



FACULDADE DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE COIMBRA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Previsão da Resistência à Fadiga em Juntas Soldadas Reabilitadas por Técnicas de Refusão

Armando Lopes Ramalho

**Coimbra
2006**



UNIVERSIDADE DE COIMBRA
FACULDADE DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Previsão da Resistência à Fadiga em Juntas Soldadas Reabilitadas por Técnicas de Refusão

Armando Lopes Ramalho

Dissertação para a Obtenção de Grau de Doutor
em
Engenharia Mecânica – Especialidade de Construções Mecânicas

**Coimbra
2006**

*Aos meus filhos
Filipa, Cláudia, Luís Pedro,
Carolina e Inês*

● **Agradecimentos**

Durante a execução deste trabalho foram recebidos vários apoios e estímulos que em muito contribuíram para a sua elaboração. Desejo expressar o meu profundo agradecimento a todas as pessoas e instituições que incentivaram a realização desta dissertação.

Começo por agradecer ao Professor Doutor José António Martins Ferreira, o apoio, compreensão, paciência e disponibilidade que teve para comigo durante a execução do presente trabalho.

Aos orientadores científicos, Professor Catedrático José António Martins Ferreira e Professor Catedrático Carlos Augusto Gomes de Moura Branco, a quem coube a iniciativa e orientação deste trabalho, quero agradecer a atenção e apoio que prestaram ao longo de toda a sua execução.

Ao Professor Doutor António Morão Dias agradeço todo o apoio, disponibilidade e ajuda na medição das tensões residuais.

Ao Professor Doutor José Domingos Costa agradeço todo o apoio prestado na realização dos ensaios de caracterização mecânica dos materiais.

Ao Professor Doutor Altino Loureiro agradeço todo o apoio, disponibilidade e ajuda na realização e interpretação das micrografias.

Ao Amílcar, além de todo o apoio prestado na realização do trabalho, agradeço o constante estímulo e incentivo.

A todo o Grupo de Construções Mecânicas do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra (DEM/FCTUC) pelos meios disponibilizados na realização deste trabalho.

A todos os elementos da oficina do DEM/FCTUC, em especial ao Sr. Germano Correia, pela colaboração pela execução de provetes e acessórios para o trabalho experimental.

O meu agradecimento vai ainda para o Departamento de Engenharia Industrial da Escola Superior de Tecnologia do Instituto Politécnico de Castelo Branco pelo apoio prestado.

Por fim, quero agradecer aos meus filhos, o carinho com que sempre desculparam as minhas ausências durante a realização deste trabalho.

Para realizar o presente trabalho o seu autor usufruiu de uma Bolsa de Doutoramento no âmbito do Programa PRODEP II, Medida 5 - Acção 5.2.

- **Resumo:**

Neste trabalho realizou-se um estudo de fadiga no qual se analisou o efeito das técnicas de refusão TIG e plasma na reabilitação de juntas soldadas em T, fissuradas no pé do cordão.

Os resultados obtidos para as juntas como soldadas, melhoradas por refusão TIG, melhoradas por refusão plasma, reabilitadas por refusão TIG e reabilitadas por refusão plasma são apresentados em curvas S-N com intervalo de confiança de 95%.

Os benefícios na vida de fadiga das juntas reabilitadas pelas duas técnicas de refusão, foram avaliados através dos resultados experimentais e através de um modelo de estimação baseado na Mecânica da Fractura Linear Elástica.

Foram avaliados, pela técnica do furo e por difração de raios X, os valores das tensões residuais gerados nas diversas juntas, como soldada, melhoradas por refusão TIG ou Plasma e reabilitadas por refusão TIG ou plasma.

Foi desenvolvido e validado um modelo de estimação das tensões residuais nas juntas melhoradas por refusão TIG ou plasma, utilizando o programa de elementos finitos MARC.

- **Palavras-Chave:** Técnicas de melhoria de juntas soldadas, refusão TIG, refusão plasma, reabilitação de juntas soldadas, tensões residuais, fadiga, modelação por elementos finitos.

- **Abstract**

In this work was performed a fatigue study on the effect of TIG and plasma arc remelting, for repair “T” welded joints with fatigue cracks at the weld toes.

Fatigue data are presented in the form of S-N median curves and the 95% confidence limits for as welded joints, tig dressed joints and for TIG and plasma repaired welded joints.

The benefits in fatigue life for the repaired joints were assessed by experimental data and by fatigue life prediction, obtained with a fracture mechanics crack propagation model.

Experimental values of the residual stresses were obtained for the several welded joints, by the hole-drilling strain gauge method and by X-ray diffraction.

A Finite Element numerical model was developed for estimate the residual stresses in the TIG and plasma dressed “T” welded joints.

- **Key-Words:** Improvement techniques, tig remelting, plasma remelting, repair of welded joints, residual stresses, fatigue, Finite Element numerical modelling.

● **Índice geral**

Agradecimentos	iv
Resumo	vi
Abstract	vii
Índice Geral	viii
Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xviii
Nomenclatura	xx

I- Introdução e objectivos	pág. 1
II- Técnicas de melhoria e reabilitação da resistência à fadiga de juntas soldadas	pág. 5
II.1-Processos de soldadura	pág. 6
II.2-Análise do processo de fadiga	pág. 7
II.2.1-Mecanismos de iniciação e propagação de fendas de fadiga	pág. 8
II.2.2-Comportamento mecânico dos materiais	pág. 17
II.2.3-Estimação da vida de fadiga	pág. 30
II.3-Comportamento à fadiga de juntas soldadas	pág. 39
II.4-Técnicas de melhoria e reabilitação do comportamento à fadiga de juntas soldadas	pág. 46
II.4.1-Melhoria de qualidade na fase de fabrico	pág. 48
II.4.2-Técnicas de melhoria e reabilitação	pág. 51

III- Fadiga de juntas soldadas reabilitadas por técnicas de refusão TIG ou plasma	pág. 60
III.1- Procedimento experimental	pág. 60
III.1.1-Comportamento mecânico do material.....	pág. 60
III.1.2-Processos de soldadura / refusão.....	pág. 66
III.1.3-Ensaio de fadiga.....	pág. 71
III.2- Apresentação e discussão de resultados	pág. 91
III.2.1-Ensaio de tração – temperatura ambiente	pág. 91
III.2.2-Ensaio de tração – temperatura elevada.....	pág. 92
III.2.3-Ensaio de fadiga LCF.....	pág. 93
III.2.4- Caracterização geométrica do pé do cordão.....	pág. 99
III.2.5-Ensaio de fadiga das juntas soldadas	pág. 106
III.2.6-Ensaio de dureza.....	pág. 127
III.2.7-Microestrutura.....	pág. 131
III.2.8-Determinação das tensões residuais nas juntas.....	pág. 135
III.2.9-Exame fractográfico.....	pág. 137
IV- Modelo de estimação de tensões residuais em juntas soldadas	pág. 149
IV.1- Processos de soldadura simulados	pág. 152
IV.1.1-Processo de soldadura TIG	pág. 153
IV.1.2-Processo de soldadura por plasma.....	pág. 155
IV.2- Campo de tensões residuais	pág. 157
IV.3- Modelação numérica	pág. 158
IV.3.1-Modelação do processo de transmissão de calor.....	pág. 161
IV.3.2-Modelação do campo de tensões.....	pág. 177
V- Simulação numérica das tensões residuais em juntas melhoradas	pág. 182
V.1- Simulação da refusão	pág. 183
V.1.1-Análise térmica	pág. 183
V.1.2-Análise de tensões	pág. 187
IV.1- Apresentação e discussão de resultados	pág. 189
V.2.1-Análise térmica	pág. 189
V.2.2-Análise de tensões	pág. 192

VI- Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	pág. 196
VI.1- Conclusões	pág. 196
VI.2- Sugestões para trabalho futuro	pág. 198
Referências	pág. 200
Apêndice I	pág. 216
Anexo I	pág. 219

● Índice de Figuras

CAPÍTULO II

Figura 2.1 – Iniciação da fenda (regime I) e propagação estável (regime II).	pág. 11
Figura 2.2 - Modos elementares de deformação das faces da fenda.....	pág. 12
Figura 2.3 – Superfícies de fractura originadas por fadiga no regime I. a) Liga Ni-14Cr-4.5Mo-1Ti-6Al-1.5Fe-2.0(Nb+Ta); b) Liga de cobalto ASTM F75.	pág. 13
Figura 2.4 – Processo de crescimento da fenda baseado no escorregamento e encurvamento plástico, modelo de Laird.	pág. 15
Figura 2.5 - Processo de crescimento da fenda baseado no escorregamento, modelo de Neumann.	pág. 16
Figura 2.6 – Provete de tracção nas suas configurações inicial e deformada.....	pág. 18
Figura 2.7 – Diagramas tensão-extensão, nominais e verdadeiros.	pág. 19
Figura 2.8 – Limites de aplicação das equações de tensão e extensão no teste de tracção.....	pág. 20
Figura 2.9 – Componentes elástica e plástica da extensão.	pág. 21
Figura 2.10 – Endurecimento cíclico com carregamento controlado em amplitude de extensão.	pág. 25
Figura 2.11 – Amaciamento cíclico com carregamento controlado em amplitude de extensão.....	pág. 26
Figura 2.12 – Ciclo de histerese estabilizado típico.	pág. 27
Figura 2.13 – Construção da curva cíclica.	pág. 27
Figura 2.14 – Representação do diagrama da/dN – ΔK , com identificação dos seus regimes de propagação.....	pág. 37

Figura 2.15 – Comparação entre a resistência à fadiga de juntas soldadas e do metal de base.....	pág. 40
Figura 2.16 – Efeito da tensão de resistência à tracção do metal de base, na resistência à fadiga das juntas soldadas.	pág. 42
Figura 2.17 – Distribuição usual de tensões residuais numa junta soldada.....	pág. 43
Figura 2.18 – Roturas por fadiga em juntas transversais com penetração parcial do cordão de soldadura:	
a) no pé do cordão;	
b) na raiz do cordão.....	pág. 44
Figura 2.19 – Sequência de deposição dos cordões para atenuar as tensões residuais, numa soldadura multi-passo.	pág. 49
Figura 2.20 – Comparação de tensões residuais em juntas multi-passo face à ordem de deposição dos cordões. Último passo: a) no cutelo; b) na placa de base...	pág. 50
Figura 2.21 – Perfis típicos de cordões de juntas de canto:	
a) Como soldado;	
b) Com refusão TIG;	
c) Com refusão plasma.....	pág. 54
Figura 2.22 – Posicionamento do arco e correspondentes perfis do cordão.....	pág. 56
Figura 2.23 – Posicionamento adequado da tocha.....	pág. 56
Figura 2.24 – Efeito na resistência à fadiga das técnicas de melhoria aplicadas em juntas soldadas.....	pág. 59

CAPÍTULO III

Figura 3.1 - Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de tracção. Aço ST 52-3.....	pág. 62
Figura 3.2 – Máquina de ensaios Instron modelo 4206.....	pág. 62
Figura 3.3 - Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de tracção a temperatura elevada. Aço ST 52-3	pág. 63
Figura 3.4 - Montagem experimental utilizada nos ensaios de tracção a temperatura elevada.	pág. 64
Figura 3.5 – Extensómetro axial Instron modelo A 1387-1023.....	pág. 64
Figura 3.6 - Desenho dos provetes utilizados no ensaios LCF. Aço St 52-3.....	pág. 65

Figura 3.7 – Junta “T” – provete como soldado.....	pág. 66
Figura 3.8 – Equipamento utilizado para efectuar a refusão TIG.....	pág. 68
Figura 3.9 – Equipamento utilizado para efectuar a refusão plasma.....	pág. 69
Figura 3.10 - Representação esquemática da montagem usada para aplicação do carregamento.....	pág. 71
Figura 3.11 – Máquina de ensaios Dartec equipada com amarra de flexão em três pontos.....	pág. 72
Figura 3.12 – Representação esquemática da superfície de medição de microdurezas.....	pág. 74
Figura 3.13 – Durómetro Struers, modelo Duramin, utilizado nos ensaios.....	pág. 74
Figura 3.14 – Microscópio electrónico de varrimento utilizado na observação das superfícies de fractura.....	pág. 76
Figura 3.15 – Provete da série AW instrumentado com dois conjuntos de extensómetros TML tipo FBXV-04.60-11.....	pág. 78
Figura 3.16 – Equipamento Vishay RS-200 utilizado na técnica do furo.....	pág. 82
Figura 3.17 – Provete AW 01 ensaiado pela técnica do furo.....	pág. 83
Figura 3.18 – Utilização da difracção de raios X para a determinação de tensões residuais a) $\psi = 0$; b) Amostra rodada de um ângulo ψ , em relação a a). D – Detector de raios X; S – Fonte de raios X; N – Normal à superfície da amostra.....	pág. 86
Figura 3.19 – Referencial local utilizado para definir o estado plano de tensão na amostra.....	pág. 87
Figura 3.20 – Difractómetro Elphyse, modelo Set X, utilizado na determinação de tensões residuais por difracção de raios X.....	pág. 90
Figura 3.21 – Provete da série PDR analisado pela técnica de difracção de raios X....	pág. 90
Figura 3.22 – Registo tensão <i>versus</i> extensão do ensaio de tracção n.º5, realizado à temperatura ambiente.....	pág. 91
Figura 3.23 – Registo da tensão <i>versus</i> extensão dos ensaios de tracção a temperatura elevada.....	pág. 92
Figura 3.24 - Circuito de histerese correspondente à gama de extensão, $\Delta\epsilon$, de 0.6%.....	pág. 95
Figura 3.25 – Determinação da curva cíclica – relação Ramberg-Osgood.....	pág. 96

Figura 3.26 - Curva cíclica e curva monótona.....	pág. 96
Figura 3.27 – Relação de Basquin e de Coffin-Manson.....	pág. 97
Figura 3.28 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão das juntas da série TDR.....	pág. 100
Figura 3.29 – Geometria de duplo entalhe do cordão de refusão da série PDR.....	pág. 101
Figura 3.30 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão, R_1 , das juntas da série PDR.....	pág. 101
Figura 3.31 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão, R_2 , das juntas da série PDR.....	pág. 102
Figura 3.32 – Carregamento induzido no provete quando solicitado por flexão em três pontos.....	pág. 103
Figura 3.33 – Factor de concentração de tensões no pé do cordão da junta soldada.....	pág. 105
Figura 3.34 – Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga por flexão em três pontos.....	pág. 107
Figura 3.35 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série AW.	pág. 111
Figura 3.36 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série TAS.....	pág. 112
Figura 3.37 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série TDR.	pág. 112
Figura 3.38 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série PDR.....	pág. 113
Figura 3.39 - Curvas S-N médias para as juntas soldadas das diferentes séries.....	pág. 113
Figura 3.40 – Parâmetro de ganho para os provetes da série PDR.....	pág. 120
Figura 3.41 – Fotografia dos provetes instrumentados.	pág. 122
Figura 3.42 – Desenho nominal dos provetes instrumentados.....	pág. 123
Figura 3.43 – Montagem experimental.....	pág. 123
Figura 3.44 – Variação da extensão local ao longo do ensaio de fadiga.	pág. 124
Figura 3.45 – Sobreposição dos novos resultados obtidos na refusão TIG com a curva média e os limites de confiança a 95% obtidos para a série AW.	pág. 125
Figura 3.46 – Sobreposição dos novos resultados obtidos na refusão TIG com a curva média e os limites de confiança a 95 % obtidos para a série TDR.....	pág. 126
Figura 3.47 – Microdurezas e micrografias dos provetes da série TDR.	pág. 127
Figura 3.48 – Microdurezas e micrografias dos provetes da série PDR.....	pág. 128

Figura 3.49 – Distribuição de durezas ao longo da direcção longitudinal de um provete da série AW.....	pág. 129
Figura 3.50 – Distribuição de durezas ao longo da direcção transversal que passa pelos pés da junta de um provete da série AW.....	pág. 129
Figura 3.51 – Distribuição de durezas ao longo das direcções transversais e longitudinais de provetes rehabilitados por TIG com os parâmetros iniciais e com os novos parâmetros de soldadura referentes aos ensaios complementares.....	pág. 130
Figura 3.52 – Microestrutura do material de base. Ampliação 620x.....	pág. 131
Figura 3.53 – Microestrutura da ZF. Refusão TIG. Ampliação 620x.....	pág. 132
Figura 3.54 – Microestrutura da ZAC. Refusão TIG. Ampliação 620x.....	pág. 132
Figura 3.55 – Microestrutura da ZF. Refusão plasma. Ampliação 620x.....	pág. 133
Figura 3.56 – Microestrutura da ZAC. Refusão plasma. Ampliação 620x.....	pág. 133
Figura 3.57 – Microestrutura da ZF. Refusão TIG – novos parâmetros do ensaio complementar. Ampliação 620x.....	pág. 134
Figura 3.58 – Microestrutura da ZAC. Refusão TIG – novos parâmetros do ensaio complementar. Ampliação 620x.....	pág. 135
Figura 3.59 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série AW.....	pág. 136
Figura 3.60 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série TAS.....	pág. 136
Figura 3.61 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série TDR.....	pág. 136
Figura 3.62 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série PDR.....	pág. 137
Figura 3.63 - Macrografias das superfícies de fractura. Identificação da localização das fractografias posteriormente representadas nas figuras assinaladas.....	pág. 138
Figura 3.64 - Fractografia do provete TDR10. Zona refundida.....	pág. 139
Figura 3.65 - Fractografia do provete TDR10. Metal base. Zona inferior à fenda prévia.....	pág. 140
Figura 3.66 - Fractografia do provete PDR2. Topo da zona refundida.....	pág. 140
Figura 3.67 - Fractografias do provete PDR3. Zona refundida. Parte superior.....	pág. 141
Figura 3.68 - Fractografias do provete PDR3. Zona refundida. Parte inferior.....	pág. 141
Figura 3.69 - Fractografias do provete PDR3. Fenda prévia.....	pág. 142
Figura 3.70 - Macrografias das superfícies de fractura dos provetes TAS 3 e AW 8... ..	pág. 142
Figura 3.71 - Cordões de soldadura séries AW e TAS.....	pág. 143

Figura 3.72 - Superfície de fractura típica dos provetes da série TDR.....	pág. 144
Figura 3.73 - Cordão de soldadura dos provetes da série TDR.....	pág. 144
Figura 3.74 - Cordão de soldadura típico dos provetes da série PDR.....	pág. 145
Figura 3.75 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR2.....	pág. 147
Figura 3.76 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR7.....	pág. 147
Figura 3.77 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR3.....	pág. 148
Figura 3.78 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR4.....	pág. 148

CAPÍTULO IV

Figura 4.1 – Tocha de soldadura TIG.....	pág. 154
Figura 4.2 – Tocha de soldadura Plasma.....	pág. 156
Figura 4.3 – Representação do domínio do modelo numérico.....	pág. 164
Figura 4.4 – Configuração do modelo de distribuição da densidade de potência do duplo elipsóide.....	pág. 176

CAPÍTULO V

Figura 5.1 – Malha de elementos finitos utilizada.....	pág. 184
Figura 5.2 – Variação da condutividade térmica do aço St 52-3 com a temperatura. ..	pág. 185
Figura 5.3 - Variação do calor específico do aço St 52-3 com a temperatura.....	pág. 185
Figura 5.4 – Variação das propriedades mecânicas do material de base com a temperatura.....	pág. 188
Figura 5.5 – Comparação entre a fronteira da zona fundida estimada e a determinada experimentalmente. Refusão TIG.....	pág. 189
Figura 5.6 – Variação da temperatura na zona fundida. Refusão TIG.....	pág. 190
Figura 5.7 – Campo de temperaturas extremo estimado. Refusão TIG.....	pág. 190
Figura 5.8 – Comparação entre a fronteira da zona fundida estimada e a determinada experimentalmente. Refusão plasma.....	pág. 191
Figura 5.9 – Campo de temperaturas extremo estimado. Refusão plasma.....	pág. 191
Figura 5.10 – Campo de tensões residuais estimado. Refusão TIG.....	pág. 192

Figura 5.11 – Comparação entre as tensões residuais estimadas e as medidas experimentalmente. Junta reabilitada por refusão TIG.....	pág. 193
Figura 5.12 – Campo de tensões residuais estimado. Refusão plasma.....	pág. 194
Figura 5.13 – Comparação entre as tensões residuais estimadas e as medidas experimentalmente. Junta reabilitada por refusão plasma.....	pág. 195

● Índice de Tabelas

CAPÍTULO I

Tabela I-1 Programa de ensaios experimentais.....	pág. 4
---	--------

CAPÍTULO II

Tabela II-1 Pontos típicos de fissuração por fadiga em juntas soldadas.....	pág. 45
Tabela II-2. Parâmetros de regulação usuais na refusão TIG (para aços).....	pág. 55

CAPÍTULO III

Tabela III-1 Composição química do aço St52-3 (percentagem em peso).....	pág. 61
Tabela III-2 Características do metal de adição.....	pág. 67
Tabela III-3 Propriedades Mecânicas do aço St52-3.....	pág. 92
Tabela III-4 Resultados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.....	pág. 94
Tabela III-5 Resultados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.....	pág. 95
Tabela III-6 Propriedades de resistência e de ductilidade à de fadiga do material.....	pág. 98
Tabela III-7 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas como soladas (série AW).....	pág. 99
Tabela III-8 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas reabilitadas por refusão TIG (série TDR).....	pág. 99

Tabela III-9 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas reabilitadas por refusão plasma (série PDR).....	pág. 101
Tabela III-10 Valores das extensões medidas	pág. 103
Tabela III-11 Valores dos coeficientes de concentração de tensões obtidos.....	pág. 105
Tabela III-12 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série AW.....	pág. 108
Tabela III-13 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série TAS	pág. 108
Tabela III-14 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série TDR.....	pág. 109
Tabela III-15 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série PDR.....	pág. 109
Tabela III-16 Equações das curvas S-N médias $\Delta\sigma = K_0 N_r^m$ r – coeficiente de correlação	pág. 111
Tabela III-17 Valores estimados e experimentais das vidas de fadiga dos provetes da série PDR e TDR; Parâmetro de ganho.....	pág. 119
Tabela III-18 Dimensões das fendas após processos de refusão	pág. 121

● Nomenclatura

ABREVIATURAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> : Normas Americanas
AW	Série de provetes como soldados
LCF	<i>Low Cycle Fatigue</i> : Fadiga oligocíclica
MEF	Método dos Elementos Finitos
MFLE	Mecânica da Fractura Linear Elástica
PDR	Série de provetes reabilitados por refusão plasma
TAS	Série de provetes submetidos a tratamento de melhoria por refusão TIG
TDR	Série de provetes reabilitados por refusão TIG
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
ZAC	Zona Afectada pelo Calor
ZF	Zona Fundida

SÍMBOLOS

a	Profundidade/Comprimento da fenda de fadiga
b	Expoente de resistência à fadiga Expoente de resistência cíclica
B	Largura/Espessura do provete
c	Calor específico Comprimento da fenda à superfície Expoente de ductilidade cíclica
d	Distância entre os planos cristalinos de um cristal

D	Matriz de elasticidade
da/dN	Velocidade de propagação da fenda
e	Extensão nominal
E	Módulo de elasticidade
F	Superfície de plastificação
f_c	Fluxo de calor por convecção
f_r	Fluxo de calor por radiação
G	Parâmetro de ganho
grad T	Vector gradiente da variável de campo T
H	Coefficiente de resistência
h	Coefficiente de transmissão de calor por convecção
H'	Coefficiente de resistência cíclica
I	Intensidade da corrente
K	Condutividade térmica
k_e	Coefficiente de concentração de extensões
K, ΔK	Factor de intensidade de tensões (gama)
K_0	Coefficiente da curva S-N
K_c	Tenacidade à fractura do material
K_{lf} , ΔK_{lf}	Factor de intensidade de tensões limiar de propagação (gama)
k_t	Coefficiente de concentração de tensões no domínio elástico
k_σ	Coefficiente de concentração de tensões
L	Comprimento entre os pés dos cordões
m	Expoente da curva S-N Expoente da lei de Paris
M	Momento flector
n	Coefficiente de encruamento plástico
n	Normal exterior
n'	Coefficiente de endurecimento cíclico
N_f	Número de ciclos até à rotura
N_i	Função de forma Número de ciclos de iniciação
N_p	Número de ciclos de propagação

N_r	Número de ciclos até à rotura
q	Fluxo de calor por unidade de área
Q	Taxa de geração de calor por unidade de volume
r	Coefficiente de correlação
R	Razão de tensões
S	Tensão nominal
T	Temperatura
T_∞	Temperatura do meio envolvente
U	Diferença de potencial entre eléctrodos
u	Energia interna específica de um meio contínuo
V	Esforço transversal
v	Velocidade linear de soldadura
W_f	Módulo de resistência à flexão
Y	Factor de forma
θ	Ângulo de difracção
α	Ângulo de tangencia do cordão
ψ	Ângulo entre a normal à superfície da amostra e a bissectriz do ângulo definido pelos feixes incidente e difractado do raio X
ν	Coefficiente de Poisson
λ	Comprimento de onda
ε	Emissividade da superfície
	Extensão verdadeira
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Vector das extensões
ε_f^2	Coefficiente de ductilidade cíclica
$\varepsilon_{0.2}$	Extensão de cedência (a 0.2%)
$\varepsilon_a, \Delta\varepsilon$	Amplitude de extensão, gama de extensão
ε_e	Componente elástica da extensão
$\boldsymbol{\varepsilon}^e$	Componente elástica do vector das extensões
ε_f	Extensão na fractura
$\boldsymbol{\varepsilon}^i$	Estado inicial do vector das extensões
ε_p	Componente plástica da extensão

ϵ^p	Componente plástica do vector das extensões
ϵ_R	Extensão após rotura
ϵ_r	Extensão radial
ρ	Densidade de um meio contínuo
	Raio de curvatura no pé do cordão
σ	Coefficiente de Stefan-Boltzmann
	Tensão verdadeira
σ'_f	Coefficiente de resistência cíclica
$\sigma_{0.2}$	Tensão limite de elasticidade (a 0.2%)
$\sigma_a, \Delta\sigma$	Amplitude de tensão, gama de tensão
σ_{eq}	Tensão equivalente
σ_f	Tensão na fractura
σ_m	Tensão média
σ_R	Tensão de resistência à tracção
σ_y	Tensão de cedência

I- Introdução e objectivos

Os métodos de melhoria locais aplicados em juntas soldadas, oferecem grandes potencialidades, permitindo aumentos significativos nas tensões de projecto e na fiabilidade das estruturas. Os métodos de melhoria podem ser aplicados como técnicas pós-operatórias com o objectivo de aumentar a resistência à fadiga das juntas soldadas, ou como técnicas de reparação com o objectivo de reabilitar juntas danificadas, contendo defeitos originados pelas condições de serviço. O principal objectivo é verificar em que medida uma junta soldada contendo defeitos originados por fadiga, ao ser reabilitada por um método de melhoria local, readquire uma resistência à fadiga próxima do seu valor inicial.

Os métodos de melhoria locais mais usados em juntas soldadas baseiam-se na redução da concentração de tensões no pé do cordão ou na introdução de tensões residuais de compressão na mesma zona. Neste trabalho foram estudadas as técnicas de refusão do pé do cordão pelos processos de soldadura TIG e plasma. Estas técnicas permitem aumentar os raios de concordância no pé do cordão das juntas soldadas e consequentemente diminuir a concentração de tensões nesta zona crítica. Pretende-se ainda verificar em que medida estas técnicas promovem a diminuição da tensão de tracção no pé do cordão.

Foram realizados ensaios com o objectivo de determinar a eficiência das técnicas de refusão TIG e plasma quer como técnicas de melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas, quer como técnicas de reabilitação de juntas previamente fissuradas.

O material usado neste estudo foi um aço estrutural ao carbono St 52-3 (DIN), fornecido em chapa obtida por laminagem com controlo termomecânico.

Um dos parâmetros fundamentais do processo de ruína por fadiga de juntas soldadas é o nível de tensões residuais na zona do pé do cordão. Foi feita uma análise rigorosa do nível de tensões residuais existentes nesta zona recorrendo quer a técnicas experimentais, quer a um modelo de estimação numérica baseado no método dos elementos finitos, usando o programa MARC.

Este programa também é utilizado para prever a distribuição de tensões e deformações locais na zona do pé do cordão, obtendo os parâmetros essenciais para fazer previsões numéricas da vida de fadiga.

Para implementar o modelo numérico de estimação das tensões residuais foi necessário obter as propriedades mecânicas do metal de base quer à temperatura ambiente, quer a temperaturas elevadas. Foram realizados ensaios com esse objectivo.

Para implementar o modelo numérico de previsão da distribuição de tensões e deformações na zona do pé do cordão quando as juntas são sujeitas a carregamento cíclico, foi necessário obter as curvas de deformação elastoplástica do metal de base. Foram realizados ensaios com esse objectivo.

Para definir a geometria do modelo numérico na zona do pé do cordão, foi feito um estudo estatístico do raio de concordância no pé do cordão das diversas juntas estudadas.

Foi realizada uma análise da microestrutura na zona do pé do cordão, bem como das microdurezas correspondentes com o objectivo de caracterizar as propriedades mecânicas nesta zona, bem como de determinar a dimensão e geometria das zonas fundida e zona

afectada pelo calor. Estas geometrias são usadas para efectuar validações intercalares do modelo numérico.

As superfícies de fractura foram observadas em microscópio electrónico de varrimento com o objectivo de determinar os mecanismos associados ao processo de fadiga bem como de detectar os pontos de iniciação (ou de origem da propagação) de fendas quer nas juntas reabilitadas, quer nas juntas melhoradas, quer nas juntas como soldadas.

O plano de trabalhos seguido foi o seguinte:

1. Realização de ensaios de fadiga de juntas soldadas em T, solicitadas em flexão em três pontos sobre provetes nas seguintes condições:
 - como soldados, ensaiados até à rotura;
 - como soldados, ensaiados até obter fissuração;
 - não fissurados e sujeitos a tratamento de melhoria TIG, ensaiados até à rotura;
 - pré-fissurados e sujeitos a tratamento de reabilitação TIG, ensaiados até à rotura;
 - pré-fissurados e sujeitos a tratamento de reabilitação plasma, ensaiados até à rotura.
2. Realização de ensaios de tracção à temperatura ambiente e a temperaturas elevadas para determinar as propriedades mecânicas do metal de base.
3. Realização de ensaios de fadiga oligocíclica sobre provetes do material de base.
4. Determinação estatística do raio de concordância no pé dos cordões das juntas referidas no ponto 1.
5. Determinação das tensões residuais no pé dos cordões para as juntas referidas no ponto 1.
6. Análise das superfícies de fractura.

7. Elaboração de modelo numérico para previsão das tensões residuais nos provetes tratados por refusão TIG e plasma.

Na tabela I-1 está resumido o programa de ensaios experimentais realizado.

Tabela I-1 Programa de ensaios experimentais.

Tipo de provete	Tipo de ensaio	Número de provetes
Redondo	Tracção	5
Redondo	Tracção alta temperatura	18
Redondo	Fadiga oligocíclica	16
Junta como soldada	Fadiga	10
	Tensões residuais	2
Junta melhorada por TIG	Fadiga	10
	Tensões residuais	2
Junta reabilitada por TIG	Fadiga	11
	Tensões residuais	1
Junta reabilitada por plasma	Fadiga	10
	Tensões residuais	1

II- Técnicas de melhoria e reabilitação da resistência à fadiga de juntas soldadas

Neste capítulo pretende-se apresentar e caracterizar as diferentes técnicas de melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas. Estas técnicas são usualmente aplicadas após o processo de soldadura e antes da colocação em serviço da junta. Em algumas situações, estes processos são utilizados como técnica de reabilitação da resistência à fadiga da junta, após a detecção de uma falha em serviço, principalmente no caso de ocorrerem fendas no pé do cordão.

A par da descrição das técnicas de melhoria e reabilitação do comportamento mecânico de juntas soldadas, serão apresentados resultados obtidos por diversos autores com a aplicação destes processos. Será também apresentada uma breve caracterização do processo de fadiga.

II.1- Processos de Soldadura

A soldadura é um processo de união de componentes metálicos no qual é assegurada a continuidade metálica [1]. À escala macroscópica a continuidade metálica implica a ausência de qualquer matéria não metálica interposta entre os componentes unidos. Note-se, no entanto, que esta continuidade metálica não implica homogeneidade ao nível da composição química da junta soldada.

Existem basicamente duas formas de obter a continuidade metálica: uma recorrendo a processos de difusão, outra provocando a fusão localizada e parcial dos componentes a unir permitindo, de seguida, a cristalização comum. Pode-se ainda considerar uma outra forma autónoma de conseguir a continuidade metálica, que é promovendo o contacto ao nível atómico, como acontece na soldadura por explosão e na soldadura por ultra-sons. No entanto, nestes casos está sempre presente com maior ou menor incidência o fenómeno de difusão [2].

Até ao século XVIII os únicos processos de soldadura existentes eram a brasagem, utilizada em aplicações metalúrgicas, de ourivesaria e em diversas construções, e a soldadura utilizada pelo ferreiro conjugando o aquecimento dos componentes metálicos a unir com a sua deformação plástica, gerada pela pressão provocada pelo impacto do martelo. A soldadura por fusão necessita da existência uma fonte de calor com potência e intensidade suficientes para gerar os gradientes térmicos inerentes à fusão localizada e controlada de componentes metálicos. Essa fonte de calor permite transmitir calor para as peças a uma taxa superior à taxa de escoamento, por condução, para as zonas adjacentes. Uma fonte de calor com estes requisitos só foi disponibilizada nas últimas décadas do século XIX, com a invenção e aperfeiçoamento de equipamento que permitiu o estabelecimento controlado do arco eléctrico [3 e 4].

O advento do arco eléctrico permitiu a criação e desenvolvimento de diversos processos de soldadura por fusão durante a primeira metade do século XX, que a colocaram como o

método de referência para ligação de metais. No primeiro processo de aplicação prática da soldadura por fusão, era utilizado um arco estabelecido entre um eléctrodo de carvão e a(s) peça(s) a soldar. Posteriormente o eléctrodo *inerte* foi substituído por um fio metálico que, por fusão progressiva, se ia adicionando ao poço de fusão. Para protecção do banho de fusão e melhoria das propriedades mecânicas da zona fundida foram introduzidos, na década de 30, os eléctrodos revestidos e as protecções por fluxos sólidos granulados (arco submerso) e por fluxos gasosos. O arco eléctrico inicial foi retomado, utilizando um eléctrodo não consumível de tungsténio e a protecção do poço de fusão com um fluxo de gás inerte, dando origem ao processo TIG (*Tungsten Inert Gas*). Posteriormente, no processo MIG (*Metal Inert Gas*), o eléctrodo de tungsténio foi substituído por um eléctrodo consumível de alimentação contínua. Seguiu-se a utilização de gases mais correntes que os gases inertes, como seja o dióxido de carbono, dando origem ao processo MAG (*Metal Active Gas*). Para tornar o equipamento de soldadura mais leve e versátil foram introduzidos os fios fluxados. Posteriormente aparece a soldadura por feixe de electrões, plasma e laser. Os processos desenvolvidos permitiram transformar a soldadura por fusão num método de ligação de componentes metálicos, eficiente, económico, flexível e que produz juntas com boas propriedades mecânicas. Estes processos são actualmente utilizados para criar as junções de componentes metálicos nos mais variados fins estruturais, fazendo parte dos processos tecnológicos mais utilizados [5].

II.2- Análise do processo de fadiga

A fadiga é um processo de degradação progressiva dos materiais que ocorre quando estes estão submetidos a um carregamento dinâmico. Esta degradação dos materiais consiste na formação e propagação de uma ou mais fendas, nas peças sujeitas a tensões dinâmicas, conduzindo à sua rotura. Este processo evolutivo pode considerar-se dividido em quatro fases distintas: nucleação da fenda, crescimento microscópico da fenda, propagação da fenda e rotura final. Considera-se que as duas primeiras fases constituem o período de iniciação [6-10].

II.2.1- Mecanismos de iniciação e propagação de fendas de fadiga

A iniciação da fenda ocorre geralmente na superfície dos componentes, pois nesta zona o material tem a deformação menos restringida que no seu interior, pelo que é favorecida a ocorrência de deformação plástica. Contribui para esta situação o facto de ser na superfície dos componentes que normalmente existem variações geométricas, micro ou macroscópicas, que provocam concentração de tensões nesta zona. Contribui ainda para o mesmo efeito a acção corrosiva do meio ambiente nas superfícies dos materiais. Quando as condições superficiais são favoráveis, a maior parte da vida de fadiga de um componente é dependida no período de iniciação.

O período de iniciação é caracterizado por fenómenos que ocorrem ao nível da microestrutura do material [11]. O carregamento cíclico conduz a uma deformação localizada, causada pelo movimento irreversível das deslocações da rede cristalina. Esse movimento ocorre em planos bem definidos da rede cristalina (normalmente os planos de maior densidade atómica), conduzindo a um padrão de bandas de escorregamento persistente, paralelas, nas quais existe uma acumulação de deslocações. Essas bandas de escorregamento, típicas do processo de deformação dúctil, no caso do carregamento cíclico apresentam uma morfologia muito mais fina que no caso do carregamento monótono.

A localização e extensão das bandas de escorregamento persistente são determinantes no processo de iniciação de fendas, sendo fortemente influenciadas pela microestrutura do material. Assim distinguem-se vários mecanismos de nucleação de fendas que ocorrem nos seguintes casos:

- Metais puros monocristalinos;
- Metais puros policristalinos para tensões baixas;
- Metais puros policristalinos para tensões elevadas;
- Ligas polifásicas.

Grande parte dos estudos metalográficos sobre os mecanismos de deformação associados à iniciação de fendas foi efectuada em metais monocristalinos, designadamente em monocristais de cobre [12-16]. Neste material, no período inicial do carregamento cíclico,

formam-se linhas de escorregamento que são visíveis à superfície durante a parte de tracção dos ciclos de carga e que desaparecem durante a parte correspondente à compressão. Após alguns ciclos de carga este escorregamento torna-se irreversível dando origem à formação localizada de finas bandas de deformação persistente, que alteram de forma permanente a morfologia da superfície do material. Sendo o escorregamento nestas bandas irreversível, existe uma intensificação da deformação plástica nessas localizações, fazendo com que algumas das bandas de escorregamento fiquem salientes, formando as extrusões. A observação do perfil destas bandas de escorregamento surge dificultada pela rugosidade da superfície. As extrusões, apesar de possuírem dimensões microscópicas, funcionam como locais de concentração de tensões conduzindo à rotura localizada na direcção do escorregamento persistente, que na superfície é potenciada por fenómenos de oxidação. Desta forma, são nucleadas as primeiras microfendas que se poderão propagar desde que as condições sejam favoráveis.

Nos metais puros policristalinos, designadamente no cobre, quando solicitados com amplitudes de tensão baixas, verifica-se que as extrusões não são tão pronunciadas como nos monocristais dúcteis. No entanto, surge de forma mais evidente a presença de bandas de escorregamento persistente reentrantes em relação à superfície original do material, formando as intrusões. Verifica-se ainda que a formação destas intrusões e extrusões ocorre preferencialmente nos cristais que possuem uma orientação da rede cristalina favorável ao escorregamento das deslocações. A formação destas protuberâncias ocorre em determinadas zonas da superfície destes grãos. O mecanismo de nucleação de microfendas é semelhante ao que se observa no caso dos monocristais, embora neste caso a microfenda seja gerada preferencialmente na interface entre as zonas que sofreram escorregamento generalizado e as que não sofreram deformação plástica [17-20].

Para amplitudes de tensão mais elevadas, para materiais menos dúcteis ou para orientações de grão menos favoráveis, pode observar-se uma expansão da deformação plástica a todo o grão. O escorregamento que se verifica nas bandas persistentes conduz à geração de microcavidades nas superfícies inter granulares, que por coalescência geram microfendas nos limites de grão.

Nas ligas polifásicas as fendas nucleiam-se preferencialmente nas descontinuidades existentes à superfície do material. Estas descontinuidades são em geral constituídas por partículas de segunda fase ou impurezas que não foram dissolvidas. As microfendas geram-se nas próprias inclusões, ou na interface entre a inclusão e a matriz metálica.

Nos mecanismos de nucleação de fendas para metais dúcteis, a microfenda inicia-se à superfície do material, a partir de uma zona de intrusões e de extrusões, na direcção do escorregamento, que está associada às maiores amplitudes localizadas das tensões tangenciais.

Na análise até agora efectuada admitiu-se um carregamento cíclico uniaxial. O processo de nucleação de fendas provocada por um carregamento multiaxial é consideravelmente mais complexo, no entanto, pode admitir-se que ocorre de forma semelhante, por criação de escorregamento persistente na direcção das tensões tangenciais máximas.

Após a nucleação da fenda ela vai desenvolver-se segundo os planos de escorregamento envolvidos na sua germinação. No caso do carregamento uniaxial representado na figura 2.1 o crescimento microscópico ocorre geralmente numa direcção que faz cerca de quarenta e cinco graus com a superfície da peça, segundo a qual a tensão tangencial é máxima [9]. Este crescimento microscópico da microfenda, designado no regime I, continua até que seja atingida determinada dimensão, a partir da qual a direcção de propagação sofre uma inflexão, passando a propagar-se normalmente à direcção da tensão principal de tracção, considerando-se que o crescimento da fenda passa a encontrar-se no regime II. O crescimento da fenda no regime I é controlado pelas tensões de corte que ocorrem nos planos de escorregamento, sendo fortemente influenciado por características da microestrutura do material, designadamente pelo tamanho de grão e orientação dos cristais. A mudança do crescimento da fenda do regime I para o regime II é influenciada pela amplitude da tensão aplicada bem como pelo tamanho de grão. Esta mudança ocorre normalmente quando a fenda atinge o comprimento de 3 ou 4 tamanhos de grão. A influência da amplitude de tensão reflecte-se no tamanho da zona da deformação plástica cíclica gerada na ponta da fenda. Enquanto o tamanho da zona plástica cíclica for inferior ao tamanho de grão os mecanismos de escorregamento que controlam o crescimento da

fenda no regime I são favorecidos [21]. O crescimento da fenda neste regime irá prosseguir, podendo sofrer alteração na direcção de propagação quando se atinge as fronteiras de grão – a fenda orienta-se segundo os planos preferenciais de escorregamento dos novos cristais. Quando a dimensão da zona plástica cíclica atinge ou supera o tamanho de grão da microestrutura, desvanece-se a tendência para o escorregamento interno ao grão, segundo os planos cristalográficos de maior densidade. A partir deste ponto inicia-se o regime de propagação estável da fenda na direcção perpendicular à tensão principal de tracção, caracterizado pelos métodos da mecânica da fractura [22 e 23].

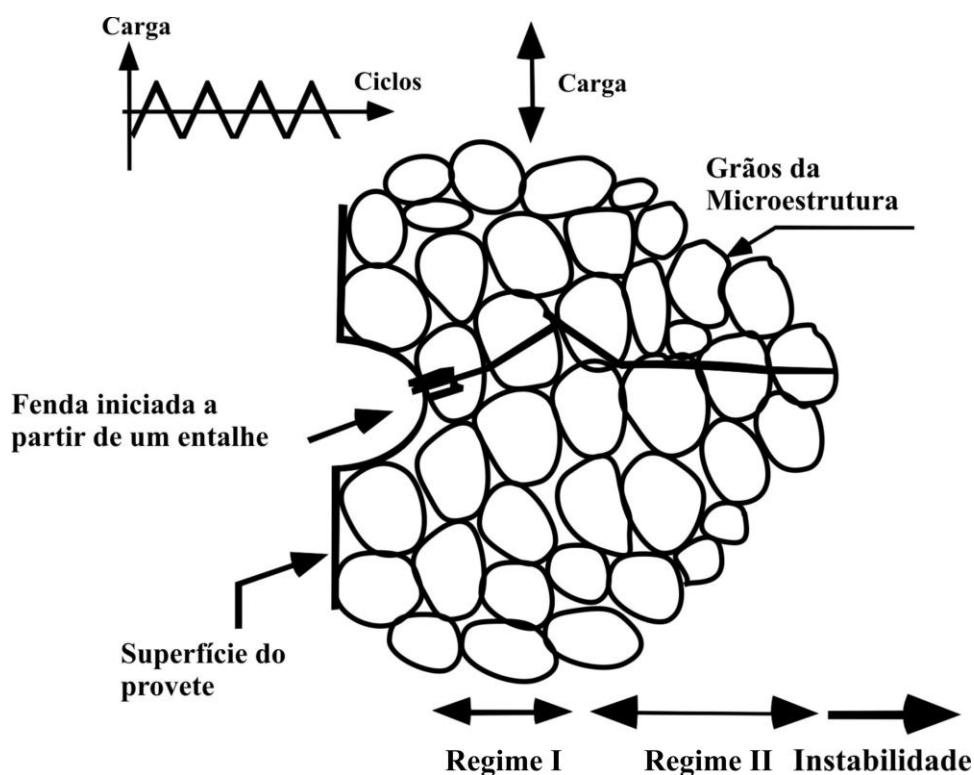


Figura 2.1 – Iniciação da fenda (regime I) e propagação estável (regime II) [9].

O crescimento da fenda é fortemente influenciado pela forma como as suas faces se deformam face ao carregamento que lhe é imposto. Qualquer deformação da fenda pode ser representada como uma combinação linear dos três modos elementares de deformação representados na figura 2.2. O modo de deformação I é o de maior importância no âmbito da Mecânica da Fractura, por ser o que surge com maior frequência nos casos de interesse prático.

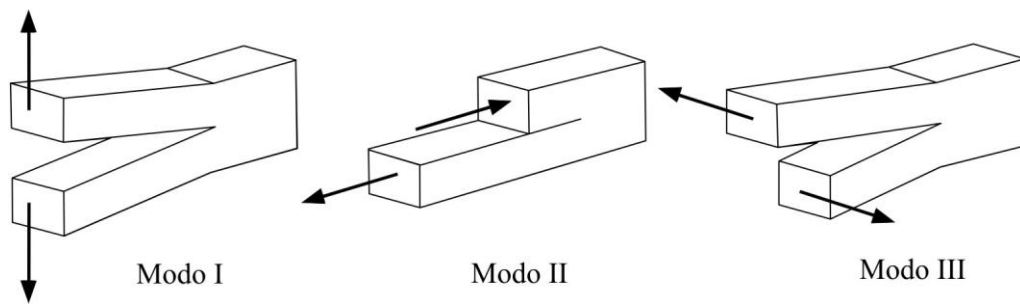


Figura 2.2 - Modos elementares de deformação das faces da fenda.

Em condições favoráveis grande parte da vida de fadiga é dispendida no período de iniciação da fenda, englobando o período de nucleação e crescimento microscópico da fenda, isto é no regime I. Neste regime o crescimento ocorre essencialmente por microfractura no plano de escorregamento. Normalmente as superfícies de fractura geradas nesta fase apresentam múltiplas faces, não sendo visíveis sinais de deformação plástica, aparentando um mecanismo de microclivagem. Na figura 2.3 estão representadas superfícies de fractura paradigmáticas originadas por fadiga neste regime. O crescimento microscópico da fenda é fortemente influenciado por factores que alterem as características do escorregamento, desde o carregamento, ao ambiente, a variáveis da microestrutura e composição química.

Note-se que neste regime o modo de deformação da fenda é essencialmente o modo II. O regime I é prolongado em ambientes inertes como por exemplo em vácuo, sendo reduzida em ambientes quimicamente activos como por exemplo um ambiente de *spray* salino. Da mesma forma numa microestrutura com grande tamanho de grão a fase de crescimento em regime I é incrementada face ao que ocorre numa microestrutura fina. Em materiais policristalinos a fenda no regime I apresenta uma superfície polifacetada que advém das diferentes orientações dos planos de deslizamento nos grãos adjacentes. Na propagação da fenda de um grão para outro, é usual ocorrerem variações da velocidade de propagação, por vezes até ocorre a paragem do crescimento, motivadas pela descontinuidade da rede cristalina e pela concentração de deslocações.

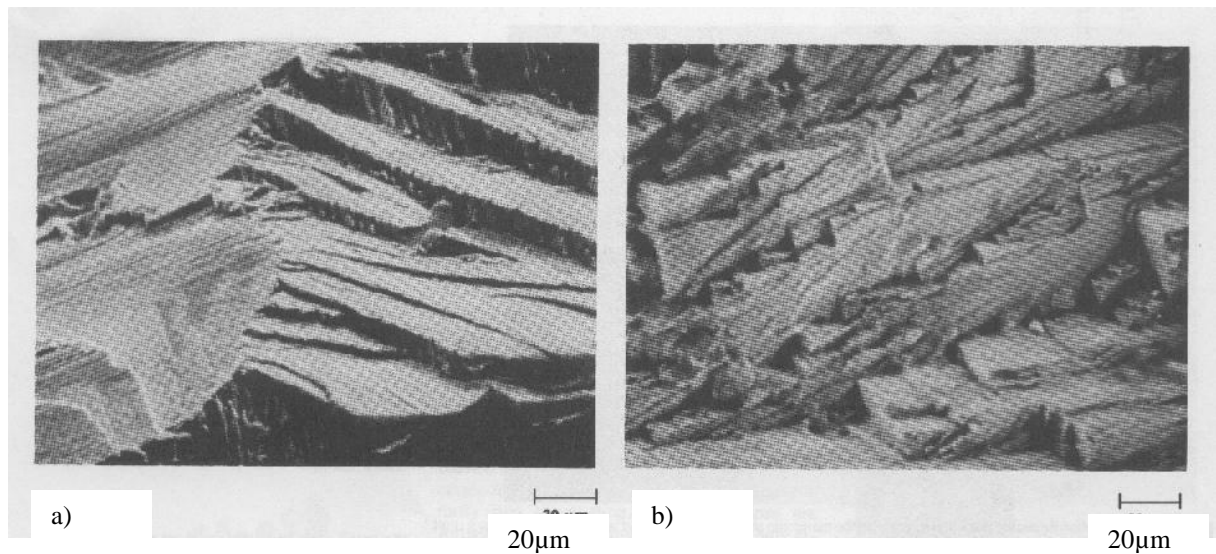


Figura 2.3 – Superfícies de fractura originadas por fadiga no regime I [24].

a) Liga Ni-14Cr-4.5Mo-1Ti-6Al-1.5Fe-2.0(Nb+Ta);

b) Liga de cobalto ASTM F75.

O crescimento de fendas no regime II é mais influenciado pela magnitude da tensão alternada que pela microestrutura e envolve normalmente algum ou alguns dos mecanismos elementares de propagação. Existem inúmeros modelos para explicar o crescimento das fendas no regime II. Como foi referido, neste regime a dimensão das fendas já ultrapassou a ordem de grandeza do tamanho de grão, pelo que estamos na presença de macrofendas. Existem diversos trabalhos onde se efectua a compilação dos modelos de crescimento de fendas propostos por vários autores [25-29]. Usualmente são considerados dois mecanismos distintos para explicar o crescimento das fendas neste regime: um baseado no escorregamento e encurvamento plástico na ponta da fenda (estriação dúctil) e outro na acumulação de dano na ponta da fenda (microclivagem ou coalescência de microcavidades).

O processo de escorregamento e encurvamento plástico foi inicialmente proposto por C. Laird [30]. Na figura 2.4 está esquematicamente representado o processo de abertura, avanço e encurvamento plástico da ponta da fenda segundo este modelo. No início da aplicação do ciclo de carga a extremidade da fenda encontra-se aguçada, apresentando um

pequeno entalhe duplo, correspondente aos vales da estria gerada no ciclo precedente. Quando se inicia a aplicação da carga de tracção ocorre uma localização da deformação plástica segundo os planos de tensão tangencial máxima (inclinados de 45° em relação à direcção de aplicação da carga), fig.2.4 (b). As bandas de escorregamento plástico geradas segundo estas direcções têm tendência a alargar à medida que a carga aumenta. O escorregamento plástico que ocorre segundo essas bandas conduz ao arredondamento da ponta da fenda, fig.2.4(c). Como resultado deste aumento da superfície, a ponta da fenda cresce cerca de metade do deslocamento da abertura na extremidade da fenda (CTOD). Na sequência da aplicação do carregamento compressivo, inverte-se o sentido do escorregamento plástico, ocorrendo uma aproximação das faces da fenda. Para se acomodar a esta posição, a nova superfície, gerada no ciclo de tracção precedente, é parcialmente dobrada, ocorrendo inversão da curvatura na ponta da fenda, gerando um novo duplo entalhe. Quando ocorre o máximo carregamento de compressão, a ponta da fenda está de novo aguçada, tendo-se verificado um crescimento da fenda Δa , no ciclo de carga completo, fig.2.4(e).

No estudo do processo de escorregamento plástico num monocristal de cobre, Neumann [31] propõe algumas alterações ao modelo de Laird. Neumann assume que durante todo o processo de crescimento, a extremidade da fenda permanece com a forma de entalhe em V, com ângulo constante. Na figura 2.5 está representado esquematicamente o processo de abertura, avanço e fecho da fenda, de acordo com o modelo proposto por Neumann. Durante o ciclo da carga de tracção a fenda abre, ocorrendo escorregamento plástico na sua extremidade, segundo planos paralelos às faces do entalhe em V. Na parte compressiva do carregamento, a reversão do escorregamento plástico é impedida pela oxidação que ocorreu nas novas superfícies geradas. A aproximação das faces da fenda ocorre por escorregamento plástico alternado ao longo de diversos planos de escorregamento, que intersectam as faces do entalhe em V.

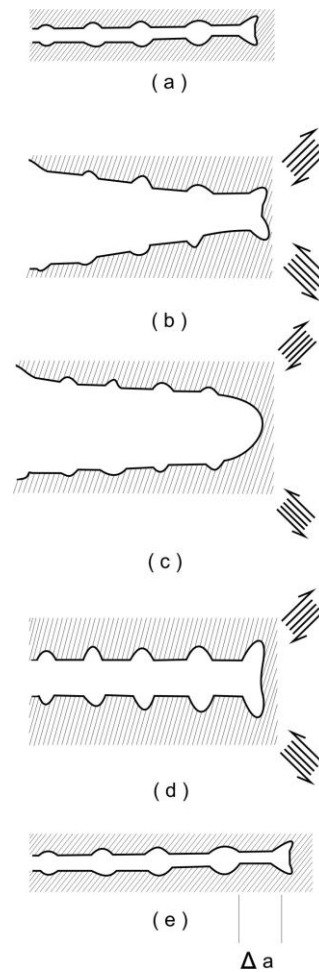


Figura 2.4 – Processo de crescimento da fenda baseado no escorregamento e encurvamento plástico, modelo de Laird [30].

Nos provetes metálicos testados com carregamento cíclico em vácuo verifica-se uma diminuição da ocorrência do mecanismo de estriação dúctil. Esta constatação vem confirmar a importância da oxidação das novas superfícies, que impede a reversão do escorregamento plástico, favorecendo assim o crescimento da fenda por estriação dúctil.

A ausência de estrias na superfície de fractura de alguns materiais metálicos não exclui necessariamente a ocorrência do mecanismo de crescimento da fenda por estriação dúctil. De facto as estrias podem ter sido atenuadas ou apagadas pela deformação imposta no fecho da fenda [32].

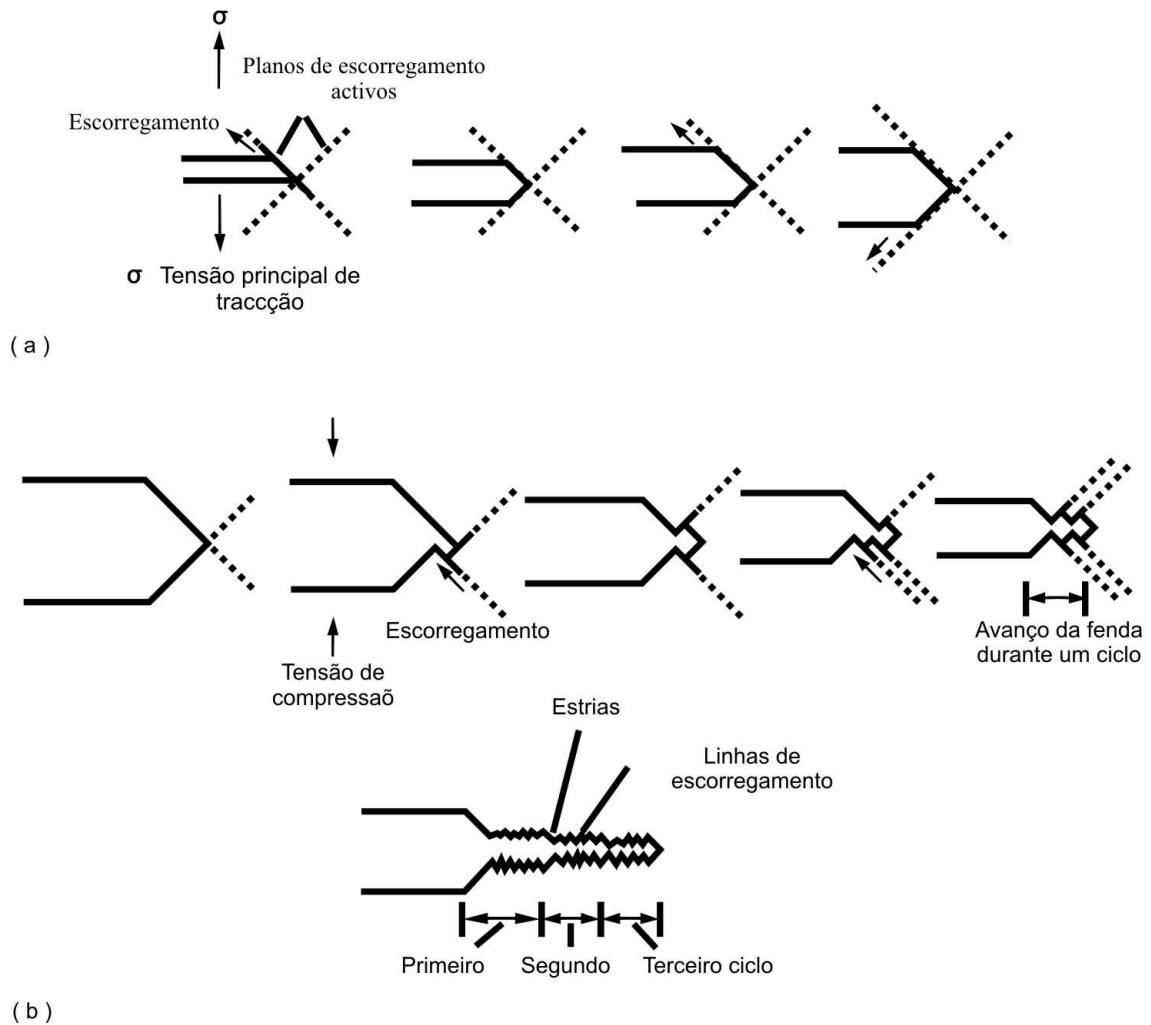


Figura 2.5 - Processo de crescimento da fenda baseado no escorregamento, modelo de Neumann [31].

Os modelos propostos por Laird e Neumann implicam o crescimento da fenda em cada ciclo de carga, a ocorrência de deformação plástica na ponta da fenda, e que a taxa de crescimento da fenda seja da ordem de grandeza de metade do deslocamento da abertura na extremidade da fenda (CTOD). Existem muitos resultados experimentais que não verificam estas condições.

Um mecanismo alternativo para explicar o crescimento da fenda, é baseado na acumulação de dano numa pequena zona à frente da ponta da fenda [9 e 33]. Nesta zona durante o ciclo de carga ocorre reversão plástica. O crescimento da fenda ocorre quando o dano

acumulado nesta zona atinge determinado valor. Esse valor depende do critério de falha adoptado. O critério de falha é um modelo que pretende prever a geração de novas superfícies na ponta da fenda, conduzindo portanto ao seu crescimento. O parâmetro que determina o crescimento da fenda, depende do critério de falha adoptado. No que respeita a esse parâmetro, os critérios de falha usualmente são classificados em três categorias, designadamente, os baseados num valor crítico de tensão, extensão ou de energia [10]. Os modelos propostos requerem o conhecimento dos campos de tensão e/ou extensão na ponta da fenda, e usualmente recorrem às propriedades dos materiais características do processo de fadiga a baixo número de ciclos. Sem entrar em detalhe na análise de qualquer dos modelos basta reter que, segundo este mecanismo, o crescimento da fenda é um fenómeno discreto, que ocorre numa pequena zona de processamento plástico, situada na vizinhança da ponta da fenda. Nessa zona de processamento o dano é acumulado ao longo de alguns ciclos de carga. O crescimento da fenda ocorre quando o dano acumulado (tensão, extensão ou energia) atinge determinado valor crítico. De acordo com este mecanismo o crescimento da fenda, Δa , deixa de estar necessariamente associado a um único ciclo de carga.

O crescimento da fenda no regime II vai continuar até que a fenda atinja determinada dimensão, a partir da qual o elemento solicitado atinge o colapso. Este colapso usualmente está associado ao facto do factor intensidade de tensões ter atingido o valor crítico do material. Nesta fase final do crescimento de fenda, designada por regime III, a microestrutura volta a influenciar de forma determinante o processo de crescimento da fenda. Usualmente verificam-se mecanismos típicos do carregamento estático, como sejam a clivagem intergranular, e a coalescência de microcavidades.

II.2.2- Comportamento mecânico dos materiais

II.2.2.1 Carregamento monótono

A caracterização do comportamento mecânico dos materiais, quando sujeitos a carregamento monótono, é usualmente baseada no ensaio de tracção normalizado [34].

Nesse ensaio um provete de geometria definida (normalmente cilíndrico), com comprimento entre referências l_0 e secção transversal da zona útil A_0 (inclui a zona entre referências), é fixo pelas suas extremidades a duas amarras. As amarras são submetidas a um movimento linear de afastamento relativo, com velocidade aproximadamente constante (entre determinados valores normalizados), até o provete atingir a rotura. Este movimento impõe uma carga P no provete, que, a par da variação do comprimento entre referências Δl , é registada ao longo de todo o ensaio. A parte do provete de interesse para a análise do ensaio encontra-se representada na figura 2.6, na sua configuração inicial e no instante correspondente à aplicação da carga P . O provete fica submetido a um estado uniaxial de tensão.

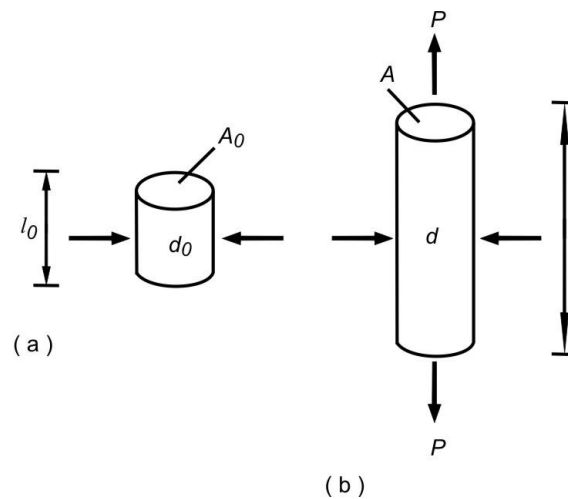


Figura 2.6 – Provede de tracção nas suas configurações inicial e deformada.

