



UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Carlos Fernando Barreira da Silva

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO ELASTO-
PLÁSTICO CÍCLICO DA LIGA DE AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA 18Mn3Si2CrMo**

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 pela Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra.

Fevereiro de 2021

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Estudo do comportamento elasto-plástico cíclico da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo

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

Study of the cyclic elastoplastic behaviour of 18Mn3Si2CrMo high strength steel

Autor

Carlos Fernando Barreira da Silva

Orientadores

Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco

Professora Doutora Ana Paula Bettencourt Martins Amaro

Júri

Presidente	Professor Doutor Diogo Neto Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Orientador	Professor Doutor Ricardo Branco Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra Professor Doutor Rui Martins Professor Associado da Universidade Nova de Lisboa
Vogais	Professor Doutor Joel da Silva Investigador Doutorado da Universidade de Coimbra

Colaboração Institucional



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

Coimbra, fevereiro, 2021

“Not everything that can be counted counts, and not everything that counts can
be counted.”

Albert Einstein

Aos meus pais e irmão.

Agradecimentos

A concretização desta dissertação de mestrado foi possível graças a um conjunto de pessoas e instituições que contribuíram, direta ou indiretamente, na elaboração desta dissertação e no meu percurso académico e, em vista disso, gostaria de expressar a minha profunda gratidão e deixar algumas palavras de agradecimento, em particular:

Ao professor doutor Ricardo Branco e professora doutora Ana Paula Amaro, pela disponibilidade, pela simpatia, pelo profissionalismo, pelo rigor e pela cortesia que sempre tiveram comigo. Mas principalmente gostaria de agradecer a magnífica orientação que me foi oferecida, assim como os valiosos conselhos que me foram facultados ao longo da dissertação.

À Universidade de Coimbra e a todos os professores pela partilha de conhecimento que me foi proporcionada durante todo o meu percurso académico.

À Universidade de Yanshan pelos dados experimentais que me foram fornecidos para a elaboração da dissertação sobre a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

Aos meus pais, por tudo o que têm feito por mim, todo o sacrifício que suportaram, por todo o incentivo, por toda a motivação e por toda a compreensão. Pretendia-lhes deixar um especial obrigado, porque tudo o que sou hoje, o devo a eles.

Ao meu irmão, aos meus avós, aos meus tios e à minha restante família pelo incentivo e apoio constante e incansável nesta etapa da minha vida.

Aos meus amigos, de faculdade e de infância, por todos os momentos que passamos juntos e que me acompanharão para sempre.

A todos vocês, um enorme obrigado!

Resumo

A liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo é uma liga bastante recente que está a ser estudada e desenvolvida com o objetivo de a implementar nos carris da próxima geração de linhas ferroviárias. As principais vantagens desta liga, quando comparada com os aços atualmente usados para a mesma função, são as melhores propriedades mecânicas, maior resistência ao desgaste e maior estabilidade das propriedades mecânicas quando sujeitas a temperaturas elevadas, entre outras. Devido ao facto destes componentes laborarem sob o efeito de carregamentos complexos e em condições de serviço adversas, é fundamental conhecer de forma profunda a sua resposta elasto-plástica cíclica. Neste contexto, um aspeto pouco estudado, que carece de investigação, diz respeito ao efeito da temperatura de transformação martensítica nas propriedades elasto-plásticas cíclicas.

Assim sendo, esta dissertação terá o principal objetivo de caracterizar o comportamento elasto-plástico cíclico da liga no regime de fadiga oligocíclica para quatro temperaturas de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C), bem como determinar as respetivas propriedades elasto-plásticas cíclicas e identificar os principais mecanismos de fratura. De modo a atingir os objetivos referidos, foram realizados ensaios experimentais para estas quatro temperaturas, em controlo de deformação, com amplitudes de deformação entre 0,50% e 1,0%. Numa fase posterior, foi analisado a resposta tensão-deformação e estudou-se a relação tensão-vida, a relação deformação-vida e a relação energia-vida. Por último, as superfícies de fratura foram observadas por microscopia eletrónica de varrimento (MEV), com o propósito de identificar os mecanismos de fratura.

Em síntese, esta liga de alta resistência apresenta um comportamento de encruamento cíclico nas primeiras reversões, seguindo-se um período de amaciamento cíclico até que se atinja a fase saturada. Recorrendo às curvas deformação-vida, pode-se concluir que para um baixo número de reversões, a liga apresenta melhor comportamento para as temperaturas de 190°C e 275°C. Para um número de reversões mais elevado, o melhor comportamento será verificado para a temperatura de 230°C. Os principais mecanismos de fratura observados foram: degraus de clivagem, fendas secundárias, vestígios de deformação plástica, cavidades dúcteis e o aparecimento de algumas partículas de segunda fase para temperaturas mais elevadas.

Palavras-chave: Fadiga oligocíclica, Liga de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, Ciclos de histerese, Amplitude de deformação, Temperatura de transformação, Comportamento elasto-plástico cíclico.

Abstract

The 18Mn3Si2CrMo high strength steel is a very recent alloy that is being studied and developed with the goal of implementing it in the rails of the next generation of railway lines. The main advantages of this alloy, when compared to the steels currently used for the same function, are better mechanical properties, and higher resistance to wear and heat, among others. Because these components work under the effect of complex loads and in adverse service conditions, it is essential to know, in depth, their cyclic elastic-plastic response. In this context, a subject which needs additional research concerns the effect of martensitic transformation temperature on cyclic elastic-plastic properties.

Therefore, this work aims to characterize the cyclic elastic-plastic behaviour of the alloy in the low-cycle fatigue regime for four martensitic transformation temperatures (190°C, 230°C, 275°C and 315°C), as well as to determine the cyclic elastic-plastic properties and the main fracture mechanisms. To achieve the above objectives, low-cycle fatigue tests under strain-controlled conditions were performed for these four temperatures, at strain amplitudes in the range of 0,50 to 1,0%. In a second stage, the stress-strain, stress-life, strain-life and energy-life relationships were studied. Finally, fracture surfaces were observed by scanning electron microscopy with purpose of identifying the main fracture mechanisms.

In summary, this high strength steel shows a cyclic strain-hardening behaviour at the first reversals, and then a cyclic strain-softening behaviour until the saturated phase. Using the strain-life curves, it can be concluded that for a low number of reversals, the alloy shows better behaviour at 190°C and 275°C. For a higher number of reversals, the best behaviour is verified at 230°C. The main fracture mechanisms observed were: cleavage steps, secondary cracks, striations fatigue, ductile cavities, and second phase inclusions for higher temperatures.

Keywords Low cycle fatigue, 18Mn3Si2CrMo high strength steel, Hysteresis loop, Strain amplitude, Transformation temperature, Cyclic elastic-plastic behaviour.

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia e Siglas	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas e Acrónimos.....	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos da dissertação	2
1.2. Estrutura da dissertação	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1. Fenómeno de fadiga.....	5
2.2. Filosofias de projeto à fadiga.....	8
2.3. Fadiga oligocíclica.....	10
2.3.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	11
2.3.2. Relação deformação-vida	17
2.3.3. Relação energia-vida	20
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	23
3.1. Material.....	23
3.2. Geometria dos provetes.....	24
3.3. Ensaios de fadiga oligocíclica.....	25
3.4. Equipamento utilizado	26
3.5. Análise da microestrutura da liga	27
3.6. Análise da superfície de fratura	28
4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	29
4.1. Microestrutura.....	29
4.2. Ensaios de fadiga oligocíclica.....	31
4.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica.....	35
4.2.2. Relação deformação-vida	44
4.2.3. Relação energia-vida	47
4.3. Análise das superfícies de fratura	55
5. CONCLUSÕES	59
5.1. Conclusão.....	59
5.2. Propostas para investigações futuras	62
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Representação dos principais estágios de rotura por fadiga e esquematização da nucleação e propagação das fendas por fadiga em componentes mecânicos devido a carregamentos cíclicos (adaptado de [13]).	7
Figura 2.2 – Esquematização dos modos básicos de fratura: a) Modo I; b) Modo II [17].	8
Figura 2.3 – Representação ilustrativa da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: a) encruamento cíclico por deformação; b) amaciamento cíclico por deformação; c) relaxação da tensão média; d) <i>ratcheting</i> por deformação cíclica [18].	12
Figura 2.4 – Ilustração gráfica de um ciclo de histerese saturado [18].	13
Figura 2.5 – Exemplo da posição relativa das curvas de tensão-deformação cíclica e monótona relativamente aos ciclos de histerese estabilizados (adaptado de [24]).	14
Figura 2.6 – Representação ilustrativa da <i>master curve</i> num ciclo de histerese saturado [18].	16
Figura 2.7 – Relação entre as amplitudes de deformação elástica, plástica e total, e o número de reversões até à rotura (adaptado de [18]).	19
Figura 2.8 – Representação da energia de deformação cíclica para um estado uniaxial de tensão [42].	22
Figura 3.1 – Processo de austêmpera da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo...	24
Figura 3.2 – Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo (ASTM E606).	25
Figura 3.3 – Máquina servo-hidráulica MTS utilizada nos ensaios de fadiga oligocíclica na Universidade de Yanshan.	27
Figura 4.1 – Imagens MET da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo depois de tratamento a diferentes temperaturas: a) 190°C; b) 230°C; c) 275°C; d) 315°C (RA: austenite retida; B+RA: Bainite e austenite retida; M: martensite).	30
Figura 4.2 – Perfis de difração por raio-X obtidos para as diferentes temperaturas de transformação da liga 18Mn3Si2CrMo.	31
Figura 4.3 – Ciclos de histerese tensão-deformação para a temperatura de transformação 190°C: a) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$; b) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,65\%$; c) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,80\%$; d) $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,0\%$.	33
Figura 4.4 – Ciclos de histerese tensão-deformação para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,0\%$: a) Temperatura de 190°C; b) Temperatura de 230°C; c) Temperatura de 275°C; d) Temperatura de 315°C.	34

Figura 4.5 – Variação da amplitude de tensão em função do número de reversões, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, $R\varepsilon = -1$: a) Para as temperaturas de transformação de 190°C, 230°C, 275°C e 315°C com $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,65\%$ e $\pm 1,0\%$; b) Para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ com as temperaturas de transformação de 190°C e 315°C.....	37
Figura 4.6 - Variação da amplitude de tensão em função da vida adimensional, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, $R\varepsilon = -1$: a) Para as temperaturas de transformação de 190°C, 230°C, 275°C e 315°C com $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,65\%$ e $\pm 1,0\%$; b) Para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ com as temperaturas de transformação de 190°C e 315°C.	38
Figura 4.7 – Curvas cíclicas da liga 18Mn3Si2CrMo para as quatro temperaturas.	40
Figura 4.8 – Curvas de tensão-deformação cíclica referentes à liga 18Mn3Si2CrMo para todas as amplitudes de deformação: a) Temperatura de 190°C; b) Temperatura de 230°C; c) Temperatura de 275°C; d) Temperatura de 315°C.....	41
Figura 4.9 – Forma dos ciclos de histerese da liga 18Mn3Si2CrMo em coordenadas relativas, para diferentes amplitudes de deformação e para as quatro temperaturas.	42
Figura 4.10 – Grau de amaciamento cíclico CS em função da amplitude de deformação para as quatro temperaturas.....	43
Figura 4.11 – Variação da amplitude de tensão com o número de reversões até à rotura em escala bi-logarítmica.	44
Figura 4.12 – Variação da amplitude de deformação plástica com o número de reversões até à rotura em escala bi-logarítmica.	45
Figura 4.13 – Curvas de deformação-vida, resistência-vida e ductilidade-vida.	47
Figura 4.14 – Variação do número de reversões de transição da liga 18Mn3Si2CrMo em função da temperatura de transformação martensítica.	47
Figura 4.15 – Variação da energia de deformação plástica dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura, em escala bi-logarítmica.	48
Figura 4.16 – Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo e das curvas ajustadas através da Equação 2.19 e Equação 2.23.	50
Figura 4.17 – Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica e total acumulada e das curvas médias ajustadas através da Equação 4.8 e Equação 4.9, da liga de aço 18Mn3Si2CrMo (cor preta) e das ligas bainíticas com baixo teor de carbono (cor vermelha) [41].....	53
Figura 4.18 – Micrografias MEV das superfícies de fratura da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo para amplitudes de deformação de 0,50% e diferentes temperaturas de transformação: a) 190°C; b) 230°C; c) 275°C; d) 315°C.....	56
Figura 4.19 – Micrografias MEV das superfícies de fratura da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo para amplitudes de deformação de 1,0% e diferentes temperaturas de transformação: a) 190°C; b) 230°C; c) 275°C; d) 315°C.....	57

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Diferentes métodos para a obtenção de uma curva de tensão-deformação cíclica [18].....	15
Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, em percentagem de peso (%wt) [43].....	23
Tabela 3.2 – Parâmetros dos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica.	26
Tabela 4.1 - Resultados dos ensaios de fadiga oligocíclica.....	35
Tabela 4.2 – Constantes obtidas e parâmetros da curva tensão-deformação cíclica para a liga 18Mn3Si2CrMo.....	39
Tabela 4.3 – Constantes de resistência cíclica para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.....	44
Tabela 4.4 – Constantes de ductilidade cíclica para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.....	45
Tabela 4.5 – Constantes da Equação 2.19 para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.....	48
Tabela 4.6 – Constantes da Equação 2.23 para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.....	49
Tabela 4.7 – Valores experimentais de ΔW_p , $\Delta W_e + e \Delta W_t$ e valores teóricos ΔW_p e ΔW_t	51
Tabela 4.8 – Coeficientes da Equação 4.8 e Equação 4.9 da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.....	52
Tabela 4.9 – Valores experimentais e ajustados de W_p e W_t	53
Tabela 4.10 – Composição química nominal das ligas bainíticas com baixo teor de carbono, em percentagem de peso (%wt), estudadas por Martins <i>et al.</i> [41].....	54
Tabela 4.11 – Valores experimentais de W_t e coeficientes da Equação 4.9 das ligas bainíticas com baixo teor de carbono [41].	54

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

$2N_f$ – Número de reversões até à rotura

$2N_T$ – Número de reversões de transição

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 cíclica

c – Expoente de ductilidade cíclica

CS – Grau de amaciamento cíclico

$d\varepsilon/dt$ – Taxa de deformação

E – Módulo de Young

f – Frequência de carregamento

k – Constante da relação energia total-vida

k_p – Constante da relação energia plástica-vida

k_t – Constante da relação energia total-vida

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*

N_f – Número de ciclos até à rotura

R^2 – Coeficiente de correlação

- R_ε – Razão de deformação
- 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
- ε'_f – Coeficiente de ductilidade cíclica
- σ_R – Tensão de rotura
- σ_C – Tensão de cedência
- $\sigma_{C,cíclica}$ – Tensão limite de cedência cíclica
- σ'_f – Coeficiente de resistência cíclica
- $\sigma_{máx}$ – Tensão normal máxima
- $\sigma_{máx}^1$ – Tensão máxima no primeiro ciclo
- $\sigma_{máx}^{MV}$ – Tensão máxima no ciclo da meia-vida
- ΔW – Energia de deformação dissipada
- ΔW_0 – Energia da componente elástica no limite de fadiga
- ΔW_{0t} – Energia da componente elástica positiva no limite de fadiga
- ΔW_{0p} – Energia de histerese do material no limite de fadiga
- ΔW_e – Densidade de energia de deformação elástica
- ΔW_{e+} – Densidade de energia de deformação elástica positiva
- ΔW_p – Densidade de energia de deformação plástica
- ΔW_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
- $\Delta \varepsilon/2$ – Amplitude de deformação
- $\Delta \varepsilon_e/2$ – Amplitude de deformação elástica

$\Delta\varepsilon_p/2$ – Amplitude de deformação plástica
 $\Delta\sigma$ – Gama de tensão
 $\Delta\sigma^*$ – Gama de tensão num sistema de coordenadas auxiliares
 $\Delta\sigma/2$ – Amplitude de tensão
 α – Martensite e bainite
 α' – Expoente da relação energia total-vida
 α_p – Expoente da relação energia plástica-vida
 α_t – Expoente da relação energia total-vida
 γ – Austenite
 $\delta\sigma_0$ – Medida da expansão cíclica da parte elástica
 2θ – Ângulo do perfil de difração por raio-X

Siglas e Acrónimos

ASTM – American Society for Testing and Materials
CCC – Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC – Estrutura cristalina cúbica de faces centradas
HFC – High cycle fatigue
IST – Incremental step test
LCF – Low cycle fatigue
MET – Microscopia eletrónica de transmissão
MEV – Microscopia eletrónica de varrimento
MST – Multiple step test
SE – Secondary electron
SST – Single step test
SWT – Smith, Watson & Topper
TIFF – Tagged image file format
XRD – Difração de raios-X
2D – Duas dimensões
3D – Três dimensões

1. INTRODUÇÃO

As ligas de alta resistência são atualmente utilizadas numa vasta gama de aplicações, dada a sua boa relação resistência-peso, boa resistência à corrosão, elevada tenacidade à fratura e boa estabilidade das propriedades mecânicas quando sujeitas a temperaturas elevadas. Na presente dissertação, pretende-se estudar a liga de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, que está a ser desenvolvida com a finalidade de constituir uma alternativa aos materiais utilizados atualmente nos carris ferroviários. Nesta liga, a presença em elevada percentagem de elementos, como o manganês e o silício, atuam no sentido de melhorar a resistência à corrosão atmosférica e melhorar a resistência ao impacto e à fadiga. A contribuição do manganês, igualmente em teores relativamente elevados, é principalmente no sentido de aumentar a resistência mecânica do material. No entanto, a maioria dos componentes constituídos por estas ligas estão sujeitos a condições de serviços adversas e a cargas complexas. Estas variáveis somando-as às descontinuidades geométricas, necessárias por razões funcionais, tornam-se suscetíveis à ocorrência de falhas por fadiga [1–3].

Em concordância com a *American Society for Testing and Materials* (ASTM), a fadiga “*é um processo de alteração estrutural progressivo, permanente e localizado, que acontece em materiais sujeitos a condições que geram tensões ou deformações dinâmicas num ponto ou em vários pontos e, que podem culminar em fendas ou fraturas completas, após um número suficiente de variações de carga ou ciclos de carga*” [4]. A falha por fadiga é dos tipos de ruína mais importantes, dado que representam a falha de cerca de 80 a 90% de componentes em serviço [5] e consiste num processo sequencial que abrange três fases: iniciação da fenda, propagação estável da fenda e, por fim, a fratura final. Existe uma grande preocupação em relação a este tipo de falha, visto poder resultar de vários tipos de fatores e poder levar a perdas económicas avultadas e até a perdas de vidas humanas. Ainda que tenham sido alcançados bons progressos nas últimas décadas, vários fatores que afetam o fenómeno de fadiga ainda não são totalmente conhecidos. Com a finalidade de reduzir o risco de falha inesperada durante o serviço, é fundamental conhecer bem a relação entre os níveis de carga aplicados e a durabilidade dos componentes [1]. A fadiga oligocíclica e o comportamento elasto-plástico cíclico dos materiais representam uma área fundamental para

o projeto de engenharia, uma vez que a carga cíclica repetida com elevada amplitude de tensão e deformação, pode condicionar severamente a vida útil de muitos componentes e estruturas em vários ramos industriais [6]. Como é bem sabido, atualmente existem diversos métodos de previsão de vida à fadiga, sendo estes comumente desenvolvidos com base em relações deformação-vida, tensão-vida e energia-vida. Os carris ferroviários, devido à sua natureza operacional, estão sujeitos a importantes cargas dinâmicas, tornando-os propensos a falhas por fadiga. Estudos realizados mostram que falhas nos carris podem comprometer a segurança e provocar perturbações no transporte ferroviário [7]. Neste contexto, a compreensão dos mecanismos de deformação elasto-plástica cíclica dos aços ferroviários é essencial para otimizar o desempenho da fadiga e o projeto de engenharia em geral [8]. Neste âmbito, um aspeto pouco estudado no que concerne à nova geração de ligas bainíticas, e que carece de investigação sistemática, diz respeito ao efeito da temperatura de transformação martensítica nas propriedades elasto-plásticas cíclicas e, consequentemente, no comportamento à fadiga destas ligas.

Assim, este trabalho pretende contribuir para uma melhor compreensão deste assunto.

1.1. Objetivos da dissertação

Esta dissertação terá, como principal objetivo, realizar uma análise comparativa do comportamento elasto-plástico cíclico da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, em regime de fadiga oligocíclica (LCF). Neste estudo considera-se uma razão de deformação, R_ϵ , igual a -1. De uma forma mais específica, os objetivos desta investigação são:

- Estudar o comportamento elasto-plástico cíclico, em regime de fadiga oligocíclica, da liga 18Mn3Si2CrMo para quatro temperaturas de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C);
- Estudar e comparar a resposta tensão-deformação cíclica da liga para diferentes amplitudes de deformação e para as quatro temperaturas;
- Estudar e comparar as formas dos ciclos de histerese para diferentes amplitudes de deformação e para as quatro temperaturas;

- Estudar e comparar o grau de amaciamento cíclico da liga para as diversas temperaturas e amplitudes de deformação;
- Determinar as propriedades cíclicas de fadiga do material para as quatro temperaturas;
- Determinar as vidas de transição da liga e verificar a influência da temperatura nessas vidas;
- Estudar e comparar as densidades de energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo, bem como as densidades de energia de deformação plástica e total acumuladas para as temperaturas em estudo;
- Identificar os mecanismos de fratura relacionados com a variação da amplitude de deformação e de temperatura.

1.2. Estrutura da dissertação

A presente dissertação está estruturada em cinco capítulos. Seguidamente, apresentar-se-á uma descrição sucinta de cada um destes:

- No primeiro capítulo é realizada uma introdução ao tema em investigação e são enunciados os objetivos da dissertação;
- No segundo capítulo é efetuada uma revisão bibliográfica alusiva ao fenómeno de fadiga, à resposta tensão-deformação cíclica e às filosofias de projeto à fadiga;
- No terceiro capítulo são descritas as técnicas laboratoriais usadas, assim como a geometria dos provetes e as deformações aplicadas;
- No quarto capítulo são apresentados e discutidos os principais resultados experimentais deste trabalho;
- No quinto capítulo estão expostas as principais conclusões deste estudo e são apresentadas algumas propostas para investigações futuras;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Fenómeno de fadiga

O fenómeno de fadiga, como referido no capítulo anterior, é um fenómeno ainda não totalmente compreendido, sendo responsável por grande parte das falhas mecânicas (até 90%) de componentes ou de estruturas sujeitas a cargas dinâmicas, que progressivamente, podem causar a degradação do material ou até mesmo a sua rotura total, através de fendas que se iniciam e propagam até um comprimento crítico [9]. Assim sendo, a fadiga pode ser explicada como um fenómeno localizado, progressivo e permanente, que ocorre nos componentes mecânicos submetidos a campos de deformação cíclicos ou repetitivos produzidos por tensões nominais, abaixo das tensões de rotura do material e, muitas vezes, abaixo das tensões de cedência do mesmo [1, 10]. As falhas por fadiga podem ter origem em vários acontecimentos, desde fatores de oscilações de carregamento externo (provocando fadiga mecânica), à combinação de vários fatores de dano, tais como fadiga por *fretting*, fadiga termomecânica, fadiga por fluência, fadiga por corrosão sob tensão, fadiga por contacto deslizante, fadiga por contacto rolante, fadiga por atrito, etc. [11].

