

Fadiga de juntas soldadas em aços estruturais de alto limite elástico

Gonçalo André Mota Mendes

Dissertação para a obtenção do grau de mestre em

Engenharia Mecânica

Jurí

Presidente: Prof. Dr. Nuno Ferreira Rilo
Orientador: Prof. Dr. José Domingos Moreira da Costa
Vogal: Prof. Dr. José António Martins Ferreira

Agosto de 2009

À minha família e a
todos os meus amigos

Agradecimentos

Durante a realização desta tese, tenho a agradecer a várias partes, pelo auxílio e atenção demonstrados, assim como pelos muitos momentos de boa disposição. Tenho a agradecer particularmente:

- ao orientador científico, Prof. José Domingos Moreira da Costa, pela disponibilidade demonstrada durante o período lectivo, assim como por todo o apoio prestado na realização dos ensaios experimentais, e subseqüentes métodos de análise.
- ao Prof. Amílcar Ramalho, pelos bons momentos passados no Laboratório de Construções Mecânicas e por todas as informações concedidas;
- a todo o Grupo de Tecnologia do DEM, pelo tempo dispendido na discussão dos resultados de observações microestruturais;
- e a todos os meus amigos e familiares, pela compreensão demonstrada, por eventualmente nestes últimos meses, ter havido um menor tempo de convivência entre nós.

Resumo

Ao longo desta dissertação, é efectuado um estudo global sobre o comportamento à fadiga de um aço de alta resistência usado para fins estruturais. Existe um particular interesse em analisar a resistência a solicitações à fadiga, de juntas soldadas executadas neste tipo de aço.

Na primeira parte do relatório, é apresentada uma revisão bibliográfica sobre os principais temas abordados neste trabalho, o que possibilita uma melhor compreensão dos fundamentos teóricos associados aos resultados experimentais. Em seguida são apresentadas as metodologias e características dos equipamentos que são utilizados nos testes experimentais.

Entrando na parte dos resultados, são apresentadas medições de microdurezas efectuadas ao longo da região da soldadura, assim como, também se apresentam imagens da composição microestrutural do aço na zona soldada.

Mais adiante são expostos os resultados dos ensaios de fadiga, para três tipos de provetes com configurações diferentes: um em que o cordão de soldadura é mantido inalterado, um outro em que é feita uma limpeza do cordão à superfície, e por último um conjunto de provetes em metal de base. Estes resultados são comparados através das curvas S-N. Também é feita uma inspecção visual das superfícies de fractura, de modo a identificar as características associadas à nucleação e propagação dos mecanismos de fadiga.

Por último é apresentada a formulação matemática, que permite a elaboração de um programa computacional, cuja função se destina a calcular, a vida associada à fase de propagação de uma fenda por fadiga.

Abstract

Throughout this dissertation, is made a comprehensive study on the fatigue behavior of a high-strength steel used for structural purposes. There is a particular interest in analyzing the resistance to fatigue of welded joints performed in this type of steel.

In the first part of the report, is presented a literature review on the main topics discussed in this work, which allows a better understanding of the theoretical underpinnings associated with the experimental results. Then there is a presentation of the methodologies and equipment features, which are used in experimental tests.

Entering into the result's part, there are presented microhardness measurements carried out over the region of the weld, as well, there are also images of the microstructural composition of the steel in the welded zone.

Later sets out the results of fatigue tests for three types of specimens with different configurations: one in which the weld is unchanged, another one in which cleaning is done on the surface of the cord, and finally a set of pieces of metal. These results are compared with the SN curves. It is also made a visual inspection of fracture surfaces, in order to identify the characteristics associated with the nucleation and propagation of fatigue mechanisms.

Finally is presented the mathematical formulation, which allows the development of a computer program, whose function is intended to estimate the life associated with the phase propagation, of a crack by fatigue.

Índice geral

Agradecimentos	II
Resumo.....	III
Abstract	IV
Índice geral.....	V
Índice de figuras	VII
Índice de tabelas	IX
CAPÍTULO UM	1
Introdução e objectivos	1
CAPÍTULO DOIS	3
Revisão Bibliográfica.....	3
2.1 Introdução.....	3
2.2 Processos de soldadura.....	3
2.2.1 Soldadura MIG/MAG.....	5
2.3 Fadiga dos metais.....	7
2.3.1 Iniciação e propagação de fendas por fadiga	8
2.3.2 Fadiga em estruturas soldadas	9
2.3.3 Curvas S-N de resistência à fadiga.....	12
2.3.4 Aplicação da mecânica da fractura à fadiga	12
CAPÍTULO TRÊS	15
Equipamento e procedimentos experimentais	15
3.1 Introdução.....	15
3.2 Composição química e propriedades do aço Domex 600 MC.....	15
3.3 Obtenção dos provetes de teste.....	16
3.4 Ensaio de fadiga.....	18
3.5 Medição de microdureza	19
CAPÍTULO QUATRO	23
Microdureza e análise metalográfica	23
4.1 Introdução.....	23
4.2 Perfis de dureza na região da soldadura	23
4.3 Análise microestrutural	26
CAPÍTULO CINCO	33
Resultados dos ensaios de fadiga e análise das superfícies de fractura	33
5.1 Introdução.....	33

5.2	Resultados dos ensaios de fadiga	34
5.3	Análise das superfícies de fractura.....	40
5.3.1	Provetes soldados sem modificação do cordão de soldadura	40
5.3.2	Provetes rectificados superficialmente	42
5.3.3	Provetes em metal de base	44
5.4	Avaliação da influência dos defeitos internos de soldadura na vida à fadiga dos provetes rectificados superficialmente	45
CAPÍTULO SEIS		50
Programa para a previsão da vida na fase de propagação da fenda por fadiga		50
6.1	Introdução.....	50
6.2	Estrutura do programa	50
6.3	Considerações críticas sobre o modelo utilizado	54
CAPÍTULO SETE		55
Conclusões e recomendações para trabalhos futuros.....		55

Índice de figuras

Figura 2.1 - Variação da energia potencial para um sistema composto de dois átomos, em função da distância de separação entre eles.	4
Figura 2.2 - Cronograma com as datas em que surgiram alguns dos principais processos de soldadura.	5
Figura 2.3 - Representação da soldadura MIG/MAG.	6
Figura 2.4 - Equipamento básico para soldadura MIG/MAG.	6
Figura 2.5 - Estágios ou fases de propagação de uma fenda por fadiga.	9
Figura 2.6 – Modo de rotura em juntas soldadas transversais topo a topo solicitadas à tracção.	11
Figura 2.7 – Distribuição de tensões numa soldadura topo a topo solicitada à tracção.	11
Figura 2.8- Esquema representativo da curva S-N para um aço.	12
Figura 2.9 – Representação esquemática de uma curva da/dN- ΔK em fadiga.	14
Figura 3.1 - Equipamento robotizado para soldadura MIG/MAG.	17
Figura 3.2 – Máquina servo-hidráulica DARTEC com capacidade até 100 KN.	18
Figura 3.3 – Ciclo pulsante de tensão.	19
Figura 3.4 – Durómetro utilizado na medição de microdureza.	20
Figura 3.5 – Indicação das indentações ao longo da soldadura; Amp. 20x.	21
Figura 3.6 – Esquema do ensaio de Vickers.	22
Figura 4.1- Durezas na Zona 1 de medições, situada a 1mm da superfície do provete.	24
Figura 4.2- Durezas na Zona Central, situada a meio da espessura do provete.	24
Figura 4.3 – Durezas na Zona 2 de medições, situada a 1mm da superfície do provete.	25
Figura 4.4 – Micrografia do metal base; Nital 2%; Amp. 1000x.	26
Figura 4.5 – Micrografia da zona de transição entre o metal de base e a zona fundida; Nital 2%; Amp 1000x.	28
Figura 4.6 – Micrografia da zona de grão refinado; Nital 2%; Amp. 1000x.	29
Figura 4.7 – Micrografia da transição entre a zona de grão refinado e grosseiro; Nital 2%; Amp. 500x.	29
Figura 4.8 – Micrografia da zona de grão grosseiro; Nital 2%; Amp. 500x.	30
Figura 4.9 – Micrografia da transição entre a zona de grão grosseiro e a zona fundida; Nital 2%; Amp. 500x.	31

Figura 4.10 – Micrografia da zona fundida; Nital 2%; Amp. 500x. Nital 2%; Amp. 500x.....	32
Figura 5.1 - Curva S-N obtida para a série de provetes sem modificação no cordão de soldadura.	36
Figura 5.2 - Curva S-N obtida para a série de provetes rectificadoss superficialmente.....	38
Figura 5.3 - Curva S-N obtida para a série de provetes em metal de base.....	38
Figura 5.4 - Representação comparativas dos resultados experimentais relativos às séries de provetes testadas à fadiga.	39
Figura 5.5 - Aspecto da superfície de fractura, sendo visíveis a zona de iniciação e propagação da fenda de fadiga.	40
Figura 5.6 – Superfície de fractura, sendo visível a iniciação a partir de um pingo de soldadura.	41
Figura 5.7 – Zona de iniciação de fadiga a partir de defeitos internos de soldadura.....	42
Figura 5.8 – Zonas distintas de nucleação de fendas de fadiga.....	42
Figura 5.9 – Defeito de grandes dimensões que originou os mecanismos de fadiga.	42
Figura 5.10 – Superfície de fractura por fadiga num provete.	44
Figura 5.11 – Aspecto de diferentes tipos de provetes fracturados.	45
Figura 5.12 – Curva S-N comparativa entre os dados experimentais e os dados ajustados, obtidos para a série de provetes rectificadoss superficialmente.	48
Figura 5.13 - Curva S-N comparativa entre os dados experimentais e os dados ajustados, obtidos para a série de provetes rectificadoss superficialmente.	49
Figura 6.1- Fluxograma das principais operações executadas pelo programa computacional.	51
Figura 6.2 – Forma idealizada assumida pelos defeitos de fadiga.	52

Índice de tabelas

Tabela 3.1 – Composição química do aço Domex 600 MC.....	16
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço Domex 600 MC.	16
Tabela 4.1- Tamanho de grão médio (T.G) obtido em várias zonas do material.	32
Tabela 5.1 – Dados relativos aos provetes sem modificação do cordão de soldadura.	34
Tabela 5.2 – Dados referentes aos provetes rectificadas superficialmente.....	35
Tabela 5.3 – Dados associados aos provetes em metal de base.	35
Tabela 5.4 – Dados associados à presença de defeitos internos de soldadura nos provetes. ...	46

Nomenclatura

a	Metade da largura do defeito interno elíptico
a_i	Metade da largura do defeito elíptico num dado instante; metade da largura inicial do defeito elíptico
Δa	Incremento da dimensão a
A	Ordenada na origem, para a curva mediana usada na análise estatística das curvas S-N; área da superfície impressa no ensaio de Vickers
A_R	Área resistente do provete
B	Espessura do provete; declive da curva mediana usada na análise estatística das curvas S-N
c	Metade do comprimento do defeito elíptico,
c_i	Metade do comprimento do defeito elíptico num dado instante; metade do comprimento inicial do defeito elíptico
Δc	Incremento da dimensão c
C	Coefficiente da lei de Paris
C_{eq}	Carbono equivalente
d	Diagonal do losango da impressão no ensaio de Vickers
da/dN	Velocidade de propagação da fenda por fadiga segundo a direcção definida por a
dc/dN	Velocidade de propagação da fenda por fadiga segundo a direcção definida por c
F	Força exercida pelo indentador no ensaio de Vickers
Hv	Dureza obtida pelo ensaio de Vickers
H_B	Dureza da bainite
H_{FP}	Dureza da fase microestrutural ferrítico-perlítica
H_M	Dureza da martensite
ΔK	Gama do factor intensidade de tensões em fadiga
K_{Ic}	Tenacidade à fractura do material considerado no teste de fadiga
$K_{máx}$	Valor máximo do factor intensidade de tensões em fadiga
l	comprimento do defeito real, segundo a largura do provete
m	expoente da lei de Paris

N	Número de ciclos de fadiga
ΔN	Incremento de ciclos de fadiga
N_R	Número de ciclos de rotura
N_i	Número de ciclos de iniciação; número de ciclos num dado instante
N_p	Número de ciclos de propagação
N_{pI}	Número de ciclos de propagação teórico, considerando no programa computacional, um defeito de referência de 0,025 mm
N_{pII}	Número de ciclos de propagação teórico, considerando no programa computacional um defeito de referência de 0,010 mm
N_{RI}	Número de ciclos de rotura teórico, considerando no programa computacional, um defeito de referência de 0,025 mm
N_{RI}	Número de ciclos de rotura teórico, considerando no programa computacional, um defeito de referência de 0,010 mm
p	Menor distância, segundo a espessura, da superfície do provete ao defeito interno
p_i	valor de p num dado instante
ΔP	Amplitude de carga aplicada
R	Razão de tensão
S_R	Tensão de rotura do material
ΔS	Gama de tensão em fadiga
ΔS_{ef}	Gama de tensão efectiva
t	largura do defeito real segundo a espessura do provete
W	largura do provete
σ_a	tensão alternada numa solitação sinusoidal
σ_m	tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	tensão máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	tensão mínima
$\Delta\sigma$	amplitude de tensão

CAPÍTULO UM

Introdução e objectivos

Em equipamentos de elevação e transporte de mercadorias, o peso é um factor determinante para a sua performance em serviço. Estes produtos são fabricados em materiais convencionais, com tensões de cedência entre 240 e 355 MPa, reflectindo-se num rácio excessivamente elevado entre o peso do equipamento e a sua capacidade de carga.

Existe, por isso, um forte interesse em incluir no fabrico destes produtos, materiais com maior limite elástico (600 a 900 MPa) que possam conduzir a uma redução do seu peso final, mantendo o nível de resistência da sua estrutura, e consequentemente, aumentar a capacidade de carga do equipamento. Daqui irão resultar benefícios económicos e ambientais, derivados de uma maior eficiência do equipamento (maior produção e menor consumo energético). Os aços do tipo Domex da SSAB são materiais vocacionados para fins estruturais, tendo como principal vantagem o seu elevado limite elástico, aliado a uma boa soldabilidade e uma razoável conformabilidade.

No entanto, a inevitabilidade de realizar juntas soldadas na construção das estruturas destes equipamentos, põe em causa os reais benefícios da aplicação destes materiais, já que a uma maior resistência estática do material, está também associada uma maior sensibilidade à concentração de tensões que ocorrem em todos os entalhes geométricos. Torna-se assim fundamental determinar, através de estudos experimentais, os ganhos líquidos de resistência à fadiga que possam vir a ser obtidos através da utilização destes aços de alta e ultra resistência.

Para a execução deste trabalho de índole experimental, foram utilizados provetes de aço do tipo Domex 600 da SSAB com secção rectangular, em que na zona central são efectuadas juntas soldadas topo a topo e sobreposta.

O trabalho proposto tem por objectivos:

- Realização de ensaios de resistência à fadiga em séries de provetes com juntas soldadas, e também em provetes não modificados em metal de base. Numa série o cordão originado pelo processo de soldadura é mantido sem modificação, enquanto que, numa outra série, a superfície foi rectificada de modo a remover a imperfeição superficial criada pelo cordão de soldadura;
- Mediante a utilização dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga, efectuar as curvas S-N para as séries de provetes analisadas;
- Medições de microdureza efectuadas ao longo das várias zonas da soldadura, tais como o metal de base, a zona termicamente afectada e a zona fundida;
- Observação e análise das variações microestruturais originadas pelo processo de soldadura;
- Observação das superfícies de fractura para identificação dos mecanismos de iniciação e propagação de fendas, assim como a caracterização dos defeitos de soldadura;
- Elaboração de um programa computacional, para avaliar a influência de defeitos internos de soldadura, na resistência à fadiga dos provetes rectificadas superficialmente.

CAPÍTULO DOIS

Revisão Bibliográfica

2.1 Introdução

Ao longo deste capítulo, são retratados alguns aspectos relativos aos principais temas abordados nesta dissertação.

Em primeira instância, é feita uma pequena referência a alguns dos processos de soldadura existentes, atribuindo-se especial ênfase ao utilizado na obtenção das soldaduras necessárias à execução deste trabalho de índole experimental.

Em seguida procede-se à exposição de aspectos associados ao processo de fadiga de metais, assumindo particular relevo a fadiga de estruturas soldadas, que representam o cerne deste estudo. Também são feitas considerações acerca da representação dos ensaios de fadiga, através das designadas curvas de resistência à fadiga (curvas S-N). Por último é feita uma breve referência aos principais parâmetros da mecânica da fractura, aos quais se recorreu, com o intuito de avaliar a influência dos defeitos internos da soldadura, relativamente à vida dos provetes rectificadas que foram testados à fadiga.

2.2 Processos de soldadura

O processo de soldadura é definido de várias formas na literatura, das quais são exemplo “operação que visa obter a união de duas ou mais peças, assegurando na junta soldada, a continuidade de propriedades físicas, químicas e metalúrgicas” ou “operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição” (definição adoptada pela AWS - American Welding Society).

Uma forma de classificação de processos de soldadura, consiste em agrupá-los em dois grandes grupos, baseando-se no método dominante para produzir a solda: a soldadura por pressão (ou por deformação) e a soldadura por fusão. O primeiro consiste em deformar as superfícies de contacto dos materiais a unir, permitindo a aproximação dos átomos a distâncias próximas do ponto de atracção máxima (Figura 2.1), enquanto que, o segundo se baseia na aplicação localizada de calor na região de união, até à sua fusão e do metal de adição (quando este é utilizado), destruindo as superfícies de contacto e produzindo a união pela solidificação do metal fundido [1].

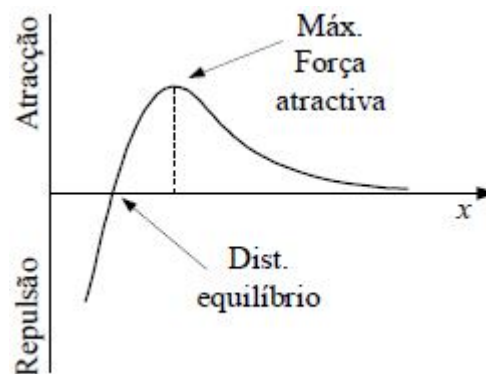


Figura 2.1 - Variação da energia potencial para um sistema composto de dois átomos, em função da distância de separação entre eles.

A tecnologia de soldadura por deformação inclui os processos de soldadura por ultrasons, por fricção, por resistência eléctrica, por difusão, por explosão, entre outros. Por outro lado, à soldadura por fusão são inerentes os processos de soldadura por eléctrodo revestido, arco submerso, MIG/MAG, plasma, TIG e laser.

