total induzido até à rotura [14]. Logo, o dano acumulado resultante da aplicação de  $m$  blocos de carga pode ser obtido adicionando diretamente os danos induzidos por cada um dos blocos individuais:

$$D = \sum_{i=1}^m \frac{N^i}{N_f^i} \leq 1 \quad (2.9)$$

onde  $N^i$    o número de ciclos do bloco de carga  $i$  e  $N_f^i$    o número de ciclos até à rotura resultante da aplicação do bloco de carga  $i$ .

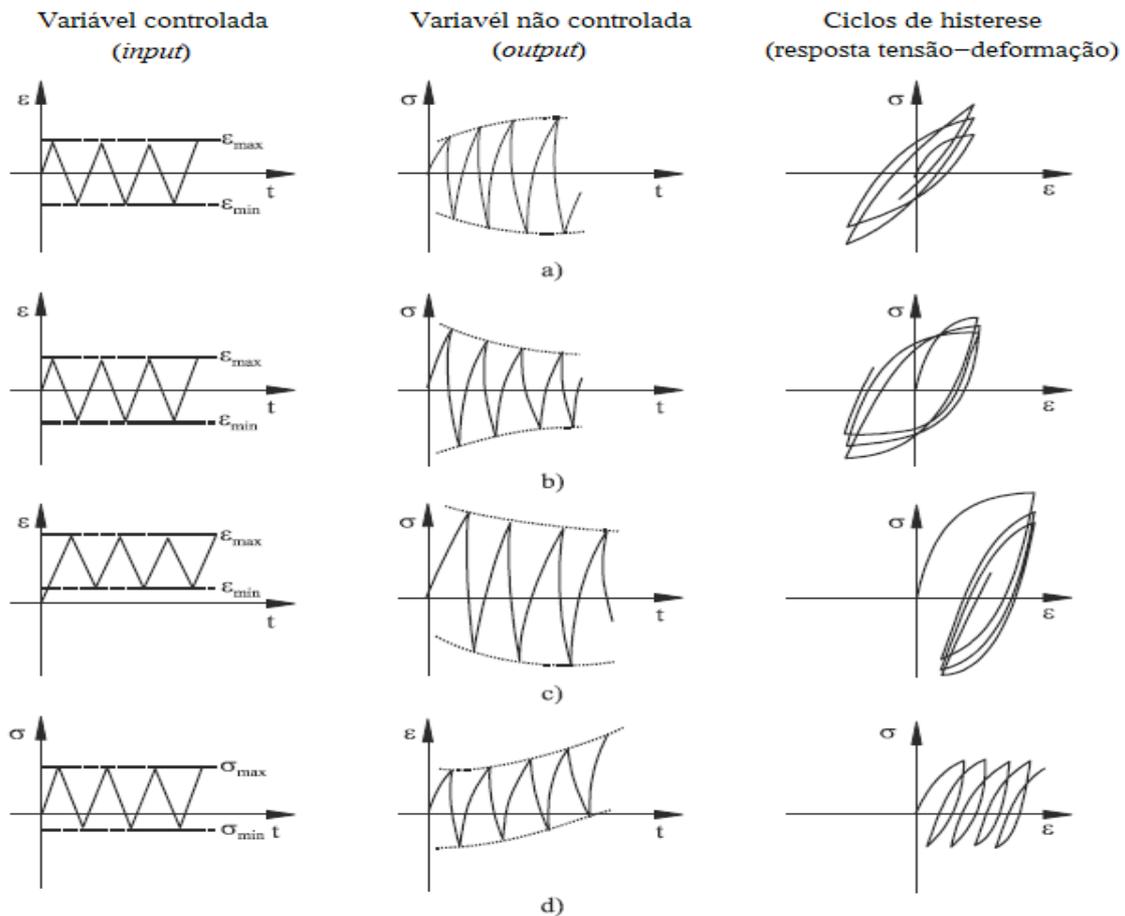
## 2.2. Fadiga Oligocíclica

A fadiga pode ser dividida em fadiga supercíclica e fadiga oligocíclica. A fadiga supercíclica é controlada pela tensão e está associada a níveis de tensão relativamente baixos e as falhas neste tipo de fadiga costumam ocorrer acima dos  $10^4$  ciclos. A fadiga oligocíclica, é controlada pela deformação e está associado a níveis de tensão elevados, e as falhas neste tipo de fadiga normalmente ocorrem abaixo dos  $10^4$  ciclos. Por consequência do elevado número de falhas em fadiga oligocíclica, este tipo de fadiga é estudado de forma a antecipar o comportamento do material quando sujeito a essas condições de carregamento [15].

### 2.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica

Quando os materiais metálicos são sujeitos a deformações plásticas apresentam um comportamento que se denomina por comportamento cíclico. Este comportamento é diferente do comportamento monótono do material, pois a cada ciclo de carregamento o material vai acumulando dano.

A partir da Figura 2.3 podemos observar várias respostas tensão-deformação em função da variável de controlo. Quando a variável de controlo é a deformação e a razão de deformação,  $R_\epsilon$ , é igual a -1, pode ocorrer encruamento cíclico (Figura 2.3 a)) ou amaciamento cíclico (Figura 2.3 b)). O encruamento cíclico por deformação verifica-se quando ocorre um aumento da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos. O amaciamento cíclico por deformação ocorre quando há uma diminuição da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos. O fenómeno designado por relaxação da tensão média (Figura 2.3 c)), ou seja, a diminuição da tensão média com o aumento do número de ciclos pode ocorrer se o carregamento cíclico for efetuado em controlo de deformação com tensão média não nula. Por outro lado, pode ocorrer o fenómeno denominado por *ratcheting* por deformação cíclica (Figura 2.3 d)) quando a variável de controlo for a tensão em vez da deformação. A partir da Figura 2.3 c) e da Figura 2.3 d) é possível verificar que tanto o fenómeno de relaxação da tensão média como o fenómeno de *ratcheting* por deformação cíclica apresentam ciclos de histerese abertos.



**Figura 2.3.** Representação da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) encruamento cíclico; b) amaciamento cíclico; c) relaxação da tensão média; d) *ratcheting* por deformação cíclica [12].

Para prever se o material tende a sofrer encruamento cíclico ou amaciamento cíclico, podemos analisar a razão entre a tensão de rotura,  $\sigma_R$ , e a tensão de cedência,  $\sigma_C$ . Em geral, quando o valor da razão é inferior a 1,2 (Equação (2.10)), observa-se um comportamento de amaciamento cíclico por deformação. Por outro lado, verifica-se um comportamento de encruamento cíclico por deformação quando o valor da razão é superior a 1,4 (Equação (2.11)) [16]. Se o valor da razão estiver entre 1,2 e 1,4, o material tanto pode sofrer encruamento cíclico como amaciamento cíclico, apresentando assim um comportamento misto. Geralmente, os materiais resistentes tendem a sofrer amaciamento cíclico, enquanto os materiais macios tendem a sofrer encruamento cíclico [17].

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} < 1,2 \quad (2.10)$$

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} > 1,4 \quad (2.11)$$

Na maior parte dos carregamentos cíclicos, a resposta do material estabiliza após um certo número de ciclos ou varia de forma pouco significativa. Deste modo, espera-se que a resposta tensão-deformação não sofra grandes alterações a partir de um determinado número de ciclos. A Figura 2.4 representa a resposta tensão-deformação cíclica no caso em que a variável de controlo é a deformação do material. Esta pode ser definida pela amplitude de tensão saturada,  $\Delta\sigma/2$ , e pela amplitude de deformação saturada,  $\Delta\varepsilon/2$ . Sendo o termo saturado entendido como quando o material atinge o estado estável. A partir destas variáveis pode-se obter a amplitude de deformação plástica,  $\Delta\varepsilon_p/2$ , através da Equação (2.12), sendo E o módulo de Young.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (2.12)$$

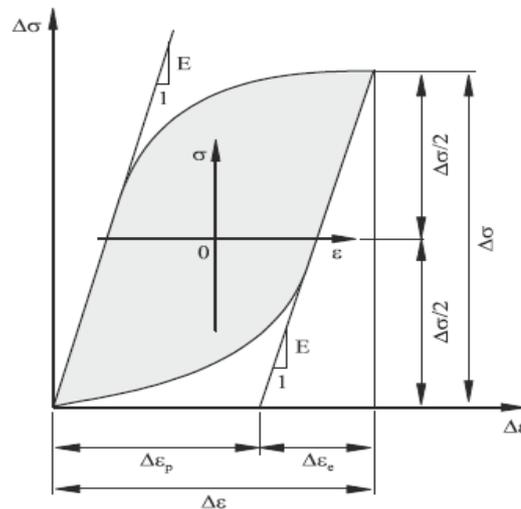
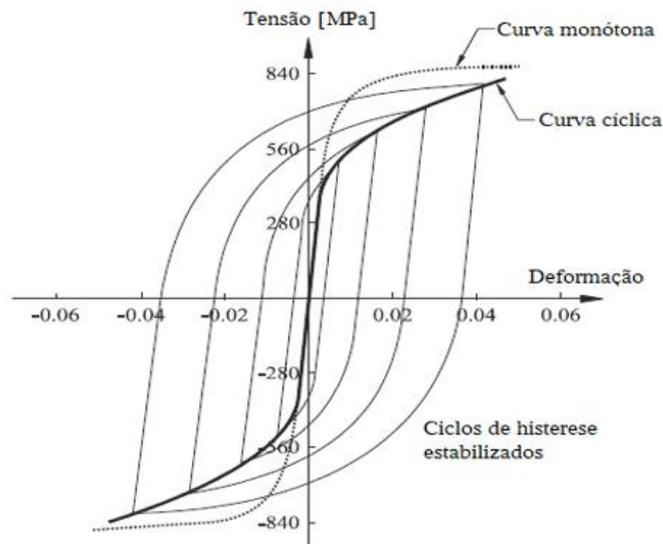


Figura 2.4. Representação gráfica de um ciclo de histerese saturado [12].

Para ensaios experimentais, em controlo de deformação com uma razão de deformação,  $R_\varepsilon = -1$ , e através da junção das extremidades dos ciclos de histerese para as diferentes amplitudes de deformação é possível obter a curva tensão-deformação cíclica,

como é visível na Figura 2.5. Mediante a posição relativa da curva de tensão-deformação cíclica e da curva monótona, é possível antecipar a resposta cíclica do material. Assim, quando se verifica que a curva cíclica está abaixo da curva monótona, o material apresenta um comportamento de amaciamento cíclico. Quando a curva cíclica se encontra acima da curva monótona, o material admite um comportamento de encruamento cíclico [4].

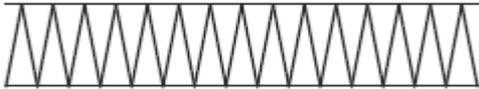
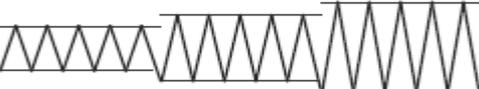
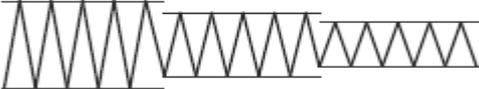


**Figura 2.5.** Esquema da posição relativa da curva tensão-deformação cíclica e monótona relativamente aos ciclos de histerese estabilizados (adaptado de [18]).

Para obter a curva tensão-deformação cíclica de um material, existem diversos métodos, tais como o *single step test* (SST), o *multiple step test* (MST) e o *incremental step test* (IST). Destes métodos, o mais preciso e mais utilizado é o SST, em que diferentes amostras polidas são sujeitas a uma série de ensaios em controlo de deformação até à rotura mantendo-se as definições de carregamento durante todo o ensaio. Nos casos em que não existem grandes alterações da resposta tensão-deformação com o número de ciclos, geralmente, considera-se o ciclo de histerese da meia-vida o ciclo representativo do comportamento estável. Por sua vez, no método MST, o provete é sujeito a vários blocos com diferentes amplitudes de deformação com uma sequência de valores crescente ou decrescente de bloco para bloco. De notar que embora a sequência de valores crescente seja mais utilizada, a sequência de valores decrescente evita o efeito da tensão média, logo é aconselhável o seu uso. Para finalizar, o método IST, traduz-se no uso de blocos com amplitude de deformação crescente e decrescente até se atingir um estado cíclico

estabilizado [4], [19]. Na Tabela 2.1 encontram-se esquematizados os métodos explicados anteriormente [12].

**Tabela 2.1.** Métodos existentes para obtenção de uma curva tensão-deformação cíclica [12].

Método de teste	Esquema de ciclos de deformação
<i>Single step test</i> (SST)	
<i>Multiple step test</i> (MST) (sequência crescente)	
<i>Multiple step test</i> (MST) (sequência decrescente)	
<i>Incremental step test</i> (IST)	

Num ensaio de fadiga oligocíclica o comportamento estável de tensão-deformação pode ser definido pela lei de potência [20] de acordo com a Equação (2.13):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left( \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.13)$$

sendo que  $k'$  representa o coeficiente de encruamento cíclico e  $n'$  o expoente de encruamento cíclico. Através da conjugação entre a Equação (2.12) e a Equação (2.13), a curva de tensão-deformação cíclica é definida pela Equação (2.14), relacionando a amplitude de deformação total e a amplitude de tensão [21]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left( \frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.14)$$

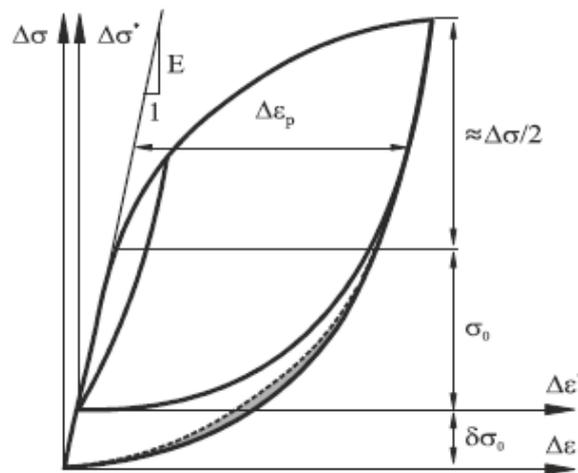
onde  $\Delta\varepsilon_e/2$  é a amplitude de deformação elástica. É de notar que esta equação não permite conhecer a forma dos anéis de histerese. Porém, essa informação é importante para caracterizar alguns fenómenos cíclicos. Georg Masing (1885-1956) foi um dos primeiros investigadores a realizar estudos sobre a forma dos ciclos de histerese que se verificaram bastante úteis para analisar o comportamento do material à fadiga oligocíclica [22]. Assim

sendo, diz-se que um material possui um comportamento do tipo *Masing* quando os ramos superiores dos ciclos de histerese podem ser descritos pela duplicação da curva tensão-deformação cíclica, conforme a Equação (2.15) [21]:

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2\left(\frac{\Delta\sigma}{2k'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.15)$$

É importante referir que neste tipo de comportamento quando as extremidades à compressão dos ciclos de histerese, para diversas amplitudes de deformação, sofrem uma translação para uma origem comum definida pela tensão de compressão máxima, os ramos superiores dos ciclos de histerese formam uma única curva. Nos materiais polifásicos, o comportamento *Masing* é originado quando a interação entre as partículas e as deslocações é insignificante para a deformação plástica, em relação à interação entre deslocações [23].

Quando num material não existe comportamento do tipo *Masing*, para medir o desvio da descrição do tipo *Masing* pode ser utilizada como alternativa a *master curve*, sendo esta, resultante da resposta linear dos ramos superiores dos ciclos de histerese, para as diferentes amplitudes de deformação, como está representada na Figura 2.6.



