

Ricardo Domingos Henriques da Silva

Comportamento à fadiga de amplitude variável em juntas soldadas MIG pós processadas por fricção linear (FSP) na liga de alumínio 5083-H111

Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica
na Especialidade de Produção e Projeto

Setembro/2014



UNIVERSIDADE DE COIMBRA



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Comportamento à fadiga de amplitude variável em juntas soldadas MIG pós processadas por fricção linear (FSP) na liga de alumínio 5083- H111

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

Autor

Ricardo Domingos Henriques da Silva

Orientadores

Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa

Professor Doutor José António Martins Ferreira

Júri

Presidente Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro
Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

Vogais Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego
Professor Coordenador do Instituto Superior de Engenharia de
Coimbra

Orientador Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa
Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

Coimbra, Setembro de 2014

É fazendo que se aprende a fazer aquilo que se deve aprender a fazer.

Aristóteles.

Aos meus pais e irmã.

Agradecimentos

Uma dissertação de mestrado é um percurso maioritariamente solitário, de muitas horas de esforço, dedicação e sentimentos contraditórios. Contudo, esse processo é sempre facilitado devido ao contributo das pessoas envolvidas na nossa vida e por isso deixo aqui o meu agradecimento.

Ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, deixo um agradecimento especial pela sua orientação durante a dissertação, por toda a dedicação, disponibilidade, paciência e tempo disponibilizado nos conhecimentos transmitidos.

Ao Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro pela ajuda dada nos trabalhos laboratoriais e esclarecimento de dúvidas nos mesmos.

Ao Professor Doutor José António Martins Ferreira agradeço a oportunidade de poder integrar neste trabalho.

Ao amigo Mestre Joel da Silva pelo companheirismo, pelas várias horas passadas ao meu lado na elaboração desta dissertação, sendo determinante para a sua conclusão.

Ao Sr. Fernando pela ajuda prestada nos trabalhos práticos.

Com este pequeno parágrafo quero agradecer a todos os meus amigos e colegas pelo apoio dado.

À minha família quero agradecer pelo apoio dado, pelos valores e ensinamentos que me transmitiram desde sempre e, que fizeram de mim o que sou, um muito obrigado.

Por último, gostaria de deixar um agradecimento especial à Ana pelo carinho diário, pelas palavras de incentivo e transmissão de confiança e força, em todos os momentos. Por tudo, a minha enorme gratidão.

Resumo

Como resultado da constante evolução dos processos tecnológicos de ligação estão e de modo a responder a um desenvolvimento sustentável surgiu a soldadura *Friction Stir Welding* (FSW). Este processo tecnológico de ligação consiste na ligação de materiais no estado sólido através do calor gerado pela pressão axial e rotação de uma ferramenta. O FSW tem sido utilizado com elevado sucesso na união de chapas de alumínio, garantindo juntas soldadas de alta integridade e baixa deformação sem alterar a composição química do material, que se mantém similar à do material base.

No âmbito das técnicas de melhoria da microestrutura e das propriedades mecânicas na superfície dos materiais surgiu recentemente o *Friction Stir Processing* (FSP), usando os mesmos princípios do FSW.

Neste trabalho pretende-se estudar a possível melhoria na resistência à fadiga de amplitude de carga variável em juntas de canto soldadas por MIG, e pós-processadas por FSP na liga AA5083-H111. Para estudar as alterações provocadas, foram realizadas análises morfológicas, perfis de dureza, ensaios de tração e de fadiga a amplitude variável para fatores de espectro de $v=2$ e $v=5$ e razões de tensão de $R=0$ e $R=-1$. De modo a completar esta análise analisaram-se as superfícies de fratura dos provetes através de microscopia ótica.

Os ensaios realizados permitiram concluir que de facto o pós-processamento por FSP melhora a resistência à fadiga da soldadura pós-processada quando comparada com soldadura MIG, alterando a sua microestrutura, a geometria do pé da soldadura e o seu perfil de durezas. Para uma vida de 1 milhão de ciclos, o aumento na resistência para $R=0$ foi 33,9% e de 34,6% para $v=2$ e $v=5$, respetivamente, enquanto para $R=-1$ foi de 51,3% e 54,2% para $v=2$ e $v=5$, respetivamente.

Palavras-chave: Processamento por fricção linear, Soldadura MIG, Alumínio 5083-H111, Resistência à fadiga

Abstract

As a result of the constant evolution of technological bonding processes and to respond to a sustainable development welding Friction Stir Welding (FSW) has emerged. This technological bonding process consists of binding material in the solid state by heat and pressure generated by rotation of a tool. The FSW is used with great success in joining aluminum sheets, ensuring weld joints of high integrity and low deformation without changing the chemical composition of the material, which is similar to the base material.

In the context of techniques for improving the microstructure and mechanical properties of materials on the surface of the newly emerged Friction Stir Processing (FSP), using the same principles as the FSW.

This paper aims to study the possible improvement of fatigue resistance in variable amplitude loading, of MIG welded T joints in AA5083-H111 aluminium alloy, post-processed by FSP. To study the effects of friction stir processing were performed morphological analysis, hardness profiles, tensile and variable amplitude fatigue tests for two values of the spectra factor of 2 and 5, and two values of the stress ratio $R=0$ and $R=-1$. In order to complete this study the fracture surface of the specimens were observed by optical microscopy.

The post-processing by FSP improves the fatigue resistance of MIG welded specimens, changing its microstructure, the geometry of the weld toe and the hardness. For a life cycle of 1 million, the increase in resistance for $R = 0$ was 33.9% and 34.6% for $v = 2$ and $v = 5$, respectively, while for $R = -1$ was 51.3% and 54.2% for $v = 2$ and $v = 5$, respectively.

Keywords Friction stir processing, MIG welding, Aluminium 5083-H111, Fatigue resistance

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xiii
Simbologia e Siglas	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xvi
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos da dissertação	2
2. Revisão bibliográfica.....	3
2.1. Ligas de Alumínio e Propriedades.....	3
2.1.1. Série 5XXX	4
2.1.2. Aplicações da Liga de AA5083-H111	5
2.2. Soldadura do Alumínio	5
2.3. Soldadura MIG	6
2.3.1. Vantagens da soldadura MIG	8
2.4. Defeitos de soldadura.....	8
2.4.1. Falta de penetração	8
2.4.2. Falta de fusão.....	9
2.4.3. Porosidade	9
2.4.4. Fissuração	10
2.5. Pós-Processamento por Fricção Linear (FSP)	10
2.5.1. Descrição do processo	11
2.5.2. Vantagens e desvantagens do processo de FSP.....	11
2.5.3. Zona processada	12
2.6. Fadiga.....	14
2.6.1. Fadiga de amplitude variável.....	16
2.6.2. Influência de defeitos nas juntas soldadas na vida à fadiga	18
2.6.3. Fator de concentração de tensões	18
2.7. Lei de Miner.....	19
2.7.1. Cálculo da tensão equivalente	21
3. Equipamentos e procedimentos experimentais.....	23
3.1. Preparação das placas a soldar	23
3.2. Soldadura MIG das placas	24
3.3. Pós-processamento por fricção linear	25
3.4. Preparação dos provetes.....	26
3.5. Ensaio de tração	28
3.6. Ensaio de fadiga	28
3.7. Análise do tamanho de grão.....	29
3.8. Determinação de durezas	29
4. Discussão de resultados	31

4.1.1.	Otimização do processo de FSP	31
4.2.	Análise morfológica	32
4.2.1.	Microestrutura das séries MIG	32
4.2.2.	Microestrutura das séries pós-processadas por fricção linear	33
4.3.	Análise de Microdureza	35
4.3.1.	Microdureza da série MIG	35
4.3.2.	Microdureza da série MIG com pós processamento	36
4.3.3.	Comparação entre durezas MIG com MIG pós-processado	38
4.4.	Ensaio tração	39
4.4.1.	Deformação em provetes MIG e MIG+FSP	40
4.5.	Ensaio de fadiga	41
4.5.1.	Comparação das séries FSP de amplitude variável e constante	47
4.6.	Superfícies de fratura	48
5.	Conclusão	51
5.1.	Trabalhos Futuros	51
	Referências bibliográficas	53
	ANEXO A	A1

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Processo de soldadura <i>Metal Inert Gas</i> (MIG) [5] .	7
Figura 2.2. Falta de penetração na liga AA6082-T6 [8].	8
Figura 2.3. Falta de fusão [4]	9
Figura 2.4. Excesso de porosidade [4].	9
Figura 2.5. Fissuração [4].	10
Figura 2.6. Princípio geral de funcionamento da FSW [11].	11
Figura 2.7. Representação da zona pós processada. A) Material Base; B) Zona Termicamente Afetada, C) Zona Termomecanicamente Afetada; D) <i>Nugget</i> [1].	12
Figura 2.8. Macrografia do <i>Nugget</i> da liga AA5083-H111 [13].	13
Figura 2.9. <i>Nugget</i> e Zona Termomecanicamente Afetada [13].	13
Figura 2.10. Representação esquemática da superfície de rotura por fadiga (adaptado de [14]).	15
Figura 2.11. Parâmetros de fadiga [3].	15
Figura 2.12. Espectros de tensão associados a diferentes valores de v [16].	17
Figura 2.13. Representação das variáveis para o cálculo de K_t [20].	19
Figura 2.14. a) Espectro de tensões; b) Curva de frequência [3].	20
Figura 3.1. Esquema ilustrativo da preparação de junta.	23
Figura 3.2. Soldadura MIG, carro de soldar e suporte das placas.	24
Figura 3.3. Sistema de fixação da placa na mesa.	25
Figura 3.4. Pino de pós-processamento.	26
Figura 3.5. Provetes para ensaios de tração e de fadiga. Atrás o provete MIG e à frente o provete MIG processado	27
Figura 3.6. Geometria dos provetes usados durante o trabalho. a) após extração da placa, b) provete para durezas e micrografias e c) provete “osso de cão” [8].	27
Figura 3.7. Máquina de ensaio de fadiga e sistema de controlo de dados.	29
Figura 3.8. Máquina de dureza e esquema ilustrativo das indentações feitas no material durante o ensaio de fadiga.	30
Figura 4.1. Variáveis de cálculo da distância da ferramenta à peça.	31
Figura 4.2. Análise morfológica e microestrutura de soldadura MIG [23].	33
Figura 4.3. Análise morfológica da série MIG+FSP	34
Figura 4.4. Perfil de dureza da série MIG [23].	36