No âmbito de este ensaio são definidas as seguintes grandezas:

$$\text{tensão nominal, } S = P/A_0 \quad (2.1)$$

$$\text{extensão nominal, } e = \frac{l-l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.2)$$

$$\text{tensão verdadeira, } \sigma = \frac{P}{A} = S \frac{A_0}{A} \quad (2.3)$$

$$\text{extensão verdadeira, } \varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (2.4)$$

nas quais P , l e A são respectivamente a carga, o comprimento entre referências e a área da secção transversal instantâneos, l_0 e A_0 são respectivamente o comprimento entre referências e a secção transversal iniciais (sem carga). O alongamento instantâneo é definido por $\Delta l = l - l_0$.

Na figura 2.7 estão representados os diagramas tensão - extensão nominais e verdadeiras, típicos de um aço ao carbono. Na zona de deformação predominantemente plástica a utilização das grandezas verdadeiras tem vantagem quer em termos de representação gráfica, quer em termos de descrição matemática. Verifica-se que os dois diagramas são praticamente coincidentes até se atingir uma extensão dupla da que se verifica na plastificação generalizada que ocorre no patamar de cedência.

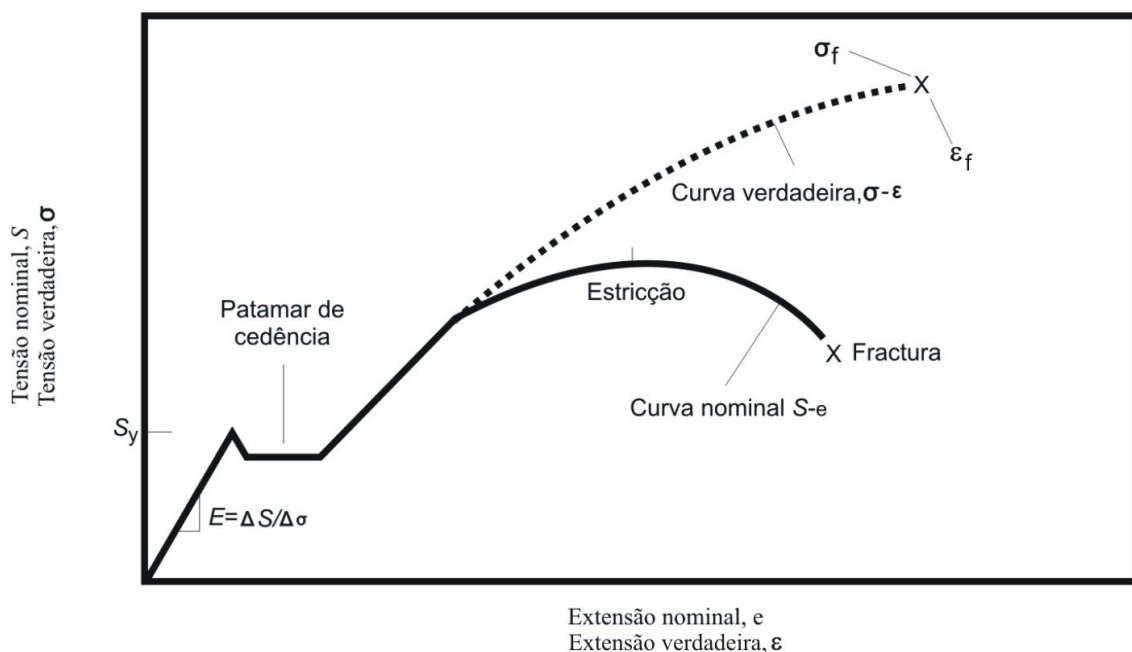


Figura 2.7 – Diagramas tensão-extensão, nominais e verdadeiros.

Até ao ponto de estricção, a partir do qual a deformação tem carácter localizado, é válida a relação entre a extensão verdadeira e nominal:

$$\varepsilon = \ln\left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (2.5)$$

Como se assume que durante a deformação plástica não existe variação de volume, até ao ponto de estricção são válidas as seguintes relações:

$$A_0 l_0 = A l \Rightarrow \frac{A_0}{A} = \frac{l}{l_0} = \left(\frac{d_0}{d}\right)^2 \quad (2.6)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right) = 2 \ln\left(\frac{d_0}{d}\right) \quad (2.7)$$

$$\sigma = S(1 + e) \quad (2.8)$$

Na figura 2.8 estão representados os limites de aplicação das relações precedentes.

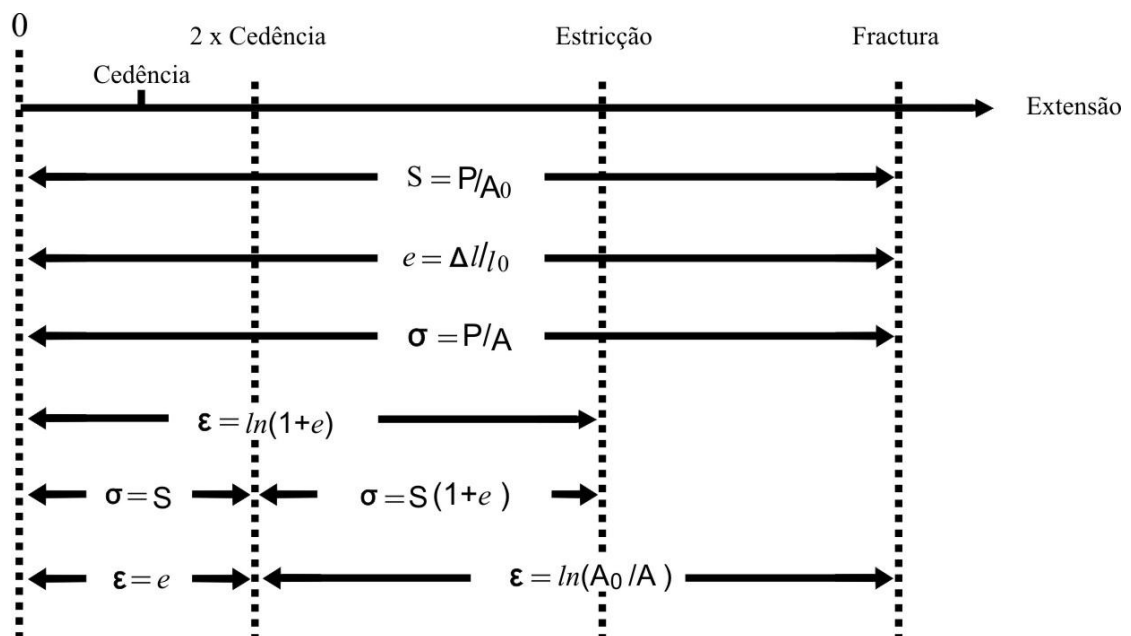


Figura 2.8 – Limites de aplicação das equações de tensão e extensão no teste de tracção.

A deformação que se gera na zona de estricção induz uma tensão transversal ao longo da circunferência nessa região. A existência de tensões na direcção transversal compromete a hipótese de uniaxialidade de tensão assumida. Bridgman propõe uma correcção da tensão verdadeira obtida pela equação 2.8, de forma a compensar o efeito das tensões transversais [35]:

$$\sigma_B = B\sigma = BS(1 + e) \quad (2.9)$$

em que B pode ser obtido da seguinte equação:

$$B = 0.83 - 0.186 \log \varepsilon \quad 0.15 \leq \varepsilon \leq 3 \quad (2.10)$$

A partir do diagrama tensão - extensão verdadeiro, a extensão pode ser decomposta em duas componentes, como ilustra a figura 2.9: a componente linear elástica, ε_e , que é recuperada no descarregamento do provete; e a componente plástica ε_p , que permanece após descarregamento.

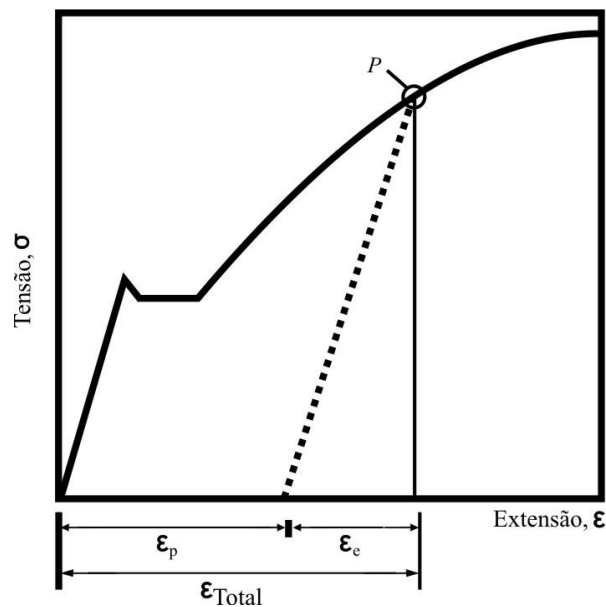


Figura 2.9 – Componentes elástica e plástica da extensão.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (2.11)$$

Desprezando os efeitos de histerese a componente elástica da extensão pode ser calculada considerando que no descarregamento, mesmo após a cedência, continua válida a relação de proporcionalidade que rege o comportamento elástico do material:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (2.12)$$

em que E é o coeficiente de elasticidade do material.

Para a maioria dos materiais a tensão e a extensão plástica verdadeiras estão relacionadas através de uma equação exponencial, proposta em 1943 por Ramberg e Osgood:

$$\sigma = H\varepsilon_p^n \quad (2.13)$$

em que H é o coeficiente de resistência e n é o coeficiente de encruamento plástico, que são constantes do material.

Substituindo na equação 2.11, obtém-se:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.14)$$

Como os valores da tensão e da extensão verdadeiras são facilmente obtidos na fractura, pode-se exprimir o valor da constante H recorrendo a esses valores:

$$H = \frac{\sigma_f}{\varepsilon_f^n} \quad (2.15)$$

Pelo que, substituindo na equação anterior, obtém-se:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_f \left(\frac{\sigma}{\sigma_f} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.16)$$

Esta é a equação utilizada para modelar o comportamento mecânico dos materiais, quando submetidos a um carregamento monótono.

II.2.2.2 Estimação local de tensões e extensões em entalhes

Frequentemente torna-se necessário avaliar a amplitude da concentração dos campos de tensões e de extensões na proximidade de entalhes. Esta análise surge dificultada quando o material atinge a plastificação junto ao entalhe. A par das soluções numéricas, têm sido propostos diversos métodos de aproximação para estimar as tensões e extensões locais, na vizinhança de entalhes. O método de Neuber [36], tem sido dos mais utilizados no âmbito de estudos de fadiga.

O objectivo do método de Neuber é avaliar as máximas tensões, $\sigma_{\text{máx}}$, e extensões, $\varepsilon_{\text{máx}}$, que ocorrem ao nível local junto a entalhes de componentes de material que tem um comportamento elastoplástico, descrito por exemplo através da relação de Ramberg-Osgood (equação 2.14). Assume-se que o factor de concentração de tensões, k_t , definido para o comportamento elástico, deixa de ter aplicabilidade quando se atingem deformações plásticas junto ao entalhe. São definidos dois coeficientes de concentração, um para as tensões, k_σ , e outro para as extensões, k_ε :

$$k_\sigma = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{S} \quad (2.17)$$

$$k_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{\text{máx}}}{e} \quad (2.18)$$

em que S e e são as tensões e extensões convencionais ou remotamente aplicadas.

Quando surge plastificação ao nível local, o coeficiente de concentração de tensões tem tendência a diminuir e o coeficiente de concentração de extensões tem tendência a crescer. O método de Neuber propõe que a média geométrica desses factores de concentração permanece constante ao longo da plastificação e igual ao factor de concentração de tensões no domínio elástico:

$$\sqrt{k_{\sigma} k_{\epsilon}} = k_t \quad (2.19)$$

Se atendermos a que $\epsilon = S/E$, a regra de Neuber resume-se à seguinte expressão:

$$\sigma_{máx} \epsilon_{máx} = \frac{(k_t S)^2}{E} \quad (2.20)$$

Para o caso do material ter um comportamento descrito pela relação de Ramberg-Osgood a relação apresenta a seguinte forma:

$$(k_t S)^2 = \sigma_{máx}^2 + \sigma_{máx} E \left(\frac{\sigma_{máx}}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.21)$$

II.2.2.3 Carregamento cíclico

Os metais quando estão submetidos a carregamento cíclico apresentam um comportamento meta-estável. O seu comportamento mecânico, designadamente a relação entre a tensão e a extensão verdadeiras aplicadas, pode ser substancialmente alterado, quando os metais estão sujeitos a extensões cíclicas no domínio plástico. Dependendo do seu estado inicial, um material quando submetido a carregamento cíclico pode apresentar diversos comportamentos: endurecimento cíclico; amaciamento cíclico; ter comportamento cíclico estável; ou ter um comportamento misto. Nesta secção vão ser definidas relações entre a tensão e a extensão cíclicas aplicadas a um provete metálico, relações essas que são adequadas para analisar o comportamento mecânico desse material quando submetido a

um carregamento de fadiga. A metodologia seguida para obter as relações referidas encontra-se normalizada [37].

Nesses ensaios, provetes do material, com geometria normalizada, são submetidos a ciclos alternados de tensão com amplitude σ_a , quando controlados em tensão, ou a ciclos alternados de extensão com amplitude ϵ_a , quando controlados em extensão, até atingir a rotura, registando-se a respectiva vida, N_f .

Face aos constrangimentos de deformação a que os materiais estão submetidos nas suas aplicações práticas, os ensaios realizados sob controlo de extensão são mais adequados para simular estas condições.

Nas figuras 2.10 e 2.11 estão representados os comportamentos característicos de materiais que apresentam respectivamente endurecimento e amaciamento cíclico, quando solicitados ciclicamente sob controlo de extensão.

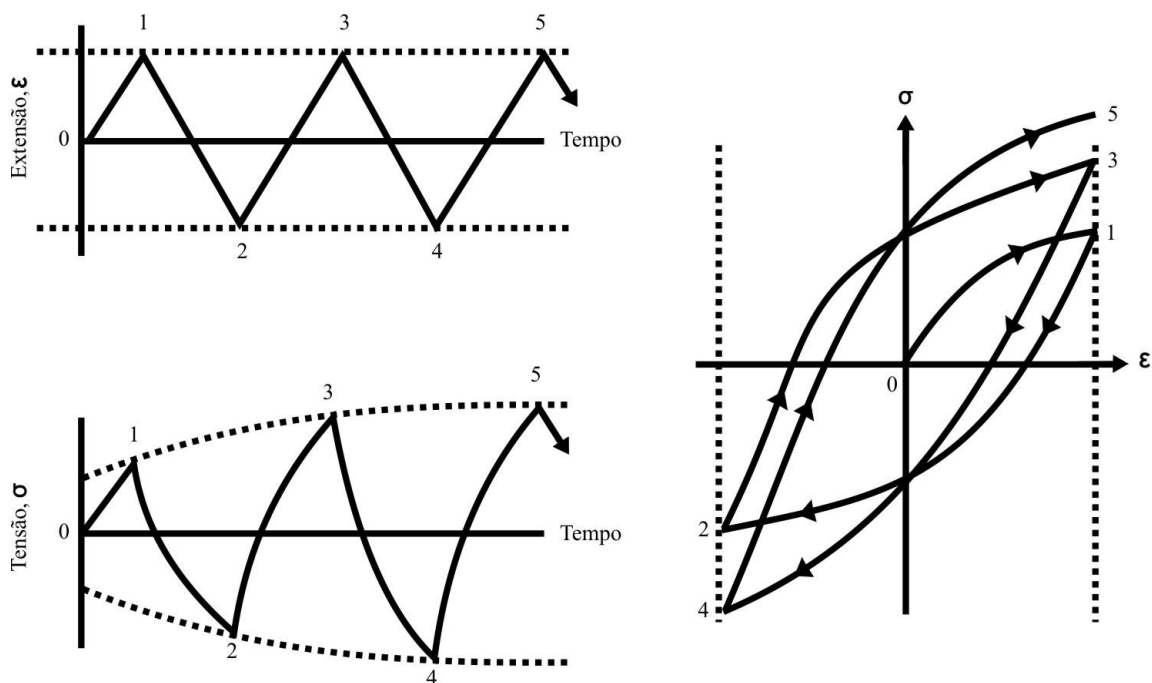


Figura 2.10 – Endurecimento cíclico com carregamento controlado em amplitude de extensão [38].

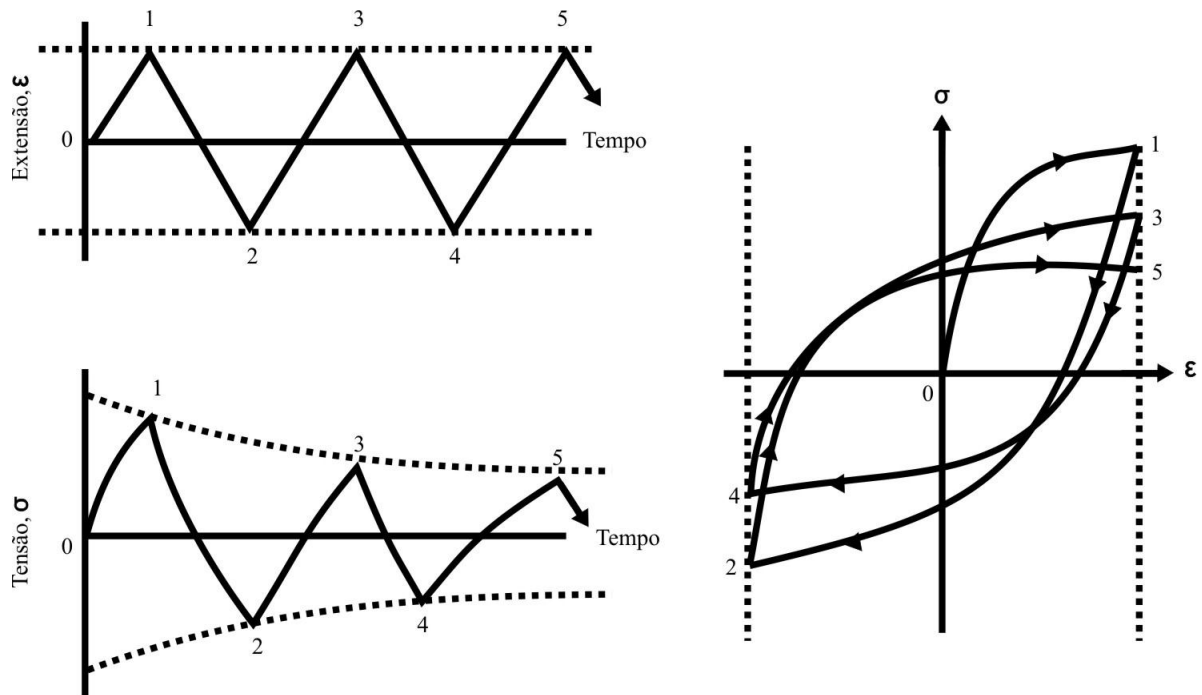


Figura 2.11 – Amaciamento cíclico com carregamento controlado em amplitude de extensão [38].

Quando ocorre endurecimento cíclico a tensão necessária para impor a extensão imposta vai crescendo com o número de ciclos. No amaciamento cíclico verifica-se uma diminuição da tensão com o número de ciclos. O comportamento cíclico do material normalmente estabiliza após um número de ciclos de extensão de aproximadamente 40% da vida correspondente ao respectivo ensaio. Nos ensaios considera-se o ciclo estabilizado correspondente a metade da vida do provete. Na figura 2.12 está representado um ciclo de histerese estabilizado característico. Nesta figura estão representadas a gama de tensão, $\Delta\sigma$, e a gama de extensão, $\Delta\varepsilon$, que são o dobro das respectivas amplitudes.

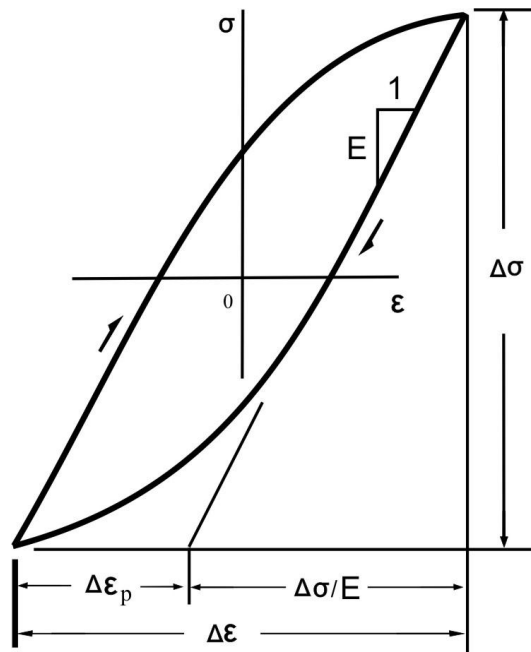


Figura 2.12 – Ciclo de histerese estabilizado típico.

Com as amplitudes de tensão e de extensão dos ciclos de histerese estabilizados, obtidos para uma série de provetes ensaiados com determinadas amplitudes de extensão impostas, constrói-se a curva cíclica do material, conforme está representado na figura 2.13.

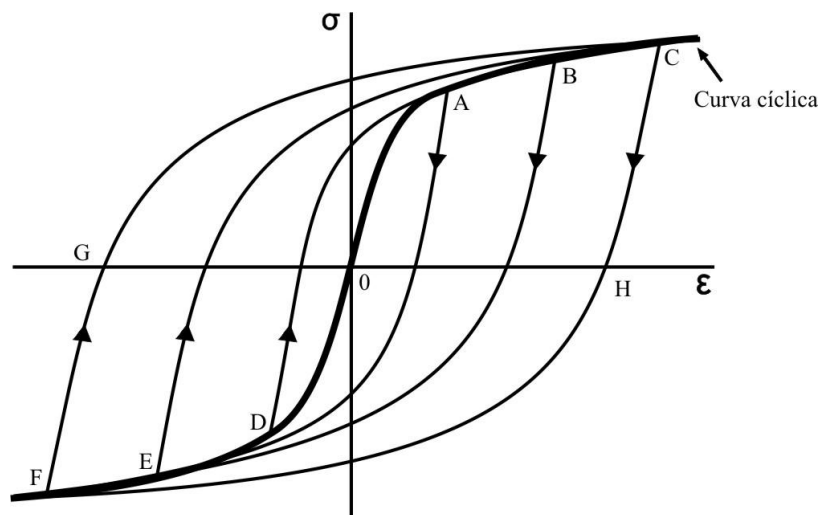


Figura 2.13 – Construção da curva cíclica [39].

Tal como para o carregamento monótono, a extensão pode decompor-se nas suas componentes elástica e plástica:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \quad (2.22)$$

em que $\Delta\varepsilon/2$, $\Delta\varepsilon_e/2$ e $\Delta\varepsilon_p/2$ são as amplitudes de extensão total, elástica e plástica, respectivamente.

Pelo que a amplitude de extensão plástica pode ser determinada pela seguinte relação:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (2.23)$$

em que E é o coeficiente de elasticidade.

Na curva cíclica as amplitudes de tensão e as amplitudes de extensão plástica estão relacionadas através de uma relação exponencial do tipo Ramberg-Osgood:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = H' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.24)$$

em que H' e n' são respectivamente os coeficientes de resistência e de endurecimento cíclicos.

O comportamento mecânico do material, quando submetido a carregamento cíclico pode ser modelado pela seguinte expressão:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.25)$$

II.2.2.4 Relação entre a tensão aplicada e a vida de fadiga

Em meados do século dezanove Wöhler, no âmbito do estudo do comportamento em serviço de eixos de locomotivas, propõe a existência de uma tensão limite de fadiga. De acordo com este investigador, os eixos, quando submetido a um carregamento alternado, com amplitude de tensão convencional abaixo do limite de fadiga, não atingiam a rotura. Este resultado era evidenciado, quando o logaritmo decimal da amplitude de tensão convencional, $\log S_a$, era representado em função da vida de fadiga, N_f , verificando-se um comportamento assíntótico, para vidas acima de 10^6 ciclos. Esta forma de apresentar os resultados no estudo de fadiga é designada por curva de Wöhler. A existência da tensão limite de fadiga tem aplicabilidade restrita, a aços de média e baixa resistência, desde que no seu carregamento não existam sobrecargas consideráveis. No início do século vinte Basquin [40] demonstra que a curva S_a versus N_f , se apresenta de forma linear quando os dois eixos de coordenadas se apresentam em escala logarítmica. Estes resultados sugerem uma relação exponencial entre S_a e N_f e ocorrem para vidas de fadiga entre 10^3 e 10^6 ciclos, com tensões aplicadas no domínio elástico. Foi ainda verificado que a utilização da amplitude de tensão verdadeira, σ_a e do número de reversões até à rotura, $2N_f$, permitia a aplicabilidade da relação exponencial mesmo para vidas de fadiga inferiores a 10^3 :

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.26)$$

em que σ'_f representa o coeficiente de resistência à fadiga e b representa o expoente de resistência à fadiga e são constantes do material.

Em meados do século vinte Coffin [41] e Manson[42] no âmbito de estudos de fadiga a baixo número de ciclos, com ocorrência de plastificação significativa, demonstram que a amplitude de extensão plástica e a vida de fadiga estão relacionadas exponencialmente:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.27)$$

em que ε_f' e c são constantes do material.

Considerando a amplitude de extensão, ε_a , como a soma das suas componentes elástica e plástica, das equações 2.11, 2.26 e 2.27 obtém-se a relação:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (2.28)$$

em que E representa o coeficiente de elasticidade os outros coeficientes são as constantes do material definidas no âmbito das equações 2.26 e 2.27.

II.2.3- Estimação da vida de fadiga

A fadiga é um processo de degradação evolutivo dos materiais quando sujeitos a carregamento dinâmico. Independentemente da forma como o carregamento varia no tempo, pode reduzir-se, através de diversos métodos, a combinações lineares de carregamentos cíclicos. Normalmente no estudo de fadiga analisa-se, de forma independente, cada um dos carregamentos cíclicos a que o componente está sujeito. Posteriormente utilizam-se modelos de acumulação de dano, que contabilizam o efeito da interacção dos diversos carregamentos. O carregamento cíclico é caracterizado por um valor médio (por exemplo a tensão média), por um valor que caracteriza a variação cíclica em torno da média (tensão alternada) e pela frequência de variação do valor instantâneo. Para cada carregamento cíclico é usual quantificar a vida de fadiga como o número de ciclos que o material suporta até atingir a rotura, N_f .

Como foi referido na secção II.2.1 até atingir a rotura por fadiga, o material passa por dois períodos distintos, designadamente, a iniciação e a propagação de fenda. Embora não exista consenso quanto à separação destes dois períodos, normalmente distingue-se a vida dispendida em cada um deles. Assim a vida de fadiga de um determinado componente é frequentemente contabilizada como a soma da vida de iniciação da fenda, N_i , até esta

atingir uma dimensão a_i , e da vida de propagação, N_p , dispendida no crescimento dessa fenda desde a dimensão a_i até à dimensão final a_f :

$$N_f = N_i + N_p \quad (2.29)$$

Existem diversos trabalhos de estimação da vida de fadiga de componentes que consideram esta divisão em dois períodos: Dowling [43], Costa e Ferreira [44] em componentes com entalhes, Jakubczak e Glinka [45] e Ribeiro *et al* [46] em juntas soldadas. Quanto ao critério de separação entre os dois períodos embora não seja consensual, é usual associar a separação entre os períodos de iniciação e de propagação à dimensão característica da fenda medida a partir da raiz do entalhe, comprimento ou profundidade da fenda, a_i . Jones *et al* [47] sugerem um valor de a_i múltiplo dos parâmetros característicos da microestrutura do material; Dowling [43] relaciona o valor de a_i com o raio na raiz do entalhe, ρ , a partir do qual a fenda se propaga, variando entre 0.05ρ e 0.25ρ , dependendo da severidade do entalhe; Costa e Ferreira [44] consideram que o valor de a_i mais adequado para a generalidade dos problemas de engenharia é de 0.25 mm, este mesmo valor é referenciado por Jakubczak e Glinka [45]. Costa e Ferreira [48] concluem que, para entalhes pouco severos e tensões nominais baixas, a vida dispendida no período de iniciação, não é significativamente alterada quando a_i varia entre 0.15 e 0.25 mm.

Existe uma grande variedade de métodos para efectuar a estimação da vida de fadiga de componentes [49], que podem ser agrupados de acordo com as variáveis e relações fundamentais utilizadas para realizar a aproximação pretendida. Os principais grupos designam-se por: aproximação baseada na tensão remotamente aplicada (baseados na curva S-N); aproximação baseada na extensão local (métodos de aproximação local); e aproximação baseada na Mecânica da Fractura linear Elástica (MFLE) [50].

Os modelos baseados na curva S-N têm a sua origem nos trabalhos de Wöhler já referidos, complementados com estudos mais contemporâneos que levam em consideração os efeitos da tensão média, bem como métodos de aproximação das curvas S-N. Estes modelos de estimação, para produzir resultados com o rigor exigido em algumas aplicações de engenharia, normalmente requerem a utilização das curvas S-N do componente em análise.

Como estes modelos são baseados na utilização de parâmetros globais do componente, deverão ser prevenidos os efeitos que o carregamento pode provocar ao nível local, junto ao detalhe onde ocorre a fissuração. Deverá ser verificada a existência de sobrecargas que, por plastificação local, gerem tensões médias que vão afectar significativamente as vidas esperadas.

Os modelos baseados na extensão utilizam métodos de aproximação das tensões e extensões que ocorrem ao nível local, junto ao detalhe de iniciação de fenda. Estes valores aproximados das tensões e extensões são utilizados em expressões que relacionam estas variáveis com a vida de fadiga do componente. Nestes modelos a avaliação do efeito da tensão média é mais eficaz, visto que a mesma é contabilizada com maior rigor e ao nível local. Estes modelos consideram a plastificação que ocorre na zona de iniciação de fenda, tendo eficácia em situações em que ocorre plastificação significativa.

Os modelos baseados na mecânica da fractura linear elástica utilizam as leis de propagação definidas no âmbito desta ciência, e têm as limitações de aplicabilidade da mesma, designadamente no que se refere à prévia existência de fendas, à limitação da zona plástica na sua extremidade, bem como no que se refere à dimensão da fenda, de forma a garantir a homogeneidade das propriedades do material envolvente e a aplicabilidade da mecânica dos meios contínuos.

II.2.3.1 Previsão da vida de iniciação da fenda de fadiga

A iniciação de fendas de fadiga vai ocorrer numa zona do componente, na qual exista concentração de tensões. Sem perda de generalidade, pode-se considerar que a concentração de tensões é provocada por um entalhe. A concentração de tensões irá gerar uma zona de plastificação localizada, no seio de uma região elástica. Admite-se que o mecanismo de iniciação de fendas depende unicamente do campo de tensões e de extensões que ocorre nesta zona localizada. À escala local, o material situado nesta zona, considera-se nas mesmas condições que o material dos provetes referidos em II.2.2.3,

ensaiados em condições de controlo de extensão. Esta assumção constitui a base do método de aproximação local.

Neste modelo determinam-se as amplitudes de tensão e de extensão que ocorrem ao nível local, com base nas tensões e extensões remotamente aplicadas. Para o efeito pode-se recorrer ao método de Neuber (equação 2.20) com a expansão introduzida por Topper *et al* [51], ou a outro método alternativo como seja o método da densidade de energia da deformação equivalente inicialmente proposto por Molski e Glinka [52] ou alguma das suas modificações posteriormente propostas [53]. Segundo Neuber:

$$\sigma_a \varepsilon_a = \frac{(k_t S)^2}{E} \quad (2.30)$$

Considera-se a relação entre a tensão e a extensão locais caracterizada através da curva cíclica do material (equação 2.25),

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

Dadas as características do material, a geometria do componente e o carregamento aplicado, as equações precedentes podem ser resolvidas numericamente de forma a obter a amplitude de extensão. Entrando com o valor obtido para a amplitude de extensão na equação (2.28),

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_i)^b + \varepsilon_f' (2N_i)^c \quad (\text{para } R=-1)$$

obtém-se a vida de iniciação, N_i , correspondente ao comprimento de fenda a_i definido na introdução desta secção ($a_i = 0.25$ mm é usual na generalidade dos problemas de engenharia). Na equação 2.28, a vida de fadiga N_f dos provetes laboratoriais é considerada igual à vida de iniciação, N_i , definida na equação 2.29, e que se pretende determinar nesta secção.

Caso o carregamento do componente provoque a ocorrência de tensão média ao nível local ($R \neq -1$), a relação precedente pode ser modificada para considerar o seu efeito.

Morrow [54] propõe a seguinte equação para considerar o efeito da tensão média, σ_m , na vida de iniciação:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N^*)^b + \varepsilon_f' (2N^*)^c \quad (2.31)$$

em que

$$N_i = \frac{N^*}{\left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_f'}\right)^{\frac{1}{b}}} \quad (2.32)$$

Para considerar a redução do efeito da tensão média na componente plástica, que afecta principalmente a estimação de vidas de fadiga curtas, é sugerida a seguinte modificação da equação de Morrow

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_f'}\right) (2N_i)^b + \varepsilon_f' (2N_i)^c \quad (2.33)$$

Para considerar o efeito da tensão média podem ser propostos modelos alternativos, como seja o proposto por Smith, Watson e Topper [55].

Por vezes para obter o valor dos parâmetros locais, designadamente o valor da amplitude de extensão e o valor da tensão média, o método de Neuber é substituído por modelos numéricos, designadamente de elementos finitos. Os valores assim obtidos são posteriormente considerados no âmbito da equação 2.33 para ser obtida a vida de iniciação da fenda [56].

II.2.3.2 Aplicação da MFLE na previsão da vida de propagação da fenda de fadiga

Gerada uma fenda inicial com dimensão suficiente para ser abordada no âmbito da MFLE, desde que sejam garantidas as condições de aplicabilidade desta ciência, designadamente no que se refere à limitação da zona deformada plasticamente, o crescimento posterior desta fenda pode ser aproximado através da integração das leis de propagação definidas na MFLE. No âmbito do presente trabalho, a determinação da vida dispendida no período de propagação da fenda, que é contabilizada na equação 2.29, é calculada recorrendo a este método.

Como foi referido em II-2.1 existem três modos elementares de deformação da extremidade de uma fenda. O modo que ocorre com mais frequência é o modo I, pelo que, tal como no presente trabalho, a maioria dos estudos da MFLE incide sobre este modo de deformação.

O campo de tensões na vizinhança de uma fenda de um corpo com comportamento elástico apresenta uma singularidade na extremidade da fenda. Irwin [57] propõe que a representação do campo de tensões na vizinhança da fenda seja efectuada utilizando um parâmetro designado por factor de intensidade de tensão, K , que afecta a intensidade do campo mas não a sua distribuição. Esta abordagem permite uma representação da referida singularidade. O factor de intensidade de tensão é definido por:

$$K = YS\sqrt{\pi a} \quad (2.34)$$

em que S representa a tensão remotamente aplicada na direcção perpendicular ao plano da fenda, a representa uma dimensão característica da fenda e Y é o factor geométrico, adimensional, que depende da geometria e do carregamento.

A avaliação do factor de intensidade de tensões é um objectivo essencial no âmbito da análise de um problema de mecânica da fractura. O valor deste factor, controlando a intensidade da tensão na extremidade da fenda, caracteriza o seu crescimento. O crescimento da fenda torna-se instável quando o factor de intensidade de tensão atinge o seu valor crítico, característico do material, designado por tenacidade à fractura do material, K_c .

A gama do factor intensidade de tensões, depende da gama de tensões e é o parâmetro usualmente utilizado para descrever o crescimento da fenda:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} = Y\Delta S\sqrt{\pi a} \quad (2.35)$$

O crescimento da fenda está dependente do seu comprimento instantâneo, correspondente a determinado número de ciclos de carga aplicados.

A figura 2.14 representa a curva típica de crescimento da fenda em função da gama do factor intensidade de tensões, que usualmente ocorre nos aços e nas ligas de alumínio. Nessa curva de forma sigmoideal é possível distinguir três comportamentos distintos, designados por regimes de propagação. A caracterização desses regimes no que se refere a mecanismos de crescimento e modos de deformação da extremidade da fenda, foi efectuada em II-2.1.

No regime I o crescimento da fenda é lento, embora tenha gradientes elevados. Este regime é limitado inferiormente pela gama do factor de intensidade de tensão designada por limiar de fadiga, ΔK_{lf} , abaixo da qual se considera que não existe crescimento da fenda. A limitação superior deste regime está dependente essencialmente da dimensão da fenda e de características microestruturais.

O regime II é caracterizado por uma zona de crescimento estável, em que o crescimento da fenda está relacionado com ΔK através de uma relação de potência. Este regime continua até que $K_{m\acute{a}x}$ se aproxime de K_c . A partir deste ponto inicia-se a zona de crescimento instável da fenda, correspondente ao regime III. Nos materiais com elevada ductilidade,

pode não ocorrer o regime III, existindo um prolongamento do regime II, embora com ocorrência de deformação plástica que não permite a aplicação da MFLE.

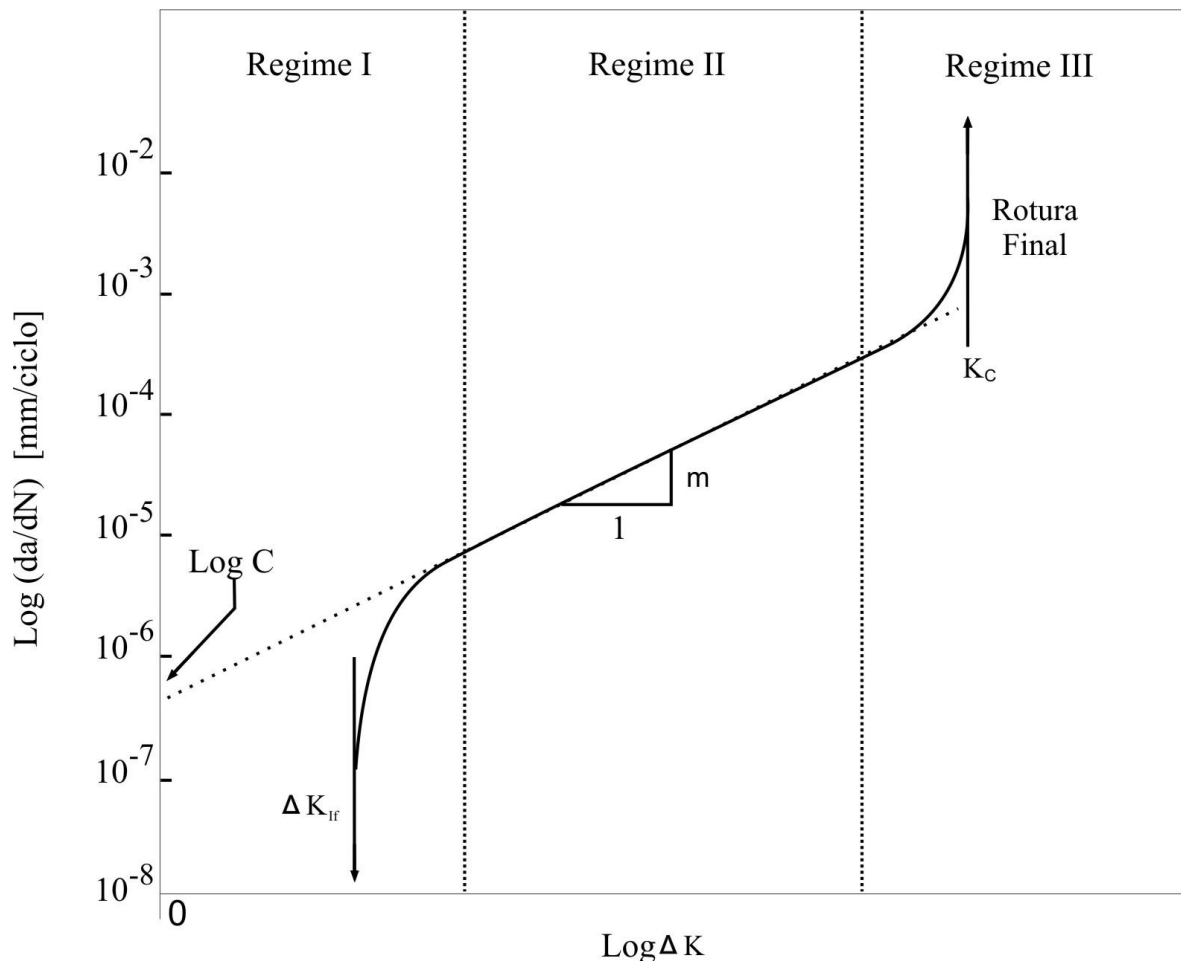


Figura 2.14 – Representação do diagrama $da/dN - \Delta K$, com identificação dos seus regimes de propagação [10].

Nas últimas décadas têm sido realizados múltiplos trabalhos de investigação com o objectivo de correlacionar o crescimento da fenda com os parâmetros da MFLE.

O trabalho pioneiro foi desenvolvido por Paris *et al* [58], tendo sido proposta a seguinte relação entre o crescimento da fenda em cada ciclo de solicitação, da/dN , e a amplitude do factor intensidade de tensão, ΔK , válida para o regime II de propagação:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.36)$$

em que C e m são constantes do material determinadas experimentalmente. Esta relação designada por lei de Paris, apesar da sua limitação ao regime II, é de grande aplicação, dada a sua simplicidade. No âmbito do presente trabalho o período de propagação é calculado com base na integração da lei de Paris.

Para promover a expansão da aplicação da lei de Paris ao regime I de propagação, Klesnil e Lukas [59], propõem a seguinte relação, que incorpora o limiar de fadiga:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^m - \Delta K_{lf}^m) \quad (2.37)$$

Para considerar o efeito de tensão média no regime II de propagação Walker [60], propõe a seguinte relação, conhecida por lei de Walker:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma}} \right]^m \quad (2.38)$$

em que C_1 , m e γ são constantes do material determinadas experimentalmente e R é a razão de tensões.

A lei de Forman [61], também incorpora o efeito da tensão média, podendo a sua aplicação ser estendida ao regime III de propagação:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_2 (\Delta K)^{m_1}}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (2.39)$$

em que C_2 e m_1 são constantes do material, R é a razão de tensões e K_c é a tenacidade à fractura do material.

Esta equação foi posteriormente modificada de forma a incluir a influência do fecho de fenda no seu crescimento, bem como promover a sua aplicabilidade nos três regimes de propagação. Obteve-se assim a equação de Forman-Newman-Koning (FNK) [62 e 63]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_3 (1-f)^n \Delta K^n \left(1 - \frac{\Delta K_{lf}}{\Delta K}\right)^p}{(1-R)^n \left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R)K_c}\right)^q} \quad (2.40)$$

em que n , C_3 , p e q são constantes do material, R é a razão de tensões, K_c é a tenacidade à fractura, K_{lf} é o limiar de fadiga e f é uma função de abertura da fenda que incorpora o efeito do fecho de fenda [62].

II.3- Comportamento à fadiga de juntas Soldadas

O controlo eficiente do processo de soldadura permitiu a obtenção de juntas soldadas que, quando solicitadas de forma monótona, apresentam comportamento mecânico superior ao do metal de base. Este aumento da resistência do material fundido, com composição química semelhante à do metal de base, deve-se essencialmente às transformações metalúrgicas resultantes do ciclo térmico imposto pelo processo de soldadura. As piores propriedades mecânicas registam-se principalmente na zona adjacente à região fundida, designada por zona afectada pelo calor (ZAC). Um controlo adequado do processo tecnológico, designadamente ao nível da preparação da junta e do controlo de temperaturas, com eventual recurso a pré-aquecimento, pode impedir a degradação das propriedades mecânicas da ZAC e desta forma salvaguardar o comportamento mecânico global da junta, quando submetida a carregamento estático [2 e 64].

O comportamento mecânico das juntas soldadas quando submetidas a carregamento dinâmico, nomeadamente a sua resistência à fadiga, é substancialmente inferior ao do material de base. Esta degradação do comportamento mecânico da junta soldada mantém-se, mesmo quando é tomado em consideração o efeito de concentração de tensões

resultante da sua geometria. Na figura 2.15 está patente a diminuição da resistência à fadiga das juntas soldadas, quando comparada com a que se verifica no metal de base, mesmo na presença de entalhes.

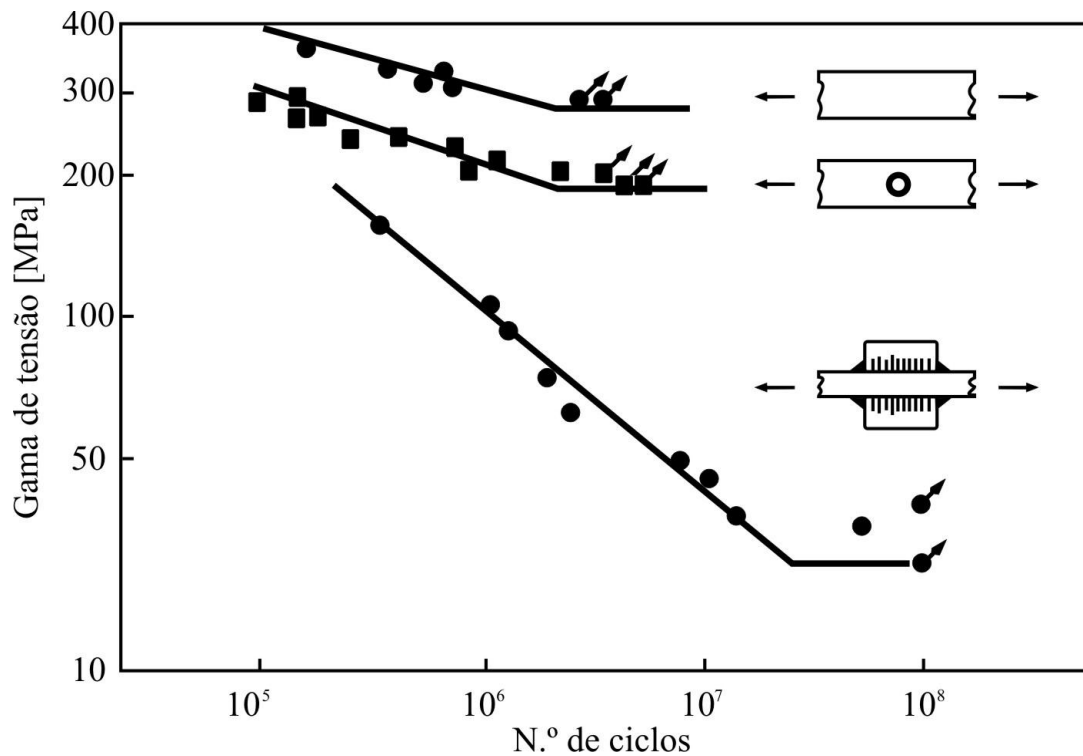


Figura 2.15 – Comparação entre a resistência à fadiga de juntas soldadas e do metal de base [65].

Este comportamento foi explicado atendendo à existência na junta e nas zonas adjacentes, de uma grande quantidade de defeitos [66 e 67]. Estes defeitos, originados na soldadura, não podem ser eliminados por controlo dos parâmetros do processo, pelo que se pode considerar que são inerentes ao processo de soldadura. Note-se que a dimensão de alguns destes defeitos é de tal forma pequena que não chegam a ser qualificados como defeitos de soldadura, podendo dizer-se que são uma característica do processo utilizado. Destes defeitos assumem particular importância as fissuras e microfissuras, pela relevância que têm na degradação da resistência à fadiga das juntas.

Usualmente os defeitos de soldadura classificam-se em três grupos: defeitos planares, defeitos volumétricos e defeitos geométricos.

Existem diversos tipos de defeitos planares. Estes defeitos podem ser considerados como fendas criadas no processo de soldadura. Como exemplos destes defeitos podemos considerar: as fissuras, quer as que ocorrem na zona fundida durante o processo de solidificação, quer as que ocorrem na ZAC induzidas pelo hidrogénio; a falta de fusão; a falta de penetração.

Os defeitos planares usualmente ocorrem nas soldaduras reais e normalmente têm dimensões superiores a 0.25 mm. Estas fendas presentes nas juntas soldadas, quando solicitadas dinamicamente, propagam-se nos termos definidos pela MFLE. Uma forma conservadora de determinar a vida de fadiga de juntas soldadas é desprezar o período de iniciação, face à pré-existência de fendas em condições de se propagarem [68]:

$$N_f = N_p \quad (2.41)$$

Note-se no entanto, que através de alguns processos de soldadura, nomeadamente com os processos de soldadura MAG, TIG e Plasma, com um controlo adequado do processo, é possível realizar uma junta soldada ideal, na qual as discontinuidades sejam muito pequenas ou até inexistentes. Nesta junta ideal deve-se considerar, na vida de fadiga, uma parcela correspondente à vida de iniciação, que, embora possa não contemplar a vida dispendida na nucleação da fenda, inclui, pelo menos, o período de propagação microscópica da fenda [68]. Desta forma a vida de fadiga é determinada através da equação 2.29.

Como o crescimento da fenda não é significativamente afectado pela tensão de resistência do material, a vida de fadiga de um componente soldado, ao contrário do que acontece nos componentes não soldados, não depende das propriedades mecânicas do material [69]. Esta característica das juntas soldadas é ilustrada na figura 2.16.

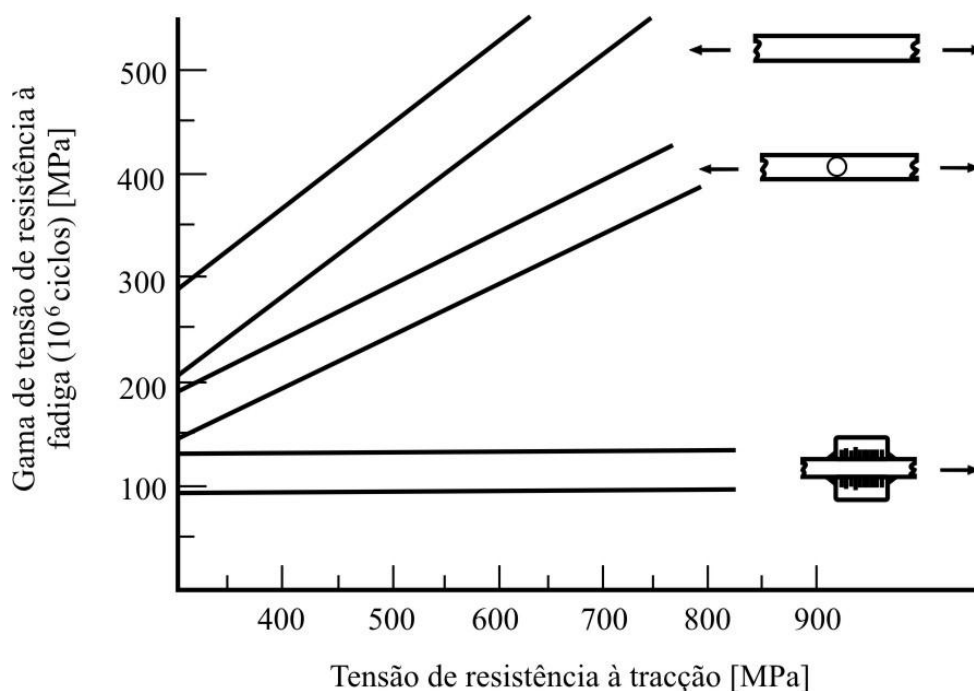


Figura 2.16 – Efeito da tensão de resistência à tracção do metal de base, na resistência à fadiga das juntas soldadas [70].

Os defeitos volumétricos são as porosidades e as inclusões sólidas. Os poros resultam da oclusão de gases durante o processo de solidificação. Os poros esféricos têm menor influência no comportamento à fadiga que os vermiculares e os chupados. As inclusões sólidas constituem partículas ou corpos estranhos aprisionados na zona fundida ou na sua fronteira. Podem ocorrer as inclusões de escória ou de fluxo, bem como as inclusões de metais e de óxidos.

A influência da porosidade na resistência à fadiga foi analisada por Harrison [71], tendo definido em função do volume admissível de porosidade, cinco classes de curvas S-N aplicáveis a juntas soldadas. Este investigador conclui ainda que, na fadiga oligocíclica, níveis de porosidade abaixo de 20% não afectam a resistência à fadiga.

Os defeitos geométricos ocorrem quando não existe conformidade da forma das superfícies do cordão, ou não existe conformidade da forma do componente soldado. Como exemplos destes defeitos podemos considerar: sulcos; mordeduras; excesso de metal; desalinhamento.

A geração de um campo de tensões residuais de tracção, durante o processo de soldadura, contribui também para a diminuição da resistência à fadiga das juntas soldadas. Estas tensões médias, quando actuam em simultâneo com as tensões que ocorrem no carregamento dinâmico, promovem uma diminuição da resistência à fadiga das juntas soldadas [72]. Existem diversas técnicas que podem ser introduzidas no processo de soldadura com o objectivo de diminuir o campo de tensões residuais e as distorções [73]. Na figura 2.17 está representada a distribuição de tensões residuais que ocorre normalmente numa junta soldada topo a topo.

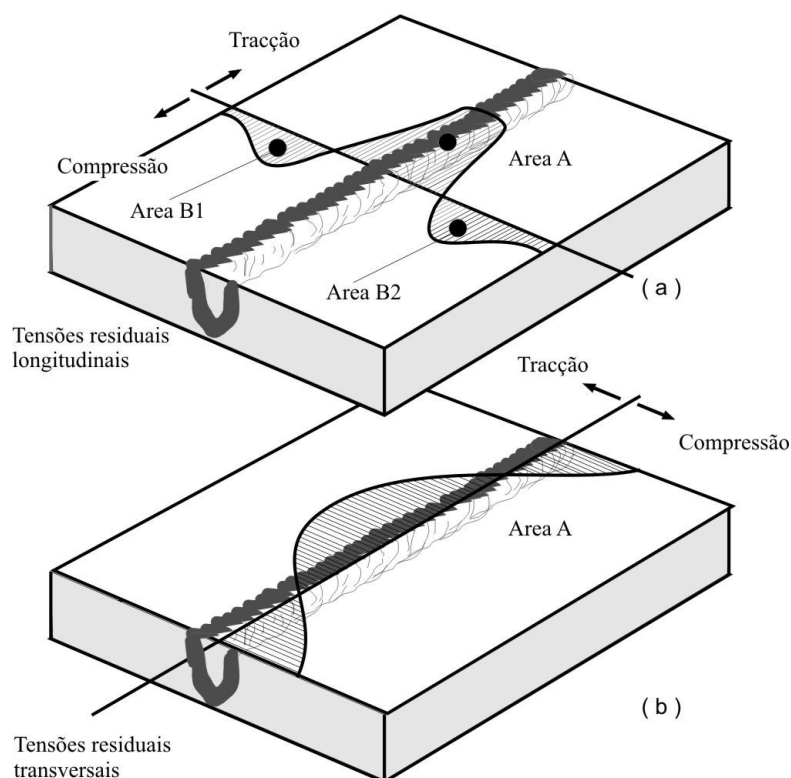


Figura 2.17 – Distribuição usual de tensões residuais numa junta soldada [70].

Face à existência destas tensões residuais de grande intensidade, no dimensionamento à fadiga de juntas soldadas, é usualmente assumido que a vida de fadiga é independente da tensão média aplicada. Muitos estudos confirmam o benefício dos tratamentos de relaxação de tensões [74], no entanto os mesmos não são, em geral, considerados nos códigos de projecto.

O estudo do comportamento à fadiga de juntas soldadas é dificultado pela diversidade de geometrias que ocorrem nas diversas estruturas e componentes de interesse prático. A localização dos pontos onde usualmente onde usualmente ocorrem as fendas está tipificada para os diversos detalhes estruturais e respectivos carregamentos [70 e 75]. Na Tabela II-1 estão representados diversos detalhes estruturais com os respectivos pontos típicos de ocorrência de fendas, para os carregamentos indicados.

Para o caso de uma junta soldada em T, com penetração parcial, solicitada sem transferência de carga, as zonas críticas a partir das quais se propagam as fendas de fadiga, estão perfeitamente identificadas: O pé do cordão (figura 2.18 a); a raiz do cordão (figura 2.18 b) (no caso do carregamento sem transferência de carga raramente ocorre, embora frequente para o carregamento com transferência de carga).

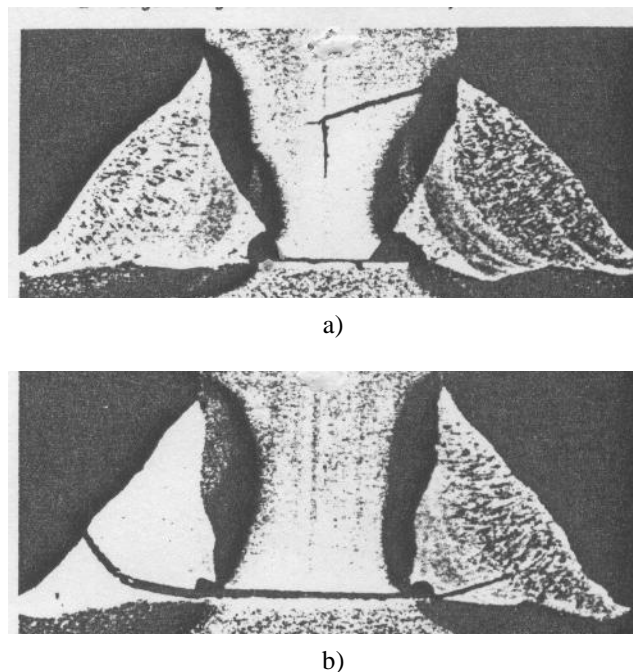
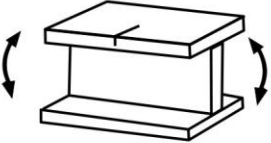
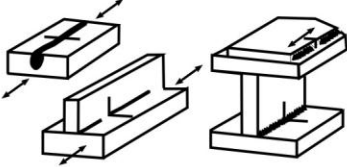
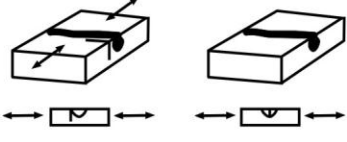
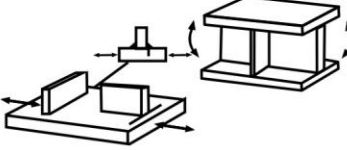
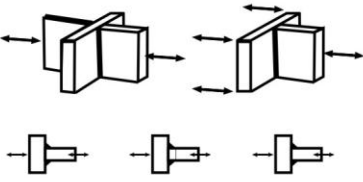
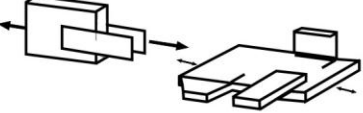



Figura 2.18 – Roturas por fadiga em juntas transversais com penetração parcial do cordão de soldadura [70]:

- a) no pé do cordão;
- b) na raiz do cordão.

Tabela II-1 Pontos típicos de fissuração por fadiga em juntas soldadas [70].

Detalhes	Exemplos	Propagação das fendas a partir de:
Perfil I		A meio da placa Cantos
Juntas longitudinais		Fim/começo da soldadura Descontinuidades da soldadura
Juntas topo a topo transversais		Pé do cordão (excluindo soldadura por arco submerso) Pé do cordão (soldadura por arco submerso) Raiz do cordão nas juntas com calço permanente
Ligações na superfície perfis estruturais		Pé do cordão ou no fim da soldadura.
Juntas cruciformes e em T		Pé do cordão nas juntas com penetração total Pé do cordão nas juntas com penetração parcial Raiz do cordão
Soldaduras nos cantos do membro em tensão		Pé do cordão ou no fim da soldadura.
Reforços em perfis estruturais		Pé do cordão ou no fim da soldadura

A localização dos pontos a partir dos quais se propagam fendas numa junta em T é influenciada pelo tipo de carregamento, bem como pelas características geométricas da junta [76].

As diferentes metodologias que existem para efectuar a análise do comportamento à fadiga de juntas soldadas são usualmente divididas nas seguintes categorias [77 - 79]:

- Método das tensões nominais, seguido na generalidade dos códigos de projecto de estruturas [80 - 82], baseado nas curvas S-N;
- Método estrutural (ou “hot-spot”), baseado na gama de tensão que ocorre na junta soldada, afectada pelas descontinuidades geométricas;
- Método baseado na gama de tensão ou na gama do factor de intensidade de tensões no entalhe provocado pela junta soldada, admitindo uma análise elástica;
- Método baseado na gama de extensões local, que ocorre no entalhe provocado pela junta soldada, admitindo uma análise elasto-plástica;
- Método baseado na propagação da fenda, utilizando a gama do factor de intensidade de tensões ou o integral J para descrever o crescimento da fenda durante o carregamento.

No presente trabalho a análise efectuada é baseada nos últimos dois métodos referidos. No entanto é relevante o facto dos códigos de projecto serem baseados na análise de tensão, com recurso às curvas S-N [83].

II.4- Técnicas de melhoria e reabilitação do comportamento à fadiga de juntas soldadas

No projecto de estruturas soldadas, para evitar as roturas por fadiga, deverá ter-se em consideração que a resistência à fadiga das juntas soldadas é substancialmente mais baixa que a do metal de base dos diversos elementos estruturais. A resistência global da estrutura é genericamente limitada pela resistência dos seus detalhes, nomeadamente das suas juntas soldadas. Para melhorar o comportamento global da estrutura, na fase de concepção deverá ser efectuada uma escolha criteriosa da localização e dos tipos de juntas soldadas a utilizar.

Caso se pretenda melhorar o comportamento à fadiga de determinada junta soldada da estrutura, poderá ser prevista a aplicação de determinadas técnicas operatórias ao nível local, junto ao cordão. Estas técnicas visam aumentar o tempo até ao aparecimento da fissura, introduzindo ou aumentando o período de iniciação da fenda e/ou dificultar a propagação da fenda, alterando as condições na sua extremidade. Estas técnicas de melhoria do comportamento à fadiga de juntas soldadas baseiam-se nos seguintes princípios:

- modificação da forma do entalhe do cordão de soldadura de modo a reduzir o efeito de concentração de tensões;
- melhoria das características superficiais nas zonas críticas da junta soldada de modo a reduzir ou eliminar o número de defeitos existentes susceptíveis de germinar fendas;
- modificação da distribuição de tensões residuais existentes de modo a introduzir um campo de tensões residuais de compressão no entalhe do cordão.

Para potenciar o efeito das técnicas de melhoria é necessário actuar ao nível do processo de fabrico de modo a garantir a qualidade da junta como soldada. A diminuição do número e da gravidade dos defeitos na junta, além de melhorar o seu comportamento à fadiga, potencia o efeito das técnicas de melhoria pós-operatórias a introduzir [68]. Assim através da optimização do processo de soldadura poderão ser produzidas juntas soldadas com um melhor comportamento à fadiga e mais susceptíveis aos tratamentos posteriores.