**Figura 2.6.** Representação esquemática de uma *master curve* de um ciclo de histerese saturado [12].

Como é possível verificar na Figura 2.6, apenas um ciclo de histerese tem o valor máximo de compressão coincidente com a origem do sistema de coordenadas ( $\Delta\sigma$ ,  $\Delta\varepsilon$ ). Em virtude desse facto, é habitualmente utilizado um sistema de coordenadas auxiliares ( $\Delta\sigma^*$ ,  $\Delta\varepsilon^*$ ). A partir do sistema de coordenadas auxiliares, é possível definir a *master curve* através da Equação (2.16):

$$\Delta\varepsilon^* = \frac{\Delta\sigma^*}{E} + 2 \left( \frac{\Delta\sigma^*}{2k^*} \right)^{\frac{1}{n^*}} \quad (2.16)$$

sendo  $k^*$  o coeficiente de encruamento cíclico e  $n^*$  o expoente de encruamento cíclico medidos relativamente à origem  $0^*$ . Os dois sistemas de coordenadas podem ser relacionados pelas Equações (2.17) e (2.20) [12]:

$$\Delta\sigma^* = \Delta\sigma - \delta\sigma_0 \quad (2.17)$$

$$\Delta\varepsilon_p^* = \Delta\varepsilon_p \quad (2.18)$$

$$\Delta\varepsilon_e^* = \Delta\varepsilon_e - \frac{\delta\sigma_0}{E} \quad (2.19)$$

$$\Delta\sigma^* = 2k^* \left( \frac{\Delta\varepsilon_p^*}{2} \right)^{n^*} \quad (2.20)$$

sendo que  $\delta\sigma_0$  representa o aumento do limite de tensão proporcional. É possível avaliar o desvio do comportamento do tipo *Masing* para um ciclo de histerese estável, visível na Figura 2.6 por uma zona cinzenta, através da área entre o ramo inferior do ciclo de histerese estabilizado associado ao ponto tensão máxima de compressão na origem do sistema de coordenadas  $(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon)$  e o ramo inferior do ciclo de histerese estabilizado com o ponto de compressão máxima na origem do sistema de coordenadas auxiliares  $(\Delta\sigma^*, \Delta\varepsilon^*)$ . Podemos assim concluir que quanto maior for a área compreendida entre os dois ramos, maior será o desvio.

### 2.2.2. Relação deformação-vida e tensão-vida

De modo a prever a vida à fadiga de um componente, é necessário ter conhecimento acerca das propriedades do material ciclicamente estável. Na relação deformação-vida, a amplitude de deformação elástica pode ser definida através da Equação (2.21), a partir da relação entre a amplitude de tensão e o número de reversões até à rotura [24]:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f'(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e \cdot E}{2} = \sigma_f'(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (2.21)$$

sendo  $\sigma_f'$  o coeficiente de resistência cíclica,  $b$  o expoente de resistência cíclica e  $2N_f$  o número de reversões até à rotura. A amplitude de deformação plástica pode ser obtida através da Equação (2.22) [25], [26]:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.22)$$

onde  $\varepsilon'_f$  é o coeficiente de ductilidade cíclica e  $c$  é o expoente de ductilidade cíclica. Por fim, a amplitude de deformação total pode ser conseguida a partir da soma algébrica da amplitude de deformação elástica e da amplitude de deformação plástica, que resulta na Equação (2.23), definida como a curva deformação-vida.

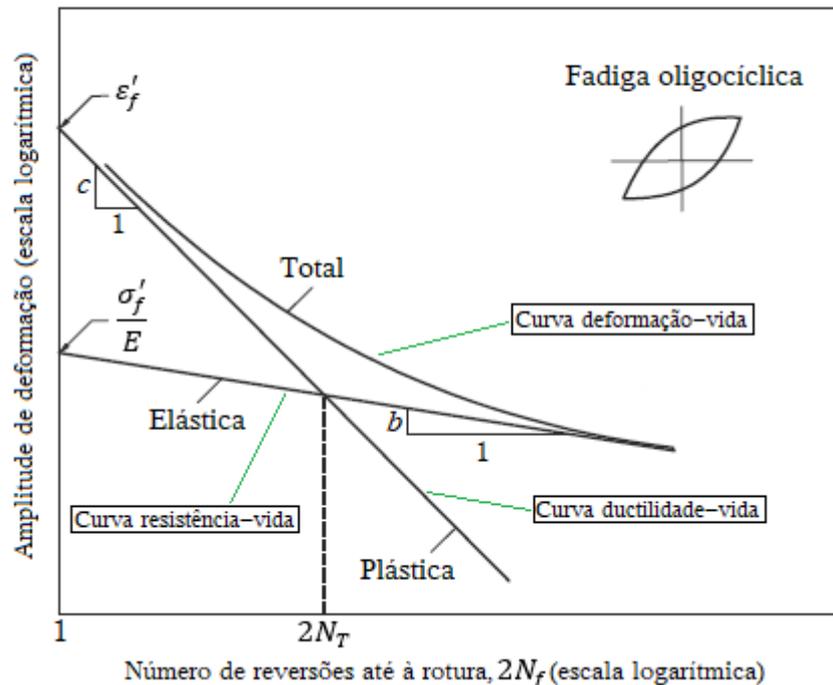
$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.23)$$

De acordo com as retas representadas em escala bi-logarítmica na Figura 2.7, analisando a reta resistência-vida relativa à componente elástica da deformação, é previsível que ocorra um aumento da vida à fadiga quando ocorre um aumento do coeficiente de resistência cíclica,  $\sigma'_f$ , e uma diminuição do expoente de resistência cíclica,  $b$ . Relativamente à reta ductilidade-vida correspondente à componente plástica, é esperado que se verifique um aumento da vida à fadiga à medida que o coeficiente de ductilidade cíclica,  $\varepsilon'_f$ , aumenta e o expoente de ductilidade cíclica,  $c$ , diminui [4].

A partir da Figura 2.7 é ainda possível identificar o número de reversões de transição,  $2N_T$ , que descreve o ponto da vida em que a componente elástica é igual à componente plástica. Para obter o valor do número de reversões de transição pode igualar-se a Equação (2.21) e a Equação (2.22) e substituir-se  $N_f$  por  $N_T$ , resultando na Equação (2.24):

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\sigma'_f}{E} (2N_T)^b = \varepsilon'_f (2N_T)^c \Leftrightarrow 2N_T = \left( \frac{\varepsilon'_f \cdot E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (2.24)$$

Constata-se, também, que para um número de reversões superior ao número de reversões de transição, a componente elástica prevalece sobre a componente plástica. No caso de o número de reversões ser inferior ao número de reversões de transição, a componente plástica domina sobre a componente elástica.



**Figura 2.7.** Relação entre as amplitudes de deformação elástica, plástica e total e o número de reversões até à rotura (adaptado de [12]).

Ao longo dos anos, tem vindo a ser estudado o efeito da tensão média em casos de fadiga oligocíclica. Devido a esses estudos, apareceram determinados modelos que ajudaram a compreender melhor o efeito da tensão média na rotura de um componente, sendo um desses modelos o modelo de *Smith-Watson-Topper* (SWT) [27]. Este modelo pressupõe que a falha por fadiga se deve à densidade de energia de deformação que opera no plano crítico [28]. Este modelo pode ser formulado pela Equação (2.25):

$$\sigma_{m\acute{a}x} \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \epsilon'_f \sigma'_f (2N_f)^{b+c} \quad (2.25)$$

sendo  $\sigma_{m\acute{a}x}$  a tensão normal máxima e  $\Delta\epsilon/2$  a amplitude de deformação total. Esta definição permite obter uma boa previsão do efeito da tensão média num regime de fadiga para um elevado número de ciclos, permanecendo no regime de fadiga oligocíclica [27]. O parâmetro SWT foi inicialmente desenvolvido de maneira a considerar o efeito da tensão média em casos de carregamento uniaxial (Equação (2.25)) mas pode também ser aplicado em situações de carregamento multiaxial dependendo do modo de fratura correspondente à falha por fadiga [29], [30].

### 2.2.3. Relação energia-vida

No caso dos materiais submetidos a um carregamento cíclico, parte da energia fornecida é absorvida e a restante é dissipada. A energia absorvida pode dividir-se em duas componentes, uma recuperável e outra irrecuperável. Esta energia absorvida está encarregue da variação da estrutura de deslocações do material [31].

Analisando a resposta tensão-deformação é possível adquirir o valor da densidade de energia de deformação plástica. O valor da densidade de energia de deformação plástica,  $\Delta W_p$ , para um material com um comportamento do tipo *Masing*, pode ser dado por [20]:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p \quad (2.26)$$

sendo  $\Delta \sigma$  a gama de tensão,  $\Delta \varepsilon_p$  a gama de deformação plástica e  $n'$  o expoente de encruamento cíclico. No caso de não se verificar o comportamento do tipo *Masing* no material, o valor da densidade de energia de deformação plástica pode ser obtido pela Equação (2.27) [32]:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta \sigma_0 \Delta \varepsilon_p \quad (2.27)$$

onde  $\delta \sigma_0$  representa uma medida de expansão cíclica da gama elástica (Figura 2.6) e  $n^*$  o expoente de encruamento da *master curve*.

A importância da energia de histerese para a investigação do fenómeno de fadiga foi revelada pelo engenheiro Leonard Bairstow (1880-1963) em 1910 [33]. Atualmente, sabe-se que cada material tem um limite para a quantidade de energia que absorve e quando este limite é ultrapassado, inicia-se o processo de aparecimento de fendas que posteriormente podem conduzir à rotura do material [32]. O comportamento do ciclo de histerese é geralmente uniforme ao longo do ensaio em condições de controlo de deformação. Na análise baseada na densidade de energia de deformação, considera-se habitualmente duas componentes (Figura 2.8): a zona cinzenta clara, representa a densidade de energia de deformação elástica,  $\Delta W_e$ ; a zona cinzenta escura representa a densidade de energia de deformação plástica,  $\Delta W_p$ . Esta última pode ser relacionada com o número de ciclos até à rotura através da Equação (2.28) [12]:

$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha_p} \quad (2.28)$$

sendo  $k_p$  e  $\alpha_p$  as constantes do material obtidas a partir dos valores obtidos dos ensaios experimentais, através de técnicas de ajustamento. Analisando a Figura 2.8, podemos verificar que a componente da densidade de energia de deformação plástica para vidas próximas da rotura torna-se uma componente difícil de calcular de forma exata. Nessas situações, a melhor solução é utilizar a densidade de energia de deformação total,  $\Delta W_t$ , sendo praticável tanto em ensaios de fadiga oligocíclica como em ensaios de fadiga supercíclica. Desta forma, a densidade de energia de deformação total pode ser determinada através da soma das densidades de energia de deformação elástica e plástica, conforme Equação (2.29):

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_e \quad (2.29)$$

Segundo esta abordagem, a densidade de energia de deformação total pode ser definida em função da vida à fadiga, através da Equação (2.30) [12]:

$$\Delta W_t = k(2N_f)^\alpha + \Delta W_0 \quad (2.30)$$

onde  $k$  e  $\alpha$  representam as constantes do material conseguidas a partir do ajustamento dos resultados obtidos nos ensaios experimentais e  $\Delta W_0$  representa a densidade de energia da componente elástica no limite de fadiga. Porém, devido a estas abordagens não considerarem o efeito da tensão média, Golos e Ellyin [34] e [35] sugeriram considerar o efeito da tensão média sendo um novo parâmetro determinado pela soma algébrica da densidade de energia de deformação plástica,  $\Delta W_p$  (zona cinzenta escura da Figura 2.8), e da densidade de energia de deformação elástica positiva,  $\Delta W_{e+}$  (zona a tracejado da Figura 2.8) como se representa na Equação (2.31):

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_{e+} \quad (2.31)$$

Perante esta consideração, é possível definir um novo critério de rotura à fadiga dado pela Equação (2.32):

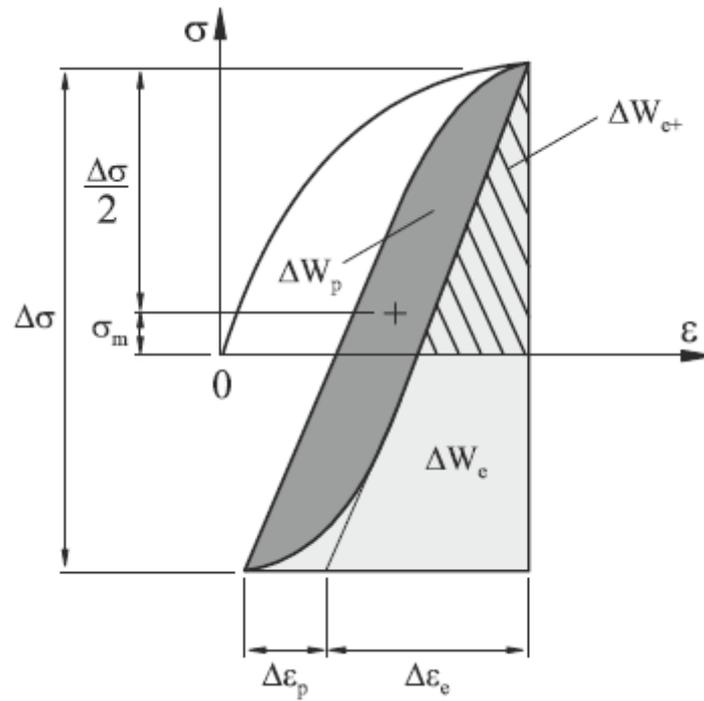
$$\Delta W_t = k_t(2N_f)^{\alpha_t} + \Delta W_{0_t} \quad (2.32)$$

sendo  $k_t$  e  $\alpha_t$  duas constantes do material obtidas a partir da interpolação linear dos valores experimentais e sendo  $\Delta W_{0_t}$  a densidade de energia associada à componente elástica positiva no limite de fadiga do material.

A densidade de energia de deformação acumulada,  $W$ , ou também designada de tenacidade à fadiga pode ser obtida através da soma da energia de deformação dissipada por ciclo durante todo o ensaio, como demonstra a expressão seguinte:

$$W = \int_1^{N_f} \Delta W dN \quad (2.33)$$

onde  $\Delta W$  representa a energia de deformação dissipada por ciclo e  $N_f$  o número de ciclos até à rotura.



**Figura 2.8.** Representação gráfica da energia de deformação para um estado uniaxial de tensão [36].



### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo é descrito o procedimento experimental utilizado para realizar os ensaios de fadiga oligocíclica. Estes ensaios experimentais foram realizados na Universidade de Yanshan, em Oinhuangdao, na China, com a supervisão do Prof. Xiaoyan Long.

#### 3.1. Material

O material em estudo é uma liga martensítica com médio teor de carbono, e como já referido anteriormente ainda não existe muita informação pois é uma liga recente. Os aços martensíticos apresentam uma excelente combinação de resistência, ductilidade, tenacidade e resistência ao desgaste e devido a tal a sua aplicabilidade é enorme em várias áreas da engenharia [1].

A composição química da liga em estudo está representada na Tabela 3.1 em percentagem de peso.

**Tabela 3.1.** Composição química da liga em estudo (wt.%).

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
0,21	1,1	1,8	0,7	0,19	0,14

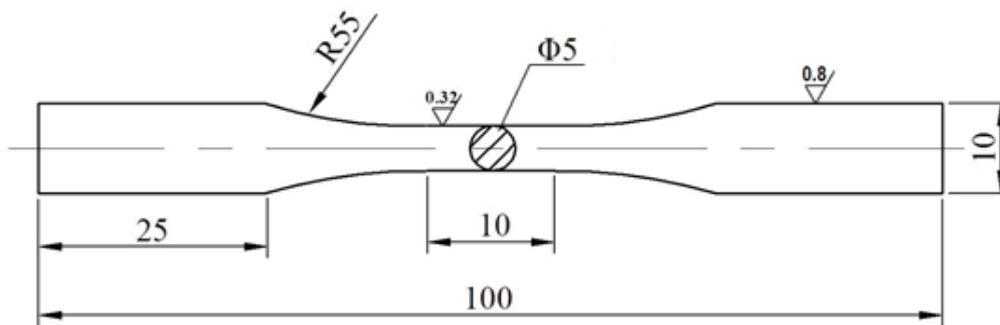
#### 3.2. Geometria dos provetes

Nesta dissertação, os provetes utilizados nos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica seguiram as recomendações da norma ASTM E606 (2004). A geometria destes provetes está representada na Figura 3.1. Os provetes apresentam uma zona de prova com 5 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento.