Com o desenvolvimento industrial, tecnológico e dos meios de transporte, sentiu-se uma grande necessidade de investigar o fenómeno de fadiga, devido ao grande número de falhas dos componentes mecânicos ocorridas. Por isso, August Wöller (1819-1914) [12], engenheiro alemão, iniciou a investigação na área de rotura por fadiga analisando o comportamento dos eixos ferroviários quando submetidos a cargas cíclicas, visto que se verificava a rotura destes eixos com valores inferiores aos da tensão de cedência estática. Outros investigadores, impulsionados pelo engenheiro alemão, procederam à caracterização do comportamento da fadiga através de curvas, que relacionam a tensão com o número de ciclos até à rotura. Estas curvas foram designadas por curvas S-N, sendo consideradas um grande avanço científico que rapidamente se estendeu a outras áreas de engenharia, particularmente máquinas industriais, pontes, aeronaves, navios, etc. [13].

A rotura por fadiga, como representado na Figura 2.1, é um processo sequencial e progressivo que envolve três estágios principais. O primeiro estágio abrange a nucleação

microscópica da fenda e, conseqüentemente, a iniciação da fenda. O segundo estágio compreende a propagação estável da fenda. Nesta fase, a fenda atinge uma dimensão crítica e a restante secção não fissurada torna-se insuficiente para suportar a carga aplicada. O terceiro estágio culmina na rotura da secção transversal do componente mecânico, verificando-se um comportamento imprevisível. [3].

A iniciação da fenda por fadiga é um processo localizado, que normalmente ocorre à superfície do componente mecânico. Existem várias justificações para a explicação deste facto, tais como: a iniciação da fenda, como todo o processo de fadiga, é controlada pela deformação plástica cíclica, que é maior junto à superfície; a presença de maior concentração de tensões perto da superfície, devido a descontinuidades geométricas, fraco acabamento superficial e defeitos do material; por último, também se pode explicar que a iniciação da fenda acontece à superfície, dado que há um menor nível de constrangimento presente na superfície de um componente carregado ciclicamente e, deste modo, irá promover uma maior deformação plástica cíclica [14].

Segundo Ewing e Humfrey [15], a nucleação de fendas tem o seu início a partir de micro-fendas em bandas de escorregamento. Investigações recentes comprovam que a nucleação de micro-fendas ocorre, geralmente, numa fase inicial da fadiga, não tendo grande relevância durante a maior parte da vida dos componentes mecânicos. A nucleação de bandas de deslocamento é mais facilmente originada através de deformações plásticas provenientes de tensões de corte cíclicas. O escorregamento cíclico das bandas de escorregamento é dependente do tamanho de grão, da forma, da orientação cristalográfica dos próprios grãos e da anisotropia do material. Posto isto, existem certos grãos à superfície do material que terão maior tendência ao escorregamento cíclico que outros.

O processo de iniciação de fenda superficial de um material dúctil sujeito a tensão de tração uniaxial encontra-se esquematizado na Figura 2.1. As bandas de escorregamento na superfície do material, com um ângulo de 45° relativamente à força de tração, aparecem em certos grãos orientados favoravelmente com a direcção da carga cíclica aplicada. No estágio inicial (Figura 2.1 – Estágio I), as bandas de escorregamento permanecem visíveis à superfície enquanto decorre o ciclo de carregamento, contudo quando as tensões de tração deste carregamento são atenuadas, estas bandas deixam de estar visíveis. Com o decorrer de alguns ciclos, este processo deixa de ser reversível devido à formação de bandas de escorregamento permanentes, resultando em extrusões e inclusões, que podem

operar como pontos localizados de concentração de tensões, desenvolvendo assim a formação de micro-fendas. O prosseguimento do carregamento cíclico origina um crescimento estável da fenda, onde se verifica que a direção de propagação não é propriamente perpendicular à carga de tração, dado que esta propagação depende da orientação da banda de escorregamento primária. Num momento posterior (Figura 2.1 – Estágio II), a direção do crescimento altera-se e a fenda segue uma propagação na direção normal à carga aplicada, até alcançar um tamanho crítico. Quando se atinge um comprimento crítico da fenda, observa-se uma propagação instável da mesma, culminando na rotura final do componente mecânico [1].

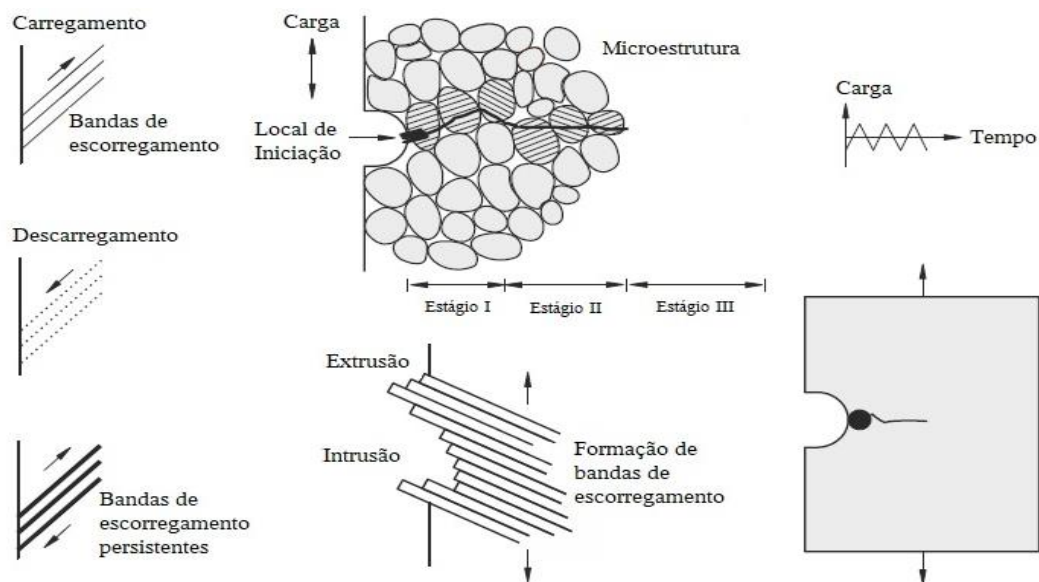


Figura 2.1 – Representação dos principais estágios de rotura por fadiga e esquematização da nucleação e propagação das fendas por fadiga em componentes mecânicos devido a carregamentos cíclicos (adaptado de [13]).

Em relação aos metais policristalinos, como por exemplo as ligas de alta resistência, é relevante ter em conta que o processo de nucleação de fendas é complexo, é afetado pela presença de fronteiras de grão, impurezas, precipitados e inclusões, e as bandas de escorregamento nem sempre surgem da orientação favorável dos grãos com a direção do carregamento cíclico. Nesta situação, as bandas referidas anteriormente resultam do movimento de deslocamentos, dentro de grãos individuais, ao longo de um plano de escorregamento determinado pela estrutura cristalina. Normalmente, as inclusões começam num grão à superfície que tem pouca influência na resistência mecânica estática do componente, porém provoca a redução da sua ductilidade e exerce interação com o

escorregamento cíclico. Este tipo de defeito atua como um micro-entalhe, podendo levar a uma alteração local na distribuição da tensão.

Recorrendo à esquematização apresentada na Figura 2.1, é possível observar que a fenda, numa fase inicial, começa num grão à superfície, propagando até ao próximo. No primeiro estágio, a fenda segue uma propagação segundo o plano de corte máximo (Figura 2.2b)). No segundo estágio, a fenda passa a propagar-se segundo um plano com a direção normal ao eixo da carga aplicada (Figura 2.2a)). A transição entre estes dois estágios depende da tensão aplicada e da microestrutura do material, e a sua ocorrência apenas se verifica em alguns grãos. Geralmente, para tensões mais baixas, verifica-se um aumento do tempo relacionado com o primeiro estágio, sendo que o oposto também se confirma. O aumento do tamanho de grão provoca, igualmente, um aumento de tempo do estágio referido [16].

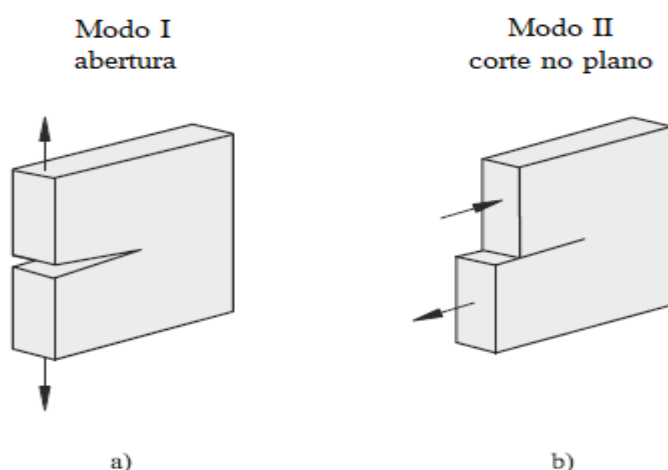


Figura 2.2 – Esquematização dos modos básicos de fratura: a) Modo I; b) Modo II [17].

Resumidamente, a vida de fadiga obedece à combinação de vários fatores, agrupados em várias categorias, como a microestrutura do material, espectro de carga, técnicas de processamento, tamanho de grão, meio ambiente e geometria [18].

2.2. Filosofias de projeto à fadiga

Uma apropriada filosofia de projeto à fadiga é fundamental, tanto para uma correta construção, como para um bom comportamento de um componente mecânico. Os conceitos de projetos à fadiga têm vindo a evoluir ao longo do tempo, desde o simples conceito de vida infinita, até ao conceito mais complexo de tolerância de dano [19]. As

filosofias básicas de projeto à fadiga são: vida infinita, vida segura, falha segura e tolerância de dano, as quais podem ser sintetizadas do seguinte modo:

- **Vida infinita:** esta filosofia admite que a tensão máxima a que o componente é submetido apresenta um valor de tensão inferior ao valor limite de resistência. Com valores abaixo deste limite, não ocorrerá rotura por fadiga e, assim sendo, pode-se considerar que o componente terá uma vida infinita. Este método mostra-se bastante importante para componentes sujeitos a elevado número de ciclos, com carregamentos uniformes ou com amplitude constante em ambiente não corrosivo. Está, geralmente, associado a componentes pesados e com baixa eficiência, tais como peças rotativas de máquinas e molas de válvulas de motores, tornando o projeto de fadiga dispendioso e pouco prático. Nesta filosofia não é necessário o conhecimento completo da curva S-N, apenas se impõe como condição um valor limite de resistência à fadiga. Deve ser colocado um coeficiente de segurança em relação ao limite de resistência à fadiga, ou à tensão admissível, em consequência da dispersão pertencente aos ensaios de fadiga.
- **Vida segura:** como mencionado no ponto anterior, componentes concebidos para vida infinita são dispendiosos e pouco eficientes e, por isso, através desta filosofia pretendem-se obter componentes eficientes e económicos, através de um dimensionamento, que tem em conta, a tensão admissível de fadiga para a vida útil dos mesmos. Esta filosofia é indicada para elementos que estão sujeitos a números limitados de ciclos durante a vida útil. Por exemplo, existem componentes num veículo espacial que são sujeitos a ciclos de carregamento muito baixos, na ordem das centenas ou até menos, durante toda a sua vida útil. Nesta filosofia é necessário o conhecimento das curvas S-N, com o objetivo de se obter a tensão admissível de fadiga para um número de ciclos previamente definido. Estas curvas S-N podem ser conseguidas através de detalhes geométricos, amostras laboratoriais, protótipos ou modelos à escala real. Em comum com a filosofia da vida infinita, recomenda-se igualmente o uso de um coeficiente de segurança, tanto na tensão admissível, como na vida esperada do componente.
- **Falha segura:** esta filosofia admite a evolução de uma fenda por fadiga no componente mecânico, sendo que a falha pode ser tolerada pela integração de elementos alternativos ou redundantes, que suportem o carregamento solicitado

através da redistribuição de carga, evitando a falha completa ou inesperada deste componente. Deste modo, a fenda pode ser detetada e resolvida atempadamente antes da rotura final. Estes elementos alternativos não concedem a propagação da fenda e garantem a integridade do componente. Neste método é fundamental possuir informações sobre a resistência à fratura e sobre as propriedades de propagação de fendas do material. Na indústria aeronáutica é frequente a implementação de detalhes estruturais nas asas e na fuselagem, funcionando como elementos restritivos à propagação de fendas, impedindo as mesmas de atingirem dimensões críticas entre inspeções periódicas.

- **Tolerância de dano:** esta filosofia compreende a existência de fendas no componente. A propagação destas depende do tipo utilização do componente. O tamanho crítico da fenda a partir do qual é provável que ocorra uma rotura, bem como a velocidade de propagação do defeito, pode ser estimado e analisado através da mecânica de fratura. Deste modo, é fundamental que durante o projeto à fadiga se opte por materiais com uma elevada tenacidade à fratura, impossibilitando a rotura inesperada do componente. Em termos de segurança e manutenção, é substancial que se realizem inspeções periódicas com o propósito de se detetar a presença de fenda. Repetindo novamente o exemplo da indústria aeronáutica, as manutenções das aeronaves requerem inspeções periódicas com regularidade pré-determinada, porém devido ao facto de ser uma área com bastante responsabilidade e sem margem de erro, dado que vidas humanas estão postas em causa, estas inspeções podem ser reagendadas se forem detetados danos que inicialmente eram desprezáveis, mas com o decorrer do tempo deixaram de o ser.

2.3. Fadiga oligocíclica

Tipicamente, a fadiga pode ser definida através dos dois métodos mais estudados: fadiga supercíclica (HCF) e fadiga oligocíclica (LCF). O método de fadiga supercíclica é controlado pela tensão e está associado a níveis de tensão relativamente baixos. O método de fadiga oligocíclica é controlado pela deformação e está associado a níveis de tensão elevados, ou a elevadas amplitudes de deformação. As falhas no método HCF costumam ocorrer acima dos 10^4 ciclos e no método LCF costumam ocorrer abaixo dos 10^4 ciclos [20].

2.3.1. Resposta tensão-deformação cíclica

Um material metálico mostra um comportamento cíclico diferente do seu comportamento monótono, quando submetido a deformações plásticas, visto que este material vai amalhando dano ao longo de cada ciclo de carregamento. A Figura 2.3 ilustra diversas respostas de tensão-deformação, de acordo com a variável de controlo cíclica correspondente. As Figuras 2.3a), 2.3b) e 2.3c) exemplificam ensaios em que a variável de controlo é a deformação. Na hipótese de a resposta do material ser caracterizada por um aumento da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos, é verificado um comportamento típico de encruamento cíclico por deformação (Figura 2.3a)). Por outro lado, se a resposta do material for caracterizada por uma diminuição da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos, é observado um comportamento típico de amaciamento cíclico por deformação (Figura 2.3b)). Também pode ocorrer um fenómeno denominado por relaxação da tensão média (Figura 2.3c)), se o carregamento cíclico for executado em controlo de deformação com tensão média não nula e se confirmar a situação de diminuição desta tensão média com o aumento do número de ciclos. Por último, analogamente, pode acontecer um fenómeno chamado de *ratcheting* por deformação cíclica (Figura 2.3d)), quando a variável controlada for a tensão, em vez da deformação. Tanto a relaxação da tensão média, como o *ratcheting* por deformação cíclica são caracterizados por ciclos de histerese abertos.

Baseado nas propriedades monótonas, torna-se praticável realizar uma previsão da tendência do material para a ocorrência de amaciamento cíclico ou encruamento cíclico. Esta previsão pode ser realizada através da razão entre a tensão de rotura, σ_R , e a tensão de cedência, σ_C . Geralmente, quando o valor desta razão é inferior a 1,2 (Equação 2.1), o comportamento observável é de amaciamento cíclico por deformação, enquanto que o comportamento de encruamento cíclico por deformação é verificado se o valor da razão referida for superior a 1,4 (Equação 2.2) [21]. Se o valor obtido estiver no intervalo de 1,2 a 1,4, o material pode apresentar um comportamento misto, ou seja, de amaciamento ou de encruamento cíclico. As ligas de alta resistência, representativas de materiais duros, têm tendência a sofrer amaciamento cíclico. Em contrapartida, as ligas de alumínio, representativas de materiais macios, têm tendência a sofrer encruamento cíclico [22].

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} < 1,2 \quad (2.1)$$

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_C} > 1,4 \quad (2.2)$$

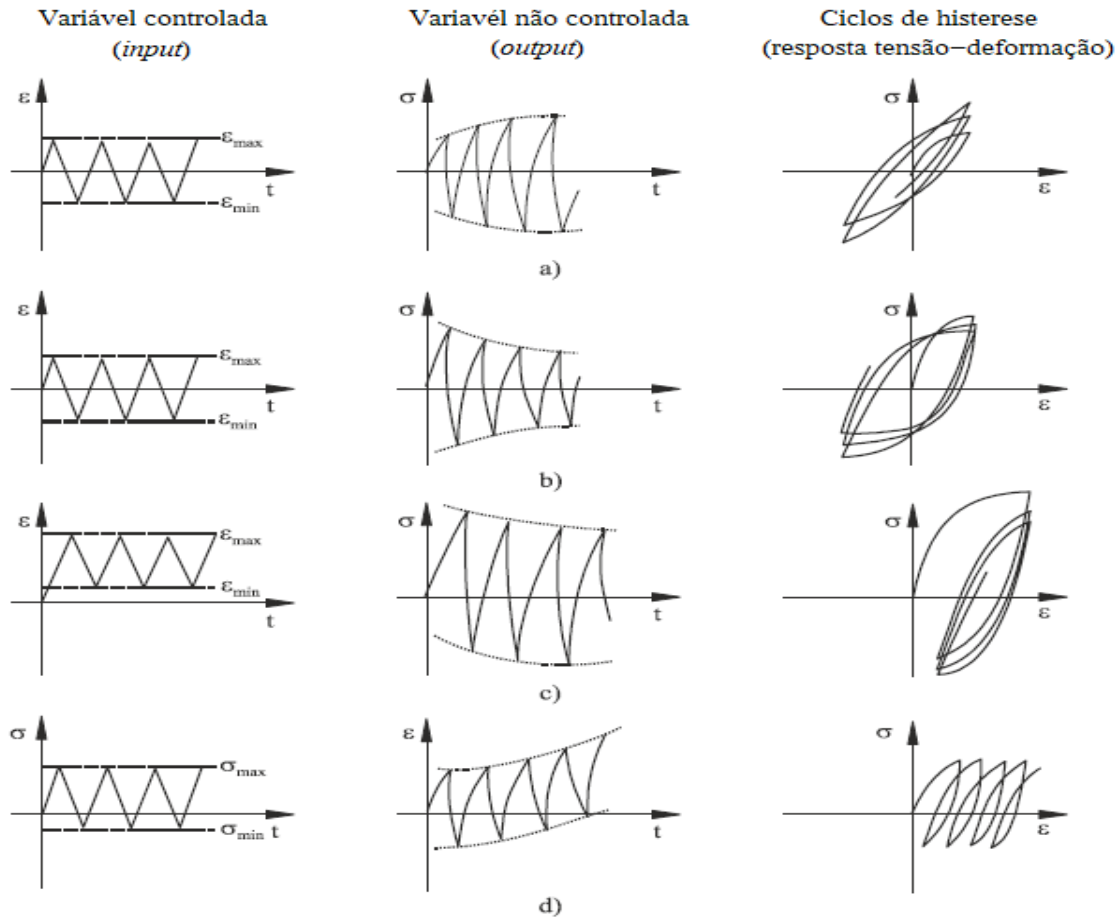


Figura 2.3 – Representação ilustrativa da resposta tensão-deformação para diferentes variáveis de entrada cíclica: **a)** encruamento cíclico por deformação; **b)** amaciamento cíclico por deformação; **c)** relaxação da tensão média; **d)** *ratcheting* por deformação cíclica [18].

Na generalidade dos carregamentos cíclicos, constata-se que a resposta do material tende a estabilizar ao fim de um certo número de ciclos ou a variação de forma, de ciclo para ciclo, apresenta alterações pouco significativas. Posto isto, é esperado que não se registre variações substanciais na resposta tensão-deformação, quando for atingido um determinado número de ciclos. A Figura 2.4 ilustra, graficamente, a resposta tensão-deformação cíclica em que a variável de controlo é a deformação, que inclui a componente elástica, $\Delta\epsilon_e/2$, e a componente plástica, $\Delta\epsilon_p/2$. Esta última é definida por duas variáveis: a amplitude de tensão saturada, $\Delta\sigma/2$, e a amplitude de deformação saturada, $\Delta\epsilon/2$.

Recorrendo às variáveis anteriormente descritas, pode ser obtida a amplitude de deformação plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$, por intermédio da Equação 2.3, sendo E o módulo de Young.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (2.3)$$

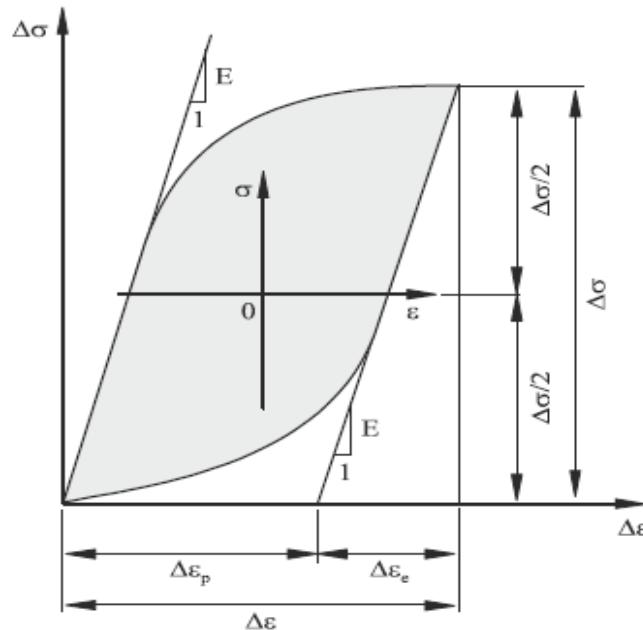


Figura 2.4 – Ilustração gráfica de um ciclo de histerese saturado [18].

A curva de tensão-deformação cíclica pode demonstrar a resposta estabilizada do material. Para ensaios experimentais, em controlo de deformação com uma razão de deformação, $R_\varepsilon = -1$, esta curva estabelece uma relação entre a tensão e a deformação e é concebida através da união das extremidades dos ciclos de histerese estabilizados para as diversas amplitudes de deformação, como patenteado na Figura 2.5. Através da análise da posição relativa das curvas de tensão-deformação cíclica e monótona, é possível antever e caracterizar a resposta cíclica do material. Deste modo, quando se verificar que a curva cíclica se encontra abaixo da curva monótona, o material indica um comportamento de amaciamento cíclico. Quando se observar que a curva cíclica se localiza acima da curva monótona, o material mostra um comportamento de encruamento cíclico [1].

Podem ser usados alguns métodos de teste para a elaboração da curva de tensão-deformação cíclica, como o *single step test* (SST), o *incremental step test* (IST) e o *multiple step test* (MST). Todos estes métodos de teste estão exibidos na Tabela 2.1 [18]. Dentro

destes, o método mais preciso e utilizado é o *single step test* (SST). Este teste consiste em levar o material até à rotura com uma amplitude de deformação constante, ou seja, várias amostras semelhantes deste material são testadas, em controlo de deformação, até à ocorrência da rotura. É permitido considerar o ciclo de histerese da meia-vida para representar o comportamento estabilizado do material, porque, geralmente, não se evidenciam relevantes modificações na resposta tensão-deformação com o número de ciclos. O método IST baseia-se num carregamento em blocos, onde o intervalo de deformação é definido para uma amplitude de deformação máxima, e depois vai diminuindo até serem alcançadas novamente as condições elásticas. Por outras palavras, é um método com amplitude de deformação crescente e decrescente. Ao fim de alguns blocos é alcançado um estado cíclico estabilizado. O método MST consiste em sujeitar o provete a vários blocos com amplitudes de deformação diferentes, podendo seguir uma sequência de valores crescentes ou decrescentes, de bloco para bloco. Neste tipo de teste verifica-se que a sequência crescente é a mais utilizada, contudo para se evitar o efeito da tensão média é recomendável a utilização da sequência decrescente. O IST e o MST são métodos aproximados ao SST, visto que este último é o método mais demorado, daí a necessidade de se recorrer aos métodos alternativos (IST e MST) [1, 23].

