



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Estudo da resistência à fadiga de componentes metálicos reparados por soldadura a laser

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

Assessment of the fatigue strength of metallic components repaired by laser welding

Autor

Nuno Ricardo Linhares Miranda

Orientadores

Professor Doutor José António Martins Ferreira

Professor Doutor Carlos Bento Capela

Júri

Presidente	Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa Professor Associado c/Agreg. da Universidade de Coimbra
Vogais	Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego Professor Coordenador do Instituto Superior de Engenharia de Coimbra
Orientador	Professor Doutor José António Martins Ferreira Professor Catedrático da Universidade de Coimbra

Coimbra, Setembro, 2017

“Our greatest weakness lies in giving up. The most certain way
to succeed is always to try just one more time.”

Thomas A. Edison

À minha família e amigos.

Agradecimentos

A realização da presente dissertação tornou-se possível graças ao contributo e apoio de várias pessoas, a quem gostaria de direcionar os meus sinceros agradecimentos.

Aos orientadores, Professor Doutor José António Martins Ferreira e Professor Doutor Carlos Bento Capela pela disponibilidade e conhecimentos transmitidos ao longo deste trabalho. Pelo fornecimento do material experimental, o auxílio e a compreensão que facilitaram todo este trabalho.

Ao doutorando Joel da Silva de Jesus por toda a disponibilidade, dedicação, motivação, confiança, rigor, exigência, encorajamento e compreensão ao longo deste trabalho. O seu incansável auxílio, a sua partilha de conhecimentos e a capacidade de resolução de problemas que permitiram finalizar os ensaios e cujo contributo foi determinante para a realização do presente trabalho. Um sincero obrigado por todas as horas passadas ao meu lado no decorrer do presente trabalho.

A todo o pessoal docente e não docente do grupo de construções mecânicas e tecnologias mecânicas pela simpatia, apoio e partilha de conhecimentos.

À minha mãe e irmãos por todo o apoio e por serem um modelo de perseverança e dedicação e pela ajuda incondicional na concretização dos meus objetivos. Por acreditarem em mim mesmo quando eu podia não acreditar e me proporcionar esta oportunidade marcante na minha vida. Por todas as “macacadas” que me ajudaram a desanuviar e tornaram esta etapa da minha vida muito mais fácil, o meu obrigado.

Agradecer a todos os meus amigos que me acompanharam neste percurso (e outros), que são inúmeros e não é possível referi-los a todos, mas que sem o vosso companheirismo, motivação, encorajamento não estaria onde me encontro hoje. Levo no coração todos os momentos e as recordações inesquecíveis partilhadas. Um muito obrigado por moldarem a pessoa que sou hoje!

Resumo

A indústria portuguesa de moldes tem vindo a crescer, ocupando atualmente o 8º lugar de maior produtor de moldes para a injeção de plástico a nível mundial sendo o 3º maior produtor a nível europeu.

Devido ao preço elevado associado ao fabrico de novos moldes e ferramentas, neste trabalho será estudado a possibilidade de recuperação dos moldes utilizando um processo de reparação por soldadura a laser que usa um cristal de Nd:YAG. Este tem a vantagem de obter uma menor alteração da composição do material na zona adjacente à região reparada.

No decorrer do presente trabalho será apresentado um estudo da resistência à fadiga de três materiais amplamente utilizados na produção de moldes (AA5083-H111, AISI P20 e AISI H13). Os testes foram realizados a amplitude constante com $R=0,02$ em provetes preparados com entalhes em V e preenchidos com os materiais de adição com dois parâmetros diferentes de soldadura. A gama de tensões aplicada foi escolhida a partir dos resultados obtidos em ensaios de tração previamente realizados. Os resultados da resistência à fadiga são apresentados sob a forma de curvas *S-N* obtidas para os materiais soldados e não soldados. São ainda comparadas com normas vigentes que fornecem curvas típicas para este tipo de junta soldada.

Complementarmente ao estudo da resistência à fadiga foi também avaliada a metalografia, dureza e a superfície de fratura dos provetes.

Em geral, verificou-se um elevado número de defeitos na metalografia e uma diminuição de dureza no material adicionado, provocado pelas temperaturas atingidas na fusão do material e descarbonizações do material fundido para a ZAC. Verificou-se uma diminuição das propriedades mecânicas dos materiais nos ensaios de tração provocadas pela adição do cordão de soldadura e pelos fatores referidos previamente o que, conseqüentemente, levou a uma diminuição da resistência à fadiga das séries soldadas.

Palavras-chave: Alumínio AA5083-H111; AISI H13; AISI P20; Resistência à fadiga; Juntas soldadas; Reparação a laser; Produção de moldes, Microestrutura.

Abstract

The Portuguese mold industry has been growing, currently occupying the 8th place as the largest producer of molds for plastic injection in the world, being the 3rd largest producer in Europe.

Due to the high price associated with the manufacture of new molds and tools, this work aims to study the possibility of recovering the molds using a laser welding repair process that uses a Nd:YAG crystal. This laser process has the advantage of achieving a smaller modification in the composition of the material in the adjacent zone to the repaired region.

In the present work, a study of the fatigue strength of three materials that are widely used in the production of molds (AA5083-H111, AISI P20 and AISI H13) will be presented. The tests were performed at constant amplitude with $R = 0,02$, where the welded specimens were prepared with in V-shaped notches and filled with laser welding deposits with two different welding parameters. The applied nominal stress range was chosen from the results obtained in previous tensile tests that were carried out. Fatigue resistance results are presented as S-N curves obtained for welded and non-welded materials. They are also compared to current standards that provide typical curves for this type of welded joint.

In addition to the assessment of the fatigue strength, metallography, hardness and fracture surface of the test specimens were also evaluated.

In general, a high number of metallographic defects were detected as well as a decrease in hardness of the laser welded deposits caused by the temperatures reached in them and also due to the decarbonizations to the ZAC. Besides this was detected a decrease in the mechanical properties of the materials in the tensile tests due to the addition of the welded seam and by the previously mentioned factors which, consequently, led to a decrease of the fatigue resistance of the welded series.

Keywords: Aluminum AA5083-H111; AISI H13; AISI P20; Fatigue strength; Welded joints; Laser repair; Mold production, Microstructure.

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xv
Simbologia e Siglas	xvii
Simbologia.....	xvii
Siglas	xviii
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos e tarefas	2
1.2. Estrutura da dissertação	2
2. REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1. LASER.....	5
2.1.1. Processo de soldadura a LASER	5
2.1.2. Constituição do equipamento	6
2.1.3. Princípio da formação do feixe laser	7
2.1.4. Tipo de defeitos da soldadura.....	9
2.2. Fenómeno de fadiga.....	12
2.2.1. Caracterização das curvas de resistência à fadiga	18
2.2.2. Morfologia da superfície de fratura por fadiga.....	19
2.2.3. Aplicação da mecânica da fratura à fadiga	21
2.3. Fadiga em estruturas soldadas	24
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	29
3.1. Material.....	29
3.2. Preparação dos provetes.....	30
3.3. Metalografias	34
3.4. Análise da microdureza	35
3.5. Ensaios de tração	36
3.6. Ensaios de fadiga	37
3.7. Análise da superfície de fratura	38
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1. Análise metalográfica	39
4.2. Análise da microdureza	44
4.3. Ensaios de tração	47
4.4. Ensaios de fadiga	50
4.5. Análise da superfície de fratura	55
5. CONCLUSÕES E INVESTIGAÇÕES FUTURAS.....	59
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61
ANEXO A	65
ANEXO B	67

APÊNDICE A	71
APÊNDICE B	73
APÊNDICE C	75

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática dos principais componentes do equipamento laser ND:YAG (adaptado de Unitek Miyachi Corporation, 2003).....	6
Figura 2.2. Esquema das 3 etapas para a formação do feixe laser ND:YAG (adaptado de Unitek Miyachi Corporation, 2003).....	9
Figura 2.3. Porosidade na zona de fusão do alumínio AA5083-H111 (resultado obtido na presente tese).....	10
Figura 2.4. Fissuração induzida pelo hidrogénio na ZAC do alumínio (resultado obtido da presente tese).....	11
Figura 2.5. Falta de fusão no aço temperado AISI H13 (resultado obtido da presente tese).....	12
Figura 2.6. Iniciação e fase de crescimento I e II de uma fenda de fadiga (adaptado de Branco, Fernandes and Tavares de Castro, 1999).....	13
Figura 2.7. Diferentes tipos de carregamento: a) amplitude constante, b) aleatório, c) blocos a amplitude constante (adaptado de Branco, 2013).....	14
Figura 2.8. Representação da influencia da concentrações de tensões na resistência à fadiga (adaptado de Branco et al., 2012).....	16
Figura 2.9. Curvas S-N esquemáticas em função do valor da razão de tensões (adaptado de Branco et al., 2012).....	18
Figura 2.10. a) Representação das diferentes curvas S-N para cada classe FAT b) amostra de algumas classes de detalhe FAT.....	19
Figura 2.11. Representação duma superfície de fratura por fadiga. A) Fenda inicial, B) Zona de propagação por fadiga C) Zona de fratura final (resultado obtido da presente tese).....	20
Figura 2.12. Esquema da linhas de arrancamento radial e propagação duma fenda de fadiga em planos paralelos (adaptado de Branco, et al., 1999).....	21
Figura 2.13. Os modos de carregamento e rotura de uma fissura.....	21
Figura 2.14. Curva (da/dN); ΔK para ciclos de amplitude constante.....	23
Figura 2.15. Classificação junta topo a topo: a) transversais; b) longitudinais.....	25
Figura 2.16. Esquema representativo da distribuição de tensões na região próxima ao cordão de soldadura.....	26
Figura 3.1. Materiais em bruto.....	30
Figura 3.2. Máquina de soldadura a laser Nd:YAG(adaptado de www.bebedo.nl).....	31
Figura 3.3. Fio de adição utilizado na liga AA5083-H111.....	33

Figura 3.4. Operações de fresagem (convencional e CNC) utilizadas na obtenção dos provetes.	34
Figura 3.5. Provetes entalhados utilizados nos ensaios de fadiga uniaxial [mm].	34
Figura 3.6. Molde de resina com os provetes para análise de metalografia e dureza.	35
Figura 3.7. Esquema das indentações realizadas nos materiais.	36
Figura 3.8. Máquina Instron modelo 4206.	37
Figura 3.9. Microscópio ótico digital 3D e lupa com medidor.	38
Figura 4.1. Microestrutura da série AL_PM1: a) macrografia longitudinal; b) microestrutura do MB 200x; c) microestrutura da ZF 200x.	39
Figura 4.2. Microestrutura da série AL_PM2: a) macrografia longitudinal a; b) microestrutura do MB 100x; c) microestrutura da ZF 200x; d) Fissuração na ZF 500x.	40
Figura 4.3. Microestrutura da série P20_PM1: a) macrografia; b) material base 200x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)200x.	41
Figura 4.4. Macrografia da secção longitudinal da série P20_PM2.	42
Figura 4.5. Microestrutura das secções assinaladas na macrografia: a) MB a 200x; b) ZF-LF-ZAC a 200x; c) ZF a 50x; d) ampliação da ZF a 200x.	42
Figura 4.6. Microestrutura da série H13_PM1: a) macrografia longitudinal; b) material base 1000x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)500x.	43
Figura 4.7. Microestrutura da série H13_PM2: a) macrografia longitudinal; b) material base 500x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)500x.	43
Figura 4.8. Perfis de dureza das séries AL.	45
Figura 4.9. Perfis de dureza das séries P20.	45
Figura 4.10. Perfis de dureza das séries H13.	46
Figura 4.11. Curvas de tração das séries AL.	48
Figura 4.12. Curvas de tração das séries H13.	49
Figura 4.13. Curvas de tração das séries P20.	50
Figura 4.14. Curva S-N das séries do Alumínio.	51
Figura 4.15. Curva S-N das séries do aço AISI P20.	53
Figura 4.16. Curva S-N das séries do aço AISI H13.	54
Figura 4.17. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_0. $\Delta\sigma=165$ MPa vs $N_f=690980$ ciclos.	55
Figura 4.18. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_PM1. $\Delta\sigma=50$ MPa vs $N_f=998331$ ciclos.	56

Figura 4.19. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_PM2. $\Delta\sigma=65$ MPa vs $N_r=378399$ ciclos.	56
Figura 4.20. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_0. $\Delta\sigma=650$ MPa vs $N_r=753973$ ciclos.	57
Figura 4.21. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_PM1. $\Delta\sigma=300$ MPa vs $N_r=306726$ ciclos.	57
Figura 4.22. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_PM2. $\Delta\sigma=330$ MPa vs $N_r=161788$ ciclos.	57
Figura 4.23. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_0. $\Delta\sigma=900$ MPa vs $N_r=1167427$ ciclos.	58
Figura 4.24. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_PM1. $\Delta\sigma=287,5$ MPa vs $N_r=295440$ ciclos.	58
Figura 4.25. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_PM2. $\Delta\sigma=325$ MPa vs $N_r=240694$ ciclos.	58
Figura A.1. Diagrama de fases para o aço H13.	65
Figura B.1. Categorias dos entalhes para soldaduras topo a topo (adaptado da norma BS EN 1999-1-3:2007+A1:2011).	67
Figura B.2. Curvas de resistência à fadiga para as juntas topo a topo representadas na figura B.1 (adaptado da norma BS EN 1999-1-3:2007+A1:2011).	68
Figura B.3. Curvas de resistência à fadiga para as juntas topo a topo de aço e equações para obtenção da resistência à fadiga (adaptado da norma EN 1993-1-9 : 2005 (E))	69
Figura C.1. Valores medidos do tamanho de defeito e da zona de propagação por fadiga das séries soldadas.	73

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Diferentes tipos de defeitos na soldadura segundo o IIW.	10
Tabela 3.1. Composição química média dos aços (adaptado de www.azom.com).....	29
Tabela 3.2. Composição química da liga AA5083 H111 (adaptado de www.azom.com)..	29
Tabela 3.3. Propriedades mecânicas.....	30
Tabela 3.4. Características da máquina de soldar CRONITEX Vario Laser 9000 Compact Laser.	31
Tabela 3.5. Características do material de adição utilizado no aço AISI P20.	32
Tabela 3.6. Características do material de adição utilizado no aço AISI H13.	32
Tabela 3.7. Parâmetros utilizados na soldadura dos provetes.	33
Tabela 3.8. Nomenclatura adotada para as diferentes séries de provetes.....	37
Tabela 4.1. Resultados das durezas, em Vickers (HV), da série da liga de alumínio AA5083-H111.	47
Tabela 4.2. Resultados das durezas, em Vickers (HV), das séries dos aços AISI P20 e AISI H13.	47
Tabela 4.3. Resultados ensaios de tração liga de alumínio AA5083-H111.	48
Tabela 4.4. Resultados ensaios de tração das séries dos aços P20 e H13.	49
Tabela 4.5. Tabela comparativa entre os valores obtidos para a vida à fadiga da série AL.52	
Tabela 4.6. Tabela comparativa dos valores obtidos para a vida à fadiga dos aços AISI P20 e AISI H13.....	54
Tabela A.1. Quantidade de provetes e tratamentos realizados aos materiais utilizados.	71
Tabela D.1. Parâmetros utilizados e resultados obtidos dos ensaios de fadiga.	75

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

a_0 – Comprimento intrínseco da fenda

a_f – Comprimento final da fenda

C – Constante da lei de Paris

da/dN – Velocidade de propagação da fenda

K – Fator de intensidade de tensão

K_{1c} – Tenacidade à fratura

K_f – Fator dinâmico de concentração de tensões

K_{max} – Fator de intensidade de tensão máximo

K_{min} – Fator de intensidade de tensão mínimo

K_t – Fator de concentração de tensões

m – Expoente da lei de Paris

N_r – Número de ciclos até à rotura

PM2 – Parâmetro de soldadura 2

PM1 – Parâmetro de soldadura 1

q – Fator de sensibilidade ao entalhe

R – Razão de tensões

Y – Fator geométrico adimensional

ΔK – Gama do fator de intensidade de tensão

ΔK_{lf} – Limiar de propagação de fadiga

$\Delta\sigma$ – Gama de tensão

$\Delta\sigma_{nom}$ – Gama de tensão nominal

ε_r – Deformação local de rotura

σ_a – Amplitude de tensão

σ_{ced} – Tensão de cedência

σ_{fo} – Tensão limite de fadiga de um provete liso

σ_{fe} – Tensão limite de fadiga de um provete entalhado

σ_{f0} – Tensão limite de fadiga

σ_m – Tensão média

σ_{max} – Tensão máxima

σ_{min} – Tensão mínima

σ_n – Tensão nominal

σ_R – Tensão de rotura

Siglas

AISI – American Iron and Steel Institute

CAD – Computer Aided Design

CAE – Computer Aided Engineering

CAM – Computer Aided Manufacturing

CEFAMOL – Associação Nacional da Indústria de Moldes

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

FSW – *Friction Stir Welds*

IIW – International Institute of Welding

IPL – Instituto Politécnico de Leiria

LASER – Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation

LF – Linha de fusão

MB – Material base

MIG – *Metal Inert Gas*

Nd:YAG – Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet

TIG – *Tungsten Inert Gas*

ZAC – Zona afetada pelo calor

ZF – Zona fundida

1. INTRODUÇÃO

A indústria portuguesa de moldes tem vindo a crescer e a consolidar-se nos mercados nacionais e internacionais impulsionada pelo facto de esta utilizar máquinas-ferramentas de precisão inovadoras sendo vulgar a utilização de sistemas CAD/CAM/CAE na conceção e fabrico de moldes. Portugal encontra-se entre os maiores fabricantes de moldes, principalmente na área dos moldes para injeção de plástico (8º a nível mundial e 3º a nível europeu) exportando mais de 85% da sua produção (Cefamol 2016).

A forma e o fabrico dos moldes ou matrizes é, normalmente, muito preciso e exato, o que consequentemente acarreta um custo elevado. De fato, as etapas de fabricação são as mais caras, principalmente a parte de maquinação e o polimento que englobam 60% do custo total do molde. Durante a fabricação dos moldes ocorre frequentemente reparações de forma a corrigir erros derivados da maquinação e/ou possibilitar alterações que foram feitas ao projeto inicial do componente (Borrego *et al.*, 2009; Suarez *et al.*, 2015).

As cargas cíclicas e as variações térmicas que os moldes sofrem, principalmente, nos moldes de injeção de plástico e nos processos de fundição de alumínio, resulta em danos que surgem sob a forma de desgaste e fissuras de fadiga. Tendo isto em consideração associado aos elevados custos de produzir um novo molde, torna-se relevante a possibilidade de reparar os moldes por soldadura a laser com perda mínima de qualidade, isto é, é necessário que a zona reparada apresente uma superfície semelhante ao resto da cavidade do molde senão os possíveis defeitos serão eventualmente reproduzidos na parte moldada (Preciado *et al.*, 2006; Suarez *et al.*, 2015). Utilizando para este efeito, o processo de soldadura a laser Nd-YAG, que é um processo bastante flexível, que tem a vantagem comparativamente com outros métodos de provocar o mínimo de alteração da composição na envolvente da zona reparada. Além disto, também permite uma deposição muito precisa de um pequeno volume de material de adição.

Atualmente, a maioria dos moldes produzidos pela a indústria portuguesa utiliza os aços AISI H13 e AISI P20 para processos de fundição de ligas alumínio e magnésio bem como para fundição injetada de plásticos (Borrego *et al.* 2007). Por outro lado o uso de ligas de alumínio nas construção de moldes para a industria transformadora de plásticos não é uma novidade, sendo a liga AA5083-H111 já utilizada há alguns anos na fabricação de

moldes, quer nas zonas moldantes quer nas estruturas. Ela tem a vantagem de ter uma excelente resistência à corrosão, boa maquinabilidade, condutibilidade térmica, facilidade ao polimento e soldabilidade (Selada 2010).

1.1. Objetivos e tarefas

No presente trabalho foram soldadas numa fase inicial 3 tipos de materiais base utilizando dois parâmetros diferentes de soldadura que foram previamente preparados com um entalhe em V. Os materiais base são o aço AISI P20, o aço AISI H13 e uma liga de alumínio AA5083-H111 que foram sujeitos a um processo de soldadura a laser ND-YAG de forma a simular a reparação de superfícies danificadas. O principal objetivo é estudar o comportamento à fadiga destes materiais e analisar os efeitos dos diferentes parâmetros de soldadura, e correlacionar os dados obtidos com outros testes realizados experimentalmente como metalografia, a análise de microdureza e da morfologia da superfície de fratura. Especificamente, o trabalho contempla as seguintes tarefas:

- Obtenção das curvas de tração para cada um dos materiais base e comparar com as curvas dos materiais soldados;
- Obtenção e comparação dos diferentes perfis de dureza para cada um dos materiais estudados;
- Obtenção experimental das curvas *S-N* (tensão aplicada *versus* número de ciclos);
- Obtenção e análise das microestruturas das diferentes regiões de cada material;
- Análise da morfologia da superfície de fratura e, conseqüente obtenção do tamanho dos defeitos e da zona de propagação por fadiga em cada um dos provetes fraturados;

1.2. Estrutura da dissertação

A presente dissertação de mestrado está organizada em cinco capítulos. De seguida é dado uma descrição genérica do conteúdo de cada um deles:

- O capítulo 1 faz uma introdução ao presente tema de investigação e identifica os principais objetivos e tarefas da dissertação;

- O capítulo 2 é dedicado à revisão da literatura, e encontra-se dividido em duas partes. Inicialmente, descreve-se o processo de soldadura a laser Nd:YAG e o tipo de defeitos que deste decorre. Numa segunda parte, descreve-se o fenómeno de fadiga.

- O capítulo 3 descreve o procedimento experimental adotado na presente dissertação de mestrado;

- O capítulo 4 apresenta os resultados obtidos nos processos experimentais realizados e a sua análise;

- O capítulo 5 apresenta as principais conclusões do trabalho realizado e apresenta uma segunda parte que se refere a tópicos de pesquisa relevantes para investigações futuras;

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. LASER

Em 1917, após o lançamento da teoria da relatividade, Einstein publicou uma pesquisa descrevendo o terceiro processo de integração da matéria, a emissão estimulada de radiação fornecendo assim os princípios para um novo tipo de “luz”. Posteriormente, foi designada por LASER, que é um acrónimo para amplificação da luz por emissão estimulada de radiação (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*).

O desenvolvimento do LASER revolucionou diversas áreas do nosso quotidiano e resultou de inúmeras investigações, de entre as quais, se destaca os trabalhos realizados pelos cientistas americanos Schawlow e Townes e pelos cientistas russos Basov e Projorov, que apresentaram, simultaneamente, investigações em que seria possível construir equipamentos capazes de produzir este tipo de luz. Estas investigações permitiu a estes 4 cientistas dividir o prémio Nobel da Física em 1964 (Marques *et al.*,2009).

Atualmente, existem milhares de referências sobre o uso prático do laser, sendo que são usados desde leitores de cd's até à produção de sistemas de armas sofisticadas.

2.1.1. Processo de soldadura a LASER

Os processos de soldadura a laser evoluíram muito nas últimas décadas. O processo de soldadura é caracterizado pela fusão localizada dos materiais através da incidência de um feixe de radiação eletromagnética de alta intensidade e de frequência bem definida na junta a soldar provocando a sua fusão (Marques *et al.*,2009).

Existe 2 tipos de lasers que estão a ser bastantes usados para soldadura, que são o de CO₂ e o de Nd:YAG (*Neodymium-doped – Yttrium Aluminum Garnet*) em que ambos emitem radiação eletromagnética com comprimentos de onda entre os ultravioleta e os infravermelho. Apesar do laser de CO₂ ter uma maior eficiência (20%) e conseguir operar com vários materiais orgânicos, ele não consegue penetrar facilmente em muitos metais devido ao facto de estes serem bastante refletivos (Litron 2015), tal não se verifica com o uso do cristal de Nd:YAG, cuja soldadura pode ser realizada numa grande variedade de

metais, existindo algumas combinações que têm um melhor desempenho que outras. É o caso dos aços inoxidáveis das séries 304 e 304L que têm uma soldabilidade excelente enquanto as séries 303, 316 e 316L são mais sensíveis ao entalhe e à ocorrência de fissuração após o processo de soldadura (Northeast Laser 2017).