Primeiramente, os provetes foram submetidos a um processo de austêmpera, ou seja, foram aquecidos até uma temperatura de 900°C, com uma velocidade de aquecimento de 10°C/s e de seguida, arrefecidos até às três temperaturas em estudo (320°C, 350°C, 380°C), com uma velocidade de arrefecimento de 30°C/s. Quando atingidas as temperaturas

em estudo, os provetes mantiveram-se a estas temperaturas por duas horas e, por fim, foram arrefecidos até à temperatura ambiente de 25°C, com a mesma velocidade de arrefecimento anterior. Na Figura 3.2, apresenta-se esquematizado o processo de austêmpera realizado neste estudo.

Anteriormente aos ensaios experimentais, os provetes foram polidos para reduzir a sua rugosidade. Para a análise da microestrutura por TEM, cortou-se uma pequena porção da zona de prova dos provetes para ser polida a partir da diluição e perfuração dos provetes numa unidade de jato duplo TenuPol-5, com uma tensão de 28 V e com um eletrólito composto por ácido perclórico de 7% e ácido acético glacial de 93%. O processo de polimento é deveras importante para se obter um acabamento superficial espelhado, para que a observação da microestrutura seja boa e para que haja uma diminuição da rugosidade e dos defeitos à superfície. Assim, graças a este processo consegue-se obter resultados mais evidentes.



**Figura 3.1.** Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica.

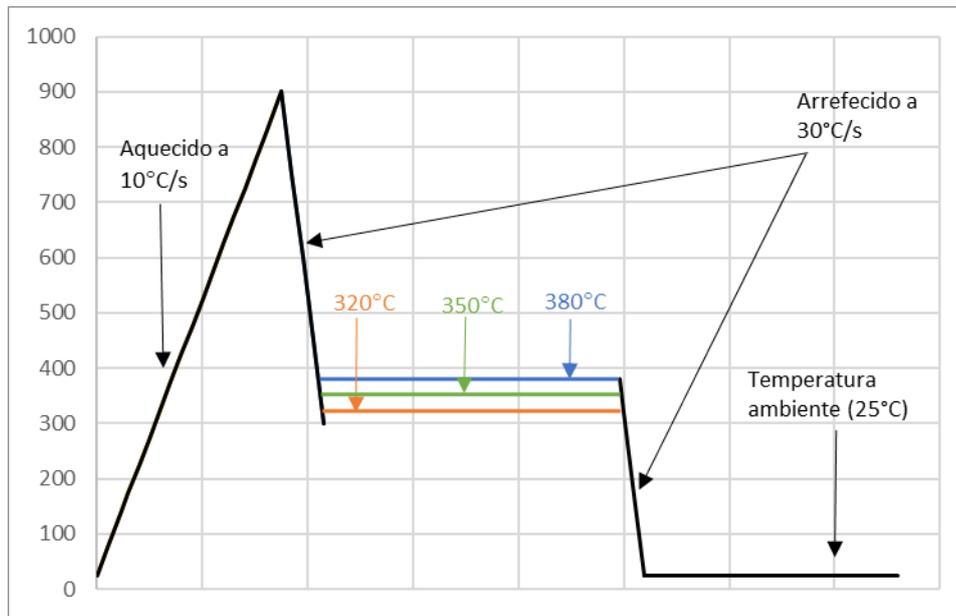


Figura 3.2. Esquema do processo de austêmpera realizado neste estudo.

### 3.3. Ensaios de fadiga oligocíclica

Os ensaios de fadiga oligocíclica foram realizados à temperatura ambiente e em controlo de deformação, com uma razão de deformação de -1, i.e.  $R_\epsilon = -1$ , usando uma onda do tipo sinusoidal. Nestes ensaios experimentais foi aplicado o método SST, uma vez que é o método mais utilizado nos ensaios de fadiga, com a finalidade de obter as propriedades cíclicas do material. No entanto, como já referido no capítulo anterior, existem outros métodos, como o IST e o MST. Os testes foram executados com amplitudes de deformação total,  $\Delta\epsilon/2$ , iguais a  $\pm 0,52\%$ ,  $\pm 0,60\%$ ,  $\pm 0,70\%$ ,  $\pm 0,80\%$  e  $\pm 1,0\%$ . Foram iniciados à compressão e terminaram quando ocorreu rotura total do provete. Na Tabela 3.2 encontram-se alguns parâmetros mais específicos que foram utilizados neste estudo, tais como, o número total de provetes, as referências dos provetes, as diferentes amplitudes de deformação total submetidas aos provetes e a razão de deformação usada.

A frequência de carregamento,  $f$ , é função da razão entre a taxa de deformação,  $d\epsilon/dt$ , e a amplitude de deformação,  $\Delta\epsilon/2$  como demonstrado na Equação (3.1). Nos ensaios realizados foi utilizada uma taxa de deformação,  $d\epsilon/dt$ , igual a  $8 \times 10^{-3} s^{-1}$ .

$$f = \frac{(d\epsilon/dt)}{4(\Delta\epsilon/2)} \quad (3.1)$$

**Tabela 3.2.** Parâmetros dos ensaios de fadiga oligocíclica.

Referência da amostra	Amplitude de deformação total, $\Delta\varepsilon/2$ (%)	Diâmetro do provete na zona de prova (mm)	$R_\varepsilon$
D320_0,52	0,51925	4,93	-1
D320_0,60	0,59949	4,83	-1
D320_0,70	0,69829	4,93	-1
D320_0,80	0,79615	4,92	-1
D320_1,00	0,99594	4,95	-1
D350_0,52	0,51943	4,89	-1
D350_0,60	0,59893	4,89	-1
D350_0,70	0,69819	4,85	-1
D350_0,80	0,79795	4,87	-1
D350_1,00	0,99586	4,85	-1
D380_0,52	0,51928	4,90	-1
D380_0,60	0,59751	4,85	-1
D380_0,70	0,69919	4,86	-1
D380_0,80	0,79746	4,88	-1
Total: 14 amostras			

### 3.4. Equipamento utilizado

Os ensaios de fadiga oligocíclica foram realizados na Universidade de Yanshan, em Qinhuangdao, na China e o tratamento dos dados foi efetuado no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra. A máquina utilizada para a realização dos ensaios foi uma máquina servo-hidráulica MTS, com 100 kN de capacidade de carga e controlada por computador (Figura 3.3). Para a realização dos ensaios de fadiga oligocíclica, em controlo de deformação, utilizou-se o *software MTS TestSuite*, com uma taxa de aquisição de duzentos pontos por ciclo. Os provetes foram fixados à máquina através de amarras hidráulicas, permitindo um alinhamento vertical perfeito. Nos ensaios foi usado um extensómetro axial mecânico MTS

634.31F-24 a fim de medir a deformação, com 10 mm entre as lâminas que garantiam a fixação ao provete.



**Figura 3.3.** Máquina servo-hidráulica MTS utilizada nos ensaios de fadiga oligocíclica na Universidade de Yanshan.

### 3.5. Análise da microestrutura

A microestrutura da liga foi analisada através de microscopia eletrónica de transmissão (TEM) e por microscopia eletrónica de varrimento (SEM). De realçar que as imagens obtidas por TEM em comparação com as imagens obtidas por SEM apresentam melhores resoluções, com dados cristalográficos e atómicos relevantes do material e imagens 2D, que permitem uma interpretação mais clara do que as imagens 3D obtidas por SEM [37].

Previamente à obtenção destas imagens, procedeu-se ao polimento dos provetes e ao corte na direção perpendicular ao eixo principal. Neste estudo utilizou-se um

microscópio eletrônico de transmissão Hitachi H-800 que opera a 200 kV. As micrografias foram mostradas e guardadas, através de imagens em formato TIFF.

### **3.6. Análise das superfícies de fratura**

Para além de determinar a morfologia das superfícies de fratura, o objetivo da análise das superfícies de fratura dos provetes é reconhecer os principais mecanismos de rotura relacionados com a variação da amplitude de deformação e da temperatura.

Os provetes analisados foram submetidos a amplitudes de deformação de 0,52% e de 0,8%, para as temperaturas de transformação de 320°C, 350°C, 380°C. Anteriormente a esta análise, os provetes foram cortados na direção perpendicular ao seu eixo longitudinal com a ajuda de uma serra de dentes diamantados e depois, efetuou-se uma limpeza por ultrassom numa solução de tricloroetileno, durante dez minutos, e de seguida, em água destilada, igualmente durante dez minutos. Para a análise das superfícies de fratura utilizou-se um microscópio eletrônico de varrimento Hitachi SU5000. As micrografias foram mostradas e guardadas, a partir de imagens em formato TIFF. Estas imagens foram conseguidas através de um detetor de eletrões secundários (SE) do tipo *Evehart-Thonley*, com aceleração de voltagem (Acc. V) de 15kV e ampliações (Magn.) de  $1 \times 10^3$  vezes.

## 4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

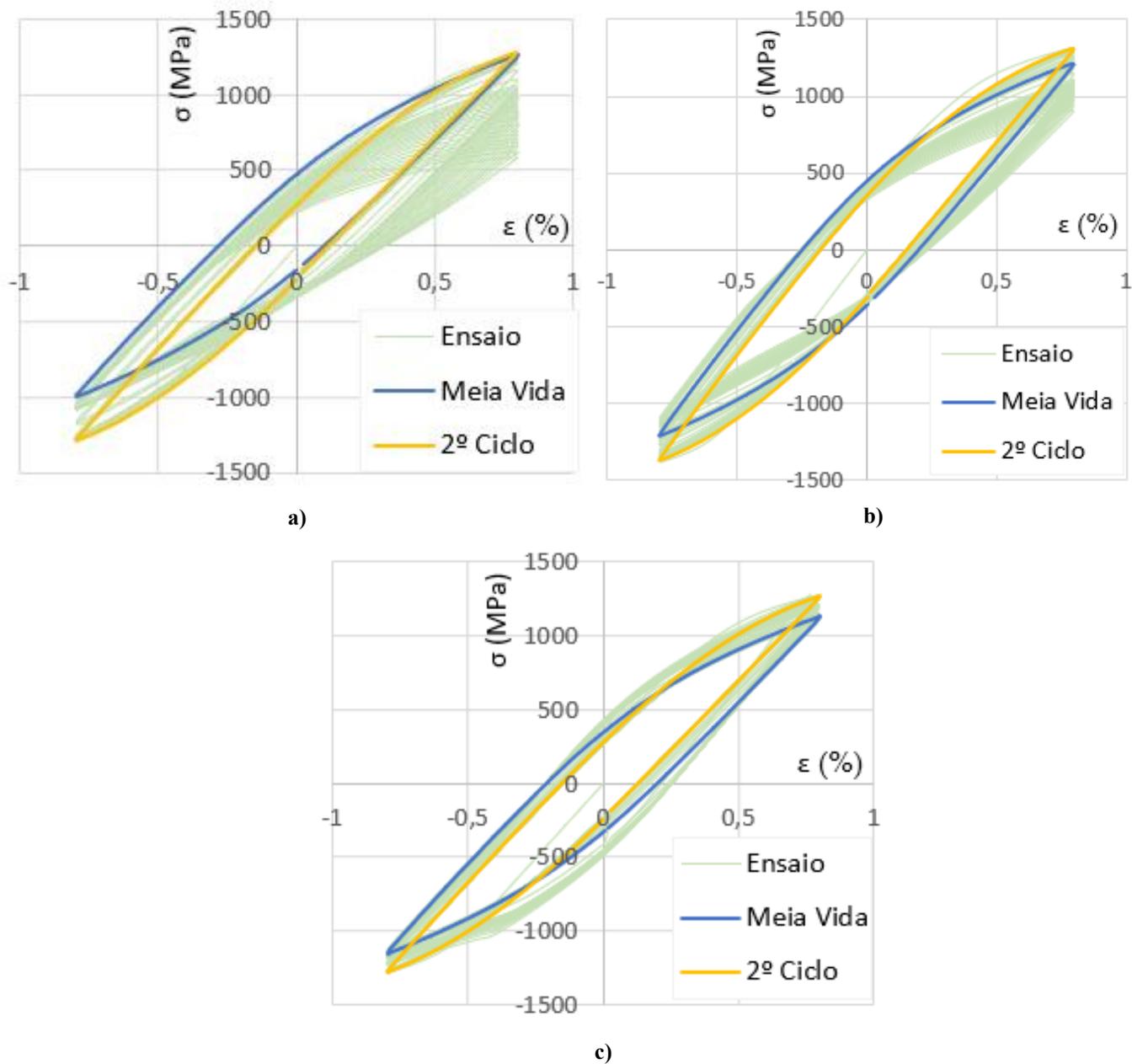
### 4.1. Ensaios de fadiga oligocíclica

Os ensaios de fadiga oligocíclica, como foi referido no capítulo anterior, foram realizados segundo a norma ASTM E606 (2004) segundo o método *single step test* (SST). Os ensaios foram realizados em controlo de deformação com uma razão de deformação,  $R_\epsilon$ , igual a -1, com amplitudes de deformação entre 0,50% e 1,0% à temperatura ambiente e com temperaturas de transformação martensítica de 320°C, 350°C e 380°C.

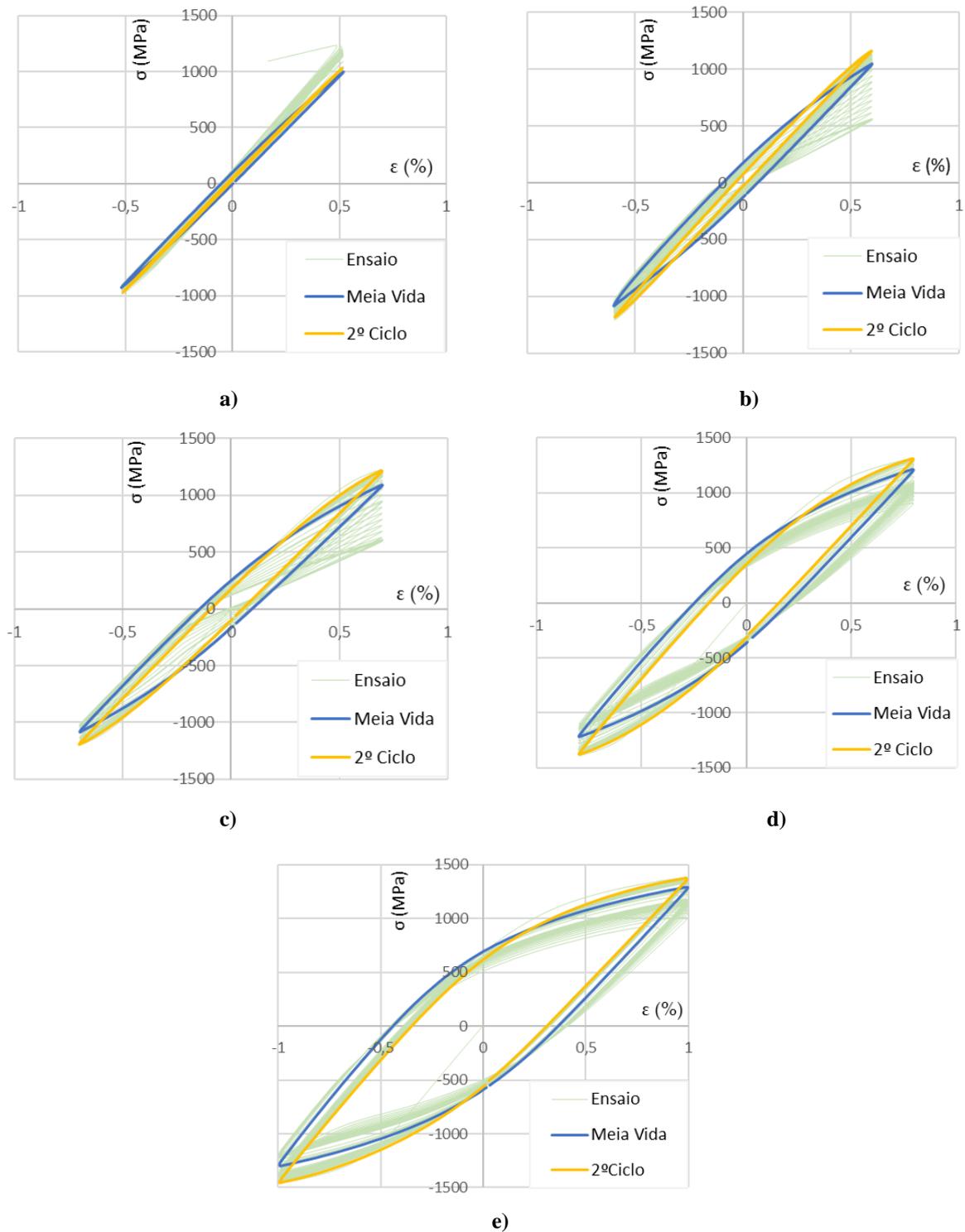
Na Figura 4.1 a), 4.1b) e 4.1c) estão representadas as respostas tensão-deformação para a amplitude de deformação de 0,8%, obtidas para as três temperaturas de transformação. Esta resposta sintetiza o efeito da temperatura na liga. Na Figura 4.2 a), 4.2b), 4.2c), 4.2d) e 4.2e) estão representadas as respostas tensão-deformação para a temperatura de 350°C, obtidas para as diferentes amplitudes de deformação. Neste caso, pretende-se perceber melhor o efeito da amplitude de deformação no comportamento cíclico da liga.