Na Figura 2.2, está representada a evolução histórica da tecnologia de soldadura, para a qual ao longo dos anos, foram surgindo novas técnicas e metodologias de ligação de materiais.

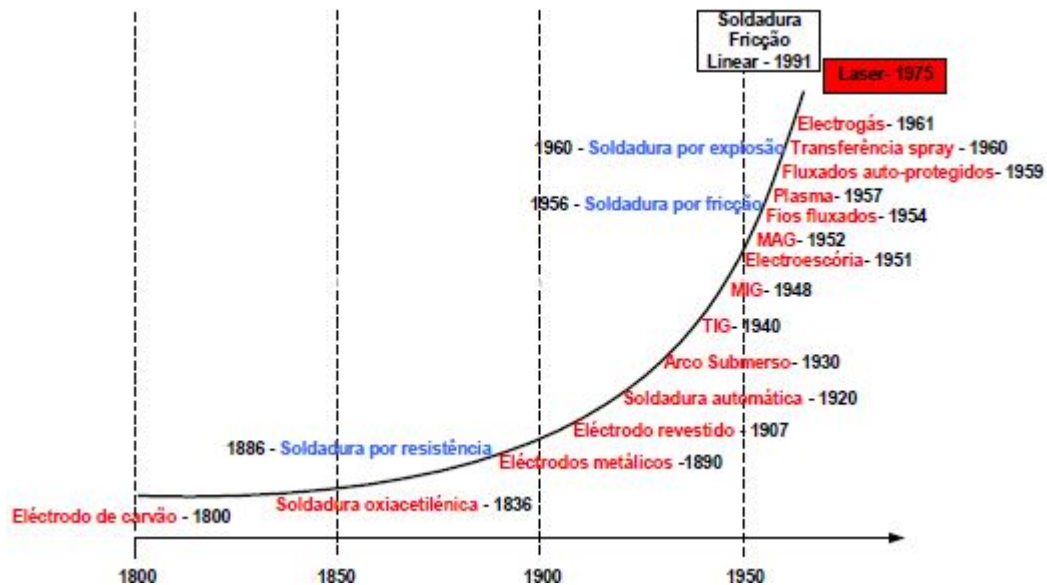


Figura 2.2 - Cronograma com as datas em que surgiram alguns dos principais processos de soldadura.

2.2.1 Soldadura MIG/MAG

A soldadura obtida pelo processo MAG (Metal Active Gas) é aqui descrita em maior detalhe, pelo facto de ter sido por esta técnica que foram executadas as soldaduras em provetes testados experimentalmente.

A soldadura MAG é um processo de soldadura a arco, que produz a união dos metais pelo seu aquecimento através de um arco eléctrico, estabelecido entre um eléctrodo metálico contínuo (e consumível) e a peça (Figura 2.3).

A protecção do arco e poça de fusão, é obtida por um gás ou mistura de gases activos (CO_2 ou misturas Ar/CO_2), sendo este o principal aspecto que a distingue da soldadura MIG (Metal Inert Gas) que utiliza como protecção do arco um gás inerte (misturas Ar/He), e é aplicável em materiais não ferrosos (Al e Cu) e materiais reactivos (Ti e Nb), enquanto que, por outro lado, o processo MAG se aplica a materiais ferrosos, tais como aços carbono e aços de baixa liga.

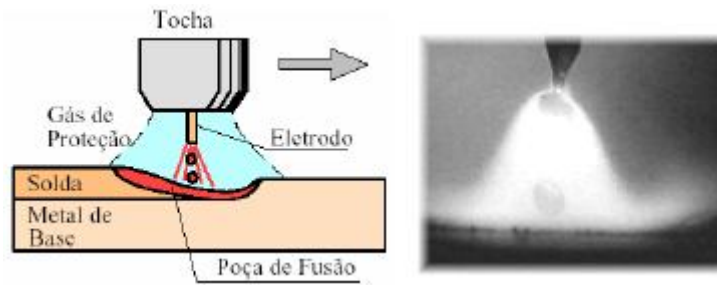


Figura 2.3 - Representação da soldadura MIG/MAG.

O equipamento básico para a soldadura MIG/MAG, também designada genericamente por GMAW (Gas Metal Arc Welding), é composto por uma fonte de energia, tocha, fonte de gás e alimentador de arame (Figura 2.4). A fonte de energia tem geralmente uma saída de tensão constante, regulável entre 15 e 50V, que é usada em conjunto com um alimentador de arame de velocidade regulável até 20 m/min. Este sistema ajusta de forma automática o comprimento do arco, através de variações na intensidade da corrente eléctrica. Na maioria das aplicações é utilizada corrente contínua com o eléctrodo ligado ao pólo positivo (CC+).

Este processo é normalmente operado de forma semi-automática, podendo também ser mecanizado ou automatizado, sendo das técnicas de soldadura a arco, a mais usada com robôs industriais.

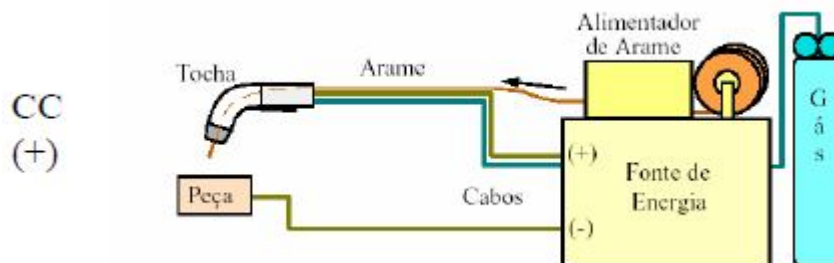


Figura 2.4 - Equipamento básico para soldadura MIG/MAG.

Neste processo de soldadura, mais do que em qualquer outro, a forma como o metal de adição se transfere do eléctrodo para a poça de fusão pode ser controlada, e determina várias das suas características operacionais [1]. A transferência de metal através do arco, ocorre basicamente por três mecanismos: em spray, quando o metal se transfere por pequenas gotas sob acção de forças electromagnéticas do arco, e independentemente da acção da gravidade; em glóbulos, quando o metal de adição se separa do eléctrodo pela acção do seu próprio peso; por curto-circuito, em que o eléctrodo entra periodicamente em contacto com a poça de fusão (20 a 200 vezes por segundo), ocorrendo a transferência de metal de adição durante estes curtos períodos, devido à acção da tensão superficial e das forças electromagnéticas. A

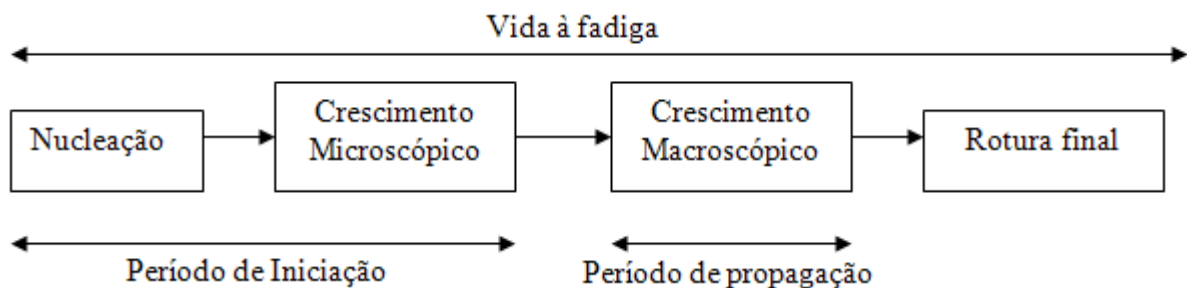
escolha do tipo de transferência a utilizar depende de parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, a polaridade, o diâmetro e composição do eléctrodo, a composição do gás de protecção e a posição de soldadura [1].

Para finalizar este assunto, é importante referir algumas das vantagens atribuídas a este processo, tais como: possibilidade de soldar em todas as posições, elevada taxa de deposição de metal, controlo razoável da penetração, permite soldar diferentes ligas metálicas, e utilização de eléctrodo ou fio contínuo, o que facilita a automatização do processo. Também apresenta algumas desvantagens, tais como: alguma dificuldade em soldar juntas de acesso restrito, risco de inclusões com CO₂, frequentes faltas de fusão/colagens, protecção do arco muito sensível a correntes de ar, e custo elevado dos gases de protecção.

2.3 Fadiga dos metais

A fadiga de um material define-se como “um fenómeno de enfraquecimento progressivo de um material, quando este está submetido a cargas dinâmicas ou repetidas”. Na realidade está provado que, as solicitações dinâmicas são responsáveis por 80 a 90% da totalidade dos mecanismos de ruína de peças e estruturas sujeitas a esforços mecânicos, cuja aplicação é efectuada numa gama de temperaturas próxima da temperatura ambiente [2].

A rotura por fadiga é originada pela nucleação e propagação de fendas, que aparecem na peça solicitada a esforços dinâmicos. O processo de fadiga pode considerar-se dividido em quatro fases, as quais ocorrem de forma sucessiva como a seguir indicado: nucleação da fenda, crescimento microscópico da(s) fenda(s), crescimento macroscópico ou propagação da(s) fenda(s) e rotura final.



A duração de um componente estrutural à fadiga define-se assim, pelo número de ciclos de aplicação da carga até à rotura N_R , englobando o período de iniciação N_i e o período de propagação N_p , podendo-se na generalidade escrever

$$N_R = N_i + N_p \quad (2.1)$$

em que N_i e N_p podem ser estimados independentemente.

2.3.1 Iniciação e propagação de fendas por fadiga

O período de iniciação encontra-se dividido em dois estágios, a nucleação e o crescimento microscópico de fendas, cujos comportamentos não são descritos pela Mecânica da Fractura Linear Elástica, em virtude de se sobrestimarem as velocidades de crescimento das fendas [3].

A iniciação de uma fissura por fadiga ocorre para a maioria dos materiais, a partir de descontinuidades ou defeitos, que podem estar localizadas à superfície ou no interior do material. Numa peça desprovida de defeitos internos, a fenda de fadiga inicia-se sempre na superfície da peça, num local onde a tensão seja máxima [4]. A nucleação de fendas de fadiga à superfície, é facilitada pelo facto de a deformação plástica dos grãos cristalinos que se encontram à superfície, ser mais fácil que os localizados no interior, uma vez que os grãos superficiais têm menor constrangimento à deformação, porque encontram a superfície livre da peça para se deformarem sem encontrar resistência.

Após a nucleação, a fenda inicialmente propaga-se de forma muito lenta ao longo dos planos sujeitos a valores elevados da tensão de corte, o que consiste num crescimento a 45° em relação à direcção da sollicitação, designando-se fase I de propagação. Nesta fase, a fenda tem dimensões microscópicas, atingindo um comprimento de alguns micrómetros e cobrindo um ou vários tamanhos de grão.

Na fase II de propagação, a fenda tende a propagar-se perpendicularmente à sollicitação externa, comportamento provavelmente governado pelo valor da tensão normal [5]. A transição I-II é geralmente atribuída à redução do quociente tensão de corte/tensão normal na proximidade da extremidade da fenda [5]. A velocidade de propagação é função da amplitude do factor de intensidade de tensões, sendo a fenda nesta fase visível à vista desarmada ou com baixa ampliação.

A partir de um certo tamanho de fenda, todo o sistema se torna instável, e a secção remanescente do componente não consegue suportar novo ciclo de tensão aplicada. O componente entra em fractura frágil, sendo esta a designada fase III.

O período de propagação da fenda, corresponde deste modo essencialmente à fase II, e pode ser estudado aplicando os parâmetros da mecânica da fractura, sendo alguns referenciados de forma muito breve na secção 2.3.4.

Na Figura 2.5 estão representados os vários estágios de propagação da fenda por fadiga, sendo visíveis as direcções de propagação no decorrer deste processo.

As superfícies de fractura por fadiga apresentam algumas características comuns, que possibilitam a distinção entre as várias fases do processo, tais como: a zona de iniciação da

fenda, indicada por várias linhas radiais; a zona de propagação onde são visíveis linhas ou bandas indicadores da propagação da fenda; e a zona de fractura frágil que apresenta um aspecto rugoso e irregular representativo do colapso plástico.

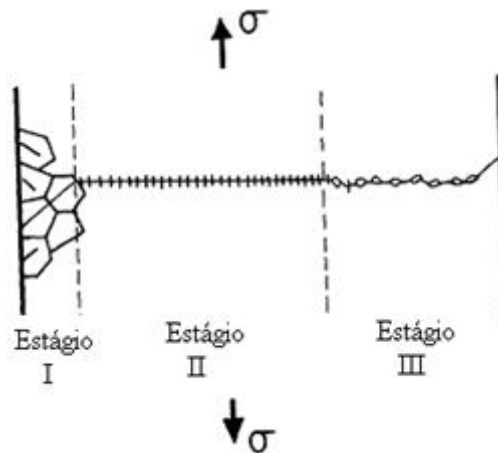


Figura 2.5 - Estágios ou fases de propagação de uma fenda por fadiga.

2.3.2 Fadiga em estruturas soldadas

Em estruturas ou componentes onde foi promovida a realização de juntas soldadas, existem algumas particularidades relativas ao processo de fadiga. Desde logo, a inevitabilidade de o processo de soldadura criar um cordão na zona de ligação das superfícies, onde nesse local, para além da irregularidade geométrica visível à vista desarmada, se procedem a alterações metalúrgicas na constituição do material, o que constitui um factor de grande importância na resistência à fadiga do material.

Nas juntas soldadas, a iniciação e propagação das fendas de fadiga é bastante facilitada pela concentração de tensões induzida pelo cordão de soldadura. Dado que a resistência à fadiga também é dependente deste factor, verifica-se que numa peça que apresente uma descontinuidade geométrica, a resistência à fadiga é inferior à da mesma peça lisa, e é geralmente tanto menor quanto mais elevado for o valor do factor concentração de tensões (parâmetro que quantifica a influência da concentração de tensões em função da severidade da descontinuidade geométrica) [5].

A introdução de uma descontinuidade geométrica (junta soldada), numa peça ou estrutura sujeita à fadiga, provoca portanto uma intensificação de tensões na vizinhança da irregularidade. As tensões localizadas podem provocar plastificação nessas zonas, e podem atingir dimensões macroscópicas se a intensidade de tensão nominal ou o factor de concentração de tensões da soldadura forem suficientes para causar uma tensão máxima superior à tensão de cedência do material [5]. Mesmo que a deformação plástica não seja

atingida a nível macroscópico, a intensificação de tensões numa zona tão pequena, torna mais operantes mecanismos microscópicos de nucleação e iniciação de fendas de fadiga devidos a três tipos principais de danos: deformação plástica cíclica, rotura dos limites de grão ou defeitos internos no material. A fase de iniciação da fenda será assim mais curta e a propagação torna-se dominante.

A fenda de fadiga inicia-se geralmente no cordão de soldadura, numa zona em que a concentração de tensões seja mais elevada, ou num local onde haja defeitos de soldadura. A propagação da fenda faz-se pelo metal base, zona afectada termicamente ou zona fundida, dependendo da geometria da junta, estado metalúrgico do material, tensões residuais e condições de solicitação.

O comportamento à fadiga das juntas soldadas pode ser afectado por muitos parâmetros, de entre os quais assumem maior relevância aspectos como a geometria da junta, a distribuição de tensões, o material e o estado metalúrgico, a tensão aplicada, o meio ambiente, tensões residuais e defeitos de soldadura.

De um modo geral, as juntas soldadas são classificadas como juntas topo a topo ou juntas de canto. Uma junta soldada é topo a topo quando os eixos das duas peças a ligar são paralelos ou coincidentes, enquanto que, as juntas de canto são caracterizadas por possuírem cordões de ângulo, que ligam peças colocadas em sobreposição ou que se intersectam.

A junta topo a topo pode ligar peças com a mesma espessura ou espessuras diferentes, sendo um dos processos mais eficazes na união de duas peças metálicas. Este tipo de junta ainda pode subdividir-se em transversal ou longitudinal, diferenciada por na junta topo a topo transversal, o cordão de soldadura estar disposto ou alinhado perpendicularmente à direcção de aplicação da carga, e na junta longitudinal, o cordão de soldadura ser orientado segundo a direcção de aplicação da carga.

Nos testes efectuados no decorrer deste trabalho experimental, apenas foram utilizadas juntas soldadas topo a topo transversais, pelo que em seguida serão mencionadas algumas das suas particularidades.

Nas juntas topo a topo sujeitas a solicitações de fadiga, as tensões que provocam a rotura encontram-se habitualmente no domínio elástico do material, e o efeito de concentração de tensões no cordão de soldadura, promove uma redução na resistência à fadiga da junta, comparativamente com a do metal base [5]. Deste modo, nas juntas transversais a fenda de fadiga inicia-se no pé do cordão de soldadura, e propaga-se na direcção da espessura da peça, normal à aplicação da carga. Na Figura 2.6 está indicada a zona de iniciação da fenda, em

juntas com as características atrás referidas, e na Figura 2.7, pode verificar-se a distribuição de tensões numa soldadura ao longo da espessura da peça.

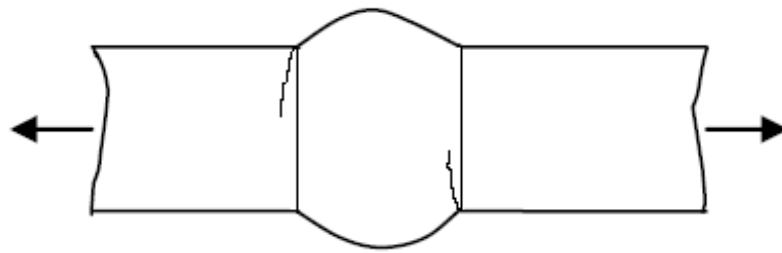


Figura 2.6 – Modo de rotura em juntas soldadas transversais topo a topo solicitadas à tracção.

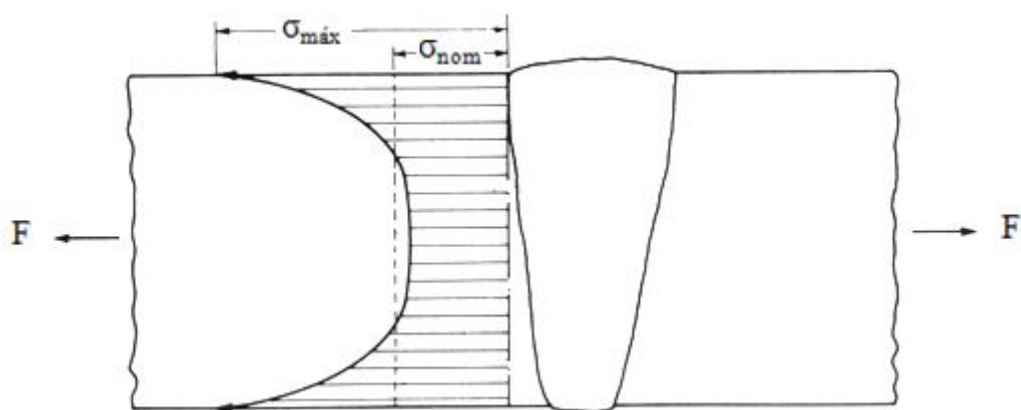


Figura 2.7 – Distribuição de tensões numa soldadura topo a topo solicitada à tracção.