Figura 4.5. Perfil de dureza da série MIG com pós processamento ao longo da superfície do provete.....	37
Figura 4.6. Perfil de dureza da série MIG e da série MIG com pós processamento.....	38
Figura 4.7 Curvas tensão-deformação das séries MIG e MIG+FSP.....	40
Figura 4.8 Esquema representativo das deformações dos provetes MIG e MIG+FSP a deformação à carga máxima.....	41
Figura 4.9. Vida à fadiga de amplitude constante e amplitude variável para R=0 nas séries MIG.....	42
Figura 4.10. Vida à fadiga de amplitude constante e amplitude variável para R=-1 nas séries MIG.....	43
Figura 4.11. Vida à fadiga em amplitude variável da série MIG para R=0 e R=-1 com v igual a 2 e 5.....	43
Figura 4.12. Vida à fadiga em amplitude variável da série MIG e MIG+FSP para R=0....	45
Figura 4.13. Vida á fadiga em amplitude variável da série MIG e MIG+FSP para R=-1..	46
Figura 4.14. Vida á fadiga em amplitude variável e constante da série MIG+FSP.....	47
Figura 4.15. Zona de fratura do provete; a) Provette MIG, b) provete MIG+FSP.....	48
Figura 4.16. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=100\text{MPa}$	50
Figura 4.17. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=171\text{MPa}$	50
Figura 4.18. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=135\text{MPa}$	50
Figura 4.19 Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=171\text{MPa}$	50
Figura 4.20. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=217\text{MPa}$	50
Figura 4.21. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=240\text{Mpa}$	50
Figura 4.22. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=247\text{Mpa}$	50
Figura 4.23. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=261\text{MPa}$	50

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Séries de ligas de alumínio [2].....	4
Tabela 2.2. Composição química da liga AA5083-H111 [2].....	4
Tabela 2.3. Propriedades mecânicas e físicas nominais da liga AA5083-H111 [2].....	5
Tabela 4.1 Resultados da σ_{\max} (Mpa)	39
Tabela 4.2. Superfícies de fratura para cada parâmetro analisado.	50

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

$\Delta\sigma$ – Gama de tensões

ΔP – Gama de forças aplicada

θ – Ângulo tangente ao cordão da soldadura

ρ – Raio de concordância

σ_{f0} – Tensão limite de fadiga

$\sigma_{máx}$ – Tensão máxima

$\sigma_{mín}$ – Tensão mínima

σ_m – Tensão média

σ_{eq} – Tensão equivalente

σ_n – Tensão nominal

a – Constante de material

ac – Amplitude constante

av – Amplitude variável

B – Espessura do provete na junta soldada

d – Interferência

k_f – Fator de concentração de tensões dinâmico (ou de fadiga)

k_t – Fator de concentração de tensões teórico

m – Declive da curva S-N

P_a – Carga alternada

P_m – Carga média

$P_{máx}$ – Carga máxima

$P_{mín}$ – Carga mínima

R – Razão de tensões

s – Distância entre os pés da soldadura

t – Espessura da chapa

W – Largura do provete

v – Severidade de espectro

Siglas

AA – Aluminium Alloy

CNC – Computer Numerical Control

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FSP – Friction Stir Processing

FSW – Friction Stir Welding

MB – Material Base

MIG – Metal Inert Gas

MIG+FSP – Soldadura MIG pós processada por FSP

NG – Nugget

TIG – Tungsten Inert Gas

TWI – The Welding Institute

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

A soldadura é um processo que visa a união de materiais idênticos ou não, de forma permanente, sendo utilizada em diversos meios como a indústria automóvel, aeronáutica, metalomecânica, entre outras. Devido ao facto de a soldadura ser de grande importância nestas indústrias, esta tende a ser o mais otimizada possível, garantido deste modo a continuidade das propriedades iniciais do material base.

A exaustiva utilização dos processos de soldadura por fusão conduziu a inúmeros estudos, os quais permitiram perceber que a estrutura e propriedades do material base são sempre afetados por este processo, devido à utilização de uma fonte de calor que altera as microestruturas do material, originando vários tipos de defeitos que podem comprometer o desempenho de uma peça em funções futuras. Como resposta, Wayne Thomas do *The Welding Institute* (TWI), inventou e patenteou em 1991 uma técnica completamente diferente de soldadura denominada *Friction stir Welding* (FSW).

Esta técnica consiste num processo de ligação no estado sólido, envolvendo uma ferramenta não consumível, de materiais metálicos, poliméricos e compósitos, e desenvolvido com o objetivo de superar os problemas relacionados com as tradicionais técnicas de soldadura por fusão.

Neste processo é utilizada uma ferramenta rotativa, composta por uma base (*shoulder*) e um pino, que ao deslocar-se ao longo da linha de soldadura gera calor por fricção. A energia calorífica resultante da fricção facilita a deformação plástica do material e através da ferramenta rotativa promove-se um fluxo de material deslocado da frente para trás do pino, originando a soldadura no estado sólido.

Mishra et al [1], em 2007, no seguimento da FSW, desenvolveram a técnica de *Friction Stir Processing* (FSP), que utiliza este processo para a melhoria da resistência dos materiais.

Neste contexto surge o tema desta Dissertação de Mestrado que tem como objetivo o estudo de possíveis melhorias na resistência à fadiga de juntas de canto pré-soldadas por MIG e posteriormente pós-processadas por FSP.

1.1. Objetivos da dissertação

O trabalho desta dissertação será dividido em duas partes, onde numa primeira fase serão soldadas placas de alumínio AA5083-H111 recorrendo ao processo de soldadura MIG, previamente preparadas com juntas de canto. Na segunda parte, as soldaduras serão processadas por FSP em ambos os pés da soldadura.

Como objetivos desta dissertação pretende-se efetuar os seguintes estudos:

- Avaliação da melhoria do raio de curvatura do pé do cordão, redução de porosidade, refinamento da microestrutura e melhoria do acabamento superficial resultante do pós-processamento;
- Análise da influência do pós-processamento por fricção linear, aplicado a juntas de canto obtidas por soldadura MIG, relativamente à resistência à tração;
- Análise da influência do pós-processamento por fricção linear, aplicado a juntas de canto obtidas por soldadura MIG, relativamente à resistência à fadiga de amplitude variável, usando como parâmetros de estudo a razão de tensões e a severidade do espectro de carregamento de amplitude variável;
- Obtenção e comparação dos perfis de dureza em juntas de canto MIG e em juntas de canto sujeitas ao pós-processamento por fricção linear;
- Comparação com resultados de fadiga de amplitude de carga constante obtidos em estudos anteriores;
- Comparação com os resultados obtidos por outras técnicas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A resistência à fadiga em amplitude variável, a resistência à tração, dureza e a microestrutura serão os principais temas discutidos nesta dissertação. Neste capítulo será apresentada uma breve revisão sobre as ligas de alumínio e suas propriedades, particularmente a série 5XXX, assim como sobre a soldadura MIG e o FSP.

2.1. Ligas de Alumínio e Propriedades

O alumínio não ligado é um metal macio, de baixo peso, normalmente prateado e fosco, sendo o elemento metálico mais abundante à face da terra. Devido à sua grande afinidade com o oxigénio é difícil encontrá-lo no seu estado elementar, estando presente combinado como óxidos ou silicatos.

Por muito tempo, este metal era considerado precioso visto ser muito difícil o método de separação do alumínio da rocha. Após a evolução do processo de separação, particularmente na redução de custos do processo, este metal passou a ser um dos mais utilizados na indústria na forma de ligas.

Como o alumínio não ligado apresenta propriedades mecânicas muito reduzidas, adicionam-se elementos de liga em solução sólida ou formando precipitados que originam composições de ligas industriais mais complexas e com melhores propriedades. As ligas de alumínio podem ser classificadas como ligas processadas mecanicamente e ligas de fundição, de acordo com a natureza de adição principal ou pelos tratamentos térmicos a que são sujeitas. Os principais elementos de adição são o cobre (Cu), o silício (Si), o manganês (Mn), o magnésio (Mg) e o zinco (Zn). As propriedades da liga variam em função da concentração e do tipo de elementos adicionados.

Na Tabela 2.1 estão referenciadas as séries de ligas de alumínio possíveis de formar, na qual são indicados os elementos presentes na sua composição.

Tabela 2.1. Séries de ligas de alumínio [2].

Série	Composição	Tratável termicamente
1xxx	Al > 99,00%	Não
2xxx	Al+Cu	Sim
3xxx	Al+Mn	Não
4xxx	Al+Si	Não
5xxx	Al+Mg	Não
6xxx	Al+Mg+Si	Sim
7xxx	Al+Zn+Mg	Sim
8xxx	Al + outros elementos	Normalmente sim

2.1.1. Série 5XXX

A série 5XXX é a utilizada nesta dissertação, mais propriamente a liga AA5083-H111 que se caracteriza por ter como principal elemento de liga o magnésio (Mg), sendo uma liga não tratável termicamente, ou seja, o seu mecanismo de endurecimento é a deformação plástica.

A liga AA5083 foi submetida a ligeiro encruamento para atingir o estado H111, através de deformação plástica a frio. As principais propriedades destas ligas são uma boa aptidão à deformação a quente, um bom comportamento a baixas temperaturas, uma alta facilidade de soldadura, bem como uma elevada resistência à corrosão e apresentam bons estados de superfície por oxidação anódica [3].

A composição química da liga AA5083-H111 encontra-se representada na Tabela 2.2.

Tabela 2.2. Composição química da liga AA5083-H111 [2].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
%Mínima Presente	-	-	-	0,40	4,00	0,05	-	-	-
%Máxima Presente	0,40	0,40	0,10	1,00	4,90	0,25	0,25	0,15	Restante

Na Tabela 2.3 estão representadas as propriedades mecânicas e físicas nominais da liga AA5083-H111.

Tabela 2.3. Propriedades mecânicas e físicas nominais da liga AA5083-H111 [2].

Tensão Limite de Elasticidade a 0,2% (MPa)	145
Tensão Limite de Ruptura (MPa)	300
Tensão Limite de Corte (MPa)	175
Alongamento (%)	23
Dureza <i>Vickers</i> (HV)	75
Densidade (kg/m ³)	2650
Temperatura de fusão (°C)	570
Módulo de Elasticidade (GPa)	72
Resistência Elétrica (Ω.m)	0,058×10 ⁻⁶
Condutividade Térmica (W/m.K)	121

2.1.2. Aplicações da Liga de AA5083-H111

A liga 5083-H111 é frequentemente encontrada em diversas aplicações devido ao seu desempenho excepcional em ambientes extremos, por ser altamente resistente à corrosão e a ambientes químicos industriais. As suas aplicações são maioritariamente [2]:

- Construção naval;
- Vagões de comboios;
- Plataformas petrolíferas;
- Reservatórios de produtos químicos e pressurizados;
- Construção automóvel.