2.1.2. Constituição do equipamento

Existe dois modos de operação com o laser Nd-YAG: o de onda contínua e o pulsado. A grande diferença entre eles, é como o nome indica, um possui um feixe contínuo no tempo até que a máquina se desligue, enquanto o laser pulsado utiliza picos de energia intermitentes para criar a solda, o que permite um limite temporal de energia fornecida ao material gerando assim uma ZAC mais pequena (Olsen *et al.*, 1995).

Os principais constituintes de um laser de Nd:YAG são os espelhos refletores, a cavidade ressonante, a lâmpada flash e o cristal de Nd:YAG (meio ativo) como se ilustra na Figura 2.1.

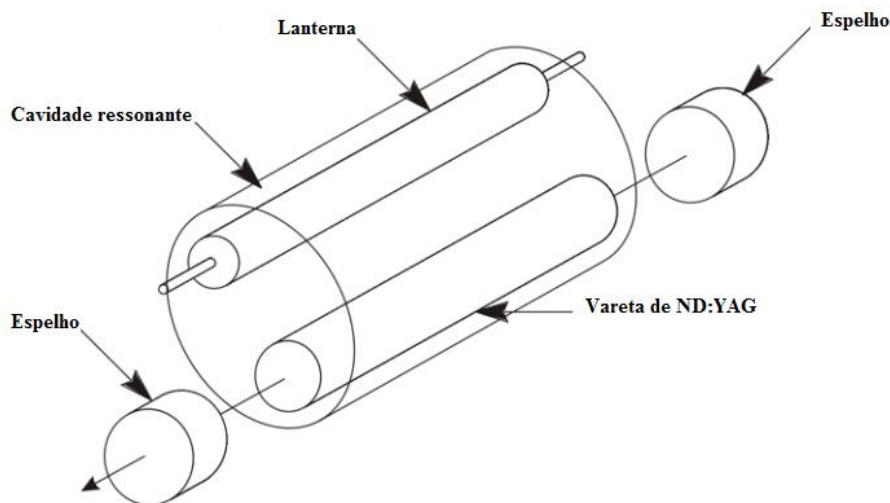


Figura 2.1. Representação esquemática dos principais componentes do equipamento laser ND:YAG (adaptado de Unitek Miyachi Corporation, 2003).

A vareta utilizada nos equipamentos laser de Nd:YAG é composta por um cristal sintético de Yttrium Aluminum Garnet, em que o material YAG é o mediador com uma pequena fração de neodímio que é o elemento ativo. A substituição dos íons de YAG com íons de neodímio (Nd^{+3}) é chamado de doping, sendo que a percentagem de doping é entre 1 a 1.5%. Esta percentagem é escolhida de forma a otimizar o laser e prevenir uma distorção

excessiva no cristal, isto pois, o ião de neodímio é muito mais largo que o ião de YAG. O meio ativo requer energia externa de forma a produzir o laser, sendo que neste caso, é utilizado a luz artificial como fonte de energia.

A cavidade ressonante tem um grande impacto no que diz respeito à qualidade e a distribuição espacial da energia do laser emitido. Normalmente é composta por 2 espelhos planos ou esféricos, sendo que um destes é totalmente refletor e o outro possui um orifício central com 1% da sua área que permite a passagem do feixe gerado. Eles são montados um em frente ao outro, sendo que a vareta de Nd:YAG fica entre eles. Este componente requer uma alta exigência durante a sua construção na medida que é necessário que este sistema seja isento de qualquer tipo de contaminações (Marques *et al.*,2009).

Em suma, o cristal de YAG é o mediador perfeito para os iões de neodímio permitindo uma estrutura estável, com boa condução térmica e que permite uma operação do laser com níveis de energia razoáveis (Unitek Miyachi Corporation 2003).

No caso dos equipamentos de laser pulsado, a cavidade tem a forma de uma concha em que as suas superfícies são revestidas a ouro de forma a refletir toda a luz da lâmpada para dentro da vareta. Por outro lado, à medida que se vai ampliando a radiação dentro da cavidade ressonante, ocorre um aumento da temperatura do cristal devido à frequência da energia absorvida por este ser superior ao tempo de relaxamento térmico do cristal. Este gradiente de temperatura induzido na vareta de cristal instiga um crescimento do fenómeno de “thermal lensing” através do qual o cristal começa a atuar como uma lente que provoca a difração do laser reduzindo a potência. Consequentemente, estes componentes têm de ser arrefecidos, que é conseguido através da inundação total de toda a cavidade com água corrente (Unitek Miyachi Corporation 2003).

2.1.3. Princípio da formação do feixe laser

O processo de formação do laser pode ser descrito em 3 etapas que são essenciais para a ampliação da radiação e, que ocorrem instantaneamente (Figura 2.2).

- 1) Ao fornecer energia à vareta de Nd:YAG, os eletrões presentes nos seus átomos são elevados, temporariamente, a um estado excitado. Uma vez que não é um estado estável, os eletrões voltam ao estado fundamental, libertando o excesso de energia absorvido sob a forma de um fóton. Este fenómeno,

designado por emissão espontânea de fótons, é a base da geração do laser (Unitek Miyachi Corporation 2003).

- 2) Este processo de emissão espontânea repete-se indefinidamente, sendo que eventualmente os fótons criados atingem outros elétrons num estado excitado. Esta colisão provoca o regresso do elétron ao estado fundamental criando assim outro fóton. Estes dois fótons têm o mesmo comprimento de onda e a mesma direção (emissão estimulada).
- 3) Estes fótons são emitidos em todas as direções, sendo que alguns vão percorrendo a vareta atingindo os espelhos e, conseqüentemente, são refletidos de volta para a vareta. Assim os espelhos da cavidade ressonante definem a direção preferencial para a ampliação da emissão estimulada. Para que a ampliação da radiação ocorra, é necessário que exista uma maior percentagem de átomos no estado excitado que no estado fundamental (inversão da população), verificando-se assim as condições necessárias para formação do laser.

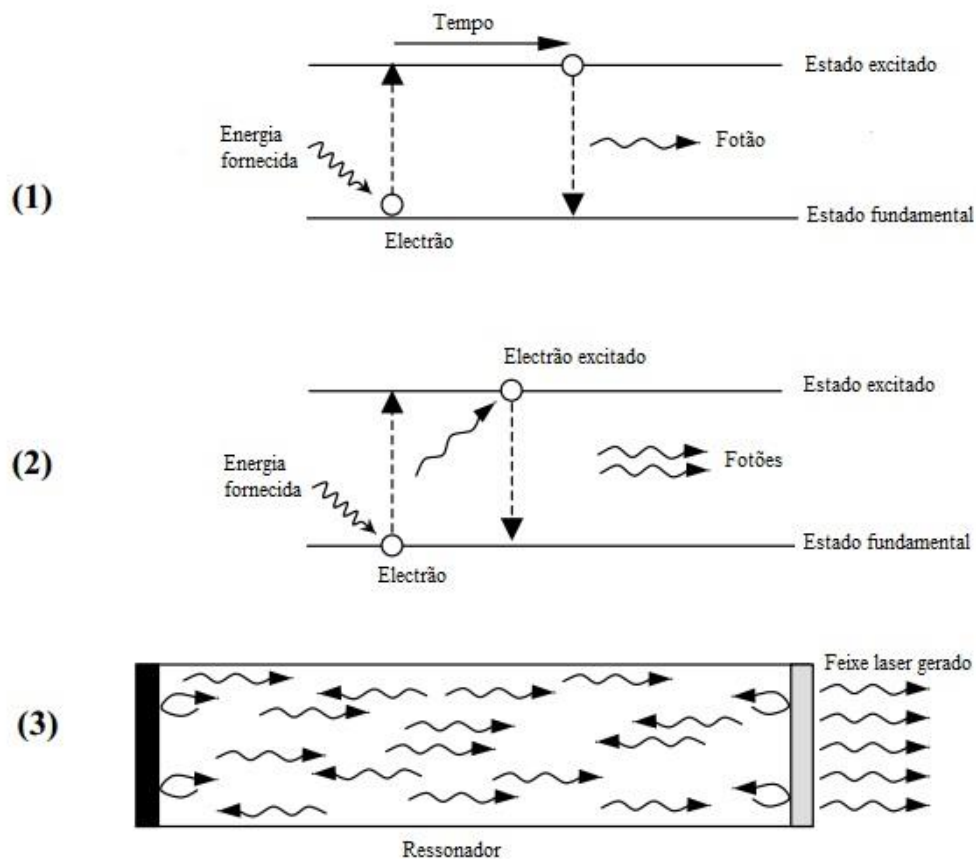


Figura 2.2. Esquema das 3 etapas para a formação do feixe laser ND:YAG (adaptado de Unitek Miyachi Corporation, 2003).

2.1.4. Tipo de defeitos da soldadura

Numa junta soldada podem surgir defeitos que resultam da execução das soldaduras. Os defeitos de soldadura pela sua natureza formam concentrações de tensões e como tal podem influenciar significativamente o comportamento a solicitações estáticas e dinâmicas. Podem existir defeitos que se considerem aceitáveis ou não consoante o nível de segurança e o custo exigido para a construção.

Uma das classificações mais aceite em defeitos de soldadura, internacionalmente, é dada pelo IIW (International Institute of Welding) que os classifica de acordo com a Tabela 2.1.

Tabela 2.1. Diferentes tipos de defeitos na soldadura segundo o IIW.

Defeitos não planares	Defeitos planares
Porosidade, inclusões sólidas	Fendas, defeitos de forma, falta de fusão, falta de penetração

No âmbito da presente dissertação e de forma a evitar uma análise demasiado exaustiva, serão apenas descritos as porosidades, as fendas e a falta de fusão/penetração.

2.1.4.1. Defeitos não planares

A porosidade pode resultar da oclusão ou libertação de gases formados durante a solidificação do material. Nos aços há vários fatores que contribuem para a porosidade, tal como, um alto teor de enxofre. Em relação ao alumínio, sabe-se que o hidrogénio se dissolve muito facilmente no alumínio no seu estado fundido. No entanto, com o alumínio no estado sólido, verifica-se que o alumínio não apresenta praticamente nenhuma solubilidade com o hidrogénio. Assim a porosidade no alumínio pode ser explicada à luz de que durante o processo de fusão, devido à elevada temperatura do banho de fusão, o hidrogénio é facilmente absorvido. Consequentemente, à medida que o alumínio se solidifica, a solubilidade do hidrogénio reduz-se acentuadamente e a quantidade de hidrogénio que excedeu o limite efetivo de solubilização e se apresenta sob a forma gasosa, irá formar porosidade se não conseguir escapar durante a solidificação (Quintino 2012). Na Figura 2.3 encontra-se representado um aglomerado de poros.

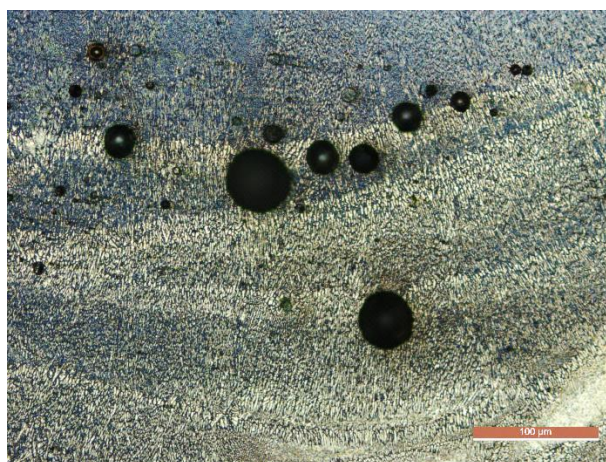


Figura 2.3. Porosidade na zona de fusão do alumínio AA5083-H111 (resultado obtido na presente tese).

2.1.4.2. Defeitos planares

i) Fissuras

As fissuras são roturas de comprimento variável que resultam de gradientes de temperatura em conjunto com tensões residuais e modificações estruturais associadas ao processo de soldadura. Elas podem ser transversais, longitudinais ou radiantes. Os dois tipos de fissuração com dimensão suficiente para uma deteção não destrutiva é a fissuração a quente, que ocorre durante a solidificação do metal base enquanto está quente e deformado plasticamente. A segunda é a fissuração induzida pela o hidrogénio que se verifica na zona afetada pelo calor (ZAC) após o arrefecimento da junta (Figura 2.4). A utilização de pré-aquecimento nas chapas é uma das técnicas que reduz o risco de fissuração (Branco *et al.*,1999).

As fissuras constituem o tipo de defeito mais graves, não sendo aceites por muitos códigos atuais.

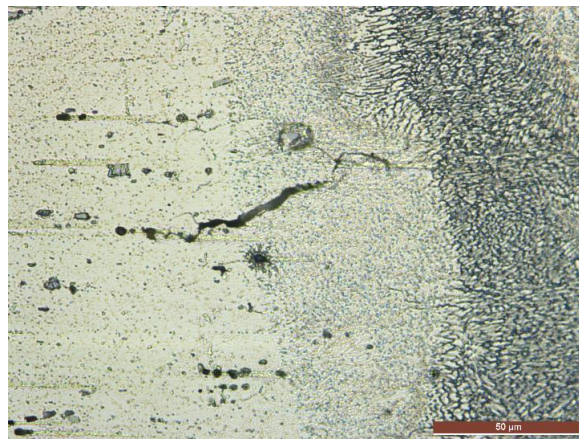


Figura 2.4. Fissuração induzida pelo hidrogénio na ZAC do alumínio (resultado obtido da presente tese).

ii) Falta de fusão/penetração

A falta de fusão é a falta de ligação entre o metal depositado e o metal base ou entre duas camadas consecutivas de metal depositado (Figura 2.5). Este tipo de defeitos nos aços pode ser causado pela presença da escória localizada à superfície que impede que o metal atinja a temperatura de fusão. Identicamente, uma escolha incorreta da corrente de soldadura pode resultar na falta de fusão.

Nos alumínios, a causa principal da falta de fusão é devido a existência de uma película de óxido, denominada por alumina, que se forma na superfície do material devido à forte afinidade química que o alumínio apresenta com o oxigénio, que oxida imediatamente

no contato com o ar. Esta película apresenta uma temperatura de fusão na ordem dos 2000 °C que é bastante superior ao do alumínio (≈ 650 °C). Assim é necessário remover esta película antes de soldar os alumínios. A falta de penetração diz respeito a uma falta de fusão nos bordos da raiz da junta que, normalmente, é provocada por uma energia de impulso insuficiente para provocar a penetração desejada.

Estes defeitos também não são admitidos uma vez que reduzem a secção resistente da junta e têm um comportamento análogo às fendas (Branco *et al.*, 1999).



Figura 2.5. Falta de fusão no aço temperado AISI H13 (resultado obtido da presente tese).

2.2. Fenómeno de fadiga

As primeiras ruínas por fadiga, de interesse económico, remetem aos inícios do século XIX onde o engenheiro alemão August Wohler realizou estudos aos eixos das locomotivas sujeitas a tensões dinâmicas ou repetidas cujas roturas se tornaram frequentes na década de 1860. Estas roturas, eram imprevisíveis para os engenheiros da época, uma vez que aconteciam a tensões mais baixas do que as obtidas por ensaios de tração, provocando prejuízos económicos grandes devido a paralisações do serviço ou da indústria, despertando assim o interesse de se saber o porquê de isto acontecer.

Atualmente, as solicitações cíclicas são, sem dúvida, as mais frequentes e são responsáveis por provocar um tipo de ruína, conhecido por fadiga, que é a causa de 80% a 90% de todas as roturas de componentes submetidos a este tipo de esforço.

Define-se fadiga como uma alteração progressiva, localizada e permanente de um material quando este é sujeito cargas repetidas ou cíclicas que causam danos de

deformação repetidos ou flutuantes que, conseqüentemente, causa a ruína do material com tensões aplicadas muito inferiores à sua tensão de rotura (Branco et al. 2012).

O fenómeno de fadiga pode ser descrito em três etapas principais: i) nucleação ou iniciação da fissura de fadiga; ii) propagação estável ou crescimento da fissura; iii) fratura final.

i) A iniciação das fendas por fadiga verifica-se normalmente à superfície do corpo, sendo que é nesta zona em que a concentração de tensões é máxima. Também pelo facto, de os grãos presentes na superfície beneficiar de menos apoio mútuo comparativamente aos grãos internos. Da mesma forma, é na superfície que se verifica o possível efeito prejudicial do meio ambiente bem como a presença de entalhes ou outras descontinuidades geométricas que promove a concentração de tensões nesta zona.

ii) Após iniciada a fenda e com a contínua aplicação de cargas cíclicas verifica-se a propagação estável da fenda. No período inicial de propagação, esta consiste num crescimento a 45° relativamente à direção de solicação. Isto é, existe a propagação da fenda inicial em planos sujeitos a valores elevados a tensão de corte (Fase I). Posteriormente, quando a fenda é essencialmente governada pelo valor da tensão normal, esta tende a se propagar numa direção normal à direção da solicação (Fase II) como se representa na Figura 2.6. Esta direção da fenda é constante apenas se for verificado um estado de tensão uniaxial, caso contrário a direção de propagação não é constante (Branco *et al.*, 1999).

iii) Ao atingir um valor crítico do comprimento da fenda, a propagação torna-se instável ocorrendo a rotura final (Branco *et al.*, 1999).

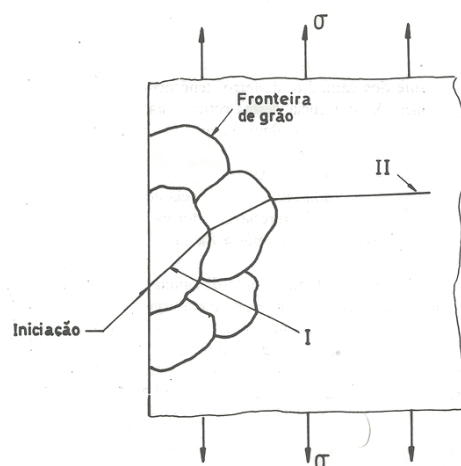


Figura 2.6. Iniciação e fase de crescimento I e II de uma fenda de fadiga (adaptado de Branco, Fernandes and Tavares de Castro, 1999).

Posto isto, constata-se que o fenómeno de fadiga é um processo deveras complexo que é influenciado por vários fatores tais como: acabamento superficial, tensões residuais, a geometria, as condições de solitação, o meio ambiente, a microestrutura do material e a presença de defeitos.

De seguida, será descrito os principais fatores, que no âmbito da presente dissertação, são os mais preponderantes no que diz respeito ao processo de fadiga sendo que os restantes podem ser encontrados em várias obras, tal como a de Branco (2012).

a) Tipo de carregamento

A carga dinâmica a que está sujeito uma peça mecânica desempenha um papel relevante na vida à fadiga. Na Figura 2.7, é apresentado os diferentes tipos de ciclos de tensão de fadiga que se podem dividir em 2 grupos: solitações a amplitude de tensão constante e solitações a amplitude de tensão variável. Em Figura 2.7a) é apresentado uma solitação a amplitude constante, que como o nome indica, possui uma amplitude de tensão que não varia no tempo. Tal tipo de carga apenas se verifica, na prática, em componentes que estejam sujeitos a uma velocidade constante.

Em oposição, um ciclo de tensão aleatório não apresenta um comportamento definido entre as tensões e o tempo (Figura 2.7b). Estes ciclos constituem a generalidade dos ciclos que provocam a fadiga, mas também os que se revelam mais difíceis de analisar na prática. Assim sendo, em geral, estes ciclos são analisados agrupando as solitações como uma sucessão de blocos de ciclos com amplitude constante em cada bloco (Figura 2.7c), o que permite obter uma aproximação ao real.

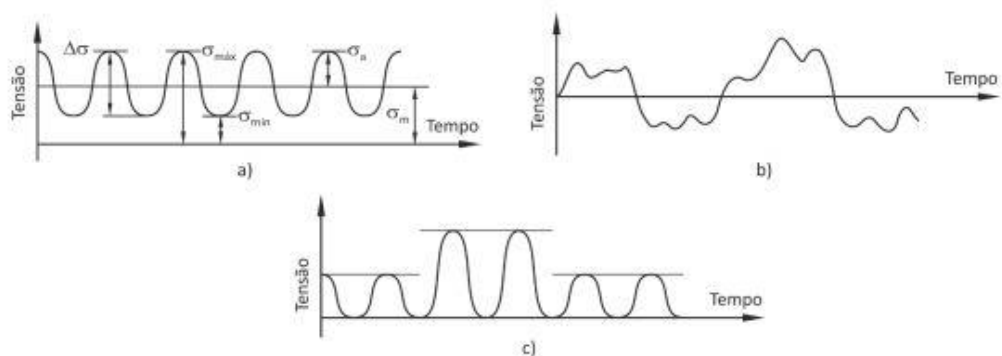


Figura 2.7. Diferentes tipos de carregamento: a) amplitude constante, b) aleatório, c) blocos a amplitude constante (adaptado de Branco, 2013).

Num ciclo de tensões, a gama de tensões, $\Delta\sigma$, é dado por:

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.1)$$

onde σ_{max} e σ_{min} representam, respetivamente, a tensão máxima e a tensão mínima durante um ciclo de tensão. Por outro lado, a tensão média, σ_m , e a tensão alternada, σ_a , podem ser calculadas através das equações (2.2) e (2.3), respetivamente.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$\sigma_a = \sigma_{max} - \sigma_m = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2.3)$$

Nos ciclos de amplitude constante, existe 3 tipos fundamentais de ciclos, que são distinguidos através de um parâmetro denominado por razão de tensões, R . Este é definido como o quociente entre a tensão mínima e a tensão máxima (2.4). Os principais valores associados a este parâmetro é $R > 0$, $R = 0$ e $R = -1$. O primeiro caso tem uma tensão média positiva e o ciclo designa-se repetido. No segundo caso a tensão mínima é igual a 0 e o ciclo chama-se por ciclo pulsante e o último caso diz respeito ao ciclo alternado cuja tensão média é igual a 0.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.4)$$

b) Concentração de tensões

Nos mais variados órgãos de máquinas, verifica-se que as falhas por fadiga ocorrem, em geral, nas zonas de concentrações de tensões que resultam da existência de descontinuidades geométricas tais como entalhes, soldaduras, orifícios et cetera, tornando-as em regiões mais propícias à iniciação de fendas. É conhecido, de estudos anteriores, que a presença de uma descontinuidade geométrica num provete sujeito a cargas axiais produz 3 efeitos: i) um aumento ou uma concentração de tensões na ponta do entalhe, que serão tanto maiores quanto mais severa for a descontinuidade; ii) um gradiente de tensões orientado da ponta da descontinuidade para o centro do provete; iii) um estado triaxial de tensões (Branco et al. 2012). Portanto, os componentes entalhados falham para níveis de tensão inferiores comparados a componentes lisos, uma vez que, experienciam tensões mais elevadas na raiz do entalhe, o que induz mais facilmente o processo de fratura (Varvani-Farahani *et al.*, 2005).

Os valores do parâmetro de concentração de tensões, K_t , podem ser obtidos a partir da teoria da elasticidade, recorrendo quer a métodos experimentais (fotoelasticidade) quer a métodos numéricos (método dos elementos finitos) e é definido pela equação (2.5).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n} \quad (2.5)$$

onde σ_{max} , σ_n representam, respetivamente, a tensão máxima e a tensão nominal aplicada.

Por norma, a vida à fadiga dum provete entalhado é sempre inferior à de um provete liso. Não obstante, devido a requisitos funcionais ou outras questões de projeto, não se consegue contornar estas descontinuidades geométricas.

A influência da concentração de tensões na resistência à fadiga é quantificada através de um processo de comparação das curvas $S-N$, ilustrado na Figura 2.8, obtidas em provetes análogos lisos ($K_t=1$) e com entalhe ($K_t>1$).

Para o caso dos provetes entalhados, é definido um fator dinâmico de concentração de tensões, K_f , que é a razão entre a resistência à fadiga de um provete liso, σ_{fo} , e um provete com entalhe, σ_{fe} (equação (2.6)).

$$K_f = \frac{\sigma_{fo}}{\sigma_{fe}} \quad (2.6)$$

No caso de uma solitação estática, nos materiais dúcteis, o efeito da concentração de tensões é muito atenuado e pode considerar-se próximo de 1, atingindo valores mais próximo de K_t para materiais frágeis.