Resultados de ensaios de fadiga em juntas transversais, confirmam que o ângulo de tangência ao reforço do cordão, definido entre a superfície da peça e o reforço do cordão de soldadura, é o parâmetro geométrico mais importante na resistência à fadiga da junta [5]. Verificou-se que a concentração de tensões no pé do cordão diminuía com o aumento do ângulo de tangência, levando desse modo a um aumento da resistência à fadiga do componente. Para um ângulo de 180° , a resistência da junta é idêntica à da placa de metal base, sendo possível obter a máxima resistência através de um processo de maquinagem que permita a eliminação do reforço do cordão, possibilitando o desaparecimento da descontinuidade geométrica, e por conseguinte da concentração de tensões.

A resistência à fadiga não é influenciada pelo tipo de junta, mas apenas pelo tipo de reforço. Este efeito é devido ao facto de o tipo de preparação não afectar a distribuição de tensões no cordão de soldadura, desde que o material depositado preencha na totalidade o espaço da junta. Nestas condições, o metal de base e o metal depositado funcionam como um corpo único sem descontinuidades internas, para além da descontinuidade geométrica provocada pelo cordão de soldadura ou por qualquer tipo de defeito de outra natureza.

2.3.3 Curvas S-N de resistência à fadiga

A forma mais utilizada para analisar os resultados obtidos nos ensaios de fadiga, é através das designadas curvas S-N ou curvas de tensão aplicada em função do número de ciclos de rotura. O método de obtenção das curvas S-N, consiste em registar o número de ciclos até à rotura, de corpos de prova submetidos a diferentes tensões aplicadas. Cada provete está submetido a uma determinada amplitude de tensão ou tensão alternada, que se mantém constante durante a realização do ensaio, o qual termina quando ocorrer a rotura do provete ou quando for excedido um determinado número de ciclos suficientemente longo (10^7 ou 10^8 ciclos). Para valores do número de ciclos de rotura superiores a 10^4 , a representação gráfica da amplitude de tensão em função do número de ciclos de rotura, dá geralmente uma linha recta numa escala bilogarítmica. Deste modo a equação da curva é dada por:

$$\log \Delta S = \log C - c \log \Delta N \quad (2.2)$$

em que ΔS é a amplitude de tensão aplicada, ΔN é o número de ciclos de rotura, c , C são constantes do material e das condições do ensaio.

Nos aços, a curva S-N torna-se constante para valores elevados de N , indicando que abaixo deste nível de tensão, designada limite de fadiga, a rotura não ocorrerá por fadiga, ou seja, a vida à fadiga é considerada infinita (Figura 2.8).

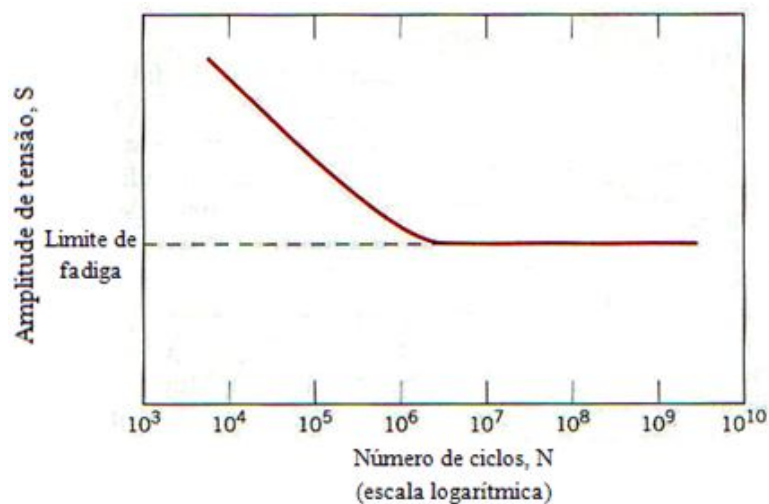


Figura 2.8- Esquema representativo da curva S-N para um aço.

2.3.4 Aplicação da mecânica da fractura à fadiga

A mecânica da fractura torna-se um instrumento bastante útil, quando se tem por objectivo avaliar se um defeito ou fenda pré-existente no material, conduzirá o componente a uma fractura catastrófica perante a aplicação de tensões normais de serviço, permitindo ainda determinar a viabilidade da utilização desse componente fissurado [6].

A presença de uma fenda afecta a resistência de um componente, pois deste modo, durante o crescimento da fenda, a sua resistência estrutural vai sendo alterada. Uma forma de prevenir a fractura é fazer com que a resistência não diminua abaixo de um determinado limite, ou seja, deve-se evitar que as fendas atinjam um determinado tamanho crítico.

Em solicitações à fadiga, a presença de defeitos ou fendas, pode ter uma influência preponderante na vida do componente. O tamanho inicial do defeito ou fenda, a magnitude do carregamento efectuado e a resistência do material à fractura, são factores determinantes na avaliação da vida de um componente.

Partindo da necessidade de relacionar a velocidade de crescimento de uma fenda por fadiga com as condições de carga aplicadas, e tendo em consideração aspectos como a geometria do componente, o tamanho da fenda, entre outros, foi encontrada a expressão

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (2.3)$$

conhecida como a lei de Paris. Esta expressão relaciona a velocidade de crescimento (da/dN) de uma fenda de dimensão a , com a gama do factor intensidade de tensões (ΔK), que é um factor de proporcionalidade que descreve o estado de tensão na vizinhança de uma fenda. Os parâmetros C , m são constantes inerentes ao tipo de material utilizado.

O valor de ΔK para uma geometria qualquer, é dado por

$$\Delta K = Y\Delta S\sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

em que Y é um factor de correcção adimensional, designado factor geométrico, que é função da geometria do componente e da fenda, posição da fenda e distribuição da carga; $\Delta\sigma$ é a gama de tensão aplicada; e a é uma variável referente à dimensão da fenda.

Na figura 2.9, encontra-se representada uma curva em escala bi-logarítmica, que relaciona a velocidade de propagação de uma fenda com o gradiente da gama do factor intensidade de tensões, nos três estágios de propagação de uma fenda por fadiga.

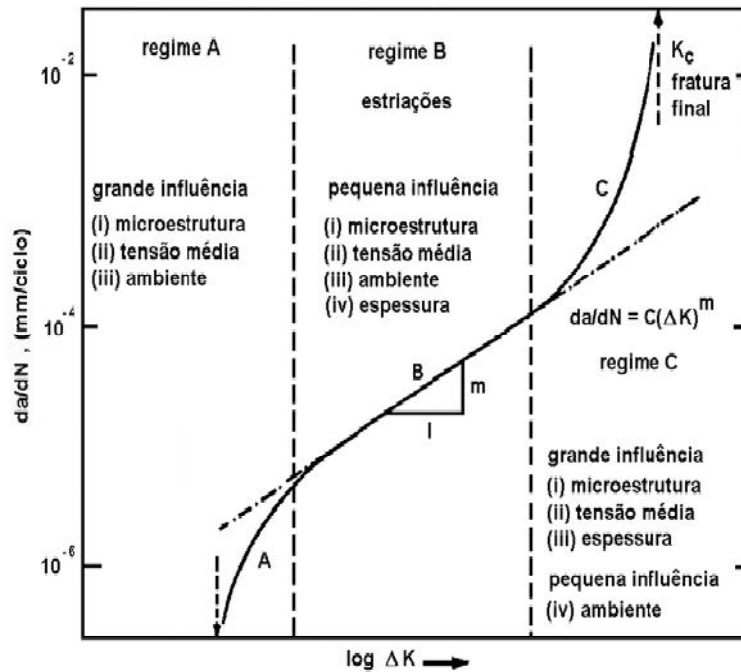


Figura 2.9 – Representação esquemática de uma curva da/dN - ΔK em fadiga.

Neste gráfico sobressaem três regiões distintas, sendo que a Lei de Paris é válida apenas para a região intermediária de crescimento da fenda, ou seja, para a região II.

Na região I, a velocidade de propagação da fenda é sobrestimada pela Lei de Paris, e caracteriza-se pela existência de um limite inferior de ΔK , para o qual não há propagação de fenda, ou esta propagação dá-se a uma taxa não detectável para fins práticos.

A região III, de propagação instável da fenda, tende a apresentar mecanismos estáticos de fractura (clivagem e/ou coalescência de microcavidades) sendo a velocidade de propagação subestimada pela Lei de Paris. O desvio da curva nesta região é atribuído à proximidade do valor de $\Delta K_{\text{máx}}$ ao valor da tenacidade à fractura do material (K_{IC} ou K_c).

CAPÍTULO TRÊS

Equipamento e procedimentos experimentais

3.1 Introdução

Ao longo deste capítulo é feito um resumo das técnicas e procedimentos utilizados, tendo em vista a execução do trabalho experimental.

No início são indicados os passos na preparação dos provetes a utilizar nos ensaios de fadiga, e em seguida é feita uma breve descrição do processo subsequente, relativo à realização dos ensaios de fadiga com os vários tipos de provetes a analisar. Uma pequena descrição do equipamento também é efectuada.

No ponto seguinte procede-se à explicação dos procedimentos utilizados nos ensaios de microdureza, efectuados às várias zonas da soldadura, assim como uma descrição geral dos princípios teóricos inerentes ao ensaio de Vickers, a que se recorreu na avaliação do parâmetro referido.

3.2 Composição química e propriedades do aço Domex 600 MC

Pela consulta das especificações técnicas fornecidas pela SSAB relativas ao aço Domex 600 MC, é indicado que este material foi obtido por um processo termomecânico de laminagem a quente, podendo ser conformado a frio.

Na Tabela 3.1 estão indicados os constituintes químicos que podem ser encontrados neste tipo de aço de alta resistência.

Tabela 3.1 – Composição química do aço Domex 600 MC.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	Fe
	máx	máx	máx	máx	máx	máx	máx	máx	máx	
% em peso	0,12	0,10	1,90	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,9	Rest.

De facto a composição química é um factor preponderante na determinação das propriedades de um aço. Outros factores também se revelam importantes, tais como histórico termomecânico do material, a geometria, o estado de tensões, a temperatura, entre outros.

De entre os elementos representados na tabela acima, destacam-se o carbono, o manganês, o fósforo e o silício, aos quais estão associados um aumento da dureza e da resistência mecânica no aço. O vanádio e o titânio possibilitam um refinamento do tamanho de grão, e os outros elementos de liga são adicionados em pequenas quantidades, para se obter um boa relação entre a resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e soldabilidade do material.

Na Tabela 3.2, são apresentadas algumas propriedades mecânicas presentes na ficha de especificações do aço em estudo.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas do aço Domex 600 MC.

		Alongamento na rotura	
Tensão de cedência (Mpa)	Tensão de rotura (Mpa)	< 3 mm (A _{80%})	> 3 mm (A _{5%})
min	min-máx	min	min
600	650-820	13	16

3.3 Obtenção dos provetes de teste

Para o trabalho experimental em curso, foram realizadas as soldaduras e maquinação de cerca de quarenta provetes, com o intuito de serem testados em ensaios de fadiga.

A soldadura foi efectuada de forma robotizada, recorrendo à utilização de um robot FANUC, em que é utilizada uma máquina de soldadura MIG/MAG de designação KEMPPI 4N A com um fio de AUTROD 13.13. Na Figura 3.1, está representado um exemplo de um equipamento de soldadura robotizada, em que está acoplado ao robô a tocha de soldadura, que deste modo possibilita a execução do processo de forma automatizada, levando a um aumento da cadência de produção relativamente aos processos manuais.



Figura 3.1 - Equipamento robotizado para soldadura MIG/MAG.

Os parâmetros admitidos no processo de soldadura, mantiveram-se inalterados no conjunto de provetes efectuados. A união por soldadura foi efectuada recorrendo a uma intensidade de corrente de 180 A, utilizando uma saída de tensão constante de 22 V e uma velocidade de soldadura de 11 mm/s.

Também de referir que a soldadura foi efectuada sem preparação de junta, com uma distância de 1 mm entre as superfícies a ligar, cuja espessura nominal é 5 mm. A soldadura foi realizada em dois passes, um em cada topo do provete.

Após a execução das soldaduras, procedeu-se à maquinação de provetes com diferentes configurações, tendo em vista a realização de ensaios de fadiga.

O primeiro conjunto de provetes de secção rectangular com largura de aproximadamente 17 mm, foi obtido por uma operação de corte convencional a partir da chapa metálica soldada de maiores dimensões. Neste conjunto, foi mantido à superfície o reforço do cordão de soldadura, pretendendo-se a obtenção de resultados de testes à fadiga, para esta configuração dos provetes.

O segundo conjunto de corpos de prova foi obtido mediante o mesmo processo, com aproximadamente a mesma geometria e dimensões, no entanto para este lote de provetes foi efectuada a remoção do cordão de soldadura nas duas faces do provete, tendo-se testado nestas condições, o material à fadiga.

O terceiro lote de provetes foi obtido em condições diferentes do anterior, apresentando uma geometria em “osso de cão”, com uma diminuição da área transversal na zona da soldadura, onde os provetes têm uma largura próxima de 12,6 mm. Este tipo de geometria permite uma melhor uniformização das dimensões, sem introduzir alterações

perturbadoras nos resultados dos testes de fadiga. Neste conjunto tal como no anterior, procedeu-se à remoção da superfície do cordão de soldadura nas duas faces dos provetes.

Por último foram executados provetes representativos do metal base, com ausência de soldadura, e com a mesma geometria e dimensões do conjunto anteriormente referido. Estes provetes foram testados à fadiga, com o intuito de comparar posteriormente, a sua resistência à fadiga com a do material soldado.

3.4 Ensaio de fadiga

Após a preparação dos provetes, estes foram ensaiados a solicitações uniaxiais de fadiga.

A máquina utilizada nos testes efectuados, é uma máquina servo-hidráulica DARTEC, representada na Figura 3.2, em que a electrónica digital e software inerentes ao seu funcionamento é desenvolvido pela INSTRON.



Figura 3.2 – Máquina servo-hidráulica DARTEC com capacidade até 100 KN.

Nos ensaios de fadiga, efectuados com a finalidade de traçar as curvas S-N dos provetes testados, foram introduzidos diferentes níveis de tensão, registando-se o número de ciclos que motivaram a rotura do material. A solicitação introduzida é caracterizada por ciclos com amplitude de tensão constante sinusoidal, onde a gama de tensões varia entre um valor mínimo nulo e um valor máximo definido para cada ensaio. Este tipo de solicitações apenas

induz no corpo a testar esforços de tracção, sendo cada solicitação definida por ciclos designados pulsantes, em que a razão de tensões é nula (R=0).

Na Figura 3.3 encontram-se esquematizadas, as principais características de um ciclo pulsante de tensão.

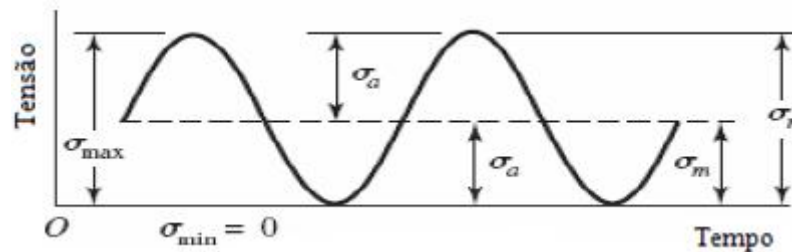


Figura 3.3 – Ciclo pulsante de tensão.

Os principais parâmetros utilizados para caracterizar ciclos de tensão sinusoidais, representados também pela Figura 3.3, são a tensão média definida por

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{min}}}{2} = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_a \quad (3.1)$$

A tensão alternada em que vem

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}}}{2} = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_m \quad (3.2)$$

A gama de tensão dada por

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{min}} \quad (3.3)$$

E por último, a razão de tensão obtida pela relação

$$R = \frac{\sigma_{\text{min}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad (3.4)$$

3.5 Medição de microdureza

A dureza de um metal pode definir-se de várias maneiras, sendo no entanto a mais comum, a resistência do material à indentação ou penetração. A determinação da dureza, tem a finalidade de saber se o material atingiu uma determinada condição metalúrgica ou

mecânica, podendo servir como aproximação grosseira à determinação do valor da tensão de rotura [4].

Com o propósito de proceder à medição de microdurezas na zona de soldadura, numa extensão que abrange as regiões de metal de base, zona termicamente afectada e zona fundida, procedeu-se ao seccionamento de um provete soldado não testado à fadiga, e escolhido aleatoriamente, de modo a recolher apenas a secção próxima do cordão de soldadura.

Em seguida colocou-se a amostra numa resina epoxy, que depois de solidificada permite uma melhor estabilização do exemplar. Com o objectivo de garantir uma condição de paralelismo, entre a base da amostra e a superfície na qual serão efectuadas as medições de microdureza, cortou-se o material excedentário desnecessário, recorrendo ao auxílio de um torno mecânico.

A próxima fase, incluiu o polimento e ataque químico da amostra com uma solução de Nital a 2% (98% de álcool e 2% de ácido nítrico), para facultar a diferenciação visual das várias zonas da soldadura, possibilitando assim, uma correspondência das microdurezas com as zonas da soldadura.

A medição directa da microdureza, foi efectuada utilizando o princípio do teste de Vickers num durómetro STRUERS Duramin, representado na Figura 3.4, sendo aplicada uma carga de 4,903 N durante 15s à amostra a testar.



Figura 3.4 – Durómetro utilizado na medição de microdureza.

Os ensaios foram repetidos longitudinalmente ao longo da região de soldadura, abrangendo as zonas de metal base, zona termicamente afectada e zona fundida, distando as indentações 25 µm. Estes ensaios contemplaram medições efectuadas ao longo de três linhas com localizações distintas: uma situada a meio da espessura da amostra, correspondente a meio da soldadura, e as outras duas situadas a cerca de 1 mm do bordo da amostra, mas em extremidades opostas. Na Figura 3.5 estão representadas as medições efectuadas, onde se distinguem mesmo a baixa ampliação, as várias regiões constituintes da soldadura.