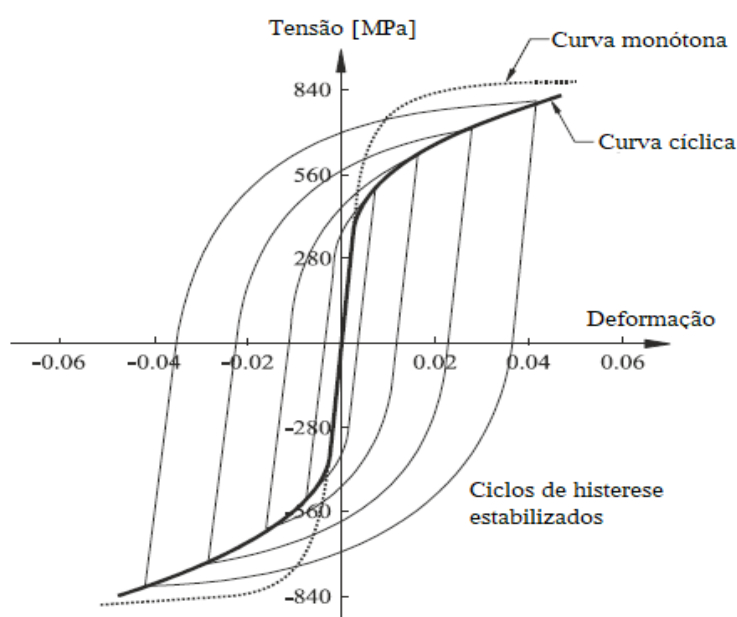
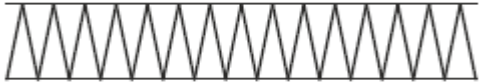

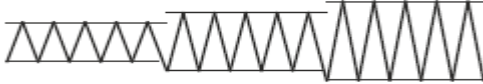
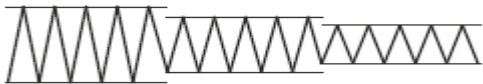


Figura 2.5 – Exemplo da posição relativa das curvas de tensão-deformação cíclica e monótona relativamente aos ciclos de histerese estabilizados (adaptado de [24]).

Tabela 2.1 – Diferentes métodos para a obtenção de uma curva de tensão-deformação cíclica [18].

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

O comportamento cíclico estabilizado de tensão-deformação num ensaio de fadiga oligocíclica pode ser caracterizado por uma lei de potência [25], segundo a Equação 2.4:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.4)$$

onde k' e n' representam o coeficiente de encruamento cíclico e o expoente de encruamento cíclico, respetivamente. Estas constantes podem ser determinadas por regressão linear através dos resultados obtidos experimentalmente. Juntando a Equação 2.3 e a Equação 2.4, a curva de tensão-deformação cíclica é descrita pela Equação 2.5 [26]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.5)$$

sendo $\Delta\varepsilon_e/2$ a amplitude de deformação elástica. A Equação 2.5 apresenta a relação entre a amplitude de tensão estável e a amplitude de deformação, no entanto esta equação não disponibiliza nenhum conhecimento quanto à forma dos anéis de histerese. Desta forma, Georg Masing (1885-1956) [27] iniciou em 1926, os primeiros estudos sobre a forma dos ciclos de histerese, com o objetivo de poder caracterizar e relacionar estas formas. A caracterização destas formas é essencial, visto que é possível, através delas, explicar alguns fenómenos no comportamento cíclico do material. Um material terá um comportamento do tipo *Masing*, se os ramos superiores dos ciclos de histerese puderem ser representados pela duplicação da curva de tensão-deformação cíclica (Equação 2.6) [26]. Neste comportamento, os ramos superiores dos ciclos de histerese saturados geram uma curva única sempre que as

extremidades à compressão, para as diversas amplitudes de deformação, forem transladadas para uma origem comum determinada pela tensão de compressão máxima. Para que o comportamento *Masing* ocorra num material polifásico, é essencial que a interação entre partículas e deslocações seja insignificante para a deformação plástica, quando confrontada com a interação entre deslocações [28].

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \left(\frac{\Delta\sigma}{2k'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.6)$$

Quando num material não ocorre comportamento *Masing*, a curva que deriva da resposta linear dos ramos superiores dos ciclos de histerese, para as diferentes amplitudes de deformação, pode ser utilizada para avaliar o desvio da descrição do tipo *Masing*. Esta curva denomina-se por *master curve* e está representada na Figura 2.6.

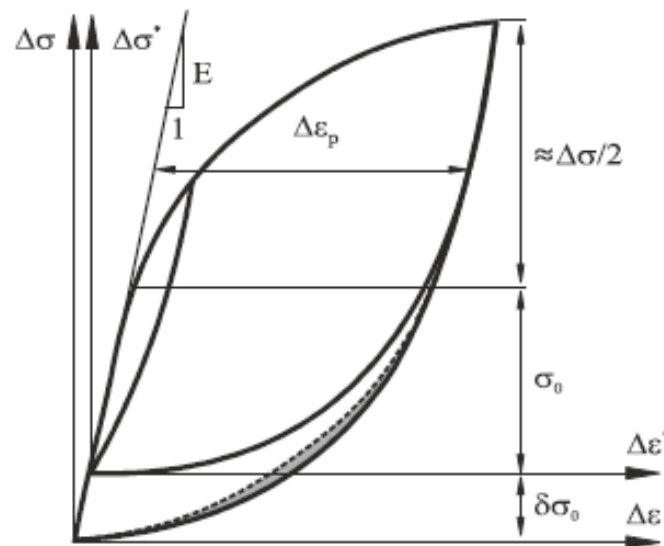


Figura 2.6 – Representação ilustrativa da *master curve* num ciclo de histerese saturado [18].

Com base nesta ilustração, torna-se necessário criar um sistema de coordenadas auxiliares ($\Delta\sigma^*$, $\Delta\varepsilon^*$), uma vez que somente um ciclo de histerese coincide com a origem do sistema de coordenadas ($\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$). Recorrendo a estas coordenadas auxiliares, a *master curve* pode ser definida pela Equação 2.7:

$$\Delta\varepsilon^* = \frac{\Delta\sigma^*}{E} + 2 \left(\frac{\Delta\sigma^*}{2k^*} \right)^{\frac{1}{n^*}} \quad (2.7)$$

onde k^* e n^* correspondem, respetivamente, ao coeficiente de encruamento cíclico e ao expoente de encruamento cíclico da *master curve* obtidos em relação à origem 0^* . Os dois

sistemas de coordenadas referidos anteriormente são relacionados através das Equações 2.8 a 2.11 [18]:

$$\Delta\sigma^* = \Delta\sigma - \delta\sigma_0 \quad (2.8)$$

$$\Delta\varepsilon_p^* = \Delta\varepsilon_p \quad (2.9)$$

$$\Delta\varepsilon_e^* = \Delta\varepsilon_e - \frac{\delta\sigma_0}{E} \quad (2.10)$$

$$\Delta\sigma^* = 2k^* \left(\frac{\Delta\varepsilon_p^*}{2} \right)^{n^*} \quad (2.11)$$

sendo $\delta\sigma_0$ o aumento do limite de tensão proporcional, ou por outras palavras, uma medida de expansão cíclica da parte elástica. Na Figura 2.6 é visível uma região cinzenta, que corresponde ao desvio do comportamento do tipo *Masing* para um certo ciclo de histerese estabilizado. Este desvio é determinado pela área compreendida entre o ramo inferior do ciclo de histerese estabilizado associado ao ponto correspondente ao valor de tensão máxima de compressão na origem do gráfico $(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon)$ e o ramo inferior simétrico, ou seja, o ramo inferior do ciclo de histerese estabilizado com o ponto máximo de compressão na origem do gráfico $(\Delta\sigma^*, \Delta\varepsilon^*)$. Este ramo simétrico é representado na Figura 2.6 a tracejado e é possível concluir que quanto maior for a área compreendida entre os dois ramos, maior será o desvio.

2.3.2. Relação deformação-vida

Com a finalidade de se obter uma previsão da vida à fadiga de um componente mecânico, é fundamental conhecer as propriedades do material ciclicamente estável. Nesta relação, a componente da deformação elástica pode ser definida através da Equação 2.12, com o recurso à relação entre a amplitude de tensão aplicada e o número de reversões até à rotura do componente [29]:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f'(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e \cdot E}{2} = \sigma_f'(2N_f)^b \Leftrightarrow \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (2.12)$$

onde σ_f' corresponde ao coeficiente de resistência cíclica, b ao expoente de resistência cíclica e $2N_f$ ao número de reversões até à rotura. A componente da deformação plástica pode ser alcançada através da Equação 2.13 [30, 31]:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.13)$$

sendo ε'_f e c , o coeficiente de ductilidade cíclica e o expoente de ductilidade cíclica, respetivamente. A amplitude de deformação total pode ser obtida através da soma algébrica da componente da deformação elástica com a componente da deformação plástica, resultando assim na Equação 2.14, conhecida por curva deformação-vida.

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.14)$$

Em conformidade com a Figura 2.7, as curvas resistência-vida e ductilidade-vida associadas à parte elástica e à parte plástica, respetivamente, podem ser representadas por retas em escala bi-logarítmicas. No caso da curva resistência-vida é expectável um aumento da vida à fadiga, quando o coeficiente de resistência cíclica, σ'_f , aumentar e quando o expoente de resistência cíclica, b , diminuir. No caso da curva ductilidade-vida é previsto um aumento da vida à fadiga, quando o coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , aumentar e quando o expoente de ductilidade cíclica, c , diminuir. Prosseguindo na análise da Figura 2.7, pode-se definir o número de reversões de transição, $2N_T$, com um ponto de transição definido para o instante em que a amplitude de deformação elástica iguala a deformação plástica. Neste ponto, estas duas componentes têm a mesma influência na deformação total. Na hipótese de se igualar a Equação 2.12 à Equação 2.13 e de se substituir N_f por N_T , obter-se-á a Equação 2.15, onde o número de reversões de transição é dado por $2N_T$. Para números de reversões superiores ao ponto de transição ($2N_T$), a componente elástica predomina em relação à componente plástica. Para números de reversões inferiores ao ponto de transição ($2N_T$), a componente plástica prevalece em relação à componente elástica. Geralmente, o número de ciclos até à rotura associado ao ponto de transição compreende o intervalo entre $10^3 - 10^4$ [1].

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \Leftrightarrow \frac{\sigma'_f}{E} (2N_T)^b = \varepsilon'_f (2N_T)^c \Leftrightarrow 2N_T = \left(\frac{\varepsilon'_f \cdot E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{c-b}} \quad (2.15)$$

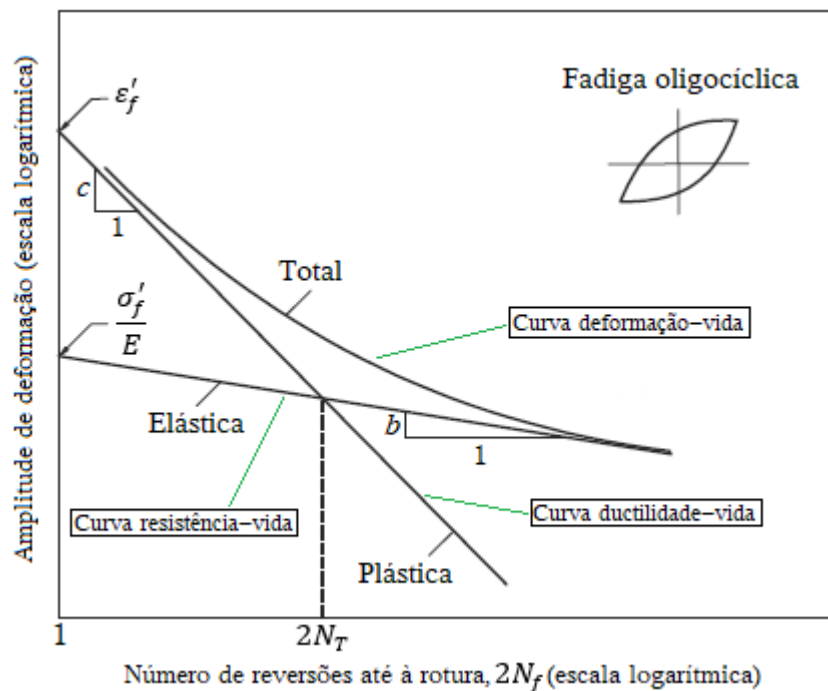


Figura 2.7 – Relação entre as amplitudes de deformação elástica, plástica e total, e o número de reversões até à rotura (adaptado de [18]).

Até à atualidade, foram sugeridas algumas abordagens com o propósito de explicar o efeito da tensão média na análise da fadiga, utilizando, em geral, relações tensão-vida, energia-vida, deformação-vida e tensão-deformação [32]. Entre estas abordagens destaca-se o modelo de *Smith-Watson-Topper* (SWT), que admite que a falha por fadiga é consequência da densidade de energia de deformação que atua no plano crítico [33]. Este modelo, formulado pela Equação 2.16, controla a influência da tensão média e da amplitude de deformação e pode ser escrito na forma:

$$\sigma_{m\acute{a}x} \frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{(\sigma'_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \epsilon'_f \sigma'_f (2N_f)^{b+c} \quad (2.16)$$

onde $\sigma_{m\acute{a}x}$ é a tensão normal máxima e $\Delta\epsilon/2$ é a amplitude de deformação total. Esta formulação providencia uma boa previsão do efeito da tensão média num regime de fadiga para um elevado número de ciclos, contudo mantendo-se no regime de fadiga oligocíclica [34]. O parâmetro SWT foi desenvolvido com o objetivo de ter em conta o efeito da tensão média em situações de carregamento uniaxial (Equação 2.16), não obstante, pode ser adotado em situações de carregamento multiaxial [35].

2.3.3. Relação energia-vida

Um material submetido a cargas cíclicas absorve uma parte da energia fornecida, sendo outra parte dissipada. A energia absorvida pode ser dividida em duas categorias: uma de tipo recuperável e outra de tipo irreversível. A alteração da estrutura de deslocações do material deve-se à energia armazenada no mesmo [36]. O dano por fadiga nos materiais, que acontece em cada ciclo, tem a sua principal causa na energia de deformação dissipada [18].

Com base no estudo efetuado a partir da resposta tensão-deformação, pode obter-se a densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p . O valor desta energia para um material que verifique um comportamento *Masing*, pode ser dado por [25]:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p \quad (2.17)$$

onde $\Delta\sigma$ e $\Delta\varepsilon_p$ correspondem, respetivamente, à gama de tensão e à gama de deformação plástica e n' corresponde ao expoente de encruamento cíclico. Caso o material não apresente um comportamento *Masing*, o valor da densidade de energia de deformação plástica pode ser calculado por intermédio da Equação 2.18 [37]:

$$\Delta W_p = \frac{1 - n'}{1 + n'} \Delta\sigma \Delta\varepsilon_p + \frac{2n^*}{1 + n^*} \delta\sigma_0 \Delta\varepsilon_p \quad (2.18)$$

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

O engenheiro Leonard Bairstow (1880-1963) [38] em 1910, demonstrou a relevância da energia de histerese para a investigação do fenómeno de fadiga. Existe um limite característico para a quantidade de energia que cada material consegue absorver e, caso este limite seja atingido e ultrapassado, ocorrerá a iniciação de fendas e propagação destas até à possível rotura do material [37]. A densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_p , em ensaios realizados em condições de controlo de deformação, não exhibe grande variação de comportamento com o número de ciclos, visto que a área dos ciclos de histerese é praticamente constante ao longo da vida do material. A densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_p , é ilustrada pela região a cinzento escuro na Figura 2.8.

A densidade de energia de deformação plástica pode ser relacionada com o número de ciclos até à rotura recorrendo à Equação 2.19 [18]:

$$\Delta W_p = k_p (2N_f)^{\alpha_p} + \Delta W_{0p} \quad (2.19)$$

onde ΔW_{0p} é a energia de histerese do material no limite de fadiga e k_p e α_p , correspondem às constantes do material e foram obtidas através dos valores dos ensaios experimentais, recorrendo a técnicas de ajustamento. O parâmetro ΔW_{0p} pode ser desprezado para a maioria dos materiais com número de reversões até 5×10^5 ($2N_f < 5 \times 10^5$), uma vez que o valor de ΔW_{0p} neste caso é muito pequeno. O valor de ΔW_p , para vidas próximas do limite de fadiga, torna-se difícil de obter com elevada precisão e, por este motivo, nesta situação é mais prudente calcular a densidade de energia de deformação total, ΔW_t , podendo ser utilizada tanto em ensaios de fadiga oligocíclica, como em ensaios de fadiga supercíclica. O valor de ΔW_t pode ser calculado através da Equação 2.20, realizando a soma algébrica da densidade de energia de deformação plástica e de deformação elástica (ΔW_e) por reversão, sendo estas deformações representadas pelas regiões a cinzento escuro e a cinzento claro, respetivamente, na Figura 2.8 [1].

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_e \quad (2.20)$$

Perante esta abordagem, o critério de rotura por fadiga pode ser definido pela Equação 2.21 [18].

$$\Delta W_t = k(2N_f)^{\alpha'} + \Delta W_0 \quad (2.21)$$

sendo k e α' as constantes do material obtidas através do ajuste dos resultados experimentais e ΔW_0 , corresponde ao valor energia da componente elástica no limite de fadiga. Nas duas abordagens anteriores, não se tem em consideração o efeito da tensão média. Golos e Ellyin [39, 40] propuseram uma alternativa que considerava o efeito da tensão média, sendo o novo parâmetro definido pela soma algébrica da densidade de energia de deformação plástica, ΔW_p , e da densidade de energia de deformação elástica positiva, ΔW_{e+} , conforme Equação 2.22. As duas densidades de energia de deformação mencionadas atrás estão representadas na Figura 2.8, através da região a cinzento escuro e da região a tracejado, respetivamente.

$$\Delta W_t = \Delta W_p + \Delta W_{e+} \quad (2.22)$$

O critério de rotura por fadiga, neste caso, pode ser dado pela Equação 2.23 [39]:

$$\Delta W_t = k_t (2N_f)^{\alpha_t} + \Delta W_{0t} \quad (2.23)$$

onde k_t e α_t são duas constantes do material obtidas através de interpolação linear dos valores obtidos experimentalmente, como se sucedeu na Equação 2.19 e 2.21 e ΔW_{0t} , corresponde à energia da componente elástica positiva no limite de fadiga.

A densidade de energia de deformação acumulada durante a vida da peça, também designada por tenacidade à fadiga, W , pode ser obtida através da Equação 2.24:

$$W = \int_1^{N_f} \Delta W dN \quad (2.24)$$

sendo que N_f e ΔW representam, respetivamente, o número de ciclos e a energia de deformação dissipada por ciclo. Devido a variação da densidade de energia por ciclo, especialmente nas fases iniciais e finais do ensaio, onde pode haver efeitos transientes importantes, este valor pode ser obtido por integração numérica dos pontos de tensão-deformação dos anéis de histerese registados, obtidos experimentalmente. Num trabalho recente em ligas bainíticas solicitadas em regime de fadiga oligocíclica, Martins *et al.* [41] desenvolveram um modelo baseado na densidade de energia de deformação acumulada para prever a vida à fadiga.

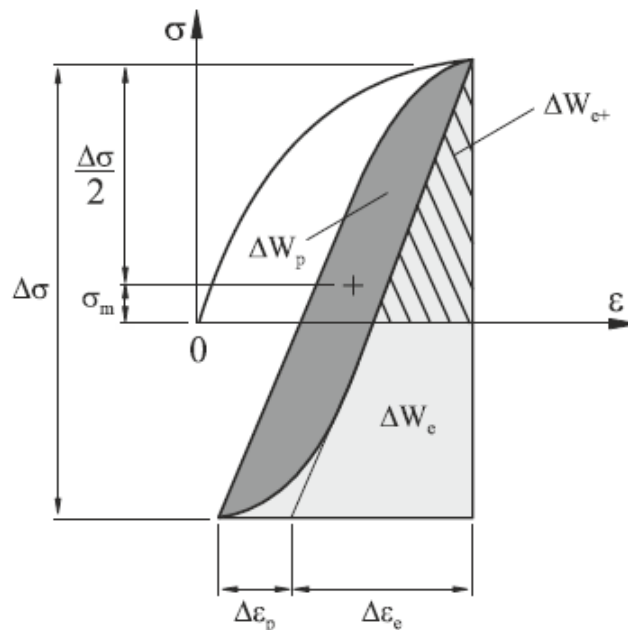


Figura 2.8 – Representação da energia de deformação cíclica para um estado uniaxial de tensão [42].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No presente capítulo é realizada a descrição das técnicas laboratoriais usadas nos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica desta dissertação. Os ensaios experimentais foram realizados na Universidade de Yanshan, em Qinhuangdao, China, pelo Professor Doutor Xiaoyan Long.

3.1. Material

Como referido no capítulo inicial, a liga de aço alta resistência 18Mn3Si2CrMo é recente e, por isso, ainda não existe muita informação sobre ela. As ligas de alta resistência são utilizadas em diversas áreas de engenharia por apresentarem elevada ductilidade, elevada tenacidade à fratura, elevada resistência à corrosão, boa estabilidade das propriedades mecânicas a elevadas temperaturas e boa relação resistência-peso [1–3].

A composição química nominal da liga 18Mn3Si2CrMo está representada na Tabela 3.1, em percentagem de peso.

Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, em percentagem de peso (%wt) [43].

C	Mn	Si	Cr	Mo	Fe
0,18	2,9	1,7	0,8	0,26	Rem.

Os provetes usados nos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica foram, previamente, sujeitos a um processo de austêmpera. Ou seja, os provetes foram aquecidos até a uma temperatura de 900°C, com uma velocidade de aquecimento de 10°C/s e, posteriormente, arrefecidos até às temperaturas em estudo (190°C, 230°C, 275°C e 315°C), com uma velocidade de arrefecimento de 30°C/s. Quando atingidas estas temperaturas, os provetes foram mantidos a estas temperaturas constantes durante duas horas e, no fim, foram arrefecidos até à temperatura ambiente de 25°C, com a velocidade de arrefecimento mencionada anteriormente. Na Figura 3.1, encontra-se esquematizado graficamente o processo de austêmpera desta liga de aço de alta resistência.

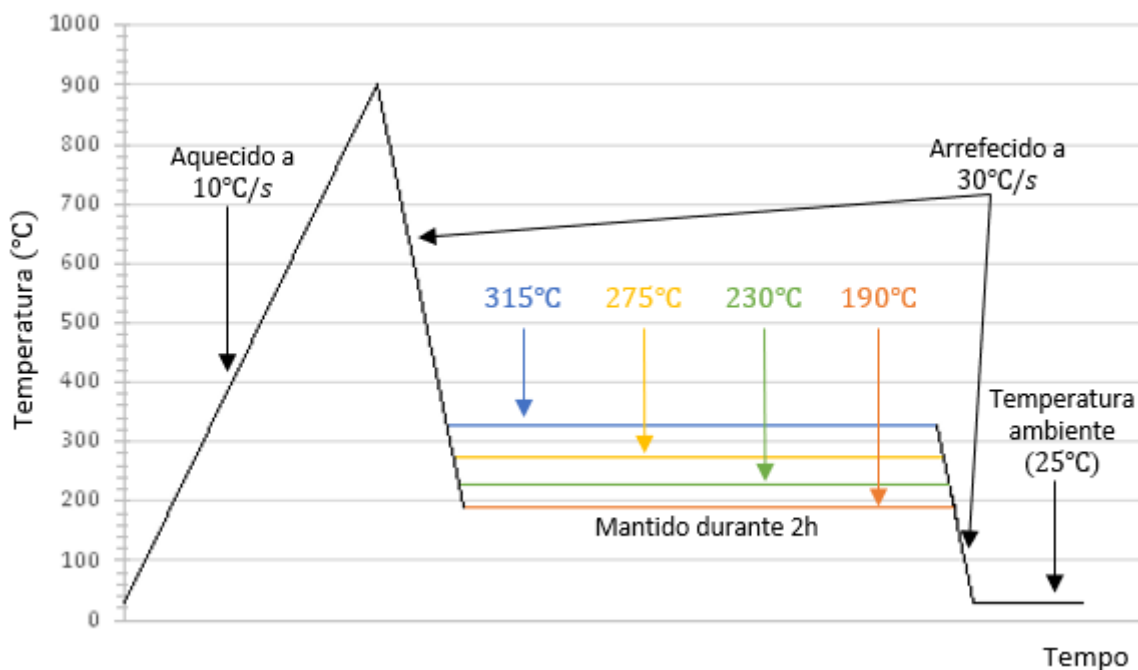


Figura 3.1 – Processo de austêmpera da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

3.2. Geometria dos provetes

Os provetes utilizados nos ensaios experimentais nesta dissertação seguiram os procedimentos recomendados da norma ASTM E606 (2004). A geometria destes provetes está ilustrada na Figura 3.2.