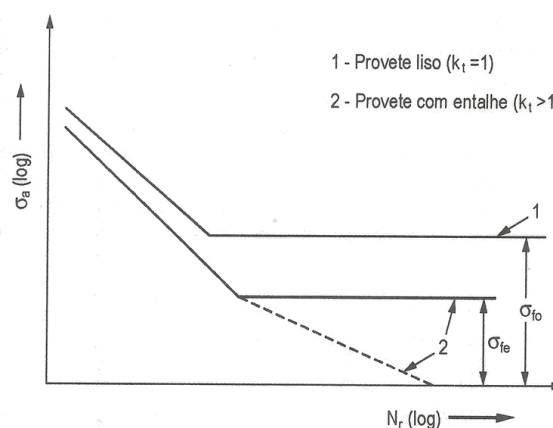


Figura 2.8. Representação da influencia da concentrações de tensões na resistência à fadiga (adaptado de Branco *et al.*, 2012).

Por outro lado, no caso de solitações de fadiga, é indispensável examinar qual o valor de K_f , uma vez que o entalhe num elemento sujeito a solitações cíclicas é visto

como uma causa de aumento da tensão na raiz do entalhe ou uma causa de diminuição de resistência (Branco *et al.*, 1999).

Peterson (1950), apresentou o conceito de índice de sensibilidade ao entalhe, q , relacionando K_f com K_t :

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (2.7)$$

Este índice varia entre 0 e 1, que significa, respetivamente, completamente insensível ao entalhe ou totalmente sensível ao entalhe. Regra geral, aços de grão grande, normalizados e recozidos apresentam um baixo valor de q , enquanto, que aços sujeitos a processos de endurecimento (temperamento e revenido), de grão fino, apresenta valores elevados de q . Este índice não é uma constante do material dependendo, de material para material, do tipo de entalhe, da geometria e da carga.

Os valores de q podem ser obtidos em certos gráficos, como o existente na obra de Branco (2012), em que q aumenta com a resistência à tração do material. Logo, torna-se imperativo, que na conceção e escolha dos materiais num projeto, se selecione um material que compatibilize um fator de sensibilidade baixo com um boa resistência mecânica (Branco *et al.* 2012).

c) Tensão média

Na maior parte dos casos, as estruturas de engenharia e órgãos de máquinas, estão sujeitos a carregamentos dinâmicos com tensão média não nula (ciclos repetidos ou pulsantes), o que afeta efetivamente a vida à fadiga. Existe, em geral, uma relação entre o valor da tensão média e o tempo de vida do componente. Na Figura 2.9 encontra-se representado a variação que existe entre o valor de R , e conseqüentemente de σ_m , e o valor de vida obtido. Constata-se que para uma determinada tensão máxima, um ciclo alternado, $R = -1$, é mais severo conduzindo a menores vidas à fadiga. Ou seja, para uma dada tensão máxima, quanto maior for a razão de tensões maior será a vida à fadiga (Branco *et al.* 2012).

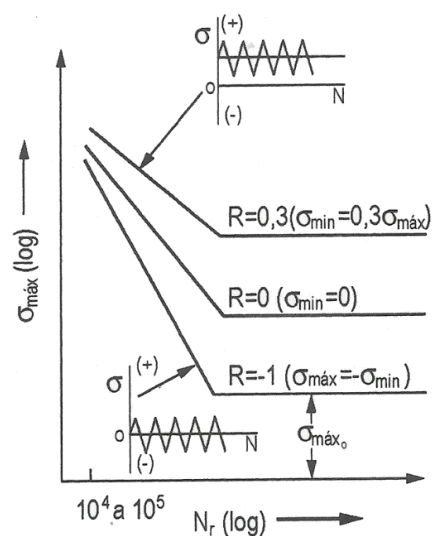


Figura 2.9. Curvas S-N esquemáticas em função do valor da razão de tensões (adaptado de Branco *et al.*, 2012).

A maneira como a tensão média afeta a vida à fadiga é, normalmente, estudada através de um conjunto de curvas S-N para os diferentes valores da razão de tensões (R).

2.2.1. Caracterização das curvas de resistência à fadiga

Atualmente, um dos métodos mais utilizado para caracterizar a resistência à fadiga de um material consiste nas chamadas curvas S-N. Estas curvas dizem respeito a gráficos que ilustram a tensão aplicada em função do número de ciclos de rotura, N_r .

A sua obtenção consiste essencialmente em aplicar a provetes normalizados e análogos, ciclos de tensão a amplitude constante e ir registando o número de ciclos até a sua rotura. Estes dados são, posteriormente, representados num gráfico de gama de tensões versus número de ciclos de rotura, e geralmente obtém-se uma linha reta numa escala logarítmica. A equação da curva S-N é definida em (2.8).

$$\log \sigma_a = \log C' - c \log N_r \quad (2.8)$$

Onde $\sigma_a \equiv S$ que é a tensão alternada, $N_r \equiv N$ que é o número de ciclos até à rotura do provete e c e C' são constantes do material e das condições do ensaio (Branco *et al.* 2012). Os valores de tensão que usados não contabilizam concentrações de tensões, tensões residuais ou térmicas.

Deste modo, as curvas S-N indicam o número de vezes N_r que determinada tensão é aplicada até à rotura do material. Em alguns materiais como o aço, a curva torna-se horizontal a partir de uma tensão denominada por tensão limite de fadiga, σ_{f0} , em que para

tensões abaixo deste limiar se considera que o material é capaz de suportar um número infinito de ciclos sem partir. No entanto, tal fato não se verifica em muitos metais não ferrosos como o alumínio, cuja curva $S-N$ nunca se torna horizontal, mas que por simplificação, se considera uma tensão limite de fadiga para 10^8 ciclos (Branco et al. 2012).

Existem também atualmente normas como o EUROCODE, que são um conjunto de normas que são redigidas de formas a unificar critérios de cálculo e dimensionamento de estruturas. Em particular, a norma EUROCODE3 PART 1-9, permite obter curvas $S-N$ de resistência à fadiga de juntas soldadas em aços. Estas descontinuidades são agrupadas em classes de detalhes geométricos denominadas por FAT (Figura 2.10) que diferem entre si, consoante a direção de sollicitação *versus* a direção do cordão de soldadura, a espessura das peças a unir, o tipo de junta entre outros fatores.

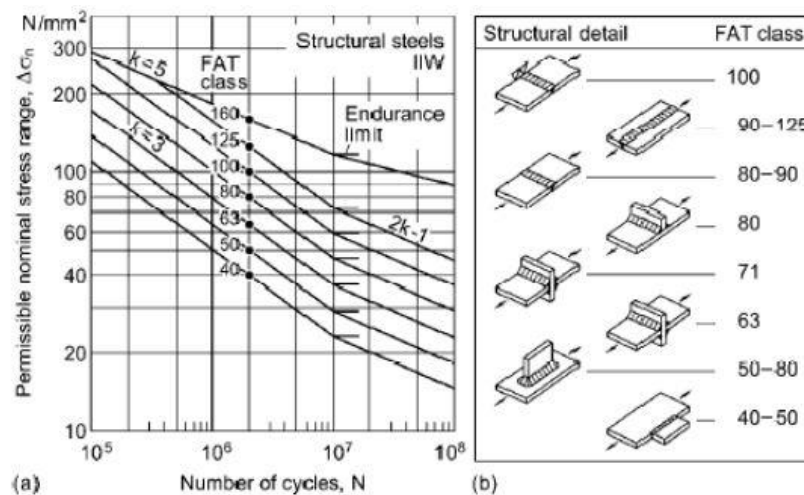


Figura 2.10. a) Representação das diferentes curvas $S-N$ para cada classe FAT b) amostra de algumas classes de detalhe FAT.

Estas permitem comparar se uma determinada curva de fadiga obtida se encontra dentro dos valores normalizados (Anon 2017).

2.2.2. Morfologia da superfície de fratura por fadiga

A morfologia da superfície de fratura por fadiga é condicionada pelos mesmos fatores que afetam o fenómeno da fadiga, como por exemplo, a existência de fatores de concentrações locais e o estado de tensão. Esta morfologia pode ser dividida em duas categorias: macroscópicas e microscópicas.

De modo a evitar uma análise demasiado exaustiva, salienta-se apenas um resumo da análise macrográfica da superfície de fratura, sendo que se pode encontrar uma análise mais pormenorizada na obra Branco (1999).

Como já foi referido anteriormente, uma fratura por fadiga propaga-se numa direção normal à direção de propagação, expondo normalmente, um aspeto liso e brilhante não apresentando sinais de deformação como se representa na Figura 2.11. Ao ser alcançado dimensões críticas da fenda, origina-se o colapso instável do material por fratura frágil ou dúctil, denotando-se uma superfície com um aspeto mais rugoso e irregular (Figura 2.11).

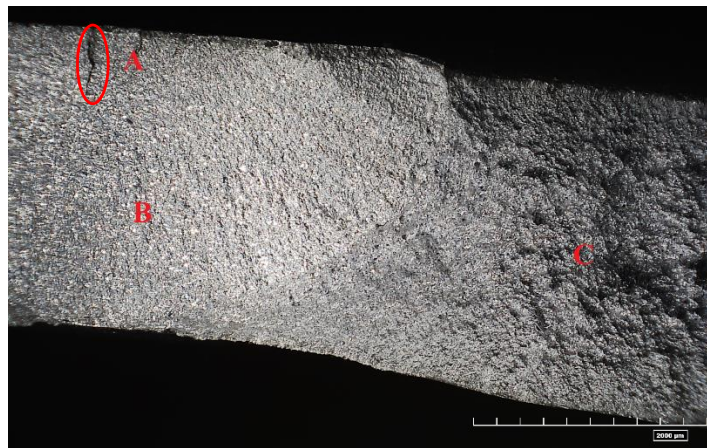


Figura 2.11. Representação duma superfície de fratura por fadiga. A) Fenda inicial, B) Zona de propagação por fadiga C) Zona de fratura final (resultado obtido da presente tese).

As fendas podem ter vários focos de iniciação, propagando-se no mesmo plano ou em planos paralelos que, eventualmente, poderão se ligar formando degraus como esta ilustrado na Figura 2.12.

Esta morfologia de fratura e a sua orientação é influenciada pela grandeza e o modo de aplicação da carga, sendo que uma análise pós-rotura pode ajudar a determinar o tipo de sollicitações em jogo quando são desconhecidas.

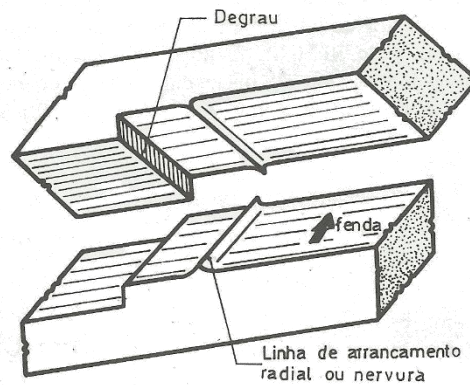


Figura 2.12. Esquema da linhas de arrancamento radial e propagação duma fenda de fadiga em planos paralelos (adaptado de Branco, *et al.*, 1999).

2.2.3. Aplicação da mecânica da fratura à fadiga

Através da nomenclatura da mecânica da fratura é possível explicar a forma como a fenda é solicitada. Existe 3 modos de carregamentos e que se encontram ilustrados na Figura 2.13. O modo I de carregamento corresponde ao caso mais comum e mais severo sendo produzido por cargas de tração. O modo II diz respeito a tensões de corte no plano da fenda causando a sua propagação ao longo da superfície. O ultimo modo, modo III, é referente a cargas de corte normais ao plano da fenda resultando que esta se propague no interior da superfície.

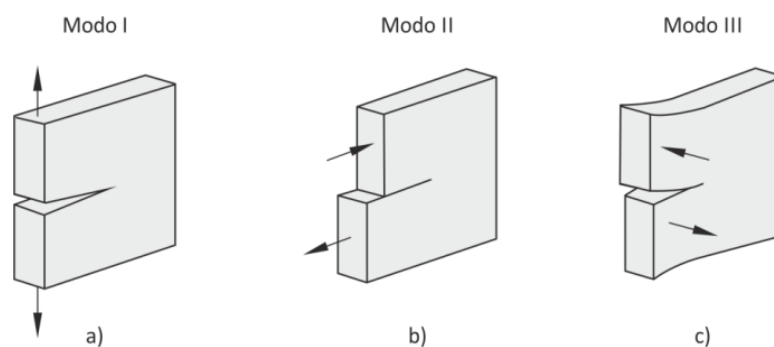


Figura 2.13. Os modos de carregamento e rotura de uma fissura.

Como se viu anteriormente, a nucleação e propagação de fissuras verifica-se em duas fases. Na fase I fenda inicia-se à superfície possuindo dimensões microscópicas e a sua propagação inicial ocorre segundo o plano de tensão de corte máxima que analogamente corresponde ao modo II da mecânica da fratura (Figura 2.13b). Na fase II a fenda já é visível a vista desarmada ou com uma baixa ampliação, sendo que é caracterizada pela a propagação

da fenda num plano perpendicular à solicitação, e que corresponde na terminologia da mecânica da fratura ao modo I.

Uma fenda de fadiga tem início sempre numa zona de concentrações de tensões, seja esta criada pela existência de um defeito ou de uma descontinuidade como um cordão de soldadura. Isto é, existe sempre uma intensificação de tensões localizada, sendo que a fenda de fadiga irá iniciar-se na zona em que as tensões sejam máximas ou em uma zona com menor dureza, desde que a amplitude destas e o número de ciclos sejam suficientemente elevados. Uma vez que se trata de uma fenda sujeita a um determinado estado de tensão, a mecânica da fratura pode ser utilizada também para caracterizar as tensões e as deformações dessa fenda sujeita a solicitações dinâmicas. Assim, observou-se nas últimas décadas, a criação de uma filosofia de projeto baseada na mecânica da fratura, que se designa por tolerância de dano.

O método da tolerância de dano permite fazer previsões de extensão de vida, isto é, permite obter o tempo ou número de ciclos de propagação que uma fenda previamente detetada possui até que o tamanho da mesma provoque a falha. Portanto, é possível manter as peças em serviço em vez de serem logo retiradas aquando a deteção de microfissuras.

Afim de se poder aplicar os métodos baseados na mecânica da fratura é necessário, em primeira mão, caracterizar as leis que regem a propagação das fendas por fadiga (Branco et al. 2012). Numa solicitação dinâmica, quando a carga é máxima (σ_{max}) existe uma deformação plástica na extremidade da fissura. Quando a carga regressa ao mínimo (σ_{min}), a fissura fecha, mas tem de acomodar uma pequena deformação plástica irreversível que se forma na ponta da fenda, o que faz avançar a fenda no material. Como as dimensões da zona de deformação plástica da ponta da fenda são reduzidas comparando às restantes dimensões, pode ser considerado um comportamento elástico. Consequentemente, a mecânica da fratura linear elástica, MFLE, constitui uma excelente ferramenta para descrever a fratura por fadiga. O fator que permite quantificar as distribuições das tensões na ponta da fenda é denominado por fator de intensidade de tensão, K , sendo definido por:

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

onde Y é um fator geométrico adimensional que depende da configuração do corpo, do carregamento e da geometria da fenda; σ é a tensão nominal remotamente aplicada; a é o comprimento da fenda.

A equação (2.9) é normalmente escrita para o modo I de carregamento. A rotura instável da peça irá ocorrer quando o valor de K atingir um valor crítico, K_{1c} , designado por tenacidade à fratura (o valor “1c” desprende-se do facto de se falar no modo I de carregamento). O estudo da propagação de fendas sob amplitude constante é geralmente descrito pela relação entre a velocidade de propagação da fenda (da/dN) e a gama do fator de intensidade de tensão, ΔK , definido em (2.10).

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (2.10)$$

onde K_{max} é o valor máximo do fator de intensidade de tensão e K_{min} o seu valor mínimo no ciclo de carga (Branco et al. 2012).

Em ciclos a amplitude constante, a curva típica de propagação de fendas por fadiga (da/dN); ΔK possui três regime como se exemplifica na Figura 2.14.

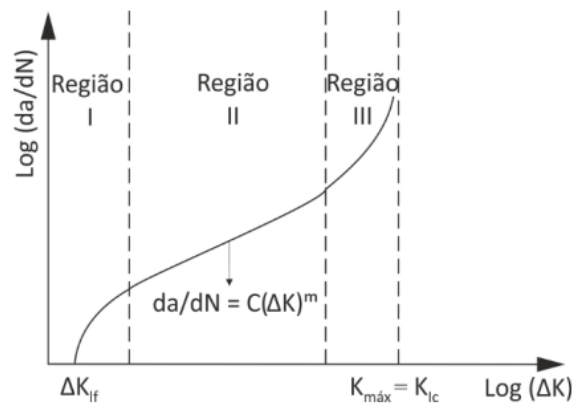


Figura 2.14. Curva (da/dN); ΔK para ciclos de amplitude constante.

O regime I representa a propagação inicial da fenda sendo que a sua velocidade depende fortemente do fator de intensidade de tensões. Quando existe, esta velocidade (da/dN) é inferior a 10^{-7} mm/ciclo. Por outro lado, existe um valor de ΔK para o qual não se verifica a propagação da fenda que se designa de limiar de propagação de fadiga, ΔK_{1f} . O regime III observa-se quando o valor máximo do fator de intensidade de tensões se aproxima do valor crítico K_{1c} , e está associado a uma propagação rápida e instável da fenda antes da rotura final. O regime II abrange a propagação estável da fenda e corresponde à parte reta do gráfico. A primeira relação obtida entre (da/dN); ΔK que considerava o fator de intensidade de tensões e que descrevia o regime II, foi a Lei de Paris (1963) desenvolvida por Paris e Erdogan. É uma relação de origem empírica dada por:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.11)$$

onde C e m são constantes do material variando consoante a tensão média, frequência, temperatura e meio ambiente. Esta lei tem validade teórica que foi posteriormente demonstrada em 1967 por J. R. Rice (Branco *et al.*, 1999).

O importante problema da previsão do número de ciclos necessários para propagar uma fenda da dimensão a_0 até a_f pode-se resolver usando a lei de Paris.

O fator m relaciona-se com o declive da curva $S-N$ do material. Este apresenta uma relação inversamente proporcional ao declive, isto é, quanto maior for o valor de m menor é o declive da reta. A título de exemplo, as curvas $S-N$ para alumínio com valores de m na ordem de 3 ou 4 significa que a propagação da fenda é dominante, ou seja, a vida à fadiga é despendida é sobretudo na propagação da fenda. Para valores superiores de m, e consequentemente valores menores do declive da curva $S-N$, existe uma transição de regime em que a nucleação da fenda começa a ser progressivamente mais dominante (Quintino 2012).

2.3. Fadiga em estruturas soldadas

Por norma, os componentes metálicos soldados apresentam sempre um decréscimo significativo na resistência à fadiga comparativamente à resistência obtida no mesmo componente sem ser soldado. Isto deve-se, principalmente, à introdução do cordão de soldadura que provoca uma diminuição das propriedades mecânicas do componente (Moreira *et al.*, 2007).

As juntas soldadas podem ser de canto ou topo a topo conforme a posição das peças a unir. No âmbito da presente tese, esta secção apenas irá abordar a fadiga em estruturas soldadas topo a topo.

A junta soldada é topo a topo quando o eixo das duas peças a ligar são paralelos, sendo que estas podem ser classificadas consoante a orientação do cordão de soldadura relativamente à direção da solicitação. Assim, as juntas soldadas topo a topo podem ser transversais ou longitudinais. As transversais apresentam um cordão perpendicularmente à direção da solicitação enquanto que as longitudinais o cordão de soldadura está orientado segundo a direção da carga como se ilustra na Figura 2.15 (Branco *et al.*, 1999).

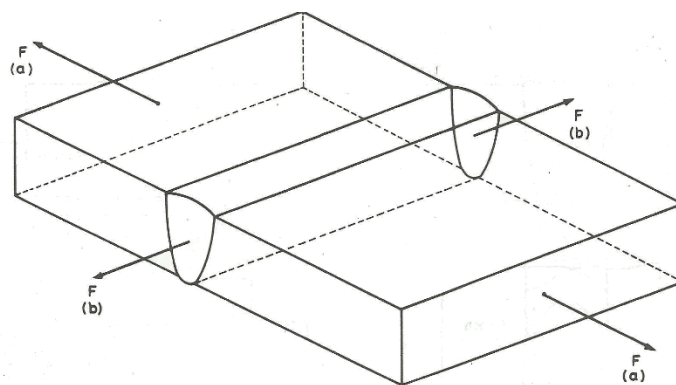


Figura 2.15. Classificação junta topo a topo: a) transversais; b) longitudinais.

O comportamento à fadiga das juntas soldadas pode ser influenciado por vários parâmetros tais como, geometria da junta, distribuição de tensões, tensão média do ciclo de tensões e espectro de carga.

A fenda de fadiga inicia-se sempre na zona de máxima intensificação de tensões e propaga-se em modo I, numa direção normal à direção da aplicação da carga. As roturas podem resultar da presença de defeitos ou de um metal depositado com baixa resistência mecânica, porém podem ocorrer em soldaduras isentas de defeitos desde que a tensão aplicada ou o número de ciclos da aplicação da carga dinâmica ultrapassem o valor previsto pela sua curva *S-N*. Normalmente, por uma questão de uniformização de resultados, a tensão nominal utilizada nas curvas *S-N* não considera a concentração de tensões produzida pelo cordão de soldadura. Contudo, revela-se importante saber a sua influência, uma vez que, com esta informação é possível otimizar a forma do cordão de soldadura reduzindo a concentração de tensões que esta causa e, conseqüentemente, aumentar a resistência à fadiga. Na Figura 2.16 apresenta-se um esquema da distribuição de tensões ao longo da espessura onde se destaca que as secções mais críticas são as que passam no pé e na raiz do cordão da soldadura. Assim, e como já foi referido previamente, a concentração de tensões é máxima nestas regiões não afetando o resto da distribuição de tensões nominal, isto é, o efeito da intensificação da tensões é de carácter localizado (Branco *et al.*, 1999).

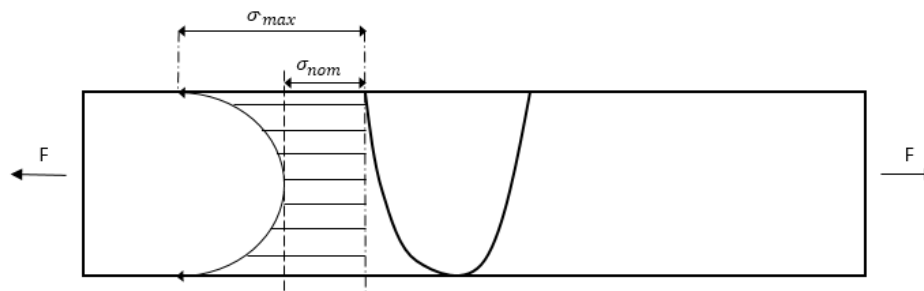


Figura 2.16. Esquema representativo da distribuição de tensões na região próxima ao cordão de soldadura.

Um outro fator que influencia a resistência à fadiga é tensão média do ciclo dinâmico aplicado. Constata-se, na literatura existente, que para ensaios dinâmicos, a amplitude constante, valores de $R \leq -1$ ciclos com cargas predominantemente compressivas aumentam a resistência à fadiga comparativamente a ciclos com cargas essencialmente de tração ($R > 0$), que apresentam uma resistência à fadiga menor. Por outro lado, numa junta topo a topo as tensões residuais resultantes do processo da soldadura também influenciam a resistência à fadiga. Estas são criadas devido a deformações inelásticas não uniformes geradas pelos gradientes térmicos localizados da soldadura que causa contrações e dilatações do material, causando deformações que poderão não ser acomodadas sem se exceder o limite elástico do material resultando, por vezes, em deformações permanentes e tensões residuais. A espessura do componente a unir também tem um papel preponderante nas tensões residuais no sentido que, quanto maior for a espessura, mais elevadas podem ser as tensões residuais, que se forem de tração provoca uma redução na vida à fadiga, uma vez que fazem aumentar a tensão média do ciclo, enquanto se forem de caráter compressivo podem resultar num aumento da vida à fadiga. As tensões residuais podem ser eliminadas utilizando um tratamento de distensão após a soldadura que consiste em aquecer a uma determinada temperatura pré-definida para o material em questão durante um intervalo de tempo (Branco *et al.*, 1999).