2.2. Soldadura do Alumínio

A utilização de soldadura em alumínio é um processo relativamente comum na indústria visto ser rápido, fácil e de custo relativamente baixo.

Os métodos utilizados para soldar as ligas de alumínio incluem desde soldaduras de arco elétrico com proteção gasosa, como a soldadura MIG (*Metal Inert Gas*) e TIG (*Tungsten Inert Gas*), a soldadura por resistência elétrica, a soldadura por feixe de elétrons, a soldadura por fricção linear, entre outros.

As propriedades do alumínio que mais afetam a sua soldadura são as características oxidantes, a solubilidade do hidrogénio na zona de fusão e as propriedades térmicas, elétricas e não magnéticas. Para melhor compreender o processo de soldadura do alumínio devem ser analisadas e compreendidas estas características.

O alumínio tem uma forte afinidade química com o oxigénio o que faz com que este se oxide rapidamente, quando em contacto com o ar, formando alumina (Al_2O_3). A alumina tem um ponto de fusão de 2050 °C, três vezes superior ao do alumínio, e por isso deve ser removida a fina camada de alumina para se poder processar fusão.

O hidrogénio também pode causar problemas na soldadura devido à sua dissolução muito rápida no alumínio no estado fundido. A elevada temperatura que existe no processo de soldadura faz com que seja absorvida uma grande quantidade de hidrogénio e durante o arrefecimento a solubilidade do hidrogénio no alumínio é reduzida, de modo a que o hidrogénio fica retido na zona fundida dando origem a porosidade.

A boa condutibilidade térmica do alumínio faz com que a temperatura da soldadura se disperse rapidamente da zona soldada, provocando grandes gradientes térmicos que irão gerar variações de fusão e de penetração do material. Devido à boa condutibilidade térmica e ao seu elevado calor específico é necessário fornecer quantidades de calor superiores ao da temperatura de fusão de ligas ferrosas. As ligas de alumínio têm uma condutibilidade 6 vezes superior à das ligas ferrosas.

O coeficiente de dilatação térmica do alumínio tende a ser o dobro do aço o que faz com que a contração do alumínio durante a solidificação da soldadura seja cerca de 6%, obrigando a que seja necessária a fixação das peças a soldar de modo a evitar ao máximo os empenos e desalinhamentos.

2.3. Soldadura MIG

Na soldadura por arco elétrico com gás de proteção, também conhecida como soldadura MIG/MAG (MIG – *Metal inert Gas* e MAG – *Metal Active Gas*), é estabelecido um arco elétrico entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão, como se pode observar na Figura 2.1. Além disso, o arco de soldadura é protegido da atmosfera pelo fluxo de gás inerte ou ativo. O gás inerte utilizado pode ser argon (Ar), hélio (He) ou uma mistura de ambos [4].

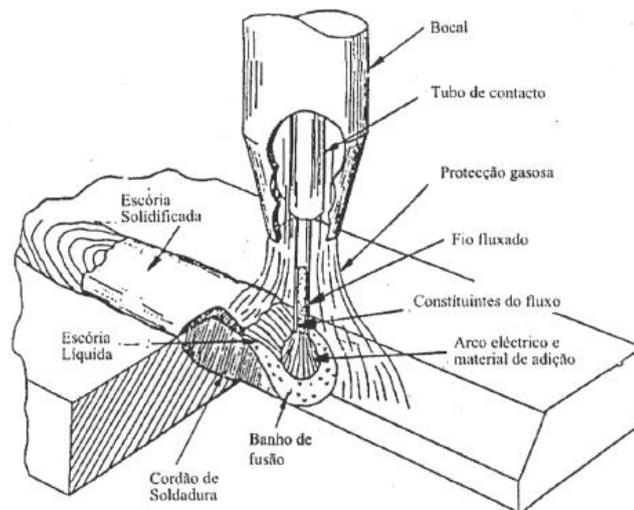


Figura 2.1. Processo de soldadura *Metal Inert Gas* (MIG) [5] .

O conceito básico da soldadura MIG foi introduzido em 1920 e tornou-se comercial e viável na soldadura de alumínio em 1948. Posteriormente, as melhorias contínuas tornaram possível utilizar a soldadura MIG em aços-carbono, aços inoxidáveis, titânio, níquel e cobre [6].

Geralmente, na soldadura MIG é utilizada a corrente contínua (CC) e geralmente o arame é ligado ao pólo positivo (polaridade reversa). A polaridade direta, embora proporcione uma maior taxa de fusão do eléctrodo, também conduz a uma maior instabilidade do arco. A gama de corrente mais utilizada na soldadura MIG varia de 50 A até cerca de 600 A, com tensões de soldadura de 15 V até 32 V. Utilizando uma fonte de tensão e um alimentador de velocidade constante obtém-se um arco eléctrico autocorrigido e estável [4].

Para otimizar o processo de soldadura MIG será necessário ter em conta parâmetros de processo, tais como:

- Consumíveis;
- Tipo de corrente;
- Intensidade da corrente;
- Tensão;
- Velocidade de alimentação do fio;
- Débito de gás de protecção.

2.3.1. Vantagens da soldadura MIG

O processo de soldadura MIG oferece mais vantagens tanto na soldadura manual, como na soldadura automática de metais para aplicações de produção. As suas vantagens quando comparadas com outros tipos de soldadura são [4]:

- A soldadura pode ser executada em todas as posições;
- Não existe necessidade de remover escória;
- Alta taxa de deposição do metal de solda;
- Reduzido tempo de execução do processo de solda;
- Altas velocidades de soldadura;
- Não existem perdas de pontas;
- Soldaduras com um bom acabamento no cordão.

2.4. Defeitos de soldadura

Nos processos de soldadura existe uma grande probabilidade de se formarem defeitos na zona de soldadura. De seguida são descritos e ilustrados os defeitos de soldadura de alumínio mais frequentes.

2.4.1. Falta de penetração

A falta de penetração visível na Figura 2.2 é causada devido à fraca corrente de soldadura ou devido a uma elevada velocidade de deslocamento de soldadura. Esta falta de penetração pode ainda ser originada pela utilização de uma elevada tensão de arco [7].



Figura 2.2. Falta de penetração na liga AA6082-T6 [8].

2.4.2. Falta de fusão

O defeito observado na Figura 2.3 corresponde a uma falta de fusão do material base ou da soldadura que se encontra por baixo, que se deve à existência de óxidos densos. A causa mais comum de falta de fusão é ocorrer uma soldadura deficiente, causada por uma poça de fusão muito larga ou pelo facto do metal de solda passar para a frente do arco [4].

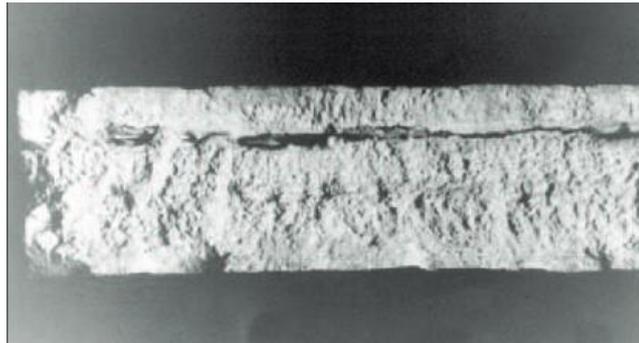


Figura 2.3. Falta de fusão [4].

2.4.3. Porosidade

A porosidade visível na Figura 2.4 presente na soldadura de alumínio é provocada pelo excesso de gás de hidrogénio presente, que provoca a formação de bolhas que originam os poros quando a soldadura arrefece. As causas podem ser uma proteção do metal fundido insuficiente, fluxos húmidos, peças húmidas ou reação química com o metal [7].

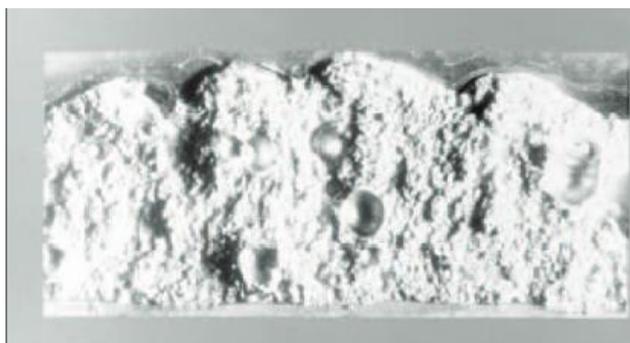


Figura 2.4. Excesso de porosidade [4].

2.4.4. Fissuração

A fissuração observada na Figura 2.5 ocorre quando existe uma contração brusca durante a solidificação, e depende fortemente da composição química do material de adição. Usualmente, esta contração ocorre quando se termina o processo de soldadura [7].

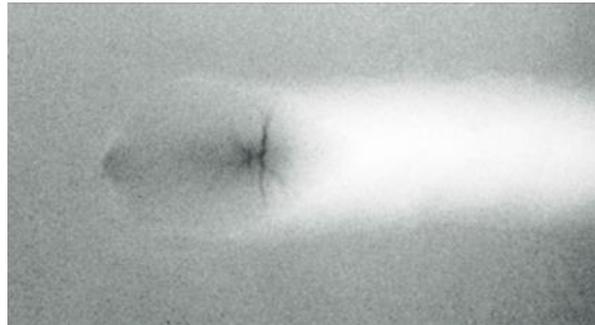


Figura 2.5. Fissuração [4].

Nas soldaduras de fusão, a fissuração é a grande causadora de defeitos nas soldaduras. A utilização de uma técnica em que não seja atingida a fusão do alumínio previne a formação de defeitos de fissuração.

2.5. Pós-Processamento por Fricção Linear (FSP)

Em 2007, Mishra et al. [1], no seguimento do já existente processo de Soldadura por Fricção Linear (FSW) desenvolveu a técnica de Pós-processamento por Fricção Linear (FSP), que utiliza a tecnologia da soldadura por fricção linear. No entanto, a técnica de FSP tem como objetivo a modificação local da microestrutura da junta soldada e do material base, e não a ligação das duas peças. O processo de FSW foi inventado e patenteado em Inglaterra pelo *Welding Institute* (TWI) em 1991 [9]. A fonte de energia utilizada para gerar a energia calorífica para a soldadura é a fricção gerada entre as peças a unir e a ferramenta rotativa, que se desloca linearmente ao longo da linha de soldadura. A energia calorífica resultante da fricção origina um amaciamento do material, que sofre uma deformação plástica intensa. Após deformação, com a passagem da ferramenta rotativa, é promovido um fluxo de material deslocado da frente para trás do pino, originando a soldadura no estado sólido. Desta forma, é possível eliminar defeitos provenientes da soldadura, assim como uniformizar e refinar a microestrutura existente, contribuindo assim para um aumento de resistência à fadiga [10].