Os provetes da liga 18Mn3Si2CrMo apresentam uma zona de prova com 5 mm de diâmetro nominal e 10 mm de comprimento.

Previamente à realização dos ensaios experimentais, as zonas de prova dos provetes foram polidas, para posterior análise da microestrutura por microscopia eletrônica de transmissão (MET), através da diluição e perfuração dos mesmos numa unidade de jato duplo TenuPol-5, com uma tensão de 28 V e com um eletrólito constituído por ácido perclórico de 7% e ácido acético glacial de 93%. Este processo de polimento revela-se bastante essencial para se obter um acabamento superficial brilhante, sendo assim possível uma boa observação da microestrutura e uma diminuição da rugosidade e dos defeitos à superfície, que conduzem a uma eventual iniciação de fendas por fadiga. Através deste processo advêm resultados mais precisos.

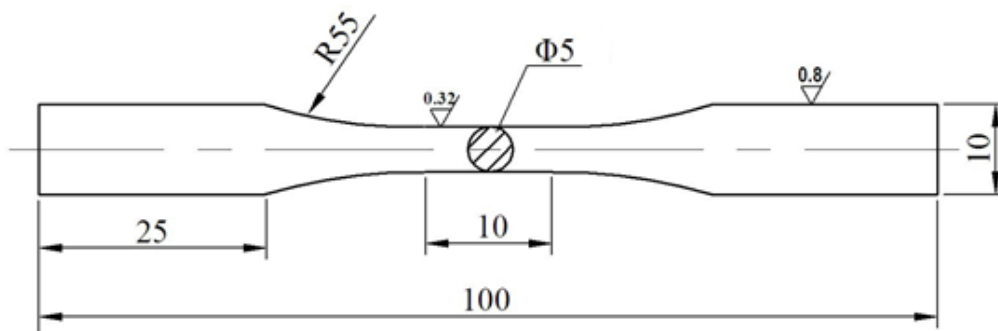


Figura 3.2 – Geometria dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga oligocíclica da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo (ASTM E606).

3.3. Ensaios de fadiga oligocíclica

Os ensaios experimentais de fadiga oligocíclica foram executados à temperatura ambiente, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, R_ϵ , de valor igual a -1 , utilizando uma onda do tipo sinusoidal. Os testes foram realizados com amplitudes de deformação total, $\Delta\epsilon/2$, iguais a $\pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ e foram iniciados à compressão e terminaram quando se verificou rotura total (separação do provete em duas partes). Na Tabela 3.2, pode-se analisar mais aprofundadamente alguns parâmetros usados durante a parte experimental desta investigação, como o número total de provetes, as referências das amostras, as diferentes amplitudes de deformação total submetidas aos provetes, o diâmetro do provete na zona de prova e a razão de deformação utilizada. Neste procedimento experimental, os provetes foram sujeitos ao método *single step test*, sendo o método mais utilizado nos ensaios de fadiga para determinar as propriedades cíclicas de um material. Também se pode usar métodos como o *incremental step test* e o *multiple step test*, onde as definições destes três métodos mencionados se encontram no capítulo anterior. Como a resposta plástica é influenciada pelo histórico de carga, estes dois últimos métodos referidos são de aproximação ao *single step test*. A frequência de carregamento dos ensaios, f , pode ser calculada através da Equação 3.1, em função da amplitude de deformação total. Nesta equação, durante os ensaios considera-se a taxa de deformação, $d\epsilon/dt$, constante e igual a $6 \times 10^{-3} s^{-1}$.

$$f = \frac{(d\epsilon/dt)}{4(\Delta\epsilon/2)} \Leftrightarrow f = \frac{6 \times 10^{-3}}{4(\Delta\epsilon/2)} \quad (3.1)$$

Tabela 3.2 – Parâmetros dos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica.

Referência da Amostra	Amplitude de deformação total, $\Delta\varepsilon/2$ (%)	Diâmetro do provete na zona de prova (mm)	R_ε
D190_0,50	0,49976	4,92	-1
D190_0,65	0,64866	4,91	-1
D190_0,80	0,79597	4,90	-1
D190_1,0	0,99607	4,90	-1
D230_0,50	0,49885	4,88	-1
D230_0,65	0,64872	4,88	-1
D230_0,80	0,79895	4,87	-1
D230_1,0	0,99548	4,88	-1
D275_0,50	0,49850	4,87	-1
D275_0,65	0,64779	4,87	-1
D275_0,80	0,79857	4,87	-1
D275_1,0	0,99573	4,88	-1
D315_0,50	0,49848	4,89	-1
D315_0,65	0,64798	4,88	-1
D315_0,80	0,79575	4,88	-1
D315_1,0	0,99600	4,90	-1
Total: 16 amostras			

3.4. Equipamento utilizado

Conforme já referido, os ensaios experimentais foram realizados em Qinhuangdao, China, na Universidade de Yanshan. No entanto, os tratamentos de dados foram concretizados no Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra. Na parte experimental utilizou-se uma máquina servo-hidráulica MTS, com 10 kN de capacidade de carga e coordenada através de computador. A máquina usada está apresentada na Figura 3.3. Para a realização dos ensaios de fadiga oligocíclica, em controlo de deformação, recorreu-se ao software *MTS TestSuite*, com uma taxa de aquisição de duzentos pontos por ciclo. Os provetes foram acoplados à máquina MTS através de garras hidráulicas, garantido um alinhamento vertical perfeito. Para a medição da deformação durante os ensaios foi utilizado um extensómetro axial mecânico MTS 634.31F-24, 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 da liga

Ao nível microscópico da liga de aço de alta resistência $18\text{Mn}3\text{Si}2\text{CrMo}$, foi analisada a sua microestrutura através de microscopia eletrónica de transmissão (MET). Como falado anteriormente, procedeu-se previamente ao polimento dos provetes antes da análise microestrutural. Nesta dissertação, na observação da microestrutura, abordam-se imagens obtidas por MET, visto que em comparação com imagens obtidas por MEV, a análise por MET origina imagens com melhores resoluções, com informações cristalográficas e atómicas relevantes do material e imagens 2D, que geralmente são mais fáceis de interpretar, que as imagens 3D conseguidas por MEV [44]. Anteriormente ao estudo por MET, as amostras foram cortadas numa direção perpendicular ao seu eixo principal. Nesta investigação utilizou-se um microscópio eletrónico de transmissão Hitachi

H-800 operado a 200 kV, com as micrografias a serem mostradas e guardadas, por meio de imagens em formato TIFF. Os perfis de difração por raio-X obtidos para as diferentes temperaturas de transformação da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo foram conseguidos com recurso a um difratômetro Rigaku D/max-2500, com radiação $Cu - K_{\alpha}$ e com o ângulo 2θ a alterar entre 30° e 120° .

3.6. Análise da superfície de fratura

A análise da superfície de fratura dos provetes usados nos ensaios de fadiga oligocíclica, teve a finalidade de identificar os principais mecanismos de rotura relacionados com a variação da amplitude de deformação e de temperatura e, por fim, de caracterizar a morfologia da superfície de fratura. Nesta análise foram observados os provetes submetidos a amplitudes de deformação de 0,50% e de 1,0%, para as temperaturas de transformação de $190^{\circ}C$, $230^{\circ}C$, $275^{\circ}C$ e $315^{\circ}C$. Previamente a este estudo, os provetes foram preparados, sendo cortados numa direção perpendicular ao seu eixo longitudinal com a ajuda de uma serra com disco de corte diamantado e, posteriormente, efetuando-se uma limpeza por ultrassom numa solução de tricloroetileno, durante dez minutos, e de seguida, em água destilada, igualmente durante o mesmo período de tempo. Para a análise da superfície de fratura foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento Hitachi SU5000, com as micrografias a serem representadas e guardadas, através de imagens em formato TIFF. Estas imagens foram alcançadas recorrendo a um detetor de eletrões secundários (SE) do tipo *Evehart-Thonley*, com voltagem de aceleração (*accelerating voltage*) de 15kV e ampliações (*magnification*) de 1×10^3 vezes.

4. ANÁLISE E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Microestrutura

A liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, como já foi referido nos capítulos anteriores, é uma liga nova e o seu desenvolvimento ainda se encontra numa fase inicial. É uma liga que tem como finalidade integrar os carris da próxima geração das linhas ferroviárias.

Na Figura 4.1 estão representadas imagens obtidas por microscopia eletrónica de transmissão (MET) da microestrutura da liga 18Mn3Si2CrMo. Previamente à realização desta dissertação foi efetuada uma investigação da microestrutura e das propriedades mecânicas monótonas, para diferentes temperaturas de transformação desta liga de aço de alta resistência. De realçar, que na investigação anteriormente referida foram consideradas temperaturas distintas às consideradas nesta dissertação. Resumidamente, observou-se uma espessura mais significativa, quer da estrutura martensítica, quer da estrutura bainítica, e um aumento do número de blocos austeníticos retidos, para temperaturas de transformação mais elevadas. Com a diminuição da temperatura, verificou-se que a espessura das estruturas martensítica e bainítica foram gradualmente reduzidas e o número de blocos austeníticos retidos diminuiu. Do mesmo modo, conclui-se que, para temperaturas mais baixas, a espessura das estruturas martensítica e bainítica eram progressivamente mais regulares e finas [43]. Com base nas imagens MET da Figura 4.1, pode-se identificar os mesmos fenómenos descritos anteriormente. Ao analisar estas imagens, é claramente visível que na micrografia correspondente a 190°C, os blocos austeníticos retidos são muito mais finos, quando comparados com os das outras temperaturas. Igualmente através da Figura 4.1, observa-se que até à temperatura de 315°C, ocorre um aumento da densidade dos blocos austeníticos e um aumento da presença de bainite e martensite.

Na Figura 4.2 mostram-se as estruturas cristalográficas e a composição química para as diferentes temperaturas obtidas por difração de raios-X (XDR). Observa-se que os perfis não são significativamente alterados pela variação de temperatura. Além disso, é observável que existem picos de difração de austenite (γ) e de martensite e bainite (α). Os

maiores picos observáveis são os α , ao longo dos picos de difração da matriz da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo. Os picos de austenite são retidos pela estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) e os picos de martensite e bainite são retidos pela estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) [43].

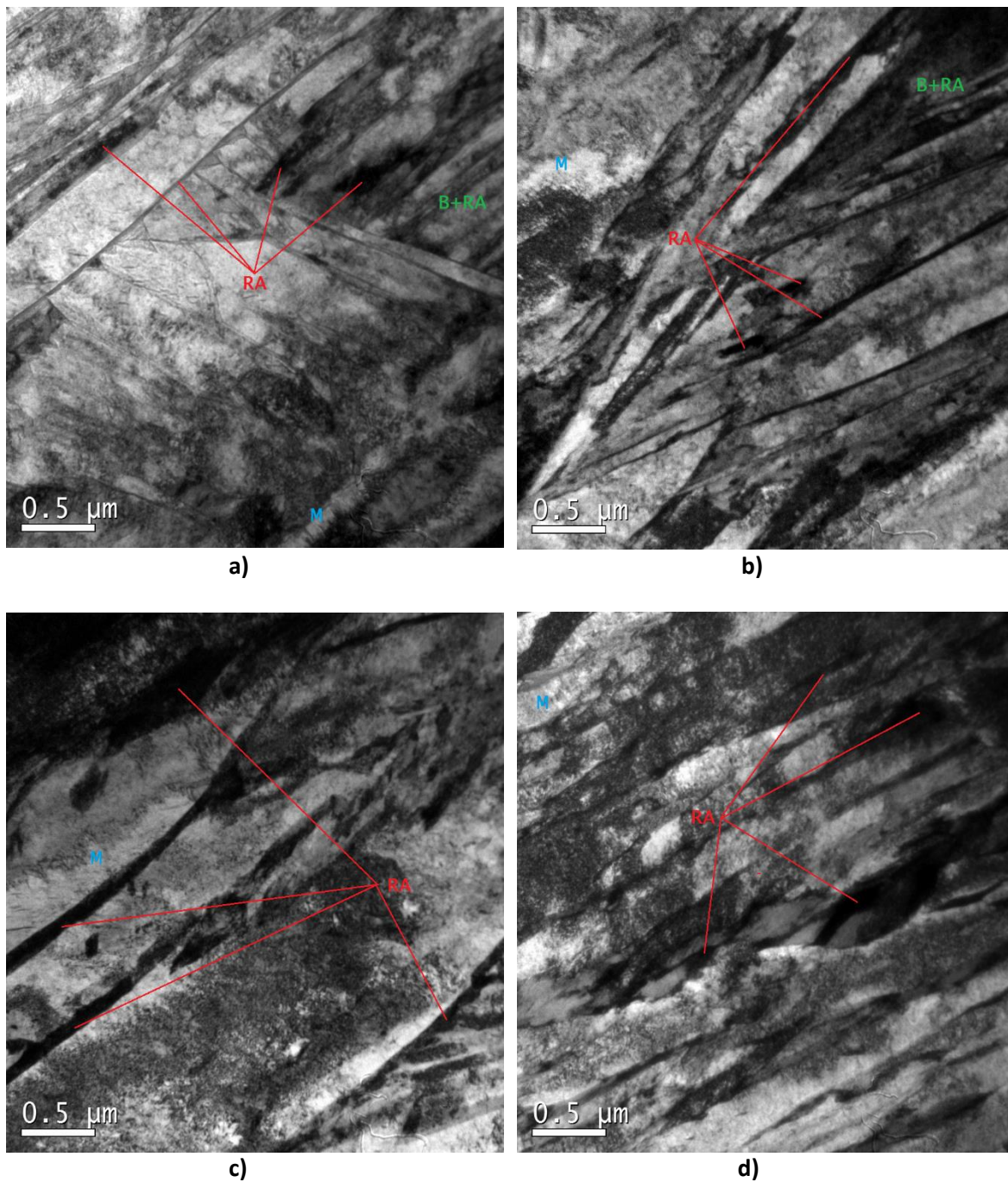


Figura 4.1 – Imagens MET da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo depois de tratamento a diferentes temperaturas: **a)** 190°C; **b)** 230°C; **c)** 275°C; **d)** 315°C (RA: austenite retida; B+RA: Bainite e austenite retida; M: martensite).

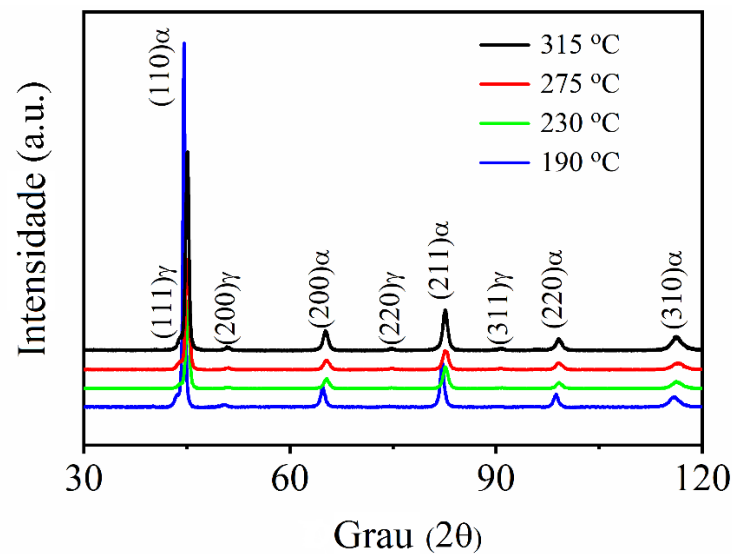


Figura 4.2 – Perfis de difração por raio-X obtidos para as diferentes temperaturas de transformação da liga 18Mn3Si2CrMo.

4.2. Ensaios de fadiga oligocíclica

Nos ensaios experimentais de fadiga oligocíclica foram utilizados provetes com a geometria mostrada no Capítulo 3. Resumidamente, os ensaios experimentais realizados para a avaliação da deformação cíclica seguiram a norma ASTM E606 (2004), de acordo com o método *single step test* (SST). Foram executados dezasseis ensaios, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, R_ϵ , de valor igual a -1, com amplitudes de deformação entre 0,5% e 1,0% e com temperaturas de transformação martensíticas entre 190°C e 315°C. Concretamente, foram efetuados quatro ensaios com amplitudes de deformação total, $\Delta\epsilon/2$, iguais a $\pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ para cada temperatura de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C). Esta informação pode ser vista em mais detalhe na Tabela 3.2.

Nas Figuras 4.3a), 4.3b), 4.3c) e 4.3d) encontram-se representadas graficamente as respostas tensão-deformação para a temperatura de 190°C, obtidas para as amplitudes de deformação mencionadas anteriormente. Nas Figuras 4.4a), 4.4b), 4.4c) e 4.4d) estão representadas as respostas tensão-deformação para a amplitude de deformação de 1,0%, obtidas para as quatro temperaturas de transformação. Esta resposta, para esta última amplitude de deformação, resume o efeito da temperatura na liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, visto que para os outros níveis de amplitude de deformação constata-se que o comportamento do material era semelhante.

Numa primeira fase dos ensaios, do 1º ciclo ao 2º ciclo de vida, é observada a ocorrência do comportamento de encruamento cíclico por deformação, ou seja, há um aumento da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos. Após o 2º ciclo, é verificada a ocorrência do comportamento de amaciamento cíclico por deformação, isto é, existe uma diminuição da tensão não controlada com o aumento do número de ciclos, até que se atinja um estado estabilizado. Na Figura 4.3a), para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$, o estado estável é obtido ao fim de 7000 ciclos. Na Figura 4.3b), para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,65\%$, o estado estável é conseguido ao fim de 1839 ciclos. Na Figura 4.3c), para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,80\%$, este estado é alcançado ao fim 1000 ciclos. Na figura 4.3d), para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,0\%$, o estado estável é obtido ao fim de 451 ciclos. Também se pode constatar, que à medida que as amplitudes de deformação aumentam, as amplitudes de tensão obtidas também aumentam.

Dado que a resposta tensão-deformação tende a atingir um estado estabilizado ao fim de um certo número de ciclos, é recorrente proceder à utilização dos ciclos de histerese da meia-vida para representar o comportamento estável do material. Estes ciclos de histerese da meia-vida estão representados nas Figuras 4.3 e 4.4. Nas Figuras 4.4a), 4.4b), 4.4c) e 4.4d) é possível analisar que para temperaturas de transformação mais elevadas, não é notada uma grande variação das formas dos ciclos de histerese. Em contrapartida, este efeito é mais notório para as temperaturas mais baixas.

De uma forma geral, os anéis de histerese podem caracterizar tanto a gama de tensão ($\Delta\sigma$), como a gama de deformação ($\Delta\varepsilon$). A gama de tensão ($\Delta\sigma$) é calculada através da razão entre a tensão de carga do ciclo de histerese e a área da secção transversal do provete. A gama de deformação total ($\Delta\varepsilon$), definida na Equação 4.1, é obtida através da soma das duas componentes de deformação: gama de deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e$) e gama de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p$).

Aplicando a lei de Hooke, a deformação elástica ($\Delta\varepsilon_e$) pode ser calculada através da Equação 4.2. A deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p$) é conseguida com recurso à substituição da Equação 4.2 na Equação 4.1, de onde resulta a Equação 4.3.

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

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

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

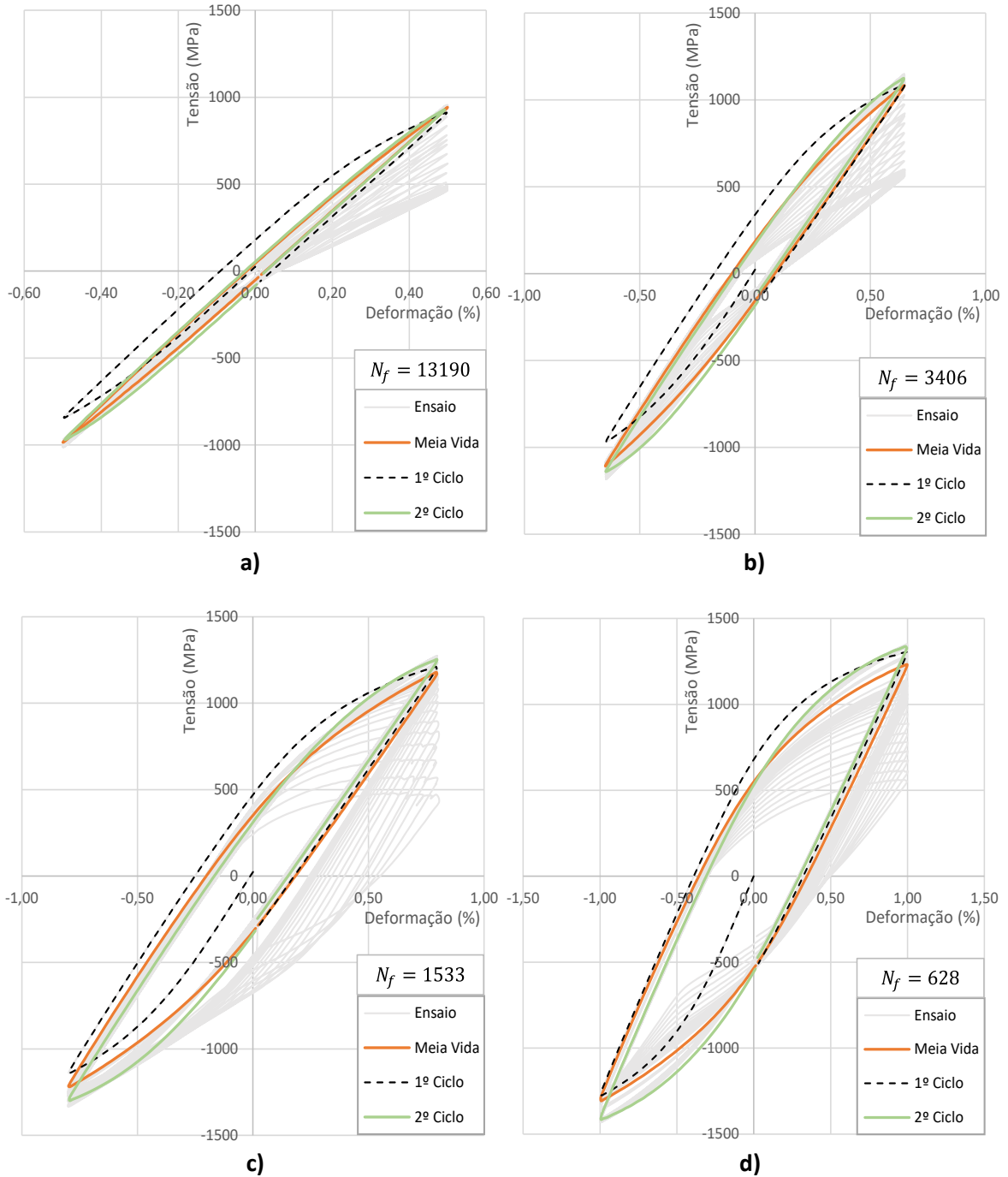


Figura 4.3 – Ciclos de histerese tensão-deformação para a temperatura de transformação 190°C:
a) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,50\%$; b) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,65\%$; c) $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,80\%$; d) $\Delta\epsilon/2 = \pm 1,0\%$.