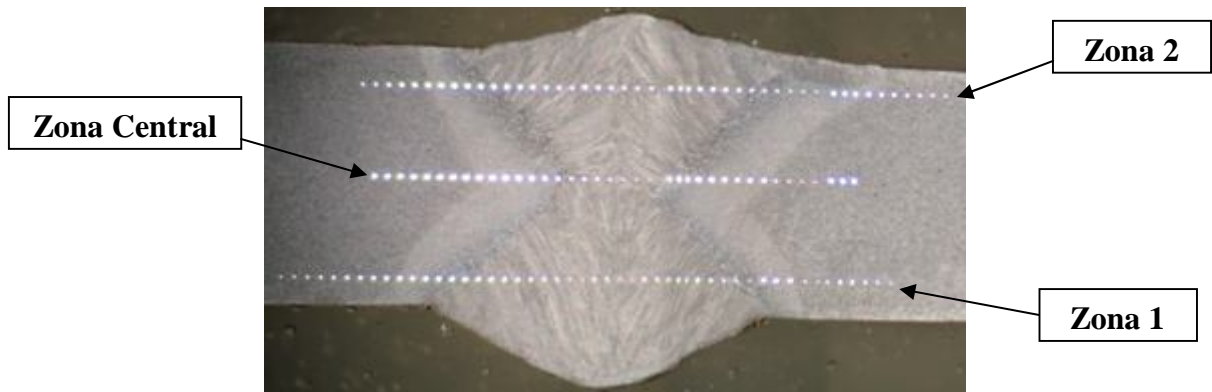


Figura 3.5 – Indicação das indentações ao longo da soldadura; Amp. 20x.

Como foi referido anteriormente, recorreu-se a ensaios de dureza Vickers para a avaliação da dureza nas várias regiões constituintes da soldadura. Para além deste ensaio, existem outros tipos, como o ensaio de dureza Brinell, Rockwell ou Shore, que não foram considerados neste trabalho.

O ensaio Vickers, ilustrado na Figura 3.6, usa uma pirâmide quadrangular de diamante como instrumento de impressão. O ângulo entre as faces opostas da pirâmide, ângulo de diedro, possui o valor de 136°. A pirâmide é comprimida mediante a acção de uma força F contra a superfície do material, sendo em seguida calculada a área da impressão, considerando a medida das suas diagonais.

A área da superfície impressa é dada por

$$A = \frac{d^2}{2\text{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)} \quad (3.5)$$

em que d é o comprimento médio das diagonais do losango da impressão.

O valor da dureza Vickers é calculado pela expressão

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{F}{\frac{d^2}{2\sin 68^\circ}} = 1,854 \frac{F}{d^2} \quad (3.6)$$

em que F é a força expressa em Kgf e d é definido em mm.

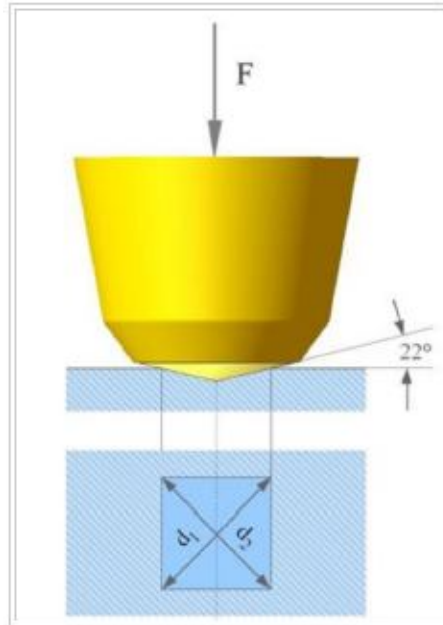


Figura 3.6 – Esquema do ensaio de Vickers.

Este método é baseado no princípio de que as impressões provocadas pelo indutor possuem similaridade geométrica, independentemente da carga aplicada. Assim podem ser aplicadas diferentes cargas na superfície da amostra dependendo da dureza a ser medida.

O ensaio de Vickers apresenta algumas vantagens quando comparado com outros métodos com a mesma finalidade. A seu favor tem a existência de uma escala contínua de durezas, medindo todas as gamas de valores de dureza numa única escala; as impressões são extremamente pequenas e, na maioria dos casos, não inutilizam as peças acabadas; o penetrador por ser de diamante é praticamente indeformável; e este tipo de ensaio aplica-se a materiais de qualquer espessura, podendo também ser utilizado para medir durezas superficiais.

Por outro lado, devem ser tomados cuidados especiais para evitar erros de medida ou aplicação de carga, que alteram os valores reais de dureza. Para tal a superfície do material deve estar polida; ausência absoluta de vibrações, amostras fixadas correctamente; a distância entre o centro da impressão e o bordo da peça deve ser superior a duas vezes a diagonal; e a distância entre os centros de duas impressões, deve ser superior a três vezes, o valor da diagonal da impressão.

CAPÍTULO QUATRO

Microdureza e análise metalográfica

4.1 Introdução

Neste capítulo é promovida a apresentação dos resultados das medições de microdureza, obtidos para a região da junta soldada dos provetes ensaiados. A preparação da amostra, seguida do procedimento experimental, foram anteriormente explicados na secção 3.5, de modo que no texto adiante exposto, apenas serão apresentados os resultados das medições, e as considerações que se acharem pertinentes.

Para além da exposição dos resultados das microdurezas, é efectuada a caracterização microestrutural passível de ser identificada através da microscopia óptica, nas diversas zonas observadas na soldadura, sendo para o efeito, apresentadas micrografias das regiões consideradas.

4.2 Perfis de dureza na região da soldadura

As alterações estruturais que ocorrem na soldadura, ocasionam mudanças significativas nas propriedades mecânicas dessa zona. A dureza, a resistência mecânica, a ductilidade e a tenacidade variam significativamente ao longo da soldadura, uma vez que aí existe um gradiente de estruturas [7]. A dureza é uma medida da resistência de um material à deformação permanente (plástica). Como a dureza e a resistência mecânica evoluem normalmente em conjunto, pode deste modo estabelecer-se uma relação empírica entre estas duas propriedades [8].

Pela realização dos ensaios de microdureza, obtiveram-se os resultados a seguir apresentados, para três localizações distintas da junta soldada, orientadas segundo a espessura

do provete. As linhas verticais coloridas indicam as fronteiras entre diferentes zonas metalográficas, susceptíveis de serem distinguidas através da microscopia óptica: metal de base (MB), região de grão refinado incorporada na zona afectada pelo calor (ZAC2), região de grão grosseiro englobada também pela zona termicamente afectada (ZAC1) e a zona fundida (ZF).

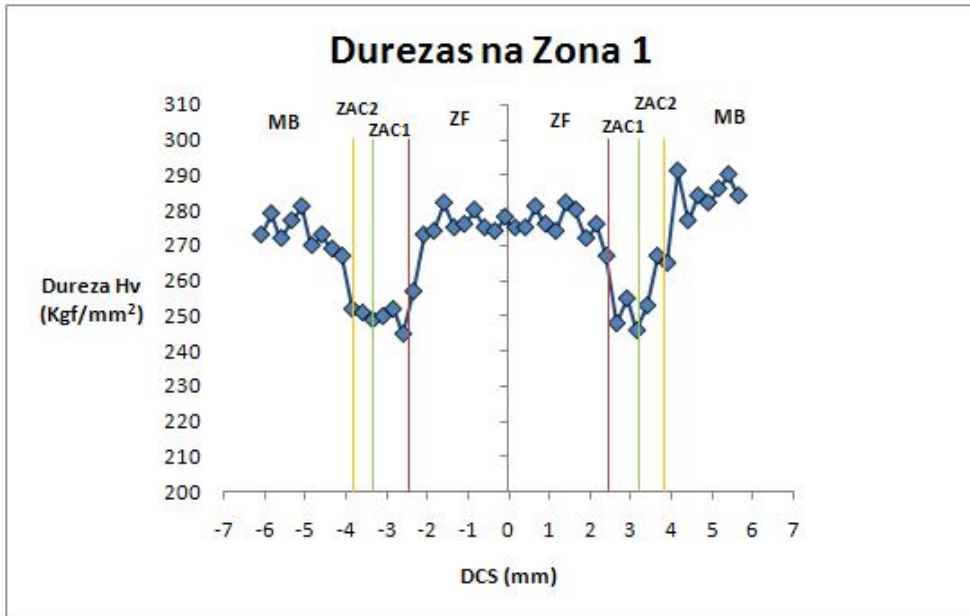


Figura 4.1- Durezas na Zona 1 de medições, situada a 1mm da superfície do provete.

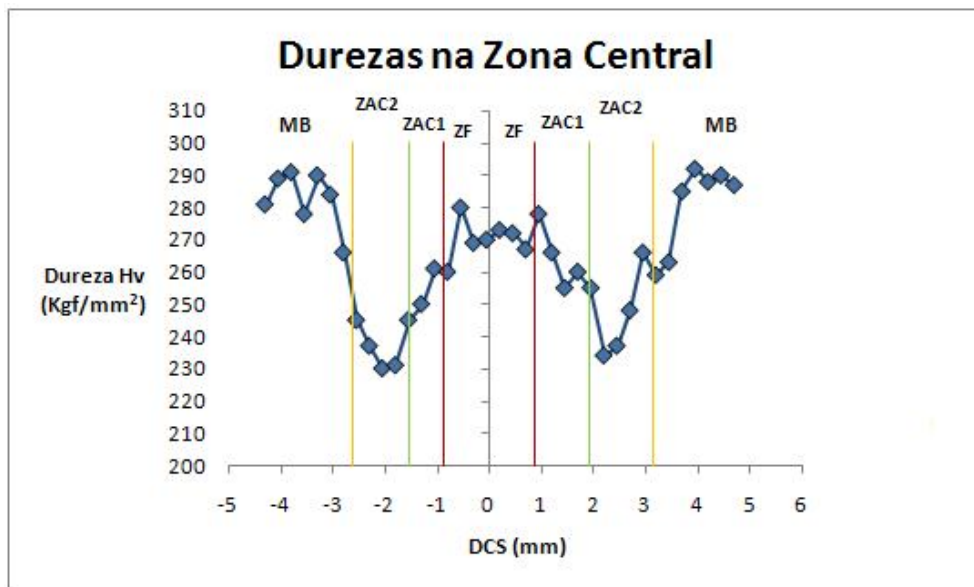


Figura 4.2- Durezas na Zona Central, situada a meio da espessura do provete.

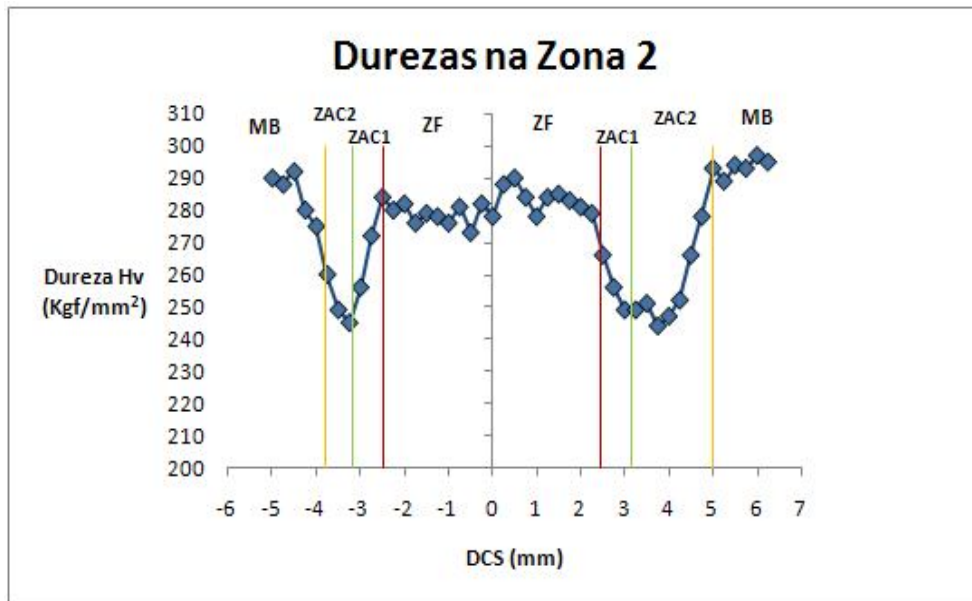


Figura 4.3 – Durezas na Zona 2 de medições, situada a 1mm da superfície do provete.

Figura 4.3 – Durezas na Zona 2 de medições, situada a 1mm da superfície do provete.

Pela observação das figuras, denota-se como tendência comum a todas as localizações, uma diminuição da dureza na zona afectada pelo calor (ZAC). Analisando em maior detalhe, verifica-se que a dureza no metal de base é coerente nas várias medições efectuadas, apresentando maioritariamente valores na gama de 280-290 MPa.

Nas zonas situadas a 1mm de cada um dos topos do provete, verifica-se uma similaridade de microdurezas, sendo medida a dureza mínima na ZAC, com valores no intervalo de 240-250 MPa. Já para a zona fundida, nestas duas regiões, os valores alcançados situam-se bastante próximos dos verificados para o metal base, com valores na gama dos 270-280 MPa.

A zona central aparenta algumas diferenças relativamente às zonas periféricas. A evolução geral das durezas ao longo da soldadura, é condizente com a registada nas outras duas localizações, no entanto existem alguns aspectos que merecem alguma reflexão. Um desses aspectos é referente à dureza mínima associada à ZAC, que apresenta valores inferiores relativamente às zonas próximas da superfície, num intervalo entre os 230-240 MPa. Esta tendência também parece existir na zona fundida, embora de forma menos conclusiva, uma vez que esta zona tem menores dimensões quando comparada com as outras localizações, e como tal, uma pequena dispersão das medições tem um carácter mais significativo. No entanto de salientar o registo de dureza próxima de 270 MPa em algumas

medições consecutivas, o que se afasta um pouco de alguns resultados superiores a 280 MPa obtidos nas outras localizações.

De facto para alguns aços de alta resistência, verifica-se um amaciamento na ZAC, ao qual está associada uma perda de resistência mecânica. A dureza nesta zona depende da relação complexa entre microestrutura, tamanho de grão, dissolução e precipitação de partículas, da composição química do material e da dimensão da própria ZAC [9]. A degradação das propriedades da ZAC, pode dever-se a fenómenos de precipitação de carbonetos, engrossamento, e ao ciclo térmico a que foi sujeita.

Por outro lado, as menores durezas registadas na ZAC e aparentemente na zona fundida, correspondentes às medições efectuadas a meia espessura do provete, podem dever-se ao efeito do recozimento que ocorreu neste local, aquando da refusão do material na realização do segundo passe de soldadura. A distorção da microestrutura existente após novo ciclo térmico, promoveu uma redução da dureza atribuída a esta zona.

4.3 Análise microestrutural

Nesta secção procura-se apresentar a diversidade de microestruturas presentes na soldadura do aço considerado. As microfotografias apresentadas, permitem visualizar algumas das características metalográficas dos constituintes da zona de soldadura, no entanto, pelo facto de se ter recorrido apenas à ampliação proporcionada pela microscopia óptica, essa caracterização não é tão pormenorizada como o desejável.

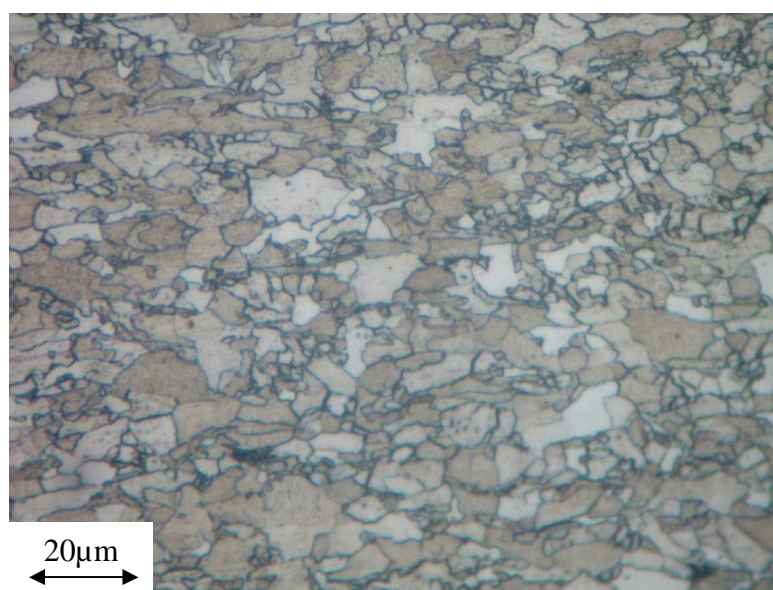


Figura 4.4 – Micrografia do metal base; Nital 2% ; Amp. 1000x.

A Figura 4.4 representa o aspecto morfológico visível ao microscópio óptico do metal de base, relativo ao aço no qual foram efectuadas as soldaduras. Uma das variáveis com grande relevância nas propriedades e estrutura do material, é o processo utilizado industrialmente na sua obtenção.

Pela consulta das especificações técnicas do produto, é mencionado que o aço Domex 600 é laminado a quente para conformação a frio, tendo sido obtido por um processo controlado de laminagem termo-mecânica, cujas operações de aquecimento, laminagem e arrefecimento, foram criteriosamente orientadas.

Este processo é muito utilizado na produção de aços de alta resistência, pois proporciona melhorias ao nível da resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade dos aços, que são possibilitadas através do refinamento do tamanho de grão

Esta técnica caracteriza-se pela deformação da microestrutura com recristalização, pois a laminagem é efectuada normalmente numa gama de temperaturas superior a 900°C, acima da temperatura de recristalização da austenite no diagrama Fe-C do aço. No decorrer deste processo, a microestrutura grosseira característica do vazamento do aço, é substituída por uma nova microestrutura com grão mais fino.

Pela observação da Figura 4.4, não é identificável a forma das estruturas presentes no interior das fronteiras de grão, pois para tal seria necessário recorrer ao auxílio de uma microscopia com maior resolução. No entanto, é referido que os aços do tipo Domex, apresentam uma microestrutura de ferrite irregular, em que a introdução de pequenas quantidades de nióbio, promove o endurecimento da estrutura por precipitação.

Esta forma de endurecimento permite a criação de fases microestruturais mais duras no interior da matriz ferrítica dos grãos.