Após o 2º ciclo de vida, que corresponde ao primeiro ciclo completo, verifica-se a ocorrência do comportamento de amaciamento cíclico por deformação, ou seja, há uma diminuição da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos, até se atingir um comportamento estável. Na Figura 4.2 a), 4.2b), 4.2c), 4.2d) e 4.2e) o estado estável é obtido ao fim de 9000, 4285, 1944, 333, 321 ciclos respetivamente. Podemos observar também que à medida que as amplitudes de deformação aumentam, as amplitudes de tensão obtidas também aumentam.

Uma vez que a resposta tensão-deformação tende a atingir um comportamento estável ao fim de um certo número de ciclos, geralmente, utiliza-se os ciclos de histerese da meia-vida para representar esse comportamento do material. Estes ciclos estão representados na Figura 4.1 e na Figura 4.2. Na Figura 4.1 a), 4.1b) e 4.1c) observa-se que para temperaturas de transformação mais altas é notada uma menor variação das formas dos ciclos de histerese ao longo do ensaio, enquanto para temperaturas mais baixas a variação das formas dos ciclos de histerese é maior.



**Figura 4.1.** Ciclos de histerese tensão-deformação para  $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,8\%$ : a) Temperatura de 320°C; b) Temperatura de 350°C; c) Temperatura de 380°C.



**Figura 4.2.** Ciclos de histerese tensão-deformação para temperatura de transformação de 350°C: a)  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,52\%$ ; b)  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,6\%$ ; c)  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,7\%$ ; d)  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,8\%$ ; e)  $\Delta\epsilon/2 = \pm 1,0\%$ ;

Através dos ciclos de histerese é possível calcular a gama de tensão,  $\Delta\sigma$ , e a gama de deformação,  $\Delta\varepsilon$ . A gama de deformação,  $\Delta\varepsilon$  é calculada através da soma da gama de deformação elástica  $\Delta\varepsilon_e$  e gama de deformação plástica  $\Delta\varepsilon_p$ , como se verifica na Equação (4.1).

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p \quad (4.1)$$

Aplicando a lei de Hooke, é possível calcular a gama de deformação elástica conforme a Equação (4.2).

$$\Delta\varepsilon_e = \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (4.2)$$

Em relação à gama de deformação plástica, esta pode ser obtida através da substituição da Equação (4.2) na Equação (4.1), resultando na Equação (4.3).

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon - \frac{\Delta\sigma}{E} \quad (4.3)$$

Na Tabela 4.1, estão listados os principais dados obtidos dos ensaios de fadiga oligocíclica. Encontram-se na tabela dados como: número de ciclos até à rotura ( $N_f$ ), número de reversões até à rotura ( $2N_f$ ), amplitude de tensão ( $\Delta\sigma/2$ ), amplitude de deformação ( $\Delta\varepsilon/2$ ), amplitude de deformação elástica ( $\Delta\varepsilon_e/2$ ) e amplitude de deformação plástica ( $\Delta\varepsilon_p/2$ ).

**Tabela 4.1.** Dados dos ensaios de fadiga oligocíclica.

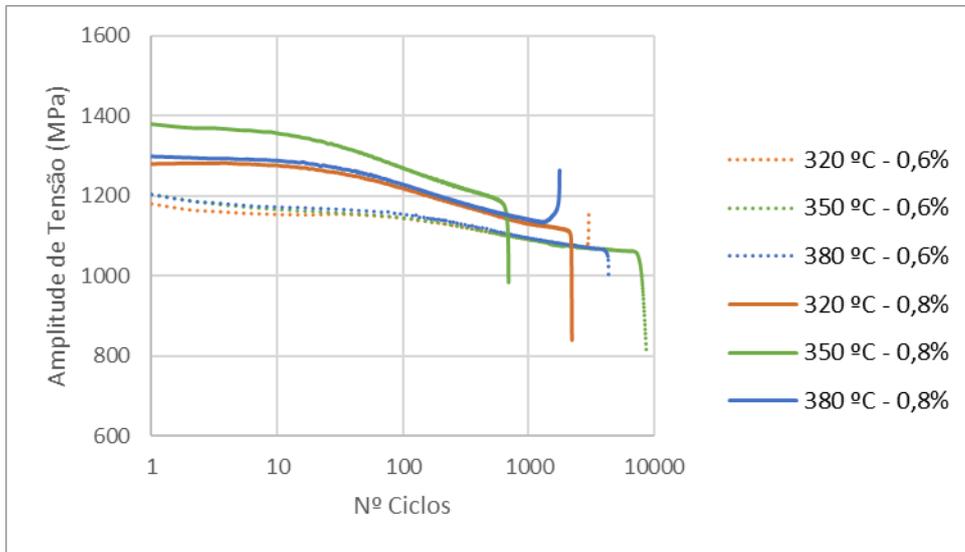
Referência da Amostra	$N_f$	$2N_f$	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_e/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_p/2$ (%)
D320_0,52	17611	35222	962,85	0,51925	0,48143	0,03782
D320_0,60	2998	5996	1090,80	0,59949	0,54540	0,05409
D320_0,70	1624	3248	1147,86	0,69829	0,57393	0,12436
D320_0,80	2202	4404	1129,46	0,79615	0,56473	0,23142
D320_1,00	1187	2374	1202,47	0,99594	0,60123	0,39471
D350_0,52	18768	37536	961,83	0,51943	0,48091	0,03852
D350_0,60	8590	17180	1066,05	0,59893	0,53302	0,06591
D350_0,70	3122	6244	1085,21	0,69819	0,54261	0,15559
D350_0,80	689	1378	1213,03	0,79795	0,60652	0,19143
D350_1,00	321	642	1292,71	0,99586	0,64635	0,34951
D380_0,52	7932	15864	1040,29	0,51928	0,52015	0
D380_0,60	4304	8608	1073,67	0,59751	0,53683	0,06068
D380_0,70	1533	3066	1134,42	0,69919	0,56721	0,13199
D380_0,80	1755	3510	1141,91	0,79746	0,57095	0,22651

#### 4.1.1. Resposta tensão-deformação cíclica

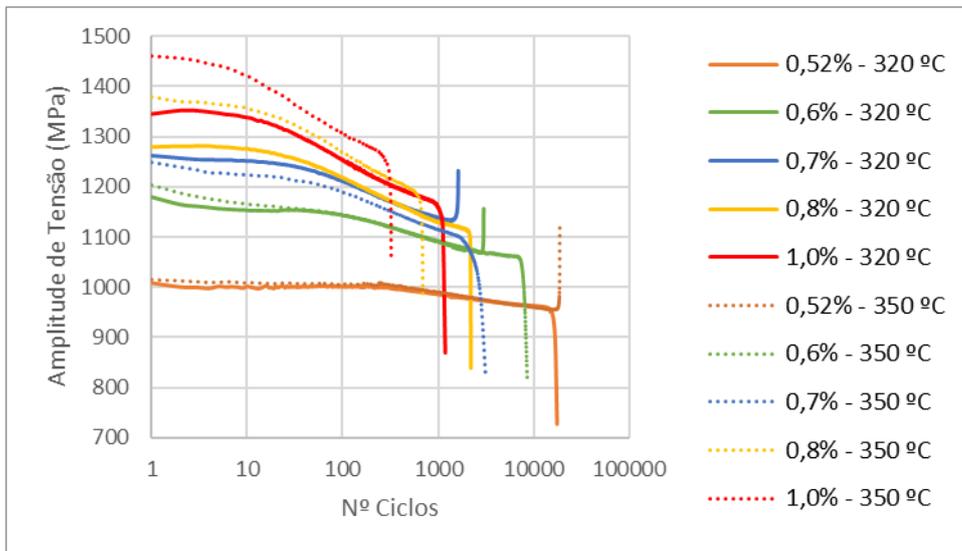
Na Figura 4.3a) e 4.3b) está representada graficamente as variações da amplitude de tensão com o número de ciclos até à rotura. Na Figura 4.3a) foram escolhidas duas amplitudes de deformação ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,6\%$  e  $\pm 0,8\%$ ) e variou-se as três temperaturas de transformação martensítica (320°C, 350°C, 380°C). Na Figura 4.3b) fixou-se duas temperaturas de transformação martensítica (320°C e 350°C) e variou-se as amplitudes de deformação ( $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,52\%$ ,  $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,6\%$ ,  $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,7\%$ ,  $\Delta\varepsilon/2=\pm 0,8\%$ ,  $\Delta\varepsilon/2=\pm 1,0\%$ ). Através da análise dos gráficos, verifica-se que para todas as temperaturas e amplitudes de deformação, o material apresenta um pequeno comportamento de amaciamento cíclico nos primeiros ciclos, seguindo-se uma fase praticamente estável até à rotura.

Observando a Figura 4.3a), conclui-se que para todas as gamas de temperatura, o material apresenta uma redução progressiva do número de ciclos até à rotura com o aumento dos valores de amplitudes de deformação. Analisando o efeito da temperatura, não se observa que exista um grande efeito desta variável nos valores de amplitude de tensão obtidos, visto que estes se encontram muito próximos uns dos outros. Analisando o efeito da amplitude de deformação, verifica-se que com o aumento desta variável, ocorre um aumento da amplitude de tensão obtida.

A resposta tensão-deformação cíclica também pode ser obtida através da relação entre a amplitude de tensão com a vida adimensional ( $N/N_f$ ), como se apresenta na Figura 4.4 a) e 4.4 b). A partir de uma primeira análise pode-se concluir que para as diferentes temperaturas, e fixando-se a amplitude de deformação, o material apresenta um comportamento idêntico. Pode-se também concluir que independentemente da amplitude de deformação, a fase mais estável do ensaio só é alcançada após 20% da sua vida. Para além de que nos 20% finais, o material começa a ceder, até ocorrer por fim a rotura por fadiga. É de notar que em qualquer situação, o comportamento do material não é completamente estável, tendo o nome de estado saturado. Na Figura 4.3 a) verifica-se, como seria de esperar, que o material apresenta uma maior vida para amplitudes de deformação menores. Na Figura 4.3 b) verifica-se que o comportamento mais estável ocorre para amplitudes mais baixas.

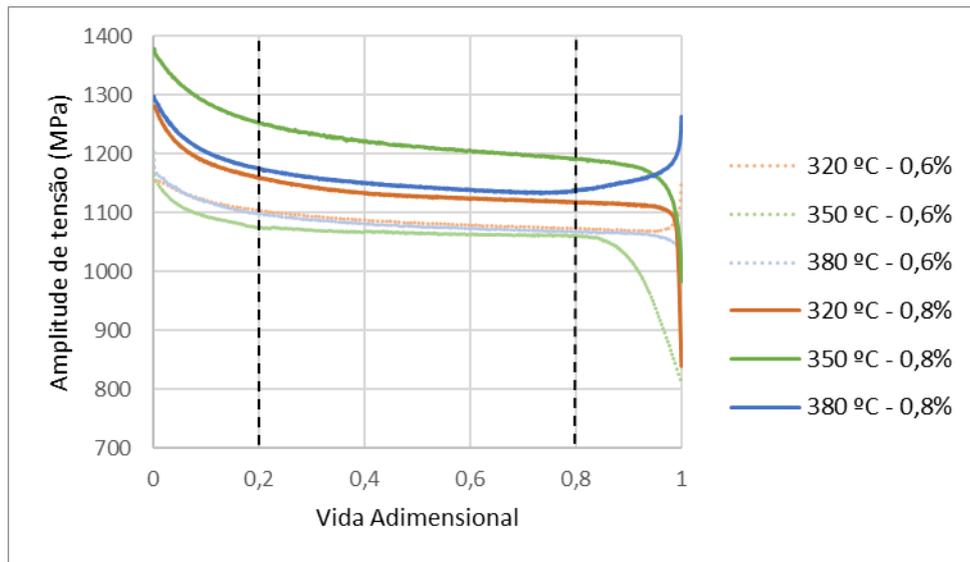


a)

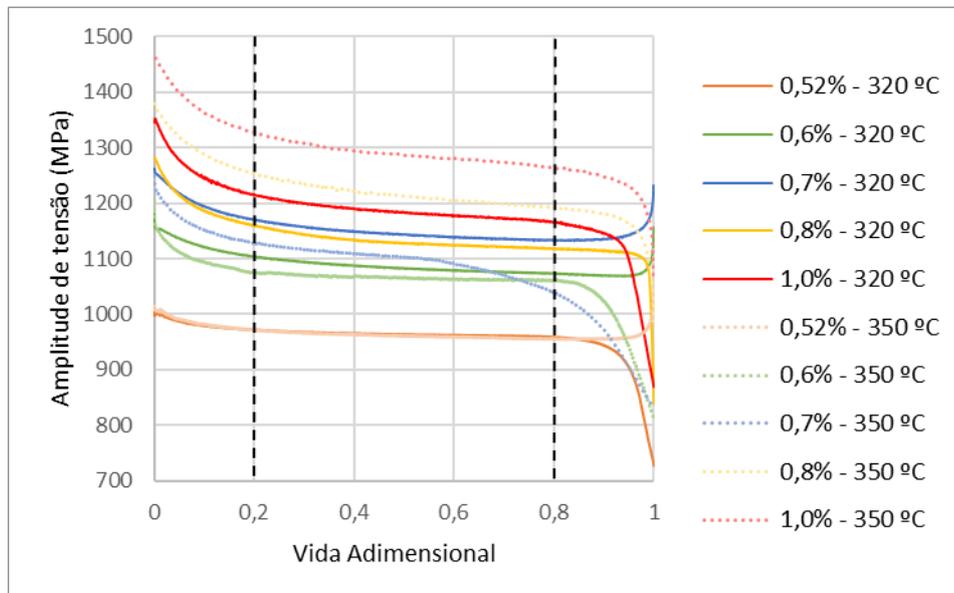


b)

**Figura 4.3.** Variação da amplitude de tensão em função do número de ciclos, em controlo de deformação com razão de deformação,  $R_\epsilon = -1$ : a) Para as amplitudes de deformação  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,6\%$  e  $\pm 0,8\%$ , variando as temperaturas de transformação (320°C; 350°C; 380°C); b) Para as temperaturas de transformação de 320°C e 350°C, variando as amplitudes de deformação  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,52\%$ ,  $\pm 0,6\%$ ,  $\pm 0,7\%$ ,  $\pm 0,8\%$ ,  $\pm 1,0\%$ .



a)



b)

**Figura 4.4.** Variação da amplitude de tensão em função da vida adimensional, em controlo de deformação com razão de deformação,  $R_\epsilon = -1$ : a) Para as amplitudes de deformação  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,6\%$  e  $\pm 0,8\%$ , variando as temperaturas de transformação (320°C; 350°C; 380°C); b) Para as temperaturas de transformação de 320°C e 350°C, variando as amplitudes de deformação  $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,52\%$ ,  $\pm 0,6\%$ ,  $\pm 0,7\%$ ,  $\pm 0,8\%$ ,  $\pm 1,0\%$ .