Relativamente à preparação da junta, geralmente, existe um decréscimo da resistência à fadiga quando a rugosidade da superfície aumenta. Se a superfície do componente metálico for muito rugoso, a fenda de fadiga pode iniciar-se na superfície apresentado uma menor vida à fadiga relativamente ao mesmo componente com bom acabamento superficial (Branco *et al.*, 1999). Num estudo recente, Yıldıırım verificou que com tratamentos pós-soldadura como passagem suplementar por TIG e HFMI (High

Frequency Mechanical Impact) permite melhoramentos na resistência à fadiga do componente, especialmente em solicitações cíclicas a amplitude constante (Yildirim 2016).

Por outro lado, a influência do processo de soldadura na resistência à fadiga varia consoante o processo utilizado e a técnica aplicada. Normalmente, processos automatizados produzem cordões mais regulares e com menor número de defeitos do que processo manual. No entanto, desde que haja um preenchimento completo do entalhe e boas condições para a deposição, obtêm-se um cordão com uma boa qualidade (Branco *et al.*, 1999). Atualmente, um dos processos de soldadura emergentes e com uma boa eficiência em termos de resistência à fadiga é soldadura por fricção (FSW). No trabalho de Ericsson (2003), que comparou a influência das velocidades de soldadura na vida à fadiga em três processos de soldadura diferentes, nomeadamente, FSW, TIG e MIG pulsado. Ele conclui que os processos de soldadura por TIG e MIG pulsado apresentam um menor resistência estática e dinâmica que a soldadura por fricção sendo que, as soldaduras por TIG têm um melhor desempenho à fadiga que as obtidas por MIG. Ericsson ainda verificou que a velocidade de soldadura por FSW não afeta as propriedades da resistência à fadiga (Ericsson *et al.*, 2003). No entanto, devido à técnica de utilização, o processo FSW não poderia ser utilizado no âmbito da presente tese para a reparação de moldes.

Uma das principais causas que mais influência a resistência à fadiga é a existência de defeitos, sendo que a sua influência pode ser mais ou menos significativa consoante a severidade e o tipo de defeitos presentes. Os defeitos planares, tal como as faltas de fusão e de penetração, são considerados os mais graves uma vez que reduzem a área de secção resistente do material, atuando como pontos críticos de concentrações de tensões.

Em suma, a qualidade das juntas soldadas depende dos parâmetros de soldadura, dos defeitos, das propriedades dos materiais, da velocidade de deposição, da velocidade de arrefecimento e do calor fornecido. Num trabalho recente de Madyira (2016), verificou-se que o comportamento mecânico em aços de alta resistência é afetado pela alteração dos parâmetros de soldadura. Ele constatou que a dureza na zona afetada pelo calor numa junta soldada por TIG é inversamente proporcional à quantidade de calor aplicada. Ainda conclui que o aumento na velocidade de passagem e no ângulo da pistola de soldadura causava um aumento da severidade dos defeitos detetados (Madyira *et al.*, 2017).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material

Como já foi referido anteriormente, os materiais utilizados no procedimento experimental são os aços AISI H13 e AISI P20 e o alumínio AA5083-H111. Estes materiais são amplamente utilizados na indústria dos moldes, nomeadamente, em ferramentas de trabalho a quente, em processos de fundição e moldes de injeção de plástico.

As composições químicas encontram-se, respetivamente na Tabela 3.1 e na Tabela 3.2.

Tabela 3.1. Composição química média dos aços (adaptado de www.azom.com).

Elemento (wt %)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
AISI H13	0,32-0,45	0,80-1,20	0,20-0,50	4,75-5,50	1,10-1,75	0,30	0,8-1,20
AISI P20	0,28-0,40	0,20-0,80	0,60-1,00	1,40-2,00	0,30-0,55	1,00	-

Tabela 3.2. Composição química da liga AA5083 H111 (adaptado de www.azom.com).

Elemento (wt %)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
AA5083 H111	0,4	0,4	0,1	0,4-1,0	4,0-4,9	0,25	0,15	0,05-0,25	Restante

Na Tabela 3.3, encontram-se os valores das propriedades mecânicas destes materiais utilizados na indústria dos moldes.

Tabela 3.3. Propriedades mecânicas (adaptado de www.azom.com).

Material	Tensão de rotura (σ_r , MPa)	Tensão de cedência (σ_c , MPa)	Dureza (HV)	Alongamento (ϵ_r , %)
AISI H13	1200-1600	1000-1400	460-485	9
AISI P20	965-1030	827-862	310-318	13
AA5083 H111	275-350	125-145	76-91	15-22

3.2. Preparação dos provetes

O processamento do material em bruto (Figura 3.1) com os consequentes tratamentos térmicos e posteriores soldaduras pelo processo de Nd:YAG foram realizados a cargo do Professor Doutor Carlos Bento Capela do IPL (Instituto Politécnico de Leiria).



Figura 3.1. Materiais em bruto.

As placas foram inicialmente maquinadas, removendo 0,5 mm de todas as faces para posteriores tratamentos térmicos e abertura do entalhe que irá simular a falha a ser reparada. Este entalhe foi realizado através de um processo de fresagem de disco.

Após o tratamento de têmpera e revenido (APÊNDICE A), os materiais foram soldados com uma máquina CRONITEX Vario Laser 9000 Compact Laser (Figura 3.2), cujas principais características encontram-se representadas na Tabela 3.4.



Figura 3.2. Máquina de soldadura a laser Nd:YAG(adaptado de www.begado.nl).

Tabela 3.4. Características da maquina de soldar CRONITEX Vario Laser 9000 Compact Laser.

Cristal utilizado	Nd:YAG
Comprimento de onda	1,06 μm
Potência média	75W
Potência máxima	100W
Energia de impulso	0,15 – 75Ws
Potência máxima de impulso	0,7 – 9,0 kW
Duração de impulso	0,5 – 20ms
Frequência de impulso	1 polo – 10Hz
Ajuste de focagem	$\text{Ø}0,3$ – $\text{Ø}2,2$ mm, ajuste motorizado

Para o presente trabalho, foi utilizado um material de adição para cada um dos materiais base na soldadura. Para o aço AISI P20 foi utilizado um fio da Quada, fio QuFe10, que é indicado para soldar cavidades moldantes em aços pré-tratados como é o caso deste aço (Tabela 3.5).

Tabela 3.5. Características do material de adição utilizado no aço AISI P20.

Propriedades mecânicas do material de adição						
Nome	Nr.	Dureza(HV)	Diâmetro	Alongamento	Resistência à tração	
QuFe10	1.5424	286-363	Ø0,5	23 - 27	1130 MPa	
Composição do material (wt %)						
Si	Cu	Mo	Mn	Ni	Cr	Fe
0,53	0,04	0,45	0,86	0,04	1,2	Restante

No caso do aço AISI H13, o material de adição é também da Quada que tem a designação QuFe13. Este apresenta uma boa resistência ao desgaste a quente e é utilizado em ferramentas que são sujeitas a elevadas cargas mecânicas, térmicas e abrasivas. As propriedades mecânicas e a composição química deste material de adição estão representadas na Tabela 3.6.

Tabela 3.6. Características do material de adição utilizado no aço AISI H13.

Propriedades mecânicas do material de adição						
Nome	Nr.	Dureza(HV)	Diâmetro	Alongamento	Resistência à tração	
QuFe13	1.5424	413-460	Ø0,5	30	1115 MPa	
Composição do material (wt %)						
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Fe
0,25	0,5	0,7	5,0	4,0	0,6	Restante

Para o alumínio foi utilizado um fio designado Cronitez Alu-speed (Figura 3.3), que é um material de adição que possui Al-Mg-Si. É indicado para a reparação rápida de moldes de injeção em alumínio e possui uma resistência à tração de 180-220 MPa.



Figura 3.3. Fio de adição utilizado na liga AA5083-H111.

No presente trabalho, para o preenchimento por soldadura dos entalhes, foram utilizados dois parâmetros de soldadura. Assim a partir de cada um dos materiais foi criada uma bateria de ensaios constituída por 15 provetes de referência sem qualquer soldadura ou entalhe, 15 provetes com um dos parâmetros de soldadura que será designado por PM1 e 15 provetes com o outro parâmetro de soldadura designado por PM2. Na Tabela 3.7 encontra-se representado os diferentes valores destes parâmetros de soldadura utilizados nos diferentes materiais.

Tabela 3.7. Parâmetros utilizados na soldadura dos provetes.

Material	Parâmetro	Voltagem (V)	Frequência de impulso (Hz)	Energia de impulso (J)	Potência (Kw)
AISI H13	PM1	275	5,6	17,7	2,5
	PM2	250	11	6,2	2
AISI P20	PM1	275	5,6	17,7	2,5
	PM2	250	11	6,2	2
AA5083-H111	PM1	240	13	7,4	1,8
	PM2	275	6,1	15,9	2,6

De seguida, as placas foram submetidas a tecnologias de corte por arranque de apara como se ilustra na Figura 3.4. Posteriormente houve uma retificação plana das superfícies fresadas e realizou-se o corte dos provetes por eletroerosão por fio.



Figura 3.4. Operações de fresagem (convencional e CNC) utilizadas na obtenção dos provetes.

As geometrias dos provetes utilizados e a direção do cordão de soldadura encontram-se representadas na Figura 3.5. Estes foram maquinados de forma obter o formato osso de cão com um entalhe em V.

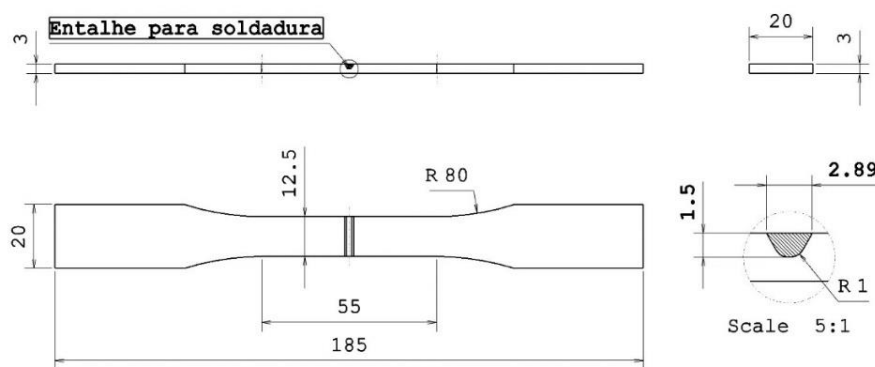


Figura 3.5. Provetes entalhados utilizados nos ensaios de fadiga uniaxial [mm].

3.3. Metalografias

Como já foi referido, foi retirado um provete a cada uma das séries afim de realizar as metalografias que permitem verificar a estrutura do material ao longo do entalhe e de seguida realizar as microdurezas. No entanto, houve previamente um processo de tratamento dos provetes que pode ser descrito nas seguintes etapas:

1. Cortou-se a parte central do provete de forma a reduzir o tamanho para 20x20x3 mm sendo que o entalhe, caso tivesse, se encontrava aproximadamente no centro desta.
2. Foi realizado o molde em resina, com o provete na vertical como se ilustra na Figura 3.6.

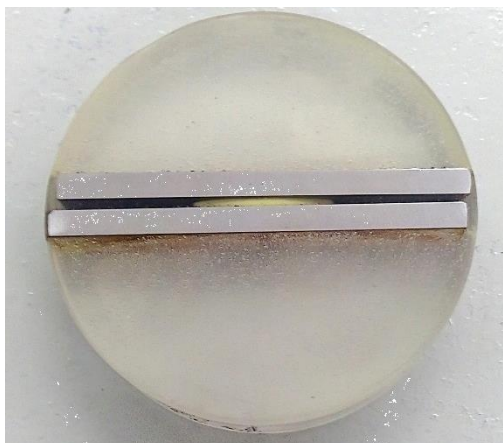


Figura 3.6. Molde de resina com os provetes para análise de metalografia e dureza.

3. Posteriormente, foi realizada uma remoção mecânica a alta velocidade da resina em excesso com o uso de uma lixa com uma granulometria P180 num disco rotativo. Atingindo o material, recorreu-se a lixas de granulometria sucessivamente decrescente, P320, P600, P1000, P2500 e por fim um polimento aplicando uma pasta de diamante com 6 μm e 3 μm de forma a obter uma superfície do material espelhada e isenta de riscos que permite uma adequada observação ao microscópio.

4. Precedente à observação ao microscópio, as amostras ainda foram submetidas a um ataque químico que permite acentuar a microestrutura dos materiais. Para os aços foi utilizado uma solução a 5% de Prical com 0,01% de ácido clorídrico enquanto que no alumínio foi utilizada uma solução de Poulton's modificado.

5. Observação ao microscópio e obtenção das micrografias.

3.4. Análise da microdureza

Para cada uma das séries, foi retirado um provete que foi utilizado num primeiro estágio para obter as micrografias e de seguida foram utilizados para fazer a medição de durezas desde do material base até à zona de fusão.

A máquina utilizada para fazer as microdurezas é da marca Struers Duramin que permite obter as microdurezas do material em Vickers (HV). Neste método é utilizado uma pirâmide de diamante com um ângulo de diedro de 136° que é comprimida contra a superfície do material com uma força previamente inserida e, posteriormente, é medido as diagonais da impressão deixada através da objetiva da máquina. O número de Vickers é então determinada pela máquina que basicamente faz a razão da força pela área da impressão.

Como se encontra ilustrada na Figura 3.7, as indentações foram realizadas com uma carga 1000g para os aços e com uma carga 200g para o alumínio durante 15s, com 0,25 mm de espaçamento entre si e 0,5 mm de distancia da superfície. Os valores de dureza serão apresentados segunda a média de cada zona.

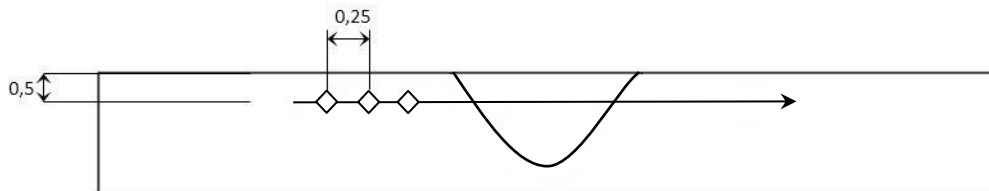


Figura 3.7. Esquema das indentações realizadas nos materiais.

3.5. Ensaios de tração

De forma a escolher a gama de tensões que será utilizada durante os ensaios de fadiga, foi realizado três ensaios de tração para cada série de provetes. Estes ensaios permitem obter a tensão de cedência e de rotura do material como também estudar o seu comportamento elástico.

Os ensaios foram realizados no Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra numa máquina Instron modelo 4206 com o auxílio de um extensómetro axial a uma velocidade de ensaio de 2 mm/min e à temperatura ambiente (Figura 3.8). Posteriormente, o tratamento de dados foi realizado através de uma folha de cálculo Excel na qual se traçaram os gráficos de tensão/deformação e se determinou a tensão de cedência pelo critério de 0.2% de deformação, a tensão de rotura e a deformação máxima.



Figura 3.8. Máquina Instron modelo 4206.

3.6. Ensaios de fadiga

Previamente a realizar os ensaios de fadiga, foi escolhida uma nomenclatura de forma a representar cada uma das séries que dizem respeito a cada um dos materiais com as diferentes condições (com ou sem entalhe e parâmetros de soldadura). Esta nomenclatura será a utilizada no decorrer do presente trabalho. Na Tabela 3.8 encontra-se a nomenclatura escolhida.

Tabela 3.8. Nomenclatura adotada para as diferentes séries de provetes.

Material	Sem solda	Soldado PM1	Soldado PM2
AISI H13	H13_0	H13_PM1	H13_PM2
AISI P20	P20_0	P20_PM1	P20_PM2
AA5083 H111	AL_0	AL_PM1	AL_PM2

Posteriormente, os provetes eram cuidadosamente polidos utilizando lixas de granulometria decrescente, respetivamente P600 e P1200 de forma a eliminar eventuais defeitos superficiais que possam existir e que induzam prematuramente a iniciação de fendas por fadiga. Um cuidado importante que foi tomado em atenção, foi a colinearidade do eixo do corpo de prova com o eixo da carga aplicada, pois qualquer excentricidade provoca um efeito de flexão mascarando os resultados finais.

Os ensaios de fadiga foram realizados no DEM numa máquina servo-hidráulica DARTEC com 100 kN de capacidade de carga máxima controlada por computador. O controlo do sistema é realizado através de um controlador Instron 8800. Os ensaios foram realizados em controlo de carga sob carregamento a amplitude constante com onda sinusoidal. O ciclo de tensões utilizado foi um ciclo pulsante, $R=0,02$. Os ensaios foram realizados com uma frequência que variou entre 20Hz e 30Hz consoante o nível da carga aplicada à temperatura ambiente.

3.7. Análise da superfície de fratura

Posteriormente à realização dos ensaios de fadiga, foi retirado um provete de cada uma das séries estudadas e fotografou-se a superfície de fratura com o auxílio de um microscópio óptico digital 3D da marca Hirox modelo RH-2000.

De seguida, nos provetes soldados em que ocorreu ruína por fadiga foram realizadas medições do tamanho de defeitos presentes e da dimensão da zona de propagação por fadiga através de uma lupa com micrómetro da marca Mitutoyo que se ilustra na Figura 3.9. As dimensões foram retiradas em milímetros, mm.



Figura 3.9. Microscópio óptico digital 3D e lupa com medidor.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise metalográfica

A Figura 4.1 apresenta a microestrutura da série AL_PM1, realçando as diferentes zonas da junta.

Avaliando a Figura 4.1a), verifica-se a existência de um aglomerado de porosidade, que se encontra em maior destaque na Figura 4.1c), e falta de fusão entre passagens e com o material base. A porosidade resulta muito provavelmente, de hidrogénio na forma gasosa que não conseguiu escapar durante o processo de solidificação sendo que os poros esféricos tem menor influência na resistência à fadiga que os alongados que diminuem a secção resistente (Branco *et al.*, 1999). Na Figura 4.1b) apresenta-se a zona do material base (MB), onde é possível observar uma estrutura de grão grosseiro com dimensões variadas e fronteiras de grão bem delineadas. No entanto, na ZF, verifica-se uma estrutura dendrítica em camada com a direção do fluxo do material.

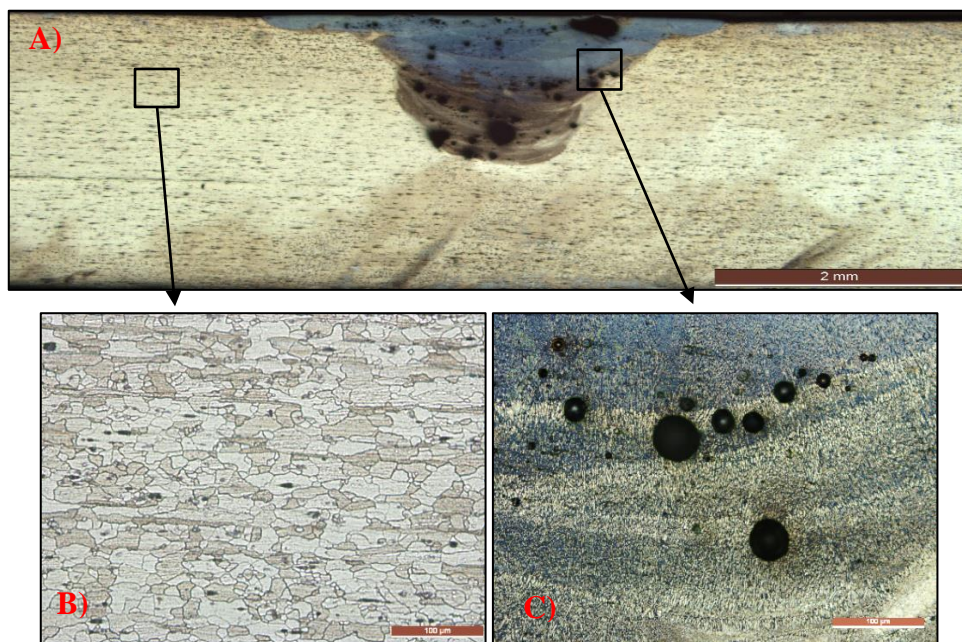


Figura 4.1. Microestrutura da série AL_PM1: a) macrografia longitudinal; b) microestrutura do MB 200x; c) microestrutura da ZF 200x.

A microestrutura da série AL_PM2 que foi soldada com uma potência de impulso de cerca de 30% maior relativamente à AL_PM1, está apresentada na Figura 4.2.

O material base desta série representado na Figura 4.2b) apresenta uma microestrutura similar à da série AL_PM1. Analisando a Figura 4.2c) é possível verificar que a zona de fusão possui uma estrutura idêntica à da série anterior, porém, como se evidencia em Figura 4.2a), esta série possui uma menor taxa de falta de fusão relativamente à evidenciada na Figura 4.1a). Isto pode ser explicado à luz do parâmetro de soldadura diferente realizado nesta série que permite uma melhor fusão dos materiais a ligar. Na Figura 4.2d) apresenta uma fissuração que pode resultar do relaxamento do material durante a solidificação.

À posteriori será apresentada a microestrutura relativa aos aços. Contrariamente à liga de alumínio, estes são tratáveis termicamente, pelo que é exetável que exista diferenças de microestrutura entre as diferentes zonas (MB, ZAC, LF e ZF).

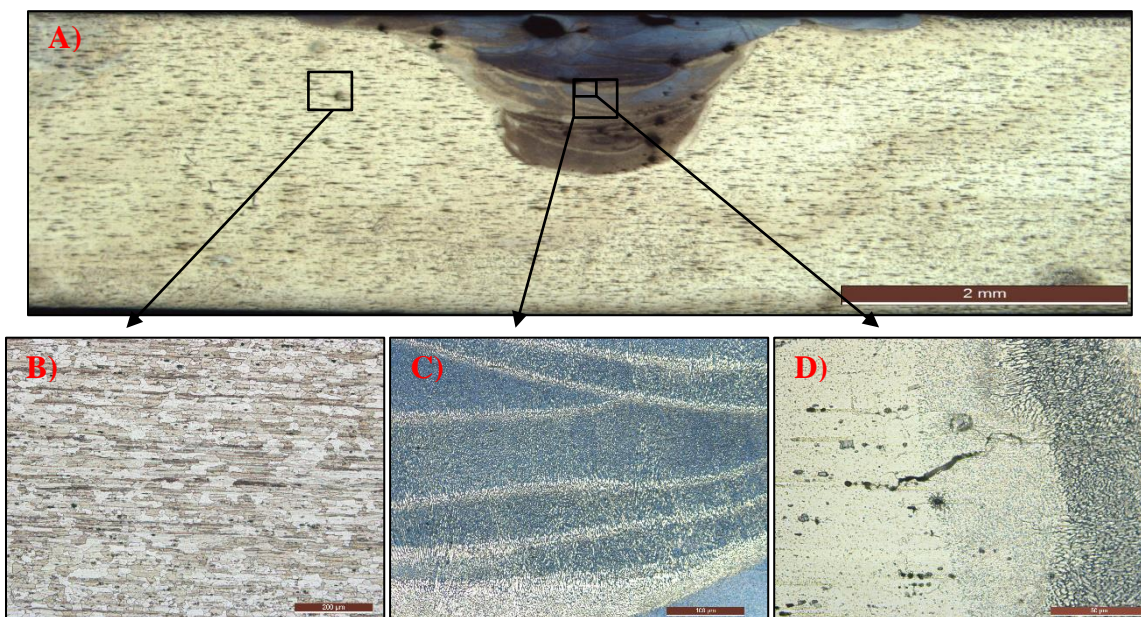


Figura 4.2. Microestrutura da série AL_PM2: a) macrografia longitudinal a; b) microestrutura do MB 100x; c) microestrutura da ZF 200x; d) Fissuração na ZF 500x

Na Figura 4.3 é exposto uma composição que engloba uma macrografia do corpo de prova bem como destaques das zonas anteriormente referidas.