Com o intuito de avaliar a preponderância destas fases na dureza registada experimentalmente, foram utilizadas equações que permitem o cálculo das durezas de constituintes microestruturais tais como a martensite (M), a bainite (B) ou estruturas combinadas ferrite-perlite (FP), dadas por

$$H_M = 884C(1 - 0,3C^2) + 294 \quad (4.1)$$

$$H_B = 197C_{eq} + 117 \quad (4.2)$$

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{14} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3}$$

$$H_{FP} = 90,9C_{eq} + 114 \quad (4.3)$$

em que C_{eq} é o valor do carbono equivalente, utilizado no cômputo das respectivas durezas.

As fórmulas indicadas acima, que consideram a influência da composição química na determinação da dureza, fornecem para os microconstituintes em estudo os valores $H_M=399,6$ Hv, $H_B=230,1$ Hv e $H_{FP}=166,2$ Hv. Estes valores apenas podem ser associados a locais da microestrutura do aço que são constituídos na totalidade pelas fases mencionadas. No entanto, o mais comum é coexistirem em determinada zona várias fases microestruturais, pois o material não arrefece todo à mesma temperatura.

Tendo em conta os valores obtidos nos ensaios experimentais de microdureza, conclui-se que a existência de bainite inferior e alguma martensite auto revenida, serão as responsáveis pelo aumento da dureza no grão ferrítico.

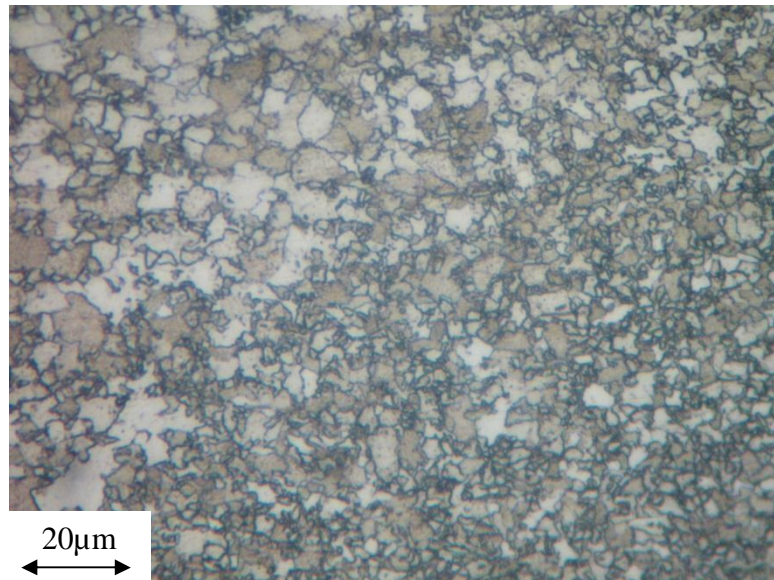


Figura 4.5 – Micrografia da zona de transição entre o metal de base e a zona fundida; Nital 2%; Amp 1000x.

Na Figura 4.5 é visível a zona de transição entre o metal de base e a zona de grão refinado, já pertencente à zona afectada pelo calor proveniente da soldadura. A ZAC pode ser dividida em várias subzonas, no entanto devido à dificuldade de distinguir os locais de transição entre todas elas, leva a que sejam englobadas em apenas duas, a zona de grão refinado e a zona de grão grosseiro.

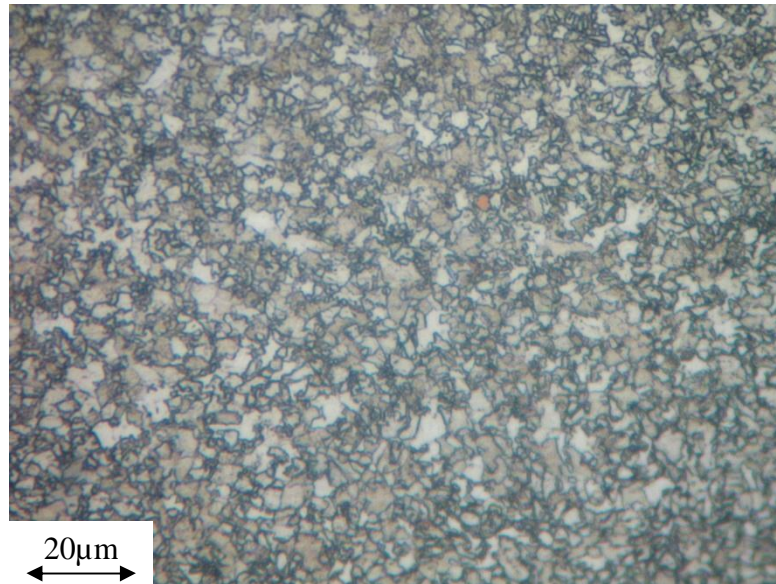


Figura 4.6 – Micrografia da zona de grão refinado; Nital 2%; Amp. 1000x.

A figura 4.6 é constituída na totalidade pela zona de grão refinado, que foi aquecida um pouco acima da temperatura recristalização da austenite, mas por não lhe ter sido fornecida energia suficiente, ficou nessa fase impossibilitado o crescimento do grão austenítico, assumindo posteriormente após o arrefecimento, a forma visível na imagem. Neste local são visíveis zonas claras e escuras, atribuídas respectivamente à presença de ferrite e de carbonetos precipitados.

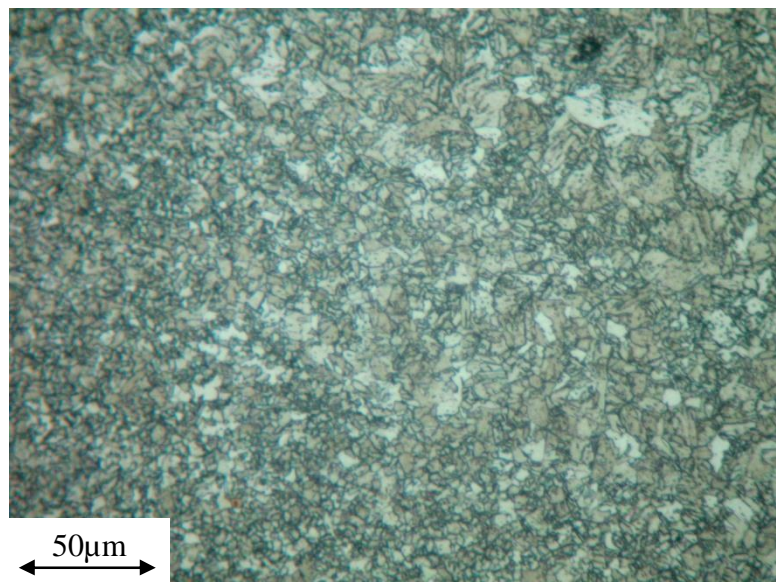


Figura 4.7 – Micrografia da transição entre a zona de grão refinado e grosseiro; Nital 2%;
Amp. 500x

Na Figura 4.7 é visível a zona de transição entre a zona de grão refinado e a zona de grão grosseiro, localizada mais próxima da zona de fusão.

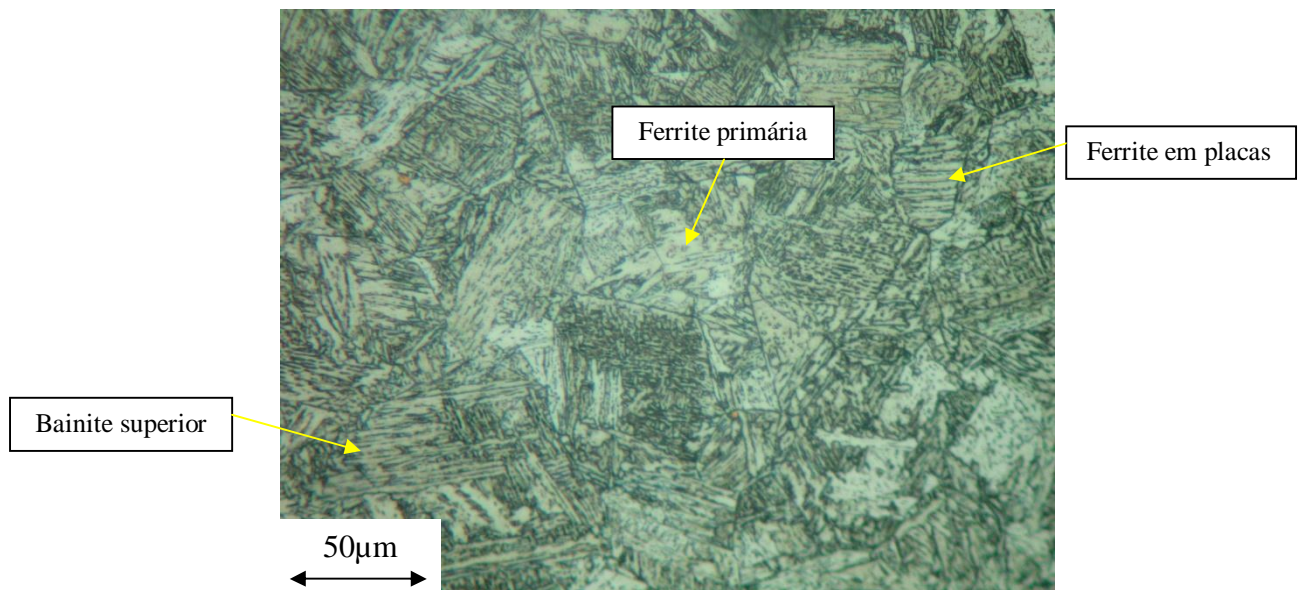


Figura 4.8 – Micrografia da zona de grão grosseiro; Nital 2%; Amp. 500x.

Na Figura 4.8 já é possível identificar algumas das estruturas presentes no interior dos grãos. De facto, a maior dimensão dos grãos deve-se a esta zona ter estado submetida a elevadas temperaturas provenientes do processo de soldadura. O crescimento do grão começa após ser alcançada a temperatura de formação da austenite, e como esta região é mantida durante mais tempo acima da referida temperatura de transformação, é atingida uma maior dimensão, quando comparada com a zona de grão refinado.

É possível identificar a morfologia de vários constituintes microestruturais, formados aquando do arrefecimento do grão austenítico. Na micrografia, são identificáveis várias microestruturas características tais como, a ferrite em placas, que como o nome indica apresenta uma disposição em que várias lâminas de material se sobrepõe paralelamente; ferrite primária caracterizada pelo seu aspecto liso e tonalidade clara, e ainda bainite superior onde existem zonas que aparentam diferentes orientações na estrutura.

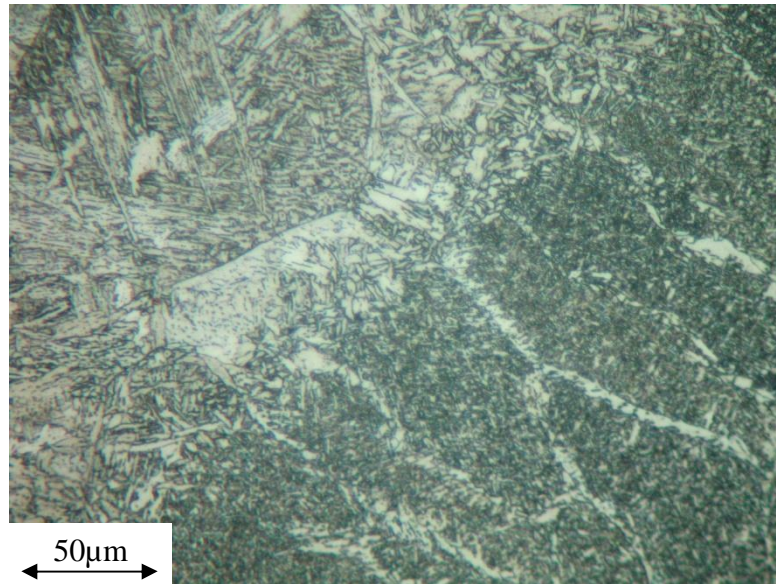


Figura 4.9 – Micrografia da transição entre a zona de grão grosseiro e a zona fundida; Nitral 2%; Amp. 500x.

Na Figura 4.9 está representada a linha de fusão, e os tipos de microestruturas presentes na sua imediação. Denota-se claramente a diferença entre as morfologias dos grãos nucleados nos lados opostos da referida divisória, tendo na zona afectada pelo calor um grão arredondado, e na zona fundida um grão epitaxial. Efectivamente é um ponto estabelecido que na soldadura por fusão a solidificação inicial ocorre de forma epitaxial. Os cristais que se formam durante a solidificação, são nucleados nos grão parcialmente fundidos do metal de base e crescem perpendicularmente às isotérmicas. Os grãos crescem de forma colunar, sendo que a dimensão do grão é em parte determinada pela dimensão do grão situado na zona afectada pelo calor adjacente [7].

As zonas brancas são constituídas por ferrite primária, que se formou nas fronteiras de grão da austenite prévia.

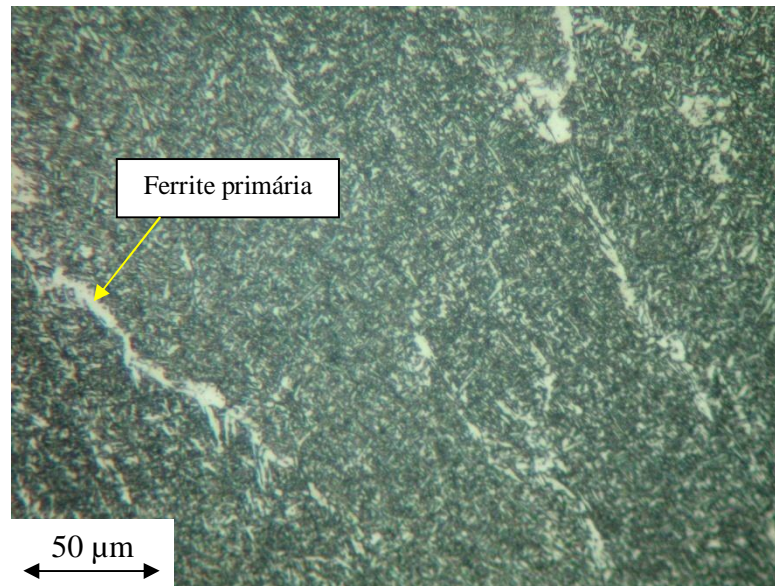


Figura 4.10 – Micrografia da zona fundida; Nital 2%; Amp. 500x. Nital 2%; Amp. 500x.

Na Figura 4.10 está ilustrado o interior da zona fundida, que apresenta as características já mencionadas anteriormente, com particular destaque para a ferrite primária ou pré-eutectóide, sendo a restante zona constituída por grãos muito finos de ferrite acicular e ferrite com MAC (martensite, austenite e carbonetos).

Com o objectivo de determinar o tamanho de grão médio no metal de base e na zona afectada pelo calor, utilizou-se o método de intersecção linear de Heyn presente na norma ASTM E 112 [10], e cujos resultados são apresentados na tabela seguinte.

Tabela 4.1- Tamanho de grão médio (T.G) obtido em várias zonas do material.

Zona metalográfica	T.G (μm)
Metal de base	3,3
Zona de grão fino	2
Zona de grão grosseiro	64

CAPÍTULO CINCO

Resultados dos ensaios de fadiga e análise das superfícies de fractura

5.1 Introdução

Como foi noticiado anteriormente, um dos objectos intrínsecos a esta dissertação reporta-se à realização de ensaios de fadiga uniaxial, tendo em vista a posterior definição das curvas de resistência à fadiga.

Para isso, foram testadas várias séries de provetes, um primeiro conjunto de provetes soldados em que o cordão de soldadura foi mantido sem modificação, um segundo grupo em que o cordão foi removido superficialmente e ainda um terceiro conjunto em que foram ensaiados provetes executados no material de base, sem ligação soldada.

Após a conclusão dos testes de fadiga, procedeu-se como o previsto, e efectuou-se a representação dos resultados obtidos, mediante o esboço das curvas S-N, que serão apresentadas e analisadas neste capítulo.

Por outro lado, depois de finalizados os testes de fadiga, é possível observar a morfologia das superfícies de fractura dos provetes. Efectivamente, o aspecto das superfícies de rotura é influenciado pelos factores que afectam o processo de fadiga, nomeadamente o estado de tensão, a concentração de tensões num entalhe ou defeito, as condições atmosféricas, entre outros. As características identificadoras do mecanismo de fractura, podem aglomerar-se em duas categorias: aquelas que são passíveis de serem observadas a nível macroscópico, e as quais apenas são identificadas a uma escala mais reduzida, através da microscopia.

Também neste capítulo se visa promover a apresentação de alguns aspectos identificativos dos mecanismos de rotura por fadiga, observados nas superfícies de fractura

dos provetes ensaiados à fadiga uniaxial. No entanto no presente trabalho, apenas foram observados os mecanismos macroscópicos, identificáveis mediante a visualização à vista desarmada ou recorrendo a uma baixa ampliação. A caracterização microscópica, apenas exequível utilizando microscópios de elevada capacidade de ampliação, através da microscopia electrónica de transmissão (TEM) ou electrónica de varrimento (SEM), fica como recomendação para estudos futuros.

5.2 Resultados dos ensaios de fadiga

Nas tabelas seguintes, é apresentado um resumo dos principais parâmetros relacionados com os ensaios de fadiga efectuados aos provetes especificados. Cada provete é identificado pela sua referência, em que W é a largura na zona da soldadura, ou na zona central para os provetes em metal de base; B a espessura nos locais atrás referidos, sendo que, nos provetes sem modificação do cordão de soldadura, as medições são efectuadas junto ao pé do cordão; ΔS a gama de tensão aplicada na fadiga; ΔP a amplitude de carga; e N_R o número de ciclos decorridos até à rotura do provete no ensaio à fadiga.

Os dados correspondentes à gama de tensão, ΔS , e ao número de ciclos de rotura, N_R , serão depois utilizados para a representação dos resultados dos testes de fadiga sob forma gráfica, nas designadas curvas S-N.

Tabela 5.1 – Dados relativos aos provetes sem modificação do cordão de soldadura (R=0).

Referência	W (mm)	B (mm)	ΔS (MPa)	ΔP (KN)	N_R (ciclos)
1	17,42	5,00	260	22,65	600 190
2	16,91	5,00	260	21,98	924 503
3	17,03	5,00	260	22,14	1 619 839
4	17,20	5,00	294	25,28	147 702
5	16,86	5,00	297	25,04	635 915
6	16,92	5,00	299	25,30	197 748
7	17,07	5,00	311	26,54	197 748
8	17,06	5,00	325	27,72	552 000
9	16,60	5,00	350	29,05	123 233
10	16,50	5,00	350	28,88	332 484
11	16,91	5,00	353	29,85	251 837
12	17,00	5,00	400	34,00	46 968
13	17,04	5,00	400	34,08	112 378

Tabela 5.2 – Dados referentes aos provetes rectificadas superficialmente (R=0).