Para obter a resposta estável do material podemos recorrer à chamada curva de tensão-deformação cíclica, dada pela Equação (2.14) [21]. Neste caso, o valor do módulo de Young do material é 200 GPa. A constante  $k'$ , i.e., o coeficiente de encruamento cíclico, e a constante  $n'$ , i.e., o expoente de encruamento cíclico, da lei de potência sugerida por Morrow [20], como se mostra na Equação (2.13) permitem relacionar a amplitude de deformação

plástica com a amplitude de tensão do ciclo da meia vida. Na Tabela 4.2 são apresentados os valores de  $k'$  e  $n'$  que foram obtidos através do método dos mínimos quadrados, para as temperaturas de transformação 320°C, 350°C e 380°C.

**Tabela 4.2.** Constantes e parâmetros da curva tensão-deformação cíclica.

Temperatura (°C)	Coefficiente de encruamento cíclico, $k'$ (MPa)	Expoente de encruamento cíclico, $n'$	Coefficiente de correlação, $R^2$
320	1827,2	0,0748	0,7578
350	2588,0	0,1251	0,9001
380	1243,4	0,0158	0,7986

Na Figura 4.5 estão representadas as curvas tensão-deformação cíclicas da liga analisada. Esta figura, permite comparar as curvas cíclicas para as três temperaturas em estudo e permite relacionar a amplitude de tensão com a amplitude de deformação, porém estas curvas não têm em consideração as formas dos ciclos de histerese. As curvas cíclicas foram obtidas com recurso à Equação (2.14). É importante referir que não se comparou os resultados das curvas cíclicas com os das curvas monótonas, devido ao facto dos ensaios de fadiga oligocíclica terem sido iniciados em compressão. A partir da Figura 4.5 é possível verificar que até à amplitude de deformação de 0,65% a curva cíclica de 380°C apresenta uma maior amplitude de tensão em comparação com as outras temperaturas. Contudo, a partir dessa amplitude de deformação as curvas cíclicas de 350°C e de 320°C ultrapassam a curva de 380°C. Também se pode verificar, que a maior tensão limite de cedência cíclica ocorre para a temperatura de 350°C e a menor para a temperatura de 380°C.

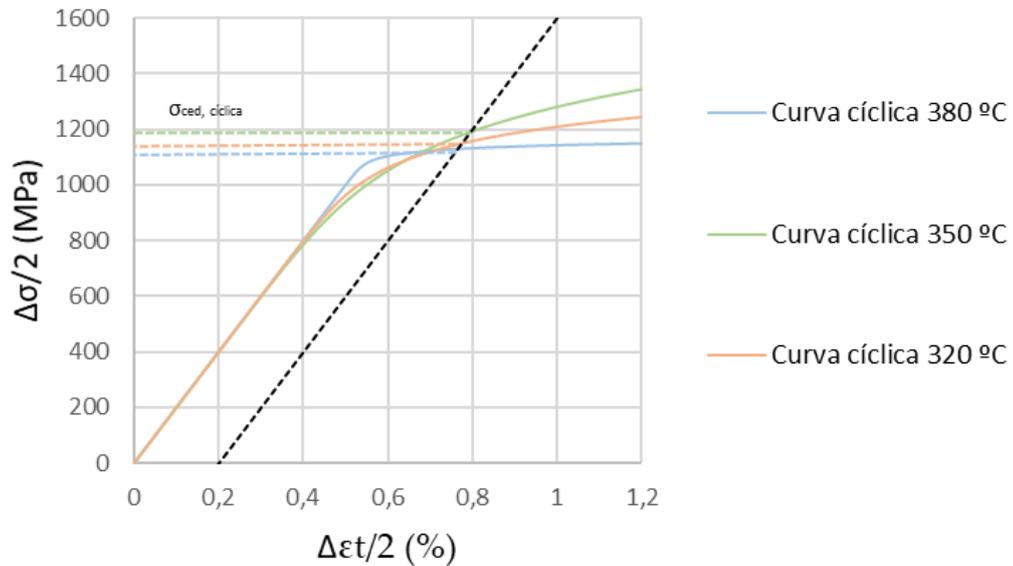
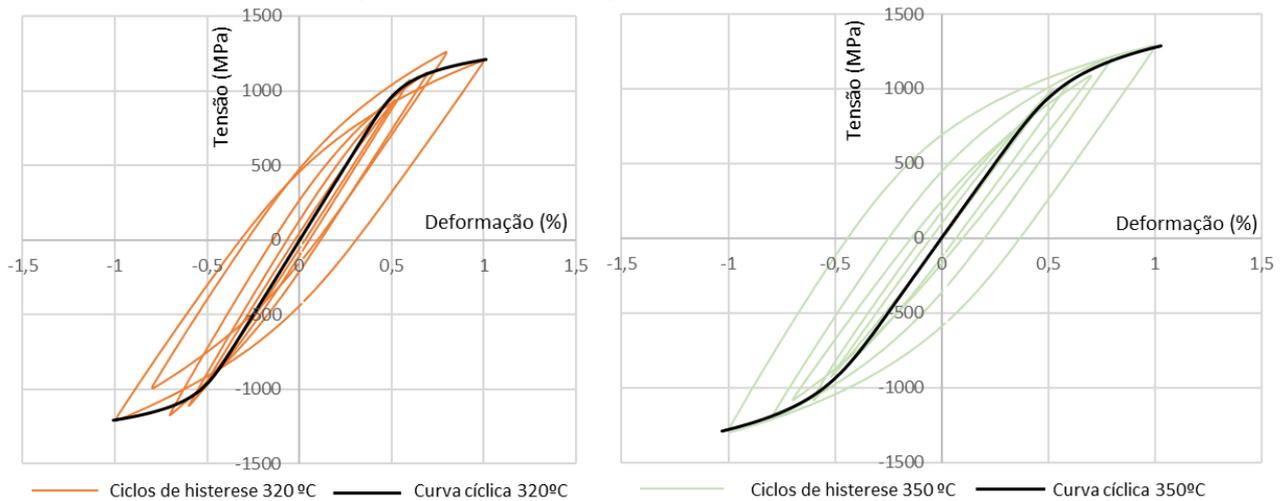
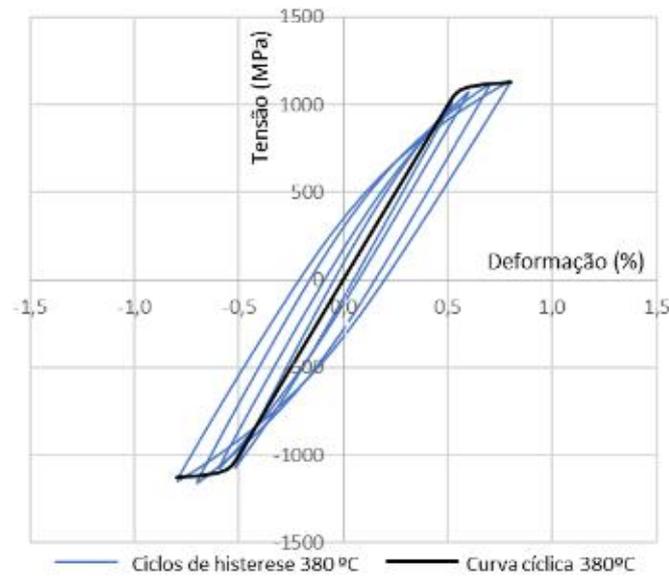


Figura 4.5. Curvas cíclicas da liga para as três temperaturas de transformação.

Os ciclos de histerese da meia-vida obtidos a partir dos ensaios experimentais bem como as curvas cíclicas para as três temperaturas de transformação em estudo, estão representados na Figura 4.6 a), b) e c). É de notar que as curvas cíclicas da liga, visível analisando a Figura 4.6, estão bastante próximas das extremidades dos anéis de histerese, quer das extremidades superiores, quer das extremidades inferiores dos ciclos de histerese da meia-vida usados no ajustamento das funções obtidas.

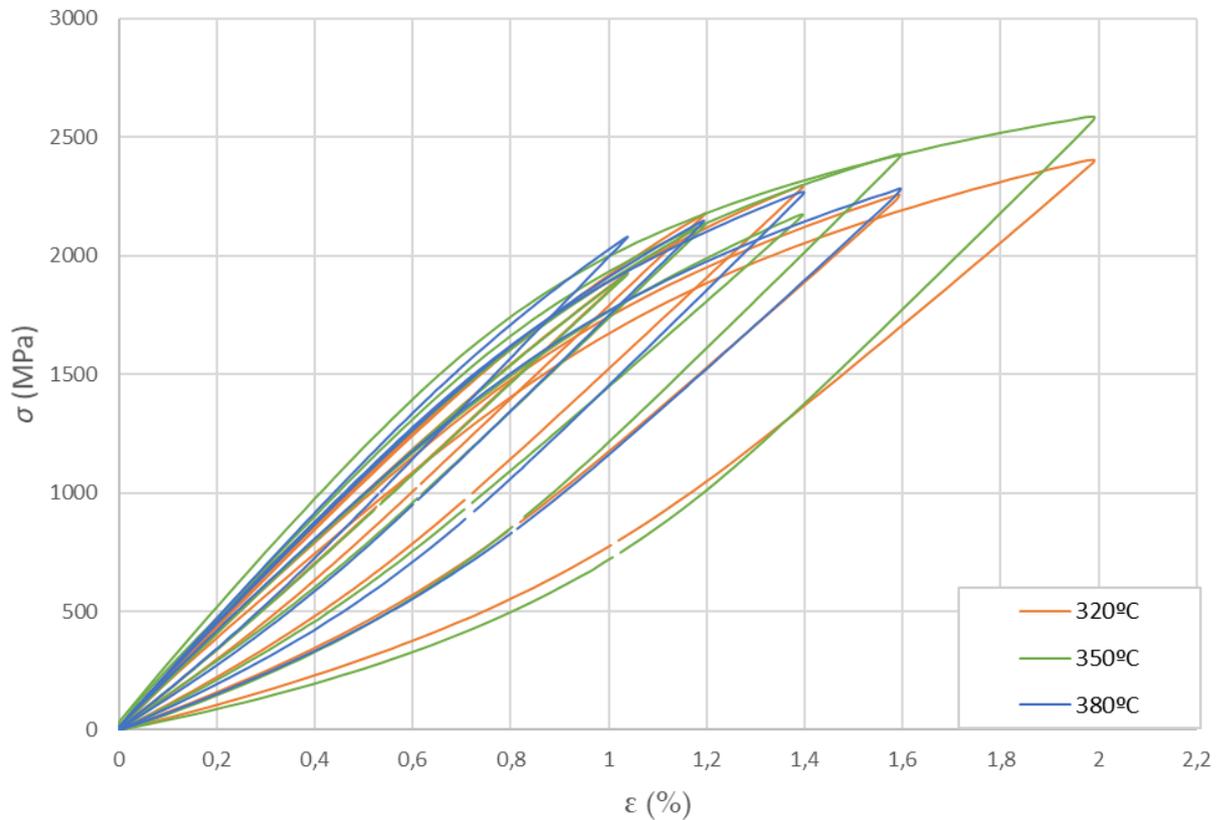




c)

**Figura 4.6.** Curvas de tensão-deformação cíclica para todas as amplitudes de deformação: a) Temperatura de 320°C; b) Temperatura de 350°C; c) Temperatura de 380°C.

As formas dos ciclos de histerese permitem interpretar alguns comportamentos cíclicos da liga. A Figura 4.7 representa os ciclos de histerese da meia-vida da liga, em coordenadas relativas, para as diferentes amplitudes de deformação e para as três temperaturas de transformação martensítica (320°C, 350°C, 380°C). As coordenadas foram obtidas a partir da translação das extremidades à compressão, de forma a coincidirem no mesmo ponto de origem. Analisando mais detalhadamente a Figura 4.7, verifica-se que a liga não apresenta um comportamento do tipo *Masing*, uma vez que, os ramos superiores dos anéis das três temperaturas não formam uma curva única, nem estão sobrepostos.



**Figura 4.7.** Forma dos ciclos de histerese em coordenadas relativas, para as diferentes amplitudes de deformação e temperaturas de transformação.

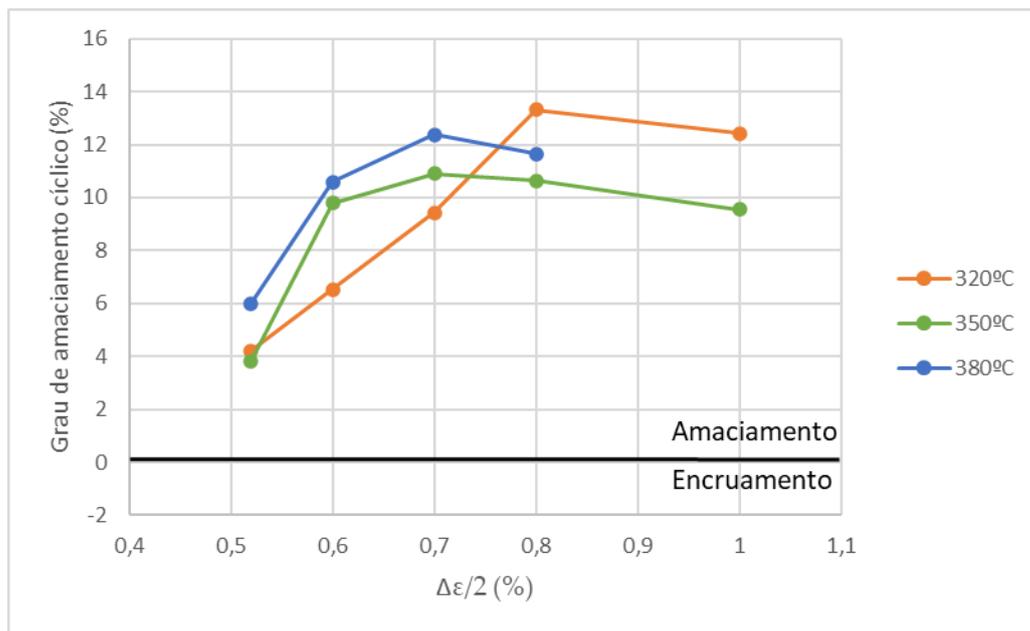
As respostas tensão-deformação podem ser analisadas através do grau de amaciamento cíclico para as diversas amplitudes de deformação. O grau de amaciamento cíclico,  $CS$ , pode ser calculado a partir da Equação (4.4):

$$CS = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}^1 - \sigma_{m\acute{a}x}^{MV}}{\sigma_{m\acute{a}x}^{MV}} \quad (4.4)$$

onde  $\sigma_{m\acute{a}x}^1$  e  $\sigma_{m\acute{a}x}^{MV}$  representam a tensão máxima no primeiro ciclo e a tensão máxima no ciclo da meia-vida, respetivamente.

A variação do grau de amaciamento cíclico, em percentagem, em função das amplitudes de deformação para as três temperaturas de transformação, está representada na Figura 4.8. Até à amplitude de deformação 0,7%, para todas as temperaturas, o grau de amaciamento cíclico aumenta com o aumento da amplitude de deformação. No caso concreto da temperatura de 320°C, o grau de amaciamento cíclico continua a aumentar até à amplitude de deformação de 0,8%, diminuindo a partir daí. Nas restantes temperaturas, as curvas do grau de amaciamento cíclico começam a diminuir logo a partir da amplitude de deformação

de 0,7%. Conclui-se, pela análise da Figura 4.8, que para todas as amplitudes de deformação e temperaturas, o comportamento da liga é de amaciamento cíclico, pois os valores do grau de amaciamento cíclico são sempre positivos. Constata-se, também, que os valores máximos de CS são obtidos para a amplitude de deformação de 0,7%, exceto no caso da temperatura de 320°C em que o valor máximo de CS ocorre para a amplitude de deformação de 0,8%.



**Figura 4.8.** Grau de amaciamento cíclico, CS, em função da amplitude de deformação para as três temperaturas de transformação.

#### 4.1.2. Resposta deformação-vida

Uma vez que as curvas características das relações deformação-vida são descritas por leis de potência, as representações gráficas da relação da deformação com o número de reversões até à rotura são apresentadas em escalas bi-logarítmicas. A Equação (2.21) relaciona a amplitude de tensão,  $\Delta\sigma/2$ , com o número de reversões até à rotura,  $2N_f$  [24]. Nesta equação, o coeficiente de resistência cíclica,  $\sigma'_f$ , e o expoente de resistência cíclica,  $b$ , foram obtidos a partir do método dos mínimos quadrados e calculados por regressão linear. Os valores destas duas constantes são apresentados na Tabela 4.3. O coeficiente de resistência cíclica,  $\sigma'_f$ , corresponde ao valor de amplitude de tensão,  $\Delta\sigma/2$ , para um número de reversões igual a 1,  $2N_f = 1$ , e o expoente de resistência cíclica corresponde ao declive da reta.