2.5.1. Descrição do processo

O princípio de funcionamento do processo de FSP é idêntico ao de soldadura por FSW. Ambos os processos podem ser explicados pela Figura 2.6. Como se observa, o processo é iniciado com o posicionamento da ferramenta rotativa não consumível, constituída pelo conjunto do pino e da base, na zona da junta (FSW) ou no pé da soldadura (FSP) (a). De seguida, a ferramenta mergulha na junta, com ação de uma força na direção da peça (b). A força mantém-se até que o pino penetra a peça (c) criando assim pressão e atrito, sendo gerado calor. A ferramenta em rotação desloca-se ao longo da junta (d), continuando a girar a velocidade constante e com um avanço linear, executando a soldadura através de fenómenos de extrusão, forjagem e mistura de material [11].

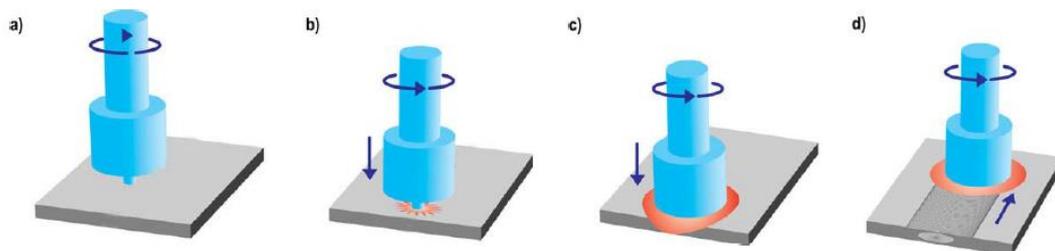


Figura 2.6. Princípio geral de funcionamento da FSW [11].

Os parâmetros essenciais a controlar no processo de FSP são [11]:

- Velocidade de rotação;
- Pressão axial;
- Velocidade avanço;
- Ângulo de ataque.

2.5.2. Vantagens e desvantagens do processo de FSP

A utilização do processo de FSP apresenta as seguintes vantagens:

- Diminuição do efeito geométrico (concentração de tensões);
- Redução de defeitos superficiais e internos;
- Refinamento e densificação da microestrutura;
- Alívio de tensões residuais no pé da soldadura;

- Procedimentos tecnológicos e ferramentas simples, sem necessidade de elevados consumos de energia;
- Ajustável a diversas posições de trabalho e diversos tipos de juntas;
- A peça pós-processada não necessita de grande cuidado visto ter um bom acabamento.

Contudo, apresenta também algumas desvantagens:

- Formação de orifício no final do pós-processamento que necessita de ser removido;
- Método difícil de executar na montagem de peças a ligar, visto estas terem de estar bem fixas;
- Velocidades de pós-processamento não muito elevadas.

Apesar de possuir algumas desvantagens, este processo apresenta um bom compromisso entre ambas e por isso é um bom método para o pós-processamento [11].

2.5.3. Zona processada

A utilização de uma ferramenta comum de pino não-consumível, que penetra e avança ao longo da superfície do material, produz uma zona processada que é deformada plasticamente. Esta zona é característica tanto da soldadura por FSW como no pós-processamento por FSP. Tipicamente, é representada por quatro zonas microestruturais diferentes, que são: o *Nugget*, a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e o Material Base (MB), como é observado na Figura 2.7.

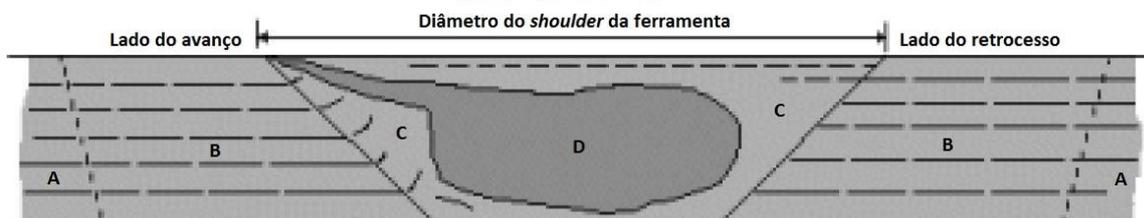


Figura 2.7. Representação da zona pós processada. **A)** Material Base; **B)** Zona Termicamente Afetada, **C)** Zona Termomecanicamente Afetada; **D)** *Nugget* [1].

2.5.3.1. Nugget

O *Nugget*, representado na Figura 2.8, é uma zona densamente recristalizada. Como esta é a zona sujeita às mais altas temperaturas do FSP, a sua taxa de deformação plástica é a mais elevada. Devido às elevadas temperaturas do processo, esta zona contém grãos finos recristalizados de estrutura equiaxial [12]. A zona do *Nugget* varia consoante a geometria da ferramenta utilizado, dos parâmetros utilizados no processo de FSP e do tipo de material pós-processado, como se pode verificar na dissertação de R.C. Silva [13].



Figura 2.8. Macrografia do *Nugget* da liga AA5083-H111 [13].

2.5.3.2. Zona Termomecanicamente afetada

A ZTMA é intrínseca ao processo de FSW/FSP. Esta é uma zona de transição entre o material base e o *Nugget*, como se pode visualizar na Figura 2.9. A formação da ZTMA é devida a uma combinação de temperatura com deformação plástica, mas as condições atingidas não são suficientes para ocorrer uma recristalização do material.

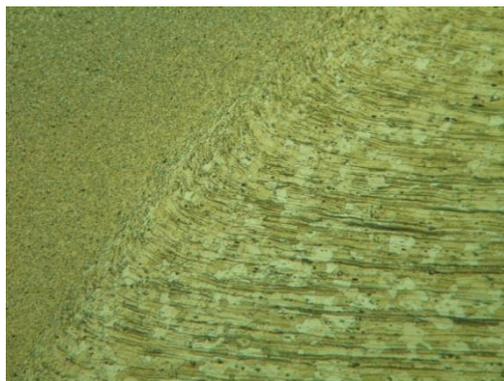


Figura 2.9. *Nugget* e Zona Termomecanicamente Afetada [13].

2.5.3.3. Zona termicamente afetada

No processo de FSP existe uma zona onde não ocorre deformação plástica mas que é afetada pelo calor, zona essa denominada por ZTA. Essa zona situa-se entre o material

base e a ZTMA. A ZTA é constantemente afetada por um ciclo térmico, mas como não ocorre deformação plástica, não existe alteração da estrutura do grão, sendo apresentado o mesmo grão que o material base. Nesta zona, a temperatura atinge valores na ordem dos 250 °C, o que provoca precipitação e eleva a dureza desta zona em comparação com a dureza do material base [12].

2.6. Fadiga

Quando se sujeita um material metálico a cargas que variam no tempo de forma cíclica, a sua microestrutura sofre modificações, fenómeno este designando pelo termo geral de danificação por fadiga ou simplesmente fadiga.

As modificações na microestrutura não são visíveis a nível macroscópico e a rotura pode ocorrer a níveis de tensão baixos, inferiores ao limite de elasticidade.

A capacidade de resistir a ciclos repetidos de esforços chama-se de resistência à fadiga. [3]

O fenómeno da fadiga ocorre em 3 estágios:

- i. Nucleação/iniciação ou fissura da fadiga;
- ii. Propagação da fenda;
- iii. Rotura.

Geralmente, a fenda é iniciada à superfície do corpo, visto ser na superfície que se proporciona as concentrações de tensões máximas, a não ser que exista um defeito interno. Na Figura 2.10 é visível uma superfície típica de fratura, na qual são demonstradas algumas características que podem ser observadas neste tipo de falhas, e que incluem: um sítio de iniciação da fenda, usualmente na superfície; uma região de propagação da fenda, mostrando as marcas de praia; e uma região de fratura rápida. As marcas de praia devem-se à mudança entre blocos de gama de tensão alta para blocos de gama de tensão baixas.

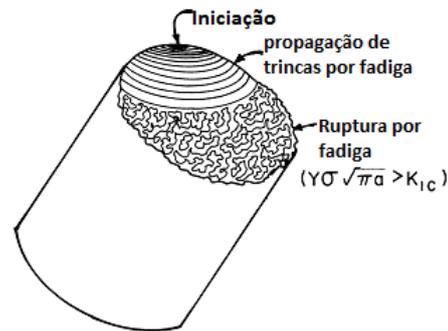


Figura 2.10. Representação esquemática da superfície de ruptura por fadiga (adaptado de [14]).

Num ensaio de fadiga, os ciclos de carga podem ser de amplitude de tensão constante ou de amplitude de tensão variável. Na Figura 2.11 são apresentados os parâmetros de fadiga.

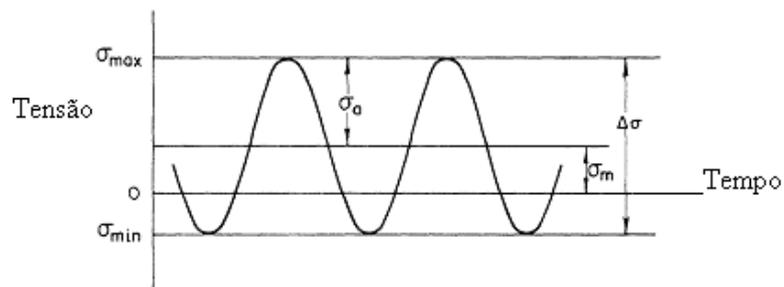


Figura 2.11. Parâmetros de fadiga [3].

Os parâmetros representados na Figura 2.11 são calculados pelas seguintes equações [3]:

- Amplitude de tensão:

$$\sigma_a = \sigma_{\max} - \sigma_m = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2 \quad (2.1)$$

- Tensão Média:

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

- Gama de tensões:

$$\Delta\sigma = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (2.3)$$

- Razão de tensões:

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

Quanto aos ciclos de amplitude de tensão constante, estes podem ser de diversos tipos:

- Alternados puros, $R=-1$;
- Alternados, $\sigma_m \neq 0$;
- Ondulatórios ou repetido $R \geq 0$;
- Pulsante ou pulsatório puro, $R=0$ [3].