Referência	W (mm)	B (mm)	ΔS (MPa)	ΔP (KN)	N_R (ciclos)
1	17,87	4,26	260	19,79	1 029 000
2	19,68	4,35	300	25,68	480 000
3	12,60	4,39	300	16,59	1 777 543
4	17,62	4,28	350	26,39	107 000
5	17,66	4,28	350	26,45	959 670
6	17,02	4,27	364	26,45	990 000
7	12,62	4,41	400	22,26	275 168
8	17,70	4,28	400	30,30	1 207 000
9	12,61	4,35	400	21,94	1 305 800
10	12,64	4,42	400	22,35	1 549 684
11	18,07	4,43	450	36,02	16 100
12	16,67	4,31	450	32,33	18 742
13	17,54	4,36	450	34,41	147 600
14	12,63	4,40	450	25,01	640 684
15	12,52	4,26	500	26,67	38 209
16	12,61	4,31	500	27,17	114 000
17	12,51	4,18	500	26,15	128 560
18	17,67	4,22	500	37,28	1 009 000
19	12,58	4,28	600	32,31	16 777
20	12,61	4,17	600	31,55	99 827
21	12,30	4,27	600	31,51	125 373
22	12,64	4,30	600	32,61	197 028

Tabela 5.3 – Dados associados aos provetes em metal de base (R=0).

Referência	W (mm)	B (mm)	ΔS (MPa)	ΔP (KN)	N_R (ciclos)
1	12,69	4,99	585	37,04	1 188 729
2	12,71	5,00	590	37,49	208 182
3	12,72	5,00	600	38,16	194 223
4	12,69	4,98	600	37,92	246 145
5	12,72	5,01	650	41,42	135 244
6	12,69	5,00	650	41,24	155 334
7	12,71	5,00	700	44,49	84 628
8	12,70	4,99	700	44,36	142 738
9	12,71	4,99	750	47,57	55 735
10	12,70	5,01	750	47,72	59 529
11	12,68	5,01	800	50,82	23 937
12	12,70	5,00	800	50,80	30 422

Vários modelos e métodos de análise estatística são utilizados no estudo dos fenómenos associados à fadiga. No entanto, uma curva S-N é elaborada com base no ajustamento de uma linha recta à representação dos dados de fadiga, considerando a vida à fadiga como variável dependente.

Um método expedito para a determinação de modelos lineares representativos de uma curva S-N, que fornece inclusivamente um teste de validade da hipótese de linearidade dos mesmos, é apresentado na norma ASTM E 739 [11].

Assim, de acordo com a metodologia apresentada nesta norma, são determinados para cada um dos ensaios de fadiga a amplitude constante, quer a curva mediana, quer as correspondentes bandas hiperbólicas para um nível de confiança de 95%, as quais são apresentadas conjuntamente com os ensaios de fadiga.

De acordo com o exposto na norma, assumiu-se como relação entre os logaritmos do número de ciclos de rotura, N, e a gama de tensão aplicada, ΔS , o seguinte modelo linear

$$\log N = A + B(\Delta S) \quad (5.1)$$

Na figura 5.1 encontra-se representada a curva de resistência à fadiga, traçada de acordo com os resultados obtidos na série de ensaios, referente aos provetes sem modificação do cordão de soldadura.

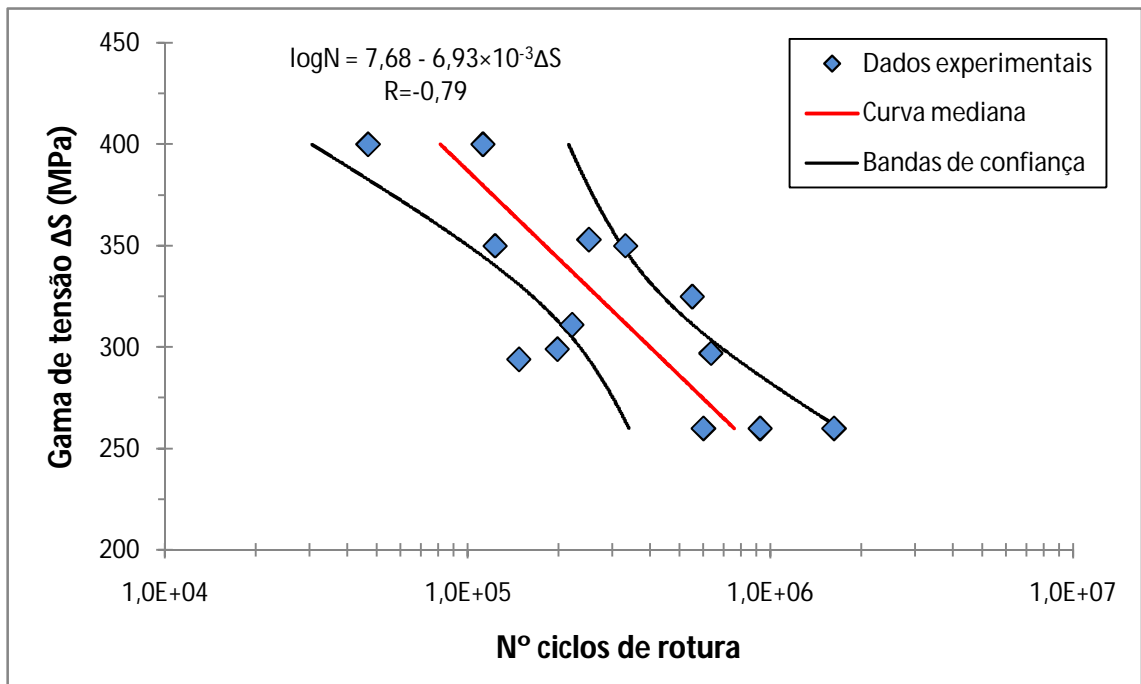


Figura 5.1 - Curva S-N obtida para a série de provetes sem modificação no cordão de soldadura.

Relativamente ao conjunto de ensaios considerado, obteve-se a seguinte expressão para a curva mediana

$$\log N = 7,68 - 6,93 \times 10^{-3} \Delta S \quad (5.2)$$

sendo os intervalos de confiança dos parâmetros A e B, respectivamente definidos por

$$7,68 \pm 1,15 \quad \text{e} \quad -6,93 \times 10^{-3} \pm 3,57 \times 10^{-3} \quad (5.3)$$

Para as bandas hiperbólicas associadas à curva mediana, e para um nível de confiança de 95%, obteve-se a expressão

$$\log N = 7,68 - 6,93 \times 10^{-3} \Delta S \pm 7,68 \times 10^{-1} \sqrt{\frac{1}{13} + \frac{(\Delta S - 319,92)^2}{28240,92}} \quad (5.4)$$

Deste modo, ficam definidas analiticamente as expressões que deram origem às curvas representadas na Figura 5.1.

Tendo agora em conta a disposição dos resultados no gráfico anterior, é possível aferir que os resultados apresentam uma dispersão aceitável para testes à fadiga, o que fica evidente pelo coeficiente de correlação negativo de -0,79, devido a um bom grau de correlação entre as variáveis ajustadas à curva mediana, sendo possível concluir que os provetes ensaiados apresentam condições similares de resistência à fadiga.

Também ainda relativamente à mesma figura, e considerando que não estão representados resultados que excederam o limite imposto nos ensaios, correspondente à vida de 2×10^6 ciclos, depreende-se que em testes efectuados com uma tensão abaixo de 250 MPa, não ocorre rotura por fadiga. Na Figura 5.2, estão identificados os resultados dos ensaios de fadiga, realizados aos provetes nos quais foi rectificadado superficialmente o cordão de soldadura.

Desde logo ressalta à vista, a grande dispersão dos resultados experimentais, sendo inclusivamente possível verificar variações superiores a um milhão de ciclos, dentro da mesma gama de tensão. Esta dispersão de resultados está associada à presença de defeitos internos na soldadura, cuja influência será analisada mais adiante, de modo a possibilitar um ajuste da curva S-N experimental.

Apenas a título demonstrativo, é apresentada uma aproximação dos resultados à recta presente na Figura 5.2, constatando-se pelo seu baixo factor de correlação, a falta de coerência

dos ensaios de fadiga, sendo que, por este motivo não será feita a análise da curva mediana e das respectivas bandas de confiança.

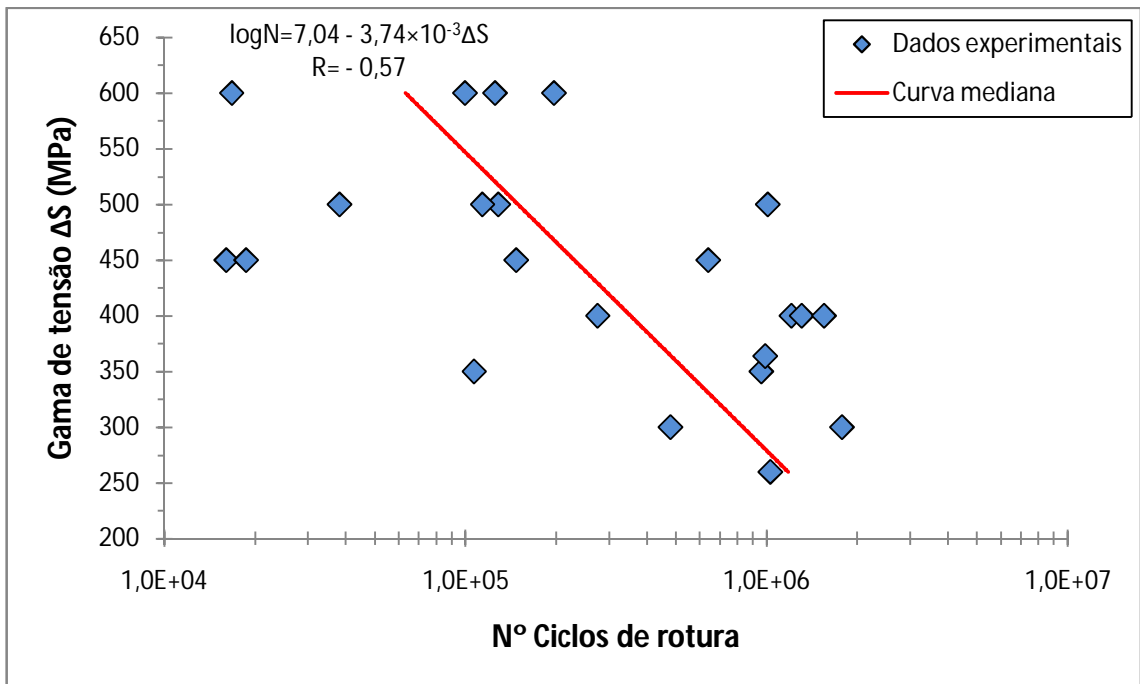


Figura 5.2 - Curva S-N obtida para a série de provetes retificados superficialmente.

Quanto à série de provetes executados em metal de base, tem os resultados dos testes de fadiga apresentados na Figura 5.3.

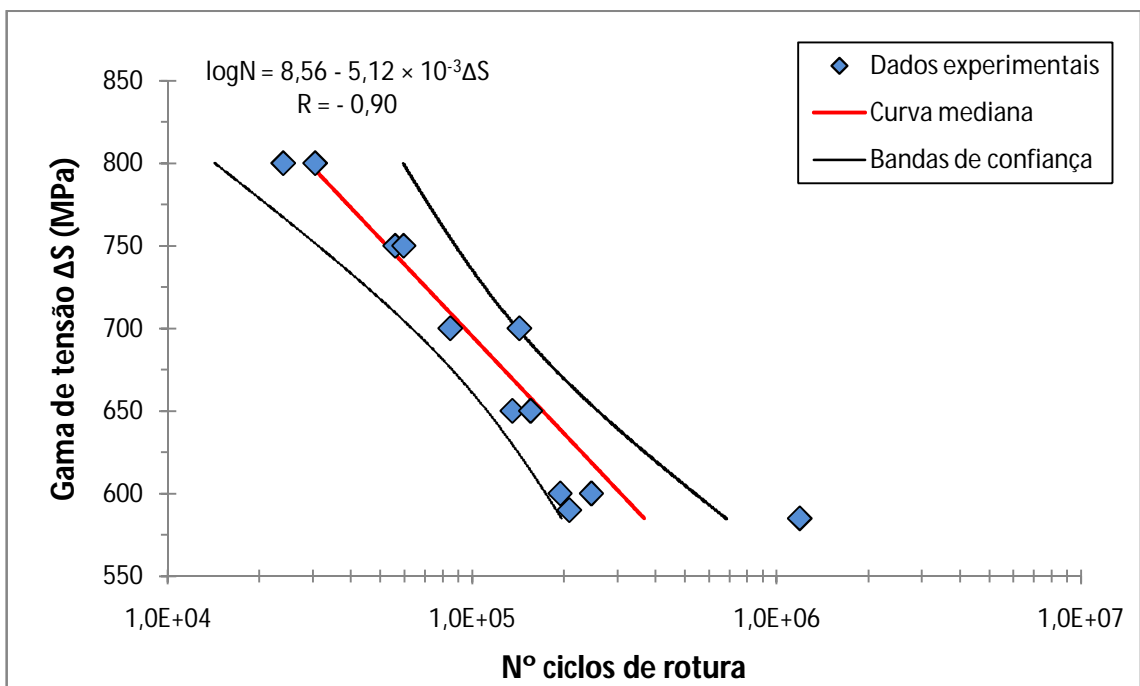


Figura 5.3 - Curva S-N obtida para a série de provetes em metal de base.

A curva mediana que figura no gráfico acima apresentado, é determinada pela equação

$$\log N = 8,56 - 5,12 \times 10^{-3} \Delta S \quad (5.5)$$

em que os intervalos de confiança dos parâmetros A e B, são respectivamente dados por

$$8,56 \pm 1,17 \quad e \quad - 5,12 \times 10^{-3} \pm 1,7 \times 10^{-3} \quad (5.6)$$

Para as bandas hiperbólicas associadas à curva mediana, e para um nível de confiança de 95%, obteve-se a expressão

$$\log N = 8,56 - 5,12 \times 10^{-3} \Delta S \pm 5,84 \times 10^{-1} \sqrt{\frac{1}{12} + \frac{(\Delta S - 681,25)^2}{71106,25}} \quad (5.7)$$

De facto, pela observação da Figura 5.3, é nos provetes em metal de base, desprovidos de zonas de forte concentração de tensões, que a curva mediana melhor se ajusta aos resultados experimentais. O coeficiente de correlação $R = -0,9$ indica isso mesmo, pois a maior homogeneidade do material ensaiado proporciona a obtenção de resultados mais aproximados.

A figura 5.4 apresenta de forma condensada, os resultados dos testes à fadiga para todos os provetes analisados, assim como as curvas medianas associadas.

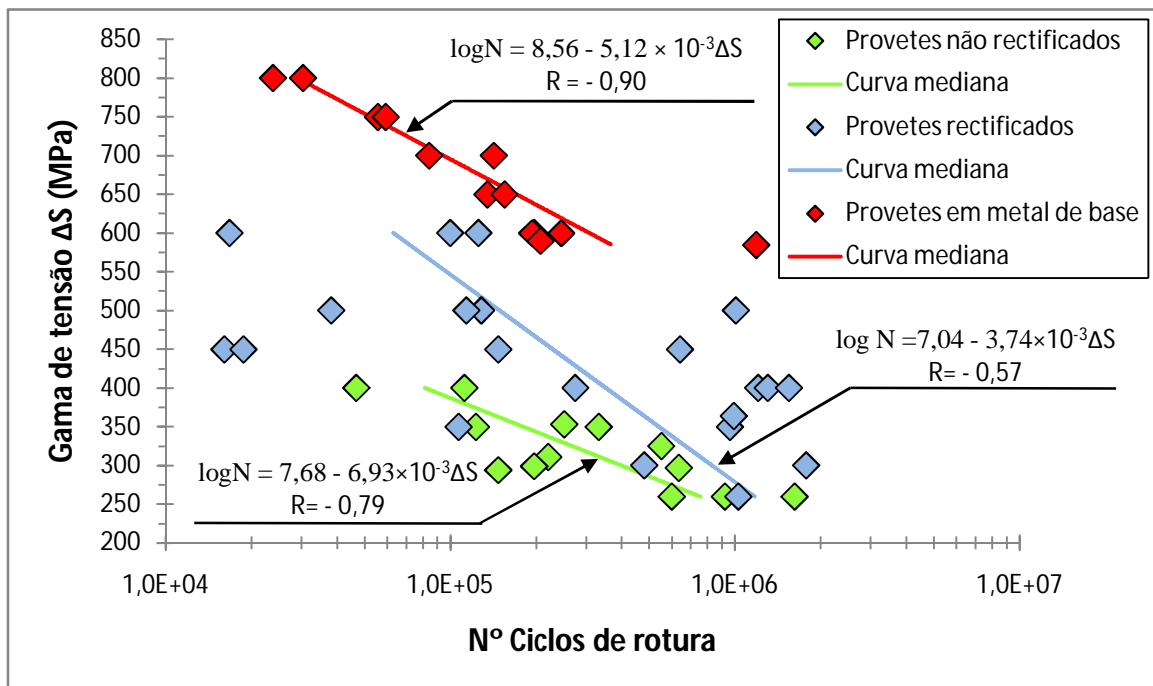


Figura 5.4 - Representação comparativas dos resultados experimentais relativos às séries de provetes testadas à fadiga.

Pela análise do gráfico anterior, é possível ter uma noção geral das principais diferenças entre os vários lotes de provetes testados. Enaltecendo as principais conclusões que se retiram da Figura 5.4, destaca-se o grupo de provetes em metal base, por ser o que apresenta maior resistência à fadiga, o que à partida seria esperado.

Para além disso, um material com juntas soldadas, mesmo isento de descontinuidades internas ou externas e com um polimento superficial adequado, tenderia a apresentar sempre piores propriedades à fadiga do que o material de base. Tal facto, de entre outros factores, deve-se a alterações das propriedades na zona de soldadura, de transformações microestruturais e variações de dureza, já discutidas no capítulo anterior.

O cordão de soldadura, por ser um local onde existe uma grande concentração de tensões, faz com que o grupo de provetes em que o cordão é mantido sem modificação, seja o menos resistente às solicitações de fadiga.

Por último, a série de povetes rectificadas, apresenta uma enorme dispersão motivada pela presença de defeitos internos de soldadura, cuja dimensão inicial, influencia em grande medida os resultados experimentais obtidos.