Numa primeira instância, a partir da Figura 4.3a) é relevante a falta de fusão e de penetração presente nesta série. Recorda-se que este tipo de defeitos, defeitos planares, são os que mais influenciam a vida à fadiga de um material. Apesar de os defeitos terem uma direção normal

com a tensão nominal aplicada, eles podem ter um efeito preponderante em promover a iniciação de fendas na superfície dos mesmos e, conseqüentemente, reduzir a vida total à fadiga. Na Figura 4.3b) é possível verificar a existência de martensite (este material foi submetido a um processo de revenido, APÊNDICE A) com pequenas zonas claras que é austenite residual que não se transformou. Ao chegar perto da linha de fusão (Figura 4.3c) verifica-se uma descarbonização da ZF para a LF, ocorrendo a formação de carbonetos durante a soldadura. Resultados similares foram obtidos por Firrao *et al.* (Firrao et al. 2007). Estes carbonetos podem provocar o aumento da dureza nesta zona caso a sua ocorrência seja elevada. Por último, a zona de fusão representada na Figura 4.3d) que apresenta uma zona dendrítica e que normalmente irá apresentar uma perda de propriedades mecânicas devido aos ciclos térmicos aplicados durante as várias passagens do laser.

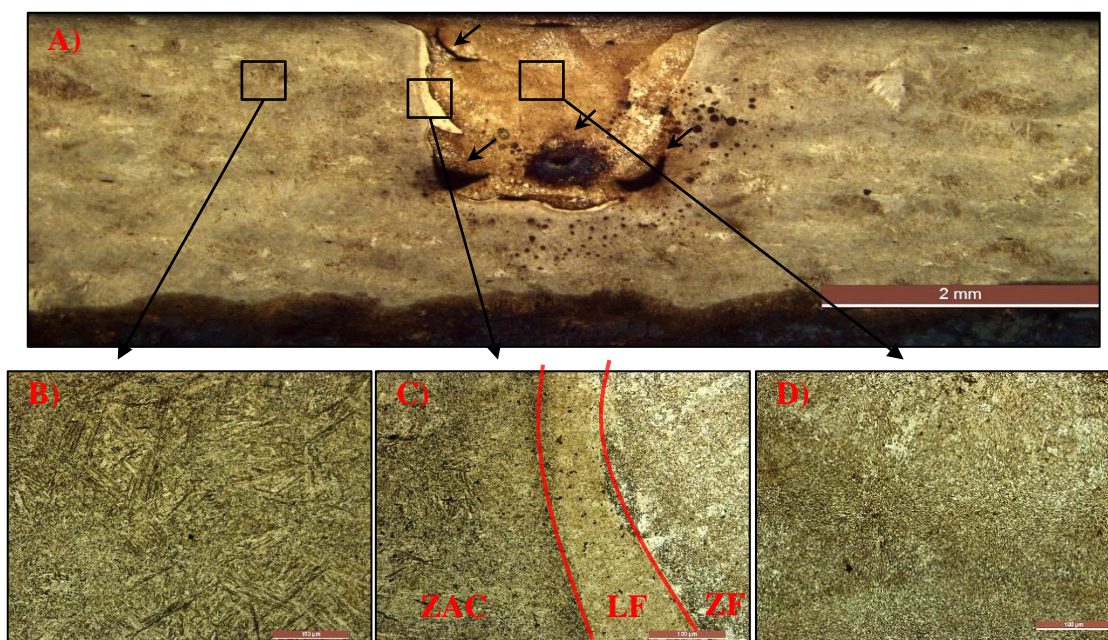


Figura 4.3.Microestrutura da série P20_PM1: a) macrografia; b) material base 200x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)200x

Relativamente à série P20_PM2, representada na Figura 4.4 e Figura 4.5, não se verificam diferenças estruturais comparativamente à série P20_PM1, exceto que a descarbonização da ZF para a LF é mais severa. Continua a se verificar uma falta de fusão entre as passagens do laser, sendo mais severas nesta série que, em hipótese, pode resultar de um parâmetro de soldadura não otimizado para causar a fusão das diferentes camadas ou do método utilizado para a deposição do material de adição.



Figura 4.4. Macrografia da secção longitudinal da série P20_PM2.

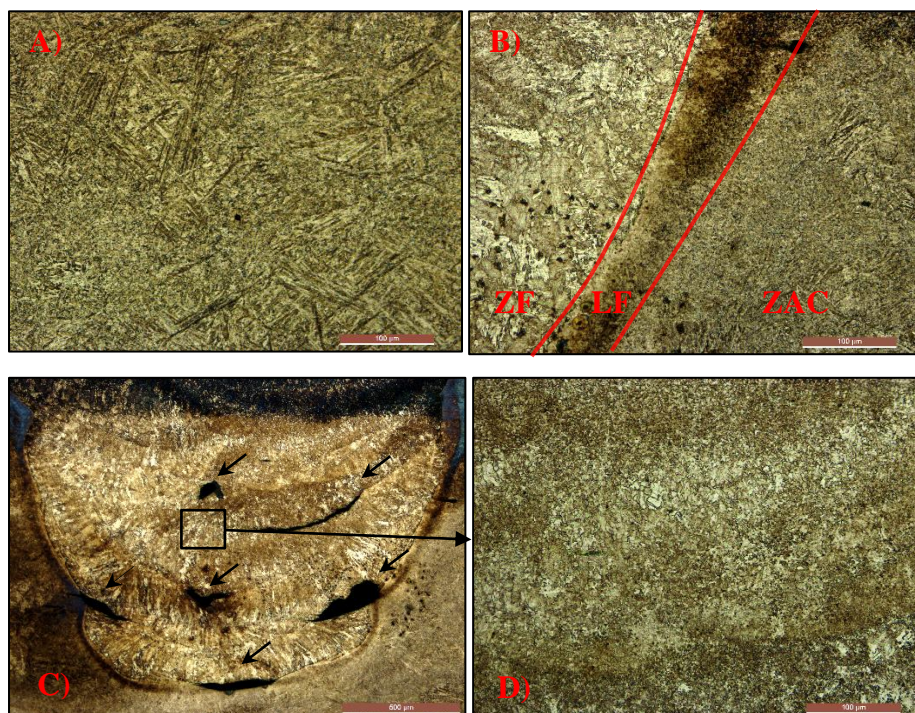


Figura 4.5. Microestrutura das secções assinaladas na macrografia: a) MB a 200x; b) ZF-LF-ZAC a 200x; c) ZF a 50x; d) ampliação da ZF a 200x.

Tal como nas séries anteriores, a série H13_PM1 apresenta faltas de fusão que estão representadas por setas na Figura 4.6a).

Analisando a Figura 4.6 da esquerda para direita, é possível averiguar que a microestrutura presente na Figura 4.6b) engloba uma mistura de martensite revenida com a existência de carbonetos que resultam da precipitação da martensite durante o revenido. Observa-se também a existência de austenite residual que não se transformou (partes mais claras). A partir da Figura A.1 presente no ANEXO A, que diz respeito ao diagrama de fases do aço H13 (Alves 2010) é possível comprovar estes pressupostos. Para existir este tipo de microestrutura, este aço foi submetido a processo de arrefecimento rápido após o revenido. De seguida, a Figura 4.6c), existe uma descarbonização da LF para a ZAC e a presença de

carbonetos duros. Isto poderá provocar um aumento da dureza na ZAC como será analisado na secção seguinte do presente capítulo. Por fim, na Figura 4.6d), apresenta-se a zona fundida que apresenta uma estrutura dendrítica devido aos gradientes de temperatura aplicados no processo de soldadura.

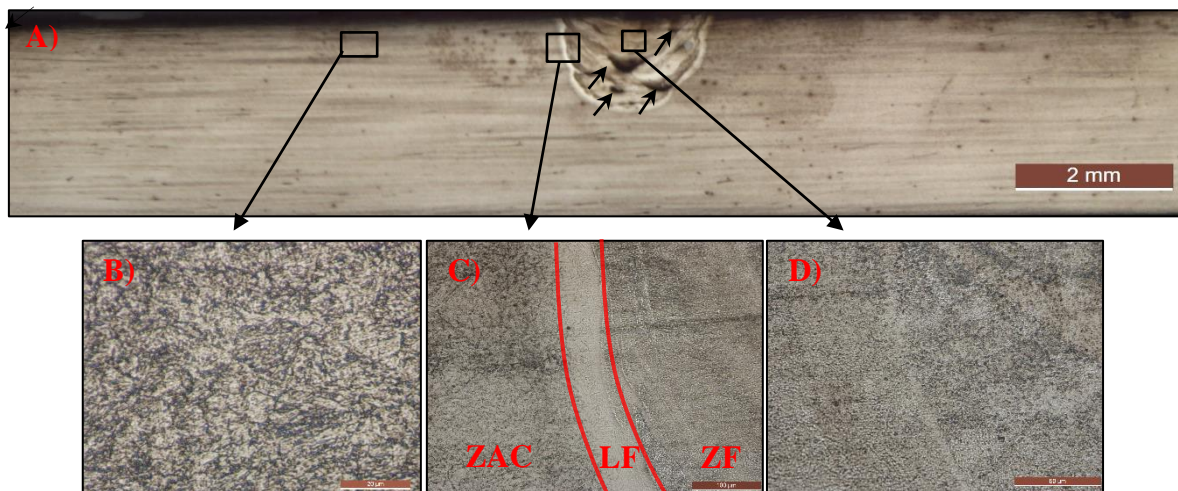


Figura 4.6. Microestrutura da série H13_PM1: a) macrografia longitudinal; b) material base 1000x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)500x

A respeito da série H13_PM2, ilustrada na Figura 4.7, apresenta uma microestrutura do MB (Figura 4.7b) igual à da série H13_PM1. As faltas de fusão desta série são menos severas que na série anterior. A sua zona afetada pelo calor (ZAC) apresenta uma zona mais escura que resulta da descarbonização da LF+ ZF o que, conseqüentemente, aumentará a dureza na ZAC (Figura 4.7c).

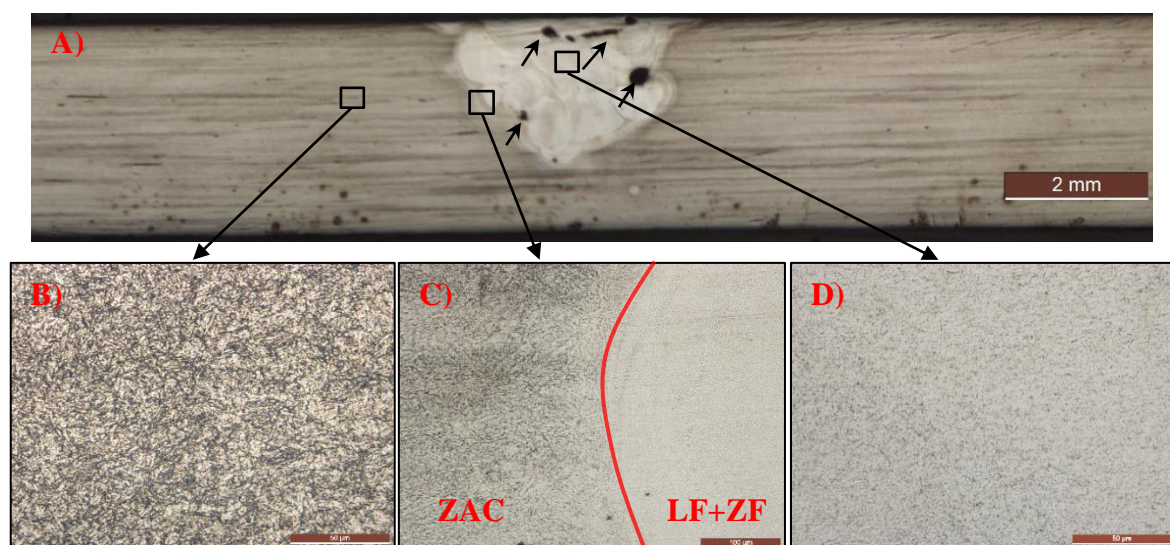


Figura 4.7. Microestrutura da série H13_PM2: a) macrografia longitudinal; b) material base 500x; c) zona afetada pelo calor (ZAC) e linha de fusão (LF) 200x; d) zona de fusão (ZF)500x

A zona de fusão (Figura 4.7d) apresenta uma estrutura dendrítica provocada pelos gradientes de temperatura e, conseqüente, fusão desta zona.

Em suma, a existência de defeitos planares e não planares foi uma constante em todas as séries pelo que os parâmetros de soldadura e a preparação de junta precisam de ser otimizados.

4.2. Análise da microdureza

Na presente seção será analisada a microdureza das diferentes séries de forma a ter uma descrição das alterações de dureza registadas desde do material base até à zona fundida. Estas serão agrupadas por material, isto é, para cada material serão apresentados três perfis de dureza que dizem respeito à série de referência e aos dois parâmetros de soldadura (PM1 e PM2).

Ilustra-se na Figura 4.8 os perfis de durezas das séries AL ao longo da direção transversal relativamente ao cordão de soldadura.

Numa primeira observação é possível distinguir que as três zonas (MB, ZAC e ZF) possuem diferentes valores de dureza. A dureza no MB das séries AL_PM1 e AL_PM2 são muito próximas que por sua vez são muito próximas à serie de referência. Quanto à ZAC a dureza não varia até chegar à linha de fusão (LF), onde se verifica um aumento crescente na dureza até à ZF onde atinge valores na ordem dos $\approx 120/130 \text{ HV}_{0,2}$. Sendo que a liga AA5083-H111 pertence à classe das ligas de alumínio não tratáveis termicamente esta liga não é afetada pelo calor. Então este aumento de dureza na ZF só pode ser justificado à luz de o material de adição ser diferente do material base e que não houve qualquer endurecimento por deformação plástica. Tal hipótese justifica o fato de haver variações nas durezas nas séries soldadas entre o MB e a ZF, o que só poderia acontecer se o material de adição pertencer a uma classe de ligas de alumínio diferente, com maior dureza e não sendo tratável termicamente.

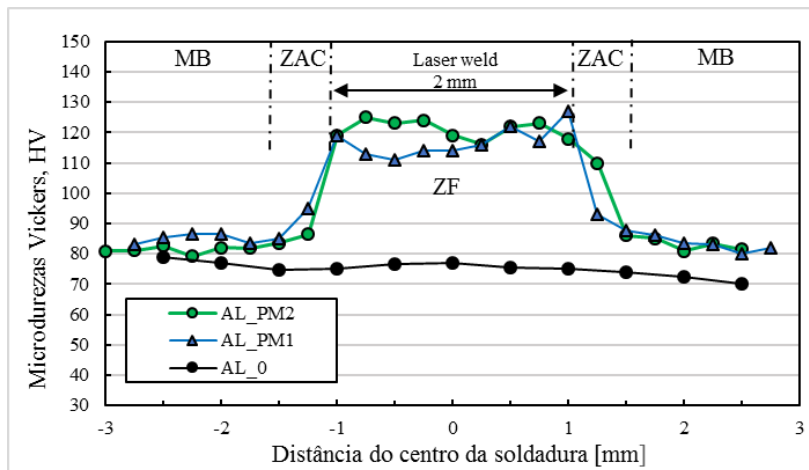


Figura 4.8. Perfis de dureza das séries AL.

A Figura 4.9 apresenta os perfis de dureza das séries P20 ao longo das zonas MB, ZAC e ZF. É possível inferir através dos perfis, que não existe variação na zona do MB ou a que existe é insignificante nas três séries do material P20. Porém na zona afetada pelo calor existe um aumento de dureza que é superior à do MB atingindo um pico de 387 HV_{1,0} e 359 HV_{1,0} das séries P20_PM2 e P20_PM1, respetivamente. Estes valores são justificados pela ocorrência de precipitação de carbonetos que é provocada pelas sucessivas passagens do laser que promovem assim uma descarbonização da ZF para a ZAC. De seguido, na ZF, é verificado um decréscimo de dureza até valores mínimos de 260 HV_{1,0} para a série P20_PM2 e 263 HV_{1,0} para a série P20_PM1 uma vez que a fusão do material de adição provoca a diminuição das propriedades mecânicas. Visto que o material de adição tinha inicialmente uma dureza compreendida entre 286-363 HV (Tabela 3.5) houve uma perda média de dureza de 20% durante o processo de fusão.

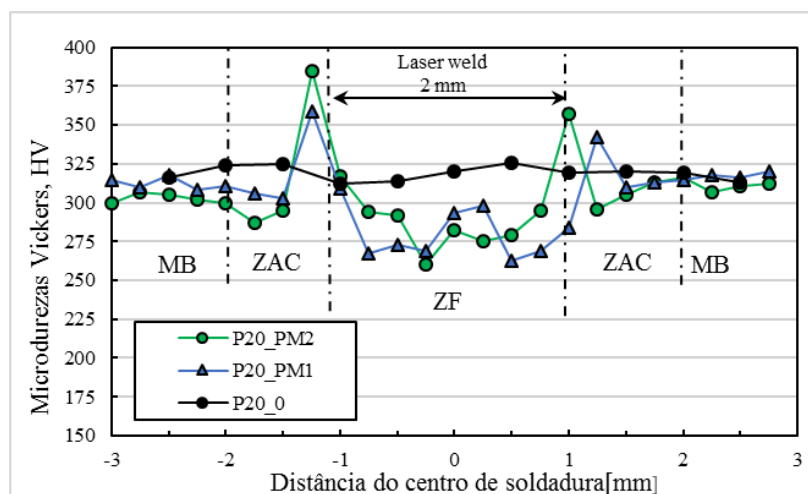


Figura 4.9. Perfis de dureza das séries P20.

Relativamente ao aço AISI H13, verifica-se que não existe uma simetria entre as ZAC o que pode resultar de uma descentralização do laser durante a soldadura, processos de precipitação ou de descarbonização nesta zona. Na Figura 4.10, constata-se que as zonas do MB das séries soldadas apresentam uma dureza de $464\text{HV}_{1,0}$ que é muito próximo à dureza da série de referência H13_0 sendo que as pequenas variações são na ordem dos $10\text{-}20\text{HV}_{1,0}$ que são desprezáveis. Quanto à zona afetada pelo calor verifica-se um ganho de dureza na série H13_PM2 que atinge um pico de $653\text{HV}_{1,0}$ sendo que de seguido começa a decrescer ao chegar à linha de fusão. Este aumento de dureza é explicado pelo o fato de este aço conter um teor de carbono elevado, ao ser submetido aos processos de tempêra/revenido apresenta uma microestrutura composta por martensite revenida, que devido à proximidade à ZF, é exposto a ciclos térmicos que provocam um processo de precipitação de uma maior taxa de carbonetos como o crômio e o molibdênio, que se apresentam numa percentagem elevada neste aço e no material de adição, como se verifica na Tabela 3.1 e Tabela 3.6. Estes, por sua vez podem causar um endurecimento secundário nesta zona (Infomet 2017). Tal endurecimento não se verifica na série H13_PM1 que é em todos os aspetos análoga à série H13_PM2 exceto nos parâmetros de soldadura. O que por exclusão de partes, leva à conclusão que estes podem ter influenciado os resultados observados nesta zona. Por último, na ZF, constata-se um decréscimo na dureza das duas séries soldadas atingindo mínimos de $307\text{HV}_{1,0}$ e $318\text{HV}_{1,0}$ ($\approx 29\%$ de redução na dureza do material de adição após processo de soldadura), respetivamente, da série H13_PM1 e H13_PM2 causada pela fusão e refusão dos materiais de adição, e pela descarbonização que se verificou na metalografia desta série.

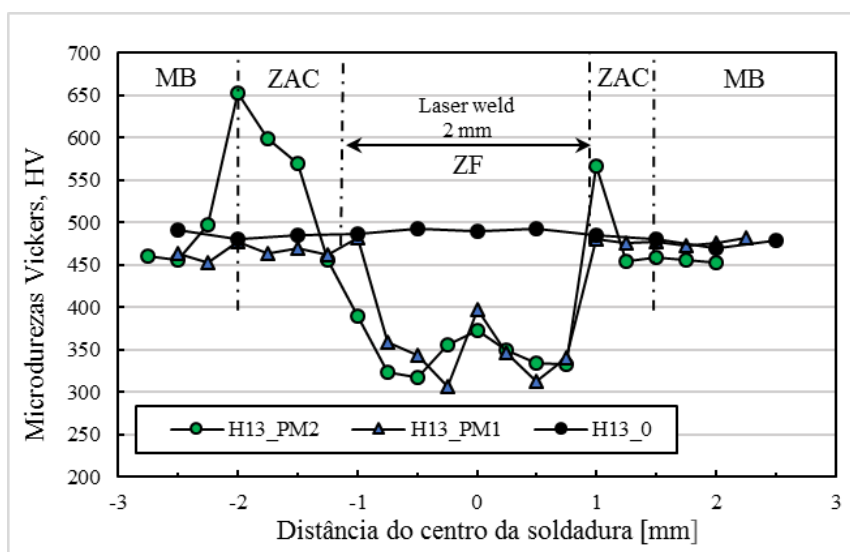


Figura 4.10. Perfis de dureza das séries H13.

De seguida, apresenta-se nas tabelas Tabela 4.1 e Tabela 4.2 uma síntese dos valores das durezas observadas.

Tabela 4.1. Resultados das durezas, em Vickers (HV), da série da liga de alumínio AA5083-H111.

AA5083-H111			
Série	0	PM_1	PM_2
MB	75,1±4,9	85±3	81,7±3
ZAC	-	94,8	86,5
ZF	-	117±10	121±6,2

Tabela 4.2. Resultados das durezas, em Vickers (HV), das séries dos aços AISI P20 e AISI H13.

Série	AISI P20			AISI H13		
	0	PM_1	PM_2	0	PM_1	PM_2
MB	319±9,6	312,5±7,2	311,8±6,5	485±13	477±7,5	471±15
ZAC	-	359	387	-	485	653
ZF	-	277±13,1	282,4±12,6	-	344±18	340±15

4.3. Ensaio de tração

No presente subcapítulo será apresentado e discutido os resultados dos ensaios de tração. Foram realizados ensaios de tração de forma a caracterizar algumas propriedades mecânicas dos materiais referidos anteriormente.

Numa primeira análise das séries de alumínio representadas na Figura 4.11, constata-se a existência de um serrilhado no domínio plástico. Este fenómeno, designado por efeito de Portvin-le-Chatelier (PLC), está associado à presença de átomos e elementos intersticiais que se difundem ocupando o espaço das deslocações móveis que se tenham libertado, bloqueando assim o movimento de deslocações no material o que conduz a um aumento momentâneo da resistência do material (Barat *et al.*,2006). É possível também verificar que existe uma diminuição da tensão rotura, σ_r , do material bem como uma diminuição da deformação à rotura, ϵ_r , nas séries soldadas AL_PM1 e AL_PM2 que resulta

da introdução do entalhe e posterior preenchimento com o material de adição na soldadura, que, como se verificou anteriormente, apresenta defeitos planares severos e um decréscimo significativo no valor da dureza na ZF, que também contribuem para estas reduções.

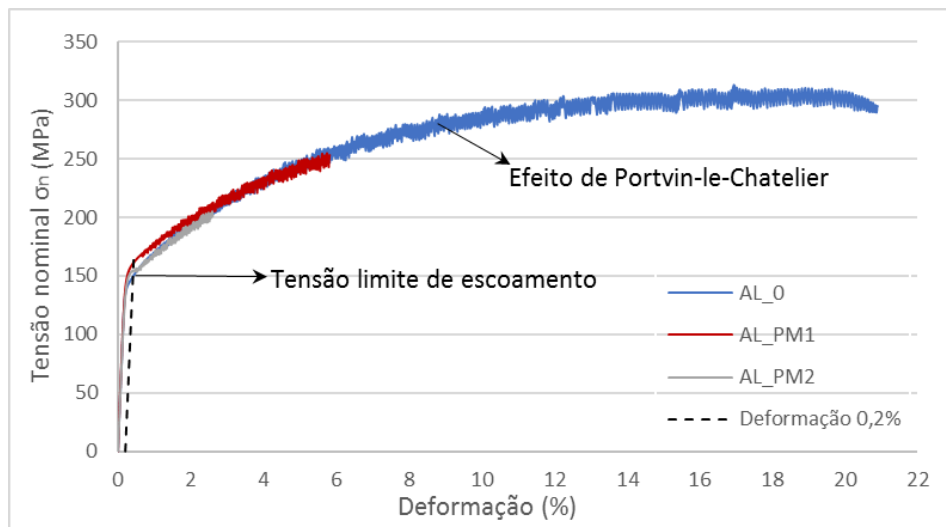


Figura 4.11. Curvas de tração das séries AL.