Estas técnicas de melhoria do comportamento à fadiga de juntas soldadas também têm sido utilizadas para reparar juntas que se encontram danificadas, promovendo a sua reabilitação para o uso [84, 85 e 86]. Actualmente uma boa parte das estruturas em serviço já excedeu a vida prevista aquando do seu projecto. No entanto devido aos constrangimentos económicos, estas estruturas não estão a ser substituídas. Para manter níveis adequados de segurança na utilização destas estruturas envelhecidas é necessário cuidados redobrados ao nível da manutenção, adoptando uma perspectiva preventiva e de controlo de condição. Para implementar esta filosofia de manutenção é necessário estabelecer rotinas de inspecção, monitorizar a evolução de certos parâmetros críticos e definir níveis de aceitabilidade, a partir dos quais se determina a suspensão do uso e/ou a reparação da estrutura. A optimização dessas rotinas tendo em conta os modelos de propagação da

MFLE, e os níveis de confiança exigidos pela aplicação, é determinante para garantir os benefícios económicos das operações de manutenção [87]. Os métodos de melhoria do comportamento à fadiga de juntas soldadas apresentam-se como uma alternativa viável à reparação integral da junta soldada. Têm como principal vantagem o custo mais baixo, bem como o facto de, geralmente, a sua aplicação não implicar a interrupção da utilização da estrutura.

Um dos grandes objectivos das técnicas de melhoria é introduzir ou prolongar a fase de iniciação de fendas de fadiga nas juntas soldadas. Para que este objectivo seja atingido é determinante que o procedimento adoptado na aplicação da técnica de melhoria seja bem definido e validado [88]. Atingido este objectivo é possível utilizar a equação 2.29 para estimar a vida de fadiga das juntas soldadas [89].

II.4.1- Melhoria de qualidade na fase de fabrico

Actuando ao nível do processo de fabrico consegue-se melhorar a “performance” global da estrutura. As melhorias introduzidas ao nível geométrico são determinantes para controlar o nível de tensões junto à junta soldada, por exemplo a garantia de alinhamento dos elementos estruturais bem como a diminuição das distorções reduz a geração de tensões médias nas ligações soldadas, com a consequente melhoria do seu comportamento à fadiga. Podem ser obtidas melhorias substanciais optimizando o processo de soldadura, com o objectivo de diminuir o nível de defeitos gerados na junta soldada. Para garantir o nível de qualidade requerido deverão ser definidos procedimentos adequados de controlo de fabrico, nos quais estejam bem definidos os tipos e as dimensões dos defeitos considerados aceitáveis, bem como a técnica de inspecção adequada [90].

O raio de concordância no pé do cordão é um dos parâmetros geométricos que apresenta melhor correlação com a resistência à fadiga da junta soldada [91]. Por este facto, nos procedimentos de controlo referidos é dada particular importância a este parâmetro.

Kobayashi *et al* [92], utilizando eléctrodos especiais, de molhamento melhorado, obtiveram geometrias no pé do cordão com aumento do raio de concordância e diminuição do ângulo de tangencia do flanco. Com este procedimento obtiveram-se melhorias significativas na resistência à fadiga.

No caso de soldaduras multi-passo deve-se obter um perfil côncavo tendo o cuidado de obter uma transição suave no pé da soldadura [93].

O processo de soldadura usualmente conduz à geração de um campo de tensões residuais de tracção no pé do cordão, como foi apresentado na secção anterior. Actuando ao nível do processo de soldadura é possível definir sequências ou utilizar materiais que atenuem a intensidade das tensões de tracção, ou mesmo que conduzam à criação de tensões locais de compressão.

A utilização de um material de adição com baixa temperatura de transformação martensítica promove a ocorrência da mudança de fase no estado sólido temperaturas mais baixas, quando o material envolvente tem maior resistência mecânica e é capaz de se opor à expansão correspondente àquela transformação. Desta forma é possível criar na zona do pé do cordão um campo de tensões residuais de compressão [94 e 95].

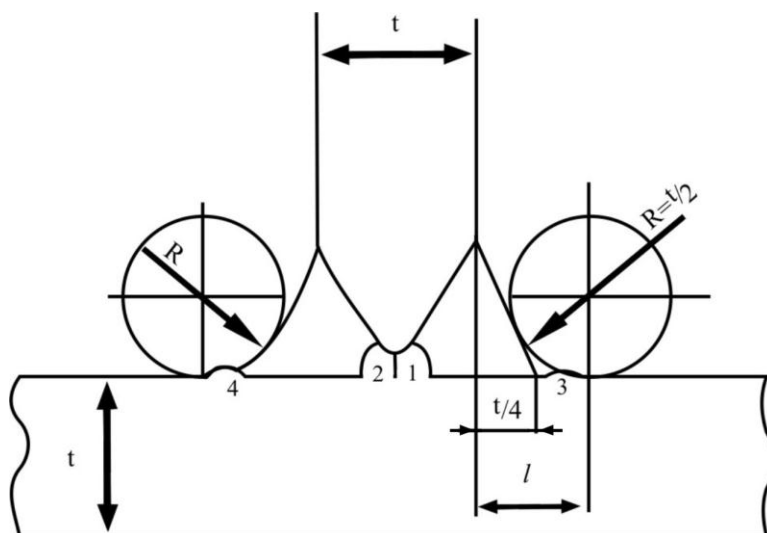


Figura 2.19 – Sequência de deposição dos cordões para atenuar as tensões residuais, numa soldadura multi-passo [96].

No caso das soldaduras multi-passo em juntas em T verificou-se uma grande influência da sequência da deposição dos cordões na soldadura na intensidade das tensões residuais de tracção no pé do cordão. Bignonnet *et al* [96] sugerem que logo após a deposição dos cordões de raiz deve ser depositado o cordão do pé da placa de base, conforme representado na figura 2.19. Desta forma as tensões residuais no pé do cordão serão relaxadas, face aos tratamentos térmicos de distensão ou de revenido que ocorrem, decorrentes do aumento de temperatura que ocorre na deposição dos cordões intermédios.

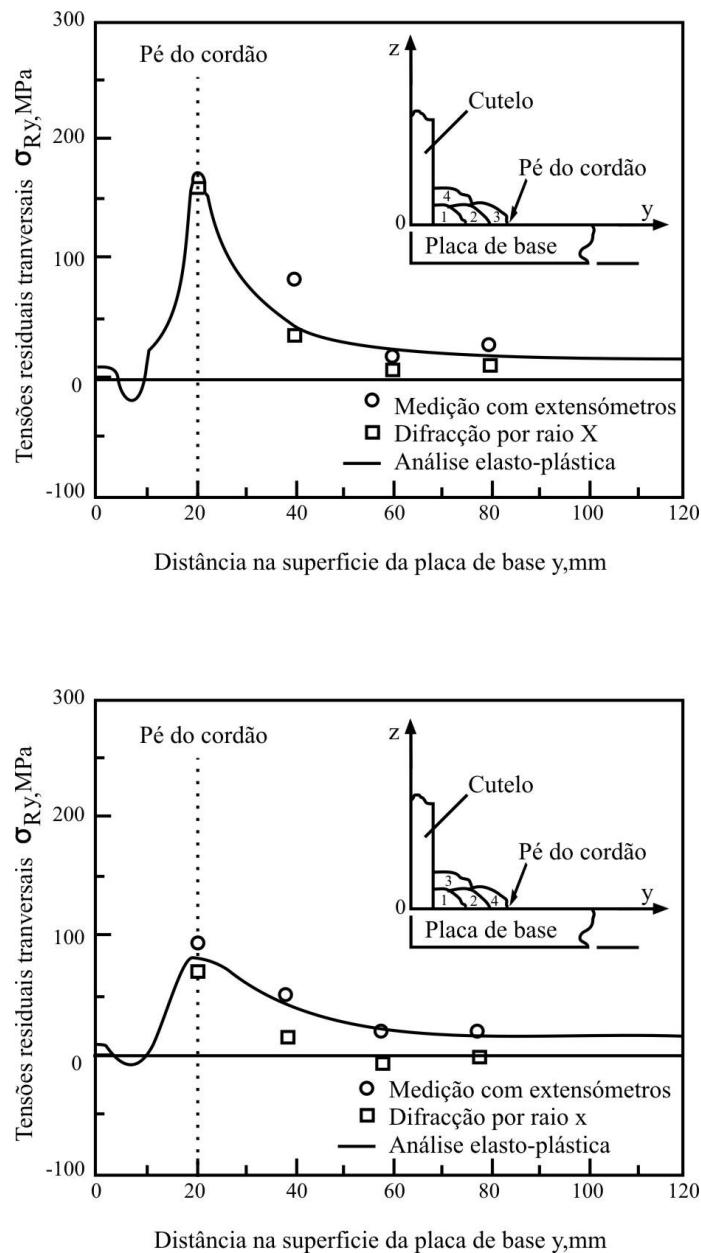


Figura 2.20 – Comparação de tensões residuais em juntas multi-passo face à ordem de deposição dos cordões [97], último passo: a) no cutelo; b) na placa de base.

Neste tipo de soldaduras solicitadas sem transferência de carga, Mochizuki *et al* [97], sugerem que o último cordão a depositar deve ser o que corresponde ao pé do cordão na placa de base em detrimento do pé junto ao cutelo, conforme está representado na figura 2.20. Deste modo obtêm-se tensões residuais inferiores no pé do cordão da placa de base. Este mesmo autor também estudou a influência da ordem de deposição dos cordões, na distribuição de tensões residuais, em tubos solicitados à flexão [98].

II.4.2- Técnicas de melhoria e reabilitação

Como se referiu na secção precedente, com as técnicas de melhoria pós-operatórias pretende-se atingir pelo menos um dos seguintes objectivos:

- redução do factor de concentração de tensões no entalhe produzido pela junta soldada;
- redução da quantidade e/ou da gravidade dos defeitos presentes na zona do entalhe;
- introdução de um campo de tensões de compressão na zona do entalhe.

Para atingir estes objectivos adoptam-se as seguintes estratégias:

- melhoria da geometria da junta soldada;
- introdução de tensões residuais.

Para implementar estas estratégias adoptam-se os seguintes métodos [67, 99 e 100]:

Melhoria da geometria da junta soldada

Métodos de maquinagem:

- Afagamento com lima, mó ou lixas;
- Afagamento com disco abrasivo;
- Erosão com jacto de água.

Métodos de refusão:

- refusão TIG;
- refusão plasma.

Introdução de tensões residuais

Métodos mecânicos:

- impacto por grenalhagem;
- impacto por martelagem;
- impacto por explosivos;
- impacto por ultrasons;
- aplicação de sobrecarga inicial;
- aplicação de compressão localizada.

Métodos térmicos:

- tratamento térmico de relaxação de tensões;
- relaxação de tensões por vibração mecânica;
- aplicação de aquecimento localizado.

A descrição destas técnicas é efectuada por diversos autores [67, 70, 101 e 102]]. Os benefícios no comportamento mecânico de juntas soldadas tratadas com estas técnicas, designadamente no que se refere ao aumento da resistência à fadiga, têm sido demonstrados em diversos trabalhos de investigação. Foram realizadas uma compilação e análise estatística dos resultados obtidos em diversos trabalhos de investigação sobre técnicas de melhoria no pé do cordão de juntas soldadas, que indica clara vantagem na utilização destes tratamentos [103]. Uma destas técnicas, o afagamento do pé do cordão, face aos benefícios que apresenta, foi considerada em alguns códigos de projecto de estruturas [104 e 105]. Algumas destas técnicas são consideradas no Eurocode 3, mas apenas como técnicas de melhoria, sem prever a reabilitação [80 e 106]. No entanto a grande maioria das técnicas de melhoria referidas ainda não é contemplada nos códigos de projecto, principalmente devido à grande dispersão que se verifica nos resultados alcançados. Num estudo recentemente realizado pelo Instituto Internacional de Soldadura, foram realizadas um mesmo conjunto de técnicas de melhoria por diversos laboratórios devidamente credenciados. Apesar das especificações das técnicas de melhoria serem as mesmas, verificou-se um significativo aumento da dispersão dos resultados obtidos com as técnicas de melhoria, quando comparada com a dispersão dos resultados dos provetes como soldados iniciais [107].

Uma das características comuns a todas as técnicas apresentadas é que todas têm melhor performance quando aplicadas a aços de alta resistência. Face ao objectivo comum das técnicas de modificação da geometria do pé do cordão, as mesmas não são aplicáveis a juntas de secção transversal fina. Normalmente são aplicáveis a espessuras superiores a 6 mm, no entanto registre-se a boa performance da refusão TIG e plasma mesmo para espessuras inferiores [108 e 109].

A técnica do furo, embora não conste das técnicas de melhoria, é frequentemente utilizada como técnica de reabilitação no processo de reparação de estruturas [110]. Esta técnica consiste em efectuar um furo nas extremidades da fenda para parar a sua propagação. Para que sejam obtidos os objectivos, além da limitação da rugosidade da superfície gerada, é necessário que o raio, R (mm), do furo a efectuar satisfaça a seguinte relação:

$$\frac{\Delta K}{\sqrt{R}} \leq 10.5 \sqrt{\sigma_y} \quad (2.42)$$

em que σ_y é a tensão de cedência da placa, em MPa, e ΔK é a amplitude do factor de intensidade de tensões, assumindo o comprimento da fenda, 2a, definida entre as extremidades dos furos [110].

Por serem as técnicas analisadas no presente trabalho, interessa descrever detalhadamente o processo e as especificações técnicas da refusão TIG e da refusão plasma [67, 70, 100 e 111].

Como foi referido na secção II.3, com os processos de soldadura TIG e plasma, com um controlo adequado do processo, é possível produzir uma junta soldada ideal, na qual os defeitos no pé do cordão sejam muito pequenos, ou praticamente inexistentes. No entanto estes processos têm uma aplicação muito limitada nas aplicações estruturais devido à baixa resistência mecânica dos cordões gerados. Este problema é ultrapassado, realizando uma passagem adicional TIG ou plasma no pé do cordão de soldadura inicialmente depositado. Com esta composição obtêm-se os benefícios do cordão inicial, com elevada resistência

mecânica, obtido por exemplo por eléctrodo revestido, aos quais se adicionam os benefícios do cordão TIG ou plasma, com baixo nível de defeitos no pé do cordão. Adicionalmente conseguem-se obter perfis geométricos no pé do cordão com raios de concordância maiores e ângulos de tangencia mais favoráveis, que reduzem significativamente a concentração de tensões. Este processo tem um controlo mais eficiente quando é efectuado sem metal de adição. Na figura 2.21 estão representadas macrografias de perfis típicos de soldadura, de uma junta T, obtidos por eléctrodo revestido, com refusão suplementar TIG e com refusão suplementar plasma.

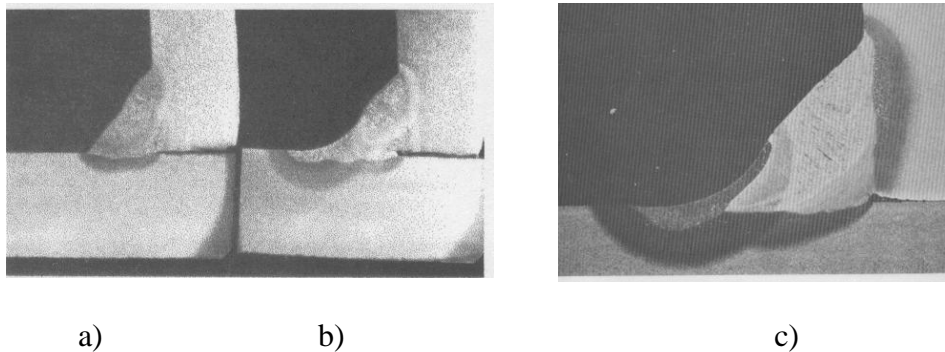


Figura 2.21 – Perfis típicos de cordões de juntas de canto:

- a) Como soldado [111];
- b) Com refusão TIG [111];
- c) Com refusão plasma [67].

Para efectuar a passagem suplementar as superfícies devem ser devidamente limpas com escova de arame, de modo a eliminar restos de escória, óxidos, óleo ou tinta. Estes contaminantes têm tendência a criar poros superficiais no cordão suplementar, que têm um efeito bastante nocivo na sua resistência à fadiga. A refusão TIG é mais sensível a estes contaminantes que a plasma.

Refusão TIG

O equipamento utilizado para a refusão é uma máquina normalmente usada em soldadura TIG. Os parâmetros de regulação da máquina que usualmente se utilizam na aplicação desta técnica, encontram-se representados na tabela II-2.

Tabela II-2 Parâmetros de regulação usuais na refusão TIG (para aços) [111].

Gás de protecção	Árgon ou árgon+hélio
Fluxo de gás [litro/minuto]	7 – 12
Diâmetro do bocal [mm]	10 – 14
Pré-aquecimento [°C]	50 – 200
Diâmetro do eléctrodo [mm]	3 – 4
Tensão [V]	12 – 17
Intensidade da corrente [A]	160 – 250
Velocidade linear da tocha [mm/minuto]	80 – 160
Fluxo de calor gerado [kJ/mm]	1.0 – 2.5

Neste processo é necessário manter a ponta do eléctrodo bem limpa e afiada, para manter a estabilidade do arco que influencia a regularidade do cordão. Pelo mesmo motivo é necessário manter estabilidade no fluxo de gás de protecção. A utilização do hélio aumenta a dimensão do poço de fusão. O pré-aquecimento deverá ser utilizado, caso a soldadura a melhorar ou a reabilitar também o tenha exigido.

A posição da tocha e da zona de refusão tem grande influência nos resultados alcançados, designadamente no que se refere ao perfil obtido para a junta. Na figura 2.22 está representado o posicionamento adequado do arco e a sua influência no perfil da junta. Com um posicionamento adequado da zona refundida, evita-se a criação de um duplo pé no perfil da junta. Na figura 2.23 está representado o posicionamento da tocha adequado à realização desta técnica.

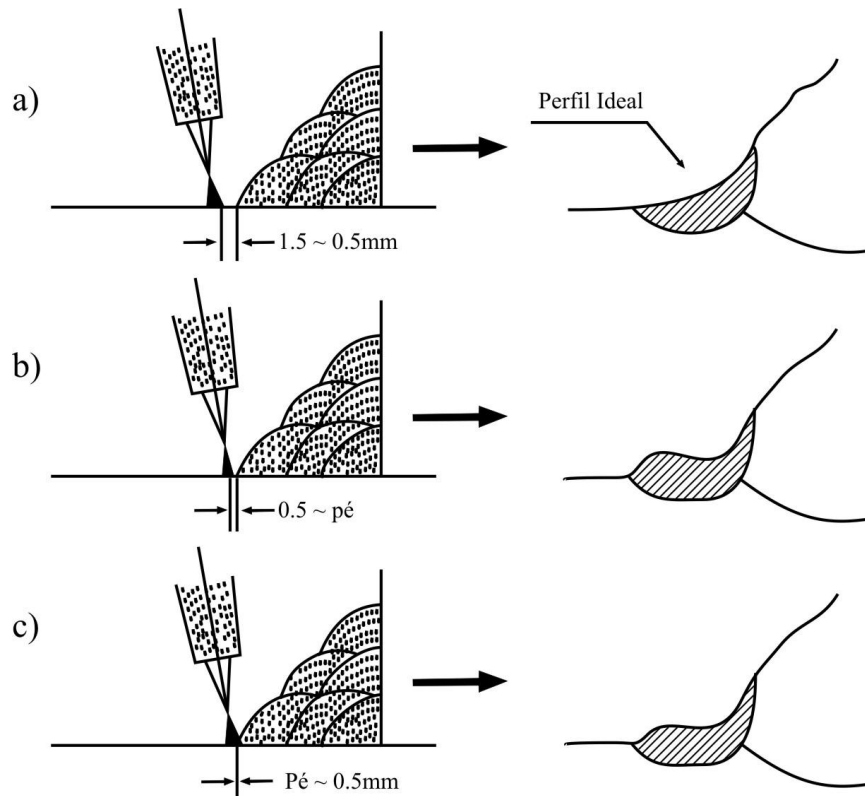


Figura 2.22 – Posicionamento do arco e correspondentes perfis do cordão [112].

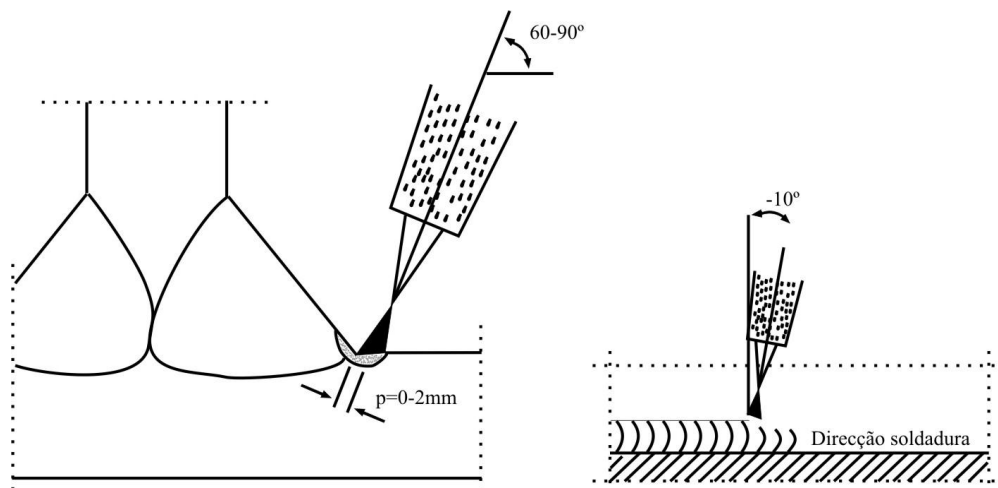


Figura 2.23 – Posicionamento adequado da tocha [111].

Na implementação desta técnica deverá ser prestado um cuidado adicional na situação de arranque e de paragem do arco. De facto nessas zonas usualmente ocorrem alguns defeitos

que podem comprometer a finalidade do tratamento. Por esse motivo usualmente opta-se por iniciar e parar o arco fora das zonas críticas da junta, normalmente inflecte-se o arco para a zona da garganta do cordão a melhorar.

Caso o perfil obtido após refusão não satisfaça as especificações requeridas, o tratamento pode ser novamente aplicado à junta soldada.

Existe disponível na literatura um vasto conjunto de resultados obtidos com a aplicação da técnica de refusão TIG a juntas como soldadas de aço. Todos os casos relatam a obtenção de melhorias significativas com esta técnica.

Dahle [113] constatou o efeito benéfico da refusão TIG, tendo verificado um aumento da melhoria obtida quando a tensão de cedência do aço do metal de base aumenta.

Haagensen [107] constata que a vida de uma junta soldada quanto melhorada com refusão TIG é três a quatro vezes superior à vida da junta como soldada.

Jármai *et al* [114] efectuam um estudo económico sobre comparação dos benefícios económicos da aplicação de diversas técnicas de melhoria em vigas I, face aos aumentos espectáveis da vida. Concluiu que a aplicação da técnica de refusão TIG produz um ganho económico entre 13% e 17%.

Statnikov *et al* [115] concluem que a refusão TIG e o impacto por ultra-sons quando aplicados individualmente ou em conjunto produzem praticamente o mesmo benefício, que corresponde a um aumento entre 41% e 51% da resistência à fadiga (a 2×10^6 ciclos).

Huo *et al* [116] realizaram um estudo sobre a aplicação da técnica de refusão TIG quando submetida a carregamento com amplitude de carga variável, tendo constatado uma diminuição dos benefícios obtidos face aos que ocorrem para amplitude de carga constante. No entanto ainda relataram uma melhoria na vida de fadiga entre 1.7 e 1.9 vezes face à junta como soldada.

Foi realizado um estudo para avaliar a eficiência da técnica de refusão TIG, quando usada na reabilitação de juntas soldadas de aço, fissuradas com fendas com profundidade até 4.5 mm [85]. Os resultados obtidos apresentam grande dispersão pelo que não são conclusivos.

Refusão plasma

O equipamento utilizado para a refusão é uma máquina normalmente usada em soldadura plasma. As capacidades dos equipamentos de soldadura plasma permitem entregas térmicas até duas vezes mais elevadas que as dos equipamentos de soldadura TIG. Neste processo, a constrição do arco, bem como a protecção do arco com um fluxo gasoso diferente do gás de plasma do arco, promovem a geração de um arco cilíndrico com grande estabilidade, com um diâmetro bem mais largo que no caso da soldadura TIG. A maior facilidade em controlar o arco, bem como a entrega térmica mais elevada, permitem velocidades de execução significativamente maiores que na refusão TIG. Também se verifica uma menor necessidade de manutenção do eléctrodo. No entanto, a sua principal vantagem relativamente à refusão TIG, advém dos resultados obtidos na refusão plasma serem menos dependentes do posicionamento de tocha e da zona fundida em relação ao pé do cordão.

Não existem muitos resultados referentes à refusão plasma, no entanto os existentes revelam melhorias iguais ou superiores às obtidas com a refusão TIG [70, 100, 108, 109, 117 e 118].

Na figura 2.24 encontram-se representadas curvas S-N típicas, obtidas com diversas técnicas de melhoria aplicadas em juntas cruciformes de aço. Verifica-se que todas as técnicas conduzem e a maiores resistências à fadiga que a junta como soldada inicial. Em alguns casos, como por exemplo com a aplicação da técnica de refusão plasma, a junta soldada passou a apresentar uma tensão limite de fadiga. Com as técnicas de melhoria a curva S-N sofre uma rotação característica da introdução, ou prolongamento da fase de iniciação.

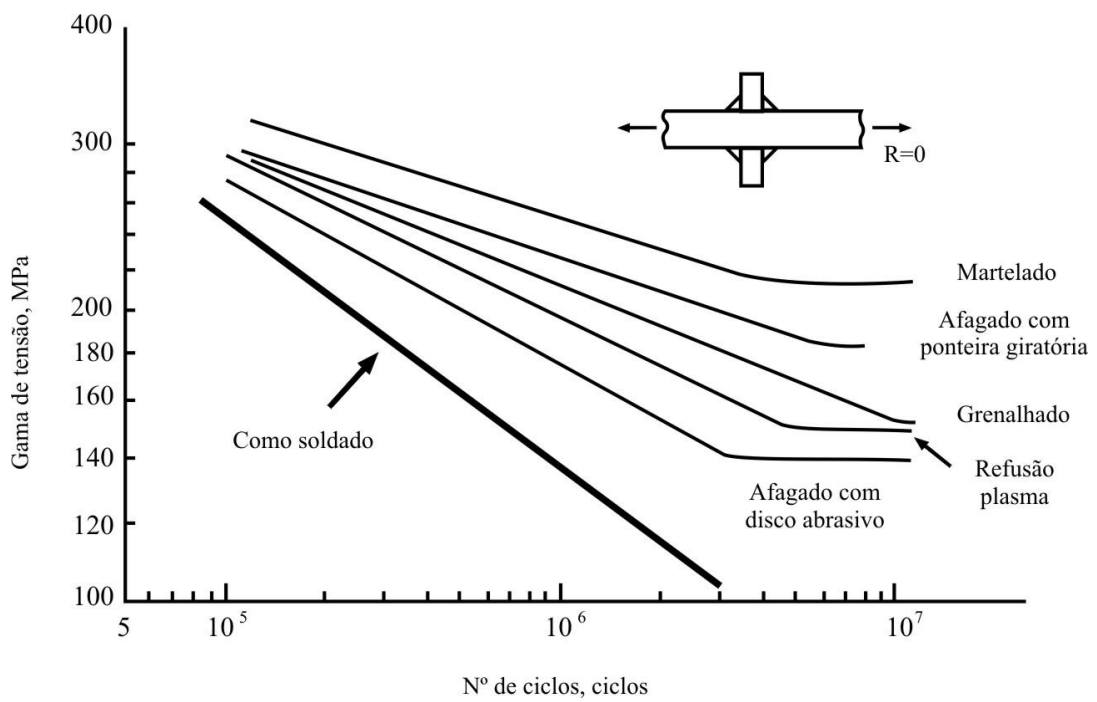


Figura 2.24 – Efeito na resistência à fadiga das técnicas de melhoria aplicadas em juntas soldadas [70].

III-Fadiga de Juntas

soldadas reabilitadas

por Técnicas de

Refusão TIG ou Plasma

Neste capítulo faz-se uma apresentação das técnicas experimentais e dos resultados obtidos no estudo sobre a melhoria do comportamento e a reabilitação de juntas soldadas em T, submetidas a tratamento de refusão TIG ou plasma do pé do cordão, solicitadas sem transferência de carga por um carregamento pulsante sinusoidal de flexão em três pontos.

III.1- Procedimento experimental

III.1.1- Comportamento mecânico do material

III.1.1.1 Caracterização monótona – temperatura ambiente

O material de base utilizado neste estudo é um aço estrutural ao carbono, fracamente ligado, de média resistência, St 52-3 DIN 17100, fornecido em chapas de 12.5 mm de

espessura, obtidas por laminagem controlada, cuja composição química é apresentada na tabela III-1.

Tabela III-1 Composição química do aço St 52-3 (percentagem em peso).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Ti
0.131	0.413	1.44	0.063	0.024	0.034	0.009

Al	V	Cu	Co	Nb	P	S
0.029	0.043	0.018	0.013	0.005	0.011	0.005

No anexo I, é apresentada a caracterização química do material de base, efectuada pelo fabricante e por laboratório independente.

A composição química deste aço é típica de um aço micro-ligado, também designado por HSLA (“High Strength Low Alloy steel”) [119]. Durante as décadas de 1950-1960, o processo de endurecimento dos aços fracamente ligados sofreu grandes alterações. Até esta altura a forma de promover o endurecimento destes aços consistia na adição de carbono até 0.4% e manganês até 1.5%. Os aços assim obtidos são constituídos por uma mistura de ferrite e de perlite, que lhe conferem elevada dureza, mas apresentam uma baixa tenacidade. Estes teores em carbono também comprometem seriamente a soldabilidade [120 e 121]. Constatou-se que a obtenção de um pequeno tamanho de grão na ferrite incrementava a tenacidade do aço. A laminagem controlada no estado austenítico revelou-se um processo de fabrico adequado para promover a obtenção dessa microestrutura. Para o mesmo efeito contribui a adição de pequenas concentrações (inferiores a 0.1%) de elementos refinadores do grão como o nióbio, o titânio, o vanádio e o alumínio. Estes elementos também promovem a precipitação de carbonetos e nitretos na matriz que além de promoverem a recristalização no estado austenítico também favorecem o endurecimento da matriz. A adição destes elementos a aços com 0.03-0.15% C e até 1.5% Mn, permitiu obter aços com grão fino com tensões de cedência entre 400 e 550 MPa e com temperaturas de transição frágil/dúctil muito baixas (até -70 °C).

As propriedades mecânicas do metal de base foram obtidas em ensaio de tracção, realizado à temperatura ambiente, com provetes cilíndricos com geometria representada na figura 3.1.

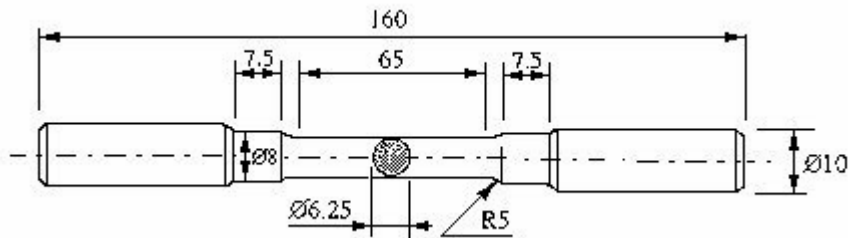


Figura 3.1 - Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de tracção. Aço St 52-3.

Os ensaios foram realizados usando uma máquina servo-hidráulica Instron, modelo 4206, com capacidade de carga de 100 kN (figura 3.2), e seguindo o procedimento definido pela norma NP EN10002-1 [34]. A carga foi aplicada a uma taxa constante e as extensões foram medidas com um extensómetro Instron (Cat. N.º 2632-038), de 50 mm de comprimento, directamente acoplado ao provete. Os ensaios foram realizados até à rotura do provete, tendo-se obtido, através do software da máquina, o registo do carregamento e do alongamento.



Figura 3.2 – Máquina de ensaios Instron modelo 4206.

III.1.1.2 Caracterização monótona – temperatura elevada

As propriedades mecânicas do material de base foram obtidas através de ensaios de tracção realizados às temperaturas de 18, 150, 300, 450, 525 e 600 °C, com provetes cilíndricos com geometria representada na figura 3.3.

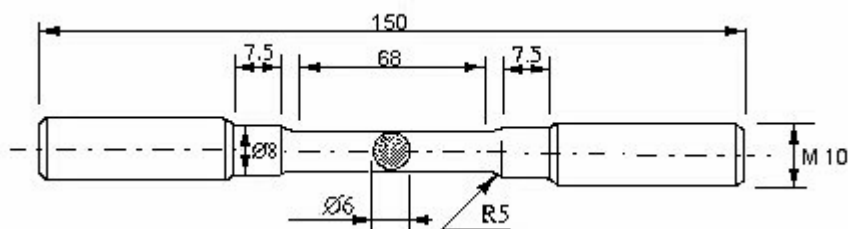


Figura 3.3 - Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de tracção a temperatura elevada. Aço St 52-3.

Os ensaios foram realizados usando uma máquina servo-hidráulica Instron, modelo 1341 com capacidade de 100 kN, na qual foi acoplado um forno, sendo seguido o procedimento especificado na norma EN 10002-5 [122]. As extensões foram medidas utilizando um extensómetro axial para altas temperaturas de hastes de quartzo, modelo Instron-A1387-1023, acoplado directamente ao provete. Considerando os limites máximos de alongamento permitidos pelo extensómetro, o ensaio foi interrompido antes de ser atingida uma extensão de 12.5%. Utilizando um punção fornecido com o extensómetro foram marcadas, por deformação plástica, as referências correspondentes a um comprimento inicial de 25 mm. A cadeia de medição foi calibrada recorrendo a um extensómetro MST modelo 632.12C-20, acoplado a uma ponte Vishay modelo 2000. Com o software da máquina de ensaios obteve-se o registo do carregamento e da deformação ao longo dos ensaios.

Nas figuras 3.4 e 3.5 encontram-se representados a montagem experimental utilizada na realização destes ensaios e um pormenor da montagem do extensómetro axial de hastes de quartzo utilizado.



Figura 3.4 - Montagem experimental utilizada nos ensaios de tracção a temperatura elevada.



Figura 3.5 – Extensómetro axial Instron, modelo A 1387-1023.

III.1.1.3 Caracterização cíclica – (*Low cycle fatigue - LCF*)

Os ensaios LCF foram realizados em provetes cilíndricos, maquinados, do metal de base, com geometria representada na figura 3.6. Estes ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E606 [37].

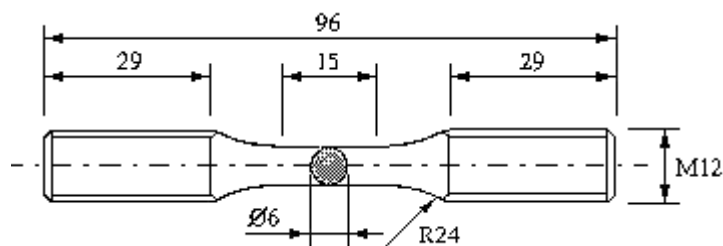


Figura 3.6 - Desenho dos provetes utilizados no ensaios LCF. Aço St 52-3.

Estes ensaios foram realizados numa máquina servo-hidráulica Dartec com capacidade de carga de 100 kN, com uma unidade de comando do tipo Dartec M9500-P1. Aplicaram-se aos provetes, ciclos de amplitude de extensão total alternada constante, $R_\epsilon = -1$, numa onda sinusoidal. A extensão foi medida directamente no provete através do extensómetro axial Instron, modelo A1439-1007. Com o software *Workshop 95* da Dartec obteve-se o registo do carregamento, do alongamento e da extensão ao longo dos ensaios. Adoptou-se como critério de ruína a separação do provete em duas partes.

Realizaram-se dezasseis ensaios em provetes com a geometria nominal representada na figura 3.6. Doze ensaios foram realizados com controlo de extensão, com gama de extensão constante em cada ensaio. Estes ensaios foram realizados para diversas gamas de extensão axial total, $\Delta\epsilon$, variando entre 3.0% e 0.6%. Os restantes quatro ensaios foram realizados com controlo de carga, com gama de carga constante em cada ensaio e com razão de tensão, $R = -1$. A gama de tensão utilizada variou entre 660 MPa e 700 MPa. Durante estes ensaios, além do registo de tensão efectuado através da célula de carga incorporada na máquina de ensaios, também se registou através do extensómetro axial de placas a extensão a que o provete estava submetido.

Os provetes foram submetidos a um carregamento com variação de intensidade sinusoidal, com velocidade de deformação, $d\varepsilon/dt$, constante e igual a $8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Para o efeito, a frequência do carregamento sinusoidal, f , foi variando nos diversos ensaios de acordo com a seguinte relação:

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

III.1.2- Processos de soldadura / refusão

III.1.2.1 Soldadura da junta

Foram construídos provetes em construção soldada, constituídos por uma placa horizontal e um cutelo soldado, formando uma junta em T com baixa penetração. Da junta soldada foram cortados cinquenta provetes com as seguintes dimensões nominais: 70 mm de largura, 270 mm de comprimento e 70 mm de altura (inclui a altura do cutelo e a espessura da placa horizontal). O cordão de canto da junta soldada em T tem uma largura média de 9 mm. Na figura 3.7 está representado um provete como soldado.

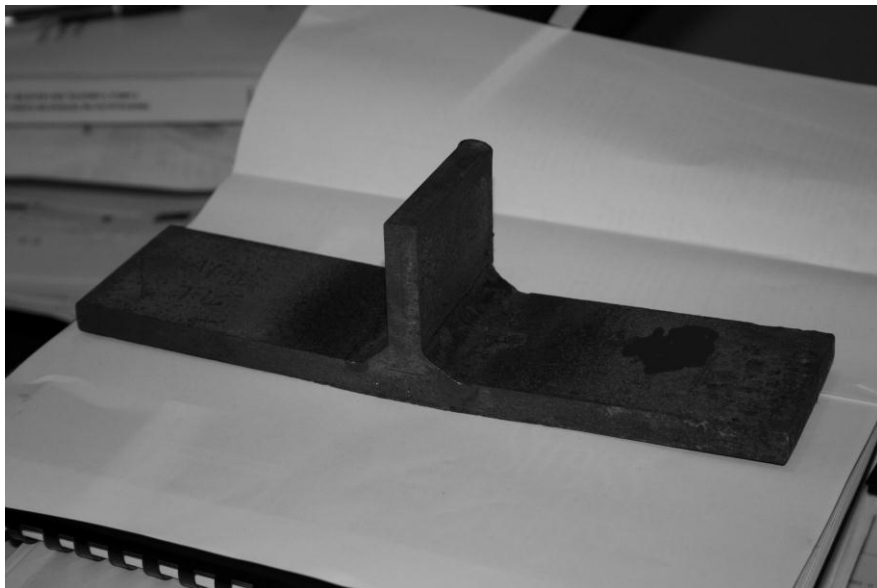


Figura 3.7 – Junta “T” – provete como soldado.

Os cordões foram realizados pelo processo de eléctrodo revestido usando os seguintes parâmetros:

- arame de 4mm de diâmetro;
- intensidade de corrente de 200A;
- tensão DC positiva de 22V;
- passe único ao abaixo.

Na realização das juntas soldadas, utilizou-se como metal de adição o eléctrodo E 11018-G (AWS/SFA A 5.5), com a designação comercial ESAB OK 75.75. Este material possui maior resistência mecânica que o metal de base e é indicado para aplicações em componentes submetidos a esforços dinâmicos.

A composição química e as características mecânicas do metal de adição encontram-se representadas na tabela III-2.

Tabela III-2 Características do metal de adição.

Composição química (percentagem em peso).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.08	0.45	1.28	0.50	1.87	0.37	0.017	0.01

Propriedades mecânicas nominais.

σ_R [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	ϵ_R [%]
770	690	15

III.1.2.2 Refusão TIG

Vinte e quatro dos provetes como soldados foram submetidos ao processo de melhoria/reparação pós-operatória de refusão TIG. O pé do cordão, na placa de base

horizontal foi submetido a uma passagem suplementar TIG. Neste processo foi utilizado o equipamento de soldadura TIG 255 Lincoln Electric representado na figura 3.8.



Figura 3.8 – Equipamento utilizado para efectuar a refusão TIG.

No processo de tratamento por refusão TIG foram utilizados os seguintes parâmetros de soldadura:

- gás de protecção – Árgon;
- intensidade de corrente de 110 A;
- tensão DC de 19 V;
- velocidade linear de 1.08 mm/s.

III.1.2.3 Refusão plasma

Onze dos provetes como soldados, após serem submetidos a um carregamento de fadiga que lhes gerou fendas nos pés dos cordões, foram reparados através de refusão plasma na

zona fissurada. Os provetes como soldados foram submetidos a um carregamento de flexão em três pontos até à detecção macroscópica das fendas de fadiga. Estas fendas apresentavam dimensões consideráveis, atingindo profundidades superiores a 3 mm.

A reparação efectuada consistiu na realização de um passe de soldadura por plasma na variante de “key-hole”. Para o efeito foi utilizado o equipamento representado na figura 3.9.

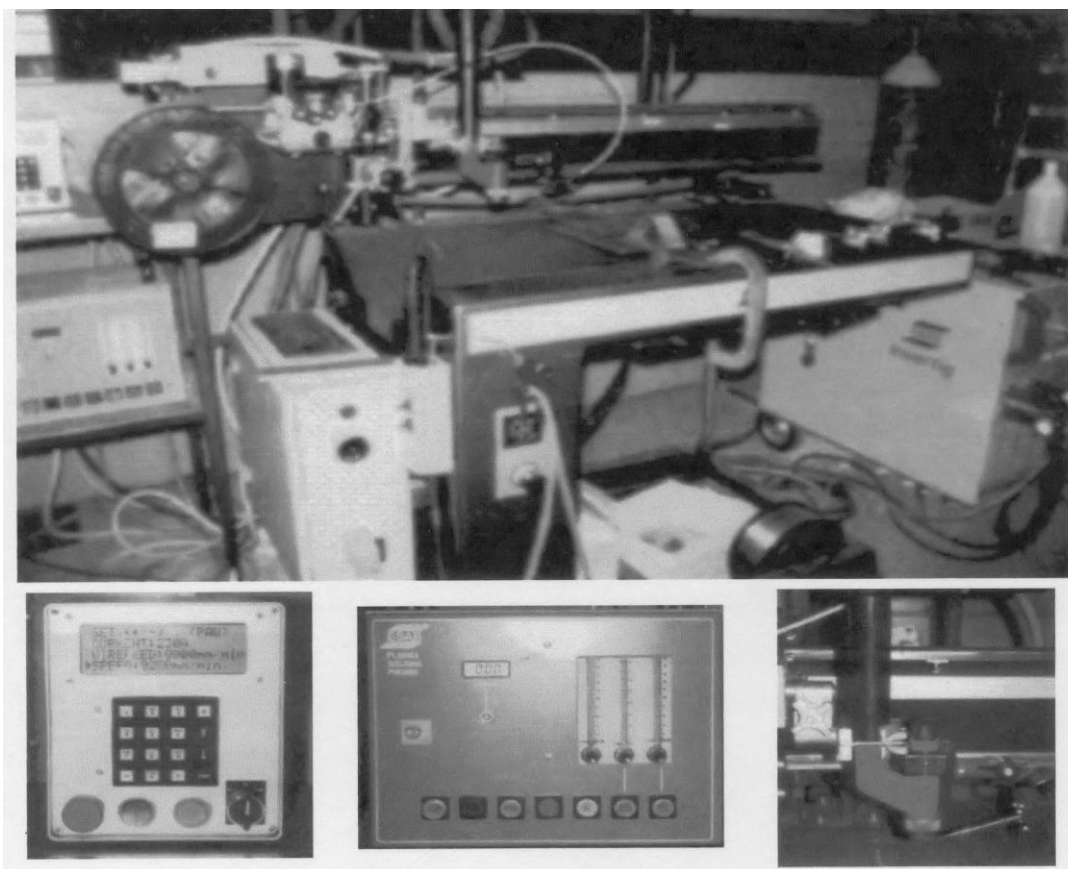


Figura 3.9 – Equipamento utilizado para efectuar a refusão plasma.

O equipamento utilizado possui os seguintes componentes e características:

- bancada de soldadura programável de marca ESAB do tipo Seamtech ED5;
- fonte de potência DTA 400 AC/DC, destinada a soldadura TIG, adaptada a soldadura por plasma com 60% “Duty-cycle” a 400 A e 100% até aos 310 A;
- consola de plasma PW 3000, unidade em que é feito o controlo do processo de escorvamento por alta frequência e o débito dos gases para o processo de plasma (protecção do cordão, da raiz e gás plasmogénico);

- unidade de refrigeração WP 45, que assegura a circulação do fluido de refrigeração da tocha de plasma;
- unidade de programação tipo ESAB PCU 1, com sequência e controlo de parâmetros, permitindo a introdução e controlo dos principais parâmetros de soldadura, para ambos os processos.

No processo de tratamento por refusão plasma foram utilizados os seguintes parâmetros de soldadura:

- Fluxos de Gás Inerte (Árgon):
 - gás de protecção – 13.0 litros/minuto (valores típicos para afastar os gases atmosféricos, sem atingir regimes turbulentos);
 - gás de plasma – 3.0 litros/minuto (permitiu com o bocal utilizado, obter um regime estável de “key-hole”);
 - gás piloto - 3.5 litros/minuto (responsável pela instalação do arco piloto, não transferido);
 - gás de purga – 0.0 litros/minuto (soldadura sem penetração total);
 - pré-fluxo – 3.5 segundos (tempo de injeção de gás antes de instalação do arco piloto, isto é, escorvamento);
 - pós-fluxo – 3.5 segundos (tempo de manutenção da injeção de gás após a extinção do arco eléctrico).
- Parâmetros eléctricos:
 - corrente contínua, polaridade directa (eléctrodo ligado ao cátodo);
 - intensidade (I) – 200 A (valor relativamente elevado para este tipo de soldadura em que se utilizam eléctrodos termo-iónicos, não consumíveis, refractários de tungsténio);
 - tensão (U) – 30 V (valor típico para o tipo de gás de protecção, diâmetro de bico e corrente utilizada);
 - “slope-up” – 2 segundos (tempo de estabelecimento de soldadura, isto é, regime transitório com o objectivo de abrir o “key-hole”);

- “slope-down” (distância de decréscimo gradual dos parâmetros eléctricos até à extinção do arco eléctrico, com o objectivo de fechar o “key-hole”);
 - pré-aquecimento – 0.5 segundos (tempo de aquecimento do eléctrodo termo-iónico, antes do início do processo).
- Restantes parâmetros:
 - inclinação da tocha – 10° em relação ao cutelo do provete (vertical);
 - velocidade de soldadura – 128 mm/minuto (parâmetro importante na obtenção da estabilidade do “key-hole”);
 - bocal de constrangimento (n.º 5) – 3mm de diâmetro (permite a utilização de uma intensidade da corrente máxima de 240 A);
 - eléctrodo – tungsténio ligeiramente toriado (1% Th), com 3 mm de diâmetro.

III.1.3- Ensaios de fadiga

Os provetes obtidos por construção soldada foram submetidos a uma sollicitação de fadiga, sem transferência de carga, na máquina servo-hidráulica Dartec previamente descrita na secção III.1.1.3. Através de montagem apropriada os provetes foram submetidos a uma sollicitação de flexão em três pontos, conforme representado nas figuras 3.10 e 3.11. Os ensaios decorreram com controlo de carga com variação sinusoidal com frequência de 7 Hz e com razão de tensão aproximadamente nula ($R \approx 0$).

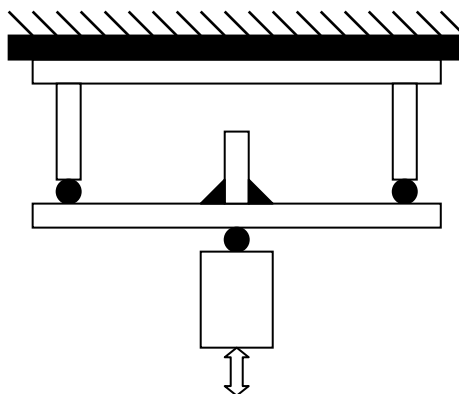


Figura 3.10 - Representação esquemática da montagem usada para aplicação do carregamento.

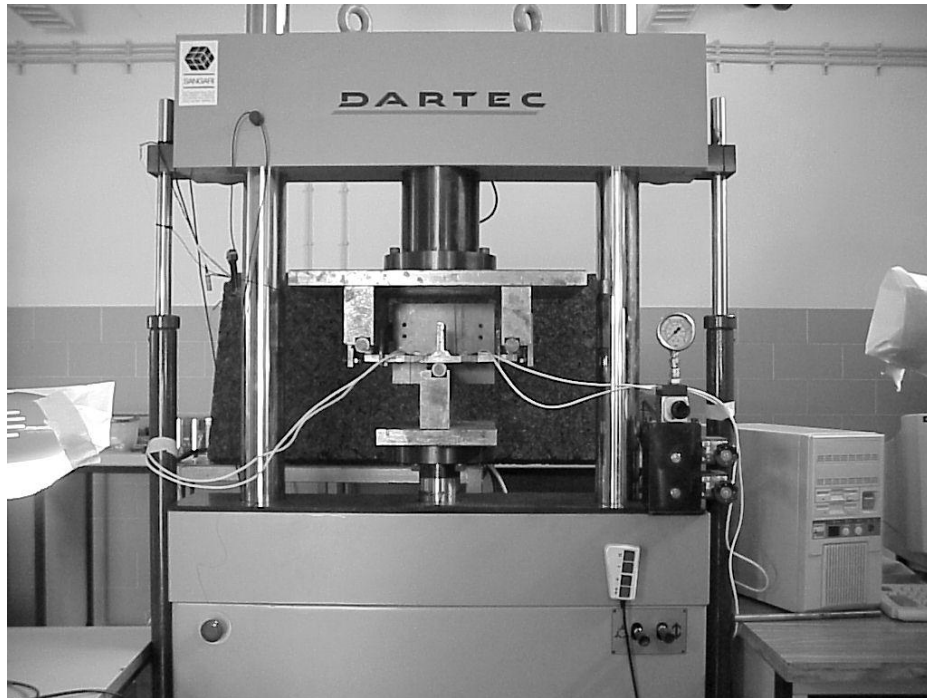


Figura 3.11 – Máquina de ensaios Dartec equipada com amarra de flexão em três pontos.

Foram ensaiados 44 provetes, distribuídos em 4 séries conforme o tratamento de melhoria utilizado no pé dos cordões, com a seguinte designação:

AW – Série constituída por provetes como soldados, sem qualquer tratamento de melhoria, ensaiados com carregamento de fadiga até à rotura;

TAS – Série constituída por provetes que após soldadura foram submetidos ao processo de melhoria por refusão TIG no pé do cordão, sendo posteriormente ensaiados com carregamento de fadiga até à rotura;

TDR – Série constituída por provetes como soldados e submetidos a carregamento de fadiga até à detecção macroscópica de fendas no pé dos cordões; posteriormente estes provetes são reparados com tratamento de refusão TIG no pé dos cordões, sendo de seguida ensaiados com carregamento de fadiga até à rotura;

PDR – Série constituída por provetes como soldados e submetidos a carregamento de fadiga até à detecção macroscópica de fendas no pé dos cordões; posteriormente estes provetes são reparados com tratamento de refusão plasma no pé dos cordões, sendo de seguida ensaiados com carregamento de fadiga até à rotura.

As fendas prévias geradas nos provetes das séries TDR e PDR, iniciaram-se e propagaram-se nos provetes como soldados até à sua detecção macroscópica (aumento da deformação e/ou borbulhar de liquido no pé do cordão). Estas fendas foram depois reparadas pelos processos de refusão TIG ou plasma.

III.1.3.1 Dureza Vickers

A medição da dureza dos metais constitui um método não destrutivo eficaz para avaliar as condições de fabrico e estado metalúrgico das ligas metálicas. O ensaio de dureza e microdureza Vickers, dada a sua sensibilidade e pelo facto de permitirem a execução de impressões de muito pequena dimensão, são adequados para detectar as heterogeneidades dos materiais, provenientes das transformações metalúrgicas associadas ao processo de soldadura [123].

Este ensaio teve por objectivo a determinação das microdurezas da junta soldada, bem como auxiliar na caracterização da microestrutura do material junto aos cordões de soldadura. A superfície do provete, representado esquematicamente na figura 3.12, foi preparada previamente através de polimento com lixas de varias granulometrias, de forma a promover a limpeza e o acabamento superficial adequado à correcta medição das indentações. Para os diversos provetes foram efectuadas medições de dureza segundo uma linha longitudinal afastada entre 0.5 e 0.2 mm da superfície superior do provete (parâmetro t na figura 3.12). Foram também efectuadas medições de dureza na direcção transversal segundo as duas linhas verticais que passam pelos pés dos cordões da junta soldada (figura 3.12). A distância entre as diversas indentações variou entre 0.5 mm e 1 mm, dependendo do gradiente de microdurezas.

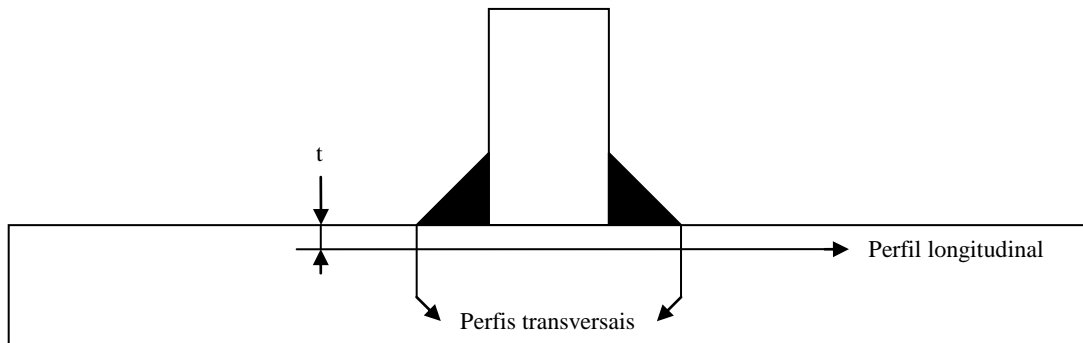


Figura 3.12 – Representação esquemática da superfície de medição de microdurezas.

As medições de microdureza foram realizadas segundo o procedimento especificado na norma ASTM E384-89 [124], tendo sido utilizado o durómetro de marca Struers, modelo Duramin representado na figura 3.13. Foi usada uma carga de 0.3 kgf aplicada durante 15 s. Em alguns ensaios foi utilizada uma carga de 1 kgf.

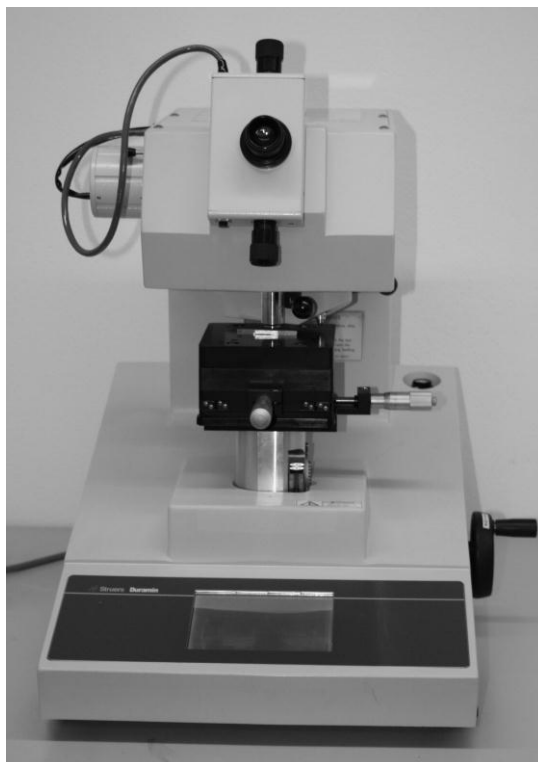


Figura 3.13 – Durómetro Struers, modelo Duramin, utilizado nos ensaios.

III.1.3.2 Micrografia

Com esta análise pretende-se identificar a microestrutura do metal de base, da zona afectada pelo calor e do metal fundido, para os diversos provetes ensaiados. Para realizar a micrografia seguiu-se o procedimento definido na bibliografia da especialidade [125 e 126].

Face aos objectivos pretendidos, seleccionou-se para local de exame a parte do provete de fadiga localizada junto aos cordões de soldadura. Para evitar efeitos de extremidade seleccionou-se uma secção longitudinal a meio do provete de fadiga. Os cortes foram efectuados com serrote de fita, com óleo de arrefecimento e com velocidade de corte baixa. As amostras assim obtidas tinham dimensão considerável, pelo que dispensou qualquer tipo de montagem, sendo o pré-polimento, polimento, ataque e observação das diversas amostras efectuados individualmente.

O pré-polimento foi efectuado numa polideira de discos Presi Mecapol P 200, usando lixas de várias granulometrias em meio húmido (água). Atingida a lixa de granulometria 1200, passou-se para o polimento em discos de pano, até atingir o polimento de espelho. O polimento foi efectuado em pano aveludado, com alumina, seguido de pasta de diamante. O lubrificante utilizado foi água destilada.

Para revelar a microestrutura utilizou-se um ataque químico por imersão em Nital a 2%, durante 30 segundos. A superfície foi posteriormente lavada com álcool etílico, e secada em jacto de ar quente.

A observação foi efectuada num microscópio óptico metalográfico Zeiss AxioTech 100 HD DIC com capacidade de ampliação até 1000x, com câmara fotográfica incorporada, obtiveram-se fotomicrografias da microestrutura do metal fundido, da zona afectada pelo calor e do metal de base para diferentes tipos de amostras. O microscópio tinha montadas cinco objectivas Epiplan de 5x, 10x, 20x, 50x e 100x e uma bi-ocular de 10x.

III.1.3.3 Exame fractográfico das superfícies de fractura

A microscopia electrónica de varrimento permite grandes ampliações, associadas a boa resolução e grande profundidade de campo. Estas características das observações tornam-nas particularmente eficazes no exame de fracturas. As superfícies de fractura dos provetes das diversas séries foram observadas por microscopia electrónica de varrimento com o objectivo de identificar os modos de fractura que estiveram na sua origem. Utilizando o microscópio electrónico de varrimento marca Philips, modelo XL 30, representado na figura 3.14, obtiveram-se algumas fractografias, de zonas previamente definidas na superfície de fractura dos provetes.



Figura 3.14 – Microscópio electrónico de varrimento utilizado na observação das superfícies de fractura.

Com um serrote de fita foram previamente cortadas, dos provetes fracturados, amostras das superfícies de fractura. Estas amostras, antes de serem observadas, foram submetidas a um processo de limpeza por ultra-sons, em banhos de acetona e álcool etílico, sendo posteriormente secas em jacto de ar quente.

III.1.3.4 Caracterização do pé do cordão

Geometria

O raio de concordância no pé do cordão é um dos factores que mais influencia a vida de fadiga de juntas soldadas. Um dos objectivos das técnicas de melhoria de juntas soldadas é diminuir o efeito de concentração de tensões no pé do cordão da junta soldada, promovendo o aumento do raio de concordância nesse detalhe. Pretende-se obter medições que nos permitam comparar os raios de concordância no pé dos cordões das diversas séries de provetes ensaiadas. Desta forma será possível avaliar a influência deste parâmetro na vida de fadiga.

Utilizando uma mesa micrométrica XY marca Maxtascan, com câmara de vídeo e monitor com ampliação de 50x, foram efectuadas medições dos raios de curvatura e ângulos de tangencia, de concordância no pé dos cordões dos provetes ensaiados. Em cada provete foram realizadas quatro medições destes parâmetros, no pé da placa de base. Excepcionalmente em alguns provetes da série reabilitada por plasma, PDR, face à geometria obtida de duplo entalhe, foram efectuadas duas medições em cada pé. Os resultados obtidos foram sujeitos a análise estatística.

Concentração de tensões

Com o objectivo de avaliar o factor de concentração de tensões e promover a sua comparação com as estimações teóricas, baseadas em modelos da teoria da elasticidade ou numéricos, com recurso a extensometria eléctrica avaliaram-se as tensões junto aos pés dos cordões das juntas soldadas das séries como soldada, AW, e sujeita a técnica de melhoria TIG, TAS.

De acordo com o procedimento definido pelo fabricante [127], colaram-se dois conjuntos de extensómetros com a referência TML tipo FBXV-04.60-11, na zona central do provete,

junto aos pés dos cordões, de cada lado da junta soldada, em cada um dos provetes representativos das séries AW e TAS, conforme exemplificado na figura 3.15. Cada um destes conjuntos é constituído por uma grelha de cinco extensómetros com resistência de 60 Ω , afastados entre si de 1 mm, sendo adequados para a determinação de concentração de tensões.

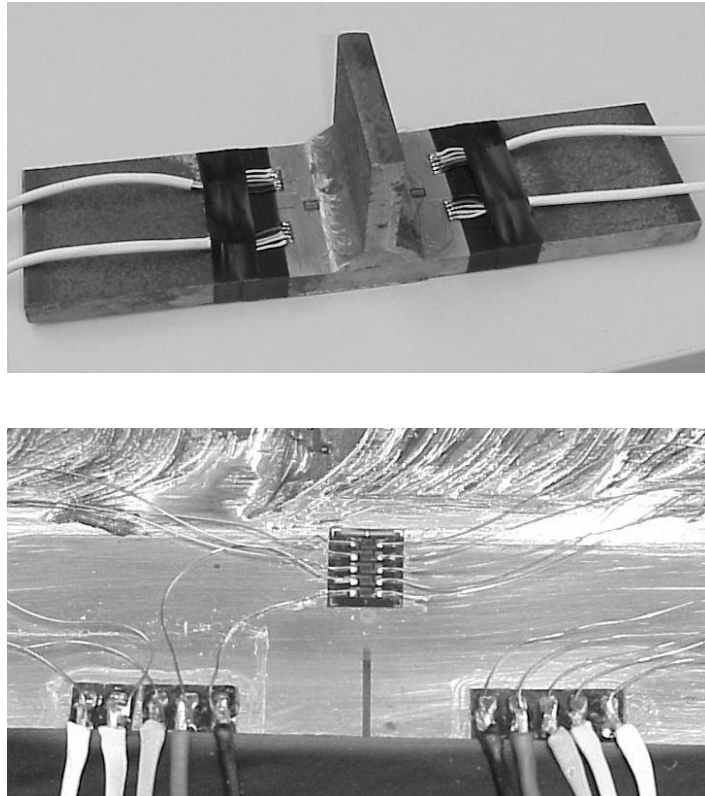


Figura 3.15 – Provede da série AW instrumentado com dois conjuntos de extensómetros TML tipo FBXV-04.60-11.