5.3 Análise das superfícies de fractura

Em seguida são apresentadas macrografias das zonas características da rotura por fadiga, ocorridas em algumas amostras dos diferentes tipos de provetes ensaiados. É atribuída particular ênfase aos locais de iniciação e propagação das fendas de fadiga, descurando-se a apresentação da totalidade da zona de fractura instável do provete.

5.3.1 Provetes soldados sem modificação do cordão de soldadura



Figura 5.5 - Aspecto da superfície de fractura, sendo visíveis a zona de iniciação e propagação da fenda de fadiga.



Figura 5.6 – Superfície de fractura, sendo visível a iniciação a partir de um pingo de soldadura.

Como já foi anteriormente mencionado, a iniciação de fracturas por fadiga, ocorre a partir de locais em que existe uma maior concentração de tensões. Nesta secção, as imagens reportam-se ao conjunto de provetes nos quais o cordão de soldadura foi mantido inalterado para a execução dos testes previstos. Por isso, será expectável que a rotura por fadiga ocorra a partir do pé do cordão de soldadura, que é uma descontinuidade geométrica a que está associada uma elevada concentração de tensões.

Na Figura 5.5 está assinalado o local em que ocorreu a iniciação da fenda de fadiga, a partir de uma zona superficial situada junto ao pé do cordão, onde as condições susceptíveis à nucleação da fenda, devido a uma maior concentração de tensões localizada, foram propícias ao iniciar do processo neste ponto. Nesta imagem também são visíveis linhas radiais características do processo de fadiga, e que ajudam a identificar a zona de iniciação, assim como, bandas indicadoras da propagação da fissura, as quais apresentam um aspecto semi-elíptico.

Na Figura 5.6, é visível a causa que motivou o início da fenda de fadiga, o ponto de maior concentração de tensões associado a um pingo de solda presente no pé do cordão de soldadura. Pode-se também observar o aspecto liso, sem apresentar sinais de deformação plástica, característico das superfícies de fractura.

5.3.2 Provetes rectificadas superficialmente



Figura 5.7 – Zona de iniciação de fadiga a partir de defeitos internos de soldadura.



Figura 5.8 – Zonas distintas de nucleação de fendas de fadiga.



Figura 5.9 – Defeito de grandes dimensões que originou os mecanismos de fadiga.

As imagens apresentadas são respeitantes à série de provetes, em que foi retirada a descontinuidade geométrica à superfície provocada pelo cordão de soldadura. Nestas

circunstâncias, é eliminada uma zona de concentração de tensões, que foi a grande responsável pela iniciação dos mecanismos de fadiga nos provetes referidos na secção anterior.

Neste conjunto de amostras, verificou-se que devido à existência de defeitos internos na soldadura, foi a partir destes que se iniciaram as fendas de fadiga, pois são os locais onde existe uma maior concentração de tensões. Nas figuras estão bem patentes os elementos identificadores deste mecanismo, sendo observável na Figura 5.7, uma zona mais clara que envolve um conjunto de pequenos defeitos internos, não sendo fácil determinar a partir dos quais ocorreu efectivamente a iniciação da fenda dominante no mecanismo de fadiga.

Em geral, a propagação de uma fenda de fadiga não é uniforme, processando-se normalmente dum modo intermitente com zonas de crescimento rápido e outras de crescimento lento [4]. Nas Figuras 5.7 e 5.8, a zona mais clara está associada a velocidades mais baixas, que no entanto são crescentes, pois à medida que a fenda se propaga, existe um aumento do factor intensidade de tensões, que pela Lei de Paris se demonstra ser directamente proporcional à velocidade de propagação. As variações de tonalidade e textura da superfície de fractura, são atribuídas a locais onde existiu uma transição entre micromecanismos de propagação na frente da fenda.

Em situações nas quais existe uma proximidade de defeitos com dimensões similares, existem metodologias para considerar os efeitos da interação de defeitos planares [12]. Devido à existência de vários defeitos, a nucleação de fendas pode ocorrer em mais do que um local, sendo que durante a fase de propagação macroscópica, as fendas podem assumir diferentes dimensões, direcções e velocidades de propagação, sendo possível uma interacção entre várias frentes de propagação. No entanto, deverá existir uma fenda dominante, sendo a primeira a ser iniciada a partir do defeito onde exista uma maior concentração de tensões, e portanto, à qual se atribui maior relevância no processo de ruína por fadiga.

Na Figura 5.8 estão identificadas duas zonas distintas de nucleação e crescimento de fendas por fadiga, as quais englobam os defeitos que originaram fissuras. A Figura 5.9 é apresentada com o intuito de exemplificar a dimensão de alguns defeitos internos encontrados nos provetes ensaiados, permitindo numa primeira primeira instância estimar, a dimensão do defeito apresentado, correspondente a cerca de um terço da espessura do provete.

5.3.3 Provetes em metal de base



Figura 5.10 – Superfície de fractura por fadiga num provete.

Na série de provetes em metal base, por estar isenta de soldadura, não apresenta os locais de concentrações de tensões, que motivaram a nucleação de fissuras de fadiga nos outros conjuntos ensaiados.

Pela observação da Figura 5.10, verifica-se que a zona de iniciação da fenda por fadiga acontece a partir da superfície da peça, numa zona em que a tensão localizada seja máxima, e na qual se desenvolvam os mecanismos microscópicos de nucleação e iniciação de fendas por fadiga. Esta zona não é de fácil identificação antes da fractura do provete, mas pode ser influenciada por factores de qualidade superficial da peça, visto que as amostras não tiveram um tratamento superficial cuidado.

A direcção de propagação de uma fenda de fadiga, num provete solicitado uniaxialmente, é função do estado de tensão instalado [2]. Se prevalecer um estado plano de deformação (tensões aplicadas baixas, ou fissuras de pequeno comprimento, dando lugar à formação na extremidade da fissura, de zonas de material plastificado de pequena dimensão, quando comparadas com a espessura da peça), a superfície de fractura será plana e a 90° em relação à superfície do provete. Isso é visível na Figura 5.10, representado pela zona de propagação lisa, numa direcção ortogonal à direcção de propagação.

Quando ocorre um aumento no factor intensidade de tensões para valores na ordem de 30 MPa m^{1/2}, conseqüentemente aumenta a zona de material plastificado, e verifica-se uma transição da propagação que passa de uma superfície plana a 90° para um plano inclinado a 45° [5]. Esta zona é localizada na imagem, na região junto à superfície superior do provete, contígua à área de fractura plana.

Também é visível à esquerda na figura, a zona de rotura final, que apresenta um aspecto grosseiro e irregular, originada quando a secção transversal restante do provete, já não conseguia suportar a tensão aplicada, propagando-se a fenda de maneira instável.

Na figura 5.11, encontra-se esquematizado a título comparativo, o aspecto dos três tipos de provetes fracturados, reportando-se o exemplar inferior à amostra com o cordão de soldadura mantido sem modificação, o intermediário com a rectificação do cordão à superfície, e o superior referente aos provetes em metal base.

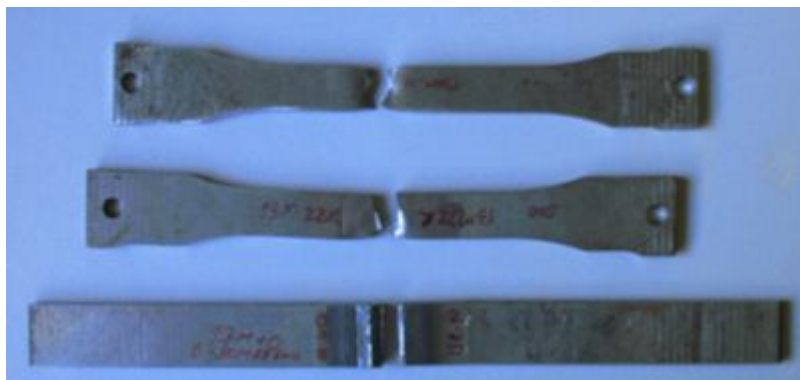


Figura 5.11 – Aspecto de diferentes tipos de provetes fracturados.

5.4 Avaliação da influência dos defeitos internos de soldadura na vida à fadiga dos provetes rectificadas superficialmente

Mediante os resultados obtidos experimentalmente para o conjunto de provetes rectificadas superficialmente, já discutidos de forma breve na secção anterior, e após a análise da superfície de fractura, não subsistem dúvidas de maior, relativamente à ideia de que os defeitos internos presentes na soldadura, desempenharam um papel importante na dispersão dos resultados experimentais, ou seja, na duração à fadiga dos corpos de prova.

Começamos então esta análise, apresentando na Tabela 5.4 as dimensões relacionadas com os defeitos iniciadores do processo de fadiga, cuja observação foi efectuada nas superfícies de fractura dos provetes testados, assim como, resultados teóricos para a vida à fadiga, obtidos mediante a utilização de um programa computacional.

Tabela 5.4 – Dados associados à presença de defeitos internos de soldadura nos provetes.

Ref. ^a	l (mm)	t (mm)	p (mm)	N_p (ciclos)	N_{pI} (ciclos)	N_{RI} (ciclos)	N_{pII} (ciclos)	N_{RII} (ciclos)
1	1,035	1,017	1,041	358 039	852 136	1 523 097	1 073 592	1 744 553
2	3,105	1,139	0,810	240 717	561 573	800 856	706 061	945 344
3						1 777 543		1 777 543
4	3,464	2,208	0,868	40 422	340 418	406 996	430 981	497 559
5	1,382	0,260	1,474	164 843	340 548	1 135 375	431 115	1 225 942
6	0,562	0,291	1,230	213 071	299 620	1 076 549	380 039	1 156 968
7	1,611	0,703	1,315	54 481	215 652	436 339	275 966	496 653
8	1,128	0,265	1,133	152 805	224 601	1 278 796	343 998	1 398 193
9	0,755	0,256	1,795	103 470	215 402	1 417 732	275 712	1 478 042
10	0,309	0,264	1,079	173 910	215 726	1 591 500	276 044	1 651 818
11	2,237	1,357	0,967	32 890	155 912	139 122	196 310	179 520
12	1,635	1,931	0,666	30 442	153 870	142 170	196 316	184 610
13	0,453	0,169	1,688	108 291	155 040	194 349	197 514	236 823
14	0,369	0,312	1,355	92 237	149 447	697 894	191 774	740 221
15	1,166	0,454	1,064	40 397	106 891	104 703	137 705	135 517
16	0,316	0,293	1,904	66 533	107 050	154 517	137 872	185 339
17	0,502	0,501	0,992	53 864	106 730	181 426	137 547	212 243
18	0,912	0,941	1,474	30 164	110 506	1 089 342	141 408	1 120 244
19	0,530	0,360	0,729	34 646	60 174	42 305	77 963	60 094
20						99 827		99 827
21	0,522	0,368	1,289	26 649	60 076	158 800	77 869	176 593
22						197 028		197 028

A cada provete, identificado pela sua referência, está associado um defeito, em que pela observação da superfície de fractura, se concluiu ser o responsável pelo iniciar dos mecanismos de fadiga. l corresponde à dimensão do defeito segundo a largura do provete; t é a dimensão do mesmo defeito segundo a espessura do provete; e p é a menor distância entre o defeito interno e a superfície, segundo a espessura do provete.

Na segunda metade da tabela estão representados dados obtidos com o auxílio de um programa computacional, o qual permite o cálculo teórico do número de ciclos de propagação da fenda de fadiga, a partir do tamanho inicial de um defeito. O programa foi desenvolvido utilizando conceitos da mecânica da fractura, cuja formulação e estrutura são expostas no Capítulo 6.

Ainda na Tabela 5.4, N_p é inerente ao número de ciclos da fase de propagação, obtidos pelo correr do programa, para o defeito observado na superfície de fractura. N_{pI} e N_{pII} referem-se à vida na fase de propagação da fenda de fadiga, para um defeito de referência com forma circular, respectivamente com 0,25 mm e 0,010 mm de diâmetro, localizado a meio da espessura do provete. N_{rI} e N_{rII} representam a previsão da resistência à fadiga dos provetes, devido à presença de defeitos internos, e que têm em consideração um ajuste teórico aos resultados experimentais, no qual é integrado o defeito de referência, respectivamente com diâmetro de 0,25 mm ou 0,010 mm. Para o cálculo destes parâmetros, são realizadas duas operações básicas: primeiramente subtrai-se N_p ao valor de N_{pI} ou N_{pII} , e em seguida soma-se o valor encontrado, ao número de ciclos obtido nos ensaios experimentais. Este é um método de uniformizar a influência dos defeitos na vida à fadiga dos provetes, pois através da introdução do defeito de referência, passa a existir igual parâmetro de comparação em todos os ensaios.

Na generalidade, defeitos com grandes dimensões provocam uma diminuição acentuada da resistência à fadiga. Uma vez que são as dimensões destes defeitos, as que mais se distanciam do tamanho do defeito de referência, também haverá para estes casos, uma maior preponderância atribuída aos defeitos na fase de propagação. Na prática, a redução da dispersão na curva S-N, será associada em grande parte aos provetes que experimentalmente tiveram menor vida à fadiga, justamente pelo motivo, de ser para esses ensaios, que a presença de defeitos na soldadura, maior relevância teve na rotura precoce por fadiga.

De referir ainda, que para os provetes nos quais não se reconheceu a existência de defeitos, o processo de análise atrás descrito não foi implementado. Logo, para estes casos, tanto N_{rI} como N_{rII} , assumem o mesmo valor obtido no ensaio experimental.

A razão de se considerar duas dimensões diferentes para o defeito de referência, deve-se à pretensão de comparar a importância da variação deste parâmetro, no ajuste da curva S-N experimental.

Na Figura 5.12, são apresentados os resultados ajustados pela metodologia mencionada. Na sequência da pré-análise efectuada nos parágrafos anteriores, é possível visualizar o efeito do tamanho do defeito de referência considerado. Em termos comparativos, a curva mediana que apresenta uma melhor correlação, é a referente aos dados ajustados II, que considera o defeito de referência com 0,10 mm de diâmetro, nos cálculos inerentes. Tal como foi referido anteriormente, o maior ajuste verifica-se para provetes que tiveram uma menor vida à fadiga, pois é nestes que a presença de defeitos tem maior influência na fase de propagação.

Não é de mais referir, que o método apresentado apenas efectua uma previsão, tendo como objectivo primordial, o acerto da curva S-N. Este é efectuado através de uma aproximação à realidade, da influência dos defeitos internos na vida à fadiga, sendo que esta aproximação, não é fiável ao ponto de se poderem retirar conclusões com muito rigor.

Também não foram considerados defeitos de referência inferiores a 10 mm, porque para dimensões tão reduzidas, já se entra no domínio dos microdefeitos ou microfendas, e a aplicabilidade dos conceitos da MFLE não é considerada correcta.

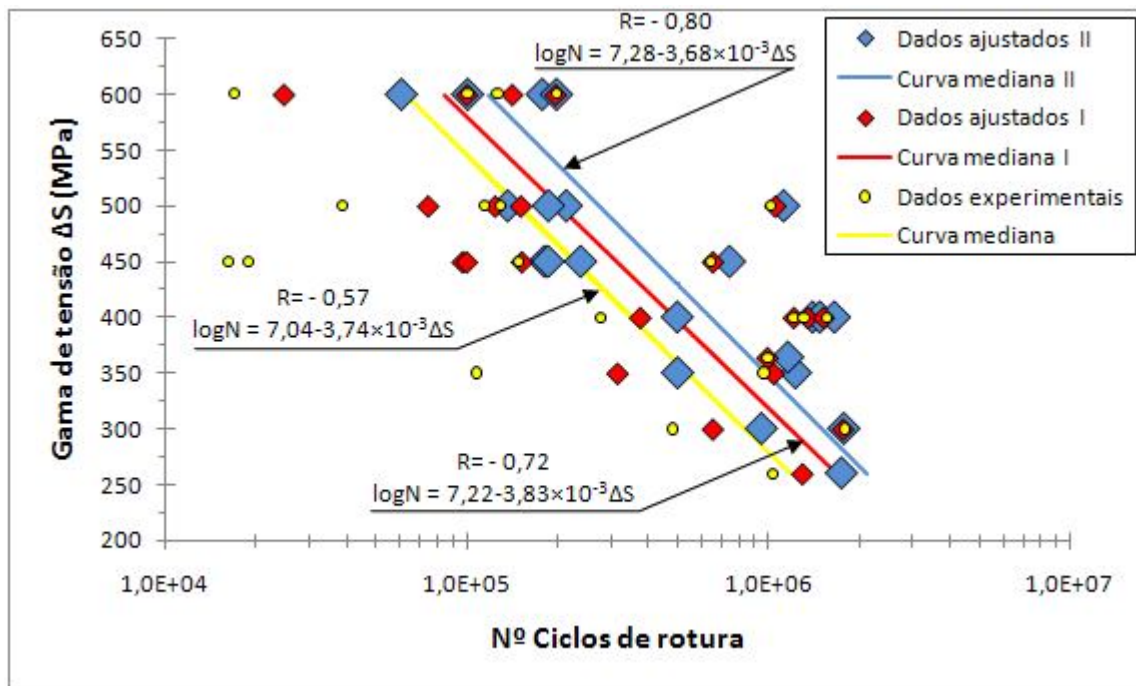


Figura 5.12 – Curva S-N comparativa entre os dados experimentais e os dados ajustados, obtidos para a série de provetes rectificadas superficialmente.

Na Figura 5.13 são apresentadas as bandas de confiança para os dados ajustados, que consideram nos cálculos associados, o defeito circular de referência com um diâmetro de 0,10 mm. Escolheu-se a representação deste conjunto de resultados ajustado, pelo facto de a respectiva curva mediana, indicar a melhor correlação dos dados comparativamente a outros cenários possíveis.