As propriedades mecânicas obtidas para a liga de alumínio encontram-se representadas na Tabela 4.3. Os valores apresentados são as médias dos três ensaios realizados para cada série.

Tabela 4.3. Resultados ensaios de tração liga de alumínio AA5083-H111.

Série	σ_c (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (%)
AL_0	150	310±2,3	20±1,11
AL_PM1	159	228±26,3	5.4±1,61
AL_PM2	153	220±28,6	4.63±1,69

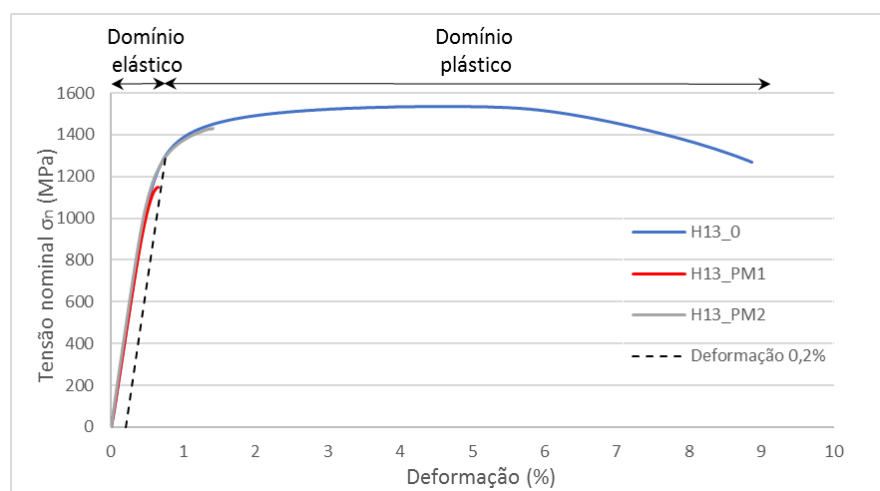
Como se denota pelos valores obtidos, existe uma diminuição de 73% e 77% da deformação na rotura, respetivamente, para as séries AL_PM1 e AL_PM2 comparativamente ao material base isento de defeitos, AL_0. A tensão limite de escoamento apresenta valores muito próximos do material base. No entanto, tal não se verifica na tensão de rotura das séries soldadas, que partiram pouco tempo depois de entrar no domínio plástico.

Na Tabela 4.4 são apresentadas as propriedades mecânicas obtidas por ensaios de tração das séries dos aços P20 e H13.

Tabela 4.4. Resultados ensaios de tração das séries dos aços P20 e H13.

Série	σ_c (MPa)	σ_r (MPa)	ε_r (%)
P20_0	868	994±2,8	12.5±0,65
P20_PM1	847	921±61,3	2.3±1,73
P20_PM2	880	863±16,3	1.85±1,02
H13_0	1310	1537±3,3	9.35±0,46
H13_PM1	1150	1158±14,7	0.46±1,26
H13_PM2	1290	1332±64,4	0.99±0,32

Analisando os valores obtidos, apura-se que em ambos os aços, as séries soldadas apresentam tensões de rotura mais baixas que as séries de referência. Isto, pois, como se verifica nas figuras 4.12 e 4.13, estes materiais apresentam um domínio plástico muito pequeno sendo que o corpo de prova mal começa a sofrer encruamento fica instável e parte, devido, mais uma vez, à introdução do cordão de soldadura e à severidade dos defeitos planares observados que enfraquecem o componente. Por outro lado, as tensões de cedência são bastantes próximas pelo que o material de adição deve ter uma tensão de cedência igual ou superior ao material base.

**Figura 4.12.** Curvas de tração das séries H13.

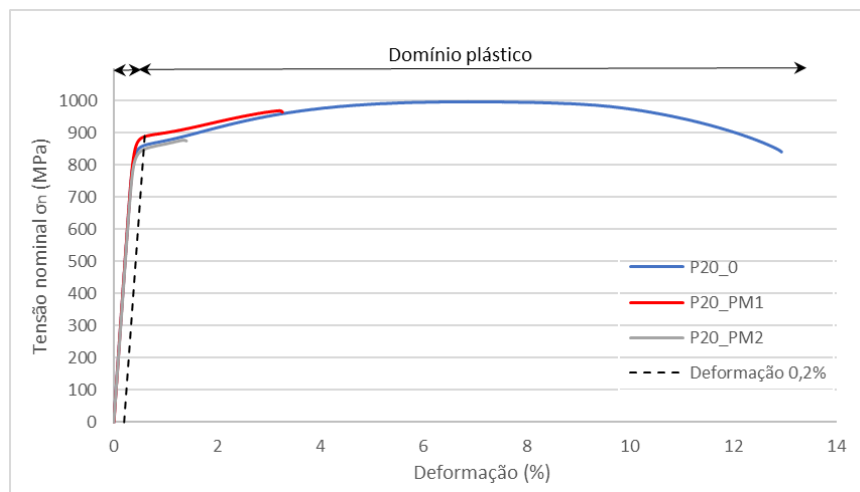


Figura 4.13. Curvas de tração das séries P20.

Em suma, os corpos de prova entalhados de todos os materiais tendem a perder resistência mecânica comparativamente ao seus análogos não entalhados. Existe uma perda de capacidade de deformação, sendo que é mais acentuada nos aços do que nos alumínio, que é explicado pelo facto de os alumínio serem mais dúcteis que os aços em questão.

4.4. Ensaio de fadiga

Na presente seção será abordada a resistência à fadiga para as séries soldadas e não soldadas dos três materiais estudados. Um aspecto importante a ter em consideração ao analisar as curvas S-N é o declive destas, uma vez que fornece indicações sobre o período de iniciação da fadiga. Portanto, um declive mais acentuado nas curvas das amostras soldadas é o reflexo de uma contribuição menor da fase de nucleação de fenda na vida total à fadiga, isto é, quanto maior for o valor do declive significa que a fase de propagação da fenda é mais dominante sendo que a vida à fadiga é sobretudo despendida a propagar a fenda.

Na Figura 4.14 encontra-se traçada a resistência à fadiga das amostras soldadas e não soldadas para o alumínio, sob a forma de gama de tensões aplicada ($\Delta\sigma_{nom}$) versus o número de ciclos para a ruína N_r .

É possível verificar que a série AL_PM2 apresenta um aumento da resistência à fadiga comparativamente à série PM1 que se traduz num aumento de 37% para vidas de 10^5 e de 39% para vidas longas de 10^6 ciclos. Uma vez que todas as séries possuem o mesmo acabamento, o mesmo material de adição e em ambas as amostras soldadas o cordão foi afagado de igual modo de forma a evitar concentração de tensões, isto permite depreender

que uma das causas para este aumento estará relacionada com o menor número de defeitos presente nesta série relativamente à série AL_PM1 observada nas micrografias. Observa-se também uma diminuição significativa na resistência à fadiga entre as séries soldada e a não soldada que, fixando a vida em 10^6 , se traduz num decréscimo de 76% para a série PM1 e de 60% para série PM2. Apura-se também pelas curvas apresentadas que a curva AL_0 apresenta um declive menor pelo que o período de iniciação de fendas de fadiga nesta foi superior à das amostras soldadas nas quais o período de propagação foi mais predominante.

Por outro lado, ao comparar as curvas das séries soldadas com a curva típica para este tipo de soldadura retirada da norma BS EN 1999-1-3:2007+A1:2011 (ANEXO B), é possível concluir que: i) a série AL_PM2 possui uma resistência à fadiga superior à curva típica e a AL_PM1 possui uma resistência menor; ii) para uma vida inferior a 10^6 ciclos as curvas das séries soldadas apresentam declives inferiores ao da curva típica.

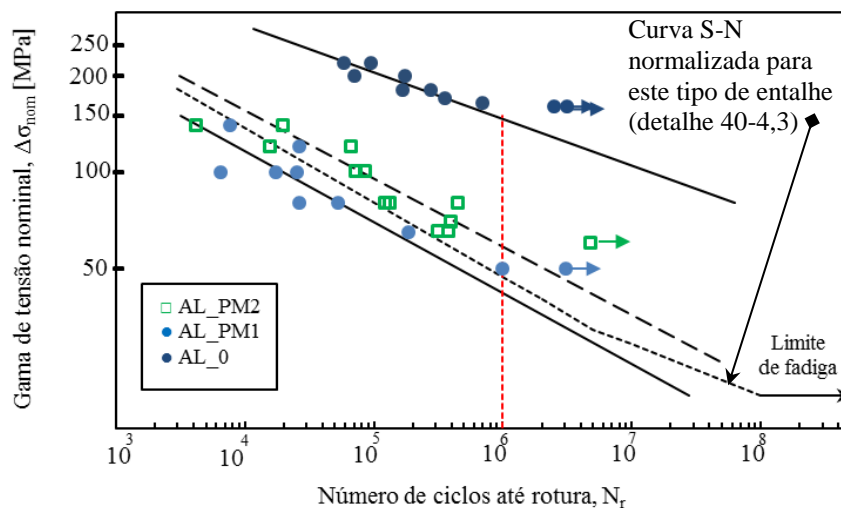


Figura 4.14. Curva S-N das séries do Alumínio.

Ilustra-se, na Tabela 4.5, a gama de tensão para valores fixos de vida de forma a poder comparar as diferentes curvas do alumínio.

Tabela 4.5. Tabela comparativa entre os valores obtidos para a vida à fadiga da série AL.

Série	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^5 ciclos	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^6 ciclos
AL_0	204,7 MPa	146,3 MPa
AL_PM1	59,7 MPa	35,8 MPa
AL_PM2	95,4 MPa	58,4 MPa
Curva S-N típica detalhe 40-4,3	80,3 MPa	47 MPa

De seguida, na Figura 4.15, ilustra-se as curvas referentes ao aço AISI P20.

Observando as curvas das amostras soldadas, observa-se uma diminuição significativa na resistência à fadiga comparativamente a série de referência P20_0. Isto é justificado pela presença da soldadura que altera propriedades mecânicas do aço e também que atua como um ponto de concentração de tensões. Contribui também para este decréscimo, os defeitos, principalmente os planares, e possíveis tensões residuais que se forem de tração diminuem a vida à fadiga da série. Para vidas curtas de 10^5 ciclos, existe uma redução 53% na resistência à fadiga para as duas séries soldadas relativamente a P20_0 como se verifica na Figura 4.15. Contudo, para vidas longas na ordem dos 10^6 ciclos observa-se uma redução na resistência à fadiga de 56% e 60%, respetivamente, para as séries P20_PM1 e P20_PM2. Denota-se que a série PM1 teve uma redução praticamente constante quer seja para vidas pequenas ou longas e que o seu declive é muito semelhante ao da curva de referência, inferindo assim que o período de iniciação de fenda e o período de propagação entres estas duas séries são similares.

Analisando a curva da série P20_PM2 é possível observar que possui um declive mais acentuado do que a série P20_PM1 e têm uma maior dispersão dos resultados que pode ser explicada à luz de esta série ter uma maior taxa de defeitos planares como a falta de fusão observada na seção anterior. Estes apesar de estarem orientados na direção da tensão aplicada, fornecem novas superfícies internas que promove a iniciação precoce de fendas pelo facto de os grãos superficiais possuírem menos apoio que os grãos internos. Isto, resulta num decréscimo do período de iniciação de fenda e um domínio do período de propagação decorrendo assim o declive observado na série P20_PM2.

Por último, as curvas obtidas apresentam melhor resistência à fadiga e uma vida para o período de iniciação de fendas maior quando comparadas à curva S-N, com este tipo de entalhe e sollicitação retirada da norma EN 1993-1-9 : 2005 (E) (ANEXO B).

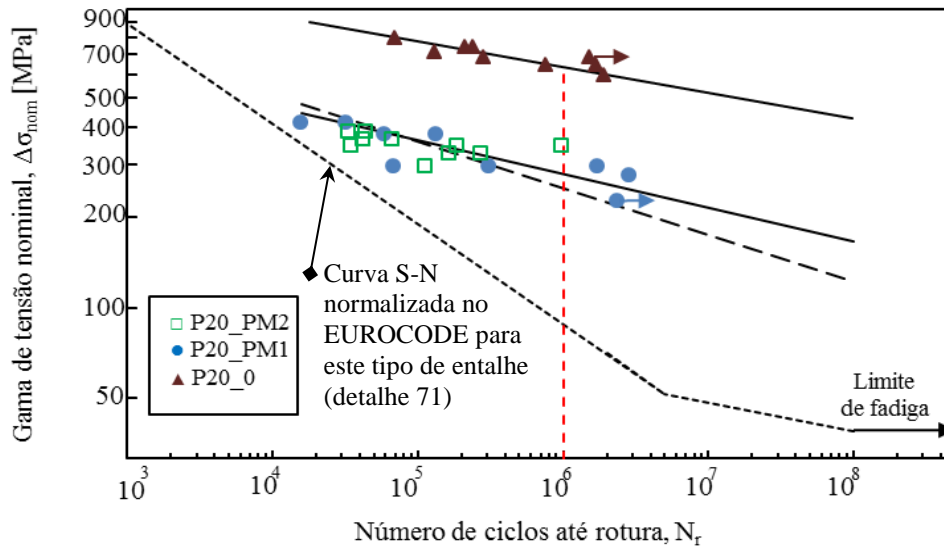


Figura 4.15. Curva S-N das séries do aço AISI P20.

De seguida, ilustra-se na Figura 4.16 as curvas de resistência à fadiga do aço temperado AISI H13.

Analisando as curvas apresentadas, verifica-se que as das amostras soldadas apresentam declives similares o que significa que os períodos de iniciação e propagação da fenda tiveram uma contribuição para a vida a fadiga semelhante nas duas séries. Contudo na série de referencia H13_0 o declive é menor o que é o reflexo de uma contribuição maior da fase de nucleação para a vida à fadiga.

Ao confrontar as séries H13_PM1 e H13_PM2 com a série de referência, denota-se um decréscimo substancial na resistência à fadiga que se traduz para vida pequenas de 10^5 ciclos numa redução de 71% e 64% respetivamente para a série PM1 e PM2. Para vida longas, 10^6 ciclos, constata-se uma redução de resistência à fadiga de 77% para a série H13_PM1 e de 71% para a H13_PM2. Sabe-se que para vidas longas, o contributo da fase de nucleação é, em regra, preponderante para a vida à fadiga uma vez que as tensões aplicadas se aproximam da tensão limite de fadiga. Este facto leva a concluir que esta redução nestas séries se deve:

1) à existência do entalhe de soldadura que reduz propriedades mecânicas do material e ser um ponto de concentrações de tensões aumentado a tensão local nesta zona;

2) à existência dos defeitos planares verificados nas micrografias, que promovem uma nucleação de fendas mais facilitada;

Entre as séries soldadas, a H13_PM2 apresenta uma resistência à fadiga cerca de 20% superior à da sua série análoga soldada.

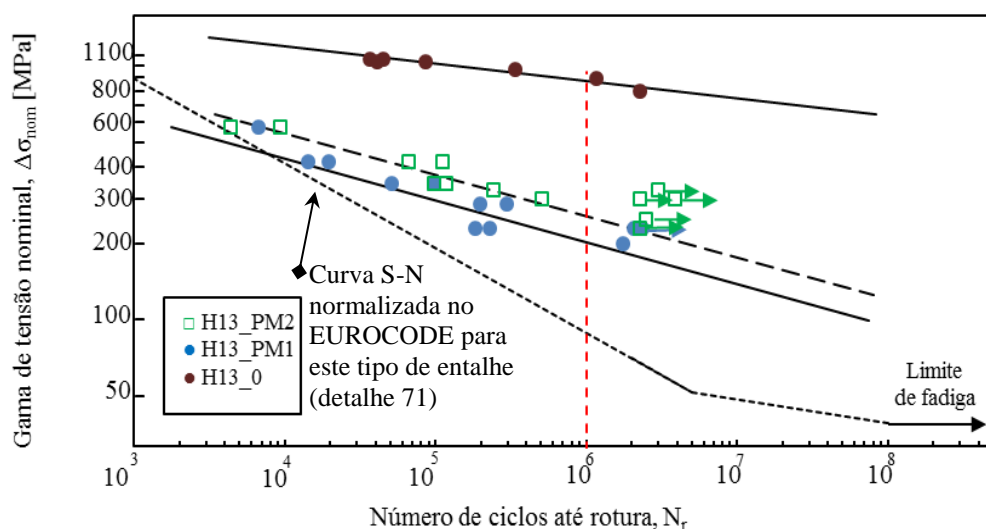


Figura 4.16. Curva S-N das séries do aço AISI H13.

Na Tabela 4.6, é possível comparar alguns dos valores obtidos para os aços H13 e P20.

Tabela 4.6. Tabela comparativa dos valores obtidos para a vida à fadiga dos aços AISI P20 e AISI H13.

Série	AISI P20		AISI H13	
	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^5 ciclos	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^6 ciclos	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^5 ciclos	Gama de tensões $\Delta\sigma_{nom}$ para 10^6 ciclos
0	776,5 MPa	637,3 MPa	1027,1 MPa	878,3 MPa
PM1	365,9 MPa	252,7 MPa	297,9 MPa	203,7 MPa
PM2	361,2 MPa	282,7 MPa	374,3 MPa	256,6 MPa
Curva S-N do EUROCODE	192,7 MPa	89,2 MPa	192,7 MPa	89,2 MPa

Os dados relativos aos ensaios de fadiga encontram-se apresentados no APÊNDICE B.

4.5. Análise da superfície de fratura

No decorrer da secção seguinte é apresentada a morfologia das superfícies de fratura das diferentes séries estudadas.

Nas figuras ilustradas (Figura 4.17, Figura 4.18 e Figura 4.19), encontra-se a morfologia da superfície de fratura das três séries estudadas da liga AA5083-H111. Nestas está assinalada a zona de propagação da fenda por fadiga conotada pela letra A e que apresenta um aspeto liso. Por outro lado, as setas amarelas marcam defeitos como porosidades, que como foi referido anteriormente, nas ligas de alumínio pode resultar de hidrogénio no estado gasoso que não conseguiu escapar durante o processo de solidificação do material depositado. As setas amarelas também indicam as faltas de fusão entre camadas que se tornam bem evidentes nas macrografias. Estes defeitos causam uma diminuição da secção resistente da junta e como se constata pelas macrografias são pontos fulcrais de múltiplas iniciações de fendas (seta vermelha) o que, conseqüentemente, influencia a vida à fadiga como se apurou nas curvas *S-N* apresentadas na secção anterior. Analisando as macrografias das séries soldadas, verifica-se que as fendas principais são acompanhadas de fissuração secundária segundo uma direção normal à superfície. Estas ao atingir dimensões críticas para a tenacidade do material e tensão aplicada, origina o colapso instável do corpo de prova, sendo que esta fase final apresenta uma superfície com um aspeto mais rugoso e irregular e que está assinalado nas figuras com a letra B. É também visível que a série AL_PM2 apresenta um menor número de defeitos relativamente à série AL_PM1

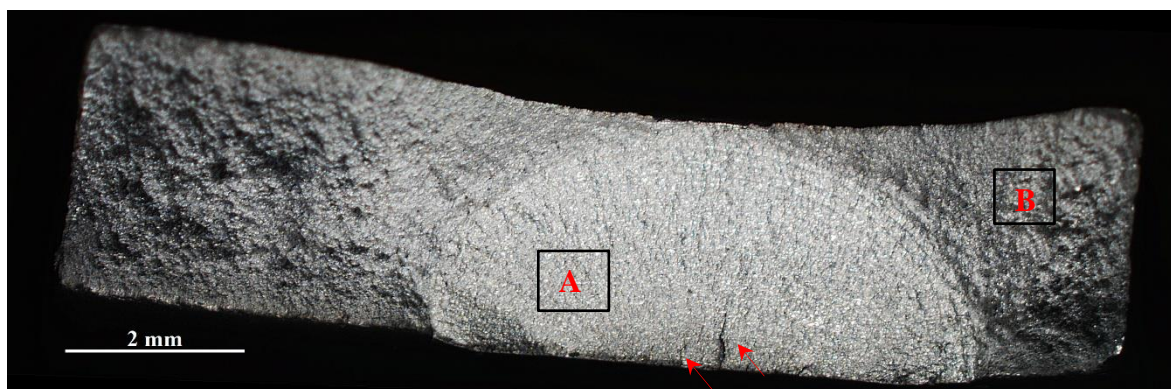


Figura 4.17. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_0. $\Delta\sigma=165$ MPa vs $N_r=690980$ ciclos.

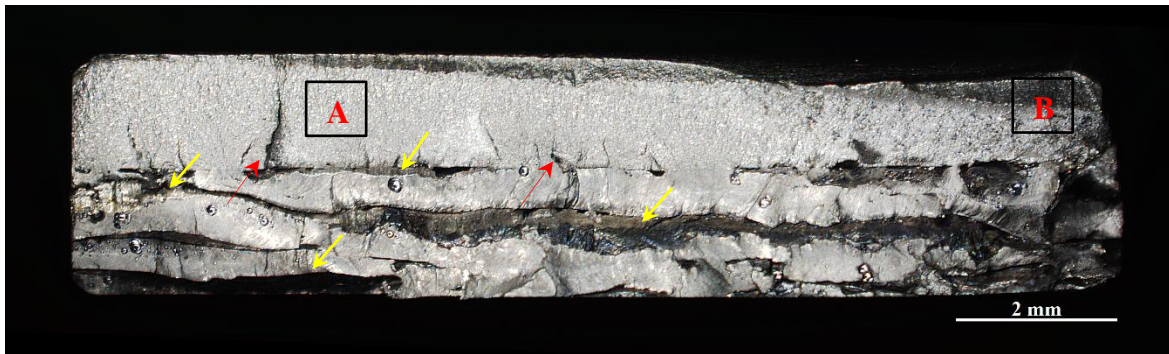


Figura 4.18. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_PM1. $\Delta\sigma=50$ MPa vs $N_r=998331$ ciclos.

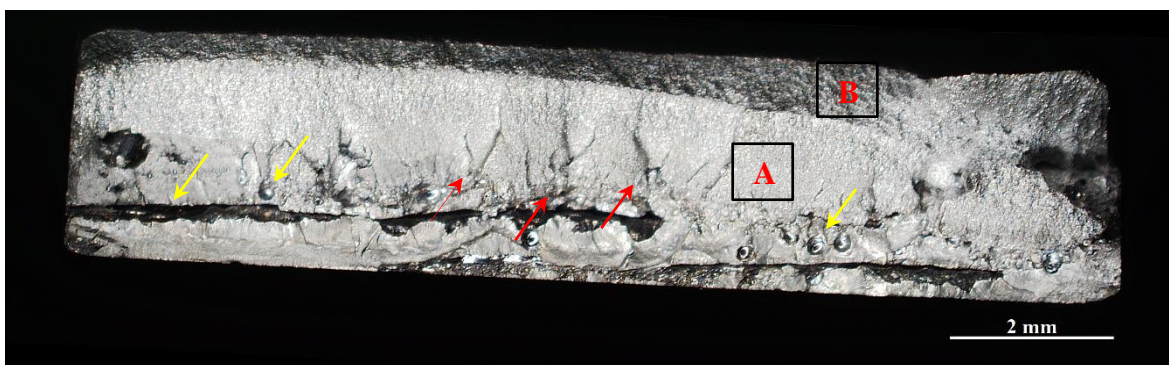


Figura 4.19. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série AL_PM2. $\Delta\sigma=65$ MPa vs $N_r=378399$ ciclos.

Nas Figura 4.20, Figura 4.21 e Figura 4.22 apresentam-se as macrografias das diferentes séries estudadas do aço AISI P20. A nomenclatura utilizada para as partes assinaladas nas macrografias é idêntica à usada na liga AA5083-H111. Analisando as macrografias referentes aos corpos de prova soldados verifica-se que a série soldada P20_PM1 apresenta uma menor taxa de defeitos planares que a série P20_PM2. Tal circunstância, fundamenta o fato da série P20_PM2 apresentar um declive mais acentuado e conseqüentemente ter um menor período de iniciação de fenda e uma menor resistência à fadiga.