**Tabela 4.3.** Constantes de resistência cíclica.

Temperatura (°C)	Coefficiente de resistência cíclica, $\sigma_f'$ (MPa)	Expoente de resistência cíclica, $b$	Coefficiente de correlação, $R^2$
320	2200	-0,079	0,9864
350	1990	-0,067	0,9671
380	1800	-0,057	0,9816

A amplitude de deformação plástica,  $\Delta\varepsilon_p/2$ , pode ser relacionada com o número de reversões até à rotura,  $2N_f$ , através da Equação (2.22) [25], [26]. O coeficiente de ductilidade cíclica,  $\varepsilon_f'$ , e o expoente de ductilidade cíclica,  $c$ , podem ser calculados por regressão linear através do método dos mínimos quadrados. Os valores destas duas constantes estão apresentados na Tabela 4.4. O coeficiente de ductilidade cíclica,  $\varepsilon_f'$ , e o expoente de ductilidade cíclica,  $c$ , correspondem ao valor da amplitude de deformação plástica,  $\Delta\varepsilon_p/2$ , para um número de reversões igual a 1,  $2N_f = 1$  e ao declive da reta, respetivamente.

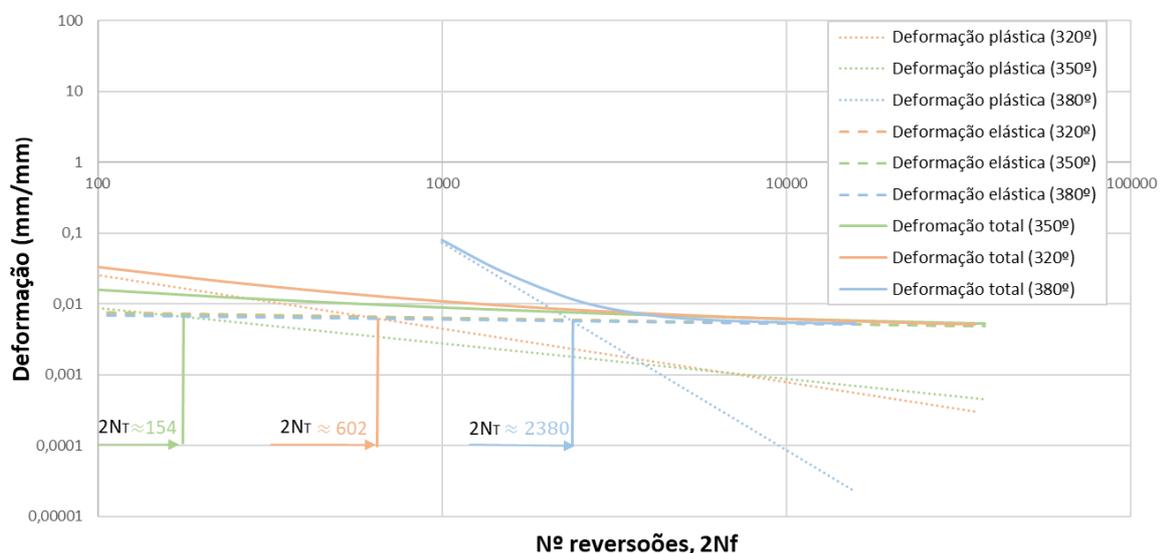
**Tabela 4.4.** Constantes de ductilidade cíclica.

Temperatura (°C)	Coefficiente de ductilidade cíclica, $\varepsilon_f'$	Expoente de ductilidade cíclica, $c$	Coefficiente de correlação, $R^2$
320	0,8380	-0,756	0,6678
350	0,0881	-0,501	0,9401
380	$4,4 \times 10^7$	-2,926	0,8043

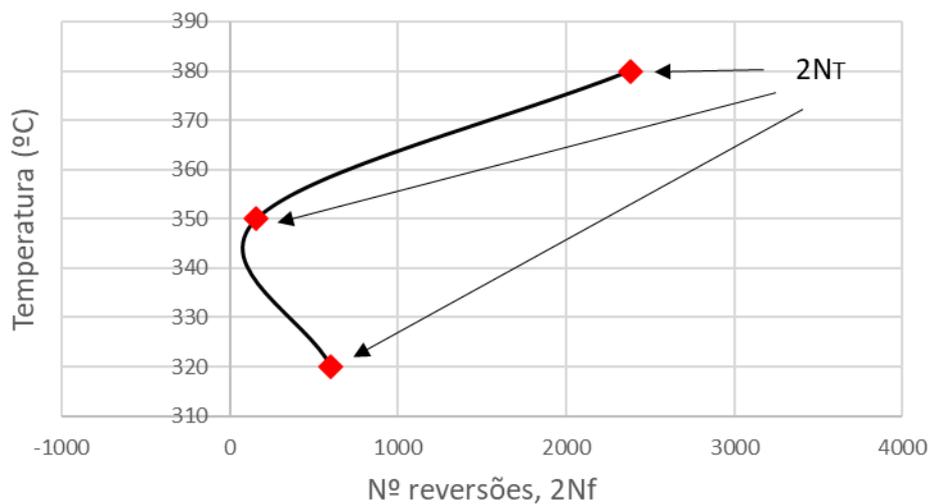
A relação entre amplitude de deformação total e o número de reversões até à rotura, pode ser obtida a partir das amplitudes de deformação elástica e plástica, de acordo com a Equação (2.23).

A Figura 4.9 representa a relação entre a amplitude de deformação (elástica, plástica e total) e o número de reversões até à rotura. Através das relações de *Basquin* e de *Coffin-Mason* é possível obter o número de reversões de transição,  $2N_T$ . Analisando a Figura 4.10, conclui-se que não existe uma correlação linear entre a temperatura e o número de reversões de transição,  $2N_T$ . Isto é, com o aumento da temperatura, não se verifica que o número de reversões de transição acompanhe este aumento. A transição da liga para a

temperatura de 320°C acontece ao fim de, aproximadamente, 602 reversões. Para a temperatura de 350°C, ocorre aproximadamente ao fim de 154 reversões. Por fim, para a temperatura de 380°C, ocorre ao fim de, sensivelmente, 2380 reversões. Analisando a Figura 4.9, verifica-se que a componente de deformação elástica apresenta um comportamento muito semelhante, para as três temperaturas. Em relação à componente de deformação plástica, observa-se para números baixos de reversões, mantendo fixa a vida, que a deformação plástica é superior para a temperatura de 380°C, depois para 320°C e por fim para 350°C. À medida que o número de reversões aumenta, a deformação plástica torna-se superior para a temperatura 350°C, notando-se uma queda significativa desta deformação para a temperatura de 380°C. Em relação à análise da curva deformação-vida, é possível apurar que para vidas mais curtas, a liga terá um comportamento melhor para a temperatura de 380°C, pois para o mesmo valor de deformação total, a vida é superior. Para vidas mais longas, a liga terá um melhor comportamento para a temperatura de 350°C. Contudo, estes resultados devem ser interpretados com algum cuidado, uma vez que o ajustamento das funções foi efetuado com base num número limitado de ensaios.



**Figura 4.9.** Representação das curvas para a amplitude de deformação (elástica, plástica e total) em função do número de reversões até à rotura.



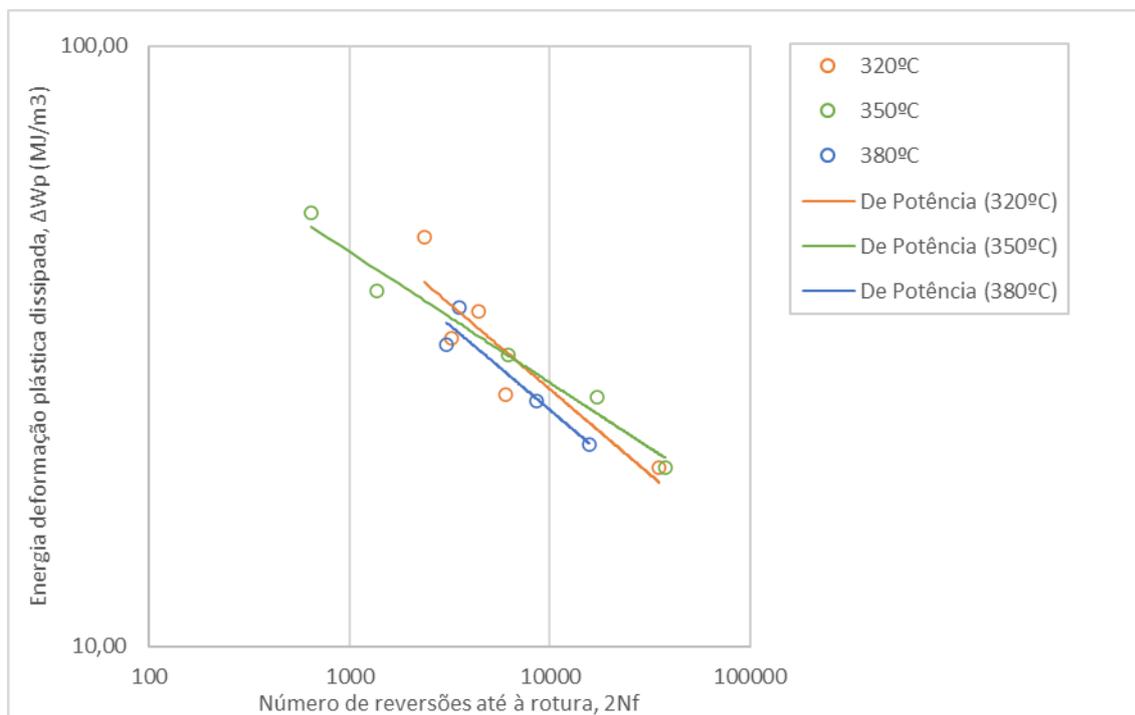
**Figura 4.10.** Variação do número de reversões de transição em função da temperatura de transformação martensítica.

#### 4.1.3. Resposta energia-vida

O valor experimental da densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo,  $\Delta W_p$ , que corresponde à área do ciclo de histerese, pode ser obtido através da integração dos pontos tensão-deformação do ciclo de histerese da meia-vida existentes. A densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo pode ser relacionada com o número de reversões até à rotura através da Equação (2.28) [12]. As constantes  $k_p$  e  $\alpha_p$  foram obtidas usando o método dos mínimos quadrados a partir dos dados experimentais. Os valores destas constantes e o valor do coeficiente de correlação,  $R^2$ , para as três temperaturas estão presentes na Tabela 4.5. A constante  $k_p$  corresponde à densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo para uma reversão. A constante  $\alpha_p$  representa o declive da reta. A Figura 4.11 representa a relação entre a densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo,  $\Delta W_p$ , com o número de reversões até à rotura, para as três temperaturas de transformação martensítica. Estas variáveis têm um comportamento linear em escalas bi-logarítmicas. Analisando a Figura 4.11, pode-se concluir que, de uma forma geral, os declives das retas são relativamente semelhantes, exceto para o caso da temperatura de 350°C. Constata-se também que os pontos experimentais encontram-se um pouco dispersos das funções ajustadas.

**Tabela 4.5.** Constantes da Equação (2.28).

Temperatura (°C)	Coefficiente $k_p$ (MJ/m <sup>3</sup> )	Expoente $\alpha_p$	Coefficiente de correlação, $R^2$
320	367,54	-0,284	0,8180
350	204,57	-0,218	0,9742
380	334,47	-0,283	0,8950



**Figura 4.11.** Variação da energia de deformação plástica dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura, em escala bi-logarítmica.

A densidade de energia de deformação total,  $\Delta W_t$ , pode ser obtida através da soma algébrica da densidade de energia de deformação elástica positiva ( $\Delta W_e^+$ ) e da densidade de energia de deformação plástica, conforme a Equação (2.32). O uso da parte elástica positiva, em vez da totalidade da componente elástica leva a que este parâmetro seja sensível ao efeito da tensão média [12]. As constantes  $k_t$  e  $\alpha_t$  podem ser obtidas através do método dos mínimos quadrados por regressão linear e  $\Delta W_{0t}$  representa a densidade de energia elástica positiva no limite de fadiga. Os valores destas constantes e do valor do

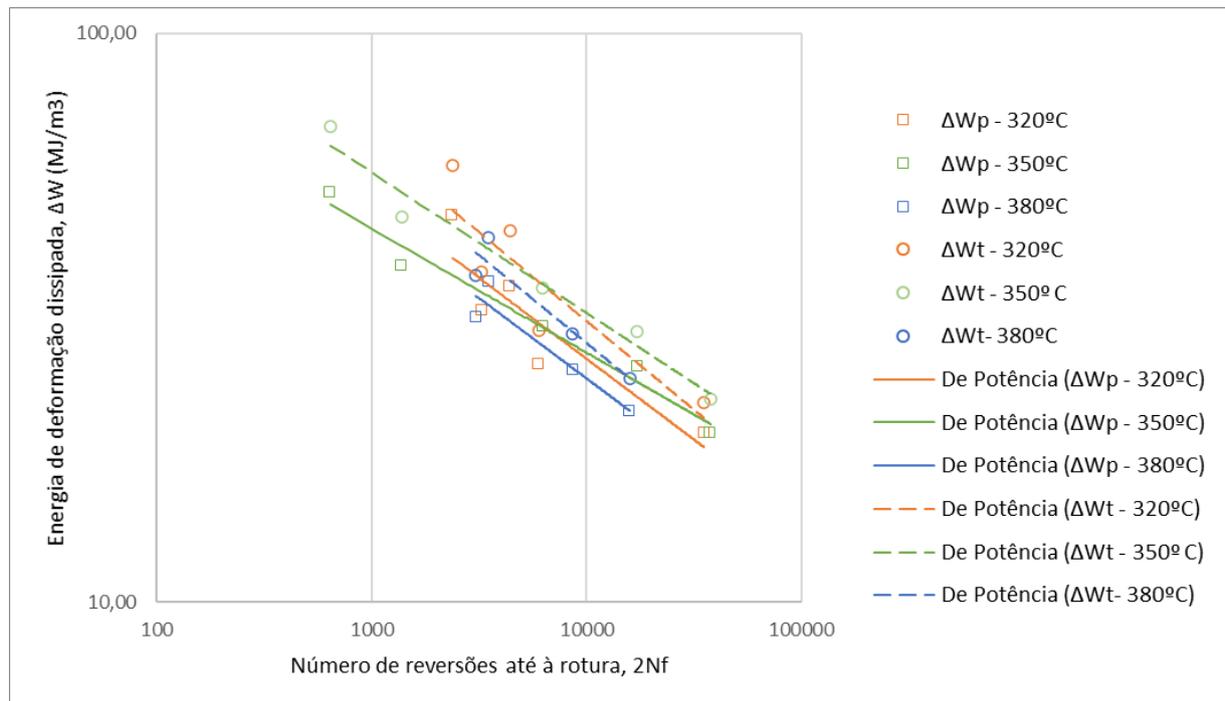
coeficiente de correlação,  $R^2$ , encontram-se na Tabela 4.6 para as três temperaturas de transformação.

**Tabela 4.6.** Constantes da Equação (2.32).

Temperatura (°C)	Coefficiente $k_t$ (MJ/m <sup>3</sup> )	Expoente $\alpha_t$	$\Delta W_{0t}$ (MJ/m <sup>3</sup> )	Coefficiente de correlação, $R^2$
320	591,22	-0,324	1,2224	0,7986
350	327,45	-0,257	1,4026	0,9737
380	540,88	-0,325	1,5494	0,9005

A Figura 4.12 representa graficamente, em escala bi-logarítmica, os valores experimentais da densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo e total, assim como as curvas ajustadas conforme a Equação (2.28) e a Equação (2.32). Na Tabela 4.7 estão presentes os resultados experimentais e os resultados calculados através de funções ajustadas da densidade de energia de deformação elástica positiva, da densidade de energia de deformação plástica e da densidade de energia de deformação total.