Estes provetes foram submetidos a um carregamento estático de flexão em três pontos, na máquina servo-hidráulica Dartec descrita na secção III.1.1.3, tendo o cuidado de manter o estado de tensão no domínio elástico, mesmo na zona de concentração de tensões. Para cada provete foram utilizadas seis cargas diferentes, variando entre 549 N e 3300 N.

Os extensómetros foram montados em $\frac{1}{4}$ de ponte de “Wheatstone”, recorrendo a uma ponte de extensometria Vishay, tipo P3500 e à caixa de ligação Vishay, tipo SB-10. Face

às características da ponte utilizada, foi necessário recorrer a uma resistência adicional externa de 60 Ω , montada em série com cada um dos extensómetros.

III.1.3.5 Determinação de tensões residuais nos cordões

Um dos objectivos deste trabalho é determinar a influência das tensões residuais, geradas nos processos de melhoria por refusão, no comportamento à fadiga das respectivas juntas soldadas. O efeito das tensões residuais nas juntas soldadas tem sido objecto de vários estudos [72, 73 e 74]. Neste trabalho é efectuada a caracterização do campo de tensões residuais gerado pelas técnicas e melhoria por refusão TIG e Plasma, recorrendo a um modelo numérico. A validação desse modelo requer a realização de medições experimentais. Com esse objectivo foram realizadas diversas medições experimentais das tensões residuais em provetes característicos das séries referidas na secção III.1.3. Para efectuar essas medições utilizaram-se duas técnicas: a técnica do furo e a técnica de difracção de raios X.

Técnica do furo

O campo de tensões residuais é auto-equilibrado, surgindo num componente ou estrutura sem aplicação de qualquer carregamento externo. Estes campos de tensões usualmente são gerados no processo de fabrico como resultado de um carregamento no domínio plástico, seguido de descarregamento. Para medir directamente as tensões residuais com recurso a extensómetros, estes têm que ser colocados antes da geração do campo de tensões. A utilização de extensómetros para medir directamente as tensões residuais geradas por soldadura tem várias limitações, designadamente no que se refere à limitação da gama de temperaturas a que o extensómetro pode ser submetido, o que restringe a sua aplicação a zonas suficientemente afastadas da soldadura [128]. Por este motivo a medição de tensões residuais provocadas por soldadura, através de extensometria, recorre normalmente a uma técnica indirecta, usualmente designada por técnica do furo [129 - 132].

A técnica do furo não tem em consideração a história de carga a que o componente ou estrutura esteve sujeito até ao instante em que foram instalados (colados) os extensómetros. Após a colagem de uma roseta de extensómetros, para medir as tensões residuais previamente instaladas, promove-se a relaxação das mesmas, registando os extensómetros a variação do campo de extensões causada por essa remoção de tensões. Na técnica do furo a relaxação localizada das tensões é promovida realizando um furo perpendicularmente ao centro da roseta de extensómetros. Nesta técnica considera-se que o campo de tensões residuais está uniformemente distribuído ao longo da profundidade (em determinadas aplicações, esta técnica, com algumas modificações, pode ser aplicada em elementos com campo de tensões residuais uniformemente distribuído por troços ao longo da profundidade).

A introdução de um furo, numa zona de um corpo com um campo de tensões residuais, relaxa as tensões nesse local. Isto ocorre porque numa superfície livre as tensões normais e tangenciais à mesma são nulas. A eliminação destas tensões na superfície do furo gerado, promove a modificação do campo de tensões na sua vizinhança, modificando as extensões locais que ocorrem na superfície do corpo. Para que as tensões residuais libertadas possam ser inferidas a partir das variações de extensão medidas na roseta de extensómetros, é importante que no método de furação sejam minimizadas as tensões geradas pelo próprio processo. Os equipamentos actuais utilizam um método de furação por jacto de ar abrasivo, que minimiza as tensões na superfície gerada.

As variações de extensão medidas nos extensómetros permitem avaliar as tensões libertadas [130 e 132]. Como a medição é efectuada à superfície admite-se que o campo de tensões residuais é biaxial.

Uma das grandes vantagens deste método é sua adaptabilidade para utilização em estaleiro, permitindo a realização dos ensaios com o detalhe estrutural em serviço, mesmo em espaços confinados. Esta técnica é considerada semi-destrutiva, uma vez que o furo tem pequenas dimensões e normalmente não afecta a integridade da estrutura.

O procedimento seguido para efectuar as medições pela técnica do furo está definido na norma ASTM E837 [133] e consiste nos seguintes passos:

1. Preparação da superfície;
2. Colagem da roseta de extensómetros e ligação a uma ponte de extensometria estática, com o correspondente balanceamento da ponte;
3. Montagem do equipamento ao componente, com o correspondente alinhamento ao centro da roseta de extensómetros;
4. Realização de um furo de pequena profundidade, com diâmetro, d , relacionado como diâmetro da roseta de extensómetros utilizada, D , e profundidade, z , relacionada com o diâmetro D ($z=0.4D$);
5. Registo da variação das extensões;
6. Determinação das tensões e direcções principais de tensão.

A variação das extensões, ε_r , está relacionada com o estado plano de tensões existente na amostra antes da execução do furo pela seguinte expressão:

$$\varepsilon_r = (\bar{A} + \bar{B} \cos 2\alpha) \sigma_{m\acute{a}x} + (\bar{A} - \bar{B} \cos 2\alpha) \sigma_{m\acute{i}n} \quad (3.2)$$

em que \bar{A} e \bar{B} representam constantes de calibração que podem ser obtidas experimentalmente, $\sigma_{m\acute{a}x}$ e $\sigma_{m\acute{i}n}$ representam as tensões principais máxima e mínima existentes na zona do furo antes da realização do furo e α define a posição de ε_r em relação à direcção da tensão principal máxima (ângulo medido no sentido directo).

Neste trabalho os ensaios de determinação das tensões residuais através da técnica do furo, realizaram-se no TWI, em Inglaterra. Na figura 3.16 encontra-se representado o equipamento Vishay RS-200 utilizado. Com este equipamento mediram-se as tensões a cerca de 5 mm do pé dos cordões dos provetes AW 01 e TAS 01. Para o efeito realizaram-se os seguintes passos:

- Polimento da superfície do provete;

- Colagem da roseta de extensômetros da TML tipo FRS-2-11, com resistência de $120 \pm 0.5\% \Omega$, do lote N.º A601481, com diâmetro $D=5.14$ mm;
- Ligação à ponte de extensometria estática Vishay P3500 e SB-10;
- Montagem do provete e do equipamento;
- Realização do furo com diâmetro, d , entre 1.8 e 2.1 mm e profundidade, z , com cerca de 2.1 mm;
- Registo da variação das extensões e cálculo das tensões residuais com recurso a software específico (considerou-se $E=2.07 \times 10^{11}$ Pa e $\nu=0.30$).

Na realização do furo foram utilizados os seguintes parâmetros:

- Tempo de furacão $\cong 11$ minutos;
- Quantidade de ar + óxido de alumínio injectado = 7 g/minuto;
- Ponteira de furar de safira com 0.4 mm de diâmetro.

Na figura 3.17 está representado o provete AW 01, após a realização do ensaio.



Figura 3.16 – Equipamento Vishay RS-200 utilizado na técnica do furo.

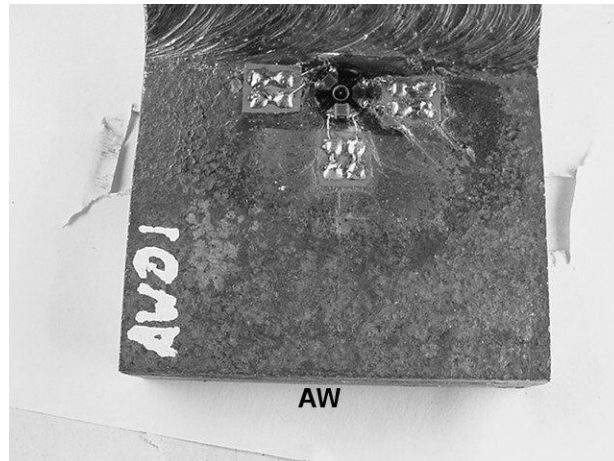


Figura 3.17 – Provete AW 01 ensaiado pela técnica do furo.

Difracção de raios X

Outra técnica de grande utilização para medição das tensões residuais em materiais cristalinos, nomeadamente as geradas no processo de soldadura, é a difracção de raios X [125, 131, 134 e 135]. Esta técnica não destrutiva apresenta como principal inconveniente a difícil aplicação em estaleiro face às características dos equipamentos, bem como a sua limitação a medições de extensão em camadas pouco profundas, junto à superfície livre. Esta limitação advém da baixa profundidade de penetração dos raios X nos metais (normalmente não excede 30-40 μm). Desta forma as medições são referentes a um estado plano de tensão (junto à superfície livre). A medição das extensões nesta técnica é efectuada por detecção das variações dos espaçamentos da rede cristalina, nos vários cristais que constituem a microestrutura dos materiais. Dadas as características dos equipamentos utilizados, com esta técnica é possível avaliar as tensões residuais em áreas de 1 mm^2 , desta forma a medição à escala macroscópica pode considerar-se pontual.

Os raios X são radiações electromagnéticas invisíveis de comprimento de onda na gama compreendida entre 0.01 nm e 10 nm. Os metais e suas ligas são constituídos por empilhamentos regulares de átomos, dispostos ao longo de uma rede cristalina. Os espaçamentos entre os átomos na rede cristalina são da ordem de grandeza do comprimento de onda dos raios X. Desta forma cada cristal do material funciona como

uma rede de difracção dos raios X. Em determinadas condições, os átomos do cristal difundem esta radiação de forma coerente, o que origina em certas direcções o fenómeno de difracção. Este fenómeno ocorre quando as ondas difundidas estão em fase. Dois raios paralelos, que se encontram em fase, são difundidos em fase por dois planos da rede cristalina que distam entre si de uma distância, d , sempre que diferença entre as distâncias percorridas pelos dois raios seja igual a um número inteiro, n , de comprimentos de onda, λ . Esta condição traduz a de Bragg que rege os fenómenos de difracção:

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.3)$$

em que θ representa o ângulo que os raios incidentes e difundidos (difractados) fazem com os planos cristalinos.

A variação das distâncias entre os planos atómicos provoca alteração do correspondente ângulo de difracção. A detecção deste desvio do pico de difracção em relação aos valores típicos do material, permite avaliar as extensões e correspondentes tensões residuais (macrotensões).

O ângulo de difracção é comum para a mesma família de planos do cristal. No caso de um material policristalino, cada um dos grãos é considerado como um monocristal. Quando um feixe de raios X incide sobre os diversos cristais dispostos de modo aleatório, alguns dos cristais possuem a orientação correcta para satisfazer a lei de Bragg, pelo que existem feixes difractados que correspondem às várias orientações de planos (cristais) que promovem a ocorrência de difracção. É nesta ideia que se baseia a análise por difracção de raios X designada por método do pó ou de Debye.

Para um material livre de tensões o valor da distância entre planos atómicos dos diversos cristais, correspondente a um determinado pico de difracção, não depende da orientação dos cristais (planos atómicos) em relação à superfície do elemento estrutural (que está a ser analisada). Quando o material é carregado, a distância entre os planos deformados já depende da orientação dos mesmos em relação à superfície. Na figura 3.18 está representada, de forma esquemática, a difracção por um material policristalino de um feixe

monocromático de raios X, com um grande ângulo de difracção, 2θ , para duas orientações, ψ , da amostra em relação ao feixe. O ângulo ψ define a orientação da amostra em relação ao feixe, sendo medido no plano de difracção, e representa o ângulo entre a normal à superfície e a bissetriz do ângulo definido pelos feixes incidente e difractado. ψ representa também o ângulo entre os planos cristalográficos de difracção e a superfície da amostra. Na figura 3.18 a) a amostra está representada na sua posição $\psi=0$. O feixe de difracção representado corresponde aos cristais da zona irradiada cujos planos cristalográficos de difracção são paralelos à superfície. A existência da tensão de tracção, σ , provoca por efeito de Poisson uma pequena contracção transversal na rede cristalina, originando um ligeiro incremento do ângulo 2θ , em relação ao ângulo de difracção que ocorreria na amostra livre de tensão. Na figura 3.18 b) a amostra foi rodada de um ângulo ψ . O feixe de difracção representado corresponde aos cristais da zona irradiada cujos planos cristalográficos de difracção estão inclinados de um ângulo ψ relativamente à superfície. Para estes planos de difracção, a existência de uma tensão de tracção, σ , provoca um alongamento da rede cristalina. Este aumento da distância entre os planos cristalográficos de difracção, de acordo com a lei de Bragg, origina uma diminuição do ângulo 2θ , em relação ao ângulo de difracção que ocorreria na amostra livre de tensão. A variação do ângulo de difracção permite medir a macrotensão existente na superfície irradiada, na direcção do plano de rotação da amostra.

Este método permite medir apenas as deformações elásticas, que são as que ocorrem quando existem alterações do espaçamento dos planos cristalográficos da rede cristalina. Embora as tensões residuais sejam provocadas por campos não uniformes de deformação plástica, as tensões remanescentes após a deformação são necessariamente elásticas. As tensões residuais medidas por difracção de raios X representam a média aritmética da tensão existente no volume irradiado (produto da área irradiada pela profundidade de penetração). Para aumentar a precisão do método pode-se diminuir este volume, diminuindo a dimensão da área irradiada, no entanto o volume deverá conter um número muito elevado de grãos dispostos aleatoriamente para que possa ser aplicado o método do pó.

De forma abstracta qualquer distância entre os planos cristalinos pode ser considerada, para originar difracção. No entanto, face aos comprimentos de onda produzidos pelos equipamentos comerciais de raios X, face à necessidade de ângulos de difracção 2θ superiores a 120° , para obter boa precisão, bem como, face às restrições da técnica de retro-reflexão, existe uma grande restrição das distâncias intercristalinas elegíveis para originar difracção de raios X para efeitos de medição de tensões residuais. Assim para medição de tensões residuais por difracção de raios X, na fase Ferro α , recomenda-se a utilização da radiação K_α do Cr, sobre os planos cristalográficos $\{211\}$.

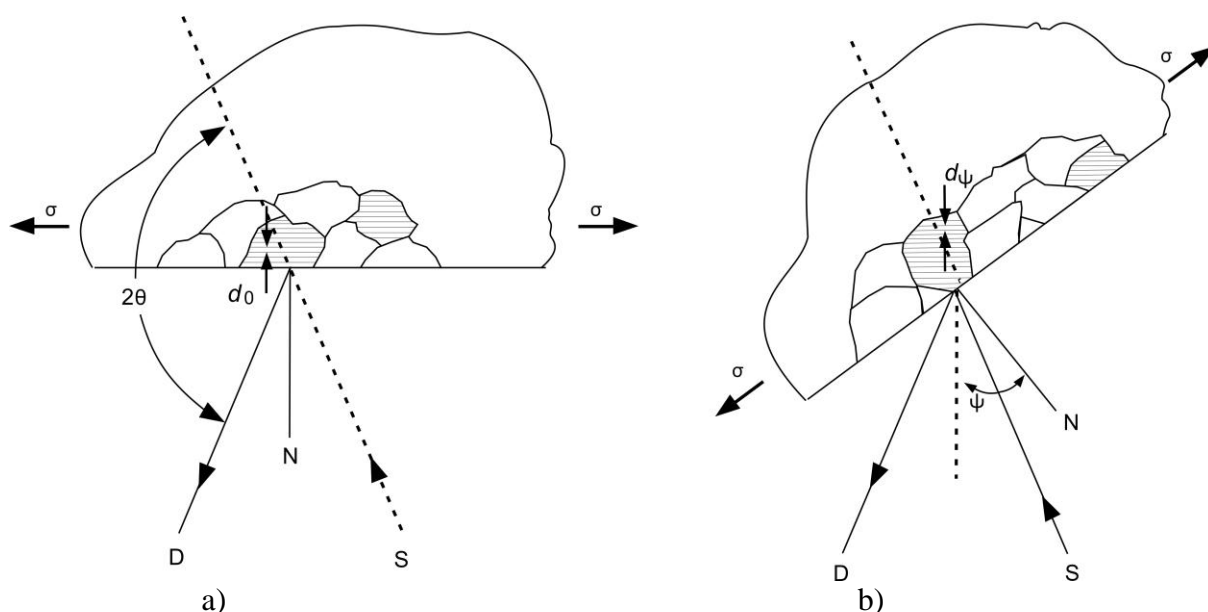


Figura 3.18 – Utilização da difracção de raios X para a determinação de tensões residuais [134]. a) $\psi = 0$; b) Amostra rodada de um ângulo ψ , em relação a a). D – Detector de raios X; S – Fonte de raios X; N – Normal à superfície da amostra.

A determinação das tensões residuais por difracção de raios X está limitada a uma pequena camada, junto à superfície livre da amostra. Nessa camada é assumida a condição de estado plano de tensão ($\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 \neq 0, \sigma_3 = 0$). Embora se considere que a tensão na direcção perpendicular à superfície seja nula, refira-se que o mesmo não acontece com a deformação e extensão. Como já foi referido existe uma pequena contracção provocada por efeito de Poisson. O referencial local utilizado para definir as direcções das extensões e das tensões medidas encontra-se representado na figura 3.19.

De acordo com a teoria da elasticidade [136], a extensão, $\varepsilon_{\phi\psi}$, na direcção definida pelos ângulos ϕ e ψ (figura 3.19) é dada por:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (3.4)$$

Designando a tensão correspondente à extensão para $\psi=90^\circ$ por σ_ϕ , a equação anterior pode ser expressa em função desta tensão (que se pretende determinar):

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left[\frac{1+\nu}{E} \sigma_\phi \sin^2 \psi \right] - \left[\frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (3.5)$$

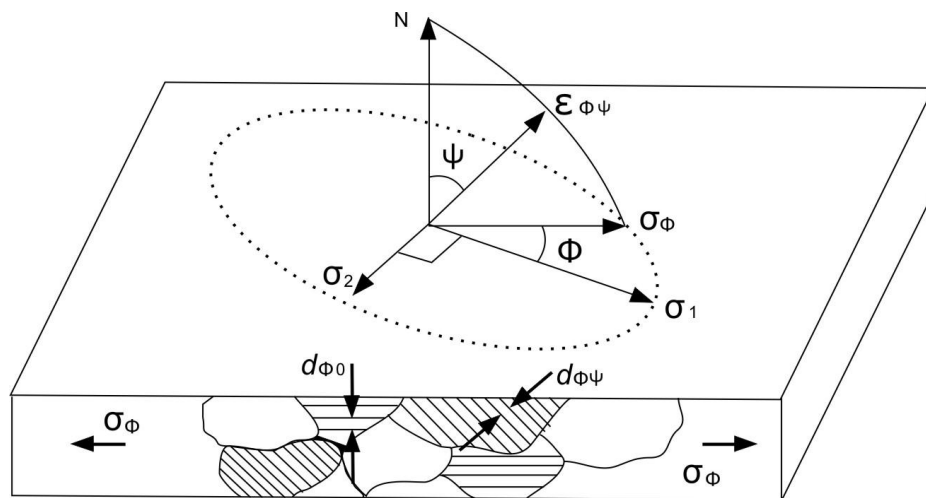


Figura 3.19 – Referencial local utilizado para definir o estado plano de tensão na amostra [134].

Designando a distância entre os planos da rede cristalina na direcção definida pelos ângulos ϕ e ψ por $d_{\phi\psi}$, a extensão nesta direcção também pode ser definida em função da variação da distância entre esses planos cristalográficos:

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (3.6)$$

em que, d_0 representa a distância entre os planos cristalográficos na ausência de tensões. Substituindo na equação 3.5, obtém-se:

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} (\sigma_1 + \sigma_2) \right] \quad (3.7)$$

em que as constantes elásticas que intervêm nesta equação têm o índice (hkl) visto que diferem das constantes elásticas usuais definidas para o material policristalino. De facto, as constantes elásticas são genericamente determinadas para materiais policristalinos admitindo uma distribuição aleatória dos cristais que lhe confere condições de isotropia. A equação 3.7, tem validade para um cristal na direcção perpendicular aos planos correspondentes aos índices de Miller (hkl), logo em condição de anisotropia. A determinação destes coeficientes elásticos pode ser efectuada pelo método definido na norma ASTM E 1426 [137]. Estas constantes elásticas encontram-se definidas na literatura da especialidade para determinadas direcções cristalográficas de determinadas fases dos materiais usualmente utilizados.

Resolvendo a equação 3.7 em ordem a $d_{\phi\psi}$ obtém-se:

$$d_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E} \right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \sin^2 \psi \right] - \left[\left(\frac{\nu}{E} \right)_{(hkl)} d_0 (\sigma_1 + \sigma_2) - d_0 \right] \quad (3.8)$$

Esta equação é utilizada para determinar σ_{ϕ} recorrendo a alguma das técnicas específicas de tratamento dos dados experimentais de difracção de raios X. Desta equação constata-se que distância entre os planos da rede cristalina, $d_{\phi\psi}$, é uma função linear de $\sin^2 \psi$.

No método dos $\sin^2 \psi$, são feitas diversas medições da variação do ângulo de difracção, correspondentes ás diversas inclinações ψ da amostra. Para essas variações do ângulo de

difracção calculam-se, pela lei de Bragg, as correspondentes distâncias interplanares $d_{\phi\psi}$, em que ϕ identifica o plano de rotação da amostra. Derivando a equação 3.8 em ordem a $\sin^2\psi$ obtém-se:

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1+\nu} \right)_{(hkl)} \frac{1}{d_0} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} \right) \quad (3.9)$$

Se atendermos ao facto do módulo de elasticidade ser muito maior que as tensões principais, a contracção por efeito de Poisson introduz uma variação na distância interplanar inferior a 1%, pelo que nesta equação se pode considerar que $d_0 = d_{\phi 0}$. Na técnica dos $\sin^2\psi$, a derivada parcial que surge no segundo membro da equação 3.9 é igualada ao declive da recta obtida por regressão linear dos dados experimentais ($\sin^2\psi$, $d_{\phi 0}$). Da mesma recta é obtido $d_{\phi 0}$, que é igualado à ordenada na origem.

Utilizando a técnica de difracção de RX nas superfícies dos provetes obteve-se a distribuição de tensões residuais na zona afectada pelo calor dos cordões das séries ensaiadas (AW, TAS, TDR, PDR). Estas medições foram efectuadas com o difractómetro Elphyse, modelo Set X representado na figura 3.20.

Os parâmetros utilizados na medição foram os seguintes:

- Goniómetro com montagem ψ ;
- Área da zona irradiada de 2 mm²;
- Radiação K_{α} do Cr;
- Foi analisada a difracção provocada pela família de planos {211} do Ferro α ;
- Constantes elásticas do Ferro- α : E=210 GPa, $\nu=0.29$; Factor de anisotropia = 1.39;
- Na determinação da deformação foi utilizado o método $\sin^2\psi$ com 20 ângulos de ψ ;
- Uma direcção de medição (perpendicular ao cordão de soldadura);
- Detector de localização linear;
- Tempo de aquisição por pico de 40 s.

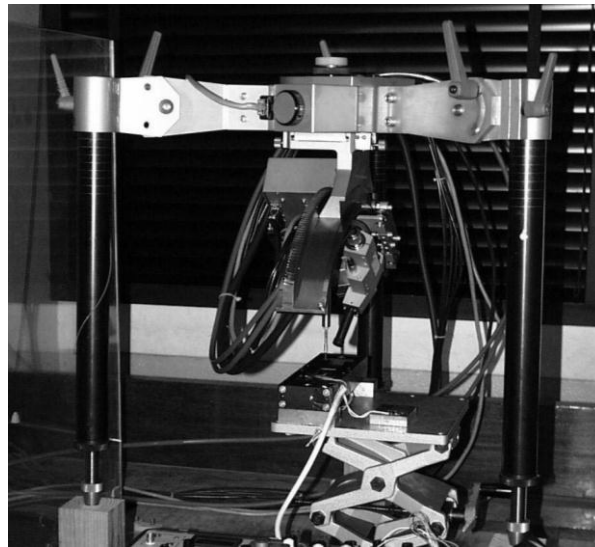


Figura 3.20 – Difractómetro Elphyse, modelo Set X, utilizado na determinação de tensões residuais por difracção de raios X.

A zona de medição foi submetida a um polimento electrolítico, de modo a expor a superfície de medição, sem provocar alteração do campo de tensões residuais.

Na figura 3.21 está representada a superfície de medição do provete da série PDR analisada por difracção de raios X.

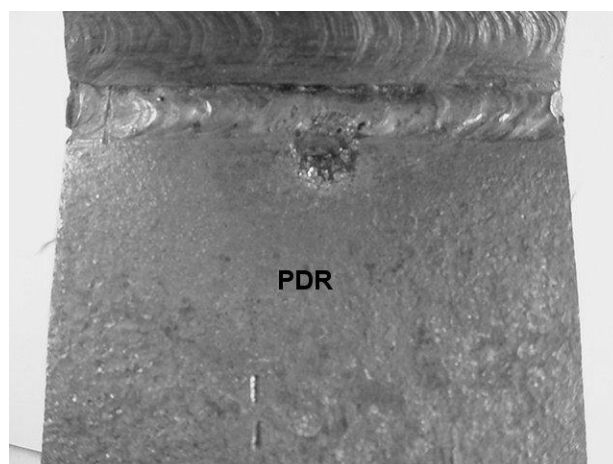


Figura 3.21 – Provete da série PDR analisado pela técnica de difracção de raios X.

III.2- Apresentação e discussão de resultados

III.2.1- Ensaios de tracção – temperatura ambiente

Na figura 3.22 está representado um dos registos da tensão nominal *versus* extensão nominal obtidos nos ensaios de tracção.

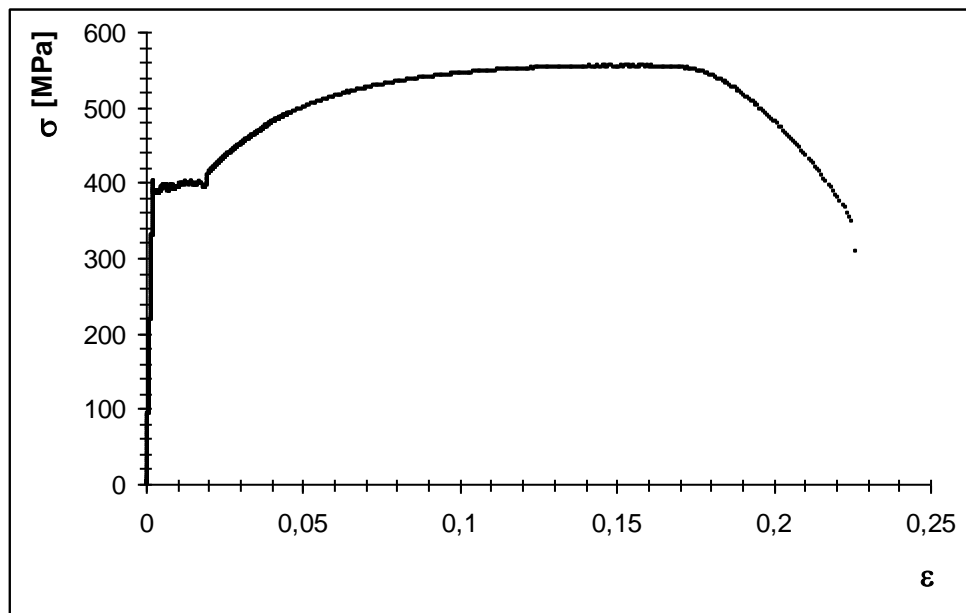


Figura 3.22 - Registo tensão *versus* extensão do ensaio de tracção n.º 5, realizado à temperatura ambiente.

Dos registos obtidos em todos os ensaios obtiveram-se os valores dos parâmetros de resistência e de ductilidade representados na tabela III-3.

Os resultados apresentam valores de dispersão típicos para este tipo de ensaio.

O material tem um comportamento típico dum aço estrutural ao carbono. Apresenta um patamar de cedência, a tensão constante, nítido que se estende até cerca de 2.5% da extensão nominal, seguindo-se uma acentuada zona de encruamento até cerca de 10% da extensão normal.

Tabela III-3 Propriedades Mecânicas do aço St52-3.

Ensaio n.º	ϵ_R [%]	σ_R [MPa]	$\epsilon_{0,2}$ [%]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	E [MPa]
1	20.95	554.4	0.3074	386.7	228000
2	19.94	558.0	0.3597	367.0	184000
4	26.64	553.9	0.3423	393.6	223800
5	22.59	554.5	0.3812	387.3	215300
Média	22.53	555.2	0.3476	383.7	212800
Desvio Padrão	2.95	1.89	0.03	11.53	17231.71

III.2.2- Ensaios de tracção – temperatura elevada

Para cada temperatura de realização dos ensaios de tracção, a figura 3.23 representa um dos registos da tensão nominal versus extensão nominal. Para cada temperatura foram realizados três ensaios.

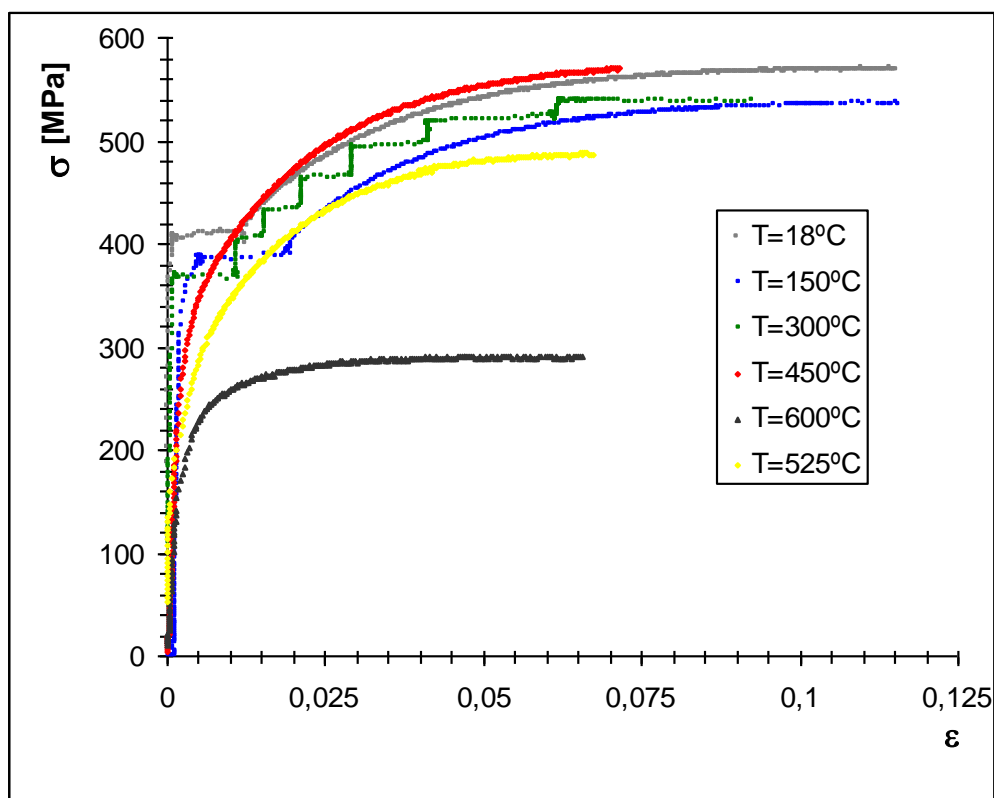


Figura 3.23 - Registo da tensão *versus* extensão dos ensaios de tracção a temperatura elevada.

O material apresenta uma variação das propriedades mecânicas com a temperatura típica dum aço estrutural ao carbono: módulo de elasticidade decrescente, tensão limite de elasticidade (tensão de cedência a 0.2%) decrescente, aumento do módulo de encruamento até à temperatura de 450°C seguindo-se uma diminuição progressiva até aos 600°C.

Os resultados obtidos nestes ensaios são posteriormente utilizados na modelação do comportamento mecânico do material de base na simulação numérica do processo de soldadura de refusão TIG e plasma.

III.2.3- Ensaio de fadiga LCF

Foram realizados dezasseis ensaios de fadiga oligocíclica, doze em controlo de extensão e quatro em controlo de tensão. Foram aplicados ciclos de extensão, ou de tensão, alternados ($R=-1$) de acordo com o procedimento definido na secção III.1.1.3. Na tabela III-4 está representado, para cada ensaio, o número de ciclos a que o provete resistiu até à rotura. Os ensaios 13 e 16 foram interrompidos sem que tivesse ocorrido rotura do provete.

Para os ensaios efectuados em controlo de extensão foi efectuado o registo da variação do carregamento e da extensão a que os provetes estiveram sujeitos durante todo o ensaio. Desse registo obteve-se o ciclo de carregamento estabilizado típico do ensaio, correspondente a metade da vida de cada provete.

Na figura 3.24 está representado o circuito de histerese estabilizado de um dos ensaios de LCF realizados. O ciclo representado corresponde a uma gama de extensão, $\Delta\varepsilon$, de 0.6%. Os circuitos obtidos para os diversos ensaios apresentam bom nível de simetria e estabilidade.

Da análise dos circuitos de histerese estabilizados, para cada um dos ensaios, obtiveram-se as características correspondentes à solitação efectuada. Esses parâmetros encontram-se representados na tabela III-4.

Tabela III-4 Resultados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.

Ensaio	Amplitude de tensão [MPa]	Amp.de ext. axial total [%]	Amp. De ext. axial elástica [%]	Amp. de ext. axial plástica [%]	N.º de ciclos até à rotura N _f	N.º reversões até à rotura 2N _f
1	490.4	1.005	0.2305	0.7745	965	1930
4	464.9	0.814	0.2185	0.5955	1463	2926
5	442.2	0.616	0.2078	0.4082	1700	3400
6	421.7	0.510	0.1982	0.3118	3840	7680
7	399.0	0.413	0.1875	0.2255	4283	8566
8	355.5	0.302	0.1671	0.1349	12800	25600
2	542.9	1.505	0.2551	1.2499	190	380
3	523.7	1.254	0.2461	1.0079	377	754
9	335	0.241	0.1574	0.0836	33220	66440
12	331.3	0.211	0.1557	0.0553	30000	60000
10	300.0	-	0.1410	-	496930	993860
14	280.0	-	0.1316	-	657678	1315356
16	270.0	-	0.1269	-	2137243*	4274486
13	250.0	-	0.1175	-	4084000*	8168000

* - Ensaio interrompido sem ocorrer rotura.

Na figura 3.25 é representada a amplitude de tensão em função da amplitude de extensão plástica, em escalas logarítmicas. Com os pontos representados na figura efectuou-se uma regressão linear pelo método dos mínimos quadrados, obtendo-se uma relação do tipo Ramberg-Osgood. A melhor correlação obtida conduziu à seguinte relação:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = 1125.5 \times \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{0.16984} \quad (3.10)$$

com coeficiente de correlação r=0.9938. Na tabela III-5 encontram-se representados os parâmetros que caracterizam o comportamento cíclico do material.

Tabela III-5 Resultados obtidos nos ensaios de fadiga oligocíclica.

Expoente de endurecimento cíclico, n'	0.16984
Coefficiente de endurecimento cíclico, H' [MPa]	1125.5
Coefficiente de correlação	0.9938

O comportamento mecânico do material, quando submetido a carregamento cíclico é modelado pela seguinte expressão que traduz a curva cíclica em tracção:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2 \times 1125.5} \right)^{\frac{1}{0.16984}} \quad (3.11)$$

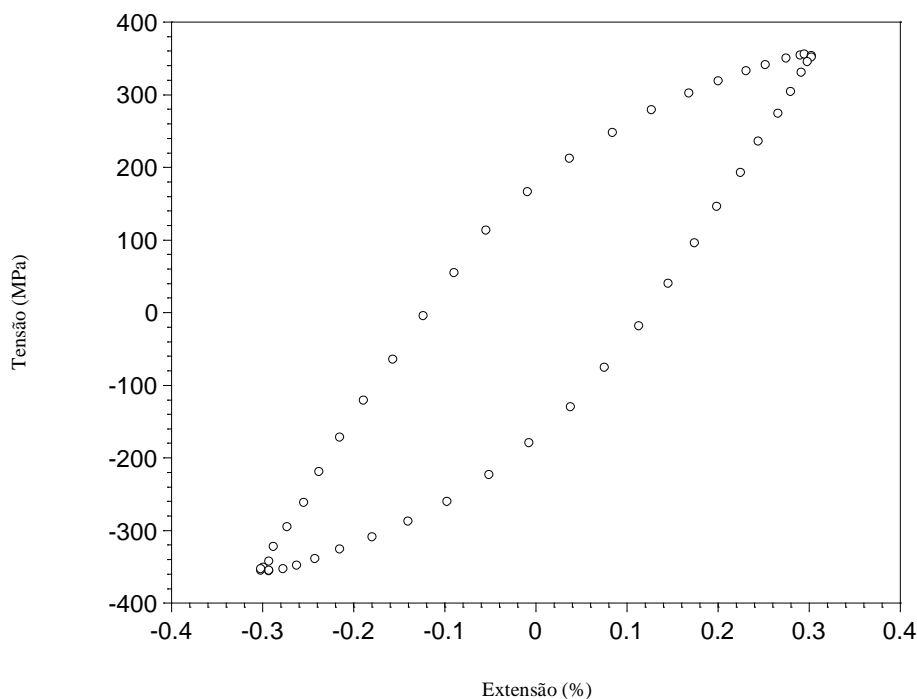


Figura 3.24 - Circuito de histerese correspondente à gama de extensão, $\Delta\varepsilon$, de 0.6%.

Na figura 3.26 encontram-se representadas a curva cíclica e a curva monótona de tracção do material. Da análise desta figura verifica-se que a curva cíclica se encontra abaixo da curva monótona para valores da amplitude de extensão axial total, $\Delta\varepsilon/2$, inferiores a 0.38%, concluindo-se que o material apresenta amaciamento cíclico, para solicitações com

amplitude de extensão inferiores a este valor. Para valores $\Delta\varepsilon/2$ superiores a 0.38%, verifica-se o contrário, o que indica a ocorrência de endurecimento cíclico do material.

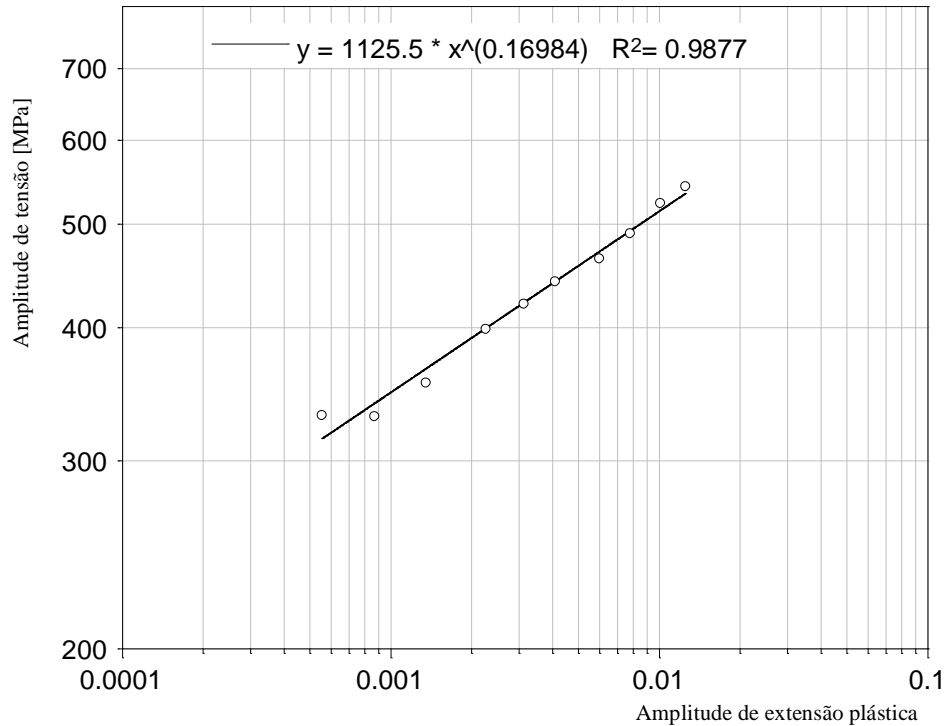


Figura 3.25 – Determinação da curva cíclica – relação Ramberg-Osgood.

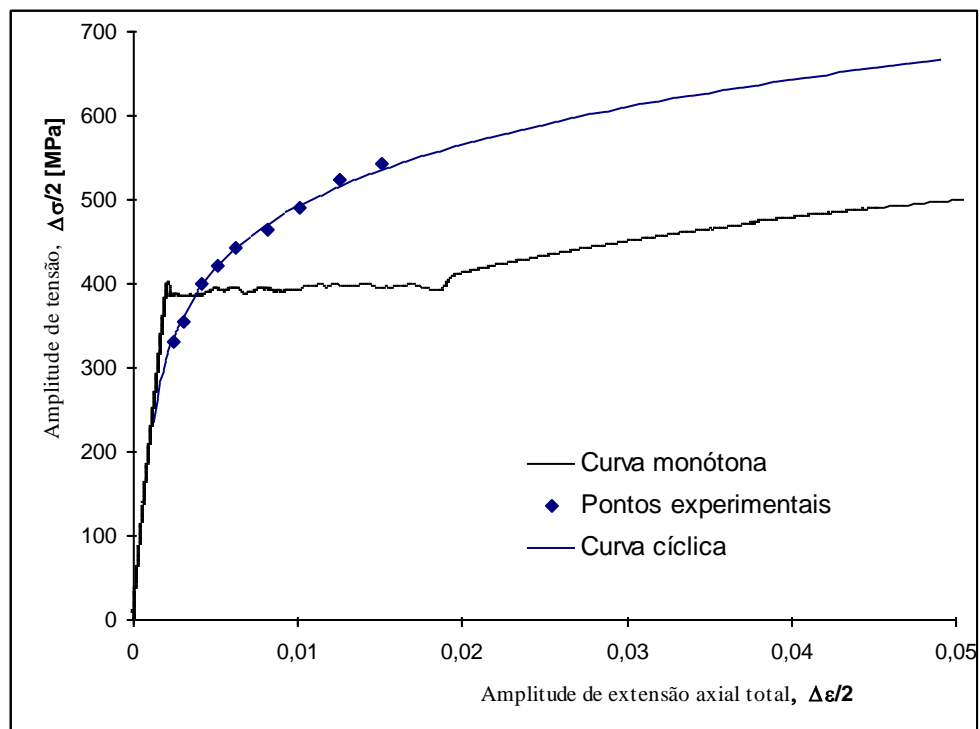


Figura 3.26 - Curva cíclica e curva monótona.

Para obter as propriedades de ductilidade e de resistência à fadiga, relaciona-se a amplitude de tensão com o número de reversões a que os provetes resistiram. Na figura 3.27 é representada, em escalas logarítmicas, a amplitude de extensão elástica em função da vida de fadiga expressa em termos do número de reversões até à rotura. Para os provetes ensaiados em controlo de tensão, como as amplitudes de tensão estavam claramente no domínio elástico, considerou-se que a amplitude de extensão elástica é igual à amplitude de extensão total imposta, calculada pela lei de Hooke. Com estes pontos efectuou-se uma regressão linear pelo método dos mínimos quadrados, tendo-se obtido a equação de Basquin. A melhor correlação obtida conduziu à seguinte relação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{833.0}{E} (2N_f)^{-0.0775} \quad (3.12)$$

com um coeficiente de correlação $r=0.9789$.

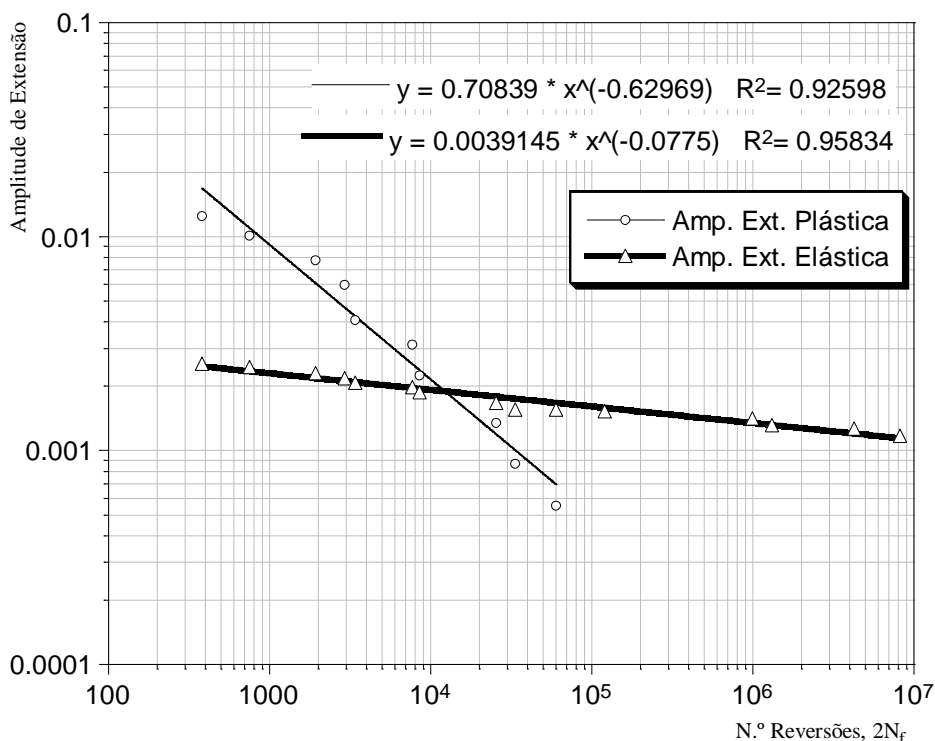


Figura 3.27 – Relação de Basquin e de Coffin-Manson.

Na figura 3.27 também se encontra representada, em escalas logarítmicas, a amplitude de extensão plástica em função da vida de fadiga expressa em termos do número de reversões até à rotura. Nesta representação só se consideraram os resultados dos provetes ensaiados em controlo de extensão. Com estes pontos efectuou-se uma regressão linear pelo método dos mínimos quadrados, tendo-se obtido a expressão de Coffin-Manson. A melhor correlação obtida conduziu à seguinte relação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0.70839(2N_f)^{-0.62969} \quad (3.13)$$

com um coeficiente de correlação $r=0.9623$.

Na tabela III-6 encontram-se representados os parâmetros que caracterizam as propriedades de resistência e de ductilidade à fadiga do material.

Tabela III-6 Propriedades de resistência e de ductilidade à de fadiga do material.

Expoente de resistência cíclica, b	-0.078
Coefficiente de resistência cíclica, σ'_f [MPa]	833.0
Coefficiente de correlação	0.979
Expoente de ductilidade cíclica, c	-0.630
Coefficiente de ductilidade cíclica, ε'_f [MPa]	0.708
Coefficiente de correlação	0.962

A expressão que descreve de forma completa o comportamento à fadiga do material, quer no regime de fadiga oligocíclica, quer em regime de fadiga supercíclica, quer na transição entre estes dois regimes, obtêm-se da soma das duas equações 3.12 e 3.13:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{833.0}{E} (2N_f)^{-0.078} + 0.708(2N_f)^{-0.630} \quad (3.14)$$

III.2.4- Caracterização geométrica do pé do cordão

Geometria – Raio de concordância

Os raios de concordância dos provetes da série como soldados, AW, foram medidos antes do início dos ensaios, para uma amostra bastante significativa, envolvendo os provetes como soldados deste estudo bem como os provetes utilizados num estudo semelhante em que a técnica de reabilitação utilizada foi a martelagem [84]. Nesse estudo foram obtidos os parâmetros de tendência central e de dispersão da amostra, representados na tabela III-7.

Tabela III-7 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas como soladas (série AW).

Parâmetro	Valor médio [mm]	Desvio Padrão [mm]
Raio de concordância	3.56	2.1

Os resultados obtidos para a série de provetes TDR, quatro raios de concordância por provete, foram tratados estatisticamente tendo-se obtido os parâmetros de tendência central e de dispersão da amostra, representados na tabela III-8.

Tabela III-8 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas reabilitadas por refusão TIG (série TDR).

Parâmetro	Valor médio [mm]	Desvio Padrão [mm]
Raio de concordância	6.26	2.0

Comparando os resultados da série TDR com os obtidos para a série AW, verifica-se um aumento de cerca de 75% do raio médio de concordância. Na figura 3.28 está representado o histograma da amostra correspondente às medições do raio de concordância da série TDR.

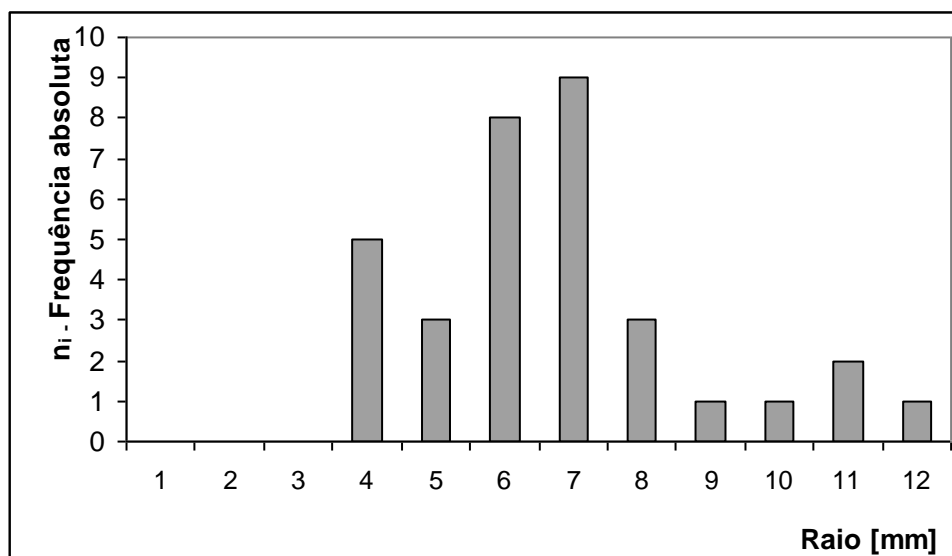


Figura 3.28 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão das juntas da série TDR.

Na série PDR os provetes foram submetidos a uma refusão plasma com profundidade de cerca de 4-5 mm, sem penetração total. O refluxo dos gases associados ao processo de soldadura provocou, além de diversos poros no cordão, a má formação geométrica dos bordos do cordão, conduzindo a baixos raios de concordância nos seus bordos superior e inferior. Assim a melhoria das características geométricas do pé do cordão para efeitos de comportamento à fadiga, típica da passagem suplementar de refusão plasma não se verificou neste caso. A profundidade de penetração da refusão de cerca de 40% da espessura do provete, requerida pelas pré-fissuras, conduziu a parâmetros de soldadura que não são os usuais na passagem suplementar de refusão plasma. Assim na quase totalidade dos provetes desta série verificou-se a ocorrência de um cordão de refusão com geometria de duplo entalhe, verificando-se a existência de dois raios de concordância. Para os distinguir designou-se o raio de concordância mais perto do cutelo por raio R_1 e o mais afastado por raio R_2 , conforme representado na figura 3.29.

Os valores dos dois raios de concordância obtidos para a série de provetes PDR, quatro medições para cada raio por provete, foram tratados estatisticamente tendo-se obtido os parâmetros de tendência central e de dispersão da amostra, representados na tabela III-9.

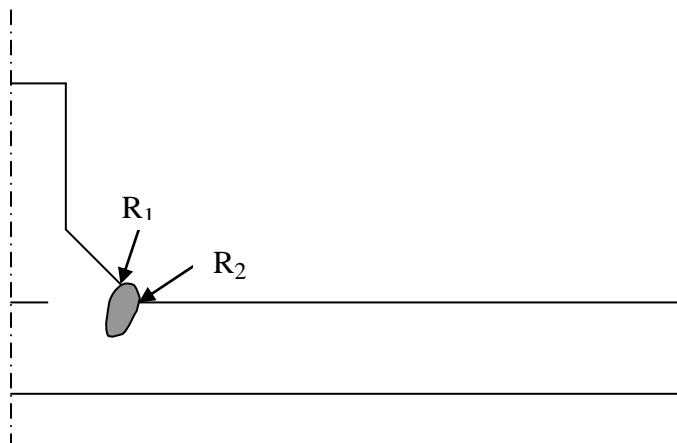


Figura 3.29 – Geometria de duplo entalhe do cordão de refusão da série PDR.

Tabela III-9 Valor médio e desvio padrão dos raios de concordância das juntas reabilitadas por refusão plasma (série PDR).

Parâmetro	Valor médio [mm]	Desvio Padrão [mm]
Raio de concordância, R_1	1.62	1.4
Raio de concordância, R_2	2.25	1.7

Nas figuras 3.30 e 3.31 estão representados os histogramas das amostras correspondentes às medições dos raios de concordância R_1 e R_2 da série PDR.

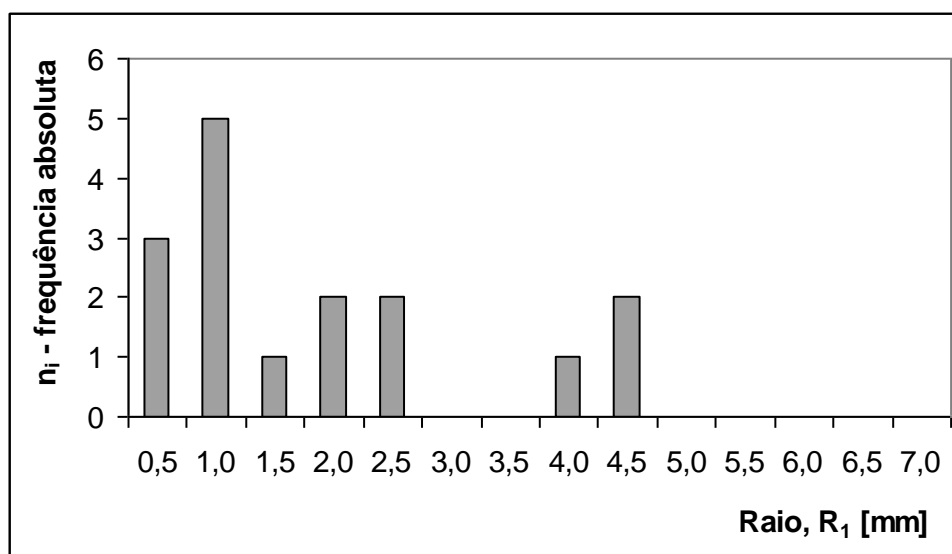


Figura 3.30 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão, R_1 , das juntas da série PDR.

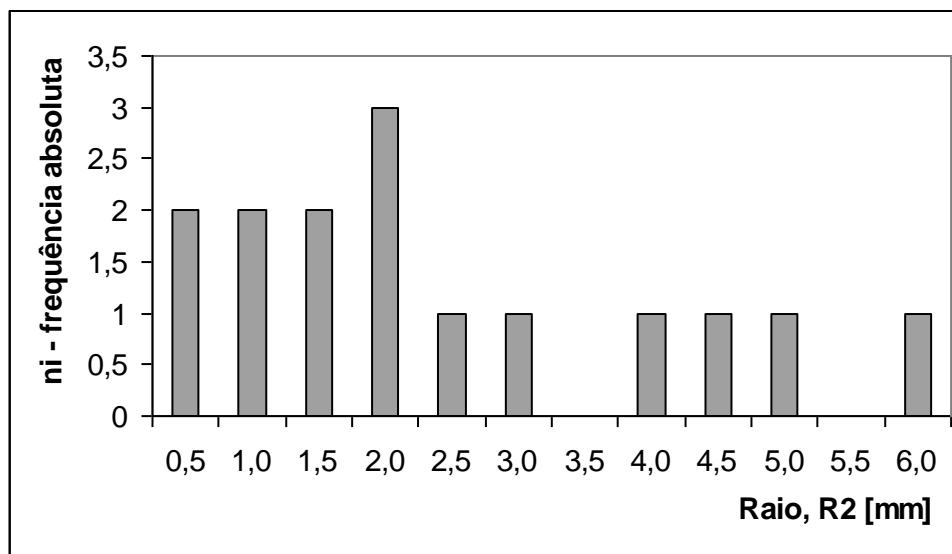


Figura 3.31 – Histograma de frequências absolutas do raio de concordância no pé do cordão, R_2 , das juntas da série PDR.

Atendendo à forma como foi efectuado o cordão de refusão plasma, verifica-se uma grande dispersão de resultados. Comparando os resultados da série PDR com os obtidos para a série AW, verifica-se uma diminuição significativa do raio médio de concordância (cerca de 50% para o raio R_1 e 35% para o raio R_2).

Concentração de tensões

As extensões obtidas nos extensómetros através dos ensaios referidos na secção III.1.3.4 permitiram determinar o factor de concentração de tensões dos provetes da série AW. Estes resultados experimentais foram comparados com os valores obtidos através do modelo numérico de elementos finitos, permitindo validar o comportamento elástico do modelo numérico.

O provete da série AW depois de instrumentado com dois conjuntos de extensómetros TML tipo FBXV-04.60-11 conforme representado na figura 3.15, foi submetido carregamento estático de flexão em três pontos. A geometria da amarra de flexão induz nos pés dos cordões da junta soldada do provete o carregamento de flexão simples

representado na figura 3.32, em que P representa a força medida na célula de carga da máquina servo-hidráulica Dartec.

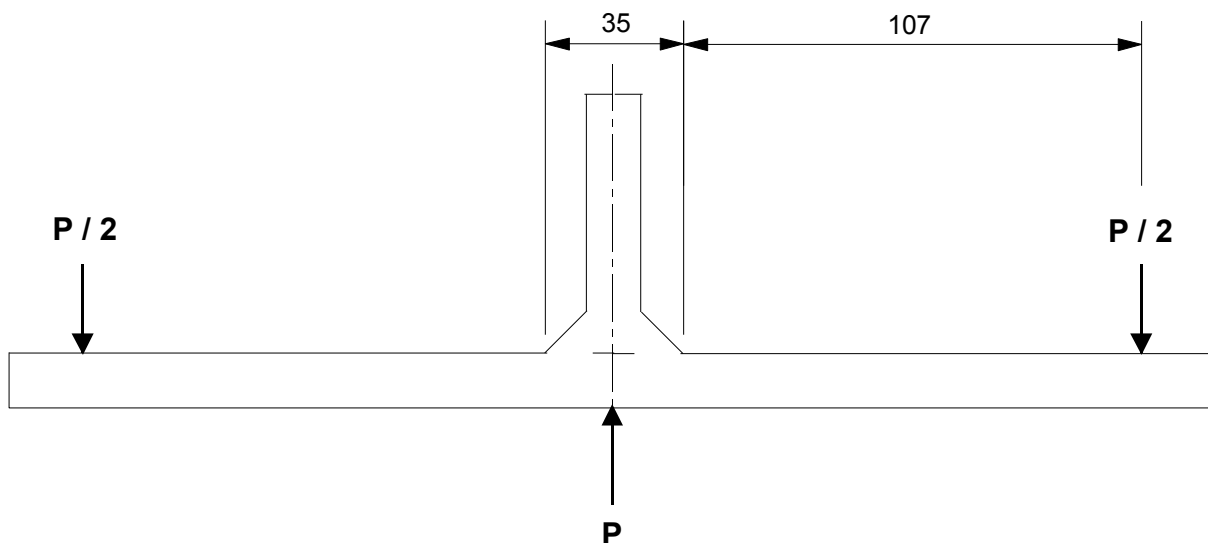


Figura 3.32 – Carregamento induzido no provete quando solicitado por flexão em três pontos.

Para as geometrias das diferentes séries de provetes ensaiados por flexão em três pontos, considerou-se o comprimento médio entre os pés do cordão igual a 35 mm. Deste modo o pé do cordão está submetido aos seguintes esforços interiores:

Esforço cortante, $V = - P/2$,

Momento flector, $M = - (P/2) \times 107 \times 10^{-3}$ (3.15)

Na tabela III-10 estão representados os valores das extensões medidas em cada um dos extensómetros para as diferentes cargas estáticas P1 a P6 aplicadas.

Tabela III-10 Valores das extensões medidas.

Designação	D [mm]	P1=549N	P2=1099N	P3=1648N	P4=2197N	P5=2750N	P6=3300N
		ϵ [$\mu\epsilon$]	ϵ [$\mu\epsilon$]	ϵ [$\mu\epsilon$]	ϵ [$\mu\epsilon$]	ϵ [$\mu\epsilon$]	ϵ [$\mu\epsilon$]
Extensómetro 1	1,18	96	188	278	368	460	552
Extensómetro 2	2,18	84	168	250	330	412	496
Extensómetro 3	3,18	82	162	240	318	398	476
Extensómetro 4	4,18	80	160	236	314	392	470
Extensómetro 5	5,18	76	154	228	302	378	454

Nesta tabela a distância do ponto médio do extensômetro ao pé do cordão é designada por D. A carga máxima, P6, foi escolhida de modo a garantir que o comportamento do material se mantinha no domínio elástico.

As tensões correspondentes a cada valor da extensão em cada ponto situado no centro de cada extensômetro, são obtidas da lei de Hooke:

$$\sigma = E \varepsilon \quad (3.16)$$

Para o aço St 52-3, obteve-se um módulo de elasticidade $E=2,128 \times 10^{11}$ Pa.

As tensões nominais correspondentes a cada ponto (D) podem ser obtidas pela formulação da flexão simples da Resistência dos Materiais:

$$\sigma = \frac{M}{W_f} \quad (3.17)$$

em que W_f representa o módulo de resistência à flexão. Para uma viga de secção transversal rectangular de base, b, e altura, h, o módulo de resistência à flexão é dado por:

$$W_f = \frac{bh^2}{6} \quad (3.18)$$

Através da equação 3.16, para cada ponto D, representando o centro de cada extensômetro, podemos calcular o valor da tensão correspondente aos valores da extensão medida para cada carga. Por outro lado o valor da tensão nominal para cada ponto, não contabilizando o efeito da concentração de tensões devida ao entalhe, pode ser obtido através da equação 3.17. Nesta expressão o valor do momento flector é obtido da equação 3.15 fazendo a adequada substituição de 107 por (107-D), sendo D dado na tabela III-10 para cada ponto (centro do extensômetro).

O factor de concentração de tensões, k_t , é definido para cada ponto pelo quociente entre a tensão medida e a tensão nominal. Na tabela III-11 estão representados os diversos valores do factor de concentração de tensões obtido para cada ponto e para cada carregamento.

Tabela III-11 Valores dos coeficientes de concentração de tensões obtidos.