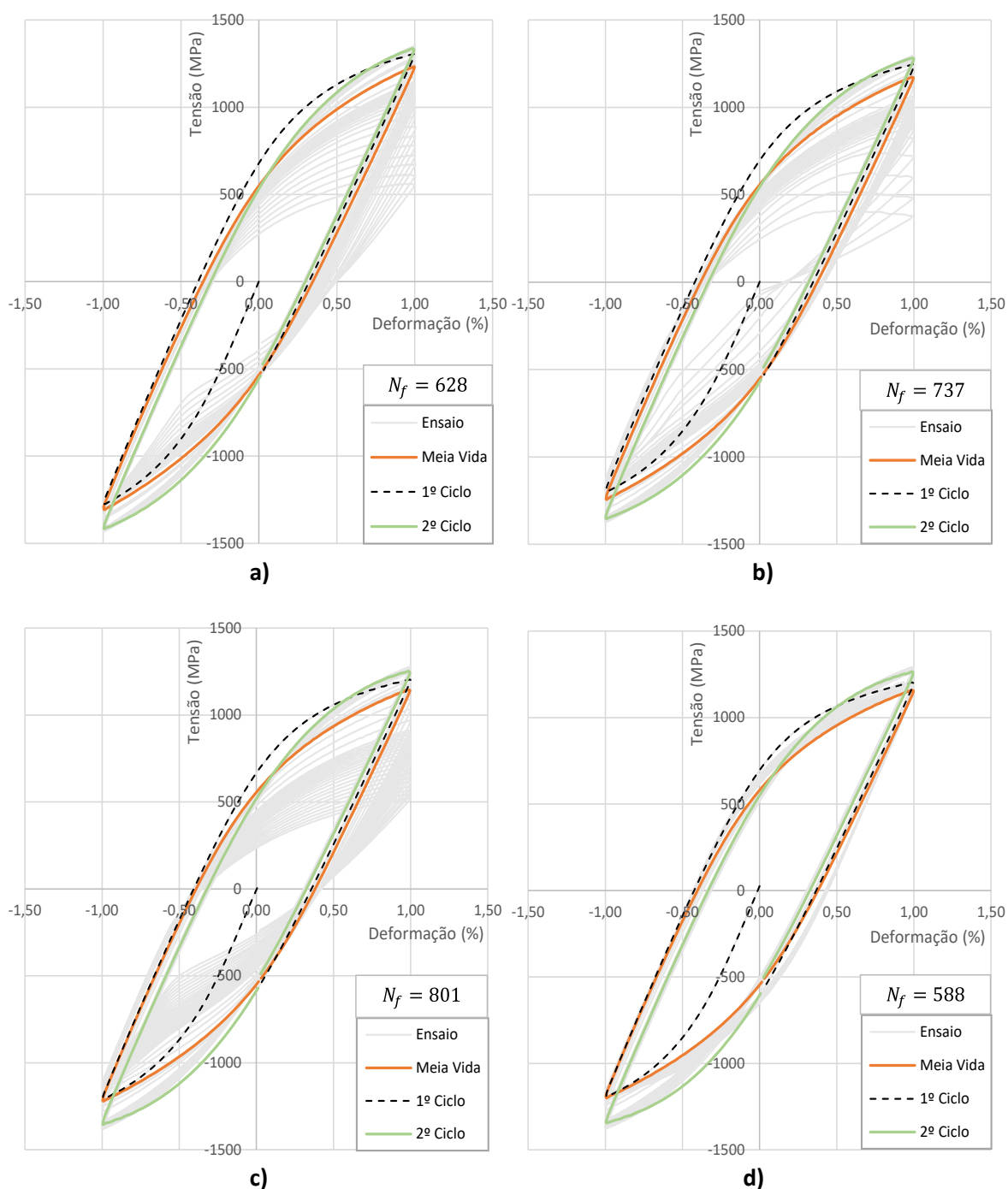


Figura 4.4 – Ciclos de histerese tensão-deformação para $\Delta\varepsilon/2 = \pm 1,0\%$: **a)** Temperatura de 190°C; **b)** Temperatura de 230°C; **c)** Temperatura de 275°C; **d)** Temperatura de 315°C.

Na Tabela 4.1 estão presentes os principais dados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica. Estão indicados 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 - Resultados dos ensaios de fadiga oligocíclica

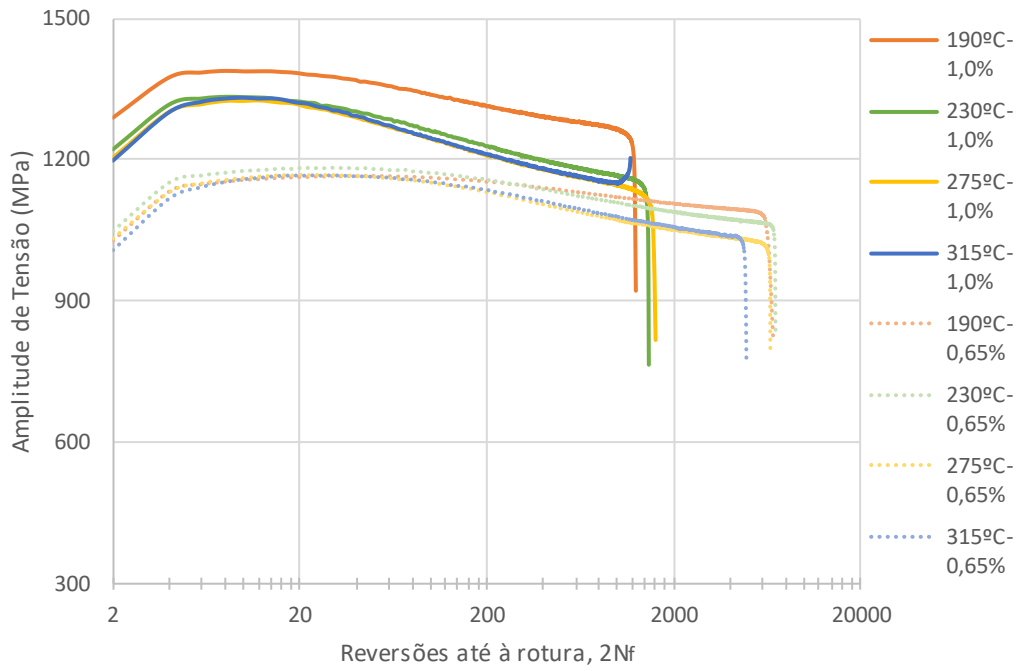
Referência da Amostra	N_f	$2N_f$	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_e/2$ (%)	$\Delta\varepsilon_p/2$ (%)
D190_0,50	13190	26380	963,52	0,49976	0,48176	0,01800
D190_0,65	3406	6812	1094,62	0,64866	0,54731	0,10134
D190_0,80	1533	3066	1198,68	0,79597	0,59934	0,19663
D190_1,0	628	1256	1267,97	0,99607	0,63398	0,36208
D230_0,50	18906	37812	924,78	0,49885	0,46239	0,03646
D230_0,65	3510	7020	1088,93	0,64872	0,54446	0,10426
D230_0,80	1373	2746	1161,97	0,79895	0,58098	0,21796
D230_1,0	737	1474	1207,35	0,99548	0,60368	0,39180
D275_0,50	12083	24166	919,76	0,49850	0,45988	0,03862
D275_0,65	3294	6588	1033,03	0,64779	0,51651	0,13128
D275_0,80	1595	3190	1083,53	0,79857	0,54177	0,25680
D275_1,0	801	1602	1181,38	0,99573	0,59069	0,40504
D315_0,50	9261	18522	946,46	0,49848	0,47323	0,02525
D315_0,65	2452	4904	1055,39	0,64798	0,52770	0,12028
D315_0,80	925	1850	1133,07	0,79575	0,56654	0,22922
D315_1,0	588	1176	1178,06	0,99600	0,58903	0,40697

4.2.1. Resposta tensão-deformação cíclica

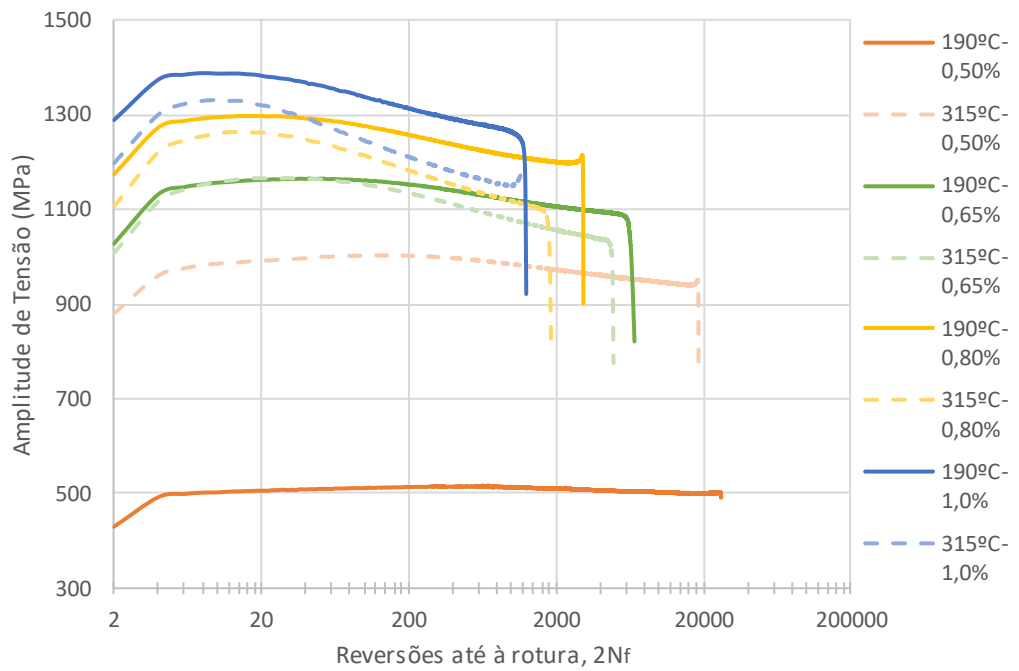
As variações da amplitude de tensão com o número de reversões até à rotura está representada graficamente nas Figuras 4.5a) e 4.5b). Na figura 4.5a) foram escolhidas duas amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,65\%$ e $\pm 1,0\%$) e as quatro temperaturas de transformação (190°C , 230°C , 275°C e 315°C). Na figura 4.5b) foram seleccionadas as quatro amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$) e duas temperaturas de transformação martensítica (190°C e 315°C). Foram eleitas estas duas temperaturas com o objetivo de avaliar os efeitos das temperaturas máxima e mínima e, também, para ser mais inteligível a observação do efeito da temperatura. As amplitudes de tensão foram definidas através dos valores máximos de tensão e compressão registados nos diferentes ensaios experimentais realizados. Após uma análise dos gráficos, é claramente visível que o material, para todas as temperaturas mencionadas e para todas as amplitudes de deformação, apresenta um comportamento de encruamento cíclico nas primeiras reversões, seguido de um amaciamento cíclico até à sua fase mais estável, culminando na rotura de forma súbita. Observando a Figura 4.5a), é possível concluir que para todas as gamas de temperatura, o material apresenta menor número de reversões até à rotura para valores de amplitudes de

deformação mais altos. Prosseguindo na análise da Figura 4.5a), para as temperaturas de 190°C e 230°C, é perceptível que o material tende a encruar mais rapidamente do que nas temperaturas de 275°C e 315°C. Por outro lado, para as duas temperaturas de transformação mais baixas, é notório que existe uma maior fase estável do que nas duas temperaturas mais elevadas. Continuando na análise do 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, como observado na Figura 4.5b). Apenas se regista um caso atípico, que é o caso da amplitude de deformação de 0,50%, onde é verificado um grande aumento da amplitude de tensão com o aumento da temperatura. Também é observável nas Figuras 4.5a) e 4.5b), que para a mesma amplitude de deformação, a temperatura de transformação de 315°C é a que suporta menos reversões até à rotura. Fazendo uma análise à influência da amplitude de deformação, pode-se afirmar que com o aumento desta variável, existe um aumento da amplitude de tensão obtida. Igualmente se observa na Figura 4.5a), que nas temperaturas de amplitude de deformação de 1,0%, existe um fenómeno de encruamento e de amaciamento cíclico mais abrupto do que nas temperaturas de amplitude de deformação de 0,65%.

Outra análise que se pode efetuar à resposta tensão-deformação cíclica é através da evolução da amplitude de tensão com a vida adimensional (N/N_f), como se mostra nas Figuras 4.6a) e 4.6b). Uma primeira conclusão que se pode retirar destas duas figuras é que o material se comporta de maneira idêntica para as diferentes temperaturas, mantendo-se fixa a amplitude de deformação. Igualmente se pode verificar, de uma maneira geral, que independentemente da amplitude de deformação, a fase mais estabilizada do ensaio só é alcançada após 40% da sua vida. Além disso, nos 10% finais, o material começa a ceder, culminando na rotura por fadiga. É também claro que para qualquer situação apresentada, o material não aparenta apresentar um comportamento completamente estável, sendo designado por estado saturado. Na Figura 4.6a), é constatado que o material tem maior vida para amplitudes de deformação menores, como seria de esperar. Por outro lado, na Figura 4.6b), é perceptível que o comportamento mais estabilizado é alcançado para temperaturas mais baixas.



a)



b)

Figura 4.5 – Variação da amplitude de tensão em função do número de reversões, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, $R_\epsilon = -1$: **a)** Para as temperaturas de transformação de 190°C, 230°C, 275°C e 315°C com $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,65\%$ e $\pm 1,0\%$; **b)** Para $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ com as temperaturas de transformação de 190°C e 315°C.

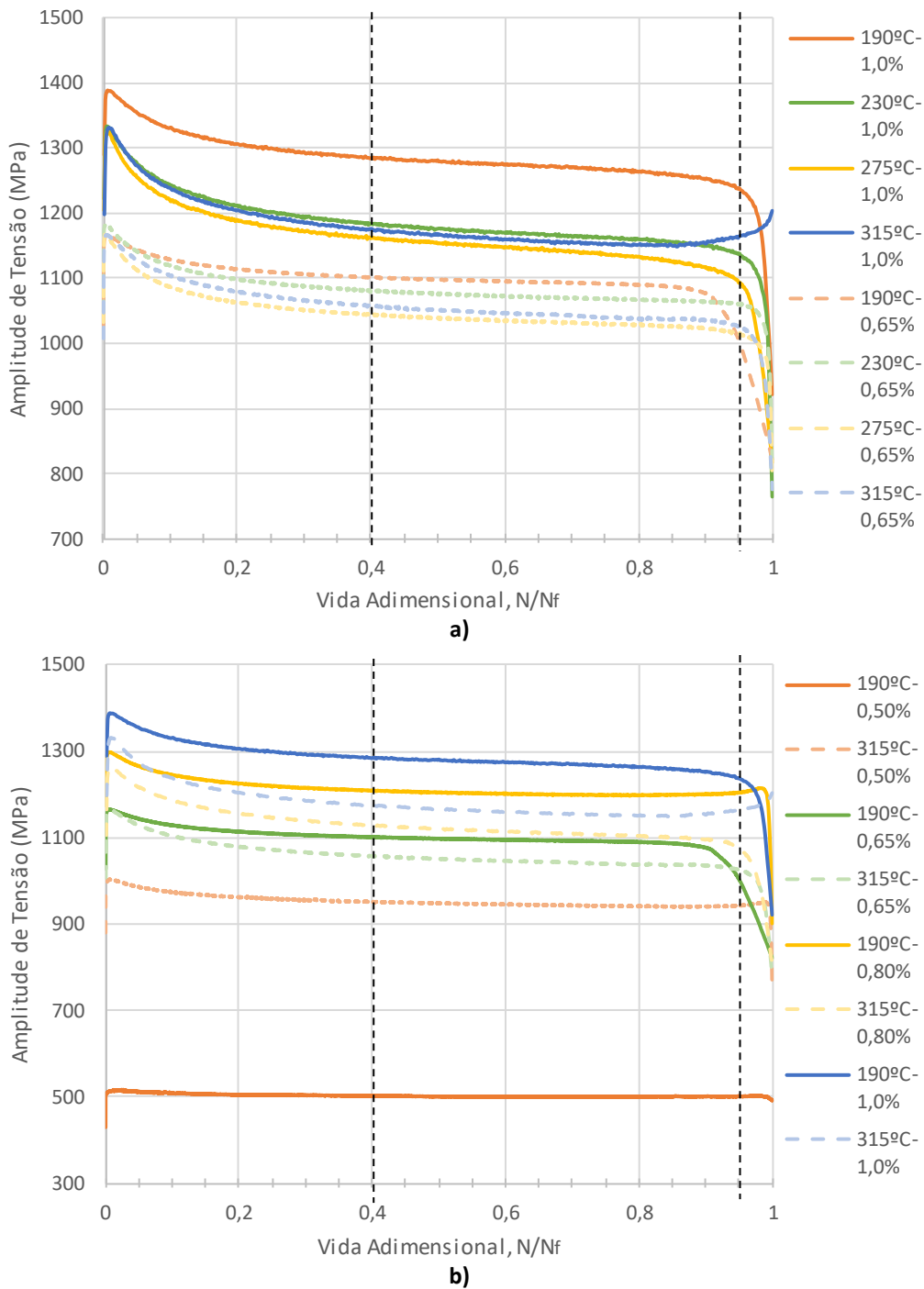


Figura 4.6 - Variação da amplitude de tensão em função da vida adimensional, em controlo de deformação, com uma razão de deformação, $R_\epsilon = -1$: **a)** Para as temperaturas de transformação de 190°C, 230°C, 275°C e 315°C com $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,65\%$ e $\pm 1,0\%$; **b)** Para $\Delta\epsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$ com as temperaturas de transformação de 190°C e 315°C.

Uma abordagem para a obtenção da resposta estável do material é a curva de tensão-deformação cíclica, dada pela Equação 2.5 [26]. As constantes k' , coeficiente de encruamento cíclico, e n' , expoente de encruamento cíclico, podem ser obtidas através de

uma lei de potência, proposta por Morrow [25], como se mostra na Equação 2.4. Os valores de k' e n' estão representados na Tabela 4.2 e foram obtidos, utilizando o método dos mínimos quadrados, para as temperaturas de transformação 190°C, 230°C, 275°C e 315°C.

Tabela 4.2 – Constantes obtidas e parâmetros da curva tensão-deformação cíclica para a liga 18Mn3Si2CrMo.

Temperatura (°C)	Coefficiente de encruamento cíclico, k' (MPa)	Expoente de encruamento cíclico, n'	Coefficiente de correlação, R^2
190	2108,1	0,0918	0,9839
230	2300,1	0,1129	0,9642
275	2020,2	0,1008	0,9738
315	1826,7	0,0798	0,9922

As curvas tensão-deformação cíclicas da liga 18Mn3Si2CrMo estão exibidas na Figura 4.7. Nesta figura faz-se a comparação das curvas cíclicas, para as diferentes temperaturas estudadas. As curvas cíclicas foram obtidas recorrendo à Equação 2.5. Não foi possível comparar as curvas cíclicas com as curvas monótonas, visto que não se conseguiu dispor das últimas curvas referidas, uma vez que os ensaios experimentais realizados foram iniciados à compressão. Ao observar a Figura 4.7, é compreendido que a curva cíclica para a temperatura de 190°C possui maior amplitude de tensão, para o mesmo nível de deformação total, enquanto que a curva para a temperatura de 275°C apresenta menores amplitudes de tensão. Até à amplitude de deformação de 0,65%, a curva cíclica de 315°C possui amplitudes de tensão superiores à curva de 230°C, contudo para valores de amplitude de deformação superiores a 0,65%, a curva cíclica de 230°C ultrapassa a curva de 315°C. Para a amplitude de deformação de 1,0%, os valores da amplitude de tensão para as temperaturas de 275°C e 315°C são praticamente iguais e os maiores valores da amplitude de tensão são obtidos para as temperaturas de 190°C e 230°C. Também se pode apurar, que a maior tensão limite de cedência cíclica ocorre para a temperatura de 190°C e a menor para a temperatura de 275°C.

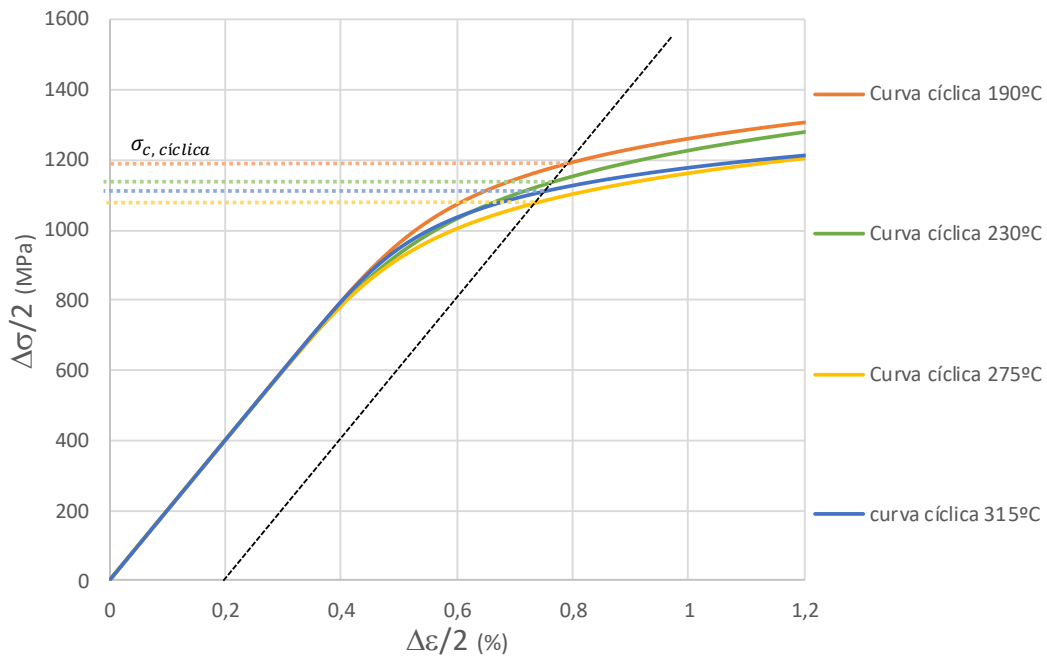
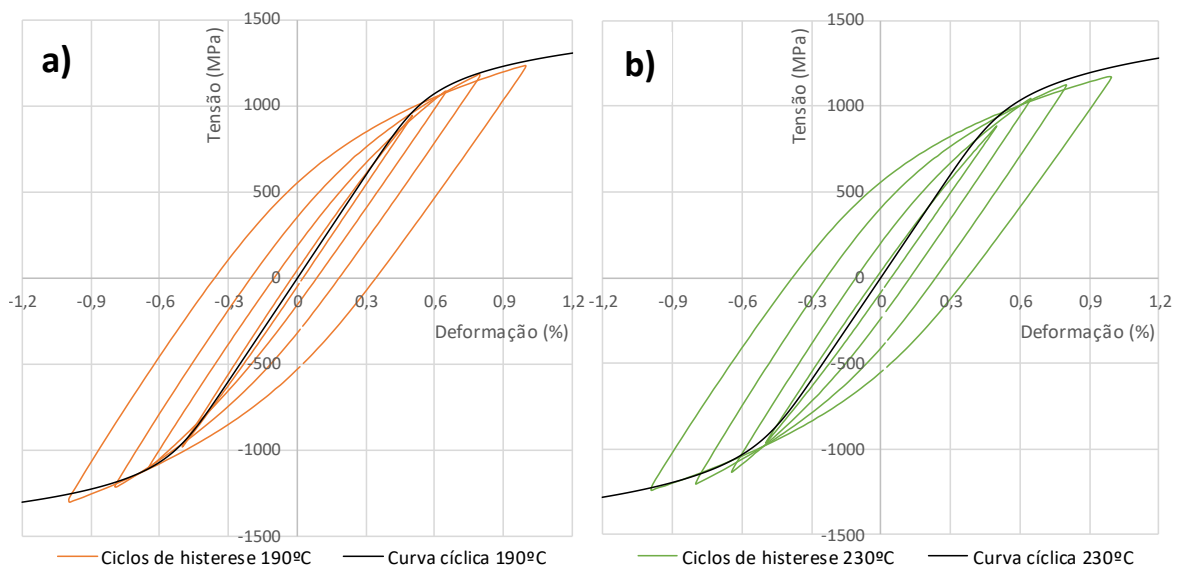


Figura 4.7 – Curvas cíclicas da liga 18Mn3Si2CrMo para as quatro temperaturas.