Analisando a Figura 4.12 pode-se observar que para um baixo número de reversões até à rotura, a liga dissipa mais energia de deformação plástica para a temperatura de 320°C e dissipa menos energia para a temperatura de 380°C. Em relação à densidade de energia de deformação total dissipada, igualmente para baixo número de reversões, a liga dissipa mais energia para a temperatura de 320°C e dissipa menos para a temperatura de 380°C. Ao aumentar o número de reversões, as energias de deformação plástica e total dissipadas, tendem a diminuir. Para um elevado número de reversões, verifica-se que a liga dissipa mais energia de deformação plástica para as temperaturas de 350°C e dissipa menos energia para a temperatura de 380°C. Em relação, à densidade de energia de deformação total dissipada, para um número de reversões elevado, a liga dissipa mais energia para a temperatura de 350°C e dissipa menos energia para a temperatura de 380°C. Por fim, verificou-se que a liga, para a mesma densidade de energia de deformação total, terá vidas mais longas para a temperatura de transformação de 350°C.



**Figura 4.12.** Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo e das curvas ajustadas através da Equação (2.28) e da Equação (2.32).

**Tabela 4.7.** Valores experimentais de  $\Delta W_p$ ,  $\Delta W_e^+$  e  $\Delta W_t$  e valores teóricos  $\Delta W_p$  e  $\Delta W_t$ .

Temperatura (°C)	Referência da Amostra	$\Delta \epsilon/2$ (%)	$2N_f$	$\Delta W_p$ (MJ/m³)	$\Delta W_e^+$ (MJ/m³)	$\Delta W_t$ (MJ/m³)	$\Delta W_p$ Eq.(2.28) (MJ/m³)	$\Delta W_t$ Eq.(2.32) (MJ/m³)
320	D320_0,52	0,5192	35222	19,850	2,575	22,425	18,794	21,110
320	D320_0,6	0,5995	5996	26,247	3,790	30,037	31,074	36,518
320	D320_0,7	0,6983	3248	32,554	5,472	38,027	36,983	44,274
320	D320_0,8	0,7961	4404	36,040	8,926	44,965	33,920	40,229
320	D320_1,0	0,9959	2374	47,908	10,785	58,693	40,427	48,876
350	D350_0,52	0,5194	37536	19,846	2,959	22,805	20,588	23,256
350	D350_0,6	0,5989	17180	25,991	3,897	29,888	24,412	28,117
350	D350_0,7	0,6982	6244	30,573	5,212	35,785	30,439	36,053
350	D350_0,8	0,7979	1378	39,048	8,611	47,659	42,314	52,495
350	D350_1,0	0,9959	642	52,660	15,942	68,601	49,980	63,577
380	D320_0,52	0,5193	15864	21,658	3,052	24,710	21,659	24,882
380	D320_0,6	0,5975	8608	25,644	3,986	29,630	25,750	30,011
380	D320_0,7	0,6992	3066	31,721	5,853	37,573	34,487	41,357
380	D320_0,8	0,7975	3510	36,680	7,183	43,863	33,192	39,645

Outra análise que se pode efetuar é o estudo dos valores acumulados da densidade de energia de deformação. Neste trabalho, recorreu-se à Equação (2.33). Inicialmente, calculou-se, separadamente, a densidade de energia de deformação plástica acumulada,  $W_p$ , e a densidade de energia de deformação elástica positiva acumulada,  $W_{e^+}$ . Por fim, calculou-se a densidade de energia de deformação total acumulada,  $W_t$ . Estes cálculos foram realizados com recursos às Equações seguintes:

$$W_p = \int_1^{N_f} \Delta W_p dN \quad (4.5)$$

$$W_{e^+} = \int_1^{N_f} \Delta W_{e^+} dN \quad (4.6)$$

$$W_t = W_p + W_{e^+} \quad (4.7)$$

sendo  $N_f$  o número de ciclos até à rotura. De forma a tornar o procedimento mais rápido e eficaz, utilizou-se um algoritmo específico desenvolvido para calcular as três variáveis anteriores com base na análise de todos os anéis de histerese obtidos nos ensaios. A partir da representação gráfica das funções de potência ajustadas, para cada temperatura, verificou-se que estas não seguiam uma tendência linear, tendo pontos dispersos tanto para a densidade de energia de deformação plástica acumulada, como para a densidade de energia de deformação total acumulada. Na Tabela 4.9 são apresentados os valores experimentais e os valores ajustados da densidade de energia de deformação plástica e total acumuladas para cada temperatura, conforme a Equação (4.8) e (4.9) [38] e [39]. Na Tabela 4.8 encontram-se as constantes que foram obtidas por regressão linear, com recurso ao método dos mínimos quadrados.

Na Figura 4.13 estão representados, em escala bi-logarítmica, os valores dos ensaios experimentais para a densidade de energia de deformação plástica acumulada,  $W_p$ , como os valores dos ensaios experimentais para a densidade de energia de deformação total acumulada,  $W_t$ . Analisando a Figura 4.13, verifica-se que tanto a densidade de energia de deformação plástica acumulada, como a densidade de energia de deformação total acumulada, tendem a aumentar à medida que o número de reversões até à rotura aumenta. Também se pode constatar, que para todas as temperaturas em estudo, verifica-se um alinhamento tanto para a densidade de energia de deformação plástica acumulada como para

a densidade de energia de deformação total acumulada. De notar que em todas as temperaturas existe um valor fora desse alinhamento.

$$W_{p,a} = A_1(2N_f)^{a_1} \quad (4.8)$$

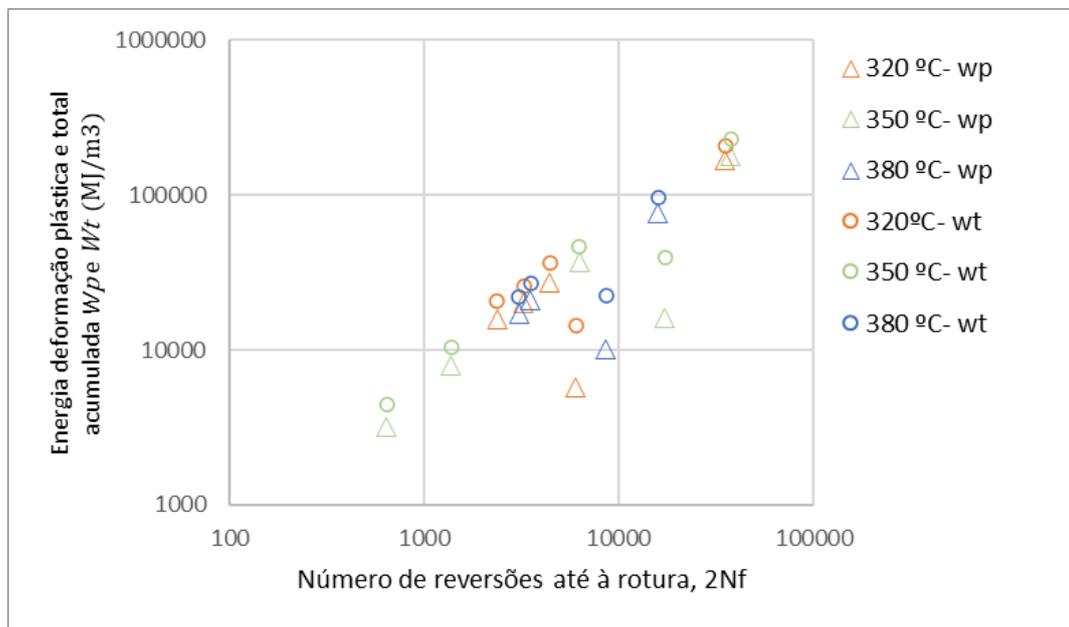
$$W_{t,a} = A_2(2N_f)^{a_2} \quad (4.9)$$

**Tabela 4.8.** Constantes da Equação (4.8) e da Equação (4.9).

Temperatura (°C)	$A_1$	$a_1$	$R^2(W_{p,a})$	$A_2$	$a_2$	$R^2(W_{t,a})$
320	19,865	0,7928	0,5526	31,844	0,7902	0,7516
350	20,900	0,7876	0,8044	20,591	0,8398	0,9262
380	106,485	0,6159	0,3087	74,419	0,7005	0,5941

**Tabela 4.9.** Valores experimentais e ajustados de  $W_p$  e  $W_t$ .

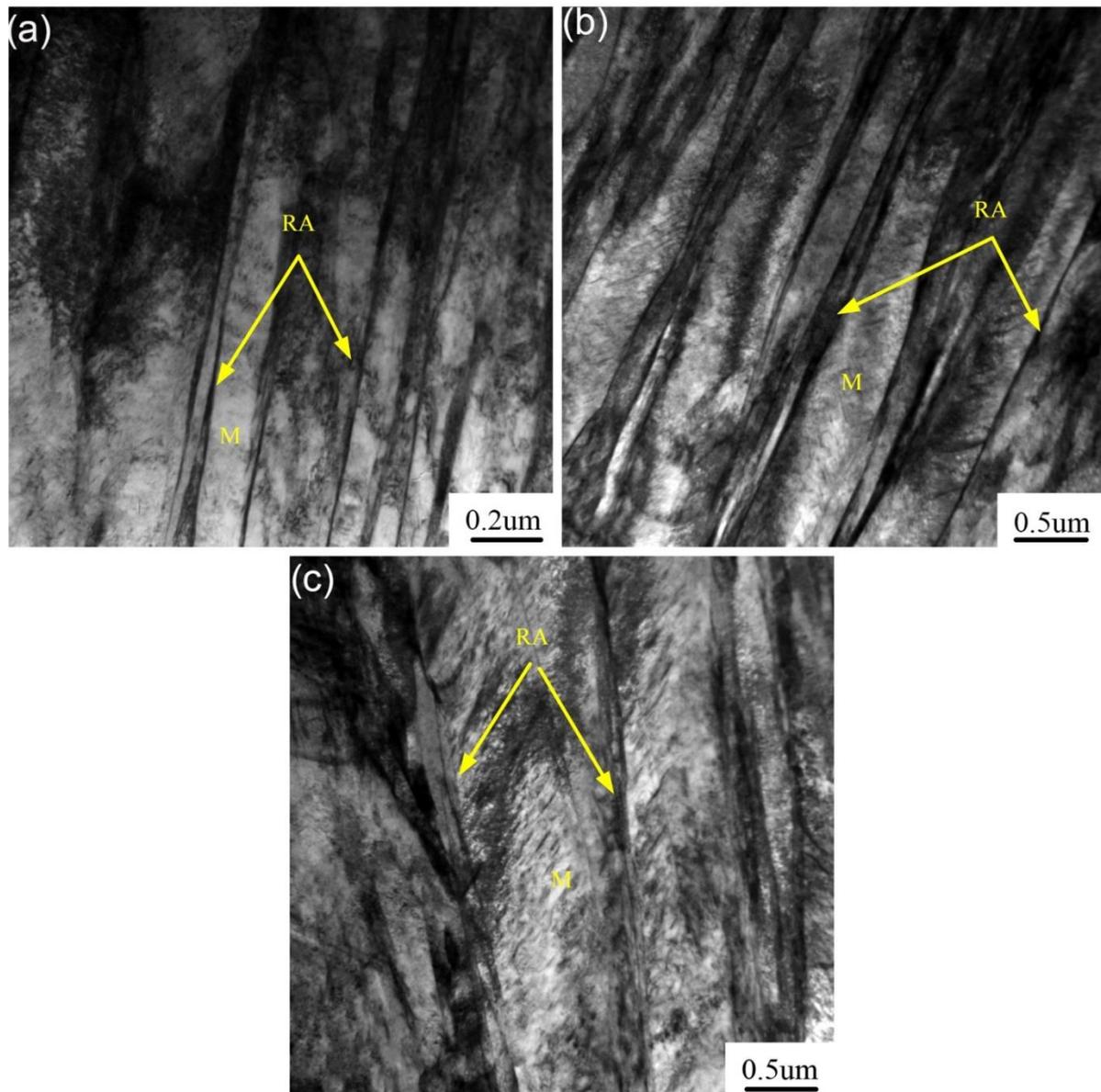
Temperatura (°C)	$2N_f$	$W_p$ – Ensaio experimental, Eq.(4.5) ( $MJ/m^3$ )	$W_t$ – Ensaio experimental, Eq.(4.7) ( $MJ/m^3$ )	$W_{p,a}$ Eq.(4.8) ( $MJ/m^3$ )	$W_{t,a}$ Eq.(4.9) ( $MJ/m^3$ )
320	35222	$109,877 \times 10^3$	$150,571 \times 10^3$	$79,947 \times 10^3$	$124,715 \times 10^3$
320	5996	$5,624 \times 10^3$	$14,387 \times 10^3$	$19,642 \times 10^3$	$30,782 \times 10^3$
320	3248	$10,419 \times 10^3$	$16,010 \times 10^3$	$12,081 \times 10^3$	$18,963 \times 10^3$
320	4404	$27,048 \times 10^3$	$36,233 \times 10^3$	$15,379 \times 10^3$	$24,121 \times 10^3$
320	2374	$15,785 \times 10^3$	$20,721 \times 10^3$	$9,423 \times 10^3$	$14,802 \times 10^3$
350	37536	$179,070 \times 10^3$	$229,557 \times 10^3$	$83,749 \times 10^3$	$142,988 \times 10^3$
350	17180	$16,000 \times 10^3$	$39,715 \times 10^3$	$45,253 \times 10^3$	$74,174 \times 10^3$
350	6244	$21,510 \times 10^3$	$31,554 \times 10^3$	$20,392 \times 10^3$	$31,703 \times 10^3$
350	1378	$8,129 \times 10^3$	$10,642 \times 10^3$	$6,203 \times 10^3$	$8,913 \times 10^3$
350	642	$3,256 \times 10^3$	$4,589 \times 10^3$	$3,399 \times 10^3$	$4,693 \times 10^3$
380	15864	$76,879 \times 10^3$	$96,285 \times 10^3$	$41,146 \times 10^3$	$65,174 \times 10^3$
380	8608	$10,088 \times 10^3$	$22,282 \times 10^3$	$28,235 \times 10^3$	$42,470 \times 10^3$
380	3066	$17,328 \times 10^3$	$22,175 \times 10^3$	$14,951 \times 10^3$	$20,608 \times 10^3$
380	3510	$20,992 \times 10^3$	$27,168 \times 10^3$	$16,250 \times 10^3$	$22,655 \times 10^3$



**Figura 4.13.** Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação de energia de deformação plástica e total acumulada através da Equação (4.8) e da Equação (4.9).

## 4.2. Análise da microestrutura

A Figura 4.14 representa as imagens obtidas por microscopia eletrónica de transmissão (TEM) da microestrutura da liga. Com base nas imagens TEM da Figura 4.14 observou-se uma espessura mais significativa da estrutura martensítica, para temperaturas de transformação mais elevadas. Com a diminuição da temperatura, verificou-se que a espessura das estruturas martensíticas foi gradualmente reduzindo, tornando-se mais regular e fina. Em relação aos blocos austeníticos retidos, estes mantiveram a sua espessura e diminuíram o seu número com o aumento das temperaturas de transformação mais elevadas (350°C e 380°C). Através da observação das imagens, depreende-se que, na micrografia correspondente à temperatura de 320°C, os blocos austeníticos retidos são mais finos quando comparados com os das outras temperaturas.