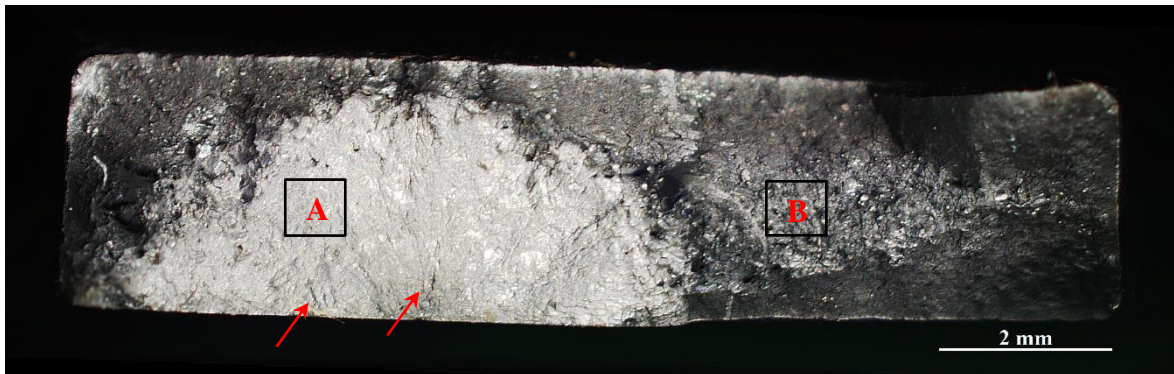


Figura 4.20. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_0. $\Delta\sigma=650$ MPa vs $N_r=753973$ ciclos.

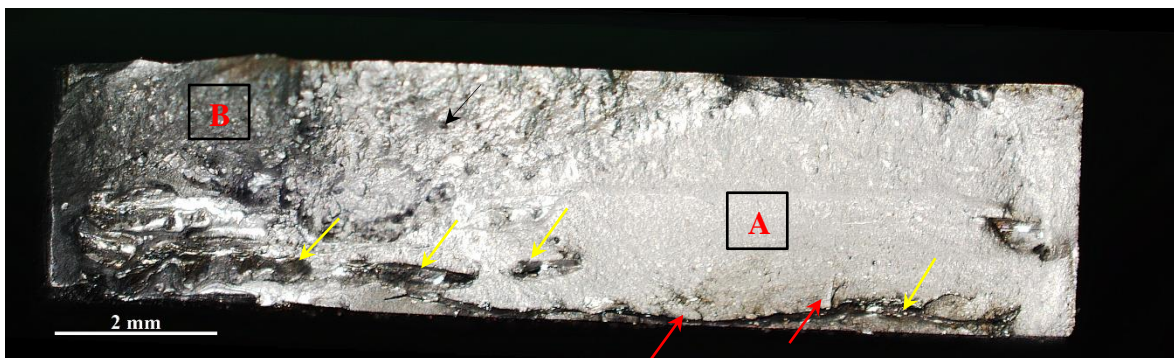


Figura 4.21. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_PM1. $\Delta\sigma=300$ MPa vs $N_r=306726$ ciclos.

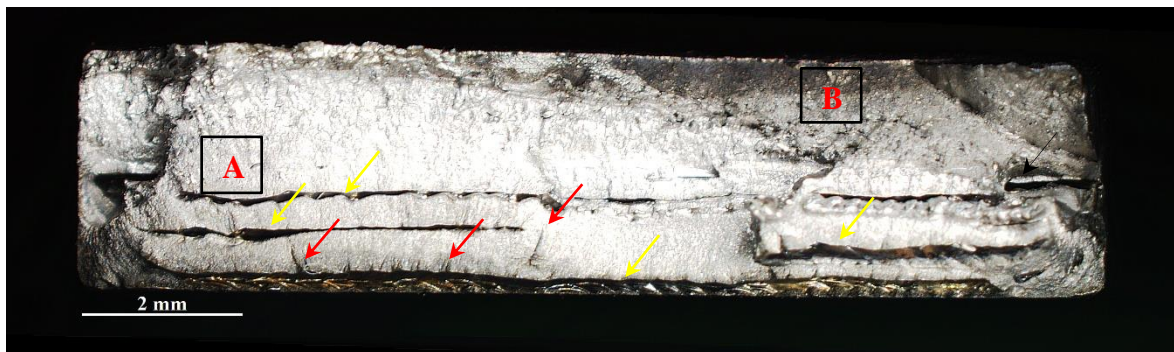


Figura 4.22. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série P20_PM2. $\Delta\sigma=330$ MPa vs $N_r=161788$ ciclos.

Por ultimo, apresentam-se as macrografias das diferentes séries estudadas do aço AISI H13 nas Figura 4.23, Figura 4.24 e Figura 4.25.

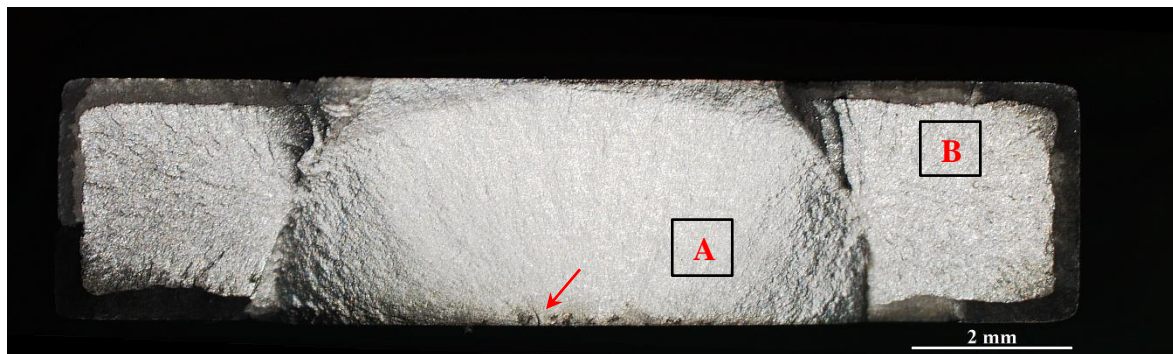


Figura 4.23. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_0. $\Delta\sigma=900$ MPa vs $N_r=1167427$ ciclos.

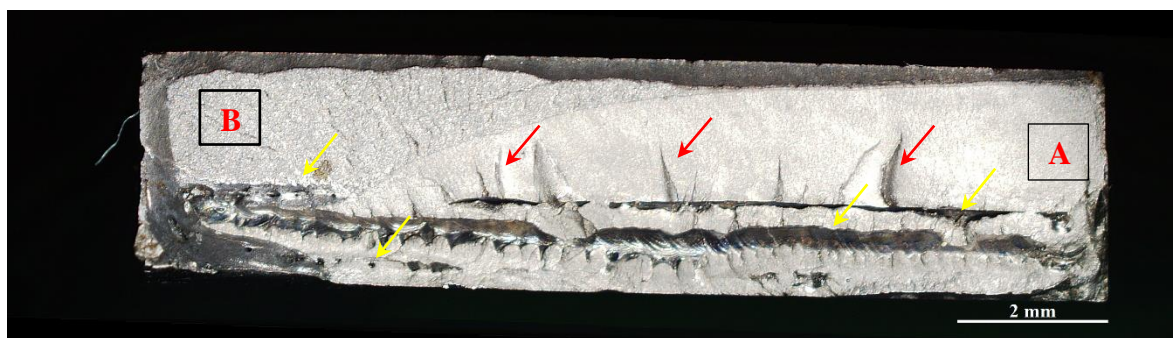


Figura 4.24. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_PM1. $\Delta\sigma=287,5$ MPa vs $N_r=295440$ ciclos.

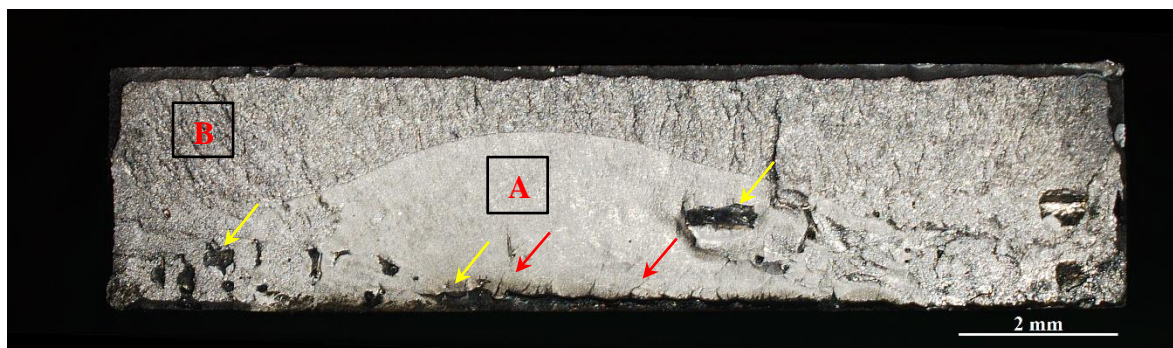


Figura 4.25. Macrografia da superfície de fratura de um provete da série H13_PM2. $\Delta\sigma=325$ MPa vs $N_r=240694$ ciclos.

Em suma, os corpos de prova não soldados apresentaram uma nucleação de fenda a partir da superfície contrariamente aos soldados. Estes apresentaram uma nucleação de fendas e a ocorrência de fissuras secundárias a partir dos defeitos planares existentes, que ocasionalmente se localizavam à superfície. À exceção das séries do aço AISI P20, o parâmetro de soldadura PM2 apresenta uma menor taxa de defeitos planares o que tem influência na vida à fadiga.

No APÊNDICE C encontra-se o levantamento realizado do tamanho dos defeitos e o respetivo tamanho da zona de propagação.

5. CONCLUSÕES E INVESTIGAÇÕES FUTURAS

O objetivo principal da presente dissertação, consistia em estudar o comportamento à fadiga dos aços AISI H13 e AISI P20 e da liga de alumínio AA5083-H111, previamente preparados com entalhes em U e preenchidos com material de adição por soldadura a laser, sujeitos a solicitações dinâmicas com uma razão de tensões de $R = 0,02$. Como já foi referido estes materiais são amplamente utilizados na indústria dos moldes, como por exemplo, utilizados para moldes de fundição de alumínio, moldes de injeção de plástico e ferramentas de trabalho a quente. Podem evidenciar-se as seguintes conclusões:

- Através das metalografias foi concluído que apesar de os parâmetros de soldadura terem melhorias um em relação ao outro, estes ou o método de deposição do material de enchimento, não serão os mais indicados uma vez que foi observado uma taxa elevada de defeitos planares como faltas de fusão e falta de penetração em todas as séries soldadas. Como já foi referido, estes defeitos têm um efeito agravante na vida do componente quer seja a solicitações estáticas ou dinâmicas, principalmente os defeitos planares. Observou-se ainda que nas séries do aço AISI P20, existe uma descarbonização da ZF para a LF. Analogamente, na série H13_PM1 existe uma descarbonização da LF para a ZAC e na série H13_PM2 esta descarbonização verifica-se da LF+ZF para a ZAC. Estas descarbonizações causam um endurecimento da zona para onde migram.

- Relativamente aos ensaios de dureza, em ambos as séries soldadas dos aços estudados, verifica-se um aumento momentâneo do valor de dureza na ZAC causadas pelas descarbonizações e a ocorrência de formação de carbonetos duros nesta zona. Estes valores dureza rapidamente regressam aos valores típicos do MB à medida que se aproxima dessa zona. Na ZF verifica-se um decréscimo significativo na dureza devido à migração do carbono, mas essencialmente devido à fusão do material de enchimento que resulta num detrimento das propriedades mecânicas nesta zona. Relativamente à liga de alumínio verificou-se que esta sofria um aumento de dureza da ZF o que permitiu concluir que o material de adição pertence a uma classe de ligas de alumínio diferente com dureza maior e não tratável termicamente que não se conseguiu determinar.

- Verificou-se através dos ensaios de tração, que o cordão de soldadura provoca uma diminuição da tensão de rotura dos materiais, e que existe uma acentuada diminuição da deformação à rotura, principalmente nas séries soldadas do H13, em que ocorre a ruína pouco acima da tensão de escoamento, tendo uma taxa de deformação próxima de 1%. Nas séries soldadas do AA5083-H111 verificou-se igualmente uma redução da tensão de rotura e na deformação de rotura máxima. No entanto, a redução na deformação não foi tão acentuada como nos aços uma vez que a liga de alumínio é mais dúctil que os aços tendo uma capacidade de deformação maior.

- As séries que foram soldadas de forma a simular a reparação de moldes, apresentam uma resistência à fadiga muito inferior quando comparadas ao seu material base. Isto é consequência, da introdução do entalhe e posterior preenchimento com o material de adição, da diminuição de dureza no material depositado bem como possíveis tensões residuais, que associadas à tensão média do ciclo causa uma redução da resistência à fadiga do material. Do mesmo modo, a severidade dos defeitos observados na zona fundida influencia negativamente a vida à fadiga dos materiais uma vez que, promovem a nucleação de fendas e representam potenciais locais de ruína. À exceção da bateria de ensaios P20, o parâmetro de soldadura PM2 apresenta uma resistência à fadiga superior ao parâmetro PM1 que chega a atingir uma resistência 39% superior ao PM1 na liga AA5083-H111. Pelas macrografias da superfície de fratura, é possível identificar que a razão disto é a maior taxa de defeitos planares presentes nas séries PM1 à exceção das series soldadas do aço P20 em que o caso se inverte. Relativamente à vida à fadiga dos aços, verificou-se que as séries soldadas do P20 tem melhor resistência à fadiga que o H13 para os dois parâmetros utilizados.

No decorrer do presente trabalho foi abordado algumas questões merecedoras de investigações futuras, nomeadamente:

- Avaliar o efeito das tensões residuais que possam existir no material depositado e estudar o seu efeito na tensão média do ciclo aplicado. Estudar a influência na vida à fadiga do material depois de este ser sujeito a um relaxamento de tensões.

- Estudar a utilização de parâmetros de soldadura e materiais de adição diferentes. Porém uma metodologia que se aconselha, é realizar uma bateria de provetes de teste com diferentes parâmetros de soldadura. De seguida verificar quais os parâmetros de soldadura que apresentam uma menor taxa de defeitos planares.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Alves, Sandra dos Santos. 2010. “Estudo Da Influência Do Tratamento Criogénico No Aço AISI H13.” Dissertação de Pós-Graduação interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.
- Barat, P., A. Sarkar, and Arnab Barat. 2006. “Portevin-Le Chatelier Effect: A Poisson Process.” *arXiv Preprint Cond-mat/0602313* 1–15. Retrieved (<http://arxiv.org/abs/cond-mat/0602313>).
- Borrego, L. P., J. T. B. Pires, J. M. Costa, and J. M. Ferreira. 2007. “Fatigue Behaviour of Laser Repairing Welded Joints.” *Engineering Failure Analysis* 14(8 SPEC. ISS.):1586–93.
- Borrego, L. P., J. T. B. Pires, J. M. Costa, and J. M. Ferreira. 2009. “Mould Steels Repaired by Laser Welding.” *Engineering Failure Analysis* 16(2):596–607. Retrieved (<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2008.02.010>).
- Branco, C.Moura, A.Augusto Fernandes, and Paulo M. S. Tavares de Castro. 1999. “*Fadiga de estruturas soldadas*” 2.^a edição. Fundação Calouste Gulbenkian.
- Branco, C.Moura, J. M. Ferreira, J.Domingos Costa, and A.Silva Ribeiro. 2012. *Projecto De Orgãos de Máquinas*. 3^a edição. Fundação Calouste Gulbenkian.
- Branco, R. 2013. “Fatigue Life Prediction of Notched Components Subjected to Complex Loading.” Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica na especialidade de Construção Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra.
- Cefamol. 2016. “A Indústria Portuguesa de Moldes”, p.8. Acedido a 27 de abril de 2017 (<http://www.cefamol.pt/>).
- EN 1999-1-3: 2007/A1 (2007). "Eurocode 9: Design of aluminium structures - Part 1-3: Structures susceptible to fatigue". European committee for standardiation. European Union.

- EN 1993-1-9: 2005 (2005). "Eurocode 3: Design of steel structures - Part 1-9: Fatigue". European committee for standardiation. European Union.
- Ericsson, M. and R. Sandström. 2003. "Influence of Welding Speed on the Fatigue of Friction Stir Welds, and Comparison with MIG and TIG." *International Journal of Fatigue* 25(12):1379–87.
- Firrao, D. et al. 2007. "Relation between Fatigue Crack Initiation and Propagation, Toughness and Microstructure in Large Steel Blooms for Automotive Plastic Molds." *International Journal of Fatigue* 29(9–11):1880–84.
- Infomet. 2017. "Aços-Carbono E Aços-Liga-Recapitulação Dos Efeitos Dos Elementos de Liga Nos Aços". Acedido a 27 de Agosto de 2017, em (<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=12>).
- Litron. 2015. "CO2 Lasers vs. Nd:YAG Lasers" . Acedido a 26 de Julho de 2017 em (<http://www.litron.com/wp/co2-lasers-vs-ndyag-lasers/>).
- Madyira, D. M., T. Kumbaa, and A. Kaymakcia. 2017. "Influence of Manufacturing Conditions on Fatigue Life of Welded Joints." *Procedia Manufacturing* 8(October 2016):665–72. Retrieved (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2351978917300914>).
- Marques, Paulo Villani, Paulo José Modenesi, and Alexandre Queiroz Bracarense. 2009. *Soldagem: Fundamentos E Tecnologia*. 3ª edição. Editora UMFG.
- Moreira, P. M. G. P., M. A. V. de Figueiredo, and P. M. S. T. de Castro. 2007. "Fatigue Behaviour of FSW and MIG Weldments for Two Aluminium Alloys." *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 48(2):169–77. Retrieved (<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167844207000419>).
- Northeast Laser. 2017. "Laser Welding Process". Acedido a 2 de Agosto de 2017 em (http://www.northeastlaser.com/Laser_Welding_Processes.html).
- Olsen, F. O. and L. Alting. 1995. "Pulsed Laser Materials Processing, ND-YAG versus CO2 Lasers." *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 44(1):141–45.
- Preciado, Wilson Tafur and Carlos Enrique Niño Bohorquez. 2006. "Repair Welding of Polymer Injection Molds Manufactured in AISI P20 and VP50IM Steels." *Journal of Materials Processing Technology* 179(1–3):244–50.
- Quintino, Bruno Miguel Duarte. 2012. "Aplicação Do Processo de Fricção Linear (FSP) Na Melhoria Da Resistência À Fadiga de Juntas de Topo Soldadas Por MIG Na Liga

- AA5083-H111.” Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na especialidade de Sistemas de Produção, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra.
- Selada, António. 2010. “Estudo Sobre as Tecnologias Nucleares Do Sector de Engineering and Tooling.”
- Suarez, Sir Alexci, Albert Miyer Suarez, and Wilson Tafur Preciado. 2015. “Arc Welding Procedures on Steels for Molds and Dies.” *Energy Procedia* 100(C):584–91. Retrieved (<http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2015.01.408>).
- Unitek Miyachi Corporation. 2003. “Nd : YAG Laser Welding Guide.” *Unitek Miyachi Corporation*. Retrieved (<http://www.miyachieurope.com/cmdata/documents/laser-welding-fundamentals.pdf>).
- Varvani-Farahani, A., T. Kodric, and A. Ghahramani. 2005. “A Method of Fatigue Life Prediction in Notched and Un-Notched Components.” *Journal of Materials Processing Technology* 169(1):94–102.
- Yildirim, Halid Can. 2016. “Recent Results on Fatigue Strength Improvement of High-Strength Steel Welded Joints.” *International Journal of Fatigue* 101(October):408–20. Retrieved (<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.10.026>).

ANEXO A

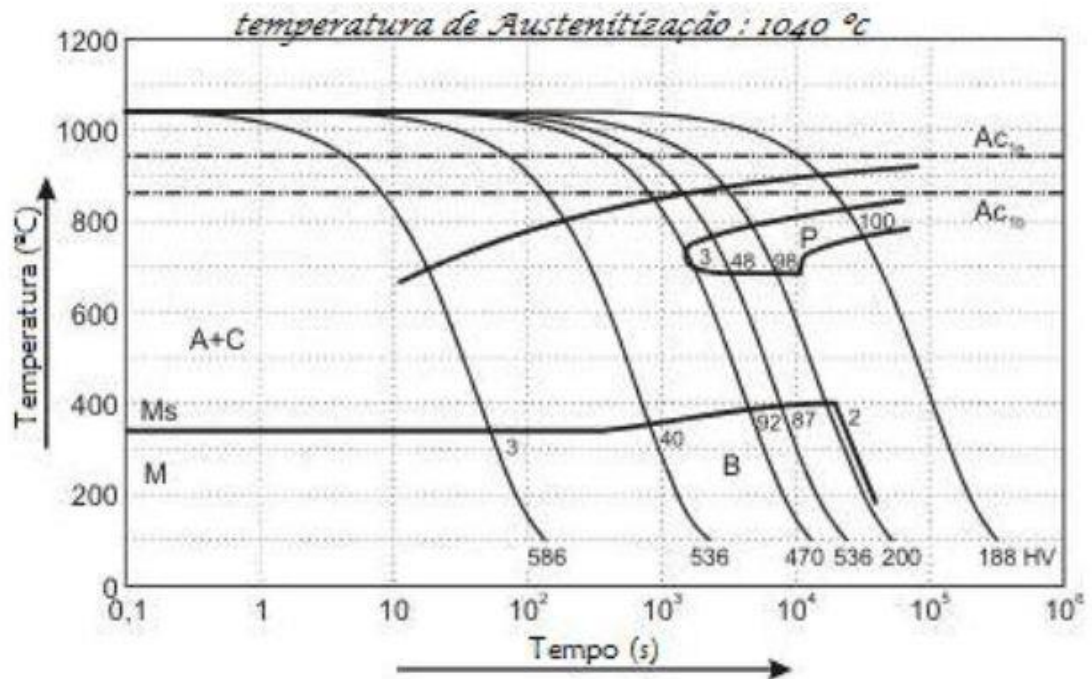


Figura A.1. Diagrama de fases para o aço H13.

ANEXO B

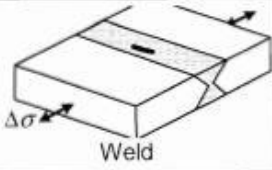
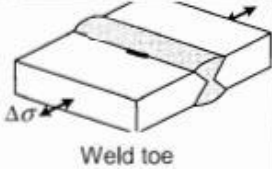

Detail type	Detail category $\Delta\sigma - m_1$ ¹⁾	Constructional detail Initiation site	Type of weld	Joint Part	Stress analysis	Execution requirements					
						Welding requirements	Quality level ³⁾		additional		
							internal	surface and geometric			
7.1.1	56-7		Full penetration, caps ground flush both sides	Flats, solids	Stress analysis	Welding requirements	B	B	6)		
7.1.2	45-7		Open shapes				C	C			
7.2.1	50-4,3		Welded from both sides, full penetration	Flats, solids			Net section	and ground flush in direction of stress	B	B	4) 6)
7.2.2	40-3,4		Open shapes						B	C	6)
7.2.3	36-3,4		Weld toe						C	C	
7.3.1	40-4,3		Welded one side only, full penetration with permanent backing	Flats, solids					Welding requirements	and ground flush in direction of stress	C
7.3.2	32-3,4		Open shapes, hollow, tubular		C	C					

Figura B.1. Categorias dos entalhes para soldaduras topo a topo (adaptado da norma BS EN 1999-1-3:2007+A1:2011).