As Figuras 4.8a), 4.8b), 4.8c) e 4.8d) mostram os ciclos de histerese da meia-vida obtidos através de ensaios experimentais para as quatro temperaturas, bem como as curvas cíclicas associadas a cada temperatura. Ao analisar a Figura 4.8, é notado que as extremidades dos anéis de histerese encontram-se bem ajustadas, representando convenientemente o comportamento cíclico da liga 18Mn3Si2CrMo. Como se pode observar, as curvas cíclicas passam bastante perto das extremidades superiores e inferiores dos ciclos de histerese da meia-vida. De realçar também, que se verifica que a curva cíclica se ajusta melhor na parte de tração, ou seja, nas extremidades superiores dos ciclos mencionados.



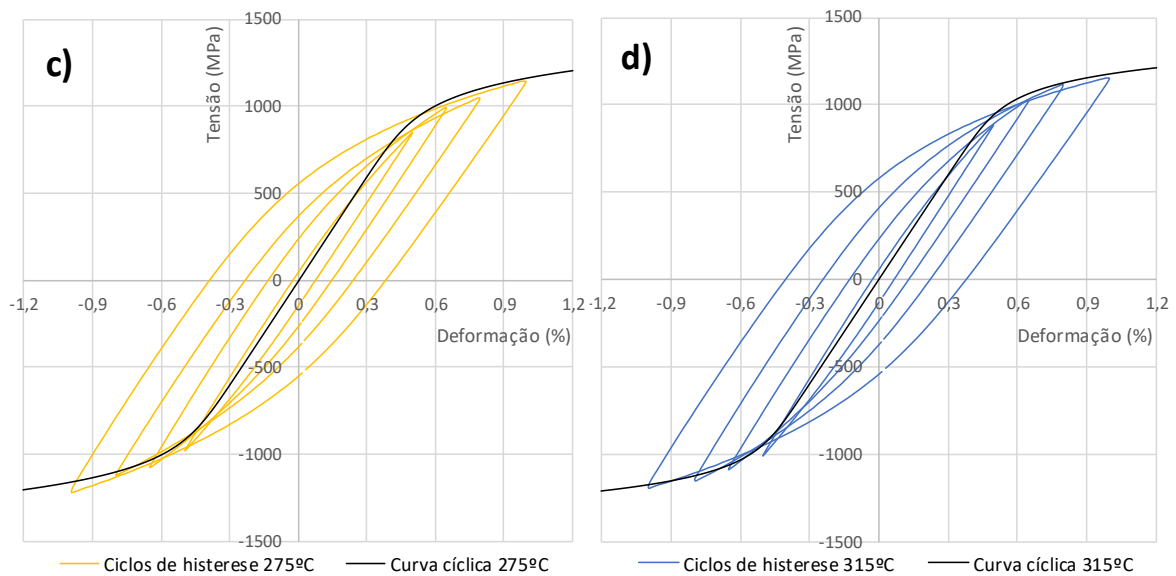


Figura 4.8 – Curvas de tensão-deformação cíclica referentes à liga 18Mn3Si2CrMo para todas as amplitudes de deformação: **a)** Temperatura de 190°C; **b)** Temperatura de 230°C; **c)** Temperatura de 275°C; **d)** Temperatura de 315°C.

As curvas da Figura 4.7 permitem relacionar a amplitude de tensão com a amplitude de deformação, porém estas curvas não têm em consideração as formas dos ciclos de histerese. Estas formas possibilitam interpretar alguns comportamentos cíclicos da liga estudada. A Figura 4.9 mostra, precisamente, os ciclos de histerese da meia-vida da liga 18Mn3Si2CrMo, para diferentes amplitudes de deformação e para as quatro temperaturas de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C) em coordenadas relativas. Estas coordenadas foram obtidas através da translação das extremidades à compressão, de modo a coincidirem no mesmo ponto de origem. Com uma breve análise à Figura 4.9, é possível concluir que a liga de aço de alta resistência não apresenta um comportamento do tipo *Masing*, visto que os ramos superiores dos anéis de histerese estabilizados das quatro temperaturas não seguem uma curva única, nem se encontram sobrepostos. De notar, que para a temperatura de 190°C é necessário aplicar maior tensão, do que nos outros casos, para que se atinja o mesmo nível de deformação total. Igualmente se pode concluir que, das quatro temperaturas, a de 275°C é a que requer menor tensão para atingir o mesmo nível de deformação, enquanto que as temperaturas de 230°C e 315°C mostram uma tendência mista.

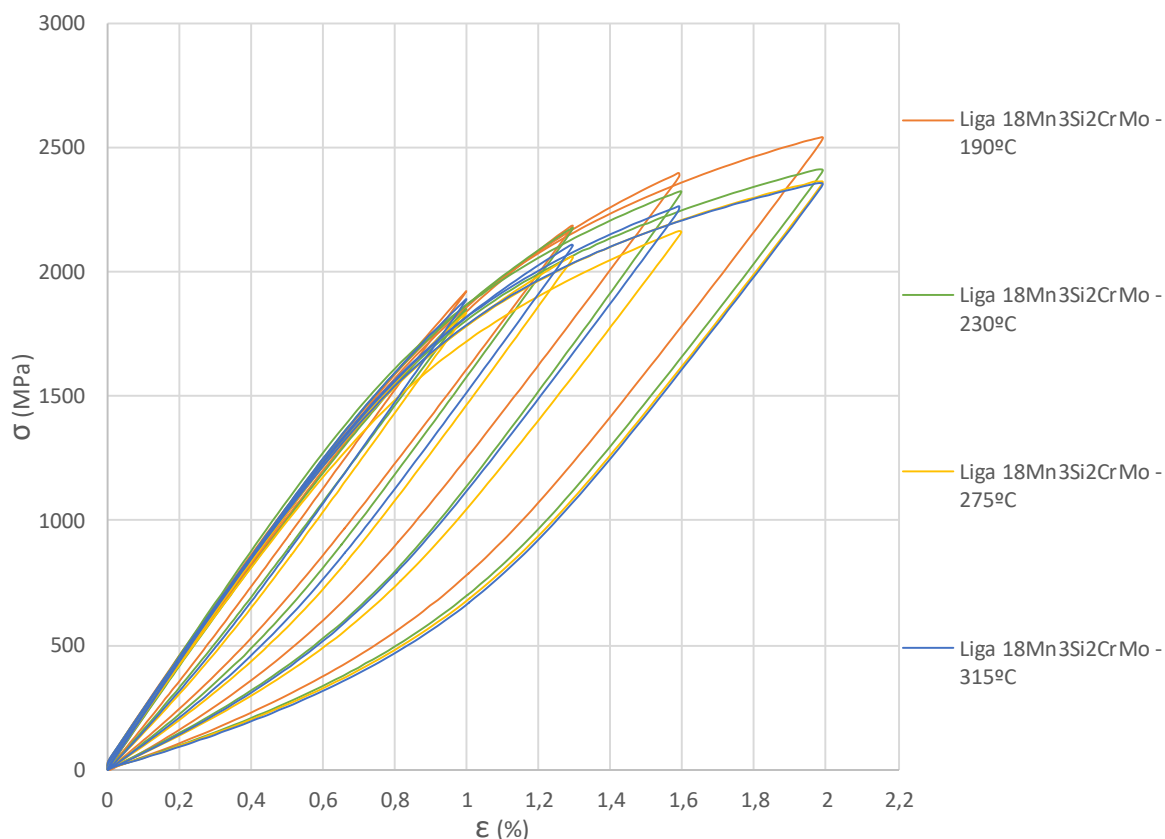


Figura 4.9 – Forma dos ciclos de histerese da liga 18Mn3Si2CrMo em coordenadas relativas, para diferentes amplitudes de deformação e para as quatro temperaturas.

Outra análise que se pode efetuar às respostas tensão-deformação é o grau de amaciamento cíclico para as diversas amplitudes de deformação. O grau de amaciamento cíclico, CS , pode ser quantificado através da Equação 4.4:

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

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

A Figura 4.10 demonstra a variação do grau de amaciamento cíclico, em percentagem, em função das amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$, $\pm 0,65\%$, $\pm 0,80\%$ e $\pm 1,0\%$) para as quatro temperaturas de transformação (190°C , 230°C , 275°C e 315°C). Para as temperaturas de 190°C , 230°C e 315°C , o grau de amaciamento cíclico (CS) aumenta com o aumento da amplitude de deformação. No caso concreto da temperatura de 275°C , os valores de CS aumentam até à amplitude de deformação de $0,80\%$ e, de seguida, estes valores tendem a diminuir para amplitudes de deformação superiores ($\Delta\varepsilon/2 > 0,80\%$). Pode-se constatar, de igual modo, que a curva CS da temperatura de 190°C apresenta uma relação

linear ao longo de todas as amplitudes de deformação. As curvas CS das temperaturas de 230°C, 275°C e 315°C também mostram uma relação linear até à amplitude de deformação de 0,80%, porém a partir desta amplitude até 1,0%, é observado que a curva se afasta dessa tendência, ao contrário do que se verificou para amplitudes de deformação mais baixas. Prosseguindo o estudo da Figura 4.10, conclui-se que para as temperaturas de 190°C e 230°C, os valores de CS são negativos para a amplitude de deformação de 0,50%, logo o comportamento da liga 18Mn3Si2CrMo é de encruamento cíclico. Para amplitudes de deformação superiores ($\Delta\varepsilon/2 > 0,50\%$), para estas temperaturas (190°C e 230°C), o comportamento da liga é de amaciamento cíclico. Para a temperatura de 275°C, os valores de CS são positivos para todas as amplitudes de deformação, logo é verificado sempre um comportamento de amaciamento cíclico. Para a temperatura de 315°C, é observável que a liga apresenta encruamento cíclico até à amplitude de deformação de 0,80% e, para amplitudes de deformação superiores ($\Delta\varepsilon/2 > 0,80\%$), a liga exibe um comportamento de amaciamento cíclico. De salientar, que os valores máximos de CS são obtidos para a amplitude de deformação mais alta ($\Delta\varepsilon/2 = 1,0\%$), exceto para a temperatura de 275°C, dado que o valor máximo é obtido para a amplitude de deformação de 0,80%.

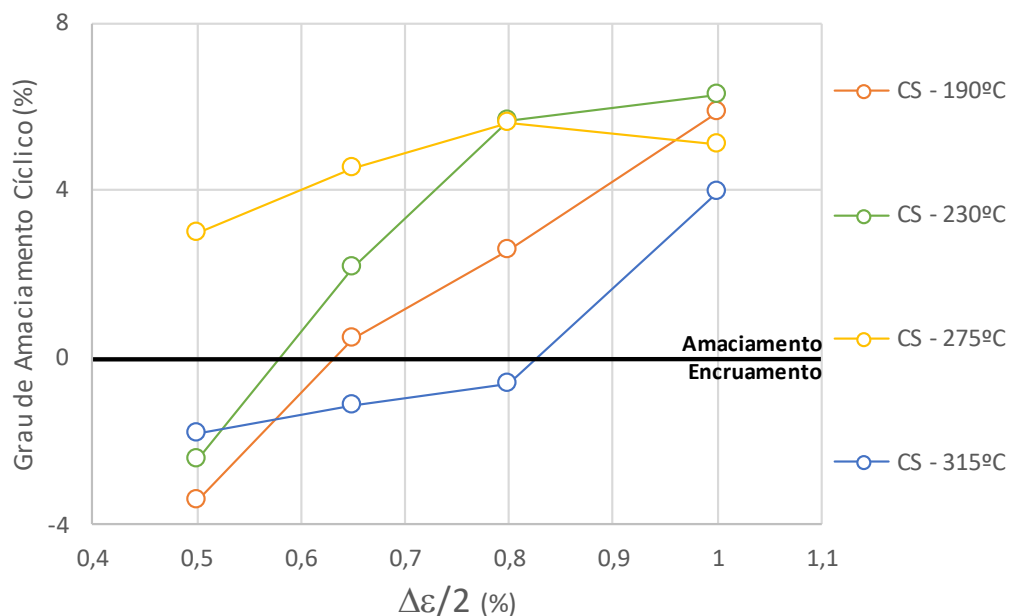


Figura 4.10 – Grau de amaciamento cíclico CS em função da amplitude de deformação para as quatro temperaturas.

4.2.2. Relação deformação-vida

O projeto à fadiga de componentes mecânicos ou estruturais sujeitos a cargas cíclicas é, geralmente, efetuado usando relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida. As evidências experimentais da relação tensão-vida mostram que as duas variáveis podem ser relacionadas através de retas em escalas bi-logarítmicas, ou seja, através de leis de potência. Esta função foi inicialmente proposta por Basquin [29] para relacionar a amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) e o número de reversões até à rotura ($2N_f$), como apresentada na Equação 2.12. Nesta equação, o coeficiente de resistência cíclica, σ_f' , e o expoente de resistência cíclica, b , foram calculados por regressão linear, recorrendo ao método dos mínimos quadrados, como ilustrado na Figura 4.11. O coeficiente de resistência cíclica, para cada temperatura de transformação, corresponde ao valor da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) para o número de reversões de valor igual a 1 ($2N_f = 1$) e o expoente de resistência cíclica, corresponde ao declive da reta. Na Tabela 4.3 estão apresentados os valores das constantes referidas.

Tabela 4.3 – Constantes de resistência cíclica para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

Temperatura (°C)	Coefficiente de resistência cíclica, σ_f' (MPa)	Expoente de resistência cíclica, b	Coefficiente de correlação, R^2
190	2477	-0,092	0,9913
230	2233,7	-0,083	0,9897
275	2264,3	-0,09	0,9899
315	2054	-0,079	0,9993

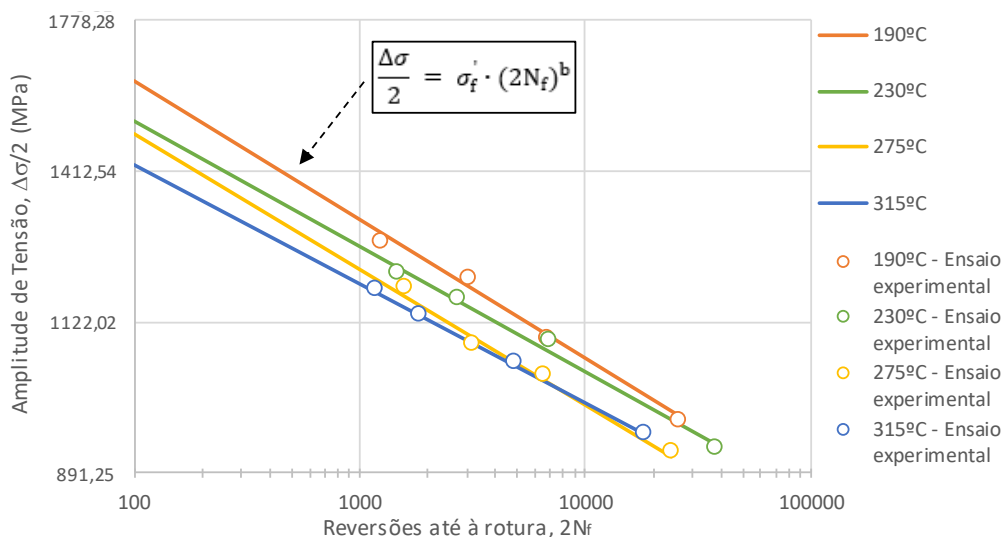


Figura 4.11 – Variação da amplitude de tensão com o número de reversões até à rotura em escala bi-logarítmica.

Os dados experimentais da relação deformação-vida provam que as duas variáveis também se podem relacionar através de retas em escalas logarítmicas, isto é, podem ser ajustadas através de leis de potência. Como demonstraram Coffin e Mason [30, 31], em dois trabalhos independentes, a amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) e o número de reversões até à rotura ($2N_f$) podem ser relacionados através da Equação 2.13. Nesta equação, o coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f , e o expoente de ductilidade cíclica, c , foram obtidos por regressão linear através do método dos mínimos quadrados, e estão compilados na Tabela 4.4. Na Figura 4.12 estão representadas, em escala bi-logarítmica, as quatro retas obtidas. O coeficiente de ductilidade cíclica corresponde ao valor de amplitude de deformação plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) para o número de reversões de valor igual a 1 ($2N_f = 1$) e o expoente de ductilidade cíclica corresponde ao declive da reta.

Tabela 4.4 – Constantes de ductilidade cíclica para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

Temperatura (°C)	Coeficiente de ductilidade cíclica, ε'_f	Expoente de ductilidade cíclica, c	Coeficiente de correlação, R^2
190	5,0796	-0,991	0,9767
230	0,6927	-0,722	0,992
275	2,8636	-0,879	0,9954
315	4,0091	-0,976	0,9872

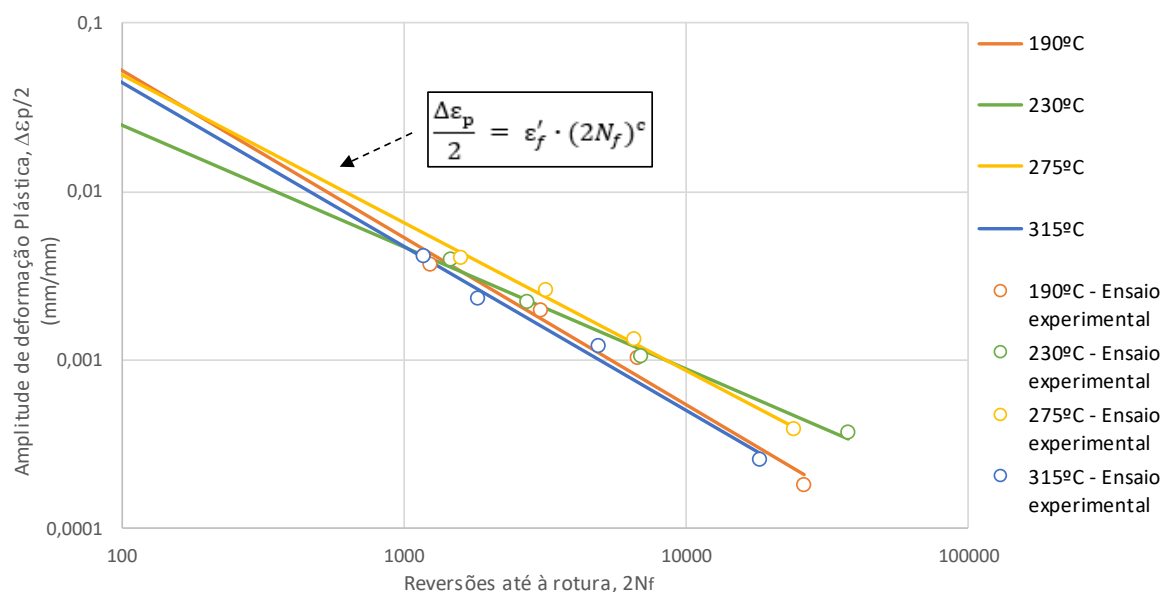


Figura 4.12 – Variação da amplitude de deformação plástica com o número de reversões até à rotura em escala bi-logarítmica.

Na Figura 4.13 representam-se as curvas de deformação-vida (Equação 2.14), resistência-vida (Equação 2.12) e ductilidade-vida (Equação 2.13) para as quatro temperaturas de transição. Através da relação de *Basquin* e da relação de *Coffin-Mason*, é possível determinar o número de reversões de transição ($2N_T$). Com a análise da Figura 4.14, deduz-se que não existe uma correlação linear entre a temperatura e o número de reversões de transição ($2N_T$). Ou seja, com o aumento da temperatura, não se evidencia que o número de reversões de transição acompanhe este aumento. A transição da liga 18Mn3Si2CrMo para a temperatura de 190°C ocorre ao fim de, aproximadamente, 806 reversões. Para a temperatura de 230°C, ocorre aproximadamente ao fim de 636 reversões. Para a temperatura de 275°C, este valor é aproximadamente igual a 1114 reversões. Por fim, para a temperatura de 315°C, ocorre ao fim de, sensivelmente, 773 reversões. Para vidas inferiores ao número de reversões de transição, a deformação plástica prevalece em relação à deformação elástica. Para vidas superiores a $2N_T$, ocorre o oposto. Com o aumento do número de reversões, a deformação plástica tem cada vez menor influência na curva de deformação-vida. Realizando uma breve análise à Figura 4.13, pode-se verificar que a deformação elástica é superior para as temperaturas de 190°C e 230°C e mantém-se superior até à rotura. No caso da deformação plástica, verificam-se algumas tendências mistas, ou seja, para um número de reversões baixo, a deformação plástica é superior para as temperaturas de 190°C e 275°C e inferior para a temperatura de 230°C. Contudo, com o aumento do número de reversões, a deformação plástica torna-se superior para a temperatura de 230°C, notando-se uma queda significativa desta deformação para a temperatura de 190°C. Em relação à análise da curva deformação-vida, é possível apurar que para vidas mais curtas, a liga 18Mn3Si2CrMo terá um comportamento melhor para as temperaturas de 190°C e 275°C. Para vidas mais longas, a liga de aço de alta resistência terá um melhor comportamento para a temperatura de 230°C.

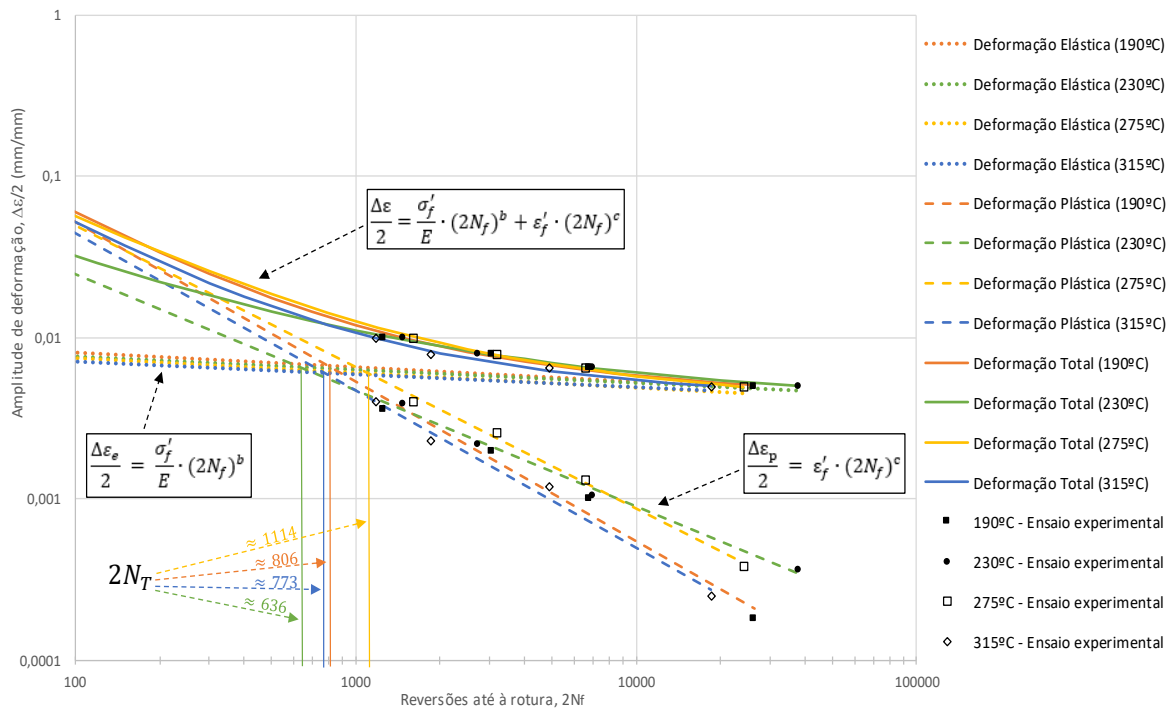


Figura 4.13 – Curvas de deformação-vida, resistência-vida e ductilidade-vida.