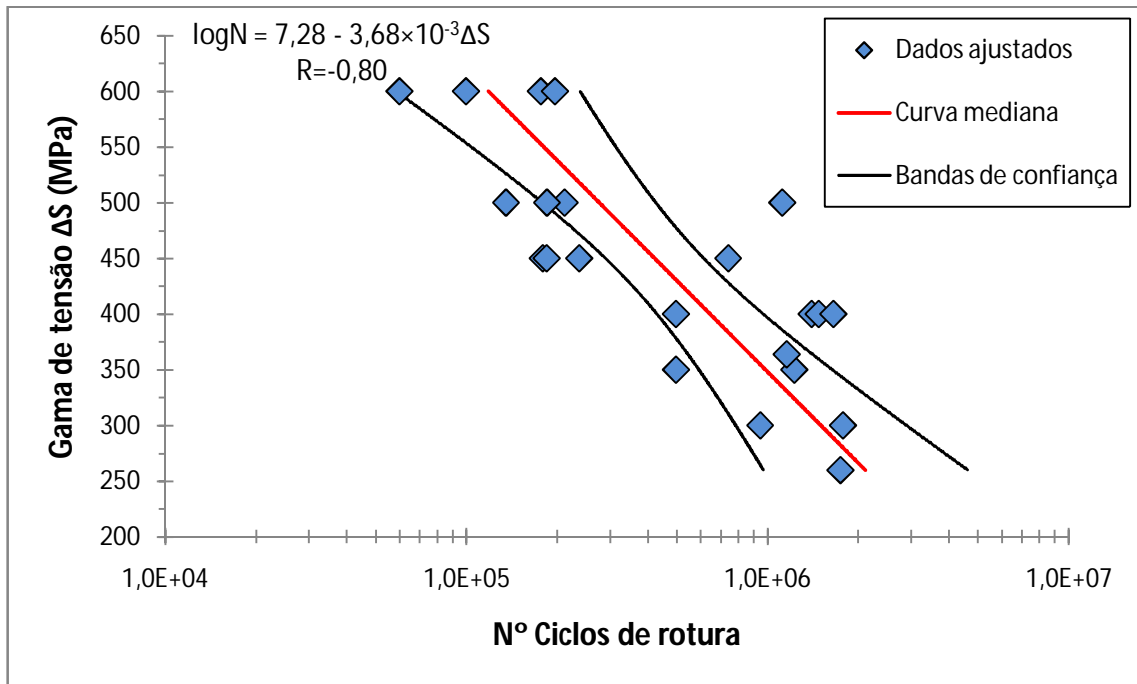


Figura 5.13 - Curva S-N comparativa entre os dados experimentais e os dados ajustados, obtidos para a série de provetes rectificadas superficialmente.

Para a série de ensaios a que está associado o gráfico da Figura 5.13, obteve-se a seguinte expressão para a curva mediana

$$\log N = 7,28 - 3,68 \times 10^{-3} \Delta S \quad (5.8)$$

sendo os intervalos de confiança dos parâmetros A e B, respectivamente definidos por

$$7,28 \pm 5,84 \times 10^{-1} \quad \text{e} \quad -3,68 \times 10^{-3} \pm 1,29 \times 10^{-3} \quad (5.9)$$

Para as bandas hiperbólicas associadas à curva mediana, e para um grau de confiança de 95%, obteve-se a expressão

$$\log N = 7,28 - 3,68 \times 10^{-3} \Delta S \pm 7,61 \times 10^{-1} \sqrt{\frac{1}{22} + \frac{(\Delta S - 442)^2}{217088}} \quad (5.10)$$

CAPÍTULO SEIS

Programa para a previsão da vida na fase de propagação da fenda por fadiga

6.1 Introdução

Em função da grande dispersão de resultados nos ensaios de fadiga, efectuados nos provetes com rectificação do cordão de soldadura, e observável na curva S-N dos mesmos, concluiu-se que as condições de iniciação dos mecanismos de fadiga, não foram similares para a totalidade dos provetes desta série.

A partir da observação das superfícies de fractura, tal como as representadas no capítulo anterior, averiguou-se que a nucleação e propagação da fenda de fadiga ocorreu a partir de defeitos interiores existentes na soldadura. Dado que nas diferentes amostras existe uma multiplicidade de formas e dimensões de defeitos, a dispersão de resultados foi atribuída em grande parte a este factor.

Com o intuito de melhorar a correlação dos resultados da curva S-N, implementou-se um programa computacional de cálculo, cuja finalidade é estimar o número de ciclos atribuídos à fase de propagação, considerando a influência da dimensão e localização, do defeito originário da fenda principal de fadiga. A geometria dos defeitos é aproximada à forma elíptica, cujas dimensões iniciais serão introduzidas no programa de cálculo.

O programa criado não considera a fase de iniciação da fenda de fadiga, pelo que os resultados reportam-se à vida na propagação, cujo comportamento pode ser explicado pela mecânica da fractura linear elástica (MFLE).

6.2 Estrutura do programa

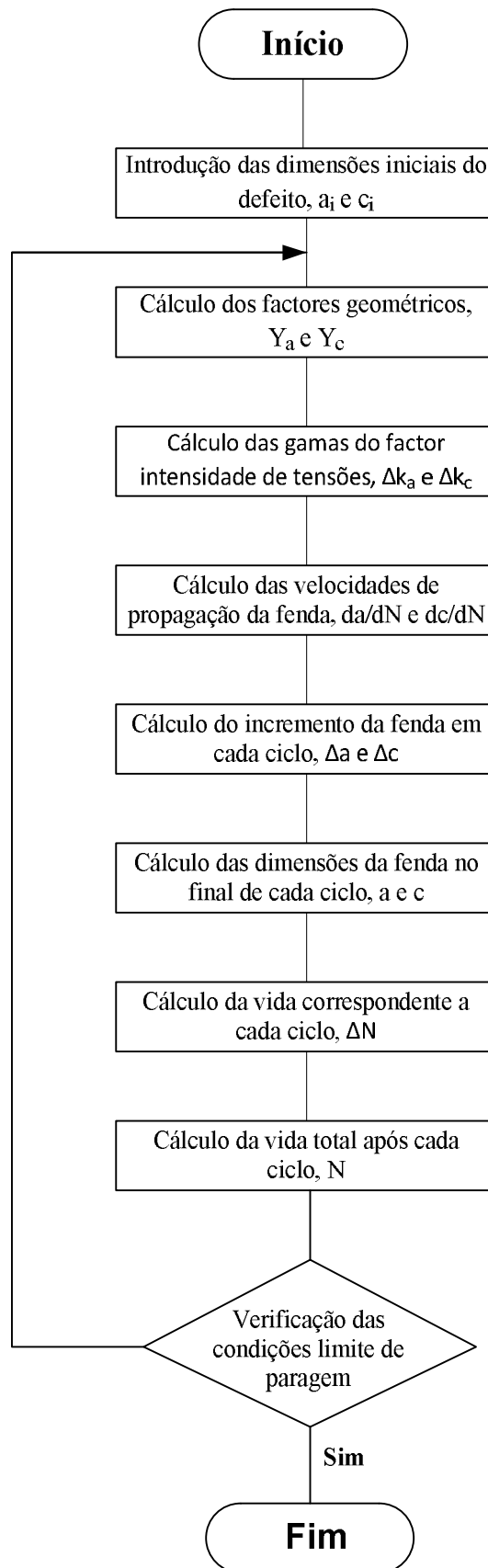


Figura 6.1- Fluxograma das principais operações executadas pelo programa computacional.

Na figura acima, está esquematizado um resumo das acções mais importantes, inerentes ao correr do programa. O programa foi desenvolvido na linguagem de programação FORTRAN 90, e cujo resultado final, representa a vida teórica associada à fase de crescimento da fenda por fadiga, tendo em consideração as dimensões do defeito inicial no qual a fenda nucleou.

Fazendo agora uma pequena explicação por extenso, do processo de cálculo representado no esquema da Figura 1, é assumido que a geometria do defeito é aproximada por uma forma elíptica, como o representado na Figura 6.2.

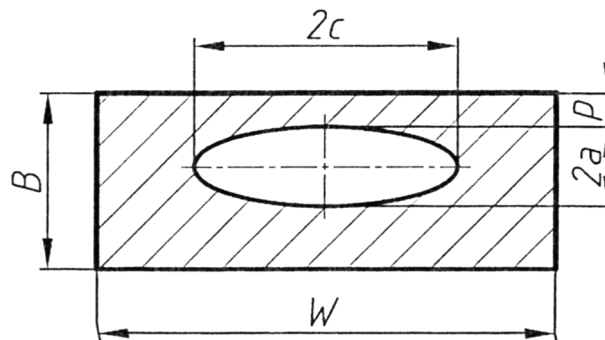


Figura 6.2 – Forma idealizada assumida pelos defeitos de fadiga.

São introduzidas inicialmente as dimensões indicadas na figura acima, sendo que os valores iniciais de a_i e c_i correspondem, respectivamente, a metade da largura e metade da largura do defeito considerado.

No passo seguinte, procede-se à determinação dos factores geométricos da fenda, segundo a sua largura e o seu comprimento, cujo cálculo ocupa uma extensão bastante significativa na listagem das funções do programa. A metodologia utilizada na obtenção deste parâmetro, encontra-se explicada em [13].

A operação seguinte reporta-se ao cálculo da gama do factor intensidade de tensões, associado à fenda com as dimensões especificadas, e que é dado genericamente para sollicitações à fadiga por

$$\Delta K = Y \Delta S \sqrt{\pi a} \quad (6.1)$$

Avançando na análise, procede-se ao cálculo das velocidades de propagação da fenda, segundo a e c, obtidas recorrendo à utilização da lei de Paris definida por:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_a^m \quad \text{e} \quad \frac{dc}{dN} = C \Delta K_c^m \quad (6.2)$$

em que as constantes C e m consideradas na equação, foram sugeridas em [12], e têm os valores fixos de $m=3$ e $C=3 \times 10^{-13}$.

Após o passo anterior, procede-se ao arbítrio de um incremento de a, Δa , cujo valor será acrescentado a cada nova iteração, à dimensão da fenda obtida no ciclo computacional antecedente. (Note-se que a escolha de arbitrar a dimensão a é ocasional, pois caso fosse adiantado o valor de c, produziria o mesmo efeito).

A equação que relaciona os incrementos de a e c a cada nova iteração, é explicitada por

$$\frac{\Delta a}{\Delta c} = \frac{C_a}{C_c} \left(\frac{Y_a}{Y_c} \right)^m \quad (6.3)$$

em que a razão entre C_a e C_c é considerada unitária. Deste modo, substituindo os valores na equação 6.3 em ordem a Δc , calcula-se por esta via o incremento segundo a dimensão c.

Os valores das dimensões finais a,c, e p, após cada novo ciclo são então definidos mediante a terminologia

$$\begin{cases} a_{i+1} = a_i + \Delta a \\ c_{i+1} = c_i + \Delta c \\ p_{i+1} = p_i - \Delta a \end{cases} \quad (6.4)$$

A relação entre a velocidade de propagação em cada novo incremento da dimensão da fenda, com a correspondente fracção da vida do provete, pode ser dada pelas expressões

$$\Delta a = \Delta N \left(\frac{da}{dN} \right)_i \quad \text{ou} \quad \Delta c = \Delta N \left(\frac{dc}{dN} \right)_i \quad (6.5)$$

pelas quais se pode retirar o valor de ΔN . Assim, após cada ciclo computacional, o número de ciclos total referente à fase de propagação é definido por:

$$N_{i+1} = N_i + \Delta N \quad (6.6)$$

Percorrido o caminho que nos conduziu ao cálculo da vida em cada nova iteração, é necessário definir uma condição limite, que sendo alcançada, faz com que o programa não prossiga para um novo ciclo computacional. Essa condição deverá ser baseada em parâmetros, que caracterizem a capacidade do material resistir a uma nova solicitação de fadiga.

Para tal, foram definidos dois aspectos a ter em consideração: o valor máximo do factor intensidade de tensões, $\Delta K_{m\acute{a}x}$, e a tensão efectiva actuante na secção transversal do provete, ΔS_{ef} .

$\Delta K_{\text{máx}}$ é determinado pelo maior dos valores de ΔK associados às direcções segundo a e c. Por seu lado, ΔS_{ef} é dada pela expressão

$$\Delta S_{\text{ef}} = \frac{\Delta S W B}{A_R} \quad (6.7)$$

onde A_R representa a área resistente, da secção do provete onde se propaga a fenda por fadiga, sendo calculada por

$$A_R = WB - 4ac \quad (6.8)$$

A condição de saída é verificada quando $K_{\text{máx}}$ atingir o valor da tenacidade à fractura do material, K_{Ic} , que se convencionou ser $100 \text{MPa m}^{1/2}$, por comparação com materiais com características similares presentes na literatura [14], não estando este dado assinalado na folha técnica do material.

O programa também é concluído quando ΔS_{ef} for superior à tensão de rotura do material, S_R , que se admitiu ser 720Mpa , valor que se encontra dentro da gama admissível para o material considerado.

6.3 Considerações críticas sobre o modelo utilizado

Esta secção visa tecer algumas considerações, acerca de alguns aspectos não contemplados pelo programa de cálculo utilizado, assim como enaltecer as suas competências mais relevantes.

Uma crítica a tecer, refere-se à situação de apenas ser considerado nas fórmulas de cálculo do factor intensidade de tensões Y , a distância da frente de fenda à superfície segundo a espessura B . Para casos, em que um defeito se encontre próximo da superfície delimitada pela espessura B , a formulação baseada na norma BS 7910 presente em [13], não especifica nenhuma condição que limite o crescimento da fenda à superfície interna do provete. Como tal, após ser atingida uma condição de paragem no programa, o valor de c pode ser superior à distância ao bordo da peça, indicando teoricamente que a fenda se está a propagar na superfície exterior da peça.

Também se conclui que o programa aparenta apresentar algumas lacunas, que são traduzidas num menor rigor de cálculo. Contudo, os erros sistemáticos são similares em todos os ensaios, por isso revela ser um bom método para reduzir a dispersão da curva S-N.

CAPÍTULO SETE

Conclusões e recomendações para trabalhos futuros

A crescente importância e vantagens que se atribuem à utilização dos aços de alta resistência, já foram mencionadas no capítulo introdutório. Nesta fase final do relatório, pretende-se fazer uma recolha das conclusões mais importantes, decorrentes da análise feita aos resultados experimentais. Uma vez que a discussão dos vários assuntos já foi efectuada anteriormente, de seguida serão apresentadas as conclusões de uma forma sintética e objectiva, reportando-se apenas ao essencial para cada tópico.

Procedendo à apresentação por ordem análoga à que foi exposta ao longo do texto, em primeiro conclui-se que para as juntas soldadas do aço em estudo, é na ZAC que ocorre um amaciamento significativo do material, com durezas inferiores a 250 Hv, enquanto que no metal base e zona fundida, são obtidos valores de 280-290 Hv. Como tal, verifica-se uma degradação das propriedades mecânicas nesta zona do material.

É no cento da soldadura que são registadas as menores durezas, cerca de 230 Hv enquanto as zonas periféricas apresentam valores de 240-250 Hv, facto motivado pelo recozimento da zona fundida, aquando do segundo passe de soldadura.

Em termos microestruturais, o metal de base é constituído por ferrite irregular, com algumas regiões de bainite inferior e martensite auto revenida. A zona de grão refinado é composta maioritariamente por ferrite e carbonetos. A zona de grão grosseiro já apresenta várias estruturas visíveis, de onde se destacam a ferrite primária, a ferrite em placas e a bainite superior. A zona fundida é constituída por ferrite primária nas fronteiras do grão austenítico e por ferrite acicular e ferrite com MAC.

Nos testes de fadiga verifica-se, como o esperado que os provetes em metal de base apresentam a maior resistência à fadiga. A série de provetes com descontinuidade superficial,

provocada pelo cordão de soldadura, apresenta a menor resistência à fadiga, justamente pelo facto de no cordão ocorrer uma grande concentração de tensões.

Para a série de provetes rectificadas superficialmente, verifica-se uma grande dispersão de resultados, o que pela observação das superfícies de fractura, se atribui à presença de defeitos internos na soldadura.

Foi criado um programa computacional, para tentar analisar de que forma a fase propagação de um defeito interno, tem influência na vida à fadiga de um provete. Pela sua utilização foi possível ajustar a curva S-N experimental, concluindo-se que o maior ajuste, ocorreu para os provetes que experimentalmente tinham resistido menos tempo à solicitação de fadiga, comprovando-se que a fase de propagação da fenda tem uma grande influência na sua vida de fadiga.

Como recomendação para trabalhos futuros, pode-se sugerir uma análise à fadiga de outros lotes de provetes soldados, em que a execução da soldadura deve ser feita de uma forma cuidada, em provetes polidos superficialmente, de modo a tentar minimizar a formação de defeitos internos.

Também seria interessante testar a resistência dos provetes, aplicando outros tipos de solicitações de fadiga, tanto em $R = -1$ como para $R > 0$. Também poderiam ser estudadas outras configurações de junta soldada, como as juntas longitudinais, juntas de canto, entre outras.

Uma caracterização mais pormenorizada dos aspectos metalográficos, com recurso à microscopia de transmissão, também se revelaria importante, assim como uma possível observação, das zonas de transição de micromecanismos de propagação das fendas de fadiga, recorrendo para tal, à análise da superfície fractográfica em maiores ampliações.

Bibliografia

- [1] – Modenesi, P.J., Marques, P.V., “Introdução aos Processos de Soldagem”, Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.
- [2] – Branco, C.M., Ferreira, J.M., Costa, J.D., Ribeiro, A.S., “Projecto de Órgãos de Máquinas”, Fundação Calouste Gulbenkian, pgs. 1-150, Lisboa, 2005.
- [3] – Vinícius, “Mecanismos de Fadiga”, Curso de graduação em engenharia mecânica, Universidade de Rio Verde, Brasil.
- [4] – Branco, C.M., “Mecânica dos materiais”, Fundação Calouste Gulbenkian, pgs. 903-1031, Lisboa, 1985.
- [5] – Branco, C.M., Fernandes, A.A., Castro P.T., “Fadiga de estruturas soldadas”, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.
- [6] – Strohaecker, T.R., “Mecânica da Fractura”, Universidade Federal de Rio Grande do Sul, Portalegre, Brasil.
- [7] – Loureiro, A.J.R., “Ligação de Materiais - Aspectos Tecnológicos e metalúrgicos”, Coimbra, 2001.
- [8] – Smith, W.F., “Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais”, 3ª Edição, McGraw-Hill, 1998.
- [9] – Ferreira, A., “Parâmetros de tenacidade de juntas soldadas num aço de alta resistência”, Tese de Mestrado, FCTUC, Coimbra, 1999.
- [10] – American Society for Testing Materials, “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 01.03, E 112-96, 1999.
- [11] - American Society for Testing Materials, “Standard Practice for Statistical Analysis of Linearized Stress-Life and Strain-Life Fatigue Data”, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 01.03, E 739-91, 1999.

[12] – British Standards Institution, “Guidance on Some Methods for the Derivation of Acceptance Levels for Defects in Fusion Welded Joints”, PD 6493 : 1980.

[13] – Moçak, M., Hadley, I., Szavai, S., Tkach, Y., Taylor, N., “Fitness for Service”, Fitnet, 2008.

[14] – American Society for Metals, “Metallography and Microstructures”, ASM Handbook, Vol.9, pg. 1122, 2004.