2.6.1. Fadiga de amplitude variável

Na determinação do comportamento de materiais ou estruturas à fadiga é usual utilizar cargas de amplitude constantes, e utilizar vários parâmetros tais como: tensões, máxima, mínima, gama e média. Contudo, como na maioria dos ambientes as estruturas estão sujeitas a cargas de amplitude variável, são necessários testes realísticos com cargas de amplitude variável.

No ensaio de fadiga com amplitude de tensão variável é utilizada uma sequência de níveis de carga continuamente repetida até ao colapso do material, neste caso, da soldadura.

Um espectro de carga frequentemente usado em estudos de fadiga de amplitude variável é dado pela equação 2.4 [15]:

$$\ln H_i = \left[1 - \left(\frac{S_{a,i}}{S_{a,max}} \right)^v \right] \cdot \ln H_0 \quad (2.4)$$

Onde:

- H_i é a frequência acumulada de ciclos de carga para valores de carga de $S_{a,i}$.
- H_0 é o número total de ciclos, normalmente 10^6
- v é forma de severidade do espectro (foi considerado para efeito de estudo 2 e 5)

A amplitude espectral varia consoante o valor de v , como se pode verificar na Figura 2.12. Para valores de v baixos, há uma maior concentração dos ciclos nas cargas menores, enquanto que aumentando o valor de v a concentração dos ciclos tende para valores de cargas maiores. O carregamento com amplitude de carga constante ocorre para um valor de v infinito, ou seja $(S_a/S_{a,max}) = \text{constante} = 1$.

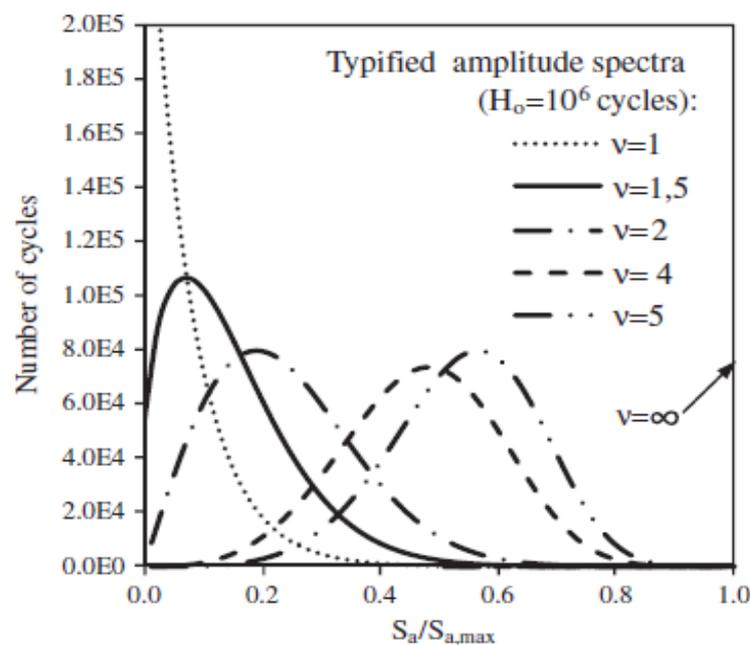


Figura 2.12. Espectros de tensão associados a diferentes valores de v [16].

2.6.2. Influência de defeitos nas juntas soldadas na vida à fadiga

Nas juntas soldadas, a soldadura afeta o acabamento superficial, diminuindo a resistência à fadiga, visto que quanto mais liso o provete estiver maior seria a sua resistência à fadiga.

Alguns tipos de defeitos de soldadura no componente, como por exemplo a porosidade, que poderá apresentar poros pequenos o suficiente para não afetarem o comportamento à fadiga. Contudo, em alguns casos os defeitos são de tal forma grandes que alteram a vida à fadiga da soldadura, reduzindo-a. [4]

As faltas de penetração interna, devido à falta de molhagem, inferiores a 7 % da espessura das chapas não causam iniciação de fendas na vida à fadiga. As superiores a esse valor causam diferentes impactos dependendo do número de ciclos [17]. Quanto maior o número de ciclos, maior a influência da falta de penetração. Para valores de porosidade superiores a 7 % é introduzida uma redução significativa da resistência à fadiga [5].

Variações metalúrgicas que dificultem a deformação plástica levam a um aumento da resistência à fadiga, e maiores quantidades de inclusões diminuem a resistência à fadiga dos materiais.

2.6.3. Fator de concentração de tensões

O fator de concentração de tensões teórico, k_t , é definido pela razão da tensão máxima (σ_{\max}) e da tensão nominal (σ_n) dado pela equação 2.5 [18].

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

Nas juntas soldadas, o efeito da geometria é deveras importante para o fator de concentração de tensões, de tal modo que se deve dar ênfase ao raio de concordância do pé do cordão de soldadura, ρ , e ao ângulo da tangente do pé ao cordão da soldadura, θ [19].

Para o cálculo do fator de concentração de tensões em juntas de canto soldadas com penetração total, Yung e Lawrence [20] propuseram a seguinte expressão:

$$k_t = 1,03 + 0,27\theta^{0,22} \left(\frac{\rho}{t}\right)^{-0,47} \left(\frac{S}{t}\right)^{0,18} \quad (2.6)$$

Na Figura 2.13 é apresentado um esquema utilizado para identificar as variáveis para o cálculo de k_t .

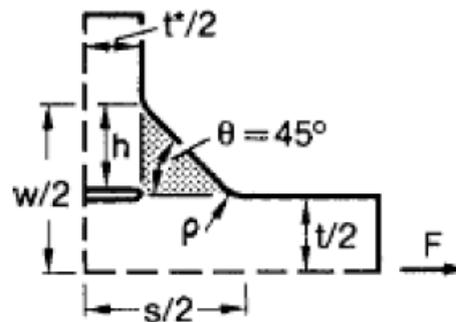


Figura 2.13. Representação das variáveis para o cálculo de K_t . [20]

O fator de concentração de tensões dinâmico ou de fadiga, k_f , sucede da comparação da resistência de um corpo entalhado com um não entalhado, considerando uma sollicitação cíclica. Para sollicitações de fadiga é essencial examinar o valor de k_f , uma vez que para materiais frágeis o valor de concentrações de tensões dinâmico atinge valores próximos de k_t , e para materiais dúcteis apresenta um quociente 1. De acordo com Peterson [21], a relação entre k_f e o k_t é obtida pela equação 2.7.

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (2.7)$$

A equação apresenta um parâmetro a que é uma constante do material.

2.7. Lei de Miner

Tratando-se de uma sollicitação de fadiga com um espectro de carregamento de amplitude variável, com n_i ciclos aplicados com uma gama de tensão a número de ciclos de rotura N_i , é necessário utilizar a lei de Miner para calcular o dano acumulado no provete.

A lei de Miner pode ser utilizada para prever o tempo de vida à fadiga de um componente, quando este é sujeito a blocos de carga variável. Esta lei é o exemplo mais simples de como considerar a influência de cada bloco, tendo em conta que cada bloco

produz um determinado dano, e no máximo o dano acumulado deve de ser igual a 1. Assim, no caso geral, para n blocos, a rotura por fadiga não ocorre caso não se satisfaça a seguinte equação:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = \frac{n_1}{N_1} + \frac{n_2}{N_2} + \frac{n_3}{N_3} + \dots + \frac{n_n}{N_N} = 1 \quad (2.8)$$

Onde:

- n_1, n_2, \dots, n_n corresponde ao número de ciclos a amplitude de tensão, aplicados ao componente
- N_1, N_2, \dots, N_n , representa o número de ciclos até a rotura correspondente às amplitudes de tensão $\sigma_1, \sigma_2, \dots, \sigma_N$
- $\frac{n_i}{N_i}$ é a fração de vida à fadiga correspondente a cada bloco.

A lei de Miner tem em conta que para 100% da vida de fadiga do material cada bloco contribuiu com uma percentagem diferente.

Os blocos são caracterizados por dois elementos, a amplitude de tensão e o número de ciclos de duração como se pode ver na Figura 2.14. Sendo assim com estes resultados e conhecendo a curva S-N do material consegue-se obter a contribuição de cada bloco para a vida total do componente.

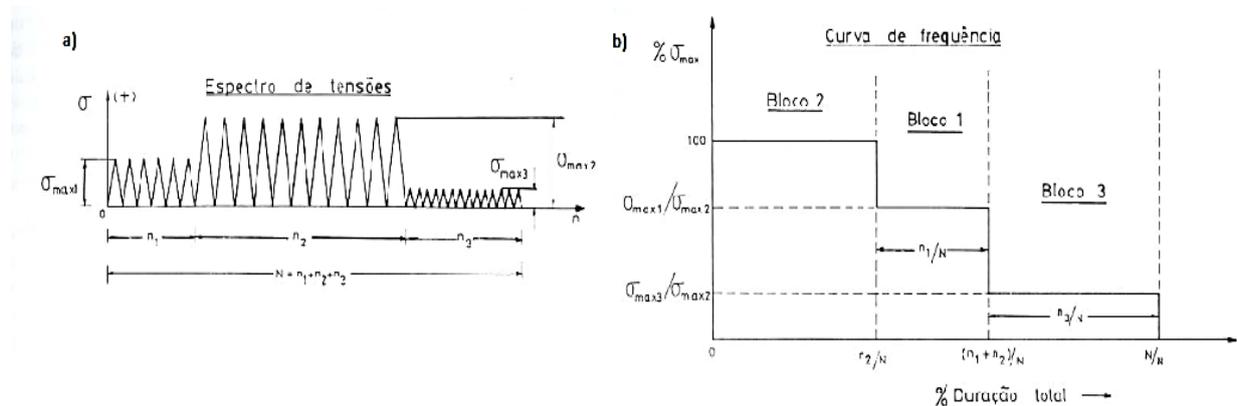


Figura 2.14. a) Espectro de tensões; b) Curva de frequência [3].

2.7.1. Cálculo da tensão equivalente

Para o cálculo da tensão equivalente associada aos ensaios de amplitude variável foi utilizada a equação:

$$\Delta\sigma_{equi} = \left[\frac{\sum_{i=1}^n ni(\Delta\sigma_i)^m}{\sum_{i=1}^n ni} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (2.9)$$

As variáveis apresentadas na equação já foram definidas anteriormente.

Como pode ser verificado a tensão equivalente depende apenas do espectro utilizado e da constante m (declive da curva S-N determinada no ensaio a amplitude de tensão constante).

3. EQUIPAMENTOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo serão descritos os procedimentos utilizados para a realização da parte experimental, nomeadamente a preparação das placas a soldar, a soldadura MIG das placas, o pós-processamento por fricção linear, a preparação dos provetes para os ensaios e a análise morfológica. Estes foram os ensaios necessários para se obter resultados que permitam verificar se existe ou não melhoria na resistência à fadiga de amplitude variável nas juntas de canto soldadas por MIG e MIG pós-processadas por fricção linear.

3.1. Preparação das placas a soldar

Originalmente, as placas de alumínio AA5083-H111 para a base tinham dimensões de 1000×160×6 mm e as placas para o reforço tinham dimensões de 1000×25×6 mm. Para a preparação de juntas as placas tiveram de ser cortadas, utilizando um serrote, adquirindo dimensões de 333×160×6 mm para as placas da base e 333×25×6 mm para as placas para o reforço. De seguida, foram feitos os furos para fixar a base a um suporte, de modo a evitar o empeno quando a soldadura MIG for efetuada.

A preparação de junta visível na Figura 3.1 foi feita utilizando um Centro de Maquinagem Vertical CNC, assim como os 5 furos na placa para o reforço.

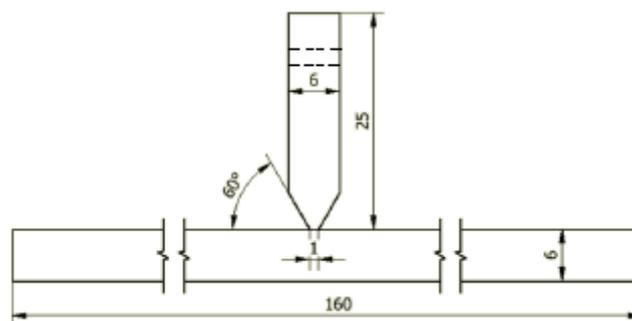


Figura 3.1. Esquema ilustrativo da preparação de junta.

3.2. Soldadura MIG das placas

Após a preparação das placas, a soldadura MIG das mesmas foi feita recorrendo a uma máquina de soldar *SAFMIG 480* e a um carrinho de suporte de tocha de velocidade variável. Utilizou-se como metal de adição um fio AWS-SFA 5.10-ER 5365, de diâmetro igual a 1,2 mm e com 5 % de magnésio, e para proteção foi utilizado árgon (Ar) puro.

Os parâmetros de soldadura foram otimizados durante os trabalhos incluídos em dissertações de mestrado anteriores [8, 22, 23, 24]. Deste modo, os parâmetros de soldadura utilizados foram: 23,6 V e 310 A, com uma velocidade de avanço do carro de 50 cm/min e uma distância vertical da tocha à peça de 16 mm.

As placas a soldar foram fixadas ao suporte visível na Figura 3.2, de modo a evitar empenos. Antes de se iniciar a soldadura das placas, as mesmas foram pré-aquecidas com uma pistola de ar quente até atingirem aproximadamente 70 °C, tendo sido posteriormente efetuada a soldadura. Quando terminada a soldadura, o cordão de solda foi limpo com uma escova de aço e arrefeceu-se a placa utilizando uma pistola de ar comprimido. Depois, a placa foi retirada do suporte e virada, de modo a realizar a segunda soldadura, com o mesmo procedimento da primeira.

A qualidade das soldaduras foi bastante boa, devido à ótima fusão do material e boa penetração do material de adição.



Figura 3.2. Soldadura MIG, carro de soldar e suporte das placas.

3.3. Pós-processamento por fricção linear

O pós-processamento por fricção linear foi feito recorrendo a uma fresadora Cincinnati Milacron 207 MK com controlo de velocidade de avanço e posição da mesa de trabalho, da velocidade de rotação e posição vertical da ferramenta, não existindo no entanto controlo na carga ao longo do ensaio.

A placa para pós-processar foi fixada a uma mesa própria de modo a prevenir a eventual distorção do processo, e assim colmatar o empeno das placas AA 5083-H111, como é visível na Figura 3.3.



Figura 3.3. Sistema de fixação da placa na mesa.

A ferramenta utilizada no pós-processamento por fricção linear da Figura 3.4 foi otimizada na dissertação de R.C. Silva [13], assim como os parâmetros do processo de pós-processamento. Deste modo, os parâmetros utilizados neste trabalho foram: velocidade de rotação da ferramenta de 1000 rpm, velocidade de avanço de 80 mm/min, penetração de 2,5 mm e ângulo tilt de 3 °.

Foram feitos cálculos prévios para a posição da ferramenta em relação ao pé do cordão de soldadura, devido ao facto do cordão ter espessuras diferentes de placa para placa. Sendo assim, dependendo da qualidade da soldadura MIG e da dimensão do cordão, a posição relativa da ferramenta/placa era alterada de modo a que a interferência entre o pé do cordão da soldadura e a base da ferramenta fosse de 0,5 mm.

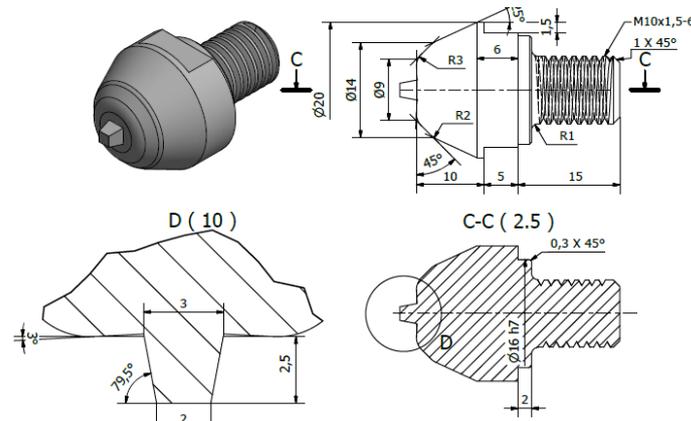


Figura 3.4. Pino de pós-processamento.

No pós-processamento o lado de avanço da ferramenta ficava sempre do lado do cordão de soldadura, em ambos os pés dos cordões de soldadura.

Deve-se salientar que antes de começar o pós-processamento foi feito um pré-aquecimento no início da placa a processar, de modo a que as condições iniciais de processamento na placa fossem aproximadamente iguais durante todo o pós-processamento.

O número de passagens normal foi uma de cada lado, mas em algumas placas deram-se duas passagens, de modo a corrigir possíveis defeitos no pé do cordão de soldadura, resultantes da soldadura MIG.

3.4. Preparação dos provetes

A preparação dos provetes para a realização dos ensaios de tração, fadiga e análise de microestrutura das placas soldadas e pós processadas compreendeu as seguintes etapas:

- i. Cerca de 10 mm nas pontas da placa foram retiradas, de modo a remover o excesso de fusão final da soldadura, no caso das placas MIG, e para remover o furo remanescente, no caso das placas MIG pós processadas;
- ii. Com o auxílio de um serrote mecânico, foi realizado o corte da chapa em provetes com as dimensões de 20×160 mm. As bordas de cada provete foram debastadas com uma lima para retirar as rebarbas resultante do corte;

- iii. Os provetes apresentados na Figura 3.5, foram maquinados, num centro de maquinagem vertical CNC, *Mikron VCE500*, de modo a uniformizar os mesmos com uma largura de 18 mm;
- iv. Afagamento das arestas dos provetes com lixas P600 e P1000, nos provetes pós-processados. Afagou-se também a rebarba resultante do processo, na zona de retrocesso;
- v. Os provetes para os ensaios com uma amplitude de tensão de $R = -1$ foram maquinados no formato de “osso de cão”, como se pode ver na Figura 3.6.

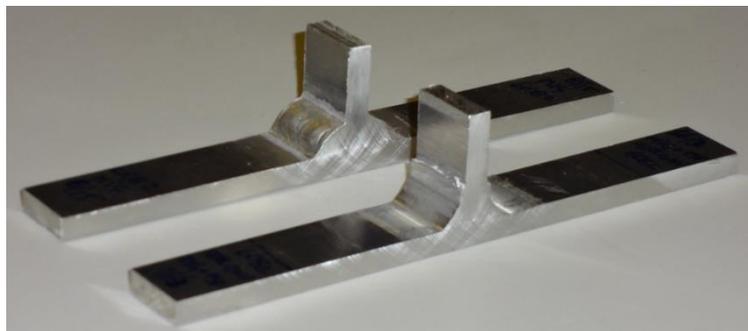


Figura 3.5. Provetes para ensaios de tração e de fadiga. Atrás o provete MIG e à frente o provete MIG processado

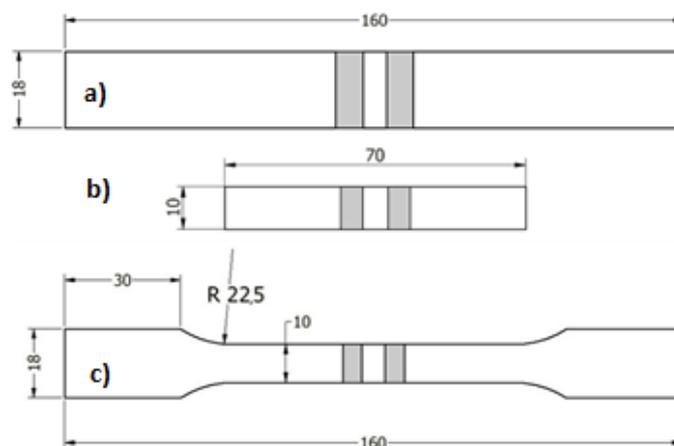


Figura 3.6. Geometria dos provetes usados durante o trabalho. a) após extração da placa, b) provete para durezas e micrografias e c) provete “osso de cão” [8].

Os provetes c) foram utilizado nos ensaios para $R = -1$ e de modo a não ocorrer flambagem do provete foi necessário utilizar uma caixa.

De modo a fazer os ensaios metalográficos e a determinação do perfil de durezas foi retirada uma pequena amostra com dimensões de 10×70×6 mm.

3.5. Ensaios de tração

O ensaio de tração consiste em submeter um provete a um esforço de tração crescente axialmente, geralmente até à rotura do material. Como resultado é obtida uma curva de tensão - deformação do material, na qual é possível determinar uma ou várias propriedades mecânicas, tais como a tensão de cedência e a tensão máxima de tração do material. Este é um ensaio importante na medida em que permite caracterizar estaticamente o material e determinar as gamas de tensões que se devem utilizar nos ensaios de fadiga realizados posteriormente.