Designação	D [mm]	P1=549N	P2=1099N	P3=1648N	P4=2197N	P5=2750N	P6=3300N
		k_t	k_t	k_t	k_t	k_t	k_t
Extensómetro 1	1,18	1,2037887	1,1776372	1,1612854	1,1531057	1,1515333	1,1515333
Extensómetro 2	2,18	1,0633639	1,0623963	1,0542844	1,0438999	1,04121277	1,0445824
Extensómetro 3	3,18	1,0480442	1,0343212	1,0218617	1,0156292	1,01551999	1,0121179
Extensómetro 4	4,18	1,0324265	1,0314871	1,0146034	1,0126074	1,00993842	1,0090796
Extensómetro 5	5,18	0,990438	1,002557	0,989837	0,9834741	0,98343381	0,984301

A geometria e a caracterização elástica do material foram modeladas numericamente por elementos finitos através do programa MARC. O factor de concentração de tensões obtido foi comparado com o obtido experimentalmente, tendo-se verificado boa correlação.

Na figura 3.33, encontram-se representados os factores de concentração de tensões obtidos numericamente e os valores médios dos factores obtidos experimentalmente para cada posição (D) representada na tabela III-11.

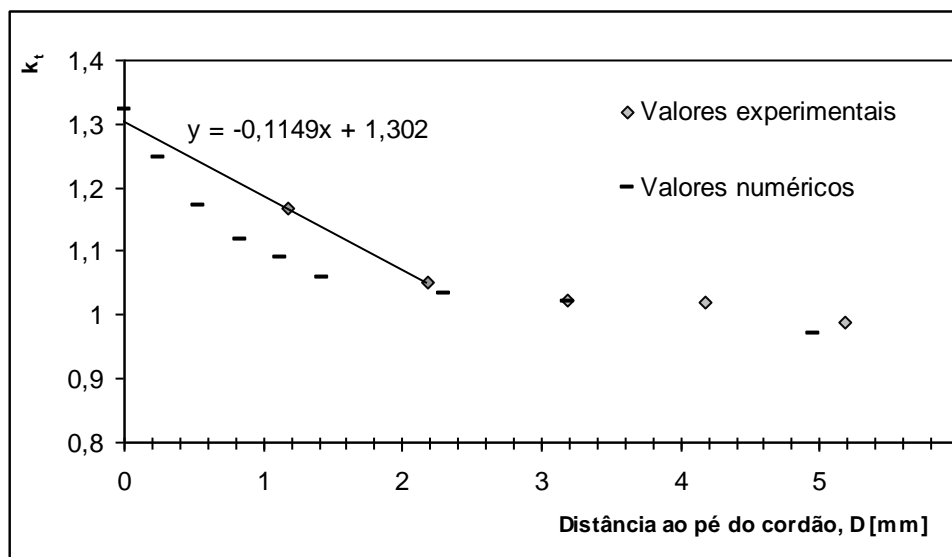


Figura 3.33 – Factor de concentração de tensões no pé do cordão da junta soldada.

Na figura 3.33 também se encontra representada a recta de extrapolação dos valores experimentais do coeficiente de concentração de tensões para o pé do cordão ($D=0$). Para obtenção da recta de extrapolação foram considerados os dois pontos experimentais mais próximos do pé do cordão. O factor de concentração de tensões no pé do cordão obtido experimentalmente é $k_t=1.30$. O factor de concentração de tensões no pé do cordão obtido numericamente é de 1.32.

III.2.5- Ensaio de fadiga das juntas soldadas

III.2.5.1 Resultados experimentais

Os ensaios de fadiga com carregamento de flexão em três pontos foram realizados sobre os provetes referidos na secção III.1.2. A geometria nominal dos provetes encontra-se definida na figura 3.34.

O carregamento imposto pela máquina servo-hidráulica Dartec aos provetes através da amarra de flexão em três pontos, encontra-se definido na secção anterior na figura 3.32. Nestes ensaios a carga P , imposta pela máquina tem uma variação sinusoidal com frequência de 7Hz e com razão de tensões aproximadamente nula ($R\approx 0$). O ensaio decorre em controlo de carga.

Foram ensaiadas quatro séries de provetes, AW, TAS, TDR e PDR, com as especificações definidas na secção III.1.3.

A intensidade da gama nominal de tensões (sem considerar o efeito da concentração de tensões) imposta no pé do cordão das juntas soldadas dos provetes é obtida a partir das equações 3.15, 3.17 e 3.18, considerando P igual à gama da carga aplicada ao provete. Como se considera que $R=0$ ($P_{\min}=0.01$ KN), então a gama de carga será igual ao valor da carga máxima imposta no carregamento sinusoidal.

Para cada ensaio registaram-se as dimensões da secção transversal do provete, b e h, a gama de carga, P, o número de ciclos até à rotura, N_r , e a referência do provete.

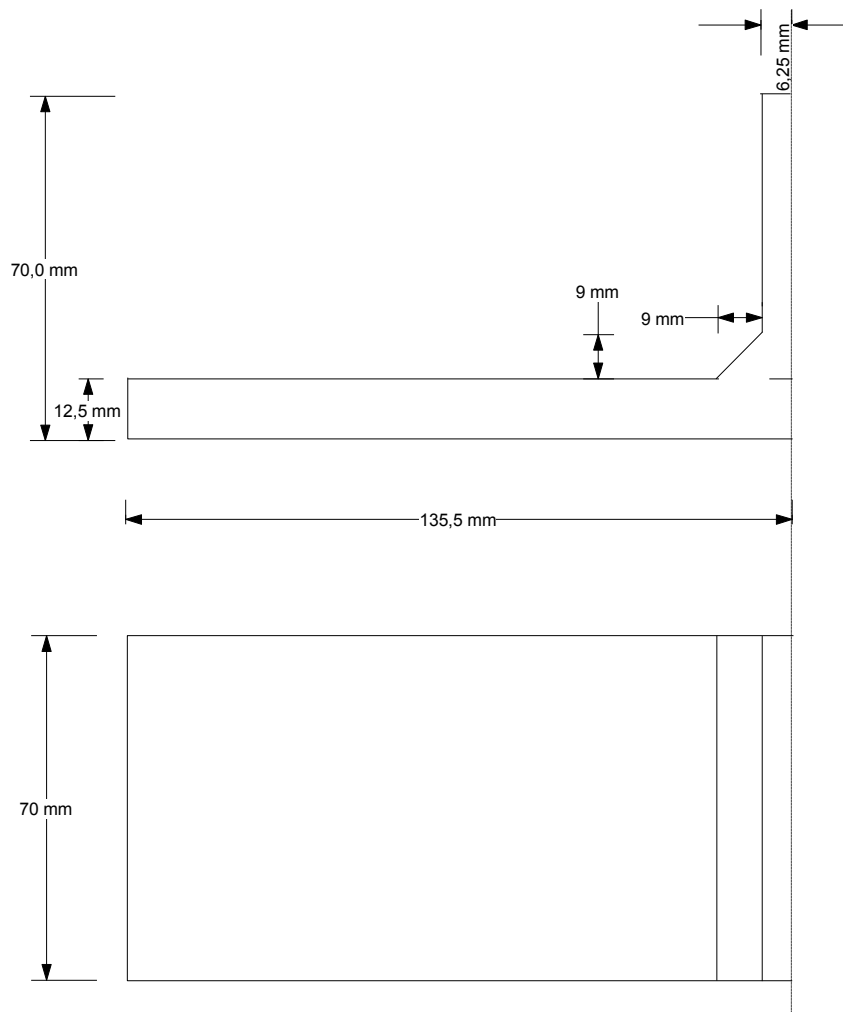


Figura 3.34 – Desenho dos provetes utilizados nos ensaios de fadiga por flexão em três pontos.

Nas tabelas III-12 a III-15 encontram-se representados os resultados obtidos nos ensaios de fadiga para os provetes das diversas séries. Os provetes fracturados romperam pelo pé do cordão. O ensaio correspondente ao provete TAS 8 foi interrompido com 2.6×10^6 ciclos sem que tenha ocorrido rotura.

Os resultados dos ensaios de fadiga para cada uma das séries foram objecto de análise estatística [138 e 139], de modo a obter as respectivas curvas S-N. As curvas S-N usualmente representadas correspondem a curvas médias que pretendem inferir a média da população, a partir dos dados obtidos numa amostra. Estas curvas são usualmente obtidas

por regressão linear dos pontos da amostra recolhida. Embora seja usual representar a tensão (gama ou amplitude) em função do número de ciclos até à rotura, é importante referir que nesta população a variável independente é a tensão e a variável dependente é o número de ciclos até à rotura.

Tabela III-12 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série AW.

Referência	P [N]	b [mm]	h [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_r [ciclos]
AW 2	18000	68,9	12,58	529,9	48160
AW 1	17000	69,6	12,55	497,8	56167
AW 5	17000	69,5	12,57	496,9	42553
AW 3	15000	69,8	12,74	425,0	259456
AW 4	13000	69	12,57	382,8	119363
AW 9	13000	69,9	12,53	380,2	116360
AW 6	12000	69,7	12,52	352,6	359794
AW 7	10000	69,8	12,96	273,8	759342
AW 10	9000	70,5	12,48	263,1	559303
AW 8	8000	69,3	12,57	234,5	1940917

Tabela III-13 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série TAS.

Referência	P [N]	b [mm]	h [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_r [ciclos]
TAS 1	17000	69,47	12,69	487,8	86846
TAS 2	16000	69,44	12,59	466,6	103977
TAS 3	15000	69,57	12,86	418,5	126936
TAS 4	14000	70,24	12,47	411,4	109161
TAS 5	13000	70,03	12,62	374,1	201843
TAS 6	11000	70,17	12,84	305,2	291952
TAS 7	9000	69,79	12,63	259,5	945854
TAS 8	8000	68,89	12,85	225,8	2600037

Por regressão linear das amostras recolhidas para as diferentes séries, ($\log \Delta\sigma_i$, $\log N_{ri}$), obtiveram-se as curvas S-N médias características de cada uma das séries:

$$\log(N_r) = a_0 + a_1 \log(\Delta\sigma) \quad (3.19)$$

Tabela III-14 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série TDR.

Referência	P [N]	b [mm]	h [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_r [ciclos]
TDR 1	12000	69,6	12,50	354,2	22680
TDR 7	10000	69,7	12,53	293,3	61808
TDR 6	8000	69,8	12,50	235,5	159236
TDR 10	8000	69,8	12,70	228,1	92327
TDR 3	7000	69,6	12,56	204,7	361890
TDR 8	6000	70,2	12,25	182,8	521075
TDR 9	6000	70,5	12,42	177,1	582198
TDR 2	5000	69,6	12,35	151,2	329711
TDR 5	5000	70,8	12,55	143,9	691645
TDR 4	4000	68,8	12,37	122,0	1998624

Tabela III-15 Valores S-N obtidos nos ensaios de fadiga da série PDR.

Referência	P [N]	b [mm]	h [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_r [ciclos]
PDR 10	14000	69,8	12,80	393,0	116388
PDR 8	12000	69,8	12,56	349,8	178495
PDR 7	12000	69,8	12,62	346,5	311338
PDR 5	10000	69,0	12,57	294,4	127110
PDR 6	10000	69,5	12,64	289,1	550079
PDR 9	8000	69,0	12,53	237,1	1482055
PDR 4	8000	69,8	12,74	226,7	615786
PDR 2	7000	69,7	12,59	203,4	1185720
PDR 3	6000	68,9	12,58	176,6	988050

Para estimar os intervalos de confiança a $100(1-0.05)$ por cento, 95%, de um dado número de ciclos, N_{r0} , correspondente a uma dada gama de tensão, $\Delta\sigma_0$, utiliza-se a seguinte expressão, para os respectivos limites de confiança superior e inferior, $(\log N_{r0})_{\text{Sup.},\text{Inf.}}$:

$$(\log N_{r0})_{\text{Sup.},\text{Inf.}} = a_0 + a_1 \log \Delta\sigma_0 \pm t_{0.025, n-2} S_{\log N_r / \log \Delta\sigma} \sqrt{1 + \frac{1}{n} + \frac{(\log \Delta\sigma_0 - \overline{\log \Delta\sigma})^2}{\sum (\log \Delta\sigma_i - \overline{\log \Delta\sigma})^2}} \quad (3.20)$$

em que $\overline{\log \Delta \sigma}$ representa o valor médio do logaritmo da tensão referente à amostra, n representa o número de elementos da amostra, $t_{0,025,n-2}$ representa o coeficiente de confiança baseado no teste *t-Student* e $S_{\log N_r / \log \Delta \sigma}$ representa a variância de $\log N_r$ dado $\log \Delta \sigma$, que é definida pela seguinte expressão:

$$S_{\log N_r / \log \Delta \sigma} = \sqrt{\frac{1}{n-2} \left(\sum (\log N_{ri})^2 - a_0 \sum \log N_{ri} - a_1 \sum \log N_{ri} \log \Delta \sigma_i \right)} \quad (3.21)$$

Devido à dependência de $\overline{\log \Delta \sigma}$, o intervalo de confiança para um dado número de ciclos, N_{r0} , alarga à medida que nos vamos afastando do valor médio do logaritmo da gama de tensão. Assim, usualmente calculam-se os valores do intervalo de confiança para o número de ciclos correspondente ao valor médio do logaritmo da gama de tensão, considerando-se que este intervalo é válido na sua vizinhança. Nestas condições a equação 3.20 pode ser simplificada da seguinte forma:

$$(\log N_{r0})_{\text{Sup.}, \text{Inf.}} = a_0 + a_1 \log \Delta \sigma_0 \pm t_{0,025,n-2} S_{\log N_r / \log \Delta \sigma} \sqrt{1 + \frac{1}{n}} \quad (3.22)$$

Note-se que para apresentar as equações 3.19 e 3.22, na forma usual das curvas S-N, estas equações devem ser posteriormente resolvidas em ordem à variável independente $\Delta \sigma$.

Os resultados representados nas tabelas III-12 a III-15 foram processados de acordo com as equações 3.19, 3.21 e 3.22, tendo-se obtido as curvas S-N médias e os correspondentes intervalos de confiança a 95%, para as séries AW, TAS, TRD e PDR. Nas figuras 3.35 a 3.38 estão representadas essas curvas bem como os correspondentes coeficientes de correlação.

Na tabela III-16 encontram-se representados os coeficientes das curvas S-N, $\Delta \sigma = K_0 N_r^m$, obtidas para as diferentes séries.

Tabela III-16 Equações das curvas S-N médias $\Delta\sigma = K_0 N_r^m$ r – coeficiente de correlação.

Série	K_0	m	r
AW	4848.6	- 0.21044	0.94332
TAS	5817.1	- 0.22421	0.96713
TDR	3744.5	- 0.23590	0.96293
PDR	5566.2	- 0.23314	0.83503

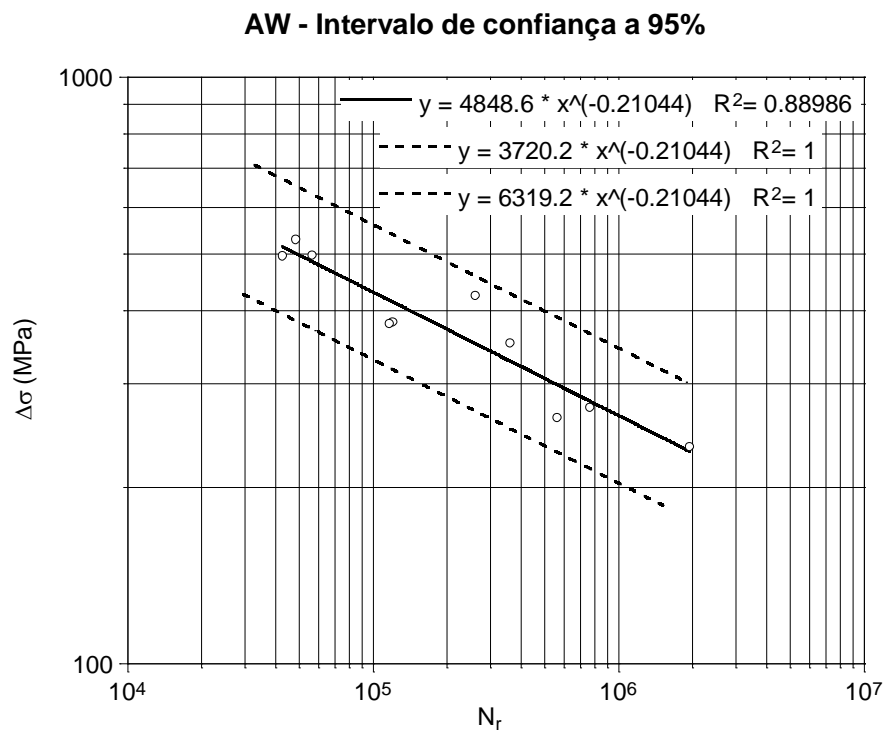


Figura 3.35 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série AW.

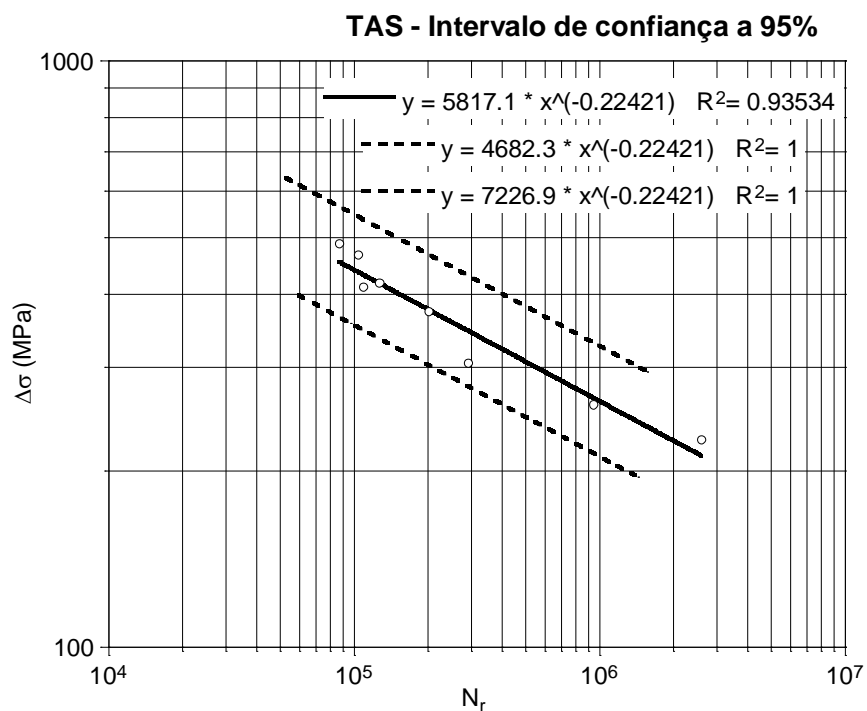


Figura 3.36 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série TAS.

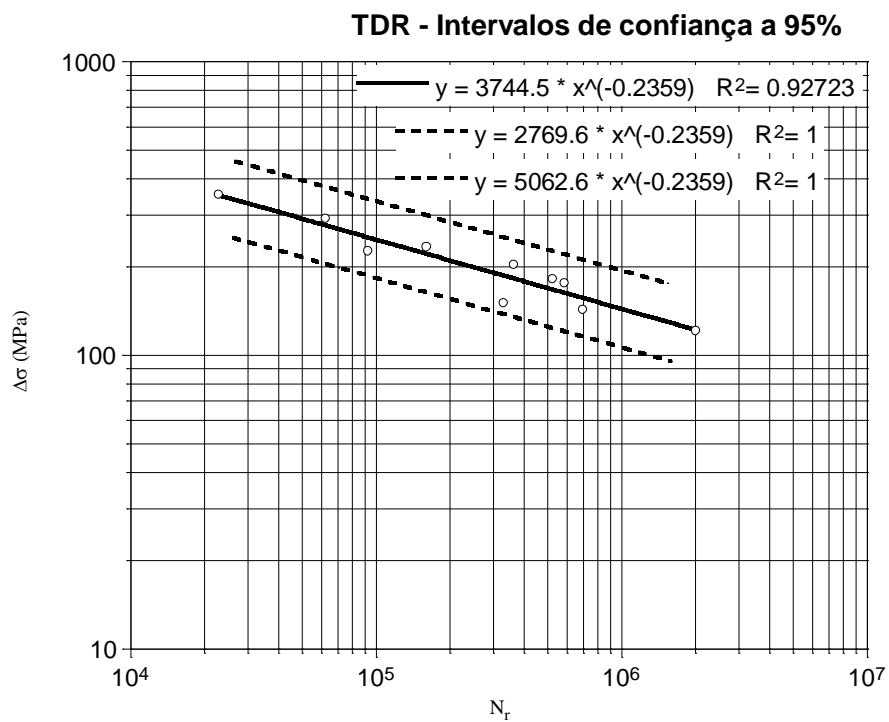


Figura 3.37 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série TDR.

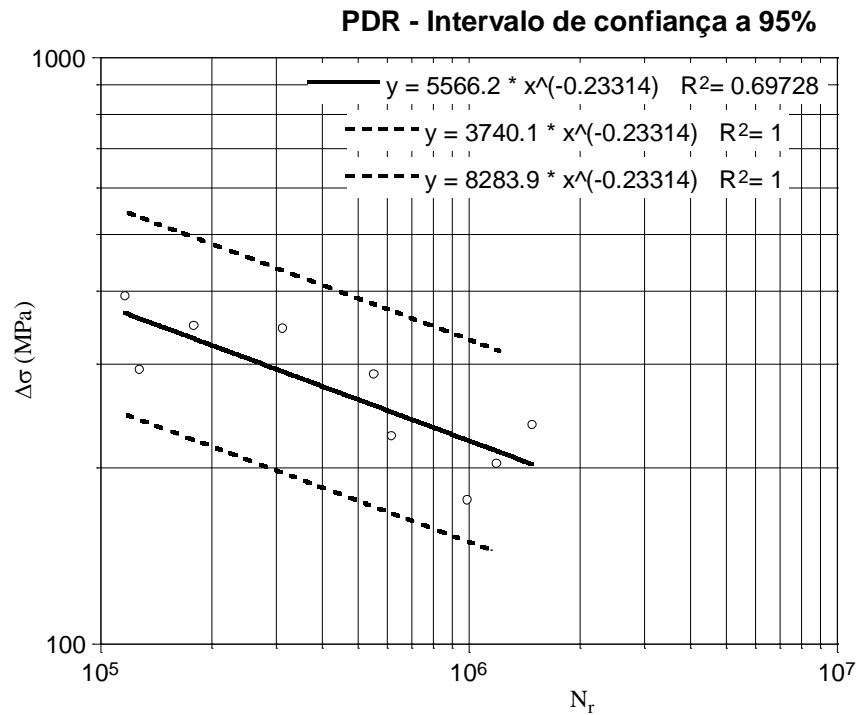


Figura 3.38 - Curva S-N média e limites de confiança a 95% para a série PDR.

Na figura 3.39 estão representadas as curvas S-N das diferentes séries.

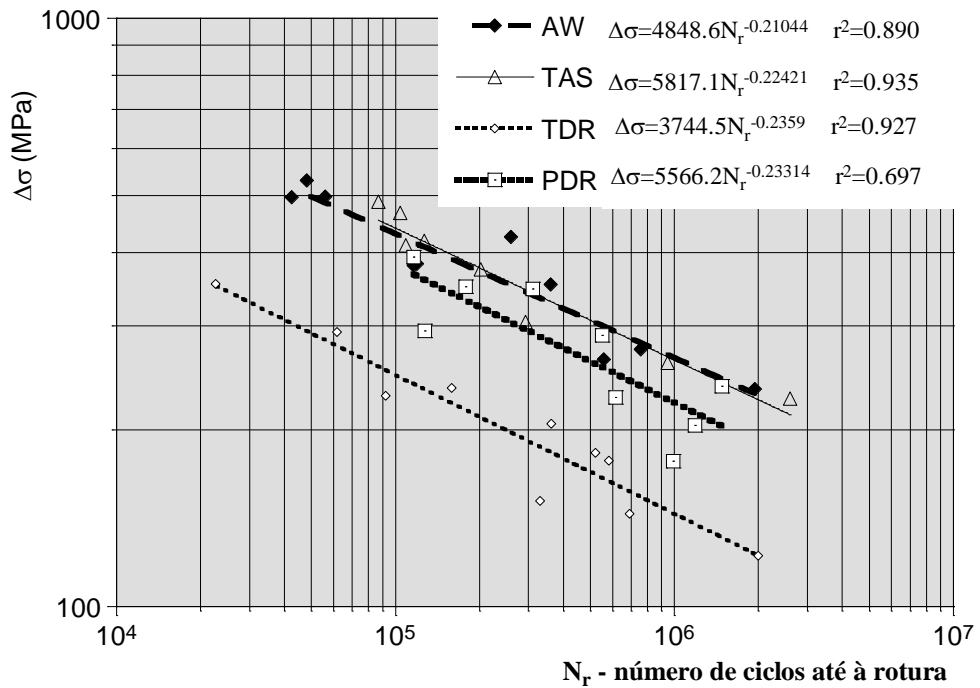


Figura 3.39 - Curvas S-N médias para as juntas soldadas das diferentes séries.

Das curvas S-N representadas na figura ressaltam os seguintes factos:

- Embora o raio médio de concordância do pé dos cordões das juntas dos provetes da série TAS seja significativamente superior ao da série AW, a passagem suplementar de refusão TIG não conduz a melhorias significativas no comportamento à fadiga;
- Os provetes da série TDR apresentam uma vida muito inferior aos da série AW, pelo que o tratamento de refusão TIG não parece alterar significativamente o comportamento à fadiga dos provetes pré-fissurados;
- Embora os resultados disponíveis para os provetes da série PDR indiquem raios de concordância do pé dos cordões das juntas soldadas bastante inferiores aos da série AW, e apesar da maioria dos provetes da série PDR apresentar pré-fissuras não reparadas, verifica-se que os provetes após reparação têm uma vida próxima da dos provetes como soldados.

III.2.5.2 Previsão da vida de fadiga

A vida de fadiga das juntas soldadas é condicionada pela existência prévia de fendas na raiz do cordão [66], inerentes aos processos de soldadura utilizados em construção soldada de estruturas de aço. A presença destes defeitos e a existência de concentração de tensões no pé do cordão são os principais responsáveis pela baixa resistência à fadiga das juntas soldadas. O período de iniciação de fendas, responsável pela maior parte da vida de fadiga de outros detalhes, é praticamente inexistente nas juntas soldadas. Desta forma a vida de fadiga é praticamente igualada ao período de propagação. A previsão da vida dispendida no período de propagação pode ser efectuada através dos parâmetros da mecânica da fractura. Para o efeito torna-se necessário a avaliação do factor de intensidade de tensões associado à fenda desde o seu estado inicial até ao seu estado final. Brennan *et al.* [140] propõem um conjunto de equações paramétricas para estimar o factor de intensidade de tensões para uma junta soldada em T. Bowness e Lee [141 e 142] efectuaram uma extensa

pesquisa para obter uma base de dados de equações para estimar o factor M_k em juntas soldadas em T, admitindo a existência de fendas elípticas no plano transversal que passa no pé do cordão. Essas soluções quando comparadas com as equações de Newman e Raju [143] apresentam menos singularidades. Os factores M_k propostos por Bowness e Lee, foram incluídos na norma BS 7910 [144], que substitui o documento PD 6493 [145].

Conhecido o factor M_k , obtém-se o correspondente factor de intensidade de tensão, K. No caso em análise temos uma junta soldada em T, solicitada em flexão com carregamento sinusoidal que impõe uma tensão nominal máxima no pé do cordão, σ , com razão de tensão, R, considerada nula, o factor de intensidade de tensão é dado pela seguinte expressão [145]:

$$K = M_k \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3.23)$$

em que M_k é obtido por:

$$M_k = f_0(a/B) f_1(a/c) \left\{ \left[Y_{10} + Y_{11}(a/B)^{0.9264} + Y_{12}(a/B)^{3.047} \right] \left[1.0 - 5.575 \times 10^{-3} \times \exp(0.667 L/B) \right] \left[1.0 - 0.358(\rho/B) - 1.265 \times 10^{-2}(\rho/B)^{-0.056} + 4.07 \times 10^{-2} \times (\rho/B)^{0.032} \right] \left[1.0 + 7.064 \times 10^{-3}(\alpha)^{0.0003907} \right] + \left[Y_{20} + Y_{21}(a/B)^{0.9487} + Y_{22}(a/B)^{1.808} \right] \left[1.0 + 3.599 \times 10^{-4} \exp(-1.153 \times 10^{-3}(L/B)) \right] \left[1.0 + 0.183(\rho/B) - 0.816(\rho/B)^{0.972} + 2.856(\rho/B)^{0.05691} \right] \left[1.0 + 5.224 \times 10^{-3} \times (\alpha)^{69.716} \right] \right\} \quad (3.24)$$

em que as funções f_0 e f_1 são dadas por:

$$f_0(a/B) = \left[-0.2407(a/B)^{1.291} + 0.3120(a/B)^{1.026} + 0.02456(a/B)^{-0.196} + 0.01015(a/B)^{-0.701} + 0.3245 \right] \left[1.0 + 2.234 \times 10^{-7}(a/B)^{8.065} \exp(-36.38(a/B)) \right]$$

$$f_1(a/c) = \left[2.809 \times 10^{-3} + 1.735(a/c)^{1.747} - 8.556 \times 10^{-3}(a/c)^{0.125} \right]^{-0.402} \quad (3.25)$$

e os parâmetros Y_i são dados por:

$$\begin{aligned}
 Y_{10} &= 4.638 \times 10^{-2} + 0.6153(a/c)^{0.00004372} + 2.656(a/c)^{0.338} - 0.3668(a/c)^{1.5465} \\
 Y_{11} &= 0.1621 + 0.1722(a/c)^{0.001134} - 2.396(a/c)^{0.3754} + 0.1596(a/c)^{1.309} \\
 Y_{12} &= 0.3746 + 0.4110(a/c)^{0.002667} - 1.660(a/c)^{0.3042} + 0.0892(a/c)^{2.246} \\
 Y_{20} &= 3.280 \times 10^{-2} - 0.172(a/c)^{0.0001645} + 0.2084(a/c)^{0.609} - 0.3504(a/c)^{1.996} \\
 Y_{21} &= 0.1601 + 0.1208(a/c)^{0.002743} - 0.1050(a/c)^{0.5318} + 0.05150(a/c)^{2.267} \\
 Y_{22} &= 0.2933 + 0.1361(a/c)^{0.00009147} - 0.3864(a/c)^{0.2993} + 0.05465(a/c)^{7.781}
 \end{aligned}
 \tag{3.26}$$

Nesta solução admite-se a existência de fendas semi-elípticas no plano transversal que passa no pé do cordão. Essas fendas têm profundidade (semi-eixo da elipse), a , e comprimento à superfície (semi-eixo da elipse), c . Note-se que o factor intensidade de tensão calculado com as equações 2.23 a 3.26 é referente ao ponto da frente de fenda com maior profundidade. Nestas equações B representa a espessura no pé do cordão, L o comprimento nominal entre pés do cordão, ρ o raio de curvatura no pé do cordão e α o ângulo de tangencia do cordão, expresso em radianos. Estas expressões têm os seguintes domínios de validade:

$$\begin{aligned}
 0 &< a/B \leq 1.0 \\
 0 &< a/c \leq 1.0 \\
 0.01 &\leq \rho/B \leq 0.07 \\
 \frac{\pi}{6} &\leq \alpha \leq \frac{\pi}{3} \\
 0.16 &\leq L/B \leq 4.0
 \end{aligned}
 \tag{3.27}$$

A estimação da vida de fadiga referente ao período de propagação foi efectuada por integração da lei de Paris, referida no capítulo II, equação 2.23:

$$\int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{(M_k \sqrt{\pi a})^m} = \int_{N_i}^{N_f} C \Delta\sigma^m dN \quad (3.28)$$

Esta integração foi efectuada de forma numérica. No modelo numérico utilizado, o denominador no integrando do primeiro membro é avaliado recorrendo às equações 3.24 a 3.26, considerando as características da fenda no estado inicial (a_i , c_i etc.), calculando-se o incremento de fenda, Δa , correspondente ao incremento do número de ciclos, ΔN . O tamanho de fenda final é avaliado somando à fenda inicial os incrementos de fenda, correspondentes aos incrementos do número de ciclos realizados.

A implementação deste modelo numérico foi efectuada e testada por Martins [146], utilizando um programa em Visual Fortran. Este programa foi adaptado para a estimação da vida de fadiga das juntas soldadas em análise. Foi introduzida a formulação da variação de forma da fenda elíptica, definida por Berge [147]:

$$\frac{a}{2c} = \begin{cases} 0.5, & a < 0.062 \text{ mm} \\ (6.43 - 0.27/a)^{-1}, & 0.062 \leq a \leq 3.0 \text{ mm} \\ 0.0, & a \geq 3.0 \text{ mm} \end{cases} \quad (3.29)$$

Neste programa a integração representada na equação 3.28 foi efectuada ciclo a ciclo, $\Delta N=1$. Os valores utilizados para a constante, C , e para o expoente, m , da lei de Paris foram obtidos em estudos de propagação de fendas utilizando aços semelhantes ensaiados em condições idênticas [148]:

$$\begin{aligned} C &= 1.2288 \times 10^{-8} \\ m &= 2.6 \end{aligned} \quad (3.30)$$

com da/dN em mm/ciclo, e ΔK em $\text{MPa} \sqrt{m}$.

Com este modelo foram analisados dois estágios de propagação: um inicial correspondendo ao crescimento da fenda desde um defeito inicial de 0.05mm de profundidade até ao tamanho de fenda visível, correspondente à profundidade em que se submeteram os provetes a processo de refusão TIG ou plasma; e outro, referente ao crescimento da fenda desde o valor inicial da sua profundidade, correspondente ao tamanho da fenda antes do provete ser reparado (a_f do estágio anterior), até ao tamanho da fenda correspondente à rotura (~60% de espessura). Os resultados das previsões, bem como as vidas obtidas experimentalmente, dos provetes correspondentes às séries PDR e TDR, encontram-se representados na tabela III-17. As vidas referentes aos dois estágios anteriormente definidos designam-se por N_{p1} e N_{p2} , respectivamente.

Na tabela III-17 são utilizadas as seguintes designações:

$\Delta\sigma_1$ - representa a gama de tensão no primeiro estágio de propagação;

$\Delta\sigma_2$ - representa a gama de tensão no segundo estágio de propagação;

N_{p1} - representa a vida estimada do provete para o primeiro estágio de propagação;

N_{p2} - representa a vida estimada do provete para o segundo estágio de propagação;

N_{reab} - representa a vida do provete desde a sua reparação até à rotura, obtida experimentalmente;

a_{reab} - representa a profundidade da fenda no momento da reparação por refusão;

N_{aw} - representa a vida até à rotura dum provete como soldado (AW) submetido a uma gama de tensão $\Delta\sigma_2$ (calculada através da equação da série AW representada na tabela III-16);

G - representa um parâmetro de ganho, definido para quantificar o benefício em termos de vida de fadiga das juntas reabilitadas.

O parâmetro de ganho é definido pela seguinte relação:

$$G = \frac{N_{aw} + N_{reab} - N_{p2}}{N_{aw}} \quad (3.31)$$

Num processo de reparação otimizado o valor do ganho assim definido deveria ser superior a dois.

Em média a vida estimada para o primeiro estágio é cerca de 20% inferior aos valores experimentais registados para este período, pelo que é de admitir que a existência de um pequeno período de iniciação, que não foi considerado no modelo numérico. Esta comparação permite validar o modelo numérico de propagação utilizado.

Tabela III-17 Valores estimados e experimentais das vidas de fadiga dos provetes da série PDR e TDR; Parâmetro de ganho.

Proвете	a_{reab}	$\Delta\sigma_1$	a_f	$\Delta\sigma_2$	N_{p1}	N_{p2}	N_{aw}	N_{reab}	G
PDR3	5,18	494,0	7,55	176,6	21892	1487	6858123	988050	1,14
PDR4	4,83	506,0	7,46	226,7	20711	1007	2093198	615786	1,29
PDR5	5,43	499,4	7,52	294,4	21368	310	604693	127110	1,21
PDR6	4,74	492,9	7,58	289,1	21897	617	659213	550079	1,83
PDR8	5,06	495,6	7,54	349,8	21725	279	266504	178495	1,67
PDR9	3,63	533,4	7,52	237,1	17759	2583	1691387	1482055	1,87
PDR10	5,80	505,3	7,68	393,0	20427	116	153245	116388	1,76
PDR2	2,20	535,0	7,55	203,4	16504	16843	3504512	1185720	1,33
PDR7	5,90	490,9	7,57	346,5	22254	134	278782	311338	2,12
TDR1	6,50	-	7,50	354,2	-	60	251134	22680	1,09
TDR2	5,10	-	7,41	151,2	-	2209	14343932	329711	1,02
TDR3	4,80	438,5	7,54	204,7	29817	1402	3400004	361890	1,11
TDR4	5,40	472,6	7,42	122,0	24870	2948	39765559	1998624	1,05
TDR5	5,90	460,6	7,53	143,9	26373	1269	18146433	691645	1,04
TDR6	4,70	470,9	7,50	235,5	24853	1043	1746694	159236	1,09
TDR7	4,83	484,0	7,52	293,3	23118	532	615546	61808	1,10
TDR8	4,35	518,0	7,35	182,8	19623	2535	5820975	521075	1,09
TDR9	4,72	501,8	7,45	177,1	21166	2097	6766601	582198	1,09
TDR10	6,90	484,7	7,62	228,1	22932	118	2032848	92327	1,05

Dos resultados apresentados na tabela III-17 constata-se facilmente que o ganho obtido com o processo de reabilitação com refusão TIG é muito próximo da unidade, o que indicia claramente que esta técnica não produziu o efeito desejado. Para o caso dos provetes reabilitados por refusão plasma, embora os resultados apresentem grande dispersão, constata-se que foram obtidos ganhos significativos – após refusão houve uma série de

provetes que praticamente duplicaram a sua vida. Esta técnica produziu uma reabilitação eficaz.

Na figura 3.40 encontra-se representado para a série PDR o parâmetro de ganho em função da profundidade da fenda reparada.

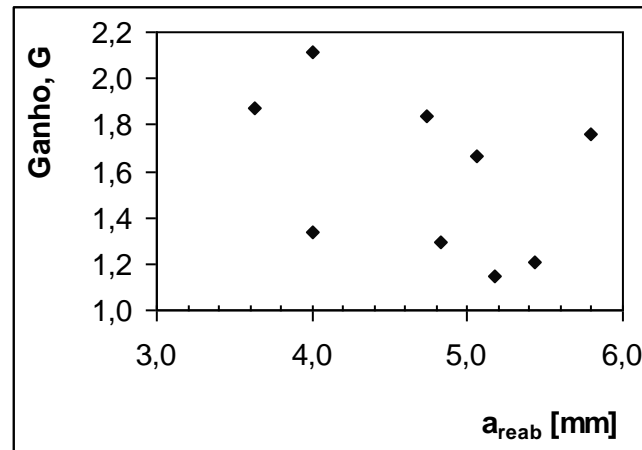


Figura 3.40 – Parâmetro de ganho para os provetes da série PDR.

Como se verifica pela figura existe alguma dispersão de resultados, mas pode-se concluir que a performance da reabilitação pela técnica de refusão plasma não parece estar correlacionada com a profundidade da fenda reparada.

III.2.5.3 Ensaio da fadiga complementares

O parâmetro de ganho obtido na secção anterior para os provetes reabilitados pela técnica de refusão TIG foi bastante inferior ao expectável. De facto as juntas reabilitadas por este processo apresentam um raio de concordância no pé do cordão maior que as das restantes séries de provetes ensaiados. Refira-se no entanto que se constatou que a refusão TIG não é adequada para promover a reparação das fendas visíveis previamente existentes nos provetes. Na tabela III-18 estão apresentadas as dimensões das fendas após o processo de refusão TIG e plasma. As dimensões das fendas são medidas ao nível da profundidade de refusão do cordão. Quando se refere que o cordão tem profundidade total, significa que as fendas prévias foram totalmente eliminadas.

Tabela III-18 Dimensões das fendas após processos de refusão.

Provete	Fenda		Cordão
	Comprimento [mm]	Profundidade [mm]	Profundidade [mm]
PDR2	0,0	0,0	total
PDR3	44,2	4,0	2,3
PDR4	33,0	1,0	4,0
PDR5	43,0	2,4	2,6
PDR6	16,0	1,0	5,3
PDR7	0,0	0,0	total
PDR8	38,4	3,2	2,4
PDR9	21,0	2,3	2,2
PDR10	41,8	5,6	1,8
TDR1	59,2	6,0	0,5
TDR2	65,2	4,4	0,7
TDR3	38,5	4,0	0,8
TDR4	35,9	4,6	0,8
TDR5	50,4	4,3	1,6
TDR6	31,5	4,0	0,7
TDR7	69,0	4,0	1,0
TDR8	51,6	3,5	0,5
TDR9	59,0	4,1	0,5
TDR10	57,0	5,7	1,2

Da análise dos dados da tabela III-18 constata-se que ambas as técnicas se revelaram incapazes de promover a reparação integral das fendas prévias. Verifica-se que a técnica de refusão plasma consegue promover a reabilitação integral em alguns provetes, e nos restantes provetes reparados por esta técnica, as fendas remanescentes são bastante mais pequenas que nos provetes reparados por TIG. Por outro lado conclui-se que a técnica de refusão TIG é manifestamente insuficiente para promover a reparação das fendas prévias, que se revelam demasiado profundas para a capacidade de penetração da refusão TIG.

Para confirmar estas conclusões, bem como verificar a performance da refusão TIG em condições mais favoráveis, isto é, na reabilitação de provetes fissurados com fendas de

menor profundidade, foram realizados ensaios complementares de fadiga para a série TDR, utilizando provetes com fendas prévias significativamente menores (profundidade de fenda inferior a 2 mm).

Para detectar a iniciação e a propagação das fendas de fadiga a partir do pé do cordão da junta soldada, até à profundidade de 2 mm, foi utilizada a técnica apresentada por Infante e Branco [149].

Três pequenos extensómetros, TML tipo FLA-3-11, foram colados muito próximo do pé do cordão em cada lado da junta soldada. Adicionalmente e para efeitos de calibração, foi colocado um sétimo extensómetro num dos lados, significativamente afastado da zona de concentração de tensões provocada pela junta. Os seis extensómetros colados junto aos cordões detectam a variação de extensão local no pé do cordão, provocada pela iniciação e propagação de fendas de fadiga ao longo da direcção transversal da placa de base. Nas figuras 3.41 e 3.42 estão representados respectivamente a fotografia e o desenho nominal dos provetes instrumentados. Os extensómetros foram montados em $\frac{1}{4}$ de ponte de “Wheatstone”, recorrendo a pontes de extensometria Vishay tipo P3500, Vishay 2000 e HBM MC55.

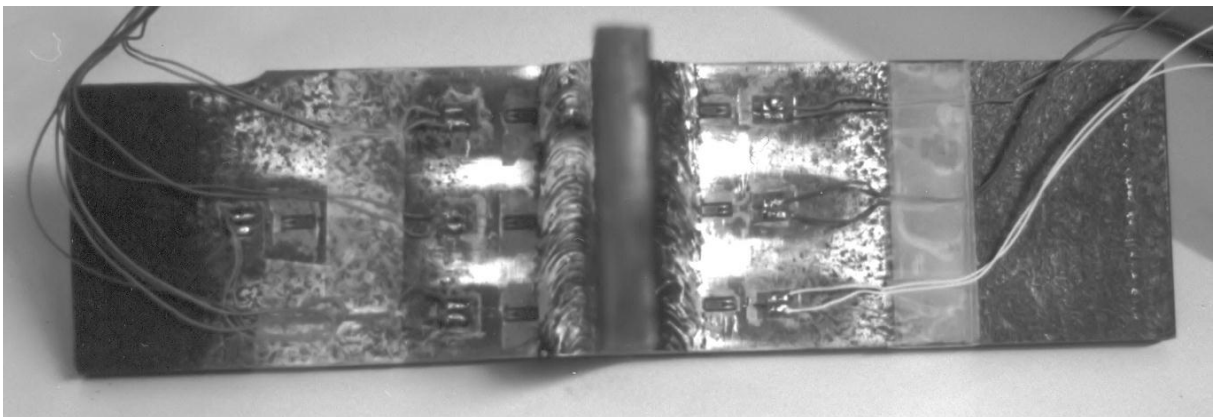


Figura 3.41 – Fotografia dos provetes instrumentados.

Os provetes instrumentados foram ensaiados com controlo de carga, por flexão em três pontos, com carregamento sinusoidal com gama de carga de 10 KN, razão de tensão aproximadamente nula, $R \approx 0$ e frequência de 10 Hz. Ao longo do ensaio foi registada a

variação da extensão máxima em cada um dos extensômetros. Na figura 3.43 está representada a fotografia da montagem experimental utilizada.

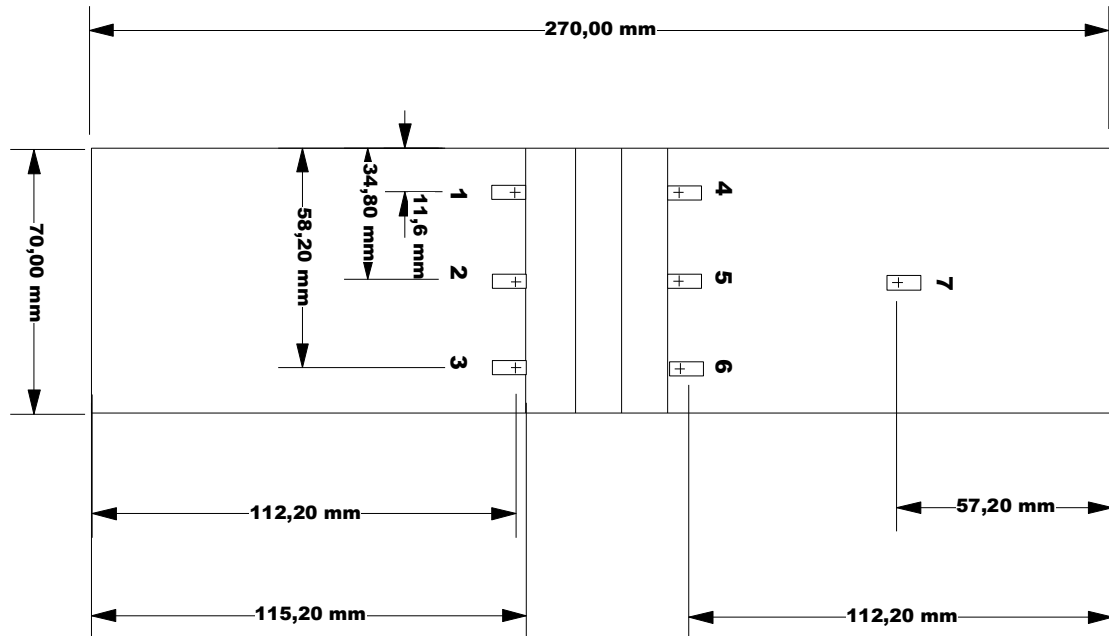


Figura 3.42 – Desenho nominal dos provetes instrumentados.

Infante e Branco [149] constataram para provetes e testes idênticos, que uma variação de 25% na extensão local está correlacionada com a presença de fendas no pé do cordão com profundidade inferior a 2.5 mm.

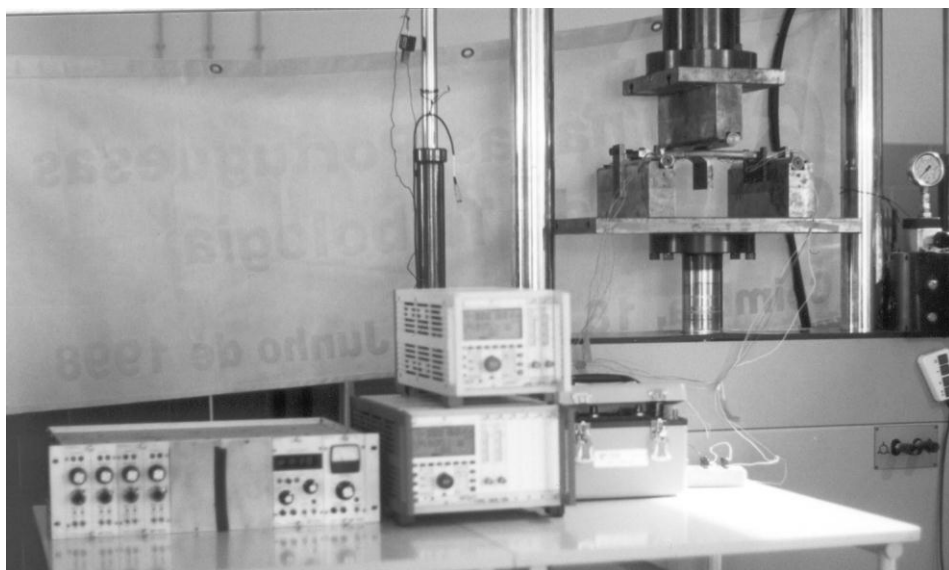


Figura 3.43 – Montagem experimental.

Na figura 3.44 está representado um gráfico que apresenta a variação da extensão máxima registada em cada um dos extensómetros ao longo do ensaio de fadiga. O ensaio foi interrompido quando foi detectado em algum dos extensómetros uma variação de 20% na extensão local máxima.

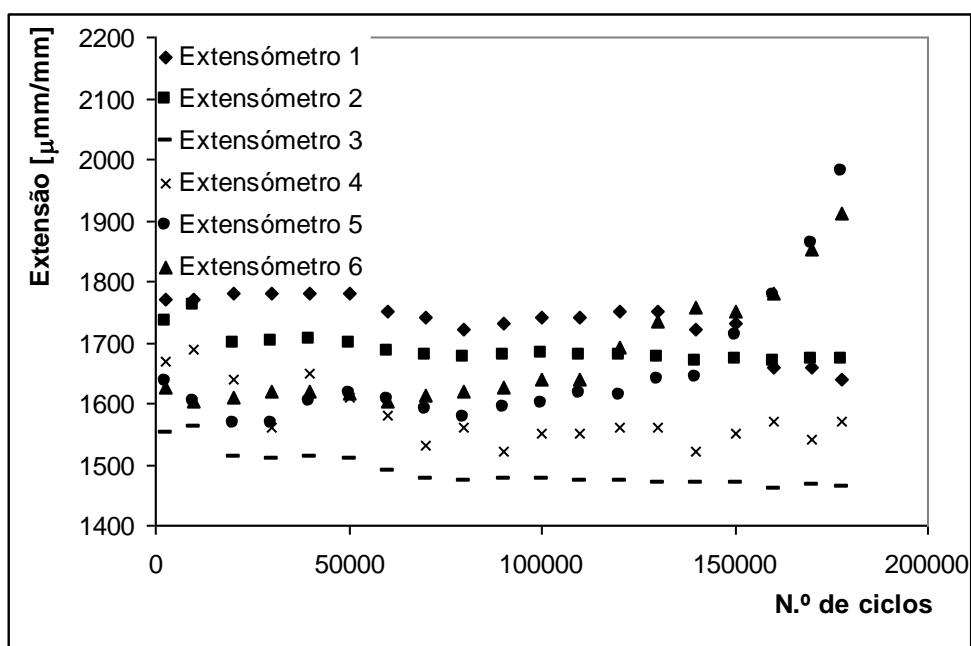


Figura 3.44 – Variação da extensão local ao longo do ensaio de fadiga.

De seguida estes provetes foram reparados por refusão TIG no pé do cordão. Para incrementar a profundidade da refusão, foram utilizados os seguintes parâmetros de soldadura:

- gás de protecção – Árgon;
- intensidade de corrente de 135 A;
- tensão DC de 15 V;
- velocidade linear de 0.66 mm/s.

O raio de concordância médio obtido no pé dos cordões após refusão foi de 12.33 mm. Este valor é significativamente superior ao obtido nos ensaios anteriores.

Após reparação das fendas os provetes foram submetidos a novos ensaios de fadiga com controlo de carga, por flexão em três pontos, com carregamento sinusoidal com gama de

carga de 12 KN, razão de tensão aproximadamente nula, $R \sim 0$ e frequência de 10 Hz. Nestes ensaios foi registado o número de ciclos de resistência até à rotura. Com os resultados obtidos calculou-se o parâmetro de ganho definido pela equação 3.31. Obteve-se um ganho médio de 2.45, que superou as expectativas. O número de provetes disponível nesta fase do trabalho era muito reduzido, pelo que o número de ensaios realizado não foi suficiente para promover a caracterização da curva S-N dos provetes reabilitados nestas condições. No entanto, para permitir a comparação com os ensaios prévios, nas figuras 3.45 e 3.46, encontram-se representadas as sobreposições dos resultados obtidos nestes ensaios, com as curvas S-N obtidas previamente para as séries AW e TDR.

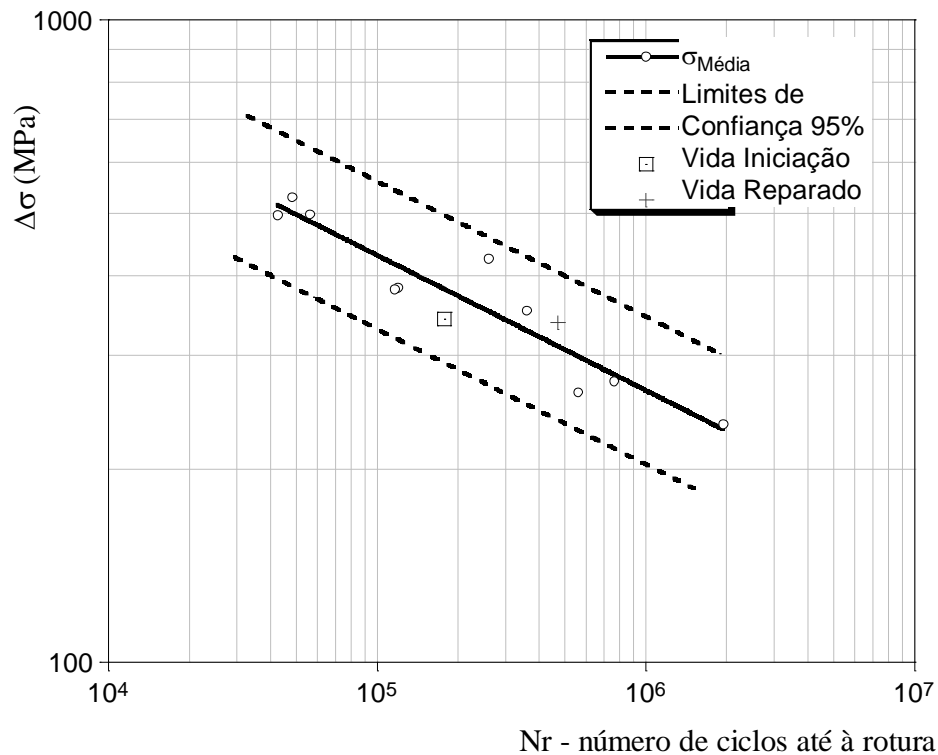


Figura 3.45 – Sobreposição dos novos resultados obtidos na refusão TIG com a curva média e os limites de confiança a 95% obtidos para a série AW.

Nesta figura $\sigma_{Média}$ representa a curva média e os valores experimentais obtidos para a série AW. Também estão representados os limites de confiança a 95%. A vida de iniciação corresponde ao ponto S-N obtido nos novos ensaios correspondente ao período de iniciação e propagação de fendas. A vida reparado corresponde ao ponto S-N referente ao ensaio após reparação por refusão TIG.

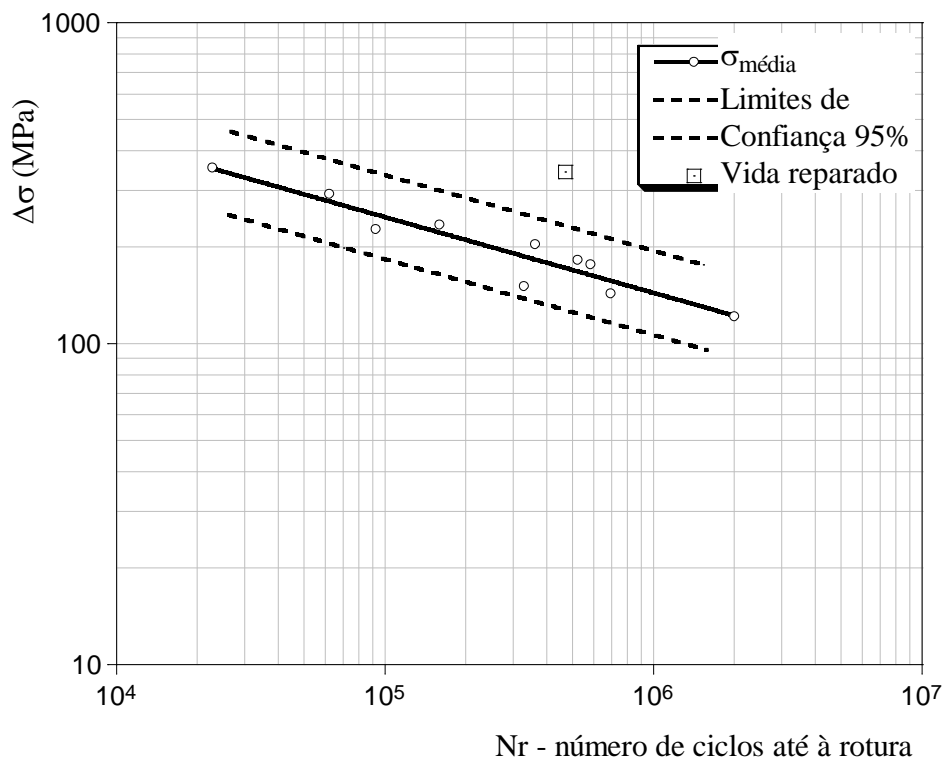


Figura 3.46 – Sobreposição dos novos resultados obtidos na refusão TIG com a curva média e os limites de confiança a 95 % obtidos para a série TDR.

Nesta figura $\sigma_{\text{Média}}$ representa a curva média e os valores experimentais obtidos para a série TDR. Também estão representados os respectivos limites de confiança a 95%. A vida reparado corresponde ao ponto S-N referente ao ensaio após reparação por refusão TIG.

Verificou-se que a refusão efectuada promoveu a reparação integral das fendas. Os resultados obtidos indicam um bom desempenho da técnica de refusão TIG para promover a reabilitação de juntas soldadas fissuradas, desde que as fendas previamente existentes possuam profundidades inferiores à capacidade de penetração de fusão associada à soldadura efectuada.

III.2.6- Ensaios de dureza

Na figura 3.47 estão representados os resultados da distribuição de durezas ao longo das direcções longitudinal e transversal do provete TDR 10. A filiação longitudinal apanha as zonas fundida (ZF) e afectada pelo calor (ZAC) do cordão correspondente à refusão TIG e foi obtida paralelamente à superfície superior do provete a cerca de 0.1 mm de profundidade. A filiação transversal foi iniciada no pé do cordão. Os picos de dureza na ZAC são próximos de 270 HV0.3 e na ZF são próximos de 300 HV0.3. No metal de base a dureza é mais baixa oscilando entre 180 e 200 HV1.

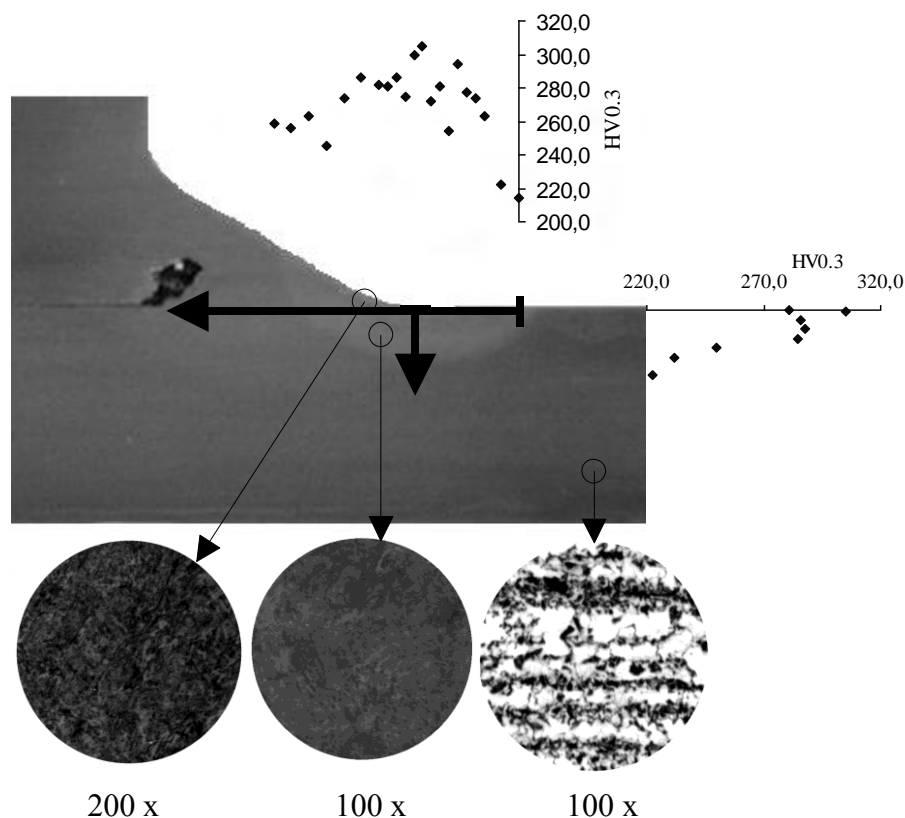


Figura 3.47 – Microdurezas e micrografias dos provetes da série TDR.

Na figura 3.48 estão representados os resultados de distribuição de durezas ao longo das direcções longitudinal e transversal do provete PDR 2. A filiação longitudinal apanha as ZF e ZAC do cordão correspondente à refusão plasma e foi obtida paralelamente à superfície superior do provete a cerca de 0.3 mm de profundidade. A filiação transversal

foi iniciada junto ao bordo superior do cordão de refusão a cerca de 0.1 mm de profundidade. Os picos de dureza na ZAC são próximos de 340 HV0.3 e na ZF são próximos de 400 HV0.3. No metal de base a dureza é mais baixa oscilando entre 180 e 200 HV1.