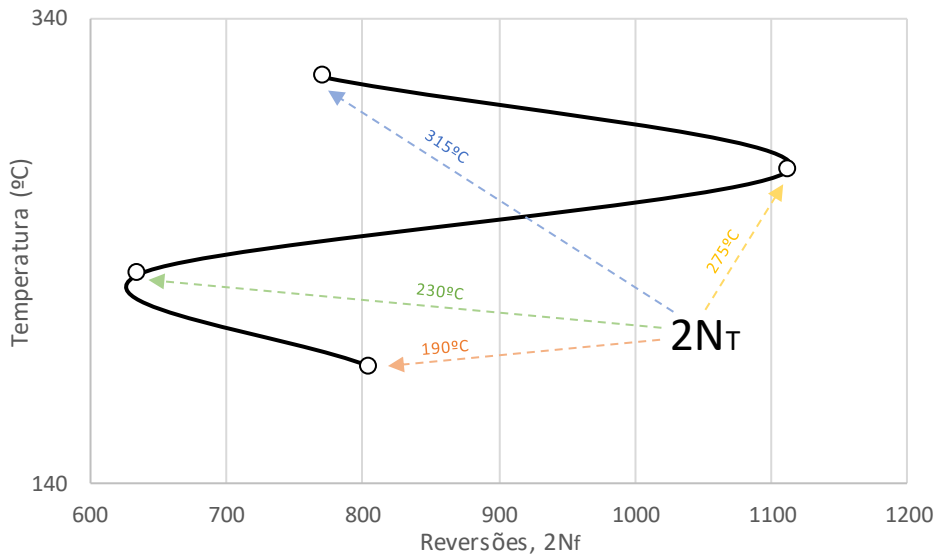


Figura 4.14 – Variação do número de reversões de transição da liga 18Mn3Si2CrMo em função da temperatura de transformação martensítica.

4.2.3. Relação energia-vida

A relação energia-vida é um aspeto muito importante no contexto do projeto à fadiga. Atualmente, estes modelos estão a ser cada vez mais utilizados, quer para solicitações uniaxiais, quer para solicitações multiaxiais. O valor experimental da densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_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 obtidos neste trabalho. A Figura 4.15 relaciona a densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_p , com o número de reversões até à rotura, para as quatro temperaturas de transformação martensítica. Estas variáveis têm, também, um comportamento linear em escalas bi-logarítmicas. As constantes definidas na Equação 2.19 [18] foram obtidas através do método dos mínimos quadrados. Na Tabela 4.5 encontram-se os valores obtidos das constantes e, também, o valor do coeficiente de correlação R^2 , para as quatro temperaturas. A constante k_p corresponde à densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo para uma reversão e a constante α_p corresponde ao declive da reta. De uma forma geral, pode concluir-se que os declives das retas são relativamente semelhantes, exceto para o caso da temperatura de 190°C. Por outro lado, também se constata que os pontos experimentais se encontram muito próximos das funções ajustadas.

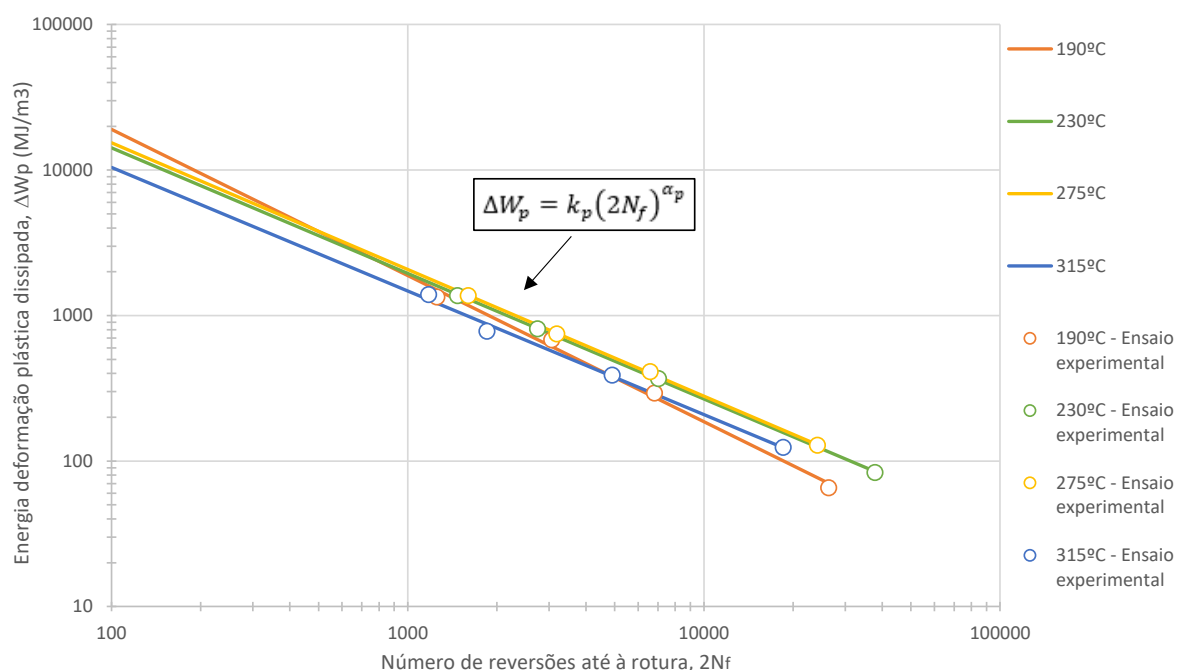


Figura 4.15 – Variação da energia de deformação plástica dissipada por ciclo com o número de reversões até à rotura, em escala bi-logarítmica.

Tabela 4.5 – Constantes da Equação 2.19 para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo

Temperatura (°C)	Coeficiente k_p (MJ/m ³)	Expoente α_p	Coeficiente de correlação R^2
190	1939102	-1,004	0,9934
230	755917	-0,863	0,9998
275	844456	-0,87	0,9997
315	520240	-0,849	0,9937

De forma semelhante, pode-se também analisar a densidade de energia de deformação total, ΔW_t . Esta variável é, geralmente, mais precisa em termos de projeto à fadiga, porque tem um caráter unificador e não é tão suscetível a erros de medida, quando os níveis de deformação plástica são muito baixos, o que dificulta a determinação da densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo, ΔW_p . A densidade de energia de deformação total, ΔW_t , neste trabalho, foi calculada através da soma algébrica da densidade de energia de deformação plástica com a densidade de energia de deformação elástica positiva (ΔW_e^+), como se mostra na Equação 2.22 e Equação 2.23 [39]. A utilização da parte elástica positiva, ao invés da totalidade da componente elástica, torna esta parâmetro sensível ao efeito da tensão média [18]. As constantes k_t e α_t foram calculadas, como anteriormente, para cada temperatura de transformação, por regressão linear recorrendo ao método dos mínimos quadrados. Na Tabela 4.6, encontram-se os valores calculados das constantes k_t , α_t e $\Delta W_{0,t}$, bem como, o valor do coeficiente de correlação R^2 , para as quatro temperaturas martensíticas.

Tabela 4.6 – Constantes da Equação 2.23 para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

Temperatura (°C)	Coefficiente k_t (MJ/m ³)	Expoente α_t	$\Delta W_{0,t}$ (MJ/m ³)	Coefficiente de correlação R^2
190	123267	-0,598	0,823424	0,9975
230	91062	-0,551	0,891405	0,9929
275	171882	-0,629	0,733249	0,9971
315	113418	-0,603	0,855958	0,987

Na Figura 4.16 ilustram-se os valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica dissipada por ciclo e da densidade de energia de deformação total, assim como as curvas ajustadas através da Equação 2.19 e Equação 2.23, tudo isto em escala bi-logarítmica e para todas as temperaturas. Na Tabela 4.7 estão apresentados, tanto os valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica, da densidade de energia da deformação elástica positiva e da densidade de energia de deformação total, como também os resultados teóricos da densidade de energia de deformação plástica e da densidade de energia de deformação total, calculados a partir da Equação 2.19 e da Equação 2.23. Procedendo a uma análise detalhada da Figura 4.16, pode-se observar que para um baixo número de reversões até à rotura, a liga 18Mn3Si2CrMo

dissipa mais energia de deformação plástica para a temperatura de 190°C e dissipa menos energia para a temperatura de 315°C. A energia dissipada é sensivelmente a mesma para as temperaturas de 230°C e 275°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 275°C e dissipa menos energia de deformação total para a temperatura de 315°C. É, também, visível que, com o aumento do número de reversões, as energias de deformação plástica e total dissipadas, tendem a diminuir. Para elevado número de reversões, é possível notar que a liga de aço de alta resistência, para as temperaturas de 230°C e 275°C, dissipa mais energia de deformação plástica e, para a temperatura de 190°C, dissipa menos energia, do que as restantes. Continuando na análise da densidade de energia de deformação total dissipada, para um número de reversões mais elevado, a liga dissipa mais energia para a temperatura de 230°C e dissipa menos energia de deformação total para a temperatura de 315°C. A partir das 4500 reversões verificou-se, que a energia de deformação total para a temperatura de 230°C, passou a ser superior à da temperatura de 275°C. Foi averiguado, de igual modo, que as curvas da densidade de energia de deformação plástica dissipada correspondentes às temperaturas de 230°C e 275°C, apresentam um comportamento bastante semelhante ao longo da vida. A liga 18Mn3Si2CrMo, para a mesma densidade de energia de deformação total, terá vidas mais longas para a temperatura de transformação de 230°C.

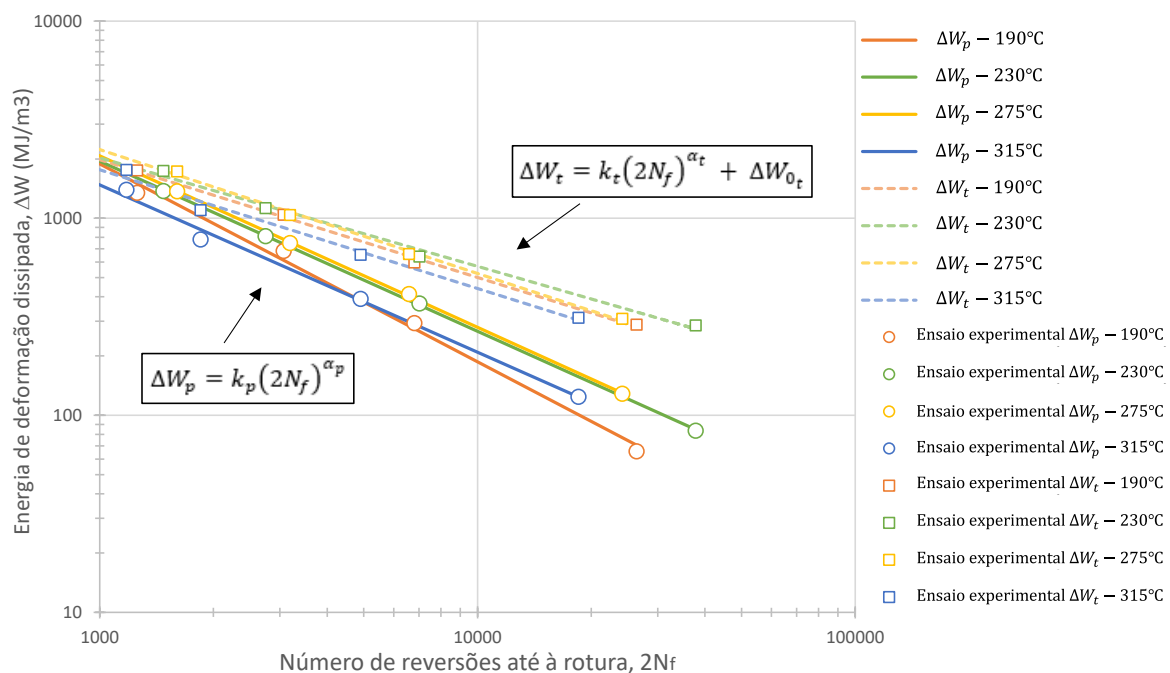


Figura 4.16 – Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica e total dissipada por ciclo e das curvas ajustadas através da Equação 2.19 e Equação 2.23.

Tabela 4.7 – Valores experimentais de ΔW_p , ΔW_{e^+} e ΔW_t e valores teóricos ΔW_p e ΔW_t .

Temperatura (°C)	Referência da Amostra	$\Delta\varepsilon/2$ (%)	$2N_f$	ΔW_p (MJ/m ³)	ΔW_{e^+} (MJ/m ³)	ΔW_t (MJ/m ³)	ΔW_p	ΔW_t
							Eq. 2.19 (MJ/m ³)	Eq. 2.23 (MJ/m ³)
190	D190_0,50	0,4998	26380	65,806	223,178	288,984	70,574	280,673
190	D190_0,65	0,6487	6812	294,282	302,550	596,831	274,785	629,676
190	D190_0,80	0,7960	3066	684,055	358,099	1042,15	612,466	1014,45
190	D190_1,0	0,9961	1256	1346,66	403,241	1749,90	1500,43	1729,25
230	D230_0,50	0,4989	37812	83,585	202,916	286,502	84,719	274,458
230	D230_0,65	0,6487	7020	369,442	270,708	640,150	362,314	692,731
230	D230_0,80	0,7989	2746	812,022	315,929	1127,95	814,471	1161,31
230	D230_1,0	0,9955	1474	1375,47	368,388	1743,86	1393,35	1635,81
275	D275_0,50	0,4985	24166	128,886	180,887	309,774	129,774	301,476
275	D275_0,65	0,6478	6588	412,714	247,298	660,012	402,033	681,870
275	D275_0,80	0,7986	3190	749,280	291,690	1040,97	755,578	1075,58
275	D275_1,0	0,9957	1602	1373,78	355,836	1729,61	1375,69	1658,40
315	D315_0,5	0,4985	18522	124,530	188,757	313,287	123,862	303,733
315	D315_0,65	0,6480	4904	389,941	264,350	654,291	382,760	675,819
315	D315_0,80	0,7958	1850	780,917	319,084	1100,00	875,740	1215,86
315	D315_1,0	0,9960	1176	1397,18	362,828	1760,01	1286,55	1597,57

No que diz respeito às relações energia-vida, uma outra análise que se pode realizar é o estudo dos valores acumulados da densidade de energia de deformação. Para se poder estudar esta energia, recorreu-se à Equação 2.24. Neste trabalho, à semelhança do que se fez no cálculo das densidades de energia de deformação dissipada por ciclo, procedeu-se ao cálculo, separadamente, da densidade de energia de deformação plástica acumulada, W_p , da densidade de energia de deformação elástica positiva acumulada, W_{e^+} , e da densidade de energia de deformação total acumulada, W_t , calculadas, respetivamente, pelas equações:

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

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

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

onde N_f representa o número de ciclos até à rotura. De modo a tornar o cálculo mais automático e rápido, utilizou-se um algoritmo específico desenvolvido para calcular as três variáveis anteriores, a partir de todos os anéis de histerese recolhidos nos ensaios. Ao

representar graficamente as funções de potência ajustadas, para cada temperatura, foi observado que existia uma sobreposição quase perfeita das mesmas e, por isso, foi utilizada uma função potencial ajustada média, tanto para a densidade de energia de deformação plástica acumulada, como para a densidade de energia de deformação total acumulada. Essas curvas médias estão representadas na Figura 4.17 e são designadas por curvas médias ajustadas. Na Tabela 4.9, encontram-se presentes os valores experimentais e os valores ajustados da densidade de energia de deformação plástica e total acumuladas para cada temperatura, assim como os valores correspondentes às curvas médias, conforme Equação 4.8 e Equação 4.9 [41, 45]. Os coeficientes foram obtidos por regressão linear, recorrendo ao método dos mínimos quadrados, e encontram-se na Tabela 4.8. Na Figura 4.17 estão representadas graficamente as curvas médias ajustadas obtidas, em escala bi-logarítmica, da densidade de energia de deformação plástica acumulada, W_p , e da densidade de energia de deformação total acumulada, W_t , bem como os valores dos ensaios experimentais obtidos a partir dos ensaios. Examinando a Figura 4.17, constata-se que, tanto a densidade de energia de deformação plástica acumulada, como a densidade de energia de deformação total acumulada, tendem a aumentar com o aumento do número de reversões até à rotura. Também se pode comprovar que os pontos experimentais das temperaturas de 230°C, 275°C e 315°C seguem muito perto as duas curvas médias ajustadas, revelando um comportamento praticamente idêntico, quase independente da temperatura de transformação martensítica.

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

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

Tabela 4.8 – Coeficientes da Equação 4.8 e Equação 4.9 da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

Temperatura (°C)	A_1 (MJ/m ³)	a_1	$R^2 \rightarrow (W_{p,a})$	A_2 (MJ/m ³)	a_2	$R^2 \rightarrow (W_{t,a})$
190	14,016	0,8946	0,9975	21,573	0,8731	0,9981
230	8,0688	0,9427	0,9978	13,03	0,9163	0,9987
275	8,9754	0,9239	0,9971	15,267	0,8909	0,9982
315	7,7496	0,9419	0,9979	13,406	0,9066	0,9987
Curva Média Ajustada	9,1205	0,9295	0,9914	14,919	0,9011	0,9921

Tabela 4.9 – Valores experimentais e ajustados de W_p e W_t .

Temperatura (°C)	$2N_f$	W_p – Ensaio	W_t – Ensaio	$W_{p,a}$	$W_{t,a}$	$W_{p,a}$	$W_{t,a}$
		Experimental	Experimental			Curva	Curva
		Eq. 4.5	Eq. 4.7	Eq. 4.8	Eq. 4.9	Eq. 4.8	Eq. 4.9
		(MJ/m ³)	(MJ/m ³)	(MJ/m ³)	(MJ/m ³)	(MJ/m ³)	(MJ/m ³)
190	26380	121266	150902,4	126443,5	156360	117379,9	143797,2
190	6812	39599,15	49941,37	37659,24	47944,92	33346,28	42452,52
190	3066	19365,73	24955,88	18437,9	23880,13	15877,7	20677,11
190	1256	7841,551	10429,24	8298,13	10955,66	6926,75	9252,078
230	37812	160133,9	197657,9	166778,6	203904,3	164030,8	198903,2
230	7020	36723,31	46134,88	34099,73	43585,61	34291,7	43618,84
230	2746	14504,38	18819,16	14075,76	18442,75	14331,47	18722,02
230	1474	7360,068	9962,783	7829,815	10428,9	8037,797	10687,42
275	24166	96929,55	119142,7	100622,9	122673,5	108195,1	132875,7
275	6588	31729,52	40031,22	30283,09	38537,3	32325,86	41192,54
275	3190	16334,82	20962,22	15495,52	20196,72	16473,74	21429,18
275	1602	7712,262	10443,52	8200,522	10934,21	8684,653	11520,23
315	18522	78316,44	96425,76	81098,81	99171,08	84495,69	104557
315	4904	24594,91	31191	23195,77	29727,08	24568,88	31571,47
315	1850	9556,117	12467,76	9260,37	12283,36	9927,84	13115,6
315	1176	5726,862	7854,178	6043,603	8145,739	6515,718	8719,343

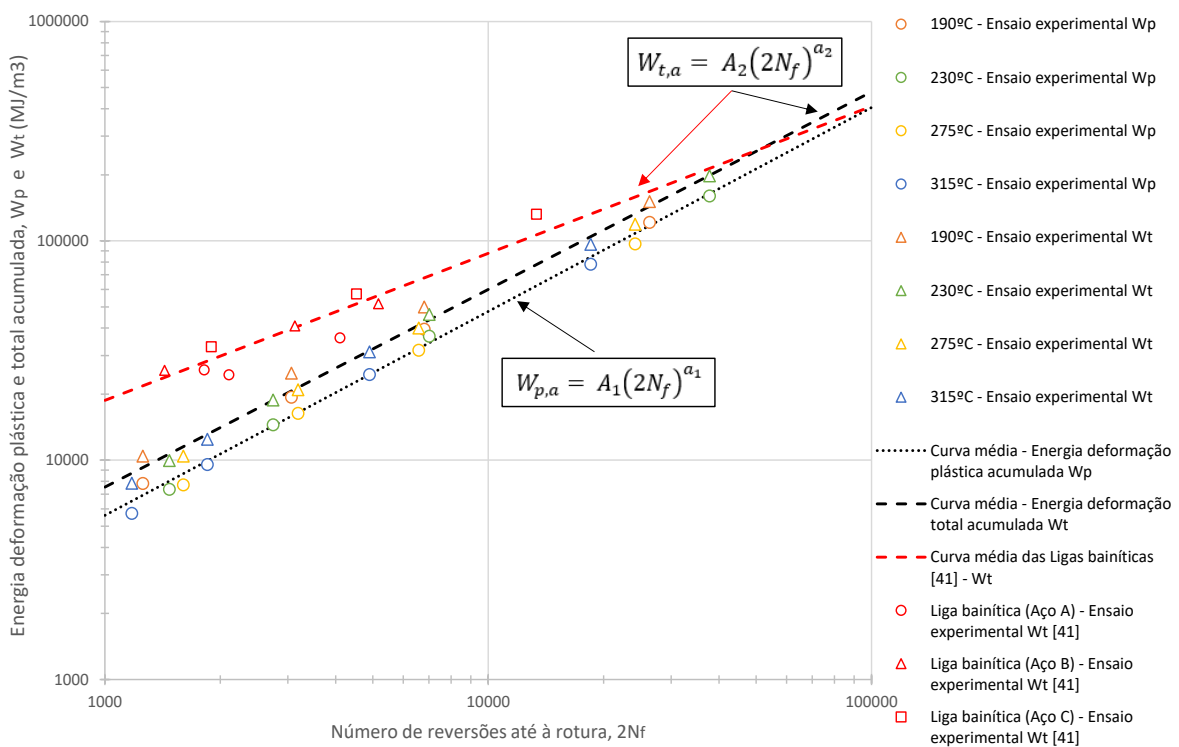


Figura 4.17 – Representação gráfica dos valores dos ensaios experimentais da densidade de energia de deformação plástica e total acumulada e das curvas médias ajustadas através da Equação 4.8 e Equação 4.9, da liga de aço 18Mn3Si2CrMo (cor preta) e das ligas bainíticas com baixo teor de carbono (cor vermelha) [41].

Na Figura 4.17 compara-se também a evolução da densidade de energia de deformação total acumulada da liga 18Mn3Si2CrMo com as ligas bainíticas com baixo teor de carbono, estudadas recentemente num trabalho realizado por Martins *et al.* [41]. Neste último trabalho mencionado foram estudados três tipos de aços com composições químicas nominais diferentes, que serão apresentados na Tabela 4.10. Tanto a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, como as ligas bainíticas com baixo teor de carbono, têm o objetivo de integrarem carris ferroviários. Observa-se na Figura 4.17, que as ligas bainíticas com baixo teor de carbono em relação à liga de aço 18Mn3Si2CrMo, tendem a dissipar mais densidade de energia de deformação total acumulada para baixo número de reversões e, para elevado número de reversões, tendem a dissipar menos densidade desta energia.