Os ensaios de tração foram feitos recorrendo a uma máquina universal de ensaios de tração, *Instron 4206*, e para a medição da deformação recorreu-se ao sistema ótico *ARAMIS* da *GOM – Optical Measuring Techniques*. Com os dados recolhidos foram obtidas as curvas tensão-deformação de várias zonas dos provetes.

Para a preparação dos ensaios de tração foi necessário pintar os provetes de branco e depois pigmentar com *spray* preto, de modo a ser possível criar uma malha que serve de referência ao sistema *ARAMIS*.

3.6. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados na máquina servo hidráulica *Instron 1341*, que está equipada com o sistema de aquisição e controlo *Instron fast Track 8800*. Os ensaios foram realizados com controlo de carga para as condições de $R = 0$ e $R = -1$, e com frequências compreendidas entre 10 e 25 Hz, dependendo da carga por ciclo. A gama de tensões variou entre os 100 e os 300 MPa.



Figura 3.7 Máquina de ensaio de fadiga e sistema de controlo de dados.

3.7. Análise do tamanho de grão

As micrografias da análise do tamanho de grão foram obtidas com uma máquina fotográfica *Canon PowerShot G5* no microscópio ótico *Zeiss Axiotech 100HD*, com aplicação até 1000 x, usando amostras polidas de dimensões 10×70×6 mm. O processo de preparação dos provetes é explicado detalhadamente no anexo A, e o ataque químico dos provetes foi feito com o reagente Poulton de modo a tornar visível as fronteiras de grão..

As micrografias foram tratadas utilizando um programa de processamento de imagem, o *software IMAGEJ* de modo a realçar as fronteiras de grão, o que permitiu fazer o cálculo do tamanho de grão e o tratamento estatístico do seu diâmetro. No tratamento estatístico foi possível determinar a frequência relativa do diâmetro de grão em vários intervalos.

3.8. Determinação de durezas

Os ensaios de dureza são de grande utilidade devido à sua simplicidade. A dureza caracteriza-se pela resistência à deformação.

O ensaio de dureza consiste em penetrar um indentador na superfície do material a ensaiar, aplicando uma carga constante durante um intervalo de tempo definido. Após retirar a carga aplicada é medida a dimensão da indentação. Quanto maior for a indentação mais macio é o material, neste caso o metal.

O ensaio de dureza utilizado é o ensaio de dureza de *Vicker*, com a característica do indentador ter a forma de uma pirâmide reta de base quadrada, com um ângulo de 136° entre faces. A carga aplicada durante o ensaio foi de 200 g, durante 15 segundos. Os ensaios foram efetuados no equipamento de dureza *Struers Duramin 1* (Figura 3.8).

Para cada provete foram feitas 60 indentações com um espaçamento de 0,5 mm entre si na soldadura MIG e 1 mm na soldura pós-processada, a uma distância da superfície de 0,25 mm, numa linha paralela à secção longitudinal do provete, tal como ilustrado na Figura 3.8.

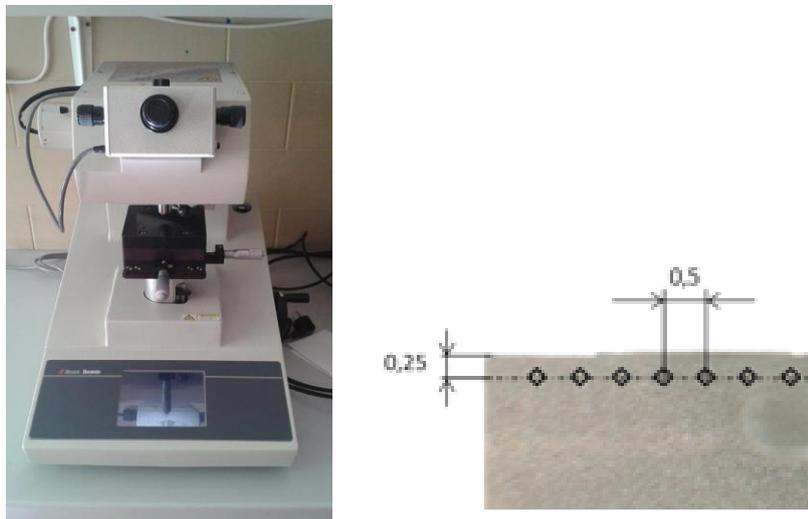


Figura 3.8. Máquina de dureza e esquema ilustrativo das indentações feitas no material durante o ensaio de fadiga.

4. DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1.1. Otimização do processo de FSP

No processo de FSP é necessário controlar vários parâmetros de modo a otimizarlo. Tendo em conta que as placas não apresentam soldaduras MIG iguais, existe a possibilidade de haver cordões com diferentes espessuras. Os parâmetros a controlar foram a penetração da ferramenta na placa e a posição relativa em relação à peça.

A penetração aparente da ferramenta variou entre 2,5 mm a 2,9 mm, o que representa 2,5 mm do pino da ferramenta acrescido por uma variação entre 0 e 0,4 mm de penetração aparente da ferramenta na placa para compensar a rigidez finita da fresadora.

A interferência da ferramenta relativamente ao cordão de soldadura foi de cerca de 0,5 mm, tendo sido verificada em dissertações anteriores [8] [22] [24] [23], demonstrando elevada qualidade no pós-processamento. A expressão que permite saber que interferência se deve utilizar em cada lado da soldadura do pós-processamento é apresentada na equação 4.1 e as variáveis integradas são representadas na Figura 4.1.

$$d = \frac{s}{2} + \left(\frac{b}{2} + f + g - 0,5 \right) = \frac{s}{2} + (18,5 - 0,5) = \frac{s}{2} + 18 \quad (4.1)$$

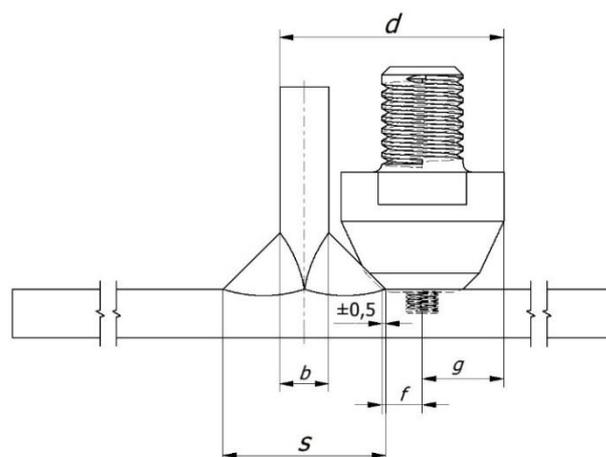


Figura 4.1. Variáveis de cálculo da distância da ferramenta à peça.

4.2. Análise morfológica

4.2.1. Microestrutura das séries MIG

Genericamente, todas as soldaduras realizadas nas séries MIG demonstraram um bom acabamento visual, sem apresentar locais com falta de material fundido.

Na Figura 4.2 é ilustrado um provete MIG, no qual são assinaladas as diferentes zonas e apresentadas as respetivas micrografias, de modo a visualizar com detalhe as diferentes microestruturas resultantes do processo de soldadura MIG.

Nas diferentes micrografias é possível observar a estrutura do material base, ou seja, a liga AA5083-H111, em (a), o pé do cordão em (b), a linha de fusão entre o material base e o material de adição em (c) e a zona fundida em (d).

O material base, representado na Figura 4.2 a) é formado por grão circular com tamanhos compreendidos entre 25 e 30 μm . O pé do cordão de soldadura MIG é a zona onde existe maior concentração de tensões, devido ao seu efeito geométrico, levando a que o risco de ocorrer iniciação de fendas seja mais elevado. Na micrografia da Figura 4.2 b) é visível uma zona propícia à iniciação de fenda, existindo uma zona com falta de molhagem e porosidade, assinalada com uma seta. A linha de fusão de material de adição e de material base é bem visível na Figura 4.2 c), e corresponde a uma zona de mudança, de material de adição para uma zona termicamente afetada. A zona fundida é caracterizada por um tipo de grão colunar enquanto que a zona termicamente afetada apresenta um grão axial. O grão de estrutura colunar da zona fundida deve-se ao facto desta zona estar sujeita a temperaturas muito superiores que a zona de fusão de material base, o que torna o grão maior e com este tipo de estrutura.

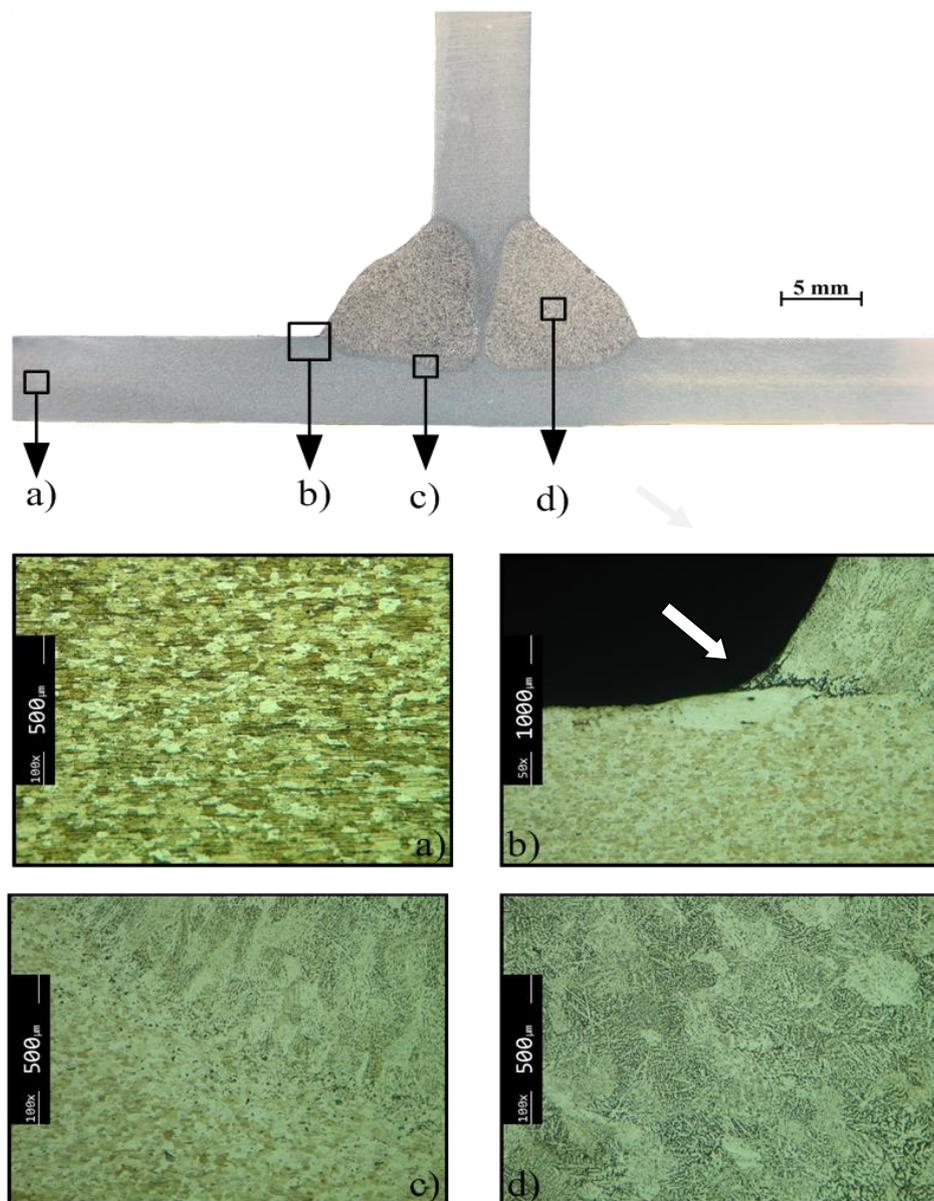


Figura 4.2. Análise morfológica e microestrutura de soldadura MIG [23].