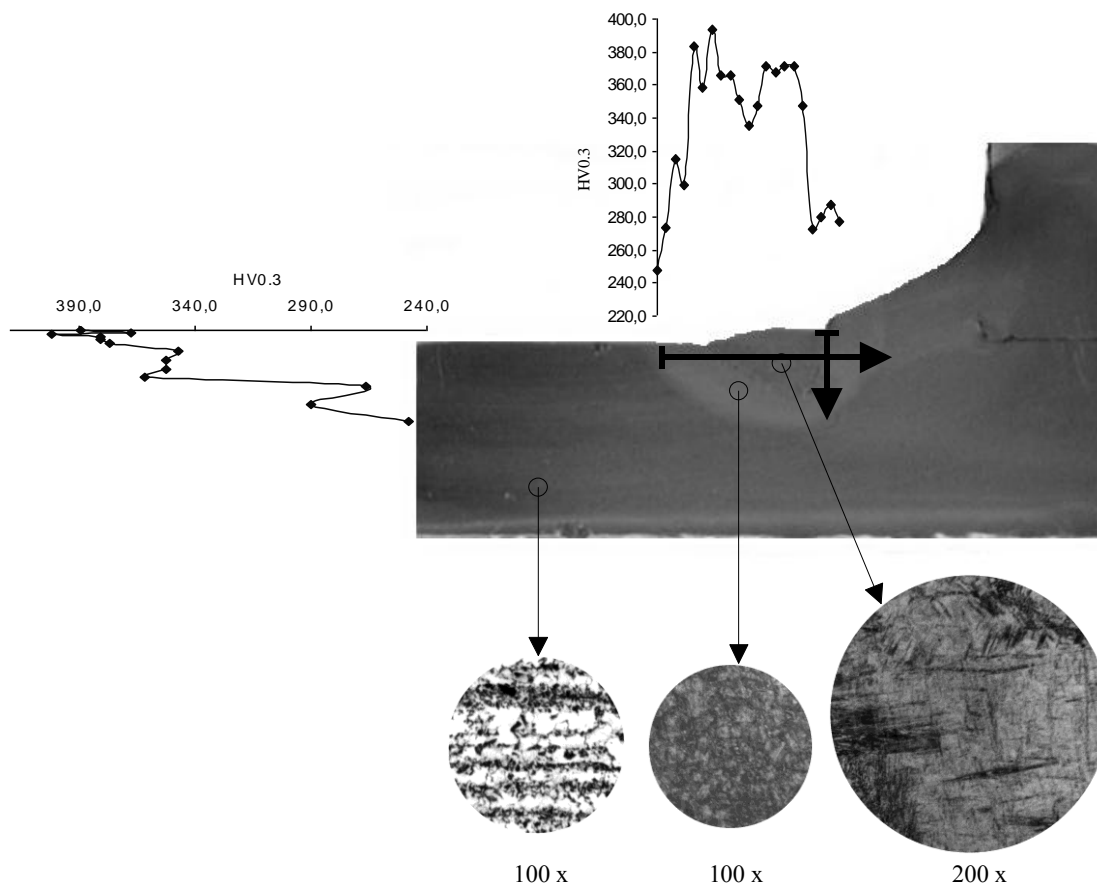


Figura 3.48 – Microdurezas e micrografias dos provetes da série PDR.

Na figura 3.49 estão representados os resultados de distribuição de durezas ao longo da direcção longitudinal de um provete da série AW. A filiação longitudinal apanha as ZF e ZAC do cordão correspondente à soldadura por eléctrodo revestido realizada na construção de todos os provetes. Este perfil de durezas foi obtido paralelamente à superfície superior do provete a cerca de 0.5 mm de profundidade. Nesta figura são representadas as posições correspondentes aos pés dos cordões da junta soldada.

Na figura 3.50 estão representados os perfis de dureza correspondentes à direcção transversal obtidos nas posições correspondentes aos pés dos cordões assinalados na figura anterior.

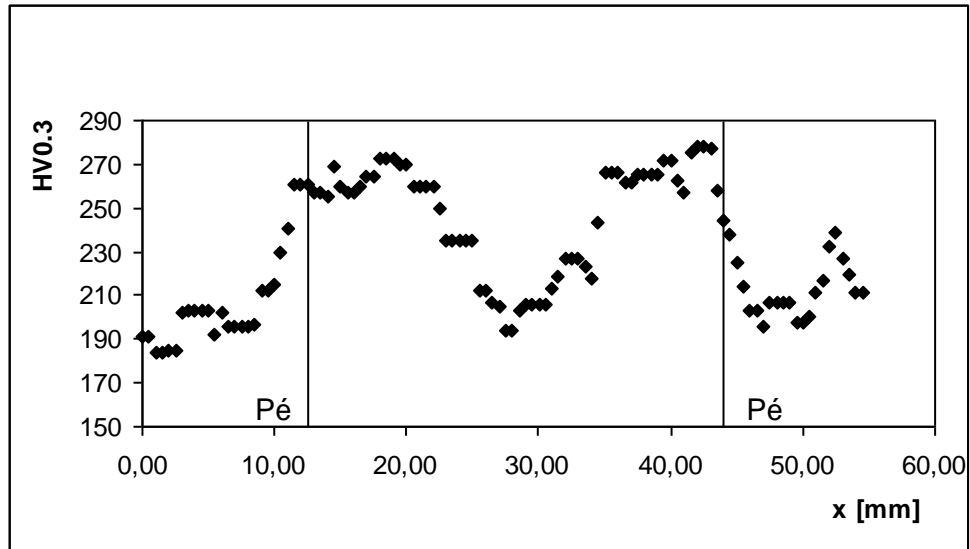


Figura 3.49 – Distribuição de durezas ao longo da direcção longitudinal de um provete da série AW.

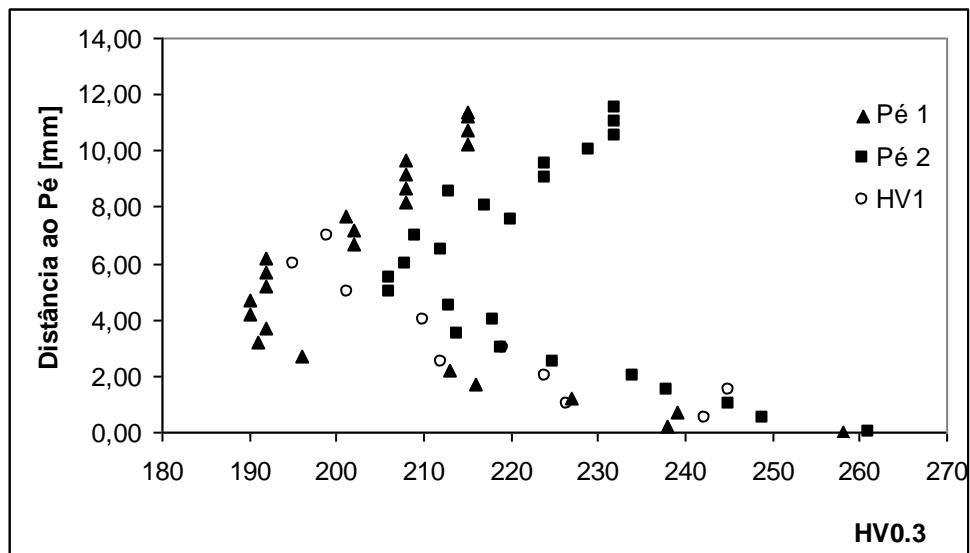


Figura 3.50 – Distribuição de durezas ao longo da direcção transversal que passa pelos pés da junta de um provete da série AW.

Na figura 3.50 também está representado o perfil de durezas transversal, segundo o pé do cordão, obtido num ensaio de dureza realizado noutra provete da mesma série, com uma carga de 1 kgf.

Na figura 3.51 estão representados os resultados de distribuição de durezas ao longo das direcções longitudinal e transversal do provete TDR 3 e de um provete reabilitado por TIG no âmbito dos ensaios complementares referidos na secção III.2.5.3. As filiações longitudinais apanham as zonas fundida (ZF) e afectada pelo calor (ZAC) dos cordões correspondentes à refusão TIG e foram obtidas paralelamente à superfície superior do provete a cerca de 0.1 mm de profundidade. As filiações transversais foram iniciadas no pé do cordão.

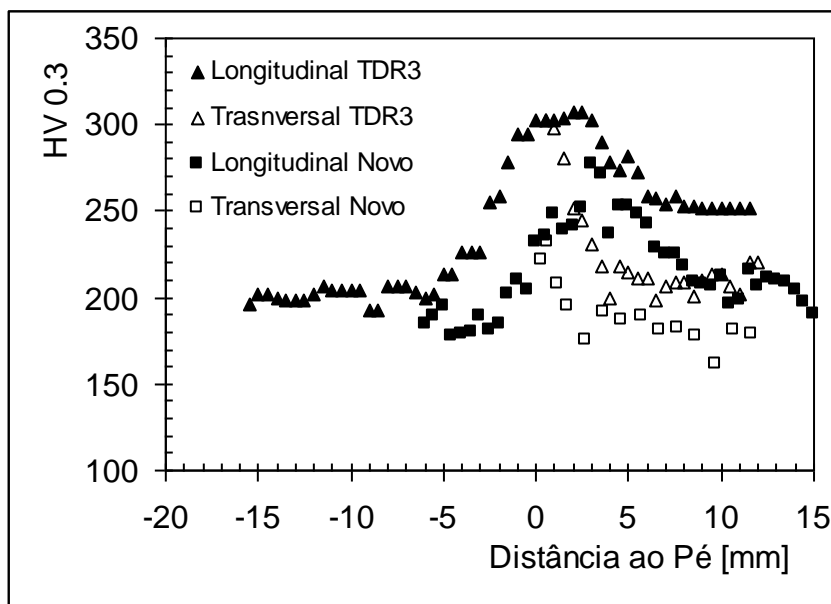


Figura 3.51 – Distribuição de durezas ao longo das direcções transversais e longitudinais de provetes reabilitados por TIG com os parâmetros iniciais e com os novos parâmetros de soldadura referentes aos ensaios complementares.

Da análise dos resultados representados na figura 3.51 constata-se que os parâmetros de soldadura utilizados na refusão TIG, nos ensaios complementares, deram origem a uma microestrutura com microdurezas significativamente inferiores às originadas na refusão inicial.

III.2.7- Microestrutura

Na figura 3.52 está representada a microestrutura padrão do metal de base com uma ampliação de 620x.



Figura 3.52 – Microestrutura do material de base. Ampliação 620x.

A microestrutura do metal de base é característica de um aço hipoeutético, constituída por grãos de ferrite e de perlite eutectóide. O processo de fabrico das chapas induziu um alinhamento preferencial dos grãos de perlite, em diversas camadas, ao longo da direcção longitudinal de laminagem. Utilizando um retículo no microscópio óptico, determinou-se o tamanho de grão para o material de base [150]. Foi obtida a dimensão de 12 μm para o tamanho de grão médio da perlite.

Nas figuras 3.53 e 3.54 estão representadas as microestruturas padrão da zona fundida (ZF) e da zona afectada pelo calor (ZAC), respectivamente, correspondentes ao cordão de refusão TIG dos provetes da série TDR, com uma ampliação de 620x.

Na figura 3.47 também estão representadas as micrografias das estruturas da ZF e da ZAC do cordão correspondente à refusão TIG, bem como a correspondente ao metal de base. Nessa figura é possível associar a microestrutura às durezas que se verificam nas respectivas zonas.

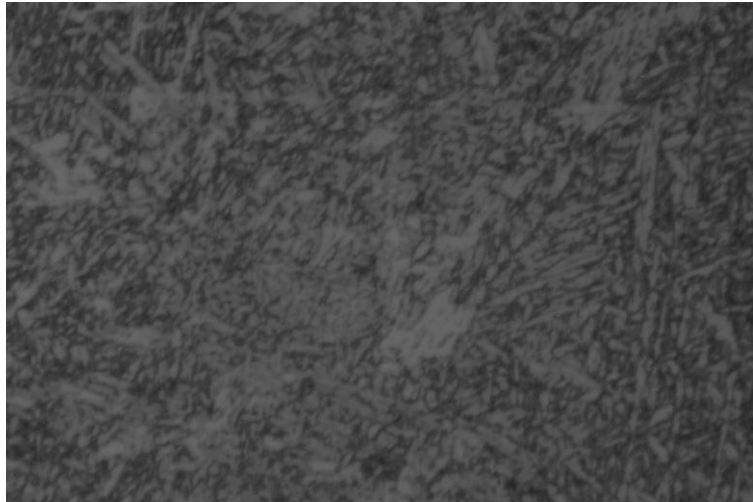


Figura 3.53 – Microestrutura da ZF. Refusão TIG. Ampliação 620x.

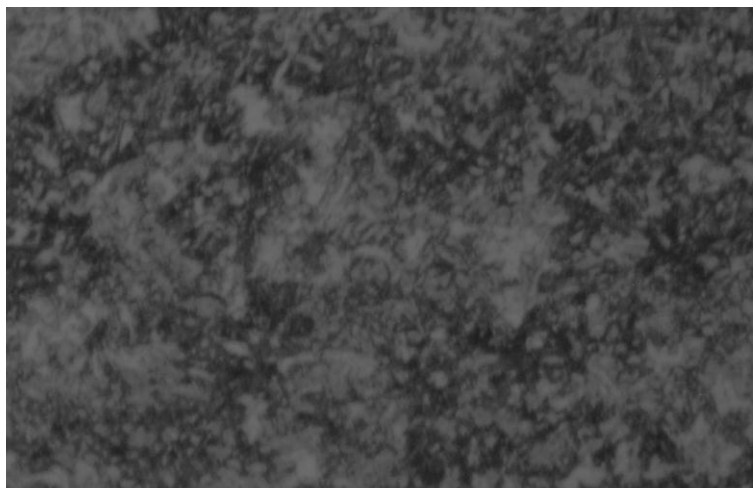


Figura 3.54 – Microestrutura da ZAC. Refusão TIG. Ampliação 620x.

No que se refere à morfologia das ZAC e ZF do cordão de refusão TIG, embora através de microscopia óptica não seja possível caracterizar com rigor estas estruturas, conjugando as micrografias obtidas com os perfis de dureza, com a composição química e recorrendo a modelos de previsão [151 e 152], foi possível efectuar a seguinte caracterização.

Cordão de refusão TIG:

- A ZF é constituída essencialmente por ferrite acicular fina e por bainite, com pouca ferrite primária nas fronteiras de grão da austenite prévia;

- A ZAC é constituída por bainite superior e inferior, apresentando contudo uma fracção sensível de ferrite primária na fronteira de grão e mesmo alguma ferrite em placas. Esta maior predominância da ferrite e engrossamento do grão justifica uma dureza na ZAC ligeiramente inferior à da ZF.

Nas figuras 3.55 e 3.56 estão representadas as microestruturas padrão da zona fundida e da zona afectada pelo calor, respectivamente, correspondentes ao cordão de refusão plasma dos provetes da série PDR, com uma ampliação de 620x.



Figura 3.55 – Microestrutura da ZF. Refusão plasma. Ampliação 620x.

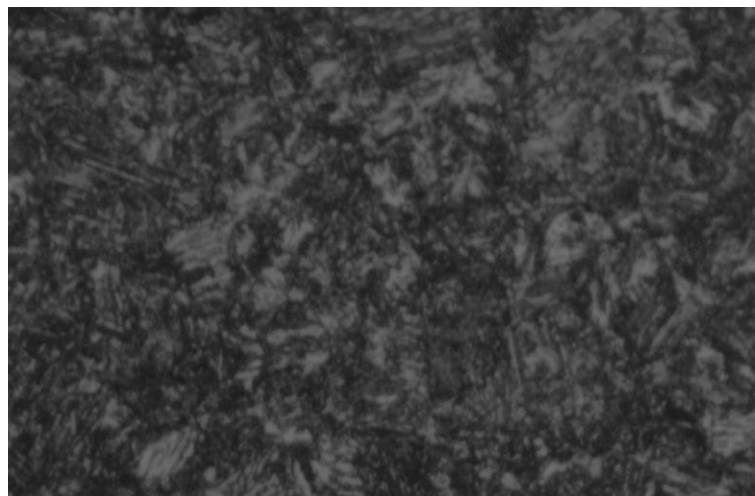


Figura 3.56 – Microestrutura da ZAC. Refusão plasma. Ampliação 620x.

Na figura 3.48 também estão representadas as micrografias das estruturas da ZF e da ZAC do cordão correspondente à refusão plasma, bem como a correspondente ao metal de base. Nessa figura é possível associar a microestrutura às durezas que se verificam nas respectivas zonas.

Recorrendo ao mesmo modelo de previsão que foi utilizado para caracterizar a morfologia das ZAC e ZF do cordão de refusão TIG, atendendo ao perfil de durezas no cordão de refusão plasma, bem como às correspondentes micrografias e composição química, efectuou-se a seguinte caracterização.

Cordão de refusão plasma:

- A ZF apresenta uma estrutura muito fina e constituída essencialmente por martensite auto-revenida, apresentando uma pequena fracção de bainite inferior;
- A ZAC aparenta ser constituída por bainite superior e inferior e por uma pequena fracção de martensite. Verifica-se um pequeno crescimento da austenite prévia na zona de grão grosseiro da ZAC.

Nas figuras 3.57 e 3.58 estão representadas as microestruturas padrão da zona fundida (ZF) e da zona afectada pelo calor (ZAC), respectivamente, correspondentes ao cordão de refusão TIG dos provetes utilizados nos ensaios complementares, com uma ampliação de 620x.

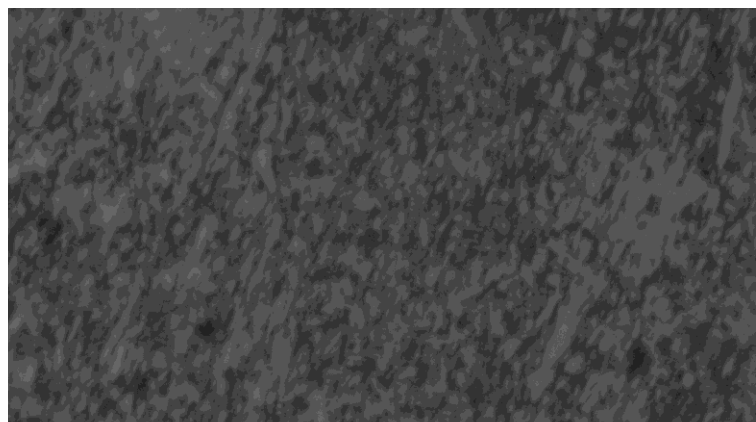


Figura 3.57 – Microestrutura da ZF. Refusão TIG – novos parâmetros do ensaio complementar. Ampliação 620x.

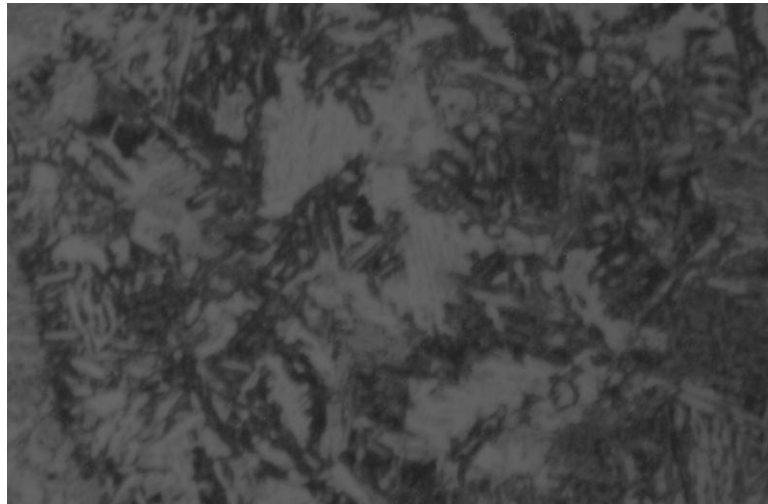


Figura 3.58 – Microestrutura da ZAC. Refusão TIG – novos parâmetros do ensaio complementar. Ampliação 620x.

Comparando as microestruturas representadas nas figuras 5.57 e 5.58 com as das figuras 5.53 e 5.54, respectivamente, conclui-se que na nova refusão TIG utilizada nos ensaios complementares, a zona fundida é constituída essencialmente por ferrite acicular, ainda mais fina, com menor percentagem de bainite. Quanto à composição da microestrutura da ZAC, verificou-se um significativo crescimento do grão da ferrite acompanhado de uma diminuição significativa da presença de bainite superior.

III.2.8- Determinação das tensões residuais nas juntas

Nas figuras 3.59 a 3.62 estão representadas as tensões residuais, normais às secções transversais aos provetes, na região do pé do cordão. Embora estes resultados não permitam caracterizar o estado de tensão no pé dos cordões dos provetes das séries ensaiadas, eles serão utilizados na validação do modelo numérico de estimação do processo de refusão TIG e plasma. Nestas figuras as posições dos pontos de medição, bem como do pé do cordão foram medidas em relação à extremidade mais próxima do cutelo. Nos gráficos as coordenadas dos pontos de medição são apresentadas de forma adimensional, por divisão com as coordenadas do pé do cordão.

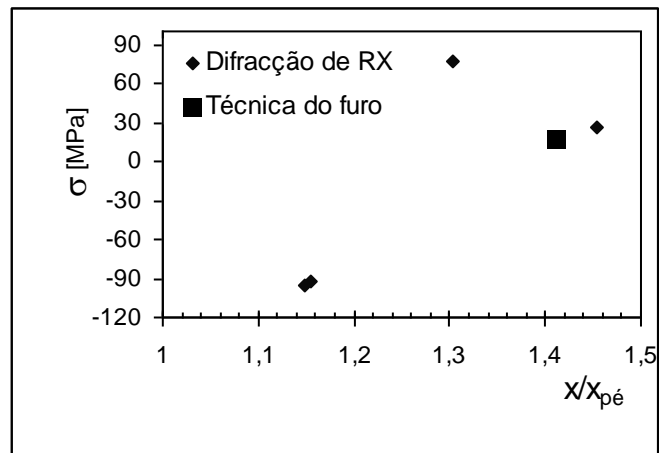


Figura 3.59 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série AW.

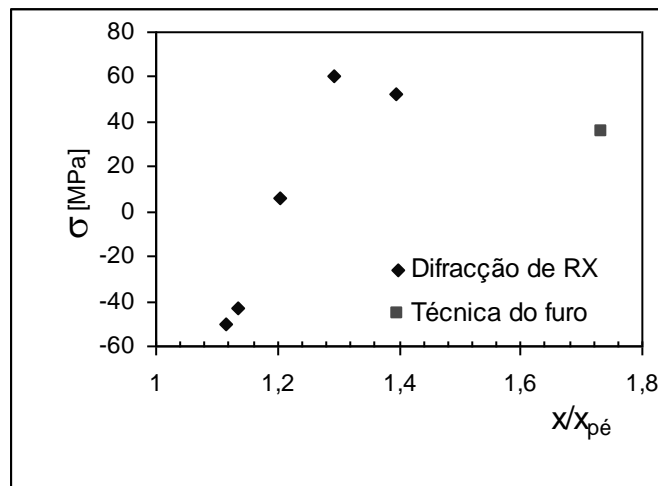


Figura 3.60 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série TAS.

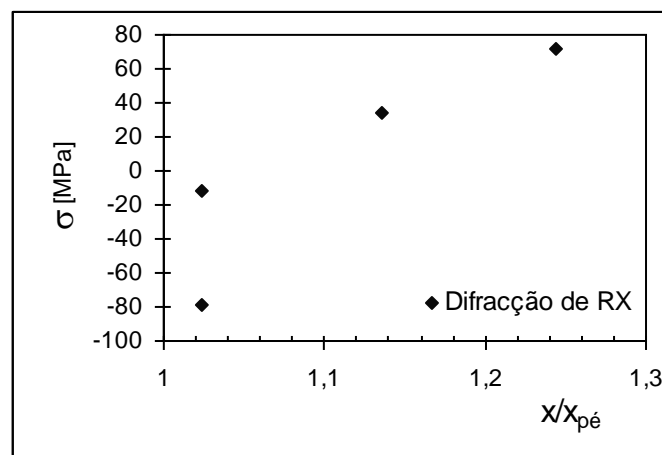


Figura 3.61 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série TDR.

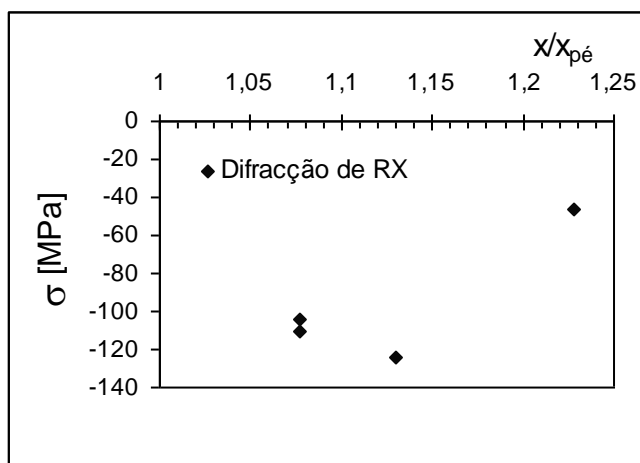


Figura 3.62 - Tensões residuais junto ao pé do cordão. Série PDR.

Da análise dos resultados constata-se que o cordão de refusão plasma gerou uma zona de compressão junto ao pé do cordão na superfície do provete. Esta zona é significativamente mais extensa que a que ocorre nas outras séries ensaiadas.

III.2.9- Exame fractográfico

O exame fractográfico teve como objectivo caracterizar as superfícies de fractura, identificando os mecanismos de crescimento das fendas nos seus diversos estágios de propagação [18 e 24]. Esta análise foi efectuada com uma lupa estereoscópica Nikon SMZ10, bem como com o microscópio electrónico de varrimento Philips XL 30.

A figura 3.63 apresenta macrografias de superfícies de fractura típicas de provetes das séries TDR e PDR. Na mesma figura são identificadas as zonas onde foram obtidas as fractografias por microscopia electrónica de varrimento posteriormente representadas.

Em 3.63-a) está representada a macrografia da superfície de fractura do provete TDR 10, onde são visíveis a fenda prévia, o cordão de refusão TIG e a zona de propagação da pré-fissura até à rotura. Como se pode verificar a penetração da refusão TIG foi claramente insuficiente para promover a reparação da junta pré-fissurada.

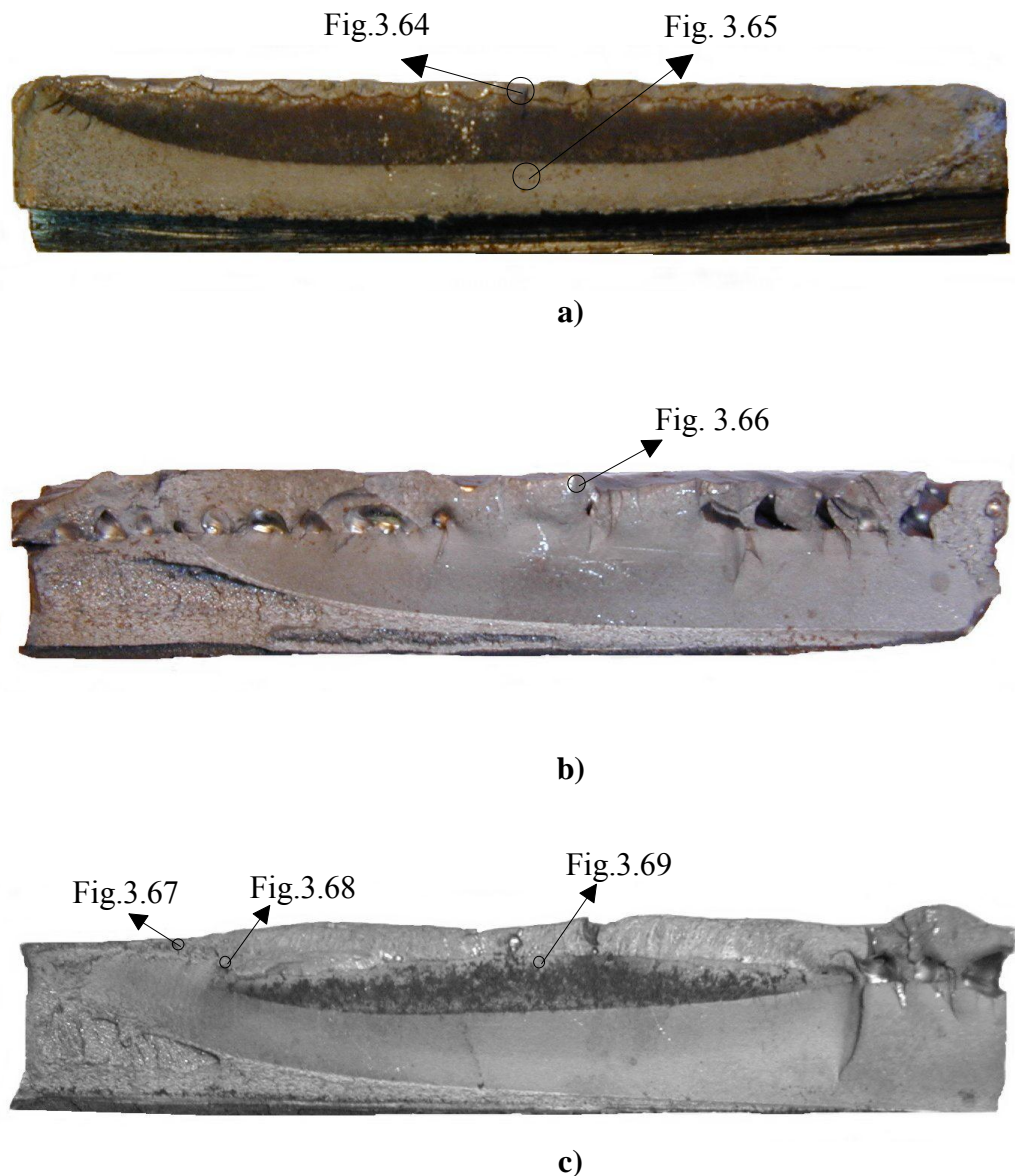


Figura 3.63 - Macrografias das superfícies de fractura. Identificação da localização das fractografias posteriormente representadas nas figuras assinaladas.

Em 3.63-b) está representada a macrografia da superfície de fractura do provete PDR 2, onde é visível o cordão de refusão com diversos poros e diversas zonas de iniciação de fendas bem como a zona de propagação de fenda até à rotura. Não existem sinais das fendas prévias.

Em 3.63-c) está representada a macrografia da superfície de fractura do provete PDR 3, onde é visível o cordão de refusão com diversos poros, uma fenda prévia não reparada e a zona de propagação desta fenda até à rotura.

Nas figuras 3.64 a 3.69 estão representadas as fractografias obtidas por microscopia electrónica de varrimento, das superfícies representadas na figura 3.63, correspondentes às zonas aí assinaladas.

O modo de propagação das fissuras transgranular é preponderante em todas as superfícies de fractura observadas. No entanto existem algumas regiões com modo de propagação de fissuras misto e mesmo algumas zonas em que o modo de propagação intergranular predomina.

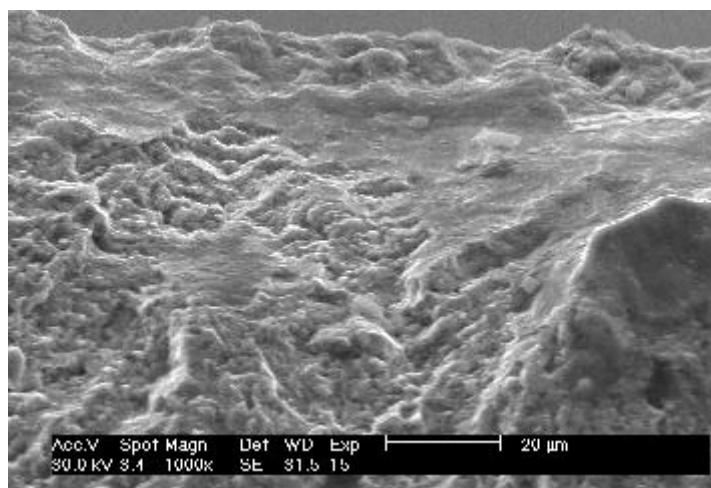


Figura 3.64 - Fractografia do provete TDR10. Zona refundida.

Na figura 3.64 está representada a fractografia da superfície de fractura correspondente à zona refundida do provete TDR 10. Na região superior desta figura verifica-se a predominância do modo de propagação de fissura intergranular. Essa região corresponde à zona de propagação inicial da fenda. Na região inferior da figura o modo de propagação é, predominantemente, transgranular.

Na figura 3.65 está representada a fractografia da superfície de fractura no metal de base do provete TDR 10. Nesta região verifica-se a predominância do modo de propagação de fissura transgranular. Nesta zona o factor de intensidade de tensões já é elevado. O principal modo de crescimento é por estriação dúctil. Nesta macrografia são visíveis algumas fendas secundárias.

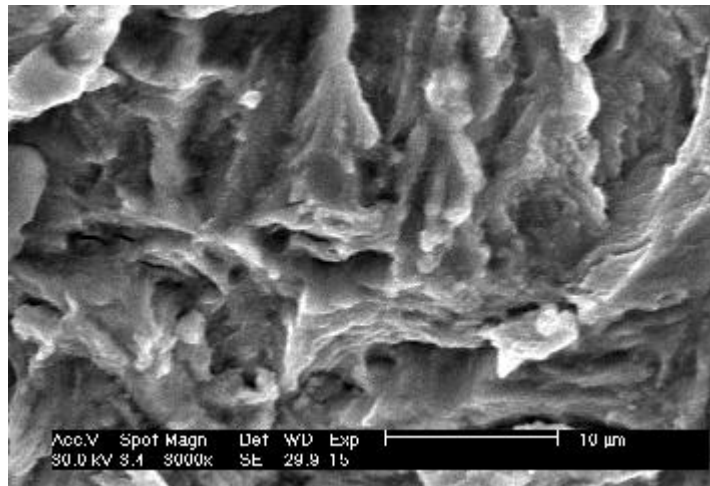


Figura 3.65 - Fractografia do provete TDR10. Metal base. Zona inferior à fenda prévia.

Na figura 3.66 está representada a fractografia da superfície de fractura correspondente à zona refundida do provete PDR 2. Na região superior desta figura verifica-se a predominância do modo de propagação de fissura intergranular. Essa zona corresponde ao período de propagação inicial da fenda. Na região inferior da figura o modo de propagação é, predominantemente, transgranular.

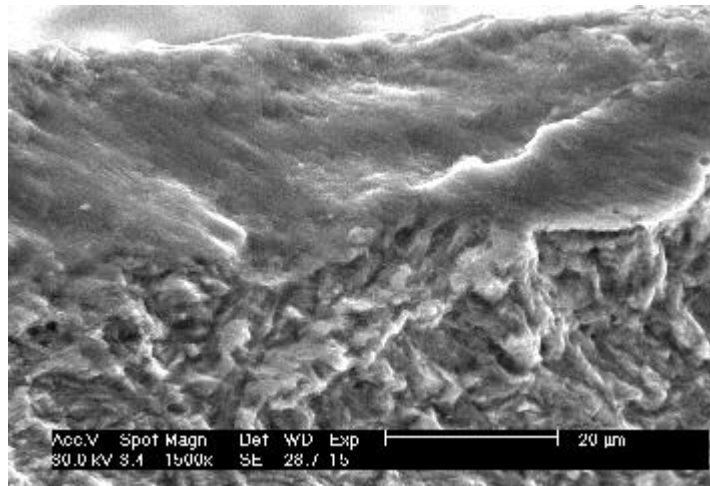


Figura 3.66 - Fractografia do provete PDR2. Topo da zona refundida.

Na figura 3.67 está representada a fractografia da superfície de fractura correspondente à zona refundida do provete PDR 3. Nesta região existe predominância do modo de propagação de fissura intergranular. Verifica-se a existência de fissuração secundária.

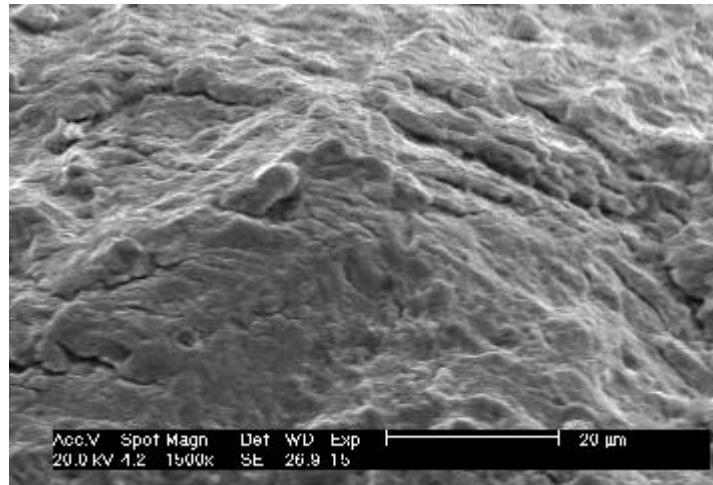


Figura 3.67 - Fractografias do provete PDR3. Zona refundida. Parte superior.

Na figura 3.68 está representada a fractografia da superfície de fractura correspondente à parte inferior da zona refundida do provete PDR 3. Nesta região existe predominância do modo de propagação de fissura transgranular. São visíveis algumas fendas secundárias.

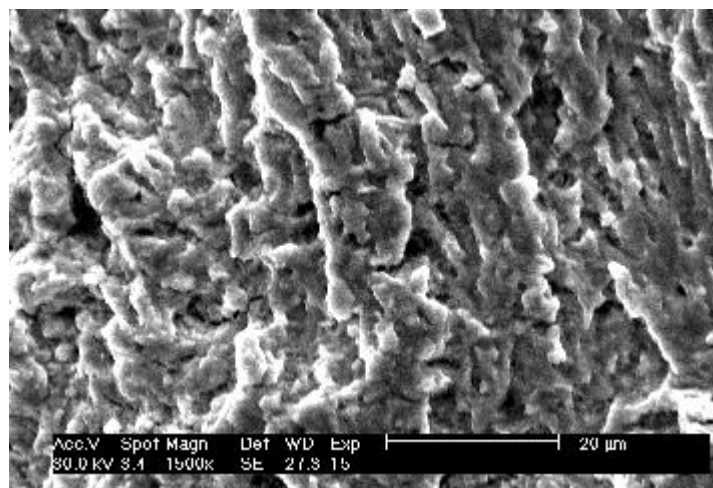


Figura 3.68 - Fractografias do provete PDR3. Zona refundida. Parte inferior.

Na figura 3.69 está representada a fractografia da superfície de fractura correspondente à fenda prévia do provete PDR 3. Nesta região existe predominância do modo de propagação de fissura transgranular. Esta macrografia caracteriza a superfície de fractura antes da aplicação da refusão plasma.

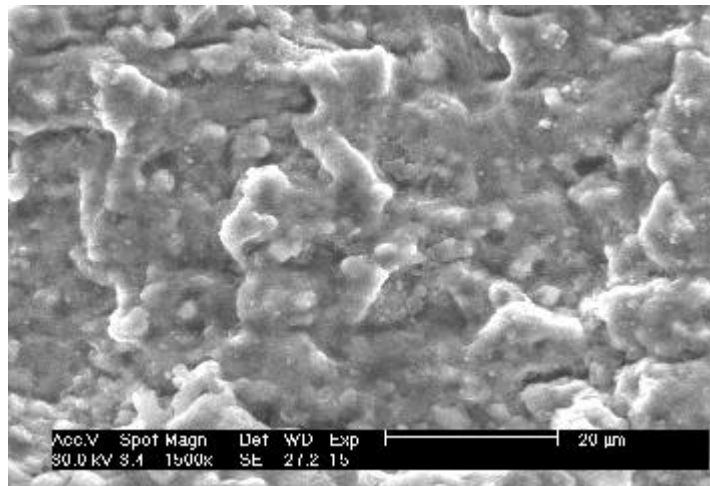


Figura 3.69 - Fractografias do provete PDR3. Fenda prévia.

Nos provetes das séries AW e TAS a fractura ocorre sempre no pé do cordão de soldadura. As macrografias das superfícies de fractura destes provetes revelam a existência de vários pontos de iniciação de fendas que se propagam até constituírem uma única frente de fenda semielíptica. Nas macrografias representadas na figura 3.70 são visíveis diversos degraus resultantes da junção das fendas iniciais.

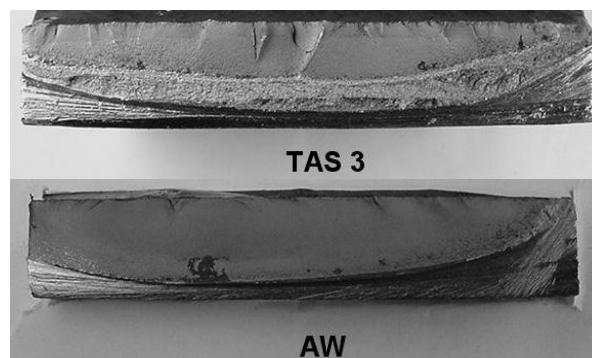


Figura 3.70 - Macrografias das superfícies de fractura dos provetes TAS 3 e AW 8.

A existência de mais pontos de iniciação de fendas nos provetes da série TAS do que nos provetes da série AW advém da existência, nos primeiros, de defeitos de soldadura, sulcos, junto ao pé do cordão. Na figura 3.71 estão representadas macrografias dos cordões destas séries, sendo evidente a existência de sulcos excessivos no pé do cordão dos provetes da série TAS.

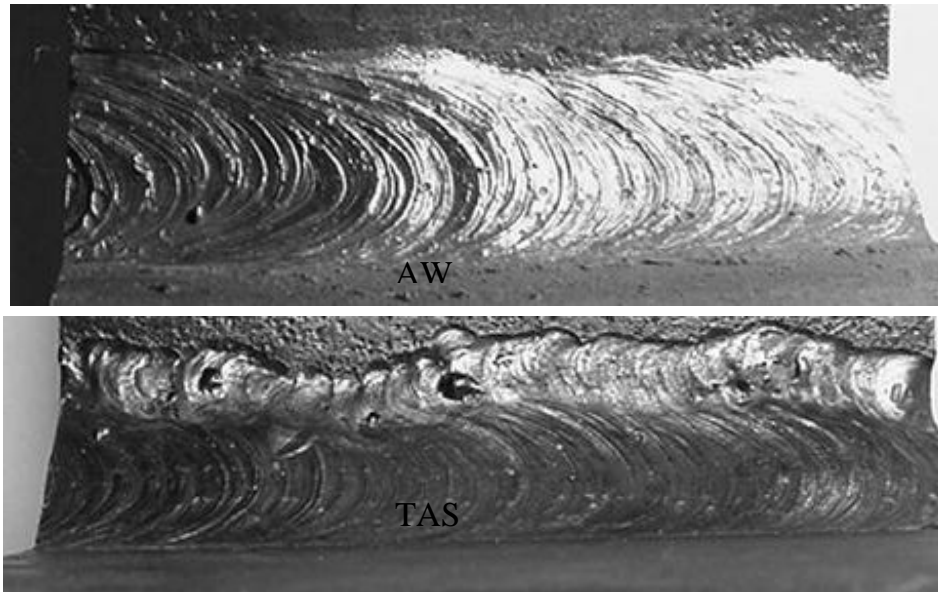


Figura 3.71 - Cordões de soldadura séries AW e TAS.

O primeiro carregamento de fadiga, anterior à reabilitação, provoca o aparecimento de fendas macroscópicas no pé dos cordões de soldadura dos provetes das séries TRD e PDR. Do segundo carregamento de fadiga, realizado até à rotura após os tratamentos de reabilitação por refusão TIG ou plasma, resultam superfícies de fractura com localização mais dispersa.

Em qualquer dos provetes da série TDR o tratamento de refusão TIG revela-se insuficiente para promover a eliminação das fendas previamente existentes, resultantes do primeiro carregamento de fadiga. A profundidade de refusão obtida não ultrapassa os 1-1.5 mm ao longo de todo o cordão, enquanto que a das fendas prévias atinge os 3-5 mm. Assim, após o tratamento de reabilitação, estes provetes apresentam pelo menos uma fenda embebida de dimensões consideráveis, que sob acção do segundo carregamento de fadiga se propagam em duas frentes: na frente de fenda prévia e na nova frente junto ao cordão de refusão TIG. Esta última vai evoluir rapidamente, por um mecanismo de propagação que envolve clivagem, até atingir a superfície. Posteriormente, esta fenda, agora superficial, penetrante e semi-elíptica, propaga-se por fadiga até à rotura final.

Na figura 3.72 está representada uma macrografia da superfície de fractura típica dos provetes da série TDR. As macrografias das superfícies de fractura dos provetes da série TDR revelam a existência da fenda prévia (zona B), bem como da zona referente à sua propagação até à rotura (zona C). É evidente a baixa penetração do cordão de refusão TIG (zona A), sendo ainda visível a propagação de degraus e nervuras da fenda prévia para a superfície de fractura localizada na zona refundida (detalhe D). Este facto permite inferir o sentido ascendente da propagação da fenda nesta zona.

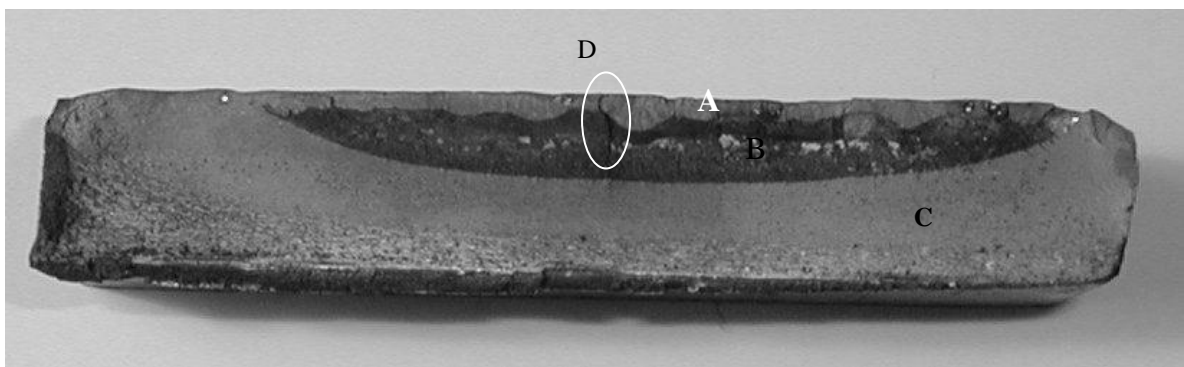


Figura 3.72 - Superfície de fractura típica dos provetes da série TDR.

A superfície de fractura dos provetes da série TDR situa-se integralmente no plano definido pela fenda prévia, que se situava no pé do cordão de soldadura do provete como soldado, ensaiado no primeiro carregamento de fadiga.

Nestes provetes a utilização, na soldadura, de uma velocidade de avanço ligeiramente mais elevada, diminuiu a ocorrência de sulcos no pé do cordão. Este facto é patente no cordão de soldadura típico dos provetes desta série representado na figura 3.73.

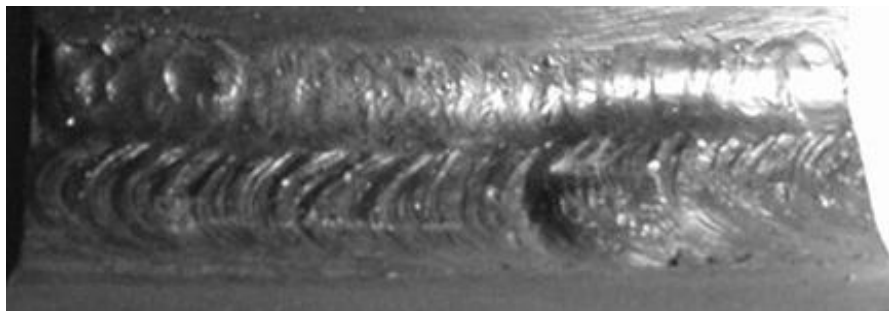


Figura 3.73 - Cordão de soldadura dos provetes da série TDR.

Nos provetes da série PDR a refusão plasma foi efectuada com o objectivo de obter uma penetração da zona fundida com uma profundidade mais significativa, de forma a promover de forma mais eficiente a reabilitação da junta soldada. Para tal foram utilizados parâmetros de soldadura que permitissem maior entrega térmica e recorreu-se à técnica do “Key-hole” para elevar a relação profundidade/largura do cordão [2]. Com estes constrangimentos, os parâmetros de soldadura plasma utilizados na reabilitação destes provetes com fissuras, afastam-se bastante dos habitualmente utilizados na técnica de melhoria do pé do cordão por refusão plasma [67].

Embora em alguns dos provetes (PDR2 e 7) se tenha alcançado o objectivo de eliminar a fenda prévia, verificou-se em todos os cordões de refusão plasma efectuados a ocorrência de dois defeitos de soldadura, sulcos (bordos queimados) e porosidades, que prejudicaram seriamente o comportamento destes provetes no segundo carregamento de fadiga. De facto a técnica do “Key-hole” é habitualmente utilizada na execução de cordões com penetração total, o que facilita o escoamento e a libertação dos gases envolvidos neste processo de soldadura plasma. Nestes provetes, esta técnica aplicada em cordões com penetração parcial, com zonas de início e fim do cordão muito próximas, conduziu à existência de sulcos e de grandes porosidades em todos os cordões. Estes defeitos, principalmente os sulcos, deram origem a juntas cuja geometria tem pequenos raios de concordância no pé do cordão, que provocam grande concentração de tensões nesta zona, prejudicando seriamente o seu comportamento quando solicitadas com carregamentos de fadiga. Na figura 3.74 está representado um cordão de soldadura típico dos provetes da série PDR, no qual está patente a ocorrência exagerada de sulcos, quer no bordo inferior, quer no bordo superior da passagem de refusão plasma.

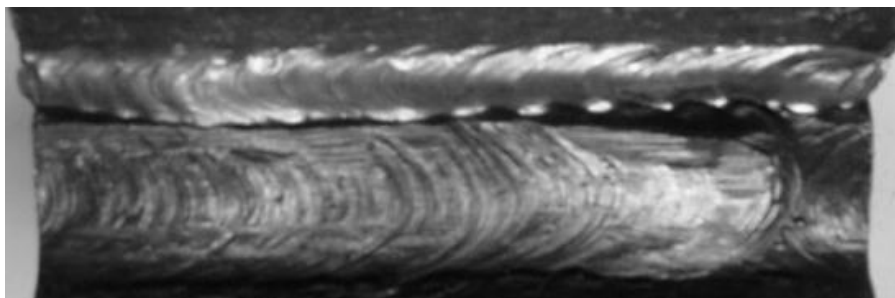


Figura 3.74 - Cordão de soldadura típico dos provetes da série PDR.

Considerando a ocorrência de sulcos em todos os provetes, ainda se tentou efectuar a reparação deste defeito com uma segunda passagem plasma [111]. No entanto no provete submetido a esta operação, PDR7, verificou-se a ocorrência de um cordão com muitas porosidades superficiais que embora possuísse uma geometria mais favorável desencorajou a execução deste tratamento nos restantes provetes.

As características da superfície de fractura dos provetes da série PDR variam bastante, dependendo de factores como sejam a existência ou não de fenda prévia, a dimensão da fenda prévia, as dimensões dos sulcos junto aos pés do cordão, os raios de curvatura no pé dos cordões. Desta forma a caracterização das superfícies de fractura dos provetes desta série é efectuada atendendo aos factores referidos.

Provetes em que a fenda prévia foi completamente eliminada

Provete PDR2

O provete fracturou-se predominantemente pela secção transversal passante pelo sulco junto ao cutelo. Na figura 3.75 encontra-se representada a macrografia da superfície de fractura deste provete. Na zona central da macrografia verifica-se a existência de vários pontos de iniciação de fendas que se propagam por fadiga, convergindo numa única fenda semielíptica que, mantendo a forma, prossegue a propagação até à rotura. São visíveis diversos degraus resultantes da junção das microfendas iniciais.

Nas zonas laterais existem diversas porosidades. Por cima dessas linhas de porosidades verifica-se que a superfície de fractura inflecte para o centro do cordão. A morfologia da superfície de fractura nestas zonas laterais por cima das porosidades é claramente distinta da revelada na zona central e revela claros indícios de clivagem. Na parte inferior das porosidades são visíveis diversos pontos de iniciação de fendas que se propagam

convergindo numa grande fenda semielíptica que se desenvolve ao longo de todo o comprimento da secção transversal que passa pelo bordo queimado junto ao cutelo.

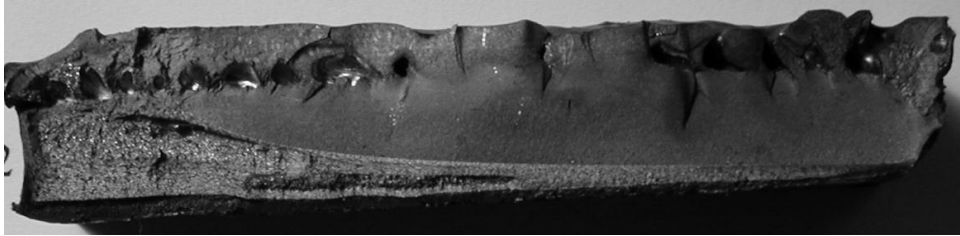


Figura 3.75 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR2.

Provete PDR7

Neste provete, como já foi referido, efectuou-se uma segunda passagem de refusão plasma para minimizar o efeito do bordo queimado do primeiro cordão.

Este provete fracturou-se pela secção transversal situada a meio do segundo cordão de refusão plasma (sensivelmente na secção onde existia o bordo queimado entretanto reparado). Na figura 3.76 encontra-se representada a macrografia da superfície de fractura deste provete.

Verifica-se a existência de vários pontos de iniciação de microfendas de fadiga, junto aos poros superficiais. Estas microfendas propagam-se até constituírem uma única fenda semielíptica.

Constata-se a existência de muitas porosidades, mas com dimensões inferiores às que ocorrem nos outros provetes desta série.

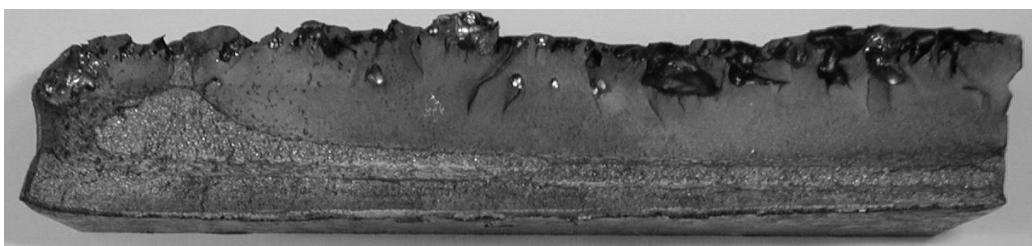


Figura 3.76 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR7.

Provetes em que a fenda prévia não foi integralmente eliminada

Nestes provetes uma parte significativa da superfície é originada pela propagação da fenda prévia. Na fractura do cordão de refusão por cima da fenda prévia ocorrem duas situações distintas: fractura por clivagem no plano da fenda prévia (provetes PDR3, 6, 9 e 10) ou separação do cordão junto à fronteira da zona fundida, passando por um dos bordos queimados (provetes PDR4, 5 e 8). Nas figuras 3.77 e 3.78 são representadas as macrografias das superfícies fractura dos provetes PDR3 e PDR4 respectivamente.

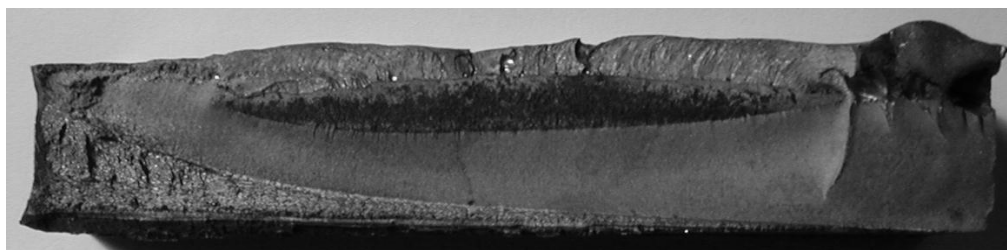


Figura 3.77 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR3.



Figura 3.78 - Macrografia da superfície de fractura do provete PDR4.

A restante parte da superfície de fractura é gerada pela iniciação e propagação de uma fenda de fadiga junto a um dos sulcos. Esta parte pode ser pequena, 15% da superfície de fractura no caso do provete PDR3, ou preponderante, 70% no caso do provete PDR6.

A junção destas duas fendas provoca um degrau bem visível nas macrografias e ocorre na fase final da vida dos provetes.

IV - Modelo de estimação de tensões residuais em juntas soldadas

A soldadura por fusão é um processo de união de dois ou mais componentes metálicos, recorrendo à sua fusão localizada, podendo, ou não, ser utilizado um material de adição. Neste processo é garantida a continuidade metálica dos componentes a unir.

Face às propriedades obtidas e características dos processos envolvidos, a soldadura por fusão de componentes metálicos é um método tecnológico de grande utilização e de importância vital no domínio da Engenharia Mecânica.

No processo de soldadura, a fusão mais ou menos localizada, provocada por uma adição de calor bastante intensa, conduz a fortes gradientes térmicos. De facto a gama de temperaturas envolvida nestes processos varia desde a temperatura ambiente até uma temperatura acima da que provoca a fusão dos metais a unir (para o caso dos aços estruturais acima de 1550 °C).

Os campos de temperatura não uniformes provocam a formação de tensões de origem térmica que perduram para além do processo de soldadura, mesmo após o arrefecimento, condicionando o próprio processo de fabrico de componentes soldados, bem como a posterior utilização dos produtos assim obtidos.

Dada a diversidade das ciências envolvidas no processo tecnológico de soldadura, o projecto de componentes soldados requer conhecimentos sólidos em áreas tão diversas como a metalurgia, a condução de calor, a mecânica dos sólidos e a engenharia da produção.

As tensões residuais resultantes do processo de soldadura afectam intensamente o comportamento mecânico dos componentes soldados, quando, posteriormente, estes são submetidos a um carregamento estático ou dinâmico.

Nos processos de fabrico de produtos soldados, principalmente nos automatizados, para garantir a geometria pretendida recorre-se à utilização de amarras de forma a manter as posições dos componentes a soldar. No entanto a utilização destas amarras provoca nos produtos soldados tensões residuais mais elevadas. A produção de soldaduras sem recurso a amarras, embora possa diminuir a intensidade das tensões residuais, normalmente conduz a distorções e a outras imperfeições geométricas que condicionam a posterior utilização dos produtos soldados.

A avaliação das distorções e das tensões residuais é determinante para a planificação do processo de fabrico e para o projecto de produtos soldados.

A estimação das distorções e das tensões residuais envolvidas num processo de soldadura tem sido efectuada através de dois métodos: um com recurso a critérios empíricos, aproximado, bastante falível e de difícil aplicação a novos casos, outro com recurso à simulação, bastante mais fiável.

A simulação de processos de soldadura pode ser efectuada de forma experimental ou numérica. Considerando a importância determinante das dimensões dos componentes no comportamento das juntas soldadas, bem como a variação não linear desse comportamento com as referidas dimensões, os modelos experimentais, para produzirem resultados fiáveis, deverão ser efectuados em tamanho real. Os custos e os condicionantes envolvidos na simulação experimental, acabam por a tornar inviável em muitas situações de interesse prático.

A simulação destes processos com recurso a modelos matemáticos, recorrendo a métodos numéricos para promover a resolução das complexas equações analíticas resultantes, tem vindo a ganhar cada vez mais importância no projecto de estruturas soldadas.

Para que a simulação numérica produza resultados fiáveis deve existir rigor na modelação, designadamente ao nível da definição das propriedades dos materiais envolvidos e dos parâmetros de soldadura.

O campo de tensões residuais obtido numericamente deve ser validado através de algumas medições experimentais que possam aferir a fiabilidade do modelo utilizado.

Para proceder à avaliação da integridade e da performance das estruturas soldadas, para além das cargas aplicadas, devem ser consideradas as tensões residuais como um carregamento inicial.

A simulação numérica dos processos de soldadura, além de permitir ganhos económicos relativamente à experimental, conduz em geral a uma melhor compreensão do processo. De facto permite um melhor controlo do processo bem como facilita a avaliação e análise de resultados.

As técnicas de refusão por TIG e por plasma são frequentemente utilizadas para aumentar a resistência e a fiabilidade de peças solicitadas à fadiga [67, 111]. Num trabalho apresentado de forma preliminar [153], estas técnicas são utilizadas não só para melhoria, mas também para reabilitação de juntas soldadas em T, submetidas a carregamento de

fadiga por flexão em três pontos. Os resultados aí apresentados indicavam que as tensões residuais geradas nas refusões por soldadura TIG e plasma teriam importância determinante no comportamento mecânico dessas juntas quando solicitadas com um carregamento de fadiga.

O principal objectivo deste capítulo é definir um modelo numérico utilizando o método dos elementos finitos que permita determinar as tensões residuais geradas pelas passagens de refusão TIG e plasma referidas.

IV.1- Processos de soldadura simulados

Neste estudo foram simulados dois processos de soldadura por arco eléctrico: TIG e plasma. Neste capítulo será efectuada uma breve descrição destes processos. Um estudo profundo sobre processos de soldadura poderá ser encontrado nas referências [2, 3 e 5].

Ambos os processos utilizam o arco eléctrico como fonte de calor. Será dada ênfase a dois parâmetros de soldadura bastante importantes para efeitos de simulação numérica: a potência da fonte de calor e a velocidade de soldadura.

Estes dois parâmetros, bem como a eficiência de transferência associada ao processo, permitem calcular a quantidade de calor fornecida à junta soldada, usualmente definida por unidade de comprimento e que se designa por entrega térmica (E_T).

A entrega térmica pode ser calculada pelo quociente entre a potência total da fonte de calor, P , e a sua velocidade de deslocamento, v :

$$E_T \text{ [J/mm]} \equiv \frac{P \text{ [W]}}{v \text{ [mm/s]}} \quad (4.1)$$

No caso da fonte de calor ser gerada por arco eléctrico, a entrega térmica pode ser obtida pela seguinte expressão:

$$E_T \equiv \eta \frac{UI}{v} \quad (4.2)$$

em que os símbolos têm o seguinte significado:

U - Diferença de potencial entre eléctrodos

I - Intensidade da corrente

η - Eficiência da transferência

A eficiência da transferência é definida como o quociente entre a energia que é transferida para o material a soldar e a energia eléctrica total transferida entre os eléctrodos.

Estes parâmetros são fundamentais para efectuar a determinação do campo de temperaturas gerado na soldadura.

IV.1.1- Processo de soldadura TIG

O TIG (Tungsten Inert Gas) é um processo de soldadura cuja fonte de calor é um arco eléctrico estabelecido entre um eléctrodo não consumível de tungsténio e as peças a soldar, no seio de uma atmosfera de protecção de gás inerte (usualmente árgon).

O arco eléctrico cria nas peças a soldar um poço de fusão e fornece energia para fundir o metal de adição que, quando necessário, é adicionado através de uma vareta. No caso simulado nunca foi utilizado metal de adição. Outra função do arco é a de promover a limpeza de óxidos superficiais na superfície do banho de fusão e do metal de base adjacente.