**Figura 4.14.** Imagens TEM da liga a diferentes temperaturas: a) 320°C, b) 350°C c) 380°C (RA: austenite retida; M: martensite)

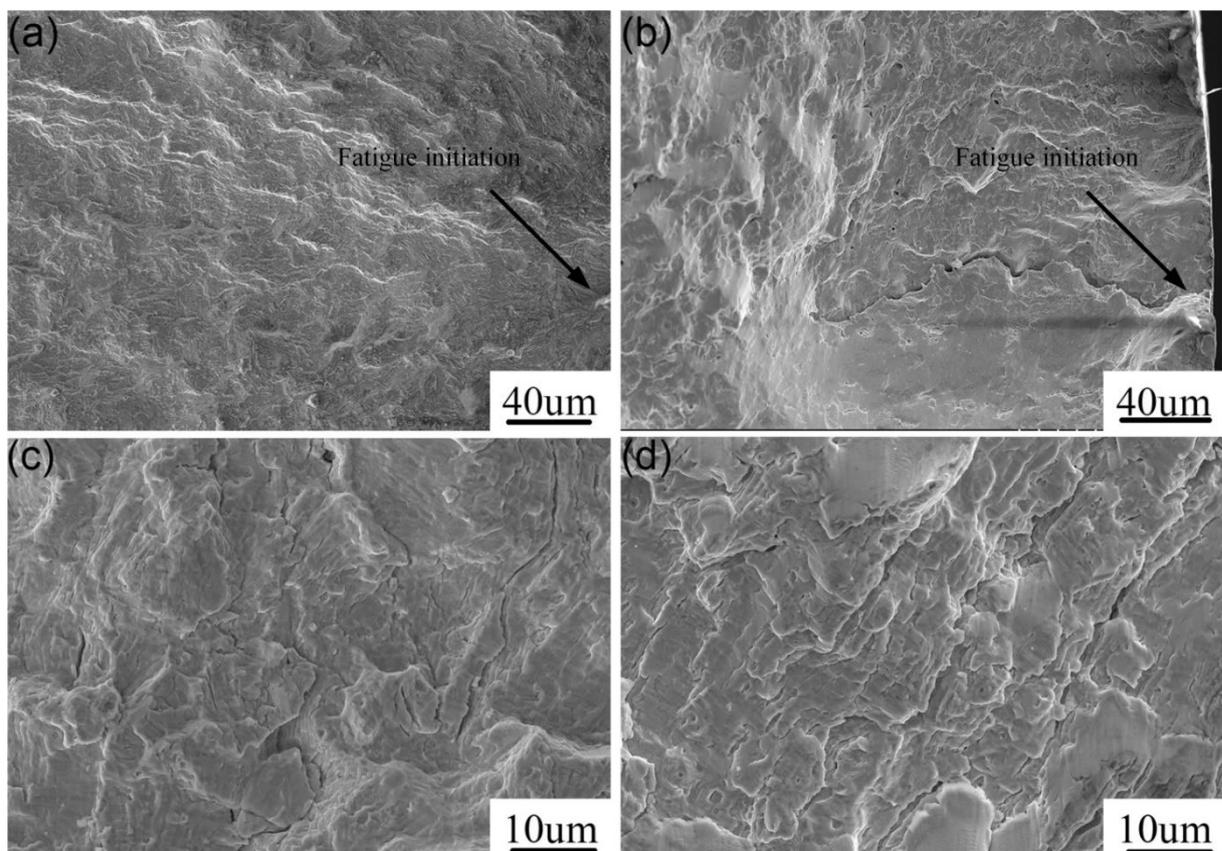
### 4.3. Análise das superfícies de fratura

As superfícies de fratura de vários provetes foram analisadas por microscopia eletrônica de varrimento (SEM). Foram observados os provetes com a amplitude de deformação de 0,52% e 0,8% ( $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,52\%$  e  $\pm 0,8\%$ ) para a temperatura de transformação martensítica de 320°C.

A Figura 4.15 corresponde às micrografias das superfícies de fratura obtidas com alta ampliação próximo do local de iniciação da fenda para as amplitudes de deformação 0,52% e 0,8%. Estas imagens mostram a zona de iniciação e a propagação da fenda. Observou-se que o processo de fratura se inicia num defeito à superfície e depois vai-se propagando, radialmente para o interior da secção transversal do provete, até ocorrer a rotura final.

Para a amplitude de deformação igual a 0,52% (Figura 4.15 a) e Figura 4.15 c)) é possível visualizar a zona de iniciação da fenda e identificar a respetiva propagação. Quando observado mais de perto, como na Figura 4.15 c), observa-se a presença de fendas secundárias, estando estas características associadas à propagação estável da fenda.

Para a amplitude de deformação igual a 0,8% (Figura 4.15 b) e Figura 4.15 d)), há uma maior zona de iniciação da fenda quando comparada com a zona de iniciação da fenda para a amplitude de deformação igual a 0,52%, assim como um aumento da presença de fendas secundárias quando comparado com a amplitude de deformação de 0,52%. A extensão da propagação da fenda é menor para a amplitude de deformação mais baixa.



**Figura 4.15.** Micrografias SEM das superfícies de fratura da liga para diferentes amplitudes de deformação: a) e c) 0,52%; b) e d) 0,80%



## 5. CONCLUSÕES

### 5.1. Conclusão

Assim como referido nos anteriores capítulos, na presente dissertação pretendeu-se conhecer qual o efeito da temperatura de transformação martensítica (320°C, 350°C, 380°C) no comportamento elasto-plástico cíclico de uma nova liga martensítica com médio teor de carbono solicitada no regime de fadiga oligocíclica. Os ensaios foram efetuados em controlo de deformação ( $R_\epsilon = -1$ ) para amplitudes de deformação entre 0,5% e 1,0%. Posteriormente, analisou-se qual a resposta tensão-deformação cíclica e as relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida para as três temperaturas mencionadas. Por fim, foram observadas as principais características microestruturais e os principais mecanismos de falha por fadiga para os níveis de deformação presentes. Deste modo, pode-se retirar as seguintes conclusões desta dissertação:

- Para temperaturas de transformação mais elevadas é notada uma menor variação das formas dos ciclos de histerese;
- Verificou-se que para todas as temperaturas e amplitudes de deformação, o material apresenta um comportamento de amaciamento cíclico por deformação nos primeiros ciclos, seguindo-se uma fase praticamente estável até à rotura final;
- Não foi identificada uma correlação linear entre a temperatura de transformação martensítica e o número de reversões de transição,  $2N_T$ ;
- Analisando o efeito da temperatura, não se observa que exista um grande efeito desta variável nos valores de amplitude de tensão obtidos.
- As formas dos ciclos de histerese mostraram que a liga não apresenta um comportamento do tipo *Masing*;
- A liga apresentou um comportamento de amaciamento cíclico, pois os valores do grau de amaciamento cíclico ( $CS$ ) são sempre positivos. Constatou-se, também, que os valores máximos de  $CS$  foram obtidos para a amplitude de deformação de 0,7%, exceto no caso da temperatura de

320°C em que o valor máximo de  $CS$  ocorre para a amplitude de deformação de 0,8%;

- Até à amplitude de deformação de 0,7%, para todas as temperaturas, o grau de amaciamento cíclico ( $CS$ ) aumenta com o aumento da amplitude de deformação. No caso concreto da temperatura de 320°C, o grau de amaciamento cíclico continua a aumentar até à amplitude de deformação de 0,8%, diminuindo a partir daí. Nas restantes temperaturas as curvas do grau de amaciamento cíclico começam a diminuir logo a partir da amplitude de deformação de 0,7%;
- O número de reversões de transição mais baixo ( $2N_T = 154$ ) ocorreu para a temperatura de 350°C, e o número de reversões de transição mais alto ocorreu para a temperatura de 380°C ( $2N_T = 2380$ );
- A partir das curvas deformação-vida, foi possível verificar que para vidas mais curtas, a liga terá um comportamento melhor à fadiga para a temperatura de 380°C. Para vidas mais longas, a liga terá um melhor comportamento para a temperatura de 350°C;
- As curvas que relacionam as densidades de energia de deformação plástica e total com o número de reversões até à rotura apresentaram um comportamento linear;
- Verificou-se que tanto a densidade de energia de deformação plástica acumulada, como a densidade de energia de deformação total acumulada, tendem a aumentar à medida que o número de reversões até à rotura aumenta;
- A microestrutura da liga, com o aumento da temperatura de transformação, tende a apresentar um aumento da espessura da estrutura martensítica. Em relação aos blocos austeníticos retidos estes mantêm a sua espessura e diminuem o seu número com o aumento da temperatura;
- A partir das micrografias SEM das superfícies de fratura, foi possível apurar que para maiores amplitudes de deformação há um aumento da presença de fendas secundários e estrias de fadiga quando comparado com amplitudes de deformação mais baixas.

## 5.2. Propostas para investigações futuras

Esta dissertação teve como intuito estudar o efeito da temperatura de transição martensítica no comportamento elasto-plástico cíclico no regime de fadiga oligocíclica de uma nova liga martensítica com médio teor de carbono. No entanto, no decorrer dos trabalhos, foram identificados alguns temas que poderão ser estudados em futuras investigações, nomeadamente:

- Estudar o efeito da variação da razão de deformação no comportamento elasto-plástico cíclico da liga;
- Estudar o comportamento elasto-plástico cíclico da liga considerando um intervalo de amplitudes de deformação superior ao estudado;
- Desenvolver um modelo *machine learning* (aprendizagem automática) para a obtenção da temperatura de transformação martensítica ótima.



---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] X. Long, G. Zhao, F. Zhang, S. Xu, Z. Yang, G. Du, and R. Branco, “*Evolution of tensile properties with transformation temperature in medium-carbon carbide-free bainitic steel*” *Materials Science and Engineering A*, vol. 775, Elsevier, 2020.
- [2] X. Y. Long, R. Branco, F. C. Zhang, F. Berto, and R. F. Martins, “*Influence of Mn addition on cyclic deformation behaviour of bainitic rail steels*” *International Journal Fatigue*, vol. 132, Mar. 2020.
- [3] C. M. Branco, J. M. Ferreira, J. D. da Costa, “*Projeto de Órgãos de Máquinas*”, 3ª Edição. Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [4] R. Branco, “*Fatigue Life Prediction of Notched Components Subjected to Complex Loading*”, PhD Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 2013.
- [5] J. Polak, “*Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*”, *Materials Science Monographs* 63, Elsevier, 1991.
- [6] E. da Rosa, “*Análise de Resistência Mecânica (Mecânica da Fratura e Fadiga)*”, Universidade Federal de Santa Catarina, 2002.
- [7] ASTM International, “*Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*”, ASTM E1823. West Conshohocken, PA.
- [8] S. Suresh, “*Fatigue of Materials*”, 2<sup>nd</sup> Edition. Cambridge University Press, 1998.
- [9] August Wohler, “*Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles*”, *Engineering*, vol. 11, 1871.
- [10] B. Farahmand, G. Bockrath, and J. Glassco, “*Fatigue And Fracture Mechanics Of High Risk Parts: Application Of Lefm & Fmdm Theory*”, Chapman Hall, Springer US, 1997.
- [11] J. A. Ewing and J. C. Humfrey, “*The fracture of metals under repeated alternations of stress*”, *Philosophical Transactions of the Royal Society A*200, 1903.
- [12] F. Ellyin, “*Fatigue damage, crack growth and life prediction*”, First Edition. Chapman & Hall, 1997.
- [13] A. Fatemi and L. Yang, “*Cumulative fatigue damage and life prediction theories*”,

- International Journal Fatigue, vol. 20, no. I, pp. 9–34, 1998, doi: 10.1016/S0142-1123(97)00081-9.
- [14] Miner M.A., “*Cumulative damage in fatigue*”, Journal of Applied Mechanics, 1945.
- [15] Y. Kim and W. Hwang, “*High-cycle, low-cycle, extremely low-cycle fatigue and monotonic fracture behaviors of low-carbon steel and its welded joint*”, Materials, vol.12, no. 24, pp. 4111, 2019, doi: 10.3390/MA12244111.
- [16] R. W. Smith, M. H. Hirschberg, and S. S. Manson, “*Fatigue behaviour of materials under strain cycling in low and intermediate life range*”, Materials Science, 1963.
- [17] F. C. Campbell, “*Elements of metallurgy and engineering alloys*”, Materials Park, Ohio: ASM International, 2008.
- [18] R. Landgraf, “*Achivement of high fatigue resistance in metals and alloys*”, American Society for Testing and Materials, ASTM STP-467, pp. 3–36, 1970.
- [19] R. Hales, S. R. Holdsworth, M. P. O’Donnell, I. J. Perrin, and R. P. Skelton, “*A Code of Practice for the determination of cyclic stress-strain data*”, Materials at High Temperature, vol. 19, no. 4, pp. 165–185, 2002, doi: 10.1179/mht.2002.022.
- [20] J. D. Morrow, “*Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals*”, Internal Friction, Damping, Cyclic Plasticity, Ed. B. Lazan, West Conshohocken, PA: ASTM International, pp. 45–87, 1965.
- [21] W. Ramberg and W. R. Osgood, “*Description of stress-strain curves by three parameters*”, NACA TN 90. National Advisory Committee for Aeronautics, 1943.
- [22] G. Masing, “*Eigenspannungen und verfestigung beim messing*”, in 2nd International Congresso of Applied Mechanics, Zurich: Orell Fussliverlag, pp. 332–335, 1926.
- [23] H. J. Christ and H. Mughrabi, “*Cyclic stress-strain response and microstructure under variable amplitude loading*”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 19, pp. 335–348, 1996.
- [24] O. H. Basquin, “*The exponential law of endurance tests*”, American Society for Testing and Materials, ASTM 10, pp. 625–630, 1910.
- [25] L. F. Coffin, “*A study effects of cyclic thermal stresses on ductile metal*”, Transactions of ASME 76, pp. 931–950, 1954.
- [26] S. S. Manson, “*Behaviour of materials under conditions of thermal stress*”, NACA
-

- TN-2933, Natl. Advis. Comm. Aeronaut., 1954.
- [27] S. K. Koh and R. I. Stephens, “*Mean Stress Effects on Low Cycle Fatigue for a High Strength Steel*” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 14, no. 4, pp. 413–428, 1991, doi: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1991.tb00672.x>.
- [28] R. Smith, P. Watson, and T. Topper, “*A stress-strain function for the fatigue of metals*” *Journal of Materials*, 1970.
- [29] J. Correia et al., “*Generalized probabilistic model allowing for various fatigue damage variables*”, *International Journal of Fatigue*, vol. 100, pp. 187–194, 2017, doi: [10.1016/j.ijfatigue.2017.03.031](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.031).
- [30] D. Socie, “*Multiaxial fatigue damage models*” *Journal of Engineering*, 1987.
- [31] A. Plumtree and H. A. Abdel-Raouf, “*Cyclic stress–strain response and substructure*”, *International Journal of Fatigue*, vol. 23, no. 9, pp. 799–805, Oct. 2001, doi: [10.1016/S0142-1123\(01\)00037-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00037-8).
- [32] D. Lefebvre and F. Ellyin, “*Cyclic response and inelastic strain energy in low cycle fatigue*”, *International Journal of Fatigue*, vol. 6, no. 1, pp. 9–15, 1984, doi: [10.1016/0142-1123\(84\)90003-3](https://doi.org/10.1016/0142-1123(84)90003-3).
- [33] L. Bairstow, “*The elastic limits of iron and steel under cyclical variations of stress*”, *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, vol. 210, pp. 35–55, 1910.
- [34] K. Golos and F. Ellyin, “*Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading*”, *Theoretical & Applied Fracture Mechanics*, vol. 7, no. 3, pp. 169–176, 1987, doi: [https://doi.org/10.1016/0167-8442\(87\)90032-2](https://doi.org/10.1016/0167-8442(87)90032-2).
- [35] K. Golos and F. Ellyin, “*A Total Strain Energy Density Theory for Cumulative Fatigue Damage*”, *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 110, no. 1, pp. 36–41, 1988, doi: [10.1115/1.3265565](https://doi.org/10.1115/1.3265565).
- [36] S. K. Koh, “*Fatigue damage evaluation of a high pressure tube steel using cyclic strain energy density*”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 79, no. 12, pp. 791–798, 2002, doi: [10.1016/S0308-0161\(02\)00135-7](https://doi.org/10.1016/S0308-0161(02)00135-7).
- [37] N. Gleichmann, “*SEM vs TEM*” 2020. <https://www.technologynetworks.com/analysis/articles/sem-vs-tem-331262> (accessed Jun. 15, 2021).

- [38] R. F. Martins, R. Branco, and X. Long, “*Fatigue life assessment in bainitic steels based on the cumulative strain energy density*”, *Applied Sciences*, vol. 10, no. 21, pp. 1–11, 2020, doi: 10.3390/app10217774.
- [39] M. D. Callaghan et al., “*Energy-based approach for the evaluation of low cycle fatigue behaviour of 2.25Cr-1Mo steel at elevated temperature*”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 527, pp. 5619–5623, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.05.011.