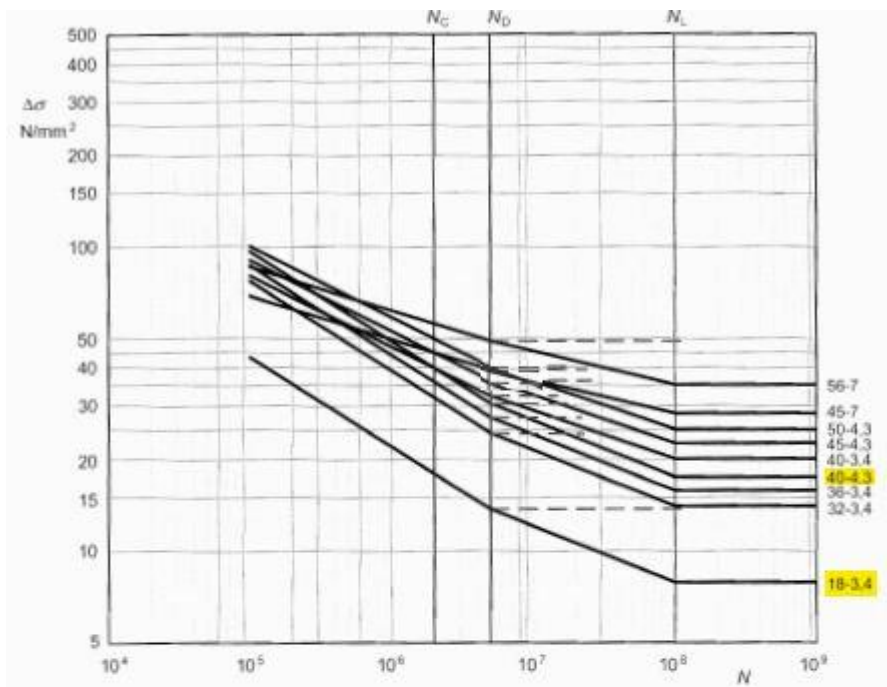


Figure J.4 — Fatigue strength curves $\Delta\sigma-N$ for butt welded joints between members – detail categories as in Table J.7

Table J.8 – Numerical values of $\Delta\sigma-N$ (N/mm²) for butt welded joints between members – detail categories as in Table J.7

Slope		Cycles N						
m_1	m_2	1E+05	1E+06	2E+06	5E+06	1E+07	1E+08	1E+09
7	9	85,9	61,8	56,0	49,1	45,5	35,2	35,2
7	9	69,0	49,7	45,0	39,5	36,6	28,3	28,3
4,3	6,3	100,4	58,7	50,0	40,4	36,2	25,1	25,1
4,3	6,3	90,3	52,9	45,0	36,4	32,6	22,6	22,6
3,4	5,4	96,5	49,0	40,0	30,6	26,9	17,5	17,5
4,3	6,3	80,3	47,0	40,0	32,3	29,0	20,1	20,1
3,4	5,4	86,9	44,1	36,0	27,5	24,2	15,8	15,8
3,4	5,4	77,2	39,2	32,0	24,4	21,5	14,0	14,0
3,4	5,4	43,4	22,1	18,0	13,7	12,1	7,9	7,9

Figura B.2. Curvas de resistência à fadiga para as juntas topo a topo representadas na figura B.1 (adaptado da norma BS EN 1999-1-3:2007+A1:2011).

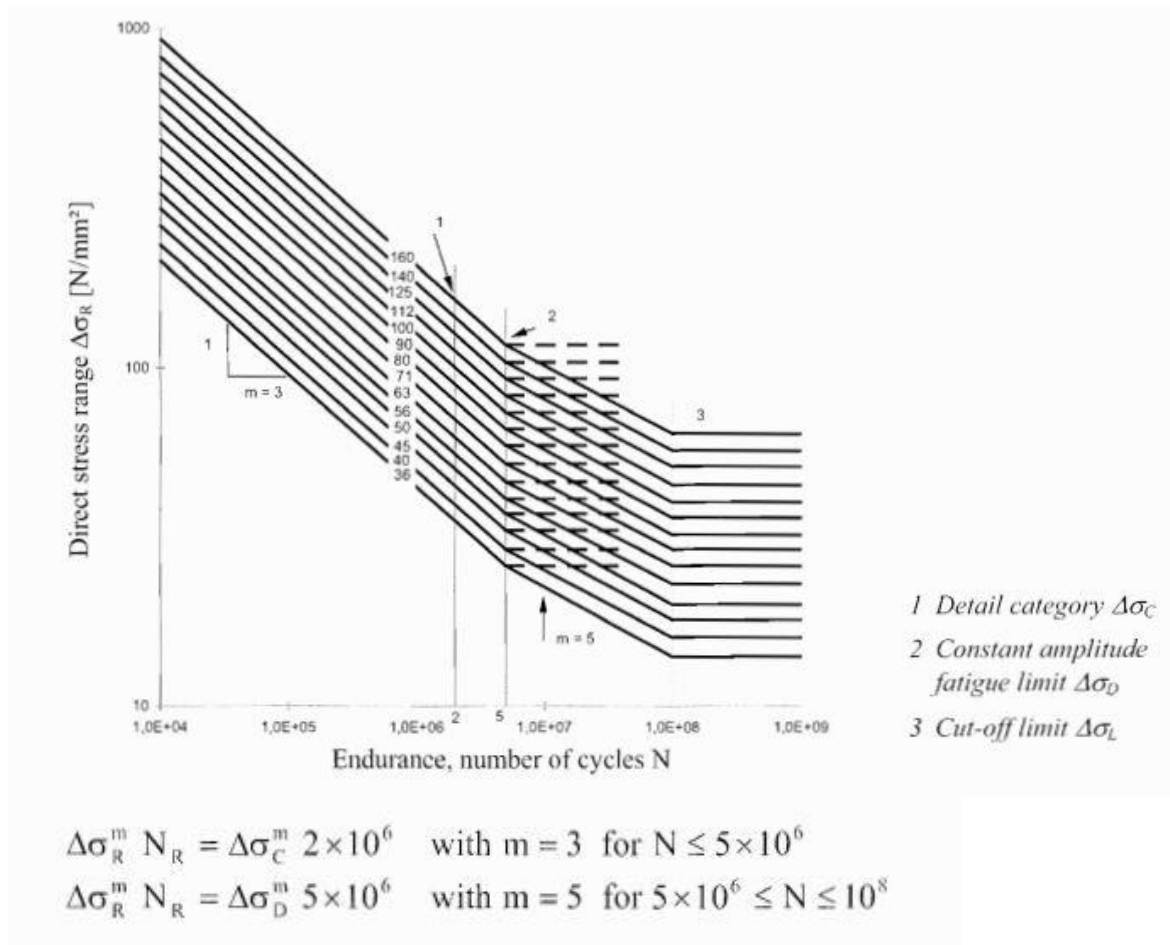
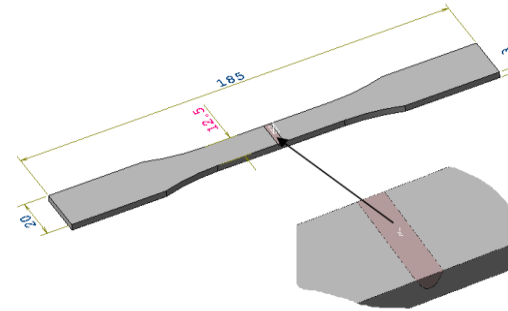
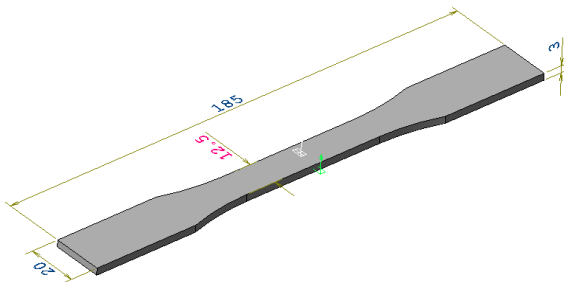


Figura B.3. Curvas de resistência à fadiga para as juntas topo a topo de aço e equações para obtenção da resistência à fadiga (adaptado da norma EN 1993-1-9 : 2005 (E)) .

APÊNDICE A

Tabela A.1. Quantidade de provetes e tratamentos realizados aos materiais utilizados.

PROVETES DE TRAÇÃO E FADIGA		Sem solda		Soldados			
		Quantidade de Provetes		Tratamentos			
Material	Sem solda	Solda 1 param	Solda 2 param	Totais parciais	Normalização	Têmpera	Revenido
AISI H13	15	15	15	45	-	46/48 HRC	560°/3 horas(2x)
AISI P20	15	15	15	45	-	N.A.	530°/3 horas(2x)
Al 5083 H111	15	15	15	45	N.A.	N.A.	N.A.



APÊNDICE B

Provete	Defeito 1	Defeito 2	Defeito 3	Propagação	Provete	Defeito 1	Defeito 2	Defeito 3	Propagação	Provete	Defeito 1	Defeito 2	Defeito 3	Propagação
Temp_2_4	0,07	0,105	0,088	1,74	Pre_1_4	0,207	0,145	0,078	1,893	AL_1_4	0,167	0,254	0,146	2,256
Temp_2_5	0,665			0,899	Pre_1_5	0,170	0,295	0,282	1,77	AL_1_5	0,217	0,161	0,562	1,870
Temp_2_6	0,192	0,275	0,106	1,922	Pre_1_6	0,137	0,306	0,089	1,759	AL_1_6	0,29	0,183	0,392	2,159
Temp_2_7	0,251	0,174	0,272	2,473	Pre_1_7	0,073	0,174	0,194	0,898	AL_1_7	0,097	0,3	0,388	2,304
Temp_2_8	0,059	0,443	0,116	2,133	Pre_1_8	0,129	0,188	0,052	2,020	AL_1_8	0,265	0,369	0,477	2,229
Temp_2_9	0,452	0,139	0,599	1,411	Pre_1_9	0,161	0,348	0,223	2,501	AL_1_9	0,289	0,135	0,444	2,543
Temp_2_10	1,152	0,605			Pre_1_10	0,143	0,136	0,122	2,611	AL_1_11	0,107	0,138	0,303	2,338
Temp_2_13	0,265	0,424	0,240	2,3	Pre_1_15	0,169	0,215	0,085	1,772	AL_1_12	0,396	0,243	0,338	1,642
										AL_1_13	0,194	0,439	0,367	1,526
Temp_1_2	0,259	0,098	0,285	1,432	Pre_2_4	0,119	0,154	0,129	1,889	AL_2_1	0,283	0,304	0,231	0,891
Temp_1_3	0,312	0,193	0,123	1,94	Pre_2_5	0,126	0,165	0,265	1,922	AL_2_2	0,075	0,454	0,225	1,782
Temp_1_4	0,170	0,138	0,170	0,127	Pre_2_6	0,172	0,072	0,87		AL_2_3	0,311	0,282	0,239	2,204
Temp_1_5	0,073	0,145	0,287	1,493	Pre_2_7	0,096	0,115	0,116	1,299	AL_2_4	0,243	0,246	0,202	2,308
Temp_1_6	0,152	0,389	0,212	2,409	Pre_2_8	0,155	0,338	0,124	2,124	AL_2_5	0,276	0,228	0,376	1,588
Temp_1_7	0,446	0,257	0,177	2,052	Pre_2_9	0,188	0,335	0,126	2,245	AL_2_6	0,358	0,287	0,292	2,061
Temp_1_9	0,427	0,88	0,388	1,728	Pre_2_10	0,237	0,228	0,092	1,826	AL_2_7	0,249	0,263	0,216	1,056
Temp_1_11	0,204	0,117			Pre_2_11	0,170	0,296	0,301	1,745	AL_2_8				
Temp_1_12	0,173	0,301	0,312	2,570	Pre_2_12	0,232	0,154	0,126	2,509	AL_2_9	0,254	0,223	0,115	1,881
Temp_1_16	0,171	0,144	0,264	0,793	Pre_2_13	0,138	0,232	0,182	2,092	AL_2_10	0,409	0,195	0,174	2,095
Temp_1_15	0,161	0,280	0,330	0,792						AL_2_11	0,263	0,192	0,186	
Temp_1_13	0,189	0,149	0,264	1,093										

Figura B.1. Valores medidos do tamanho de defeito e da zona de propagação por fadiga das séries soldadas.

APÊNDICE C

Tabela C.1. Parâmetros utilizados e resultados obtidos dos ensaios de fadiga.

σ_r

1150

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	Nº ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
TEMP_1_11	0.02	3	12.5	30.80	0.62	15.71	15.09	30.19	134	821	805	Zona soldada
TEMP_1_16	0.02	3	12.5	22.00	0.44	11.22	10.78	21.56	6693	587	575	Zona soldada
TEMP_1_13	0.02	3	12.5	13.20	0.26	6.73	6.47	12.94	96867	352	345	Zona soldada
TEMP_1_3	0.02	3	12.5	11.00	0.22	5.61	5.39	10.78	196548	293	287.5	Zona soldada
TEMP_1_2	0.02	3	12.5	11.00	0.22	5.61	5.39	10.78	295440	293	287.5	Zona soldada
TEMP_1_12	0.02	3	12.5	7.65	0.15	3.90	3.75	7.50	1765527	204	200	Zona soldada
TEMP_1_5	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	19366	429	420	Zona soldada
TEMP_1_4	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	181881	235	230	Zona soldada
TEMP_1_7	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	2361562	235	230	Não partiu
TEMP_1_9	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	228116	235	230	Zona soldada
TEMP_1_7_a	0.02	3	12.5	13.20	0.26	6.73	6.47	12.94	50882	352	345	Zona soldada
TEMP_1_6	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	2074061	235	230	Zona soldada
TEMP_1_15	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	14148	429	420	Zona soldada

σ_r **1300**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	N ^o ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
TEMP_2_4	0.02	3	12.5	13.20	0.26	6.73	6.47	12.94	116891	352	345	Zona soldada
TEMP_2_5	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	2251169	235	230	Não partiu
TEMP_2_5a	0.02	3	12.5	22.00	0.44	11.22	10.78	21.56	9317	587	575	Zona soldada
TEMP_2_6	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	110331	429	420	Zona soldada
TEMP_2_7	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	66325	429	420	Zona soldada
TEMP_2_8	0.02	3	12.5	13.20	0.26	6.73	6.47	12.94	98038	352	345	Zona soldada
TEMP_2_9	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	504950	306	300	Zona soldada
TEMP_2_10	0.02	3	12.5	22.00	0.44	11.22	10.78	21.56	4346	587	575	Zona soldada
TEMP_2_11	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	3906250	306	300	Não partiu
TEMP_2_12	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	2282000	306	300	Não partiu
TEMP_2_14	0.02	3	12.5	9.57	0.19	4.88	4.69	9.38	2504236	255	250	Não partiu
TEMP_2_13	0.02	3	12.5	12.44	0.25	6.34	6.09	12.19	240694	332	325	Zona soldada
TEMP_2_11a	0.02	3	12.5	12.44	0.25	6.34	6.09	12.19	2993703	332	325	Não partiu

σ_r **920**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	N ^o ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
Pre_1_4	0.02	3	12.5	14.73	0.29	7.51	7.22	14.44	131948	393	385	Zona soldada
Pre_1_5	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	66993	306	300	Zona soldada
Pre_1_6	0.02	3	12.5	14.73	0.29	7.51	7.22	14.44	58057	393	385	Zona soldada
Pre_1_7	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	306726	306	300	Zona soldada
Pre_1_8	0.02	3	12.5	8.80	0.18	4.49	4.31	8.63	2358982	235	230	Não partiu
Pre_1_8a	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	15527	429	420	Zona soldada
Pre_1_15	0.02	3	12.5	16.07	0.32	8.20	7.88	15.75	31704	429	420	Zona soldada

APÊNDICE C

Pre_1_09	0.02	3	12.5	10.71	0.21	5.46	5.25	10.50	2831603	286	280	Zona soldada
Pre_1_10	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	1700270	306	300	Zona soldada

σ_r **862**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	N ^o ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
Pre_2_4	0.02	3	12.5	14.92	0.30	7.61	7.31	14.63	43477	398	390	Zona Soldada (25hz)
Pre_2_13	0.02	3	12.5	14.92	0.30	7.61	7.31	14.63	33209	398	390	Zona Soldada (25hz)
Pre_2_9	0.02	3	12.5	13.39	0.27	6.83	6.56	13.13	34513	357	350	Zona Soldada
Pre_2_5	0.02	3	12.5	13.39	0.27	6.83	6.56	13.13	961228	357	350	Zona Soldada
Pre_2_6	0.02	3	12.5	13.39	0.27	6.83	6.56	13.13	185363	357	350	Zona Soldada
Pre_2_7	0.02	3	12.5	14.16	0.28	7.22	6.94	13.88	41522	378	370	Zona Soldada (25hz)
Pre_2_11	0.02	3	12.5	14.16	0.28	7.22	6.94	13.88	66598	378	370	Zona Soldada (25hz)
Pre_2_8	0.02	3	12.5	12.63	0.25	6.44	6.19	12.38	161788	337	330	Zona Soldada
Pre_2_10	0.02	3	12.5	12.63	0.25	6.44	6.19	12.38	268171	337	330	Zona Soldada
Pre_2_12	0.02	3	12.5	11.48	0.23	5.85	5.63	11.25	112460	306	300	Zona Soldada

σ_r **230**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	N ^o ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
AL_1_4	0.02	3	12.5	5.36	0.11	2.73	2.63	5.25	7679	143	140	Zona Soldada
AL_1_5	0.02	3	12.5	4.59	0.09	2.34	2.25	4.50	26394	122	120	Zona Soldada
AL_1_7	0.02	3	12.5	3.83	0.08	1.95	1.88	3.75	6517	102	100	Zona Soldada
AL_1_6	0.02	3	12.5	3.83	0.08	1.95	1.88	3.75	17315	102	100	Zona Soldada
AL_1_13	0.02	3	12.5	3.83	0.08	1.95	1.88	3.75	25536	102	100	Zona Soldada

AL_1_8	0.02	3	12.5	3.06	0.06	1.56	1.50	3.00	26461	82	80	Zona Soldada
AL_1_9	0.02	3	12.5	1.91	0.04	0.98	0.94	1.88	998331	51	50	Zona Soldada
AL_1_12	0.02	3	12.5	3.06	0.06	1.56	1.50	3.00	52445	82	80	Zona Soldada
AL_1_11	0.02	3	12.5	2.49	0.05	1.27	1.22	2.44	184894	66	65	Zona Soldada
AL_1_14	0.02	3	12.5	1.91	0.04	0.98	0.94	1.88	3059756	51	50	Não partiu

σ_r **220**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	Nº ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
AL_2_1	0.02	3	12.5	5.36	0.11	2.73	2.63	5.25	4228	143	140	Zona Soldada
AL_2_7	0.02	3	12.5	4.59	0.09	2.34	2.25	4.50	66843	122	120	Zona Soldada
AL_2_5	0.02	3	12.5	3.83	0.08	1.95	1.88	3.75	72426	102	100	Zona Soldada
AL_2_2	0.02	3	12.5	3.06	0.06	1.56	1.50	3.00	122464	82	80	Zona Soldada
AL_2_11	0.02	3	12.5	2.30	0.05	1.17	1.13	2.25	4832305	61	60	Não partiu
AL_2_6	0.02	3	12.5	3.83	0.08	1.95	1.88	3.75	85961	102	100	Zona Soldada
AL_2_8	0.02	3	12.5	3.06	0.06	1.56	1.50	3.00	450000	82	80
AL_2_11a	0.02	3	12.5	5.36	0.11	2.73	2.63	5.25	19995	143	140	Zona Soldada
AL_2_9	0.02	3	12.5	4.59	0.09	2.34	2.25	4.50	15867	122	120	Zona Soldada
AL_2_10	0.02	3	12.5	3.06	0.06	1.56	1.50	3.00	133516	82	80	Zona Soldada
AL_2_4	0.02	3	12.5	2.68	0.05	1.37	1.31	2.63	402084	71	70	Zona Soldada
AL_2_3	0.02	3	12.5	2.49	0.05	1.27	1.22	2.44	378399	66	65	Zona Soldada
AL_2_8a	0.02	3	12.5	2.49	0.05	1.27	1.22	2.44	312929	66	65	Zona Soldada

Ensaio de referência

σ_r 1537

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	Nº ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
TEMP_0_4	0.02	3	12.5	41.14	0.82	20.98	20.16	40.31	45048	1097	1075	Pmax= 40.88 kN Pmax= 39,91 kN
TEMP_0_5	0.02	3	12.5	40.18	0.80	20.49	19.69	39.38	29988	1071	1050	
TEMP_0_6	0.02	3	12.5	41.14	0.82	20.98	20.16	40.31	36740	1097	1075	
TEMP_0_7	0.02	3	12.5	40.18	0.80	20.49	19.69	39.38	85997	1071	1050	
TEMP_0_8	0.02	3	12.5	40.18	0.80	20.49	19.69	39.38	40839	1071	1050	
TEMP_0_9	0.02	3	12.5	38.27	0.77	19.52	18.75	37.50	37048	1020	1000	
TEMP_0_10	0.02	3	12.5	38.27	0.77	19.52	18.75	37.50	31873	1020	1000	
TEMP_0_11	0.02	3	12.5	37.50	0.75	19.13	18.38	36.75	334444	1000	980	
TEMP_0_12	0.02	3	12.5	36.35	0.73	18.54	17.81	35.63	62633	969	950	
TEMP_0_13	0.02	3	12.5	36.35	0.73	18.54	17.81	35.63	48683	969	950	
TEMP_0_14	0.02	3	12.5	34.44	0.69	17.56	16.88	33.75	71963	918	900	
TEMP_0_22	0.02	3	12.5	34.44	0.69	17.56	16.88	33.75	90928	918	900	
TEMP_0_24	0.02	3	12.5	30.61	0.61	15.61	15.00	30.00	2278328	816	800	
TEMP_0_19	0.02	3	12.5	30.61	0.61	15.61	15.00	30.00	116004	816	800	
TEMP_0_20	0.02	3	12.5	34.44	0.69	17.56	16.88	33.75	1167427	918	900	
REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	Nº ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
PRE_0_4	0.02	3	12.5	26.40	0.53	13.47	12.94	25.88	278444	704	690	Não partiu
PRE_0_5	0.02	3	12.5	26.40	0.53	13.47	12.94	25.88	1502905	704	690	
PRE_0_6	0.02	3	12.5	27.55	0.55	14.05	13.50	27.00	130675	735	720	
PRE_0_7	0.02	3	12.5	24.87	0.50	12.68	12.19	24.38	753973	663	650	
PRE_0_14	0.02	3	12.5	28.70	0.57	14.64	14.06	28.13	209786	765	750	
PRE_0_5a	0.02	3	12.5	30.61	0.61	15.61	15.00	30.00	68908	816	800	
PRE_0_9	0.02	3	12.5	22.96	0.46	11.71	11.25	22.50	1887543	612	600	
PRE_0_10	0.02	3	12.5	28.70	0.57	14.64	14.06	28.13	237855	765	750	
PRE_0_11	0.02	3	12.5	24.87	0.50	12.68	12.19	24.38	1672285	663	650	

σ_r **310**

REF ^a PROVETE	R	B (mm)	W (mm)	Pmax [kN]	Pmin [kN]	Pm [kN]	Pa [kN]	ΔP [kN]	N ^o ciclos	σ_{max} [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	
AL_0_5	0.02	3	12.5	8.42	0.17	4.29	4.13	8.25	58513	224	220	
AL_0_13	0.02	3	12.5	8.42	0.17	4.29	4.13	8.25	95049	224	220	
AL_0_4	0.02	3	12.5	7.65	0.15	3.90	3.75	7.50	71185	204	200	
AL_0_11	0.02	3	12.5	7.65	0.15	3.90	3.75	7.50	174086	204	200	
AL_0_9	0.02	3	12.5	6.89	0.14	3.51	3.38	6.75	275969	184	180	
AL_0_8	0.02	3	12.5	6.89	0.14	3.51	3.38	6.75	167534	184	180	
AL_0_12	0.02	3	12.5	6.12	0.12	3.12	3.00	6.00	3152818	163	160	Não partiu
AL_0_7	0.02	3	12.5	6.51	0.13	3.32	3.19	6.38	356302	173	170	
AL_0_8	0.02	3	12.5	6.31	0.13	3.22	3.09	6.19	690980	168	165	
AL_0_10	0.02	3	12.5	6.12	0.12	3.12	3.00	6.00	2512564	163	160	Não partiu
AL_0_14	0.02	3	12.5	6.22	0.12	3.17	3.05	6.09		166	162.5	