Independentemente do tipo de corrente e da polaridade utilizada, as temperaturas do arco junto ao eléctrodo são muito elevadas, daí a utilização do tungsténio para material deste componente. Além desta capacidade de resistir a temperaturas elevadas, o tungsténio

também possui uma elevada emissividade que facilita a escorva do arco. As tochas de soldadura TIG possuem um processo de arrefecimento do eléctrodo.

Usualmente, neste processo, utiliza-se corrente contínua com polaridade directa (o eléctrodo é o cátodo e a peça a soldar é o ânodo), pois obtém-se melhor penetração e menor temperatura do arco junto ao eléctrodo.

Para promover a protecção do arco e do eléctrodo é utilizado um fluxo de gás inerte. A utilização deste gás permite ainda uma menor alteração das características do metal fundido.

Na figura 4.1 encontra-se representada uma tocha de soldadura TIG.

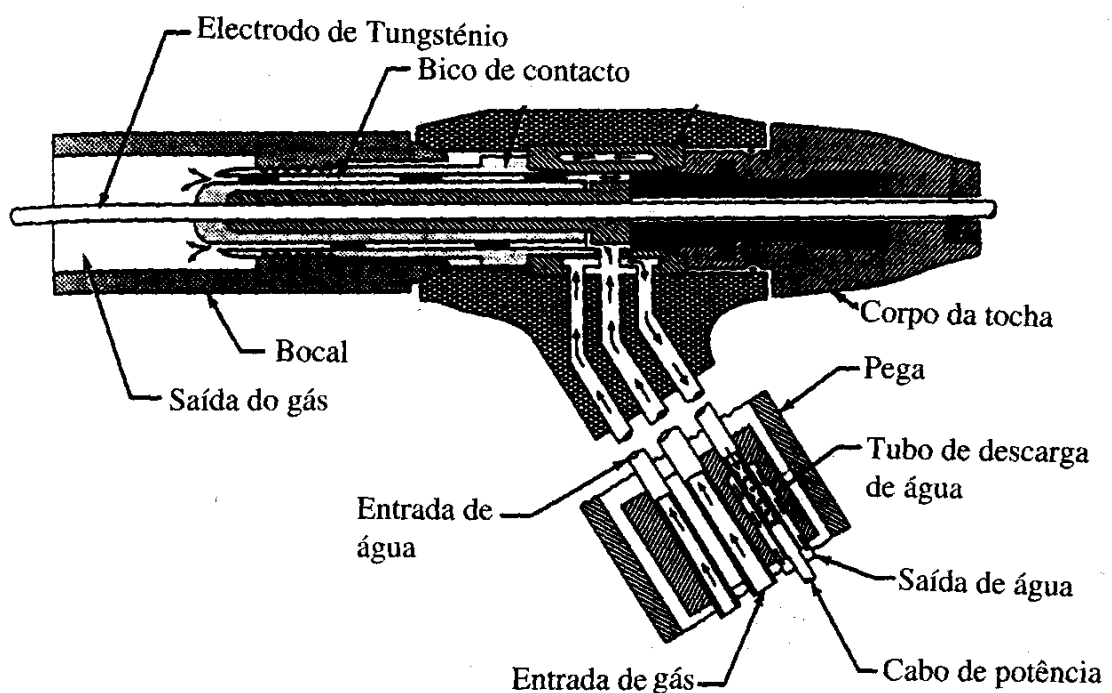


Figura 4.1 – Tocha de soldadura TIG [2].

Os principais parâmetros que controlam este processo de soldadura são: o diâmetro do eléctrodo, o tipo e polaridade da corrente, a intensidade da corrente de soldadura, o metal de adição, o débito do fluxo de protecção e a velocidade de soldadura.

Neste processo não existe qualquer constrição do arco pelo que ele normalmente apresenta forma cónica sendo, portanto, bastante sensível à distância entre o eléctrodo e a peça a soldar. Normalmente obtêm-se relações profundidade/largura do cordão na ordem de 1/3.

Este processo pode ser utilizado numa gama de intensidade de corrente de 1 a 800 A. Normalmente a tensão no arco varia entre 15 e 35 V. Com este processo conseguem-se uma eficiência de transferência que varia entre 21 e 48%.

IV.1.2- Processo de soldadura por plasma

A adição de energia a um gás pode provocar a dissociação dos seus constituintes, átomos e moléculas em iões e electrões. A extensão desta transformação é fortemente dependente da densidade da adição de energia. A massa gasosa obtida por esta dissociação é designada por plasma.

O plasma quando submetido a um campo eléctrico conduz corrente essencialmente através dos seus electrões.

Quando se cria um arco eléctrico constitui-se sempre um plasma, no entanto a extensão da ionização da atmosfera, no seio da qual se estabelece o arco, varia significativamente, no entanto é normalmente pequena.

Na soldadura por plasma, um arco eléctrico estabelecido entre um eléctrodo não consumível de tungsténio e a peça a soldar, no seio de uma atmosfera inerte, sofre uma constrição mecânica provocada por um bocal metálico situado junto ao eléctrodo. Esta constrição provoca um maior grau de ionização no arco, daí a utilização da designação de plasma.

Do exposto resulta que a soldadura por plasma é muito semelhante à TIG, no entanto a constrição do arco conduz a densidades de energia mais elevadas, que permitem maiores velocidades de execução.

O arco constrangido adquire uma forma aproximadamente cilíndrica pelo que a zona de incidência do arco não se altera significativamente quando a distância entre a tocha e a peça varia. Esta característica favorece a estabilidade do arco.

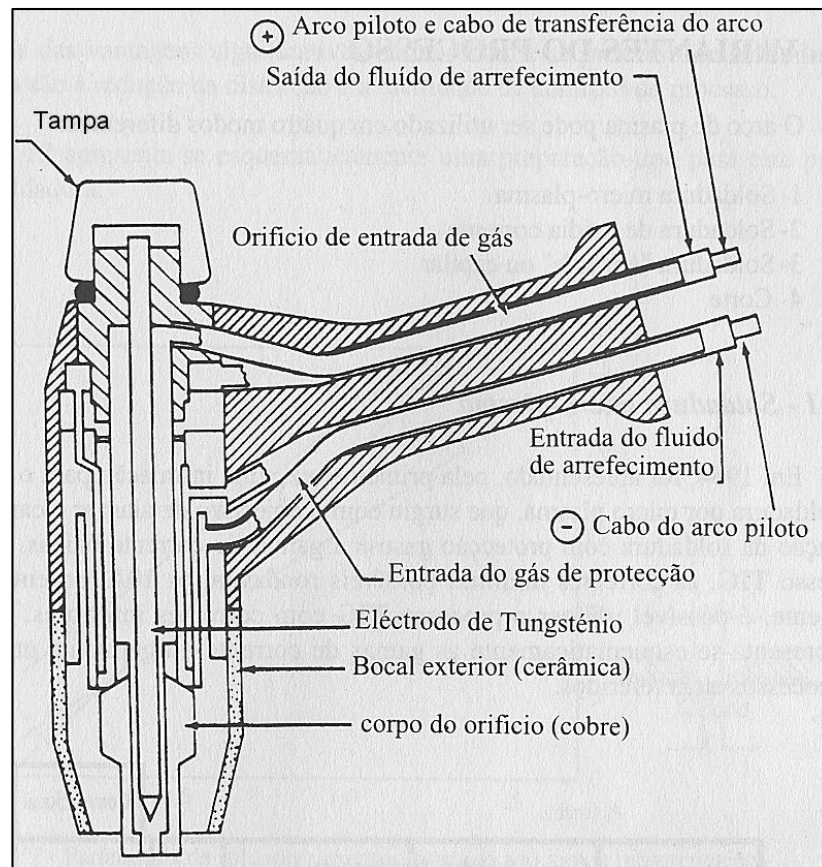


Figura 4.2 – Tocha de soldadura Plasma [2].

Na figura 4.2 encontra-se representada uma tocha de soldadura plasma.

As velocidades elevadas do gás de plasma favorecem uma maior penetração. Recorrendo à técnica de execução por key-hole ou capilar, chega-se a obter relações profundidade/largura do cordão igual a 1.

Os parâmetros de soldadura deste processo são semelhantes aos do processo TIG, mas usualmente a intensidade de corrente utilizada é inferior. No entanto para a mesma intensidade, no processo plasma pode-se estabelecer um arco com tensão dupla da do processo TIG, daí obterem-se maiores entregas térmicas. Neste processo surge um

parâmetro adicional de regulação bastante sensível para o estabelecimento do fluxo de plasma, que é o débito do gás de plasma. Este parâmetro é independente do débito do gás de protecção.

IV.2- Campo de tensões residuais

As tensões residuais geradas por processos de soldadura têm fundamentalmente duas origens: o campo não uniforme de dilatações térmicas e a variação de volume originada nas mudanças de fase.

No processo de soldadura são gerados nas peças a unir/unidas gradientes de temperaturas mais ou menos severos. Estes gradientes térmicos provocam campos não uniformes de deslocamentos e de deformações. Associados aos campos de deformação existem os correspondentes campos de tensões. Em determinados pontos da junta soldada são atingidos estados de tensão que ultrapassam o regime elástico do material, nessas condições são geradas deformações que perduram após o seu arrefecimento completo até à temperatura ambiente. O campo de tensões residuais surge associado a este campo de deformações.

Em função do ciclo de aquecimento/arrefecimento produzido no processo de soldadura, a microestrutura do metal vai variar. Estas transformações microestruturais dependem não só da grandeza das temperaturas mas também são fortemente dependentes do seu gradiente.

Normalmente as transformações da microestrutura surgem associadas a variações das propriedades mecânicas e térmicas, bem como a variações de volume. As variações de volume geram um campo de deslocamentos.

Estas transformações de fase no estado sólido, dependentes do campo de temperaturas, não são uniformes. Assim as correspondentes variações de volume e respectivo campo de deslocamentos também não são uniformes.

A gama de temperaturas na qual se desenvolvem os fenómenos físicos que originam o estado de tensões final, vai desde a temperatura ambiente até à temperatura de fusão dos metais soldados. Nessa gama de temperaturas as propriedades termo-mecânicas dos materiais, das quais dependem as leis fenomenológicas que governam os processos envolvidos, variam intensamente visto que essas propriedades dependem fortemente da temperatura. Acresce o facto de alguns dos fenómenos envolvidos dependerem não só da temperatura mas também da intensidade e do sentido do seu gradiente, como é o caso das mudanças de fase.

Face à complexidade do processo de soldadura e às não linearidades envolvidas, a solução analítica destes problemas só é conseguida de forma simplificada para alguns problemas simples de pouca aplicação prática.

A resolução do problema da determinação do campo de tensões residuais num processo de soldadura é normalmente realizada recorrendo a métodos numéricos. Dentro destes métodos, face ao controlo eficiente da aproximação requerida, tem ganho importância preponderante, nas últimas décadas, o método dos elementos finitos (MEF).

Os princípios e fundamentos do MEF encontram-se descritos em diversos livros da especialidade [155 - 160]. Este método começou por ser utilizado com sucesso na resolução de problemas estruturais. Nesse âmbito foi utilizado pelo autor na resolução de um problema dinâmico com não linearidades materiais e geométricas [161].

Nas últimas duas décadas o MEF tem sido utilizado nos mais variados campos, dos quais destacamos, pelo interesse para este estudo, a sua aplicação nos trabalhos de investigação e desenvolvimento no âmbito da determinação de tensões residuais em soldadura [162 - 180].

Para analisar de forma completa e precisa a resposta termo-mecânica de uma junta durante um processo de soldadura é necessário recorrer a modelos tridimensionais para aproximar o campo de temperaturas e de tensões. No entanto, os recursos computacionais necessários para efectuar esta análise são muito elevados. Muitos casos com interesse prático podem

ser aproximados recorrendo a modelos bidimensionais. Em [162 e 163] são apresentadas as condições necessárias para que estas aproximações bidimensionais possam conduzir a resultados válidos. Em [169 e 170] são apresentados resultados obtidos por aplicação destes modelos bidimensionais a juntas soldadas.

Na análise global destes processos, o problema térmico de distribuição de temperaturas e o problema mecânico de determinação do campo de deslocamentos encontram-se termodinamicamente ligados [163, 171 e 172], isto é em cada instante a determinação do campo de temperaturas está dependente do campo de tensões e reciprocamente.

A resolução destes problemas ligados requer modelos numéricos relativamente complexos. No entanto a influência do campo de tensões no campo de temperaturas é desprezável para a grande maioria dos problemas de determinação de tensões residuais em processos de soldadura. De facto no processo de soldadura, o calor dissipado nas deformações plásticas é normalmente desprezável face ao calor gerado pelo arco eléctrico.

Assim a grande parte destes problemas é resolvido recorrendo a uma análise de transmissão de calor para determinação dos campos de temperaturas, seguida de uma análise de tensões em que o carregamento é provocado pelas distribuições de temperaturas anteriormente calculadas. Esta aproximação é efectuada nos problemas apresentados nas referências [164 – 171].

Em [168, 171 e 181] é apresentada uma modelação eficiente da mudança de fases. No entanto esta modelação requer a utilização de numerosos parâmetros e propriedades dos materiais nem sempre disponíveis, sendo de difícil implementação em programas comerciais de elementos finitos.

Uma forma alternativa de modelar a mudança de fases requer a resolução de dois problemas sucessivos, um relativo ao aquecimento e outro relativo ao arrefecimento. Mediante a identificação das temperaturas máximas atingidas e dos correspondentes tempos de arrefecimento delimitam-se diversas zonas contíguas na malha de elementos finitos às quais se atribuem propriedades mecânicas diferentes. Após a resolução destes

dois problemas de transmissão de calor, segue-se a resolução dos dois problemas de análise de tensões respectivos. Esta técnica é apresentada em [163, 173 e 180].

Alguns autores sustentam que a influência da mudança de fase na geração de tensões residuais nos processos de soldadura não é relevante [169 e 170].

Os princípios e fundamentos da modelação efectuada encontram-se descritos nas referências [136, 155 - 160, 162, 163, 182 - 190].

IV.3.1- Modelação do processo de transmissão de calor

IV.3.1.1-Lei que rege o fenómeno

A determinação da equação que rege a condução de calor num meio contínuo pode ser derivada na sua formulação de Lagrange impondo a 1.^a lei da termodinâmica sobre um volume fixo, arbitrário, V , do referido meio. Considera-se que esse volume V é limitado pela superfície fechada S .

Admitindo que qualquer troca de energia é provocada por fluxos de calor, podemos expressar a conservação da energia por:

$$\begin{aligned} \text{Taxa de variação da energia} &= \text{Taxa de condução de calor através de } S \\ \text{interna no volume } V &+ \text{Taxa de geração de calor em } V \quad (4.3) \end{aligned}$$

Para explicitar matematicamente esta equação, considera-se que o aumento de temperatura em V , a condução de calor para o interior de V , bem como a libertação de energia em V correspondem a variações positivas.

Seja u a energia interna específica do meio contínuo, ρ a sua densidade e c o seu calor específico definido por $c = \frac{du}{dT}$, em que T é a temperatura num ponto de V .

Nestes termos o 1.º membro da equação 4.3 vem dada por:

$$\text{Taxa de variação da energia interna no volume } V = \int_V \rho \frac{\partial u}{\partial t} dV \equiv \int_V \rho c \frac{\partial T}{\partial t} dV \quad (4.4)$$

A 2.ª lei da termodinâmica estabelece uma relação entre o fluxo de calor e o gradiente do campo de temperatura. Para um meio isotrópico esta relação é dada pela lei de Fourier de condução de calor:

$$\mathbf{q} \equiv -K(\mathbf{grad} \mathbf{T}) \cdot \mathbf{n} \quad (4.5)$$

em que \mathbf{q} representa a taxa de calor por unidade de área conduzido através de qualquer superfície e na direcção da sua normal unitária exterior \mathbf{n} (fluxo de calor na direcção de \mathbf{n}); K é uma propriedade do meio isotrópico designada por condutividade térmica.

O 1.º termo do segundo membro de 4.3 é dado por:

$$\text{Taxa de condução de calor através de } S = \int_S -\mathbf{q} dS \equiv \int_S K(\mathbf{grad} \mathbf{T}) \cdot \mathbf{n} dS \quad (4.6)$$

Por aplicação do teorema da divergência:

$$\int_S K(\mathbf{grad} \mathbf{T}) \cdot \mathbf{n} dS \equiv \int_V \text{div} (K \mathbf{grad} \mathbf{T}) dV \quad (4.7)$$

Designando por Q a taxa de geração de calor por unidade de volume do meio contínuo, o 2.º termo, do 2.º membro de 4.3 vem dado por:

$$\text{Taxa de geração de calor em } V = \int_V Q dV \quad (4.8)$$

Usando as equações anteriores, a lei de conservação de energia vem dada por:

$$\int_V (\rho c \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div}(\mathbf{K} \text{grad } \mathbf{T}) - Q) dV \equiv 0 \quad (4.9)$$

Considerando a arbitrariedade do volume V:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} \equiv \text{div}(\mathbf{K} \text{grad } \mathbf{T}) + Q \quad (4.10)$$

Esta é a equação fundamental que governa o processo de transmissão de calor num meio contínuo. A sua resolução analítica pode ser efectuada em determinados casos particulares e simples. Nos problemas mais genéricos é usualmente resolvida por métodos numéricos de diferenças finitas ou de elementos finitos.

IV.3.1.2-Condições iniciais e de fronteira

As equações diferenciais de balanço, quando expressas na sua forma clássica ou forma diferencial forte, requerem para a sua resolução o conhecimento de soluções, ou das suas derivadas, em algumas partes do domínio. Essas soluções são expressas em equações adicionais designadas por condições iniciais (explicitam soluções específicas em determinados instantes, usualmente no instante inicial) e por condições de fronteira (explicitam soluções na superfície fronteira do domínio).

Considere-se o meio isotrópico e contínuo Ω , limitado pelas superfícies Γ_1 e Γ_2 , representado na figura 4.3.

As condições iniciais determinam a função $f_i(x)$ na seguinte equação:

$$T = T(x,t) = f_i(x) \quad \text{para } t=0 \wedge \forall x \in \Omega \quad (4.11)$$

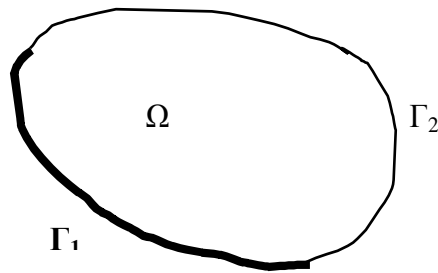


Figura 4.3 – Representação do domínio do modelo numérico.

As condições de fronteira determinam as funções g , f_1 , f_c e f_r nas seguintes equações

$$T(x,t) = g(x,t) \quad \forall x \in \Gamma_1 \quad (4.12)$$

Condição de fronteira de Dirichlet

$$q = -K(\mathbf{grad} T) \cdot \mathbf{n} = f_1(x,t,T) + f_c(x,t,T) + f_r(x,t,T) \quad \forall x \in \Gamma_2 \quad (4.13)$$

Condição de fronteira de Neumann

em que:

$f_1(x,t,T)$ - representa o fluxo de calor prescrito na fronteira Γ_2 ;

$f_c(x,t,T)$ - representa o fluxo de calor por convecção [182] dado por

$$f_c = h(T - T_\infty) \quad (4.14)$$

em que h é o coeficiente de transmissão de calor por convecção e T_∞ é a temperatura do meio envolvente;

$f_r(x,t,T)$ - representa o fluxo de calor por radiação definido por

$$f_r = \varepsilon\sigma(T^4 - T_\infty^4) \quad (4.15)$$

em que ε é a emissividade da superfície e σ é a constante de Stefan-Boltzmann.

Em alguns casos torna-se expedito escrever a equação 4.15 da seguinte forma:

$$\begin{aligned} f_r &= \varepsilon \sigma (T^3 + T^2 T_\infty + T T_\infty^2 + T_\infty^3) (T - T_\infty) \\ &= H(\varepsilon, \sigma, T, T_\infty) (T - T_\infty) \end{aligned} \quad (4.16)$$

que apresenta a fronteira irradiante como equivalente a uma fronteira convectiva com comportamento não linear. Esta formulação permite juntar as equações 4.15 e 4.16:

$$f_r + f_c = \bar{H}(\varepsilon, \sigma, T, T_\infty) (T - T_\infty) \quad (4.17)$$

IV.3.1.3-Formulação variacional

A formulação apresentada nas duas secções precedentes é usada na resolução analítica dos problemas de transmissão de calor, bem como na resolução numérica desses problemas usando algoritmos baseados no método das diferenças finitas.

A aplicação do método dos elementos finitos requer que as equações de balanço sejam apresentadas na sua forma diferencial fraca ou variacional. A formulação clássica e a variacional são equivalentes, podendo ser obtidas uma a partir da outra.

Considere-se o problema de condução de calor num domínio homogéneo e isotrópico Ω , na sua formulação diferencial forte. A temperatura é prescrita na fronteira Γ_1 e o fluxo de calor na fronteira Γ_2 . O objectivo é determinar $T(x,t)$ que satisfaça simultaneamente as seguintes condições:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} \equiv \text{div}(\mathbf{K} \text{grad } \mathbf{T}) + Q \quad \forall_{x \in \Omega, t > 0} \quad (4.18)$$

$$T(x,t) = g(x,t) \quad \forall_{x \in \Gamma_1, t > 0} \quad (4.19)$$

$$q(x,t) = f(x,T,t) \quad \forall_{x \in \Gamma_2, t > 0} \quad (4.20)$$

$$T(x,t) = f_i(x) \quad \forall_{x \in \Omega, t=0} \quad (4.21)$$

Para definir a formulação fraca deste problema é necessário definir dois conjuntos ou classes de funções. O primeiro é composto por funções candidatas a soluções do problema. Impõe-se a estas funções que sejam contínuas (de classe C^1) e que satisfaçam as condições de fronteira em Γ_1 , bem como a condição inicial em $t=0$.

Este conjunto é definido por:

$$S = \left\{ T: T \in C^1, T(x,t) = g(x,t) \quad \forall_{x \in \Gamma_1, t > 0} \quad \wedge \quad T(x,t) = f_i(x) \quad \forall_{x \in \Omega, t=0} \right\}$$

O segundo conjunto designado por funções de peso ou variações, é constituído por funções independentes do tempo, de classe C^1 e que são homogêneas na fronteira Γ_1 .

Este conjunto é definido por:

$$V = \left\{ w: w \in C^1, w(x) = 0 \quad \forall_{x \in \Gamma_1} \right\}$$

Da equação de equilíbrio na sua forma forte e admitindo que w seja uma função não nula em todo o domínio Ω , vem:

$$\int_{\Omega} w \left(\text{div}(\mathbf{K} \mathbf{grad} T) + Q - \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \right) dV = 0 \quad (4.22)$$

Aplicando a integração por partes:

$$-\int_{\Omega} \mathbf{K} \mathbf{grad} T \cdot \mathbf{grad} w \, dV + \int_{\Gamma} w(\mathbf{K} \mathbf{grad} T) \cdot \mathbf{n} \, dS + \int_{\Omega} (Qw - \rho c w \frac{\partial T}{\partial t}) \, dV = 0 \quad (4.23)$$

Considerando que $w=0$ em Γ_1 e que fluxo de calor $q=f$ em Γ_2 , vem:

$$\int_{\Omega} (K \mathbf{grad} T \cdot \mathbf{grad} w + \rho c w \frac{\partial T}{\partial t}) dV = \int_{\Omega} Q w dV - \int_{\Gamma_2} f w dS \quad (4.24)$$

Assim a formulação variacional deste problema traduz-se em encontrar a função T , pertencente a S e que verifique a equação 4.24.

Note-se que enquanto na formulação clássica são impostas quatro condições, na formulação variacional só são impostas três. A condição de fronteira que impõe o fluxo de calor na fronteira, surge na formulação fraca naturalmente inserida na equação de balanço. Assim esta condição é designada por condição de fronteira natural. Quanto à condição que impõe a temperatura na fronteira, ela surge de forma explícita na definição do conjunto S . Esta condição é designada por condição de fronteira essencial.

IV.3.1.4-Método de aproximação de Galerkin

Este método permite a obtenção de soluções aproximadas para problemas de valor fronteira apresentados na sua forma fraca.

Para não introduzir complicações adicionais na formulação, vamos considerar inicialmente os problemas na sua forma estacionária. Posteriormente será apresentada de forma sintética a introdução da variação no tempo que não altera significativamente a formulação estacionária, uma vez que se admite a separação das variáveis espaço e o tempo nas funções solução.

O primeiro passo na formulação deste método consiste na construção de aproximações de dimensão finita dos conjuntos S e V . Essas aproximações são designadas por S^h e V^h , em que o sobre-escrito se refere a uma associação destes conjuntos com uma divisão do domínio Ω , parametrizada por um comprimento h (divisão do domínio através de uma malha). Deve-se entender que S^h e V^h são subconjuntos de S e V respectivamente.

Portanto:

$$T^h = g \quad \forall_{x \in \Gamma_1} \quad (4.25)$$

$$w^h = 0 \quad \forall_{x \in \Gamma_1} \quad (4.26)$$

Considere-se que V^h consiste em todas as combinações lineares de funções $N_i : \Omega \rightarrow \mathbb{R}, i = 1, \dots, n$. Note-se que esta determinação é possível visto que V^h constitui um espaço linear. Então:

$$w^h = \sum_{i=1}^n a_i N_i \quad (4.27)$$

N_i são designadas funções de forma ou de interpolação. Como estas funções pertencem a V^h , então:

$$N_i = 0 \quad \forall_{x \in \Gamma_1}, \quad i=1, \dots, n \quad (4.28)$$

Para definir os membros de S^h é necessário especificar uma função designada por g^h . Para isso define-se uma nova função de forma que satisfaz a seguinte propriedade:

$$N_{n+1} = 1 \quad \forall_{x \in \Gamma_1} \quad (4.29)$$

g^h é dada por:

$$g^h = g N_{n+1} \quad (4.30)$$

Um membro T^h de S^h é definido por:

$$\begin{aligned} T^h &= w^h + g^h \\ &= \sum_{i=1}^n a_i N_i + g N_{n+1} \end{aligned} \quad (4.31)$$

A aproximação de Galerkin para o regime estacionário de transmissão de calor é estabelecido da seguinte forma:

Determinar $T^h \in S^h$, que satisfaçam:

$$\int_{\Omega} (K \mathbf{grad} T^h \cdot \mathbf{grad} w^h) dV = \int_{\Omega} Q w^h dV - \int_{\Gamma_2} f w^h dS \quad (4.32)$$

Como w^h é definido como uma combinação linear de funções de forma N_i , então a equação anterior é equivalente ao sistema de n equações:

$$\int_{\Omega} (K \mathbf{grad} T^h \cdot \mathbf{grad} N_i) dV = \int_{\Omega} Q N_i dV - \int_{\Gamma_2} f N_i dS \quad \text{para } i=1, \dots, n \quad (4.33)$$

Substituindo T^h , vem:

$$\int_{\Omega} g(K \mathbf{grad} N_{n+1} \cdot \mathbf{grad} N_i) dV + \sum_{j=1}^n (a_j \int_{\Omega} (K \mathbf{grad} N_j \cdot \mathbf{grad} N_i) dV) = \int_{\Omega} Q N_i dV - \int_{\Gamma_2} f N_i dS$$

para $i=1, \dots, n$ (4.34)

Que representa um sistema de N equações expresso pela matriz:

$$\mathbf{Ka}=\mathbf{r} \quad (4.35)$$

em que:

$$\mathbf{a}^T=(a_1, a_2, \dots, a_n) \quad (4.36)$$

$$r_i = - \int_{\Omega} g(K \mathbf{grad} N_{n+1} \cdot \mathbf{grad} N_i) dV + \int_{\Omega} Q N_i dV - \int_{\Gamma_2} f N_i dS \quad (4.37)$$

$$K_{ij} = \int_{\Omega} (K \mathbf{grad} N_j \cdot \mathbf{grad} N_i) dV \quad (4.38)$$

IV.3.1.5-Aproximação por elementos finitos

É possível demonstrar a convergência do método de Galerkin [156 e 160], isto é $T^h \rightarrow T$. O único obstáculo na aplicação deste método reside na dificuldade de escolha das funções de forma.

O método dos elementos finitos propõe uma forma sistemática para construir um conjunto de funções de forma polinomiais, com a dimensão que se entender necessária.

Nesta aproximação é gerada uma malha de elementos que cobre todo o domínio, sem existirem sobreposições. As funções de aproximação, assim como todo o seu tratamento, são definidas ao nível local, ao nível de cada elemento dessa malha. Os pontos de intersecção da malha são designados por nós ou nodos. A solução do problema é interpolada ao nível de cada elemento através de funções de forma. O número de funções de forma de cada elemento é igual ao número dos seus nós. Cada uma dessas funções satisfaz, no interior de cada elemento, os requisitos de continuidade do conjunto S . Cada função está associada a um nó, no qual tem o valor unitário e anula-se nos restantes nós. A interpolação da solução do problema é efectuada no interior de cada elemento como uma combinação linear das funções de forma do respectivo elemento, em que os coeficientes são os valores nodais (associados à respectiva função de forma) da solução. Assim pode considerar-se que no interior de cada elemento a solução do problema apenas é afectada pelos valores da solução nos nós do elemento considerado. Associando a cada elemento um sistema de coordenadas natural, é possível sistematizar a geração de funções de forma, efectuar a sua integração ou derivação no elemento, etc. Nos elementos isoparamétricos as funções de forma são também utilizadas na interpolação do espaço usando como coeficientes as coordenadas dos nós. As equações definidas ao nível das variáveis locais, são posteriormente transformadas para um sistema global comum (de coordenadas e de variáveis) e associadas de forma a representarem o comportamento global do sistema, num

processo designado por agrupamento. Este processo permite a construção de aproximações da solução de equações variacionais de uma forma mais eficaz.

Considere-se o nosso domínio Ω dividido em M elementos, de domínio elementar Ω_e . Seja $Z = \{1, 2, \dots, N\}$ o conjunto dos números globais atribuídos aos nós, em que N é o número de nós. Um nó no qual a temperatura é prescrita é designado por g -nó. Seja $Z_g \subset Z$ o conjunto dos g -nós. $Z - Z_g$ representa o complemento de Z_g em Z .

Neste domínio discreto são definidas aproximações para as funções de peso e para as funções solução:

$$w^h(x) = \sum_{A \in Z - Z_g} N_A(x) a_A \quad (4.39)$$

em que N_A é a função de forma associada ao nó número A e a_A é um coeficiente constante.

$$T^h(x) = \sum_{A \in Z - Z_g} N_A(x) T_A \quad \text{em que } T_A \text{ é } T(x_A) \quad (4.40)$$

As condições de fronteira de Dirichlet são também interpoladas com as funções de forma:

$$g^h(x) = \sum_{A \in Z_g} N_A(x) g_A \quad \text{em que } g_A \text{ é } g(x_A) \quad (4.41)$$

Substituindo na formulação de Galerkin conduz à seguinte expressão:

$$\sum_{B \in Z - Z_g} (T_B \int_{\Omega} (K \mathbf{grad} N_A \cdot \mathbf{grad} N_B) dV) = \int_{\Omega} Q N_A dV - \int_{\Gamma_2} f N_A dS - \sum_{B \in Z_g} \int_{\Omega} g_B (K \mathbf{grad} N_A \cdot \mathbf{grad} N_B) dV$$

para $A \in Z - Z_g$ (4.42)

Para apresentar estas equações na sua forma matricial, é necessário definir a ordem global das equações, atendendo aos graus de liberdade do nosso sistema no referencial global (fixo). Esta ordenação irá servir de base ao agrupamento das equações que usualmente são definidas ao nível local, do elemento. Nas referências [158 e 160] é definida uma matriz de destino, ID, com esse objectivo, que associa ao nó A (ou ao correspondente grau de liberdade) o número global da equação, P, em que $1 \leq P \leq n_{eq}$, sendo n_{eq} o número de graus de liberdade do sistema, no nosso caso é o número de nós que não tem temperatura prescrita.

$$\begin{array}{c}
 \text{N.º global da equação} \\
 \downarrow \\
 \text{ID(A)} = \begin{cases} P & \text{se } A \in Z - Z_g \\ 0 & \text{se } A \in Z_g \end{cases}
 \end{array} \quad (4.43)$$

Estas simplificações transformam o sistema de equações da solução por elementos finitos em:

$$\mathbf{KT} = \mathbf{q} \quad (4.44)$$

em que:

T_Q representa a temperatura no nó Q; em que $Q = \text{ID}(B)$;

q_P representa o fluxo de calor no nó P; em que $P = \text{ID}(A)$;

$$q_P = - \sum_{B \in Z_g \Omega} \int_{\Omega} g_B (K \mathbf{grad} N_A \cdot \mathbf{grad} N_B) dV + \int_{\Omega} Q N_A dV - \int_{\Gamma_2} f N_A dS \quad (4.45)$$

K_{PQ} é a matriz de condutividade térmica

$$K_{PQ} = \int_{\Omega} (K \mathbf{grad} N_A \cdot \mathbf{grad} N_B) dV \quad (4.46)$$

IV.3.1.6-Formulação de Problemas Transitórios

A introdução da variação no tempo não altera significativamente a formulação efectuada para o problema estacionário. Esta constatação prévia deve-se ao facto de na modelação de problemas transitórios se considerar a separação da influência do espaço e do tempo.

A variação no tempo é introduzida, no modelo numérico anteriormente apresentado, ao nível dos valores da temperatura nos nós.

$$T(x,t) \approx T^h(x,t) = \sum_{i=1}^{n+1} T_i(t) N_i(x) \quad (4.47)$$

Toda a formulação anterior continua válida, bastando agora admitir que os valores da temperatura nos nós variam no tempo.

Assim na aproximação de Galerkin:

$$T(x,t) \approx T^h(x,t) = \sum_{i=1}^n a_i(t) N_i(x) + g(t) N_{n+1}(x) \quad (4.48)$$

Pelo que na equação 4.35 surge um termo adicional:

$$\mathbf{C} \frac{d\mathbf{a}}{dt} + \mathbf{K} \mathbf{a} = \mathbf{r} \quad (4.49)$$

Em que

$$C_{ij} = \int_{\Omega} \rho c N_i N_j dV \quad (4.50)$$

$$r_i = -\int_{\Omega} g(\mathbf{K} \mathbf{grad} N_{n+1} \cdot \mathbf{grad} N_i) dV + \int_{\Omega} Q N_i dV - \int_{\Gamma_2} f N_i dS + \int_{\Omega} \rho c N_i N_{n+1} \frac{dg}{dt} dV \quad (4.51)$$

K_{ij} continua a ser obtido pela expressão anteriormente definida.

Na aproximação por elementos finitos, surge o novo termo associado à variação no tempo da temperatura nos nós.

A resolução de problema não linear transitório de transmissão de calor, por aplicação do método dos elementos finitos transforma-se na resolução do seguinte sistema de n equações diferenciais:

$$\mathbf{C}(\mathbf{T}) \frac{d\mathbf{T}}{dt} + \mathbf{K}(\mathbf{T}) \mathbf{T} = \mathbf{Q} \quad (4.52)$$

Em que $\mathbf{C}(\mathbf{T})$ e $\mathbf{K}(\mathbf{T})$ são as matrizes da capacidade de calor e da condutividade térmica, respectivamente. Estas matrizes, nos problemas não lineares, dependem da temperatura. \mathbf{T} é o vector das temperaturas dos nós (funções do tempo), $\frac{d\mathbf{T}}{dt}$ é o vector das derivadas das temperaturas nos nós (funções do tempo) e \mathbf{Q} é o vector dos fluxos de calor nos nós (funções do tempo).

Para efectuar a integração destas equações no tempo utiliza-se um esquema de diferenças finitas atrasadas, visto que é incondicionalmente estável.

Assim a equação conduz á seguinte expressão:

$$\left[\frac{1}{\Delta t} \mathbf{C}(\mathbf{T}) + \mathbf{K}(\mathbf{T}) \right] \mathbf{T}_n = \mathbf{Q}_n + \frac{1}{\Delta t} \mathbf{C}(\mathbf{T}) \mathbf{T}_{n-1} \quad (4.53)$$

Neste esquema a partir da aproximação anterior do campo de temperaturas \mathbf{T}_{n-1} calculam-se os fluxos de calor no instante actual \mathbf{Q}_n , calculando-se de seguida o campo de temperaturas do instante actual. O incremento de tempo é $\Delta t = t_n - t_{n-1}$.

Para avaliar as matrizes dependentes da temperatura utiliza-se uma extrapolação da variação da temperatura com base na temperatura calculada nos dois incrementos anteriores:

$$T(\tau) = T(t - \Delta t) + \frac{\tau}{\Delta t} (T(t - \Delta t) - T(t - 2\Delta t)) \quad (4.54)$$

Esta variação de temperatura é utilizada para obter a média das propriedades do material, por exemplo φ , durante o intervalo de tempo usado na equação 4.53

$$\varphi = \frac{1}{\Delta t} \int_{t-\Delta t}^t \varphi[T(\tau)] d\tau \quad (4.55)$$

IV.3.1.7-Modelação do fluxo de calor gerado pelo arco eléctrico

Desde 1930, quando foi apresentado o modelo proposto por Rosenthal para determinar o campo de temperaturas em redor de uma fonte de calor móvel, para ultrapassar diversas limitações do modelo proposto, designadamente ao nível das temperaturas junto á fonte, têm sido apresentadas formas alternativas para modelar o fluxo de calor gerado por fontes de calor móveis. Esses estudos têm tido forte incidência nas fontes de calor usadas nos processos de soldadura, designadamente no arco eléctrico.

Assim esses modelos foram evoluindo desde o modelo do disco, passando pelo modelo da distribuição hemisférica da densidade de potência, pelo modelo da distribuição elipsoidal da densidade de potência, até chegar ao modelo de distribuição da densidade de potência do elipsóide duplo proposto em [162] e utilizado em [169 e 170].

Neste modelo a distribuição da densidade de potência na parte frontal da fonte de calor é dada por:

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_1\pi\sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3[z+v(\tau-t)]^2/c_1^2} \quad (4.56)$$

Em que Q é a potência da fonte de calor, v é a velocidade da fonte de calor, τ é o desfasamento necessário para determinar a posição em $t=0$, $\xi = z + v(\tau - t)$. Os restantes parâmetros encontram-se explicitados na figura 4.4. Admite-se que a fonte de calor se movimenta sobre o eixo dos zz com velocidade uniforme v .

A distribuição da densidade de potência na parte posterior da fonte de calor é dada por:

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_2\pi\sqrt{\pi}} e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3[z+v(\tau-t)]^2/c_2^2} \quad (4.57)$$

$$f_f + f_r = 2 \quad (4.58)$$

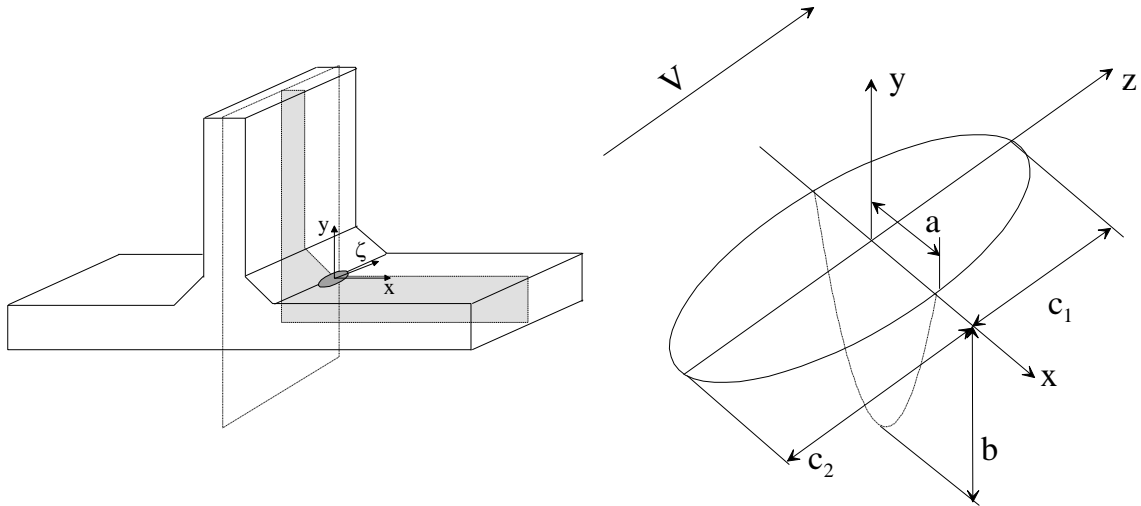


Figura 4.4 – Configuração do modelo de distribuição da densidade de potência do duplo elipsóide.

IV.3.2- Modelação do campo de tensões

A formulação de um problema de análise de tensões por elementos finitos é bastante semelhante à apresentada para o problema de transmissão de calor na secção IV.3.1 precedente. Nesta secção iremos efectuar uma breve descrição da aplicação do método dos elementos finitos na determinação do campo de tensões gerado pela imposição de um campo de deformações de origem térmica.

Para um material isotrópico no domínio elástico a relação entre o campo de tensões e de extensões é estabelecida pela lei de Hooke:

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{D} \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (4.59)$$

em que $\boldsymbol{\sigma}$ é o vector de tensões, $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ é o vector de extensões elásticas e \mathbf{D} a matriz de elasticidade.

A relação entre as extensões e as tensões de um dado material depende do seu comportamento reológico. Desde que o estado limite elástico num determinado ponto do material seja ultrapassado pode-se expressar a extensão total nesse ponto como a soma da extensão elástica com a plástica:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (4.60)$$

No caso de existir um estado inicial de extensão:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^i \quad (4.61)$$

A relação entre as tensões e extensões no regime plástico dependem do modelo de plasticidade adoptado. Para determinar o estado limite elástico do material recorre-se a um critério de plasticidade. Para um estudo detalhado dos modelos reológicos e dos critérios e

modelos de plasticidade recomenda-se a referência [190]. Estes modelos permitem efectuar o cálculo de $\boldsymbol{\varepsilon}^p$.

Na análise por elementos finitos deste problema utiliza-se a mesma malha e elementos equivalentes aos que foram utilizados no problema de transmissão de calor associado.

Se \mathbf{u} representa o campo de deslocamentos, então ele pode ser interpolado por:

$$\mathbf{u} = \sum_{i=1}^n N_i u_i = \mathbf{N} \bar{\mathbf{u}} \quad (4.62)$$

Em que \mathbf{N} é uma matriz de funções de forma e $\bar{\mathbf{u}}$ é o vector coluna dos valores nodais u_i .

O campo de extensões será determinado por:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{B} \bar{\mathbf{u}} \quad (4.63)$$

Em que \mathbf{B} é uma matriz de derivadas espaciais das funções de forma.

A equação de equilíbrio de corpo isotrópico no domínio Ω , cujas fronteiras são Γ , quando está sujeito a forças de volume \mathbf{b} e a forças de tracção \mathbf{t} actuantes nas suas fronteiras, pode ser expressa na forma variacional pelo princípio dos trabalhos virtuais por:

$$\int_{\Omega} \mathbf{B}^T \boldsymbol{\sigma} dV - \int_{\Omega} \mathbf{N}^T \mathbf{b} dV - \int_{\Gamma} \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS = 0 \quad (4.64)$$

Admitindo o material elástico vem:

$$\int_{\Omega} \mathbf{B}^T \mathbf{D} \boldsymbol{\varepsilon}^e dV - \int_{\Omega} \mathbf{N}^T \mathbf{b} dV - \int_{\Gamma} \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS = 0 \quad (4.65)$$

Que se traduz na equação matricial:

$$\mathbf{K}\bar{\mathbf{u}} = \mathbf{r} \quad (4.66)$$

Em que \mathbf{K} é a matriz rigidez e \mathbf{r} o vector de forças.

Para contabilizar os termos devidos à plasticidade, normalmente expressa-se a equação de equilíbrio em termos da taxa de deformação, ou taxa de extensão, sendo o problema global resolvido de forma incremental, atendendo à trajectória de carga, desde a posição (instante) inicial, até à posição (instante) final:

$$\int_{\Omega} \mathbf{B}^T \mathbf{D} \frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^e}{\partial t} dV - \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial t} = 0 \quad (4.67)$$

Introduzindo a expressão global da extensão 4.61, vem:

$$\int_{\Omega} \mathbf{B}^T \mathbf{D} \left(\frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}}{\partial t} - \frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^p}{\partial t} - \frac{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^i}{\partial t} \right) dV - \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial t} = 0 \quad (4.68)$$

o que conduz à formulação matricial:

$$\mathbf{K}_G \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} - \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial t} = 0 \quad (4.69)$$

em que \mathbf{K}_G é uma matriz de rigidez que engloba a plasticidade.

Na formulação do modelo de plasticidade adoptou-se o critério de plasticidade de von Mises. Este critério é adequado para modelar o comportamento dos materiais dúcteis mais correntes, entre os quais o aço St 52-3. Para a sua utilização em modelos numéricos, o critério de von Mises apresenta a vantagem adicional de ser descrito por uma função contínua. O critério de von Mises estabelece que a plastificação ocorre quando o segundo invariante das tensões de desvio excede um determinado valor crítico do material [8]. Este critério pode ser expresso de uma forma simples, em termos de tensões, postulando que a plastificação ocorre quando uma medida de tensão efectiva, ou equivalente, σ_{eq} , igualar a

tensão de cedência que ocorre, para o mesmo material, num ensaio de tracção uniaxial, σ_y . Para um material isotópico a tensão equivalente pode ser expressa em função do estado de tensão, σ_{ij} , caracterizado pelas tensões principais, σ_i ($i=1,2,3$), da seguinte forma:

$$\sigma_{eq} = F(\sigma_{ij}) = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (4.70)$$

A superfície de plastificação que separa o comportamento elástico do comportamento plástico, de acordo com o critério de von Mises, é expressa pela seguinte relação:

$$\sigma_{eq} = \sigma_y \quad (4.71)$$

Para modelar o encruamento adoptou-se um modelo combinado, que permite algum endurecimento isotrópico no início da plastificação, seguido de um endurecimento cinemático modelado pela lei de Ziegler. Este modelo, embora não permita caracterizar o comportamento cíclico do material (endurecimento ou encruamento cíclico), permite modelar o efeito Bauschinger. Considera-se que a superfície de plastificação definida em 4.71 e 4.72, numa fase inicial da plastificação, sofre uma expansão mantendo o seu centro, correspondente ao encruamento isotrópico. Atingido determinado valor da extensão plástica equivalente, $\overline{\varepsilon}_p$, a forma da superfície de plastificação mantém-se, passando a existir uma translação do seu centro, correspondente ao encruamento cinemático. Este comportamento pode ser expresso pela seguinte relação:

$$F(\sigma_{ij} - X_{ij}) - \sigma_y(\overline{\varepsilon}_p) = 0 \quad (4.72)$$

Nesta equação a função F define a superfície de plastificação (é a função definida em 4.70 para o caso da adopção do critério de von Mises), σ_y é a tensão de cedência no ensaio uniaxial, que na presença de encruamento isotrópico depende da extensão plástica equivalente, $\overline{\varepsilon}_p$, que é obtida em termos incrementais da seguinte forma:

$$\overline{\varepsilon}_p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p(\tau) : \dot{\varepsilon}_p(\tau)} d\tau \quad (4.73)$$

em que $\dot{\varepsilon}_p$ representa a variação no tempo da componente plástica do tensor das extensões e “:” representa a contracção tensorial em dois índices.

Quanto ao tensor X_{ij} , representa a translação da superfície de plastificação.

A variação da posição ou do tamanho da superfície de plastificação depende da trajectória de carga, sendo portanto obtida na sua posição actual, no instante t, como uma soma de incrementos. A lei de escoamento estabelece a relação incremental entre a tensão e a extensão plástica no domínio plástico. Para o comportamento isotrópico é adoptado para o escoamento a formulação de Prandtl-Reuss. Para o comportamento cinemático é adoptada a lei de Ziegler que consiste numa modificação da formulação de Prager.

V - Simulação numérica das tensões residuais em juntas melhoradas

O processo de simulação numérica para obtenção das tensões residuais geradas nos processos de soldadura TIG e plasma foi efectuado através da implementação do modelo numérico descrito no capítulo anterior, no programa de elementos finitos MARC, instalado num computador pessoal com sistema operativo Windows NT.

Para realizar esta análise nos meios computacionais disponíveis considerou-se uma análise bidimensional e admitiram-se condições de simetria no provete, pelo que a análise incidiu unicamente sobre metade do modelo.

Desprezou-se a influência da deformação no processo de transmissão de calor e na microestrutura. A análise foi efectuada em dois passos sucessivos: uma análise de transmissão de calor foi seguida de uma análise de tensões.

Não foi considerada a influência das mudanças de fase no estado sólido na distribuição de tensões.

O pré-processamento e pós-processamento foram efectuados com recurso a um programa de interface do MARC, designado de MENTAT. Este software permite representar a geometria do modelo, incorporar a informação não geométrica (propriedades dos materiais, condições iniciais), efectuar o controlo da análise numérica e efectuar a apresentação dos resultados [191].

V.1- Simulação da refusão

V.1.1- Análise térmica

Usando um modelo de elementos finitos, no semi-plano intermédio, perpendicular à direcção de soldadura, foi efectuada uma análise bi-dimensional, transiente, não linear de transmissão de calor.

A malha utilizada, no problema de transmissão de calor é constituída por 828 nodos e 766 elementos encontrando-se representada na figura 5.1.

Foi utilizado o elemento 39 do programa MARC. Trata-se de um elemento linear, quadrangular, de quatro nodos, isoparamétrico para utilização em transmissão de Calor. Como as funções interpoladoras deste elemento são bi-lineares, os gradientes térmicos são considerados constantes no interior do elemento.

Foram consideradas condições de fronteira adiabáticas no plano de simetria. Em todas as outras superfícies foram consideradas condições mistas de convecção e de radiação.

Para as superfícies consideradas em condições mistas de convecção e de radiação, foi considerado um coeficiente misto de convecção, obtido a partir da seguinte equação [192 e 193]:

$$h = 24.1 \times 10^{-4} \varepsilon T^{1.61} \quad (5.1)$$

válida com as seguintes dimensões:

T [°C]

h [Wm⁻²°C⁻¹]

em que ε representa a emissividade da superfície do corpo. Para o material de base, aço St 52-3 foi utilizado um valor para a emissividade igual a 0.9 [194]. Foi desenvolvida uma subrotina na linguagem de programação Visual Fortran para implementar a variação do coeficiente de convecção com a temperatura no modelo. Esta rotina encontra-se no apêndice 1

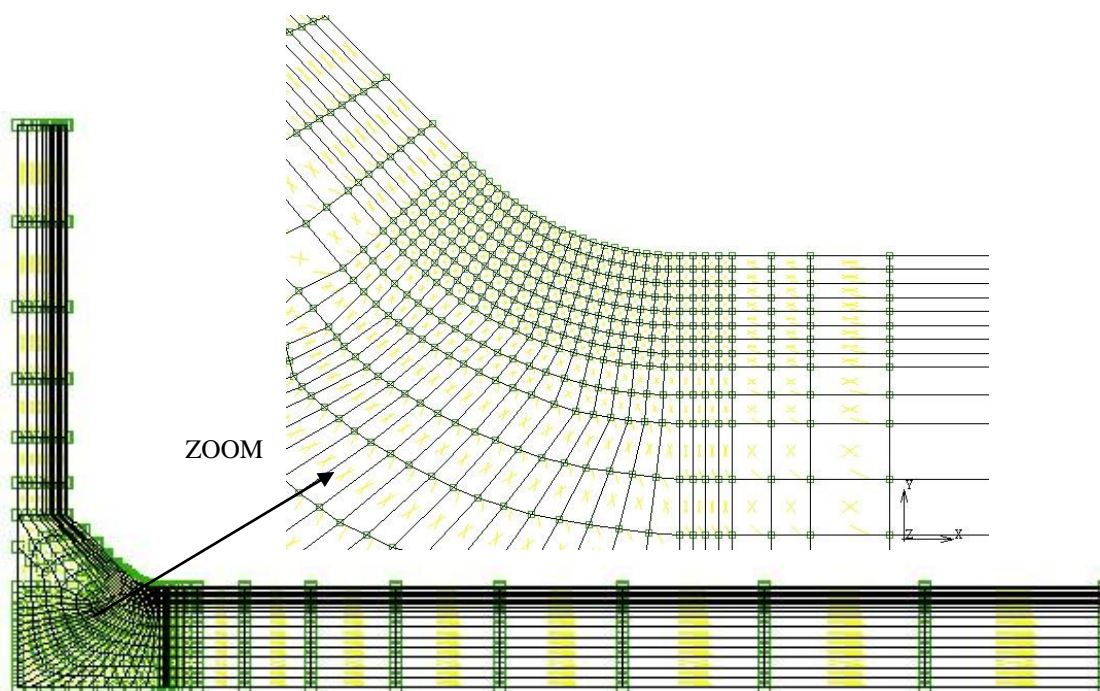


Figura 5.1 – Malha de elementos finitos utilizada.

Considerou-se uma variação da condutividade térmica do aço St 52-3 com a temperatura, linear por troços, como está representado na figura 5.2 [194].

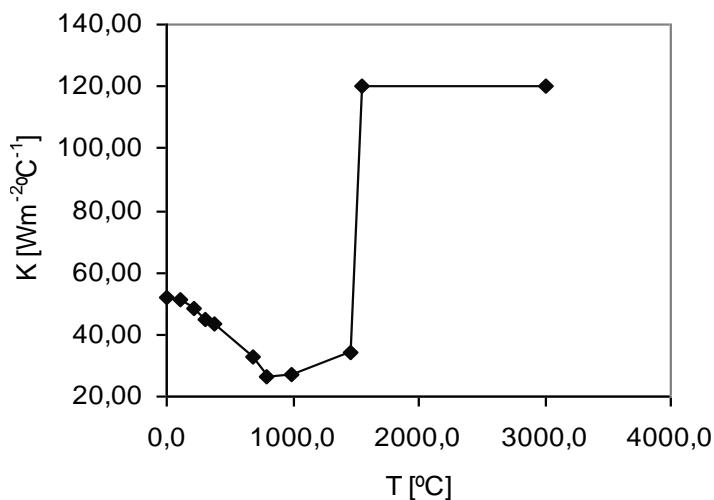


Figura 5.2 – Variação da condutividade térmica do aço St 52-3 com a temperatura.

Para o material de base, aço St 52-3, considerou-se uma variação do calor específico com a temperatura, linear por treços, como está representado na figura 5.3 [194].

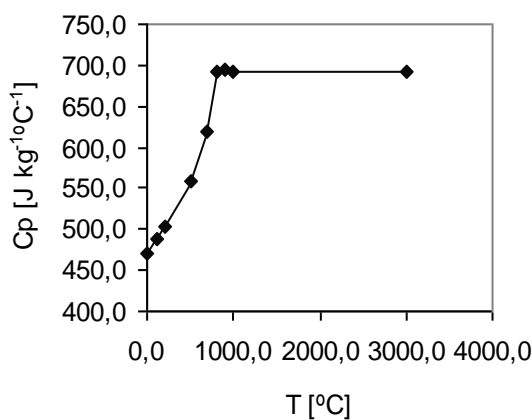


Figura 5.3 - Variação do calor específico do aço St 52-3 com a temperatura.

Para ter em consideração a influência da convecção causada pelo movimento do metal líquido no poço de fusão, a condutividade é artificialmente aumentada para temperaturas acima do ponto de fusão.

Foi considerada que o aço St 52-3 possui um calor latente de fusão de 247 KJkg⁻¹. No modelo adoptado foi considerado que o calor latente é uniformemente libertado entre as

temperaturas de fase *solidus e liquidus* [195]. Foram admitidas as temperaturas de 1470 °C e de 1520 °C para as temperaturas de *solidus e liquidus*, respectivamente.

A massa específica do aço é considerada constante e igual a 7860 kgm^{-3} .

O modelo de distribuição da densidade de potência do elipsóide duplo foi adaptado para a análise bidimensional, tendo sido desenvolvida uma subrotina na linguagem de programação Visual Fortran para implementar a introdução de fluxos em volumes (áreas com espessura) do modelo. Esta rotina encontra-se no apêndice 1. Neste modelo as dimensões do poço de fusão das duas técnicas de soldadura utilizadas, TIG e plasma, foram obtidas experimentalmente, recorrendo à análise das micrografias. As velocidades e potências utilizadas foram determinadas atendendo aos parâmetros de soldadura definidos para as operações de soldadura realizadas. A aplicação deste modelo numa superfície curva, junto ao pé do cordão requereu o recurso a uma série de transformações de coordenadas. O eixo y representado na figura 4.4 do capítulo IV, foi inclinado para as posições das tochas. O posicionamento do plano de incidência do fluxo, $x-\xi$ representado na figura 4.4 do capítulo IV, foi projectado sobre a superfície do pé do cordão, com a consequente deformação do duplo semi-elipsoide. Adicionalmente a esta projecção, foi necessário efectuar uma translação que compensasse o posicionamento dos pontos de Gauss dos elementos com fronteira no perfil do cordão. De facto a avaliação do fluxo de calor é efectuada por elemento e por integração do fluxo específico de calor nos pontos de Gauss. Apesar do refinamento da malha nesta zona, a distribuição exponencial do fluxo de calor segundo o modelo do duplo elipsóide é bastante sensível a um correcto posicionamento da origem dos eixos adoptados na definição do fluxo específico.

As subrotinas efectuadas para construir o modelo de transmissão de calor, foram programadas tendo em consideração os modelos pré-definidos de transferência de dados adoptados pelo programa MARC/MENTAT. Posteriormente essas rotinas foram *compiladas e linkadas* com a biblioteca de elementos finitos MARC, de modo a tornar disponíveis as novas potencialidades programadas.

Foram realizadas duas simulações de transmissão de calor, uma para a refusão TIG e outra para a refusão plasma. Estas simulações diferem essencialmente nas características do fluxo de calor e inclinação da tocha associada a cada processo. O centro do sistema de coordenadas associado ao posicionamento do modelo do duplo elipsóide manteve-se o mesmo nas duas simulações.

V.1.2- Análise de tensões

No plano médio, perpendicular ao cordão de soldadura foi desenvolvido um modelo bidimensional de elementos finitos, considerado em estado plano de extensões.

A malha utilizada, no problema de análise de tensões é igual à utilizada no problema de transmissão de calor, sendo constituída por 828 nodos e 766 elementos, tendo sido representada na secção anterior na figura 5.1. Para efeito da determinação do campo de tensões residuais, provocadas pelo campo de deslocamentos não uniforme com origem no fluxo de calor da soldadura, é obrigatória a utilização da mesma malha que foi utilizada no problema associado de transmissão de calor. O campo de temperaturas previamente calculado é introduzido no modelo da análise de tensões, gerando um campo de extensões de origem térmica. Esse campo de extensões não uniforme dá origem às tensões residuais.

Foi utilizado o elemento 11 do programa MARC. Trata-se de um elemento linear, quadrângular, de quatro nodos, isoparamétrico, formulado para aproximar um estado plano de extensões. Como as funções interpoladoras deste elemento são bi-lineares, as extensões são considerados constantes no interior do elemento.

O deslocamento horizontal foi restringido no plano de simetria. Ao nodo inferior das extremidades das abas foi restringido o movimento vertical através de uma mola de rigidez desprezável.

O comportamento do material foi considerado elásto-plástico, com critério de plastificação de von Mises, usando um critério de encruamento misto, adoptando no domínio plástico o modelo de escoamento de Prandtl-Reuss combinado com a lei de Ziegler.

No modelo reológico de encruamento misto adoptado, a fase inicial da deformação no domínio plástico é caracterizada essencialmente por um encruamento isotópico. À medida que a deformação plástica aumenta esse encruamento isotópico é anulado, sendo preponderante o encruamento cinemático. A transição entre os dois regimes é governada pela extensão plástica equivalente. No encruamento cinemático adoptado a translação da superfície de plastificação, definida pelo critério de von Mises, é governada pela lei de Ziegler.

A variação com a temperatura das propriedades mecânicas do material está representada na figura 5.4. Essas propriedades foram obtidas a partir de materiais semelhantes ao aço St 52-3, sendo ponderadas de modo a considerar os resultados dos ensaios apresentados no capítulo III [194, 196 e 197].

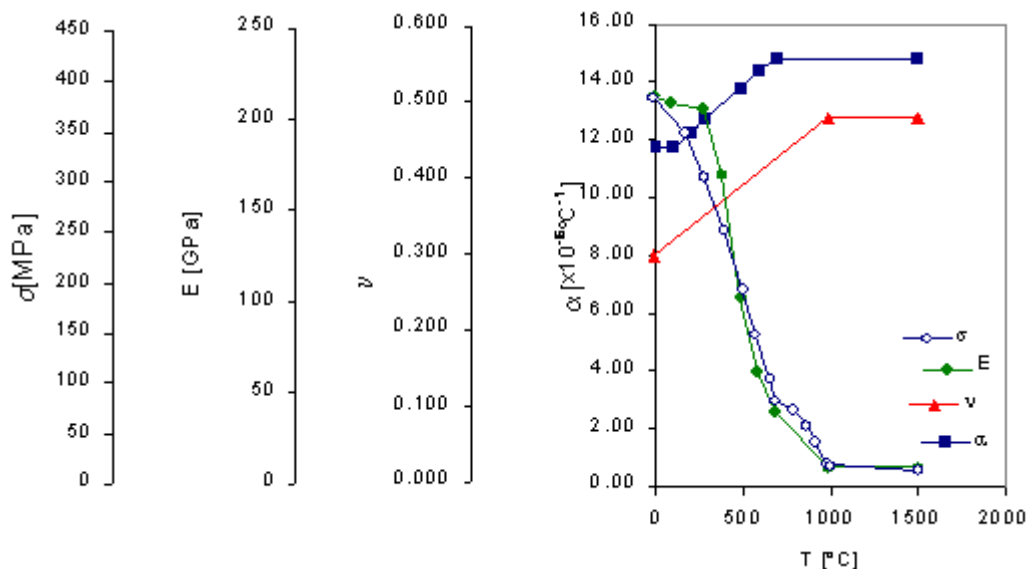


Figura 5.4 – Variação das propriedades mecânicas do material de base com a temperatura.

O carregamento foi imposto, impondo gradualmente o campo de deformações gerado pela variação do campo de temperaturas calculado previamente na pela análise de transmissão de calor respectiva. Foram efectuadas duas simulações idênticas, uma para cada processo

de refusão, TIG e plasma. Estas simulações diferiram essencialmente nas condições de fronteira impostas pelos dois processos de soldadura, bem como na evolução do campo de temperaturas gerado (determinado na análise de transmissão de calor prévia).

V.2- Apresentação e discussão de resultados

V.2.1- Análise térmica

Refusão TIG

Uma boa estratégia de validação do modelo de transmissão de calor no âmbito da simulação de processos de soldadura é a comparação das zonas fundidas [163 e 178]. A fronteira da zona de fusão estimada pela análise de transmissão de calor para a refusão TIG revela boa aproximação com a determinada experimentalmente com recurso às macrografias, conforme está representado na figura 5. 5.