Tabela 4.10 – Composição química nominal das ligas bainíticas com baixo teor de carbono, em percentagem de peso (%wt), estudadas por Martins *et al.* [41].

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Fe
A	0,26	1,6	0	1,9	0,4	0,3	0,6	Rem.
B	0,27	1,7	2,3	1,9	0,4	0,4	0,7	Rem.
C	0,27	1,7	3,2	1,9	0,4	0,4	0,7	Rem.

Tabela 4.11 – Valores experimentais de W_t e coeficientes da Equação 4.9 das ligas bainíticas com baixo teor de carbono [41].

Aço	$2N_f$	W_t – Ensaio Experimental Eq. 4.7 (MJ/m ³)	A_2 (MJ/m ³)	a_2	$R^2 \rightarrow (W_{t,a})$
A	829	16224,66	594,57	0,4936	0,9758
A	1817	25821,61	594,57	0,4936	0,9758
A	2106	24540,85	594,57	0,4936	0,9758
A	4104	36113,23	594,57	0,4936	0,9758
B	484	11804,95	250,56	0,6292	0,9936
B	1432	25662,28	250,56	0,6292	0,9936
B	3129	40912,93	250,56	0,6292	0,9936
B	5170	51709,07	250,56	0,6292	0,9936
C	593	15107,03	178,55	0,6918	0,9982
C	1896	32941,68	178,55	0,6918	0,9982
C	4533	57348,35	178,55	0,6918	0,9982
C	13370	132375,28	178,55	0,6918	0,9982
Curva Média Ajustada			183,25	0,66997	0,9479

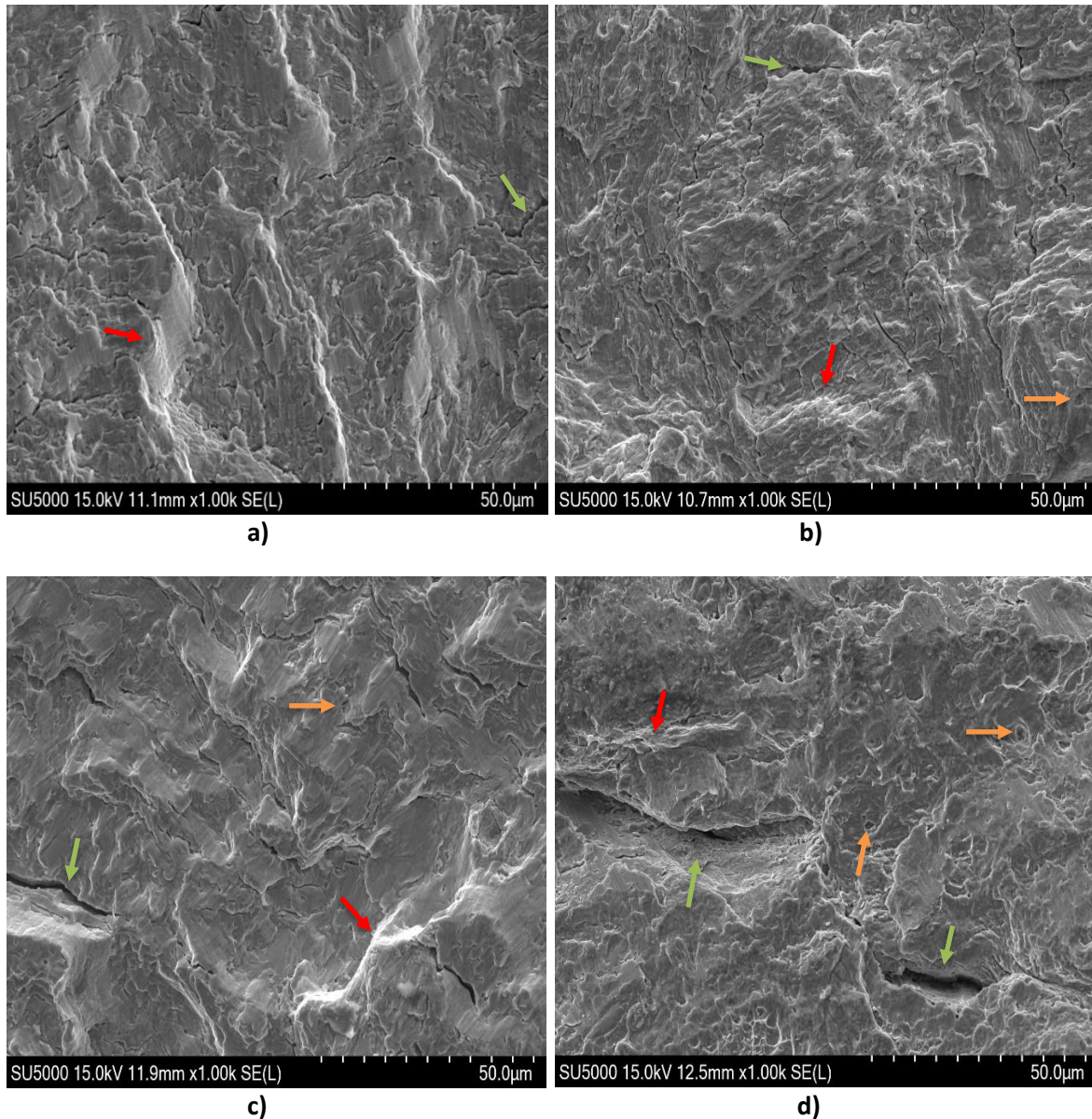
4.3. Análise das superfícies de fratura

Por fim, após a realização dos ensaios experimentais, foram analisadas as superfícies de fratura de vários provetes por microscopia eletrônica de varrimento (MEV). Foram observados os provetes com a amplitude de deformação de 0,50% e 1,0% ($\Delta\varepsilon/2 = \pm 0,50\%$ e $\pm 1,0\%$), para as quatro temperaturas de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C). As imagens MEV típicas de superfícies de fratura foram obtidas com elevada ampliação, estando expostas nas Figuras 4.18a), 4.18b), 4.18c) e 4.18d) e nas Figuras 4.19a), 4.19b), 4.19c) e 4.19d), para amplitudes de deformação de 0,50% e 1,0%, respetivamente. Ao examinar as micrografias das superfícies de fratura da liga 18Mn3Si2CrMo pode-se observar alguns fenómenos de propagação estável de fenda, como a presença de degraus de clivagem, fendas secundárias, vestígios de deformação plástica (típicos do fenómeno de fadiga), cavidades dúcteis e partículas de segunda fase. Estes vestígios de deformação plástica revelam, fundamentalmente, uma propagação transgranular da fenda. Também é possível concluir através da observação destas micrografias que o processo de fratura se inicia num defeito à superfície, propagando-se depois, radialmente para o interior da secção transversal do provete, até ao momento em que ocorre a rotura final.

As Figuras 4.18a), 4.18b), 4.18c) e 4.18d) mostram imagens MEV para amplitudes de deformação de 0,50%. Predominam degraus de clivagem, fendas secundárias de tamanho variável, cavidades dúcteis e alguns vestígios de deformação plástica. As Figuras 4.19a), 4.19b), 4.19c) e 4.19d) mostram as micrografias para amplitudes de deformação de 1,0%. Observa-se a presença de degraus de clivagem mais acentuados, fendas secundárias de maior tamanho, maior presença de cavidades dúcteis e maior densidade de vestígios de deformação plástica do que nos casos para amplitudes de deformação de 0,50%.

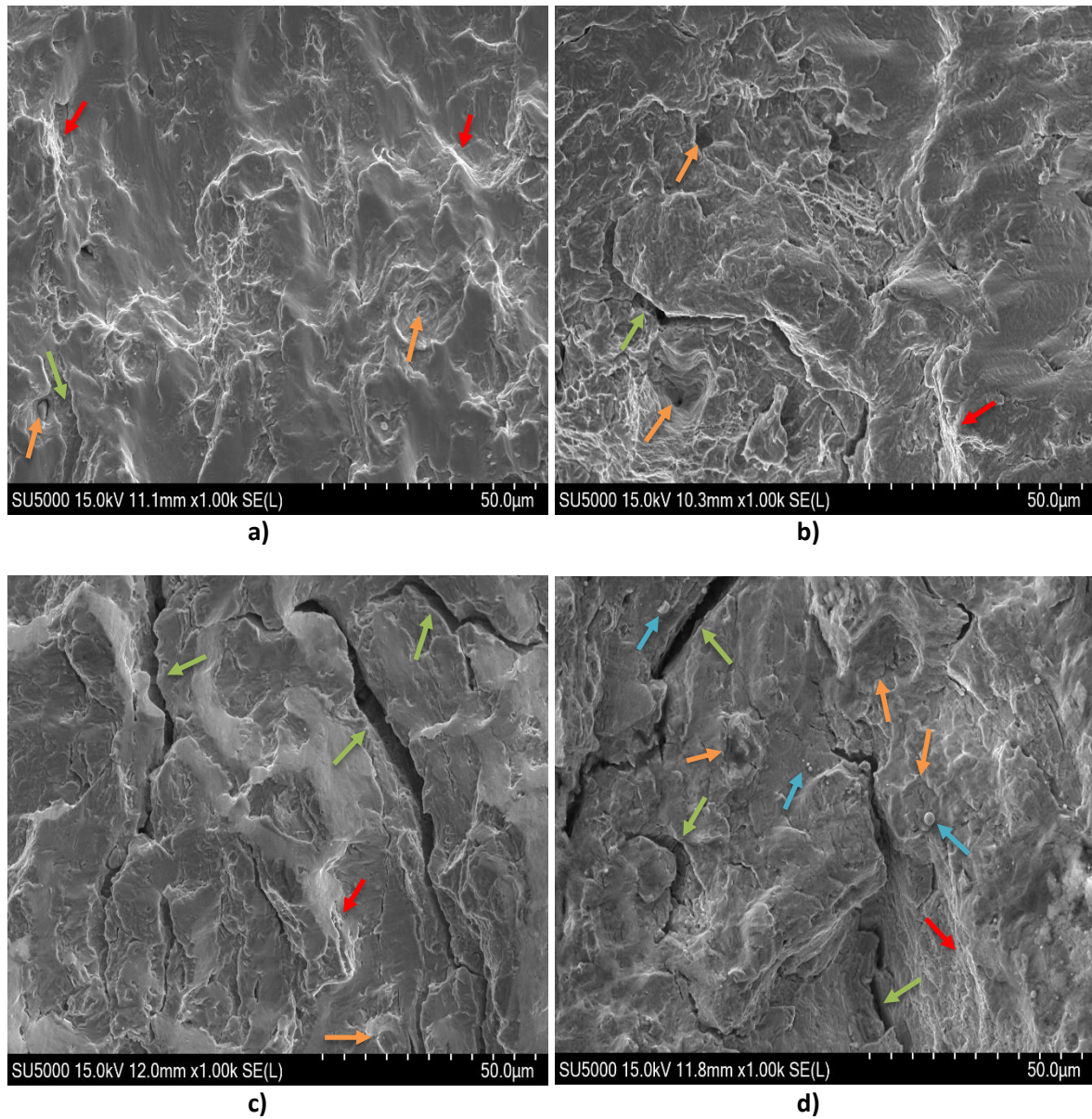
Observando as Figuras 4.18 e 4.19, é também possível inferir o efeito da temperatura nas superfícies de fratura. Nota-se, que no essencial, a densidade de vestígios de deformação plástica vai aumentando desde a temperatura de 190°C até à temperatura de 315°C. Para as temperaturas de 275°C e 315°C é visível um surgimento de maiores quantidades de cavidades dúcteis, que não estão presentes nos casos das temperaturas de 190°C e 230°C. Para a temperatura de 315°C, verifica-se a formação de algumas partículas de segunda fase dispersas na superfície de fratura. Também se constata uma presença mais acentuada de degraus de clivagem, devido ao aumento da temperatura. Por último, a

observação que ressalta mais à vista, é o aumento significativo das dimensões das fendas secundárias para as temperaturas de 275°C e 315°C.



As setas verdes correspondem às fendas secundárias, as setas vermelhas correspondem aos vestígios de deformação plástica e as setas laranjas correspondem às cavidades dúcteis.

Figura 4.18 – Micrografias MEV das superfícies de fratura da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo para amplitudes de deformação de 0,50% e diferentes temperaturas de transformação: **a)** 190°C; **b)** 230°C; **c)** 275°C; **d)** 315°C.



As setas verdes correspondem às fendas secundárias, as setas vermelhas correspondem aos vestígios de deformação plástica, as setas laranjas correspondem às cavidades dúcteis e as setas azuis correspondem partículas de segunda fase dispersas na superfície de fratura.

Figura 4.19 – Micrografias MEV das superfícies de fratura da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo para amplitudes de deformação de 1,0% e diferentes temperaturas de transformação: **a)** 190°C; **b)** 230°C; **c)** 275°C; **d)** 315°C.

5. CONCLUSÕES

5.1. Conclusão

De acordo com a informação dos capítulos anteriores, esta dissertação teve como principal objetivo caracterizar o comportamento elasto-plástico cíclico, no regime de fadiga oligocíclica da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo, para quatro temperaturas de transformação martensítica (190°C, 230°C, 275°C e 315°C). Os ensaios experimentais foram realizados de acordo com a norma ASTM E606 (2004), para amplitudes de deformação entre 0,50% e 1,0% e em controlo de deformação ($R_\epsilon = -1$). Numa fase seguinte, procurou-se estudar a resposta tensão-deformação cíclica e proceder à obtenção das propriedades de resistência cíclica e de ductilidade cíclica. Igualmente, se procurou analisar as relações tensão-vida, deformação-vida e energia-vida para as quatro temperaturas referidas. Por último, foram observadas as principais características microestruturais e os principais mecanismos de fratura da liga 18Mn3Si2CrMo para os níveis de deformação aplicados. Assim sendo, pode-se retirar as seguintes as ilações deste estudo:

- A microestrutura da liga 18Mn3Si2CrMo, devido ao aumento da temperatura de transformação, tende a apresentar um aumento da densidade dos blocos austeníticos retidos e um aumento da presença de bainite e martensite;
- Para a temperatura de 315°C, independentemente do nível de deformação aplicado, não se observou uma variação significativa das formas dos ciclos de histerese durante a vida da peça;
- Esta liga de aço de alta resistência apresentou, em todos os casos estudados, um comportamento de encruamento cíclico por deformação nas primeiras reversões, seguido de um amaciamento cíclico por deformação até à fase mais estável, ocorrendo posteriormente a rotura;
- Não foi evidenciada uma correlação linear entre a temperatura de transformação martensítica e o número de reversões de transição ($2N_T$);

- A curva cíclica referente à liga 18Mn3Si2CrMo para a temperatura de transformação martensítica de 190°C apresentou, para o mesmo nível de deformação, os maiores valores de amplitudes de tensão, enquanto que a curva cíclica referente à liga de aço para a temperatura de 275°C apresentou os valores menores;
- As formas dos ciclos de histerese mostraram que a liga 18Mn3Si2CrMo não exibe um comportamento do tipo *Masing*;
- O grau de amaciamento cíclico (CS), para a temperatura de 275°C, apresentou valores positivos em todo o intervalo de deformação estudado. Para as temperaturas de 190°C e 230°C, os valores positivos foram registados a partir da amplitude de deformação de 0,80%, inclusive. Para a temperatura de 315°C, estes valores positivos apenas foram observados para a amplitude de deformação de 1,0%;
- A relação entre o grau de amaciamento cíclico (CS) e a amplitude de deformação, para a temperatura de 190°C, apresentou um comportamento linear. Para as temperaturas de 230°C, 275°C e 315°C, o comportamento linear foi somente observado até uma amplitude de deformação de 0,80%;
- O número de reversões de transição mais baixo ($2N_T = 636$) ocorreu para a temperatura de 230°C e número de reversões de transição mais alto aconteceu para a temperatura 275°C ($2N_T = 1114$). Não se observou uma correlação bem definida entre o número de reversões de transição e o número de reversões até à rotura;
- Através das curvas deformação-vida foi possível apurar que para vidas mais curtas, a liga 18Mn3Si2CrMo terá um melhor comportamento à fadiga para as temperaturas de 190°C e 275°C. Para vidas mais longas, o melhor desempenho foi observado para a temperatura de 230°C;
- No intervalo estudado, 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;

- A densidade de energia de deformação plástica acumulada e a densidade de energia de deformação total acumulada tendem a aumentar com o aumento do número de reversões até à rotura, ou seja, com a redução da amplitude de deformação;
- A evolução das densidades de energia de deformação plástica e total acumuladas com o número de reversões até à rotura foi praticamente idêntico para as quatro temperaturas;
- Recorrendo às micrografias MEV das superfícies de fratura, foi possível concluir que, com o aumento da amplitude de deformação é notada uma maior presença de degraus de clivagem e cavidades dúcteis, maior tamanho das fendas secundárias e maior densidade de vestígios de deformação plástica.
- As análises por MEV mostraram também, que o aumento da temperatura, promove um aumento significativo das dimensões das fendas secundárias para as temperaturas de 275°C e 315°C e o aparecimento de partículas de segunda fase para a temperatura de 315°C.

5.2. Propostas para investigações futuras

No percurso desta dissertação, procurou-se estudar o efeito da temperatura de transição martensítica no comportamento à fadiga oligocíclica da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo. Contudo, com o objetivo de aprofundar o conhecimento sobre o comportamento à fadiga da liga referida, sugerem-se alguns tópicos que podem ser abordados em investigações futuras, tais como:

- Estudar o comportamento elasto-plástico cíclico da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo para amplitudes de deformação superiores às estudadas neste trabalho e analisar o comportamento da liga para ciclos de deformação não simétricos ($R_\epsilon \neq -1$);
- Desenvolver um modelo *machine learning* (aprendizagem automática) para a obtenção da temperatura de transformação martensítica ótima da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo;
- Estudar o comportamento à fadiga em componentes entalhados da liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo considerando carregamentos de amplitude variável, quer uniaxiais, quer multiaxiais;
- Estudar o efeito da temperatura de transformação martensítica na tenacidade à fratura para a liga de aço de alta resistência 18Mn3Si2CrMo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] R. Branco, “Fatigue Life Prediction of Notched Components Subjected to Complex Loading,” PhD Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 2013.
- [2] V. Chiaverini, *Aços-carbono e aços-liga*, 11^a Edição. Publicação do Centro Moraes Rego, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1955.
- [3] R. Branco, J. D. Costa, and F. V. Antunes, “Fatigue behaviour and life prediction of lateral notched round bars under bending-torsion loading,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 119, pp. 66–84, 2014, doi: 10.1016/j.engfracmech.2014.02.009.
- [4] ASTM International, *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, ASTM E1823. West Conshohocken, PA.
- [5] C. M. Branco, J. M. Ferreira, J. D. da Costa, and A. S. Ribeiro, *Projeto de Órgãos de Máquinas*, 3^a Edição. Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [6] J. Polak, *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*. Materials Science Monographs 63, Elsevier, 1991.
- [7] 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, 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105362.
- [8] L. Náhlík, P. Pokorný, M. Ševčík, R. Fajkoš, P. Matušek, and P. Hutař, “Fatigue lifetime estimation of railway axles,” *Engineering Failure Analysis*, vol. 73, pp. 139–157, 2017, doi: 10.1016/j.engfailanal.2016.12.014.
- [9] E. da Rosa, *Análise de Resistência Mecânica (Mecânica da Fratura e Fadiga)*. Universidade Federal de Santa Catarina, 2002.
- [10] R. G. Budynas and J. K. Nisbett, *Shigley’s Mechanical Engineering Design*, 9th Edition. New York: McGraw-Hill, 2011.
- [11] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, 2nd Edition. Cambridge University Press, 1998.
- [12] August Wohler, *Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles*. Engineering, 11, 1871.
- [13] 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.
- [14] S.-T. Tu and X.-C. Zhang, “Fatigue Crack Initiation Mechanisms,” *Materials Science and Materials Engineering*, pp. 0–23, 2016, doi: 10.1016/b978-0-12-803581-8.02852-6.
- [15] J. A. Ewing and J. C. Humfrey, *The fracture of metals under repeated alternations of stress*. Philosophical Transactions of the Royal Society A200, 1903.
- [16] L. P. Borrego, “Fatigue crack growth under variable amplitude load in an AlMgSi alloy,” PhD Thesis, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 2001.
- [17] D. Socie and G. Marquis, *Multiaxial Fatigue*. Society of Automotive, 2000.
- [18] F. Ellyin, *Fatigue damage, crack growth and life prediction*, First edition. Chapman & Hall, 1997.
- [19] W. T. Kirkby, P. J. E. Forsyth, and R. J. Maxwell, “Design against fatigue - current trends,” *Aeronautical Journal*, vol. 84, pp. 1–12, 1980.
- [20] 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, p. 4111, 2019, doi: 10.3390/MA12244111.
- [21] 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.
- [22] F. C. Campbell, *Elements of metallurgy and engineering alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008.
- [23] 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.
- [24] R. Landgraf, “Achievement of high fatigue resistance in metals and alloys,” American Society for Testing and Materials, ASTM STP-467, 1970, pp. 3–36.
- [25] J. D. Morrow, “Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals,” in *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity*, Ed. B. Lazan, West Conshohocken, PA: ASTM International, 1965, pp. 45–87.
- [26] W. Ramberg and W. R. Osgood, *Description of stress-strain curves by three parameters*, NACA TN 90. National Advisory Committee for Aeronautics, 1943.

-
- [27] G. Masing, “Eigenspannungen und verfestigung beim messing,” in *2nd International Congresso of Applied Mechanics*, Zurich: Orell Fussliverlag, 1926, pp. 332–335.
- [28] H. J. Christ and H. Mughrabi, “Cyclic stress-strain response and microstructure under variable amplitude loading,” *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 19, 1996, pp. 335–348.
- [29] O. H. Basquin, “The exponential law of endurance tests,” *American Society for testing and Materials, ASTM 10 (II)*, 1910, pp. 625–630.
- [30] L. F. Coffin, “A study effects of cyclic thermal stresses on ductile metal,” *Transactions of ASME* 76, 1954, pp. 931–950.
- [31] S. S. Manson, *Behaviour of materials under conditions of thermal stress*. NACA TN-2933, National Advisory Committee for Aeronautics, 1954.
- [32] D. Kujawski and P. C. R. Sree, “On deviatoric interpretation of Neuber’s rule and the SWT parameter,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 71, pp. 44–50, 2014, doi: 10.1016/j.tafmec.2014.03.006.
- [33] R. Smith, P. Watson, and T. Topper, “A stress-strain parameter for the fatigue of metals,” *Journal of Materials*, vol. 5, pp. 767–778, 1970.
- [34] 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>.
- [35] D. Socie, “Multiaxial fatigue damage models,” *Journal of Engineering, Materials, and Technology*, vol. 109, no. 4, pp. 293–298, 1987.
- [36] J. D. Costa, “Análise da tolerância de defeitos em ligas de alumínio,” PhD Thesis, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra, 1991.
- [37] 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.
- [38] 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.
- [39] 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).
-

- [40] 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.
- [41] 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.
- [42] 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.
- [43] S. Xia, F. Zhang, and Z. Yang, “Microstructure and mechanical properties of 18Mn3Si2CrMo steel subjected to austempering at different temperatures below Ms,” *Materials Science & Engineering A*, vol. 724, pp. 103–111, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.03.067.
- [44] N. Gleichmann, “SEM vs TEM,” 2020. Acedido a 5 de fevereiro de 2021, em: <https://www.technologynetworks.com/analysis/articles/sem-vs-tem-331262>.
- [45] 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.