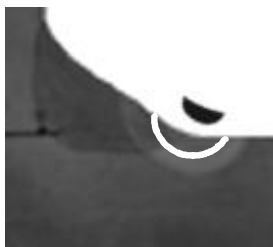


Figura 5.5 – Comparação entre a fronteira da zona fundida estimada e a determinada experimentalmente. Refusão TIG.

A zona fundida estimada é cerca de 70% da real. Note-se que valores semelhantes, ou inferiores, a este foram obtidos por outros investigadores usando o mesmo modelo do duplo elipsóide para o calor gerado pelo processo de soldadura [162].

A variação da temperatura estimada para dois pontos da zona fundida, um na fronteira e outro no seu interior, está representada na figura 5.6. Estes perfis apresentam boa correlação com os estimados por outros investigadores [163].

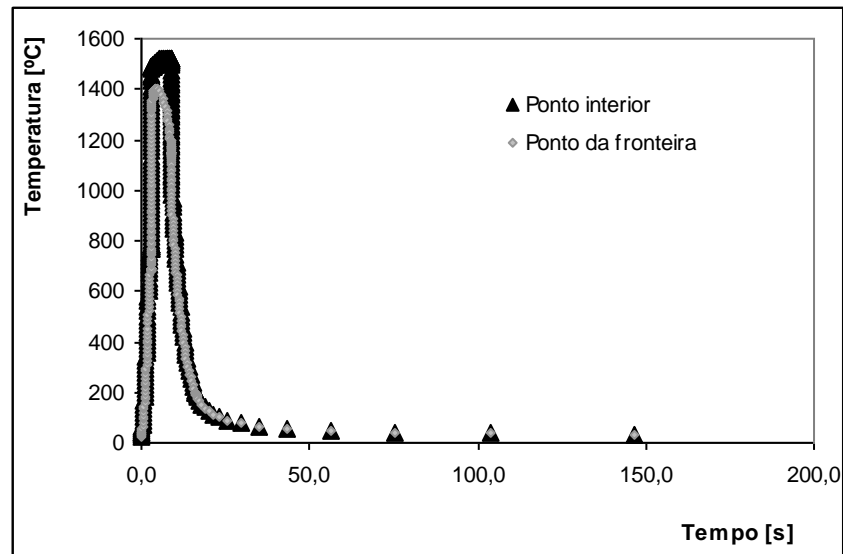


Figura 5.6 – Variação da temperatura na zona fundida. Refusão TIG.

A figura 5.7 representa o campo de temperaturas extremo estimado atingido durante a refusão TIG.

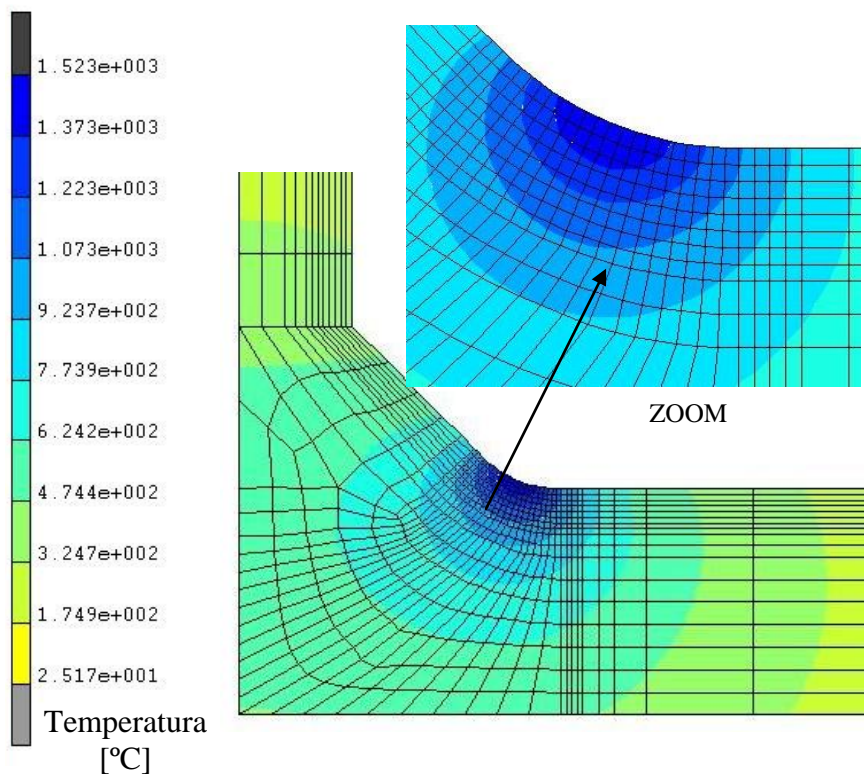


Figura 5.7 – Campo de temperaturas extremo estimado. Refusão TIG.

Refusão plasma

Na figura 5.8 podem ser comparadas as zonas fundidas estimadas e experimentais para o processo de refusão plasma. Verifica-se uma boa correlação. A zona fundida estimada encontra-se representada a amarelo.



Figura 5.8 – Comparação entre a fronteira da zona fundida estimada e a determinada experimentalmente. Refusão plasma.

A figura 5.9 representa o campo de temperaturas extremo estimado atingido durante a refusão plasma.

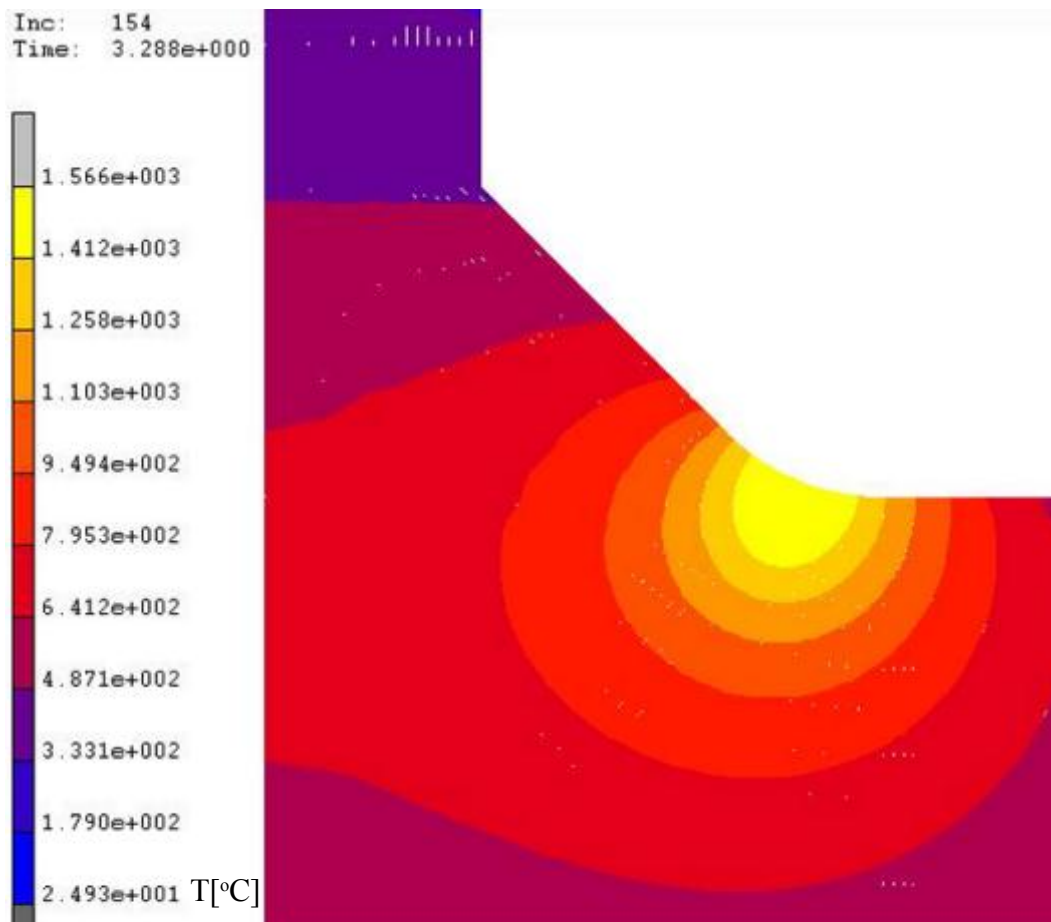


Figura 5.9 – Campo de temperaturas extremo estimado. Refusão plasma.

A comparação entre os resultados experimentais e os resultados estimados com o modelo numérico de transmissão de calor permite validar a adequação do modelo para a estimação do campo de temperaturas produzidos durante os processos de refusão TIG e plasma utilizados na reabilitação das juntas fissuradas.

V.2.2- Análise de tensões

Refusão TIG

O campo de tensões residuais, longitudinais, estimado para a junta reabilitada por refusão TIG encontra-se representado na figura 5.10.

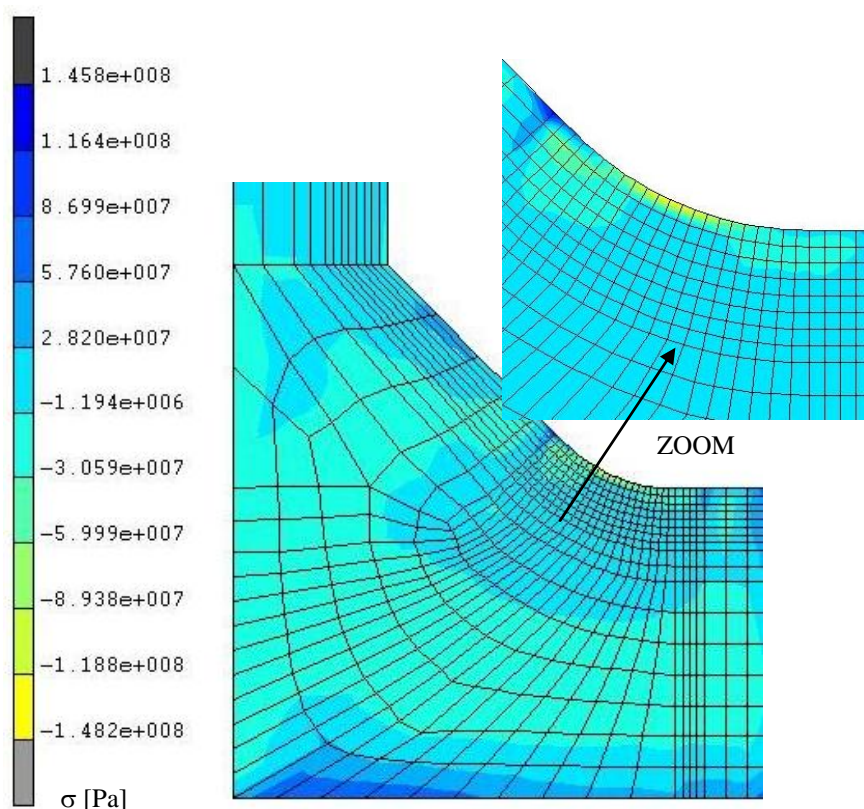


Figura 5.10 – Campo de tensões residuais estimado. Refusão TIG.

Verifica-se a ocorrência de tensões residuais de compressão na zona fundida.

A distribuição de tensões superficiais estimada foi comparada com os valores experimentais obtidos por difracção de raios X e pela técnica do furo apresentados no capítulo III, verificando-se uma boa aproximação. No gráfico representado na figura 5.11 está patente a boa correlação entre os valores previstos para as tensões residuais nas juntas reabilitadas por refusão TIG e os experimentais.

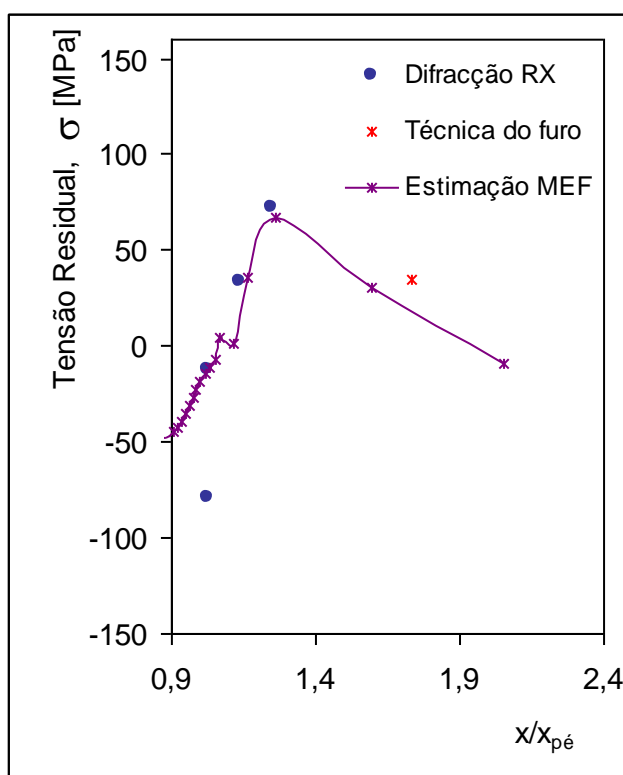


Figura 5.11 – Comparação entre as tensões residuais estimadas e as medidas experimentalmente. Junta reabilitada por refusão TIG.

Refusão plasma

O campo de tensões residuais, longitudinais, estimado para a junta reabilitada por refusão plasma encontra-se representado na figura 5.12.

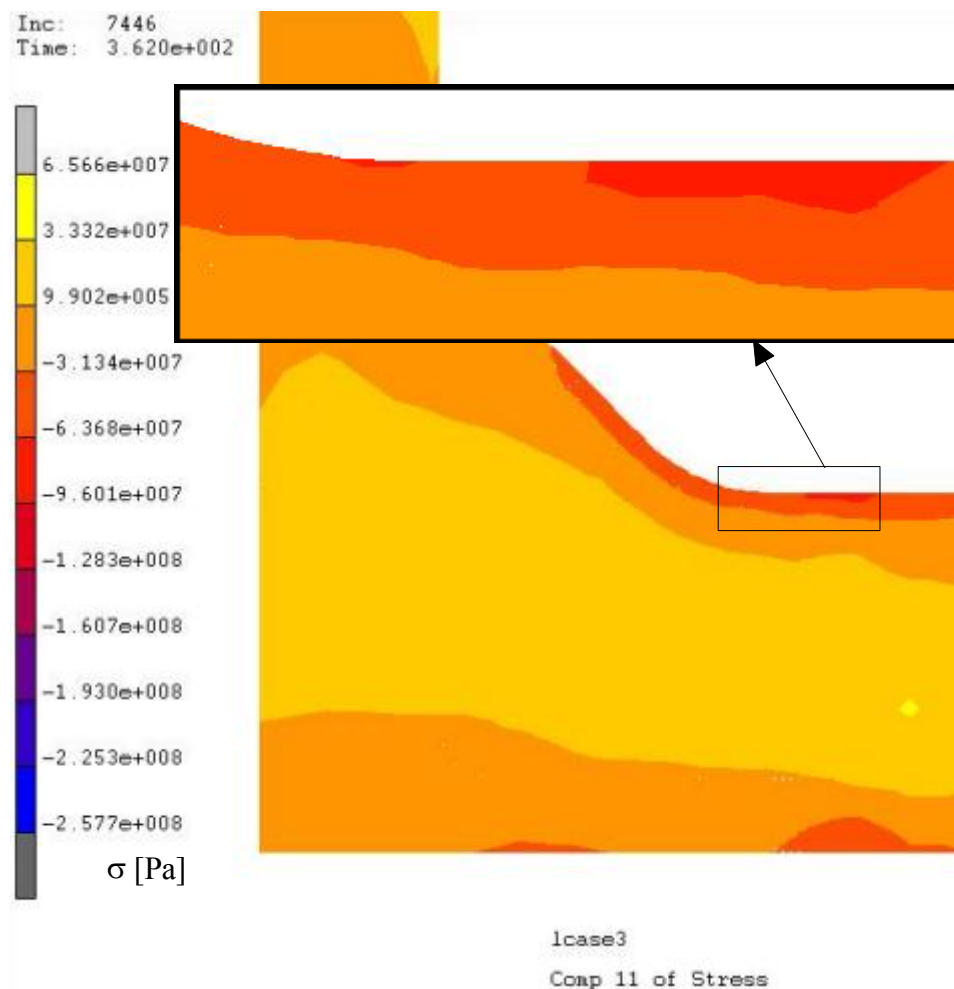


Figura 5.12 – Campo de tensões residuais estimado. Refusão plasma.

Confirma-se a ocorrência de tensões residuais de compressão na zona fundida e no pé dos cordões refundidos. Verifica-se que a zona sujeita a compressão se estende pela superfície do provete junto ao pé do cordão correspondente à refusão. Esta zona de compressão é mais intensa à superfície e tem uma profundidade de cerca de 3 mm.

A distribuição de tensões superficiais estimada foi comparada com os valores experimentais obtidos por difracção de raios X apresentados no capítulo III, verificando-se uma boa aproximação. No gráfico representado na figura 5.13 está patente a boa correlação entre os valores previstos para as tensões residuais nas juntas reabilitadas por refusão plasma e os experimentais.

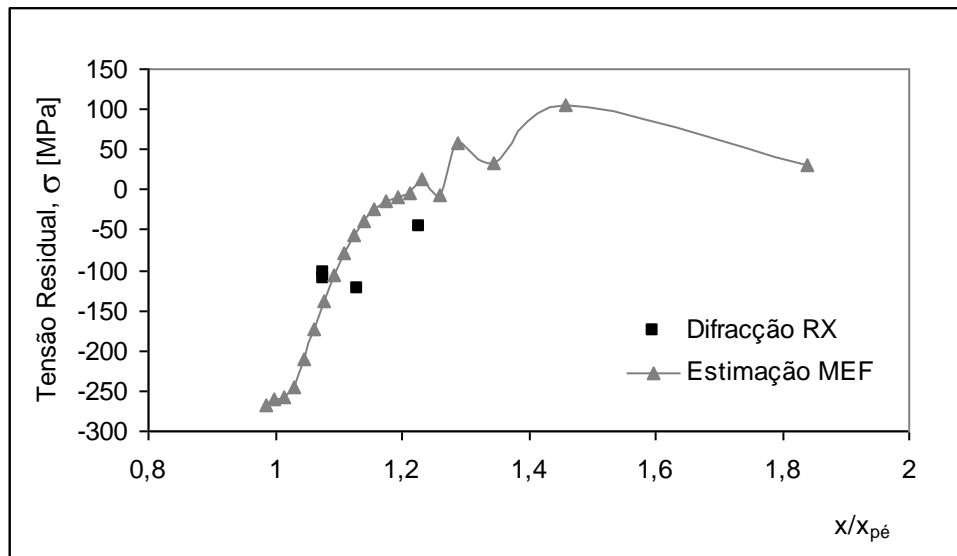


Figura 5.13 – Comparação entre as tensões residuais estimadas e as medidas experimentalmente. Junta reabilitada por refusão plasma.

A comparação dos resultados experimentais com os resultados estimados, através do modelo numérico de análise de tensões, permite validar a adequação do modelo para a estimativa do campo de tensões residuais produzidos durante os processos de refusão TIG e plasma utilizados na reabilitação das juntas fissuradas.

As estimativas obtidas para os campos de tensões residuais permitem justificar a boa performance do processo de refusão plasma na reabilitação de juntas fissuradas. Apesar da técnica de refusão não ter promovido a refusão total das fendas prévias e apesar de ter provocado a ocorrência de uma geometria defeituosa do pé do cordão (com pequenos raios de concordância), o facto de ter gerado um campo de tensões de compressão na zona do pé do cordão, terá conduzido ao bom comportamento à fadiga apresentado pelas juntas reabilitadas.

VI- Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

VI.1- Conclusões

- Foram determinadas algumas das características mecânicas do material através de ensaios de tracção. Verifica-se que o material de base (aço St 52-3) apresenta o comportamento típico de um aço estrutural, com patamar de cedência e elevada capacidade de encruamento;
- Foram determinados os parâmetros básicos de fadiga através de ensaios de fadiga oligocíclica. Verifica-se que o material de base apresenta endurecimento cíclico;
- Foi determinado o raio de concordância no pé dos cordões das juntas soldadas melhoradas. Para as juntas melhoradas por refusão TIG registou-se

um raio médio no pé do cordão de 6.26 mm. Para as juntas melhoradas por refusão plasma registou-se um raio médio no pé do cordão de 2.25 mm;

- Foram obtidos os perfis de durezas junto aos pés dos cordões das juntas soldadas. Verifica-se que os tratamentos de refusão TIG e plasma, provocam aumentos de dureza relativamente ao metal de base de cerca de 27% e 67%, respectivamente. Obtiveram-se picos de dureza de 305 HV 0.3 para as juntas melhoradas por refusão TIG e de 400 HV 0.3 para as juntas melhoradas por refusão plasma;
- Foi analisada a microestrutura junto ao pé dos cordões das juntas soldadas. O metal de base é um aço ferrítico-perlítico, em que os grãos de ferrite pró-eutectóide predominam face aos de perlite, existindo alinhamento preferencial da perlite na direcção longitudinal da laminagem. No cordão de refusão TIG a zona fundida é constituída essencialmente por ferrite acicular fina e por bainite, com pouca ferrite primária nas fronteiras de grão da austenite prévia, a zona afectada pelo calor é constituída por bainite superior e inferior, apresentando contudo uma fracção sensível de ferrite primária na fronteira de grão e mesmo alguma ferrite em placas. No cordão de refusão plasma a zona fundida apresenta uma estrutura muito fina e constituída essencialmente por martensite auto-revenida, apresentando uma pequena fracção de bainite inferior, a zona afectada pelo calor é constituída por bainite superior e inferior e por uma pequena fracção de martensite;
- Determinou-se experimentalmente, com extensómetros eléctricos, o factor de concentração de tensões no pé do cordão. O valor obtido para o factor de concentração de tensões, para a junta como soldada, foi de 1.30;
- O comportamento à fadiga das juntas sujeitas à técnica de melhoria por refusão TIG é semelhante ao das juntas como soldadas, pelo que neste estudo não se comprovou qualquer melhoria. O comportamento à fadiga das juntas reabilitadas por refusão TIG é substancialmente inferior ao das juntas

como soldadas. O comportamento à fadiga das juntas reabilitadas por refusão plasma é próximo do das juntas como soldadas. A reparação com refusão TIG quando aplicada a juntas soldadas com fendas prévias de menor dimensão, parece revelar-se eficiente, no entanto este resultado carece de confirmação;

- Neste estudo a refusão plasma revelou-se uma técnica eficiente para promover a reparação das juntas fissuradas;
- Utilizando a técnica de difracção de raios X e a técnica do furo, foram determinadas as tensões residuais no pé dos cordões das juntas soldadas;
- Foi desenvolvido um modelo numérico de estimação do campo de tensões residuais gerado pelas técnicas de refusão;
- O modelo numérico foi implementado no código de elementos finitos, MARC e testado em modelos 2D.
- As tensões previstas nas simulações numéricas foram comparadas com os valores experimentais, tendo obtido boa aproximação.

VI.2- Sugestões para trabalho futuro

- Previsão da vida de fadiga usando os parâmetros da Mecânica da Fractura e a equação de Morrow;
- Aplicação das técnicas de reabilitação por refusão TIG e plasma em juntas soldadas, com fendas prévias menores (monitorização do início da fissuração por extensometria eléctrica);

- Implementação do modelo de estimação de tensões residuais em geometrias 3D;
- Adaptação do modelo de estimação de tensões residuais de modo a contemplar o efeito das fendas não reparadas;
- Adaptação do modelo de estimação de tensões residuais a outras técnicas de soldadura.

Referências

- [1] ISO 857-1 Soudage et techniques connexes – Vocabulaire – Partie 1: Soudage des métaux, 1998.
- [2] Santos J. F. O., Quintino L., “Processos de Soldadura”, Edições Técnicas ISQ, 2.ª Edição, 1998.
- [3] Lopes E. M. D., Miranda R. M., “Metalurgia da Soldadura” Edições Técnicas ISQ, 1993.
- [4] ASM Handbook, “Welding, Brazing and Soldering”, Vol.6, 1993.
- [5] AWS, Welding Handbook, 8.th. Edition 1991.
- [6] Schijve J., “Significance of fatigue cracks in micro-range and macro-range”, Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, 1967, p. 415-459.
- [7] Schijve, J., “Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art”, International Journal of Fatigue, Vol. 25, 2003, p. 679-702.
- [8] Branco C.M., “Mecânica dos Materiais”, Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, 3.ª Edição, 1998.
- [9] Farahmand B., Bockrath G., Glassco J., ”Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts”, Chapman & Hall - International Thomson Publishing, 1997.
- [10] Ellyin F., ”Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction”, Published by Chapman & Hall, First Edition, London 1997.
- [11] Mott, N.F., “A theory of the origin of fatigue cracks”, Acta Metallurgica, Vol. 6, 1958, p. 195-197.

- [12] Kemsley D. S., Paterson M.S., "Influence of Strain Amplitude on Work Hardening of Copper Crystal in Alternating Tension and Compression", *Acta Metallurgica*, Vol.8, 1960, p. 453-467.
- [13] Basinski Z.S., Basinski S.J., "Low Amplitude Fatigue of Copper Single Crystals - Parts II and III", *Acta Metallurgica*, Vol. 33, Issue 7, 1985, p. 1307-1317.
- [14] Ma B.T., Laird C., "Overview of Fatigue Behaviour in Copper Single Crystals-I. Surface Morphology and Stage I Crack Initiation Sites for Tests at Constant Strain Amplitude", *Acta Metallurgica*, Vol.37, Issue 2, 1989, p. 325-336.
- [15] Hunsche A., Neumann P., "Crack Nucleation in Persistent Slipbands", *ASTM STP 924*, 1988, p. 26-38.
- [16] Kaneko Y., Hashimoto S., "Observation of Dislocation Structures of Fatigued Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy" *JEOL News* Vol.38 N°. 1, 2003, p. 20-23.
- [17] Majumdar D., Chung Y.-W., "Surface deformation and crack initiation during fatigue of vacuum melted iron: environmental effects", *Metallurgical Transactions*, Vol. 14A, 1988, p.1421-1425.
- [18] Gross T. S., "Micromechanisms of monotonic and cyclic crack growth", *ASM Handbook*, Vol.19, 1996, p. 42-60.
- [19] Fine M.E., Chung Y.-W., "Fatigue failure in metals", *ASM Handbook*, Vol.19, 1996, p. 63-72.
- [20] Lukás P., "Fatigue crack nucleation and microstructure", *ASM Handbook*, Vol.19, 1996, p. 96-109.
- [21] Asaro R.J., Hermann L., Baik J.M., "Transitions in fatigue crack closure in 2048 aluminium", *Metallurgical Transactions*, Vol. 22, 1981, p. 1133-1135.
- [22] Ferreira J.A.M., "Aplicação da Mecânica da Fractura ao Estudo da Resistência à Fadiga de Juntas Soldadas", Tese de Doutoramento, Coimbra 1984.
- [23] Costa J.D.M., "Análise da Tolerância de Defeitos em Ligas de Alumínio", Tese de doutoramento, Coimbra 1991.
- [24] Kerlins V., Philips A., "Modes of fracture", *ASM Handbook*, Vol.12, 1987, p. 12-71.
- [25] Rice J.R., "Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue", *Fatigue Crack Propagation*, *ASTM STP 415*, 1967, p. 247-311.

- [26] Weertman J., “Fatigue crack propagation theories”, *Fatigue and Microstructure*, ASM Handbook, 1979, p. 279-306.
- [27] Yokobori T., “A critical evaluation of mathematical equations for fatigue crack growth with special reference to ferrite grain size and monotonic yield strength dependence”, *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675, p. 683-706.
- [28] Knott J. F., “Models of fatigue crack growth”, *Fatigue Crack Growth – 30 Years of Progress*, Ed. R. A. Smith, Pergamon Press, Oxford, 1986, p. 31-52.
- [29] Blom A. F., “Modelling of fatigue crack growth”, *Advances in Fatigue Science and Technology*, Ed. C. Moura Branco and L. Guerra Rosa, Kluwer Academic, Netherlands, 1989, p. 77-110.
- [30] Laird C., “The influence of metallurgical structure on the mechanism of fatigue crack”, *Fatigue Crack Propagation*, ASTM STP 415, 1967, p. 131-168.
- [31] Neumann P., “New experiments concerning the slip processes at propagating fatigue cracks-I”, *Acta Metallurgica*, Vol. 22, Issue 9, 1974, p. 1155-1165.
- [32] Elber, W., “Fatigue crack closure under cyclic tension”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 2, 1970, p. 37-45.
- [33] Kujawski, D., Ellyin, F., “A fatigue crack propagation model”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 20, 1984, p. 695-704.
- [34] Norma Portuguesa EN 10002-1, “Materiais metálicos, Ensaio de tracção, Parte 1: Método de ensaio (à temperatura ambiente), 1990.
- [35] Dieter, G.E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, 1961.
- [36] Neuber, H., “Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies with Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law”, *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics*, 1961, p. 544-550.
- [37] ASTM E606-92, “Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing”, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2000, p. 557-571.

- [38] Mitchell, M.R., “Fundamentals of Modern Fatigue Analysis for Design”, ASM Handbook, Vol. 19, 1996.
- [39] Dowling, N.E., “Mechanical Behavior of Materials, Engineering Methods for Deformation, Fractura and Fatigue”, Prentice-Hall International Editions, 1993.
- [40] Basquin, O.H., “The Exponential Law of Endurance Tests”, Proc. of ASTM, ASTEA, Vol. 10, 1910, p. 625-630.
- [41] Coffin, L.F., “A Study of the Effect of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Metal, Trans. ASME, Vol. 76, 1954, p. 931-950.
- [42] Manson, S.S., “Behaviour of Materials Under Conditions of Thermal Stresses”, Heat Transfer Symposium, University of Michigan, Eng. Res. Inst., 1953, p. 9-75.
- [43] Dowling N.E., “Notched Member Fatigue Life Predictions Combining Crack Initiation and Propagation”, Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol. 2, N.º 2, 1979, p. 129-138.
- [44] Costa J.D.M., Ferreira J.A.M., “Fatigue Life Assessment in Notched Specimens of 17Mn4 Steel”, Proc. of the 4th International Conference on Experimental Mechanics, J. F. Silva Gomes *et al* (eds.), Portugal, Vol. 2, 1994, p. 1155-1160.
- [45] Jakubczak H., Glinka G., “Fatigue Analysis of Manufacturing Defects in Weldments”, International Journal of Fatigue, Vol. 8, Issue 2, 1986, p. 51-57.
- [46] Ribeiro A.S., Fernandes A.A., Castro P.T., Oliveira F., “Modelos de Previsão do Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas em Ligas de Alumínio”, Proc. 5.^{as} Jornadas de Fractura, SPM, Portugal, 1994, Comunicação n.º 13.
- [47] Jones R.L., Phoplunker M.A., Byrne J., “ Local Strain Approach to Fatigue Crack Formation Life at Notches”, International Journal of Fatigue, Vol. 11, 1989, p. 255-259.
- [48] Costa J.D., Ferreira J.A., “Fatigue Crack Initiation in Notched Specimens of 17Mn4 Steel”, International Journal of Fatigue, Vol. 15, 1993, p. 501-507.
- [49] Cui, W., “A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures”, Journal of Marine Science and Technology, N.º 7, 2002, p. 43-56.

- [50] Dowling, N.E., “Estimating Fatigue Life”, ASM Handbook, Vol.19, 1996, p. 250-262.
- [51] Topper, T.H., Wetzell, R.M., Morrow, J.D., “Neuber’s Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens”, Journal of Materials, Vol.4, N.º1, 1969, p. 200-209.
- [52] Molski, K., Glinka, G., “A Method of Elastic-Plastic Stress and Strain Calculation at a Notch Root”, Materials Science and Engineering, Vol. 50, 1981, p. 93-100.
- [53] Ye, D., Matsuoka, S., Suzuki, N., Maeda, Y., “Further investigation of Neuber’s rule and the equivalent strain energy density (ESED) method”, International Journal of Fatigue, Vol. 26, 2004, p. 447-455.
- [54] Morrow, J.D., “Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals”, Int. Friction, Damping and Cyclic Plasticity, ASTM STP 378, 1965, p. 45-87.
- [55] Smith, K.N., Watson, P., Topper, T.H., “A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals”, Journal of Materials, Vol.5, N.º4, 1970, p. 767-778.
- [56] Ni, K., Mahadevan, “Strain-based probabilistic fatigue life prediction of spot-welded joints”, International Journal of Fatigue, Vol. 26, 2004, p. 763-772.
- [57] Irwin, G.R., “Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate”, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, p. 361-364.
- [58] Paris, P.C., Gomez, M.P., Anderson W.P., “A rational analytic theory of fatigue”, The Trend in Engineering, vol. 13, 1961, p.528-534.
- [59] Klesnil, M., Lukas, P., “Influence of Strength and Stress History on Growth and Stabilisation of Fatigue Cracks”, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 4, 1972, p. 77-92.
- [60] Walker, E.K., “The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6, the effect of environment and complex load history on fatigue life”, ASTM STP 462, 1967, p. 1-15.
- [61] Forman, R.G., Kearney, V.E., Engle, R.M., “Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures”, Journal of Basic Engineering, Vol. 89, 1967, p. 459-464.
- [62] Forman, R.G., Mettu, S.R., “Behavior of Surface and Corner Cracks Subjected to Bending and Tensile Loads in Ti-6Al-4V Alloy”, Fracture Mechanics: Twenty Second Symposium, Vol. 1, ASTM STP 1131, 1992, p. 519-546.

- [63] Newman Jr., J.C., "A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth", *International Journal of Fracture*, Vol. 24, N.º 3, 1984, p. R131-R135.
- [64] Granjon, H., "Bases Métallurgique du Soudage", Ed. Eyrolles, Publication du Soudage et de ses Applications, 2.^{ème} edition, Paris, 1995.
- [65] Jutla, T., "Fatigue and Fracture Control of Weldments", *ASM Handbook*, Vol. 19, 1996, p. 434-449.
- [66] Signes, E.J., Baker, R.G., Harrison, J.D., Burdekin, F.M., "Factors affecting the fatigue strength of welded high strength steels", *British Welding Journal*, Vol. 14, N.º 3, 1967, p. 108-116.
- [67] Branco C. M., Fernandes A. A., Castro P. T. "Fadiga de Estruturas Soldadas", Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, 2.^a Edição, 1999.
- [68] Lawrence, F.V., Dimitrakis, S.D., "Factors Influencing Weldment Fatigue", *ASM Handbook*, Vol. 19, 1996, p. 274-286.
- [69] Garbatov, Y., Soares, C.G., "Influence of steel strength on the fatigue reliability of welded structural components", *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, 2004, p. 753-762.
- [70] Maddox, S.J., "Fatigue Strength of Welded Structures", Abington Publishing, Second Edition, Cambridge, 1991.
- [71] Harrison, J.D., "The basis for a proposed acceptance standard for weld defects: Part I: Porosity; Part II: Slag inclusions", Doc. XIII-817-77, IIW, 1977.
- [72] Kihl, D.P., Sarkani, S., "Mean stress effects in fatigue of welded steel joints", *Probabilistic Engineering Mechanics*, Vol. 14, 1999, p. 97-104.
- [73] Masubuchi, K., "Research Activities Examine Residual Stresses and Distortion in Welded Structures", *Welding Journal*, December 1991, p. 41-47.
- [74] Evans, G.M., "The Effect of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", *Welding Research*, December 1986, p. 326S-334S.
- [75] Munse, W.H., Wilbur, T.W., Tellalian, M.L., Nicoll, K., Wilson, K., "Fatigue Characterization of Fabricated Ship Details for Design", *Ship Structure Committee*, SSC-318, 1983.

- [76] Motarjemi, A.K., Kokabi, A.H., Burdekin, F.M., “Comparison of fatigue life for T and cruciform welded joints with different combinations of geometrical parameters”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 67, 2000, p. 313-328.
- [77] Radaj, D., Sonsino, C.M., “Fatigue assessment of welded joints by local approaches”, Abington Publishers, Cambridge, 1998.
- [78] Radaj, D., “Review of fatigue strength assessment of nonwelded and welded structures based on local parameters”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, N.º3, 1996, p. 153-170.
- [79] Fricke, W., “Fatigue analysis of welded joints: state of development”, *Marine Structures*, Vol.16, 2003, p. 185-200.
- [80] Eurocode 3: Design of Steel Structure, Comité Européen de Normalisation, Brussels, 1992.
- [81] BS 5400: Steel, concrete and composite bridges: Part 10: Code of practice for fatigue, British Standards Institution, London, 1980.
- [82] BS 7608: Code of practice for fatigue design and assessment of steel structures, British Standards Institution, London, 1982.
- [83] Maddox, S.J., “Fatigue design rules for welded structures”, *Prog. Struct. Engng. Mater.*, Vol. 2, 2000, p. 102-109.
- [84] Infante, V., “Análise da Melhoria do Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas”, Tese de Doutoramento, IST, Lisboa, 2002.
- [85] Fisher, J.W., Dexter, R.J., “Weld Improvement for Fatigue Life Extension”, *Proc. Int. Conf. Fatigue*, Toronto, Canada, 9-10 May 1994, Ed. AWS, p. 82-87, 1994.
- [86] Rodriguez-Sanchez, J.E., Dover, W.D., Brennan, F.P., “Application of short repairs for fatigue life extension”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, 2004, p. 413-420.
- [87] Lukić, M., Cremona, C., “Probabilistic optimization of welded joints maintenance versus fatigue and fracture”, *Reliability Engineering and System Safety*, Vol. 72, 2001, p. 253-264.

- [88] Ofsthun, M., “When fatigue quality enhancers do not enhance fatigue quality”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, 2003, p. 1223-1228.
- [89] Rudolph, J., “Endurance Limit of Ground and TIG Dressed Steel Welded Joints under Proportional Loading”, *Chemie Ingenieur Technik*, Vol. 75, 1-2/2003, p. 25-35.
- [90] Lieurade, H.P, Huther, I., “Fatigue strength improvement solutions for welded structures and components”, *IIW Doc. XIII-1904-01*, 2001.
- [91] Huther, I., Primot, L., Lieurade, H.P., Janosch, J.J., Colchen, D., Debiez, S., “Weld quality and the cyclic fatigue strength of steel welded joints”, *Welding in the world*, Vol. 35, N.º2, 1995, p. 118-133.
- [92] Kobayashi, K., Matsumoto, S., Tanaka, M., Funakoshi, M., Sakamoto, N., Shinkawa, K., Improvement in the fatigue strength of a fillet welded joint by use of a new welding electrode”, *IIW Doc. XIII-828-77*, 1977.
- [93] *Structural Welding – Steels code*, American Welding Society, 1996.
- [94] Ohta, A, Watanabe, O., Matsuoka, K., Siga, C., Nishijima, S., Maeda, Y., Suzuki, N., Kubo, T., “Fatigue Strength Improvement by Using Newly Developed Low Transformation Temperature Welding Material”, *IIW Doc. XIII-1706-98*, 1998.
- [95] Ohta, A., Watanabe, D., Matsuoka, K., Maeda, Y., Suzuki, N., Kubo, T., “Fatigue Strength Improvement of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire and PWHT”, *Welding in the World*, Vol. 44, N.º 3, 2000, p. 52-56.
- [96] Bignonnet, A., Lieurade, H.P., Picouet, P., “Improvement of the Fatigue Life for Offshore Welded Connections”, *IIW Conference on Welding of Tubular Structures*, Ed. Pergamon Press, Boston, July, 1984.
- [97] Mochizuki, M., Hattori, T., Nakakado, K., “Residual Stress Reduction and Fatigue Strength Improvement by controlling Welding Pass Sequences”, *ASME*, Vol. 122, January, 2000, p. 108-112.
- [98] Mochizuki, M., Hayashi, M., Hattori, T., “Residual Stress Distribution Depending on Welding Sequence in Multi-Pass Welded Joints With X-Shaped Groove”, *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 122, February 2000, p. 27-32.

- [99] Lieurade, H.P., Huther, I., “Fatigue strength improvement solutions for welded structures and components”, IIW Doc. XIII-1904-01, 2001.
- [100] Kirkhope, K.J., Bell, R., Caron, L., Basu, R.I., Ma, K.-T., “Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1: review”, *Marine Structures*, Vol. 12, 1999, p. 447-474.
- [101] Booth, G.S., “Improving the Fatigue Performance of Welded Joints”, The Welding Institute, Cambridge, UK, 1983.
- [102] Statnikov, E.S., Trufyakov, V.I., Mikheev, P.P., Kudrayavtsev, Yu F., “Specification for weld toe improvement by ultrasonic impact treatment”, IIW Doc. XIII-1617-96, 1996.
- [103] Huther, I., Lieurade, Souissi, R., Nussbaumer, A., Chabrolin, B., Janosch, J.J., “Analysis of Results on Improved Welded Joints”, *Welding in the World*, Vol. 37, N.º5, 1996, pp.242-266.
- [104] BS5500, “British Standard Specifications for Unfired Fusion Welded Pressure Vessels”, British Standards Institution, London, 1990.
- [105] Offshore Instalations; Guidance on Design, Construction and certification, UK Department of Energy, HMSO, Fourth Edition,, 1990.
- [106] Nussbaumer, A., Imhof, D., “On the practical use of weld improvement methods”, *Prog. Struct. Engng. Mater.* Vol. 3, 2001, p. 95-105.
- [107] Haagensen, P.J., “IIW’s Round Robin and Design Recommendations for Improvement Methods”, *Proc. IIW 50th Annual Conference*, San Francisco, 1997, p. 74-97.
- [108] Branco, C.M., Maddox, S.J., Infante, V., Gomes, E.C., “Fatigue performance of tungsten inert gás (TIG) and plasma welds in thin sections”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, 1999, p. 587-601.
- [109] Branco, C.M., Maddox, S.J., “Fatigue performance of tungsten inert gás (TIG) and plasma welds in thin sections”, EUR 18604 EN, European Commission, Final report, Luxembourg, 1998.
- [110] Fisher, J.W., “Fatigue and Fracture in Steel Bridges”, John Wiley and Sons, New York, 1984.
- [111] Haagensen, P.J., Maddox, S.J., “IIW Recommendations on Post Weld Improvement of Steel and Aluminium Structures”, IIW Doc. XIII-1815-00, July, 2001.

- [112] Kado, S., Ishiguro, T., Hanzawa, M., Yokota, H., “Influence of the Conditions in TIG Dressing on the Fatigue Strength in Welded High Tensile Strength Steels”, IIW Doc. XIII-771-75, 1975.
- [113] Dahle, T., “Design fatigue strength of TIG-dressed welded joints in high-strength steels subjected to spectrum loading”, International Journal of Fatigue, Vol. 20, N.º 9, 1998, p. 677-681.
- [114] Jármai, K., Farkas, J., Haagensen, P.J., “Effect of post-welding treatments on the optimum fatigue design of welded I-beams”, IIW Doc. XV-1025-99, XIII-1775-99, Lisboa, 1999.
- [115] Statnikov, E.S., Muktepavel, V.O., Trufyakov, V.I., Mikheev, P.P., Kuzmenko, A.Z., Blombvist, A. “Comparison of Ultrasonic Impact Treatment (UIT) and Other Fatigue Life Improvement Methods”, IIW Doc. XIII-1817-00, 2000.
- [116] Huo, L., Wang, D., Zhang, Y., “Investigation of the fatigue behaviour of the welded joints treated by TIG dressing and ultrasonic peening under variable-amplitude load”, International Journal of Fatigue, Vol. 27, 2005, p. 95-101.
- [117] Kado, S., Ishiguro, T., Ishii, N., “Fatigue strength improvement of welded joints by plasma arc dressing”, IIW Doc. XIII-774-75, 1975.
- [118] Maddox, S. J., “Techniques for improving the fatigue performance of welded stainless steels”, TWI Proposal N.º RP/SID/6919, July 1999.
- [119] Honeycombe, R.W.K., “Aços Micoestrutura e Propriedades”, Ed. Fundação Calouste Gulbenkian, 1985.
- [120] Lesnewich, A., “Influence of welding on steel weldment soundness”, ASM Handbook, Vol.6, 1993, p. 408-415.
- [121] Chen, C.C., Pollack, A., “Influence of welding on steel weldment properties”, ASM Handbook, Vol. 6, 1993, p. 416-428.
- [122] Norma Portuguesa EN 10002-5, “Materiais metálicos, Ensaio de tracção, Parte 5: Método de ensaio a temperatura elevada, 1992.
- [123] Cruz, A.C., Carreira, J., Ensaio Mecânicos, Edição ISQ, Lisboa, 1992.
- [124] ASTM E384-89 (reapproved 1997), “Standard test method for microhardness of materials”, Annual Book of ASTM Standards, USA, Vol. 03.01, 1999, p. 400-418.

- [125] Seabra, A.V., “Metalurgia Geral – Metalografia”, Vol. III, 2.^a Edição, LNEC, Lisboa, 1995.
- [126] ASM Handbook, “Metallography and Microstructures”, Vol. 9, 1985.
- [127] “TML Strain gauge users’ guide”, Tokyo Sokki Kenkyujo Co., Ltd., 1993.
- [128] Khan, Z.S., Saunders, D.S., Baldwin, N.J., Sanford, D.H., “An Investigation of the Use of Strain Gages to Measure Welding-induced Residual Stresses”, *Experimental Mechanics*, Vol. 37, N.º 3, September 1997, p. 264 – 271.
- [129] “Strain Gages and Instrumentation for Residual Stress Measurements”, Bulletin 304-E, Vishay Measurements Group, Inc., 1988.
- [130] “Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method”, Tech Note-503-4, Vishay Measurements Group, Inc., 1993.
- [131] Masubuchi, K., “Residual Stresses and Distortion”, ASM Handbook, Vol. 6, 1993, p. 1094-1102.
- [132] Dally, J.W., Riley, W.F., “Experimental Stress Analysis”, Third Edition, McGraw-Hill, Inc., International Edition, 1991.
- [133] ASTM E837-95, “Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method”, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999, p. 650-656.
- [134] Prevey, P.S., “X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques”, ASM Handbook, Vol. 10, 1986, p. 380-392.
- [135] Bertini, L., Fontanari, V., Straffelini, “Influence of post weld treatments on the fatigue behaviour of Al-alloy welded joints”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 20, N.º 10, 1998, p. 749-755.
- [136] Timoshenko, S.P., Goodier, J.N., “Theory of Elasticity”, 3.th Edition, McGraw-Hill International Editions, 1970.
- [137] ASTM E1426-98, “Determining the Effective Elastic Parameter for X-Ray Diffraction Measurements of Residual Stresses”, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999, p. 891-894.

- [138] ASTM E 739-91, “Standard Practice for Statistical Analysis of Linear Stress-life (S-N) and Strain-life (ϵ -N) Fatigue Data”, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999, p. 614-620.
- [139] Guimarães, R.C., Cabral, J.A.S., “Estatística”, Edição revista, McGraw-Hill Portugal, Amadora, 1997.
- [140] Brennan, F.P., Dover, W.D., Karé, R.F., Hellier, A.K., “Parametric equations for T-butt weld toe stress intensity factors”, International Journal of Fatigue, Vol. 21, 1999, p. 1051-1062.
- [141] Bowness, D., Lee, M.M.K., “Prediction of weld toe magnification factors for semi-elliptical cracks in T-butt joints”, International Journal of Fatigue, Vol. 22, N.º5, 2000, p. 369-387.
- [142] Bowness, D., Lee, M.M.K., “Weld toe magnification factors for semi-elliptical cracks in T-butt joints – comparison with existing solutions”, International Journal of Fatigue, Vol. 22, N.º5, 2000, p. 389-396.
- [143] Newman, J.C., Raju, I.S., “An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.15, N.º1/2, 1981, p. 185-192.
- [144] BS 7910, “Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in structures”, British Standards Institution, 1999.
- [145] PD 6493, “Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures”, British Standards Institution, 1991.
- [146] Martins, R.F., “Aplicação probabilística da mecânica da fractura na fadiga de estruturas soldadas”, Tese de Mestrado, Instituto Superior Técnico da Universidade Técnica de Lisboa, Abril de 1999.
- [147] Berge, S., “On the effect of plate thickness in fatigue of welds”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.21, N.º 2, 1985, p.423-435.
- [148] Ferreira, J.M., Pereira, A.H., Branco, C.M., “A fracture mechanics based fatigue life prediction for welded joints of square tubes”, Thin Welded Structures, Vol. 21, 1995, p. 107-120.
- [149] Infante, V., Branco, C.M., “A comparative study of the fatigue behaviour of repaired joints by hammer peening”, IIW Meeting, Florence, July, 2000.
- [150] Underwood, E.E., “Quantitative Metallography”, ASM Handbook, Vol. 9, 1985, p.123-134.

- [151] Yurioka, N., Okumura, M., Kasuya, T., Cotton, H.J.U., “Prediction of HAZ Hardness of Transformable Steels”, Metal Constructions, pp.217R-223R, April 1987.
- [152] Okumura, M., Yurioka, N., Kasuya, T., “Effect of cleanliness of steel on its weldability”, IIW Doc. IX-1459-87, 1987.
- [153] Ramalho, A.L., Ferreira, J.A.M., Branco, C.M., “Resistência à fadiga de juntas soldadas reabilitadas por refusão TIG e Plasma”, 7.^{as} Jornadas de Fractura – 2000, 16-18 de Fevereiro de 2000, Covilhã, 2000.
- [154] Easterling, K., “Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, London 1983.
- [155] Krishnamoorthy, C.S., “Finite Element Analysis Theory and Programming”, Tata McGraw-Hill, 2.th Edition, 1997.
- [156] Reddy, J.N., “An Introduction to the Finite Element Method”, McGraw-Hill, 2.th Edition, 1993.
- [157] Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.T., “The Finite Element Method”, Vol. 1 e 2, McGraw-Hill, 4.th Edition, 1994.
- [158] Bathe, K.-J., “Finite Element Procedures”, Prentice Hall, 1996.
- [159] Owen, D.R.J., Hinton, E., “Finite Elements in Plasticity: Theory and Practice”, Pineridge Press, 1980.
- [160] Huges, T.J.R., “The Finite Element Method”, Prentice Hall, 1987.
- [161] Ramalho, A.L., “Análise do Comportamento Dinâmico Não Linear de Materiais de Estrutura Periódica”, Tese de Mestrado, IST – UTL, Lisboa, 1993.
- [162] Goldak, J., Chakravarti, A., Bibby, M., “A New Finite Element Model for Welding Heat Sources”, Metallurgical Transactions B, Vol. 15B, June 1984, p. 299-305.
- [163] Karlsson, L., “Thermal Stresses in welding”, R. B. Hetnarski (ed.), Thermal Stresses, Vol. 1, Elsevier Science Publishers, 1986.
- [164] Koenig, H.A., Morral, J.E., “Three Dimensional Thermal Stress Analysis of a Welded Plate by the FEM”, Transactions of the CSME, Vol. 10, n.º3, 1986, p. 153-165.

- [165] Muyao, T., Lanhin, H., Fausen, M., Min, L., “A Study on Mechanism of Welding Stress Formation During Multilayer Girth Welding of Pipes, Doc. IIW-X-1175-88.
- [166] Ueda, Y., Kim, Y.C., Garatani, K., Yamakita, T., ”Mechanical Characteristics of Repair Welds in Thick Plate – Distribution of Three Dimensional Welding Residual Stresses and Plastic Strains and Their Production Mechanisms”, IIW Doc.-X-1155-88.
- [167] Leggatt, R.H., “Computer Modeling of Transverse Residual Stresses in Repair Welds”, Welding Research Supplement to the welding Journal, November 1991, p. 299s-309s.
- [168] Börjesson, L., Lindgren, L.-E., “Residual Stresses and Microstructure Computation for Multipass Welding”, Proceedings of the ICRS-5, June 16-18, 1997, Sweden, p. 189-194.
- [169] Michaleris, P., DeBiccari, A., “A Two-Step Numerical analysis Technique Was Developed to Predict Welding-Induced Distortion and the Structural Integrity of Large and Complex Structures”, Welding Research Supplement to the welding Journal, Vol. 76, n.º4, April 1997, p. 172s-181s.
- [170] Michaleris, P., Sun, X., “Finite Element Analysis of Thermal Tensioning Techniques Mitigating Weld Buckling Distortion”, Welding Research Supplement to the welding Journal, November 1997, p. 451s-457s.
- [171] Börjesson, L., Lindgren, L.-E., “Simulation of Multipass Welding With Simultaneous Computation of Material Properties”, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 123, January 2001, p. 106-111.
- [172] Lindgren, L.-E., “Finite Element Modeling and Simulation of Welding. Part 1: Increased Complexity”, Journal of Thermal Stresses, Vol. 24, N.º 2, February 2001, p. 141-192.
- [173] Mackerle, J., “Finite element analysis and simulation of welding – an addendum: a bibliography (1996-2001)”, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, Vol 10, 2002, p. 295-318.
- [174] Kanninen, M.F., Brust, F.W., Ahmad, J., Abou-Sayed, I.S., “The Numerical Simulation of Crack Growth in Weld-induced Residual Stress Fields”, Report N.º A 123901, Battelle Columbus Laboratories, July 1981.
- [175] Nitschke-Pagel, T., Wohlfahrt, H., “Residual stresses and fatigue behaviour of welded components of high strength steels”, Proceedings of the ICRS-5, June 16-18, 1997, Sweden, p.175-182.

- [176] Smith, D.J., Farrahi, G.H., Zhu, W.X., McMahon, C.A., “Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, 2001, p.293-302.
- [177] Goldak, J., Gu, M., “Numerical Aspects of Modeling Welds”, *ASM Handbook*, Vol. 6, 1993, p. 1131-1140.
- [178] Mazumder, J., “Validation Strategies for Heat-affected Zone and Fluid-Flow Calculations”, *ASM Handbook*, Vol. 6, 1993, p. 1147-1152.
- [179] Lindgren, L.-E., “Finite Element Modeling and Simulation of Welding. Part 2: Improved Material Modeling”, *Journal of Thermal Stresses*, Vol. 24, N.º 3, March 2001, p. 195-231.
- [180] Lindgren, L.-E., “Finite Element Modeling and Simulation of Welding. Part 3: Efficiency and Integration”, *Journal of Thermal Stresses*, Vol. 24, N.º 4, April 2001, p. 305-334.
- [181] Denis, S., Archambault, P., Gautier, E., Simon, A., Beck, G., “Phase Transformations and Generation of Heat Treatment Residual Stresses in Metallic Alloys”, *Materials Science Forum*, Vols. 347-349 (2000), 2000, p. 184-198.
- [182] Kreith, F., “Princípios da Transmissão de Calor”, Editora Edgard Blücher Lda, 3.ª Edição, 1983.
- [183] Aliabadi, M.H., Rooke, D.P., “Numerical Fracture Mechanics”, Kluwer Academic Publishers, London, 1991.
- [184] Lewis, R.W., Morgan, K., Thomas, R.H., Seetharamu, K.N., “The Finite Element Method in Heat Transfer Analysis”, John Wiley & Sons, England, 1996.
- [185] MARC “Volume A: Theory and User Information”, Version K7, MARC Analysis Research Corporation, USA, 1997.
- [186] Kreyszig, E., *Matemática Superior Vol. 1 e 2*, Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, 1969.
- [187] Krasnov, M.L., Makarenko, G.I., Kiseliyov, A.I., “Cálculo Variacional”, Editora Mir, Moscovo, 1984.
- [188] Conte, S.D., Boor, C., “Elementary Numerical Analysis”, 3.ª Edition, McGraw-Hill, 1981.

- [189] Holman, J.P., "Thermodynamics" 4.th Edition, McGraw-Hill.
- [190] Lemaitre, J., Chaboche, J.L., "Mechanics of Solid Materials", Cambridge University Press, 1998.
- [191] MENTAT version 3.1, Command Reference, MARC Analysis Research Corporation, USA, 1997.
- [192] Rykalin, R.R., "Energy Sources for Welding", Houdrement Lecture, IIW, London, 1974.
- [193] Rykalin, R.R., "Energy Sources for Welding", Welding in the World, Vol. 12, N.º 9/10, 1974, p. 227-248.
- [194] The British Iron and Steel Research Association, Constants of Some commercial Steels at Elevated Temperatures, London Butterworths Scientific Publications, 1953.
- [195] Thomas, B.G., Samarasekera, I.V., Brimacombe, J.K., "Comparison of Numerical Modeling Techniques for Complex, Two-Dimensional, Transient Heat-Conduction Problems", Metallurgical Transactions B, Vol. 15B, June 1984, p. 307-318.
- [196] EN 10028-2:1992, "Flat products made of steels for pressure purposes – Part 2: Non-alloy and alloy steels with specified elevated temperature properties", European Committee for Standardization, Brussels, 1992.
- [197] "Elevated-Temperature Properties of Ferritic Steels", ASM Handbook, Vol. 1, 1990, p. 617-652.

Apêndice I

Subrotinas para implementação do cálculo do coeficiente misto de convecção e para a implementação do modelo de distribuição de potência do duplo elipsóide

C SUBROTINA PARA O CÁLCULO DO COEFICIENTE DE CONVECÇÃO E DE
C RADIAÇÃO

C

C

SUBROUTINE FILM (H,TINF,TS,N,TIME)

IMPLICIT REAL*8 (A-H,O-Z)

DIMENSION N(7), TS(6)

C

C

TINF=25.0

H=21.69E-4*TS(2)**1.61

C

C

RETURN

END

C

C

C

C SUBROTINA PARA CÁLCULO DO FLUXO DE CALOR PELO MÉTODO DO

C DUPLO ELIPSOIDE

C

SUBROUTINE FLUX (F, TS, N, TIME)

IMPLICIT REAL*8 (A-H, O-Z)

DIMENSION TS(6), N(7)

PARAMETER (E=2.718281828, A=7.80141E10, B=3.333333E5, C=3.0E6, D=4
+.550823E10, G=2.083333E4, ALFA=0.39276728)

C

C

X1=TS(4)-1.56295E-2

Y1=TS(5)-1.34165E-2

Z=TS(6)

X=X1*COS(ALFA)-Y1*SIN(ALFA)

```
Y=X1*SIN(ALFA)+Y1*COS(ALFA)
IF ((X .LT. 2.394536E-3) .AND. (X .GT. -2.394536E-3)) THEN
Y=Y+SQRT((6.256E-3)**2-X**2)-5.76E-3
ENDIF
C
C
IF (TIME .LE. 2.7693) THEN
C
F=A*E**(-B*X**2)*E**(-C*Y**2)*E**(-B*(Z+1.0833E-3*(2.7693-TIME))**
+2)
C
ELSE
C
F=D*E**(-B*X**2)*E**(-C*Y**2)*E**(-G*(Z+1.0833E-3*(2.7693-TIME))**
+2)
C
ENDIF
C
C
RETURN
END
C
```

Anexo I

Composição química do material de base



Instituto de soldadura
e qualidade

BOLETIM DE ANÁLISE QUÍMICA

A.Q. n° : 961/97

Obra : 8431102

Cliente : I. S. T.

ELEMENTO	MÉTODO de ANÁLISE	%	ELEMENTO	MÉTODO de ANÁLISE	%
CARBONO	ISQ -EE	0,131	VANADÍO	ISQ -EE	0,043
SILÍCIO	ISQ -EE	0,413	COBRE	ISQ -EE	0,018
MANGÂNES	ISQ -EE	1,44	COBALTO	ISQ -EE	0,013
FOSFÓRO	ISQ -EE	0,011	ZIRCÓNIO	ASTM E 350	-
ENXOFRE	ISQ -EE	0,005	AZOTO	ISQ F 004	-
CRÓMIO	ISQ -EE	0,063	NIÓBIO	ISQ -EE	0,005
MOLIBDÉNIO	ISQ -EE	0,024	-	-	-
NIQUEL	ISQ -EE	0,034	-	-	-
TITÂNIO	ISQ -EE	0,009	-	-	-
ALUMÍNIO	ISQ -EE	0,029	-	-	-

FEITO POR:

DATA: 14/10/97

VISTO:

OXELÖSUND

INSPECTION CERTIFICATE
(DIN 50049-3.1C)

DATE : 1992-06-03 FES10D2 -50129
NO : 26655-004 PAGE : 2 / 2

CHEMICAL COMPOSITION

HEAT NO.	C	SI	MN	P	S	CR	NI	MO	V	TI	CU	AL	NB	B	N	EW
636821	.13	.42	1.47	.014	.004	.02	.02	.015	.047	.009	.01	.033	.002			.39
539191	.13	.43	1.46	.011	.004	.06	.04	.019	.046	.010	.02	.030	.002			.40

OBTAINED PRODUCT ANALYSIS (%):

HEAT NO.	MILL CODE	C	SI	MN	P	S	CR	NI	MO	V	TI	CU	AL	NB	B	N
636821	539159	.13								.052	.009			.002		
	539191	.14								.051	.012			.002		

MECHANICAL TESTING

HEAT	PLATE	MILL CODE	T(MM)	MJMENT:0	POS.	TYPE	REL	REH	RM	A5	TREAT-	SPECIMEN	TEMP.	NOTCH	TOUGHN(J)
636821		539159	12.5	4	1	1	(405	550	29	MENT:0	3	A	-20	69 34 121 75
		539191	12.5	4	1	1	(410	555	28		3	A	-20	74 44 99 72

TEST RESULTS:

HEAT PLATE MILL CODE T(MM) MJMENT:0 POS. TYPE REL REH RM A5 TREAT- SPECIMEN TEMP. NOTCH TOUGHN(J)

636821 539159 12.5 4 1 1 (405 550 29 MENT:0 3 A -20 69 34 121 75

636821 539191 12.5 4 1 1 (410 555 28 MENT:0 3 A -20 74 44 99 72

IMPACT TEST

TREAT- SPECIMEN TEMP. NOTCH TOUGHN(J)

MENT:0 POS. TYPE DEG.C IND. VALUES AVE

636821 539159 12.5 4 1 1 (405 550 29 MENT:0 3 A -20 69 34 121 75

636821 539191 12.5 4 1 1 (410 555 28 MENT:0 3 A -20 74 44 99 72

VERIFIED COPY OF ORIGINAL MILL
CERTIFICATE HELD IN OUR POSSESSION
OXELÖSUND AB
OXELÖSUND SWEDEN

1992-06-05
STOCKHOLM

TREATMENT : 0=DELIVERY CONDITION
SPECIMEN POSITION : 3=TOP LONG, 4=TOP TRANSV.
SPECIMEN TYPE : A: CHARPY-V 10X10, 1: RECTANGULAR

Address: SSAB Oxelösund AB
Box 1000
S-613 01 OXELÖSUND

Telephone: 0155-540 00
Nat Int +46 155 540 73

Telex: 60950
Nat Int +46 155 540 73

Bank: Skandinaviska Enskilda Banken
STOCKHOLM

Bank No: 897-6468

Post giro: 37 75 44-2

Org nr: 04-556313-7933

Please effect payment through
Skandinaviska Enskilda Banken
STOCKHOLM
SWIFT-address: ESSESS

Miljöpapper