4.2.2. Microestrutura das séries pós-processadas por fricção linear

Na Figura 4.3 está representada a macrografia e respetivas micrografias de cada uma das zonas da placa 23 para fazer o estudo da microestrutura. A placa 23, pós-processada por fricção linear, apresenta bons resultados tanto a nível da soldadura MIG como depois de pós-processada.

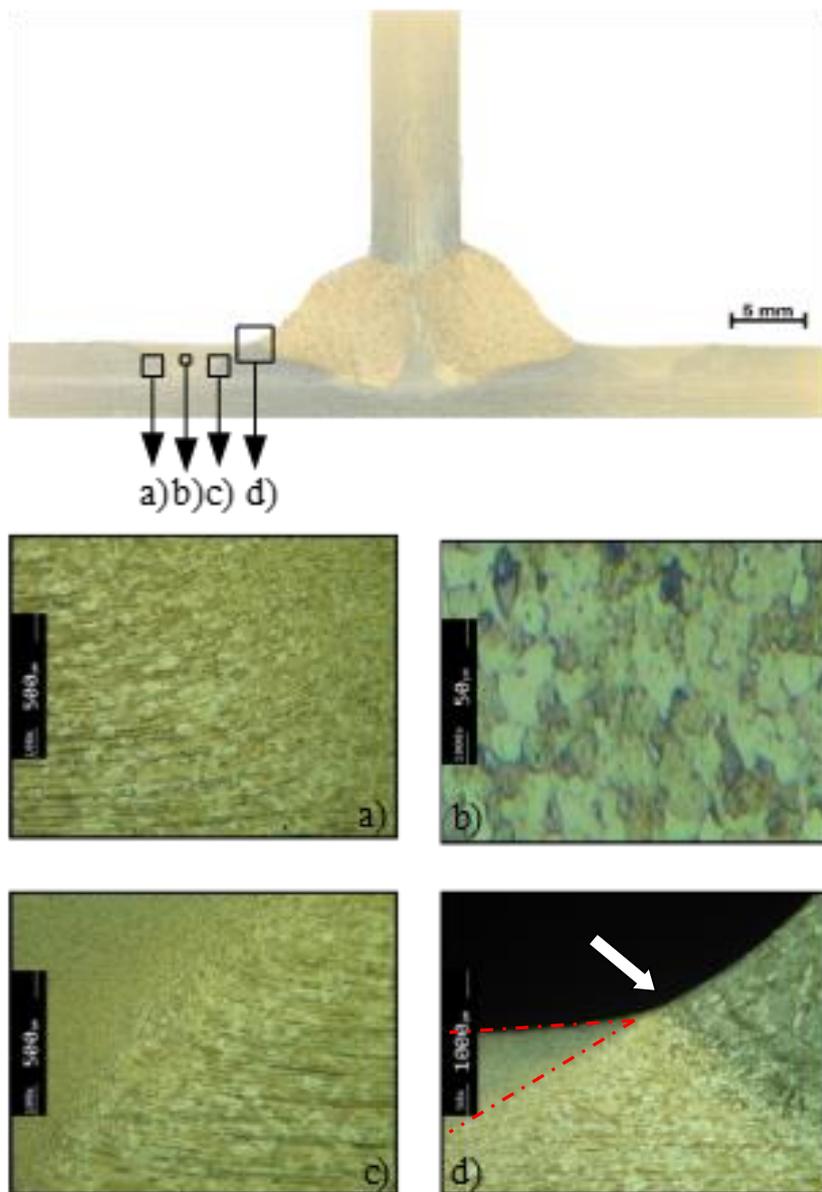


Figura 4.3. Análise morfológica da série MIG+FSP

A zona de retrocesso é visível na micrografia Figura 4.3a), na qual é possível observar três zonas características do pós-processamento por fricção linear: a ZTA, onde se verifica um tamanho de grão superior ao do Material Base; a ZTMA, onde é possível visualizar os grãos que sofreram deformação plástica provocada pela ferramenta e pelo calor gerado por esta; e o *Nugget* que é visível no canto direito, como uma pequena porção de grãos refinados.

Na micrografia Figura 4.3 b) está representado o *Nugget*, que apresenta grão de tamanho compreendido entre 2 e 4 μm , demonstrando assim que nesta zona é onde existe maior deformação de material, provocando uma estrutura de grão refinado.

O lado de avanço está representado na micrografia Figura 4.3 c), na qual é visível uma linha de transição entre a zona do *Nugget*, com um grão refinado, e a ZTMA, com um grão deformado plasticamente e mais grosseiro.

Por último, na micrografia Figura 4.3 d) é visível o pé do cordão da soldadura depois de pós-processada. Nesta micrografia estão representadas três zonas: a ZTA, o *Nugget* e Material Fundido. Com a passagem da ferramenta dá-se um aumento do raio do pé do cordão, o que proporciona uma diminuição da concentração de tensões, e a formação de uma pequena “língua”, assinalada a tracejado, de material refinado à superfície do pé do cordão de soldadura embora com tamanho de grão superior ao *Nugget*.

4.3. Análise de Microdureza

Os ensaios de dureza permitem avaliar a resistência mecânica do material em determinada zona, visto que no ensaio de dureza o material é sujeito a uma deformação plástica. Estas duas propriedades estão intimamente ligadas, uma vez que se a dureza for baixa a resistência mecânica também será baixa. Seguidamente, serão apresentados os resultados dos ensaios de dureza, nomeadamente os perfis de dureza.

4.3.1. Microdureza da série MIG

Na Figura 4.4 é apresentado o perfil de dureza da série MIG no qual estão representadas as durezas respetivas de cada zona da soldadura MIG, nomeadamente a zona do Material Base (MB), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) e a Zona Fundida (ZF).

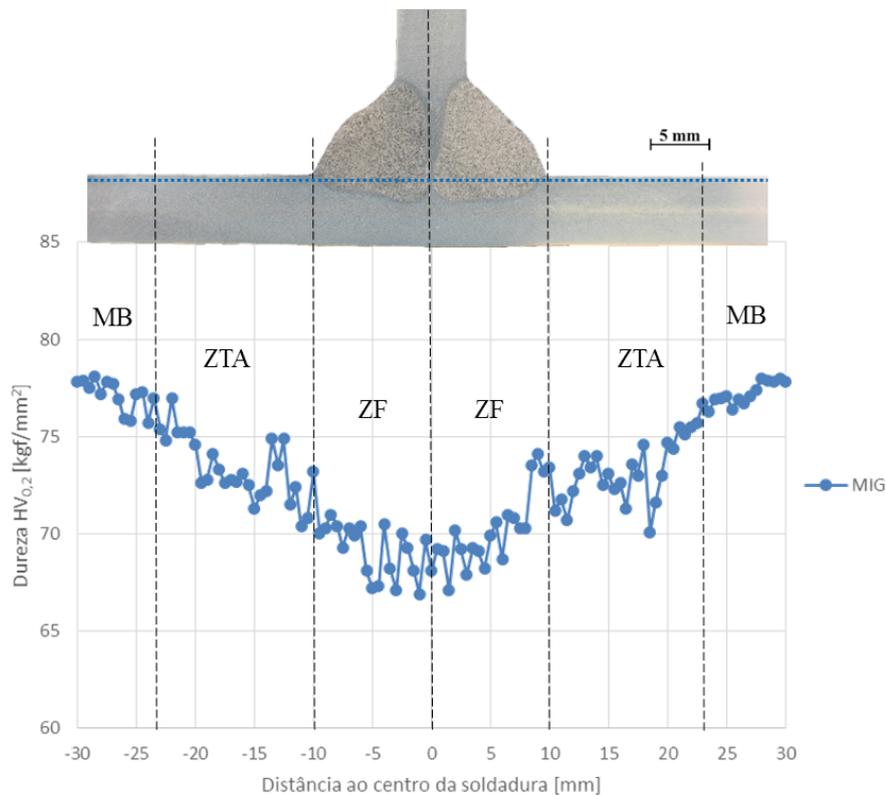


Figura 4.4. Perfil de dureza da série MIG [23].

As medições de dureza foram realizadas a uma distância de 0,25 mm da superfície do provete e as indentações foram distanciadas entre si de 0,5 mm. Mesmo existindo algum erro de medida, devido à sobreposição de porosidades no local da indentação, as durezas do MB estão dentro do intervalo de durezas para a liga AA5083-H111, uma vez que o valor médio de dureza medida é de 78 HV_{0,2}.

A zona mais afetada pelas elevadas temperaturas é a ZTA o que explica a diminuição de dureza para valores até 70 HV_{0,2}. Sendo a liga AA5083-H111 uma liga não tratável termicamente o decréscimo da dureza deve-se à restauração do material previamente deformado, em consequência dos elevados ciclos térmicos.

Na ZF foram medidos valores de dureza entre os 67 e 71 HV_{0,2}, existindo uma diminuição de dureza em relação ao MB na ordem dos 11 HV_{0,2}.

4.3.2. Microdureza da série MIG com pós processamento

Na soldadura MIG com pós-processamento, MIG+FSP, além de ser possível identificar as três zonas que estão presentes na soldadura MIG também se verifica uma nova

zona, que é a ZTMA, como se pode observar na Figura 4.5. O aparecimento da nova zona deve-se à ação da ferramenta durante o processo de FSP.

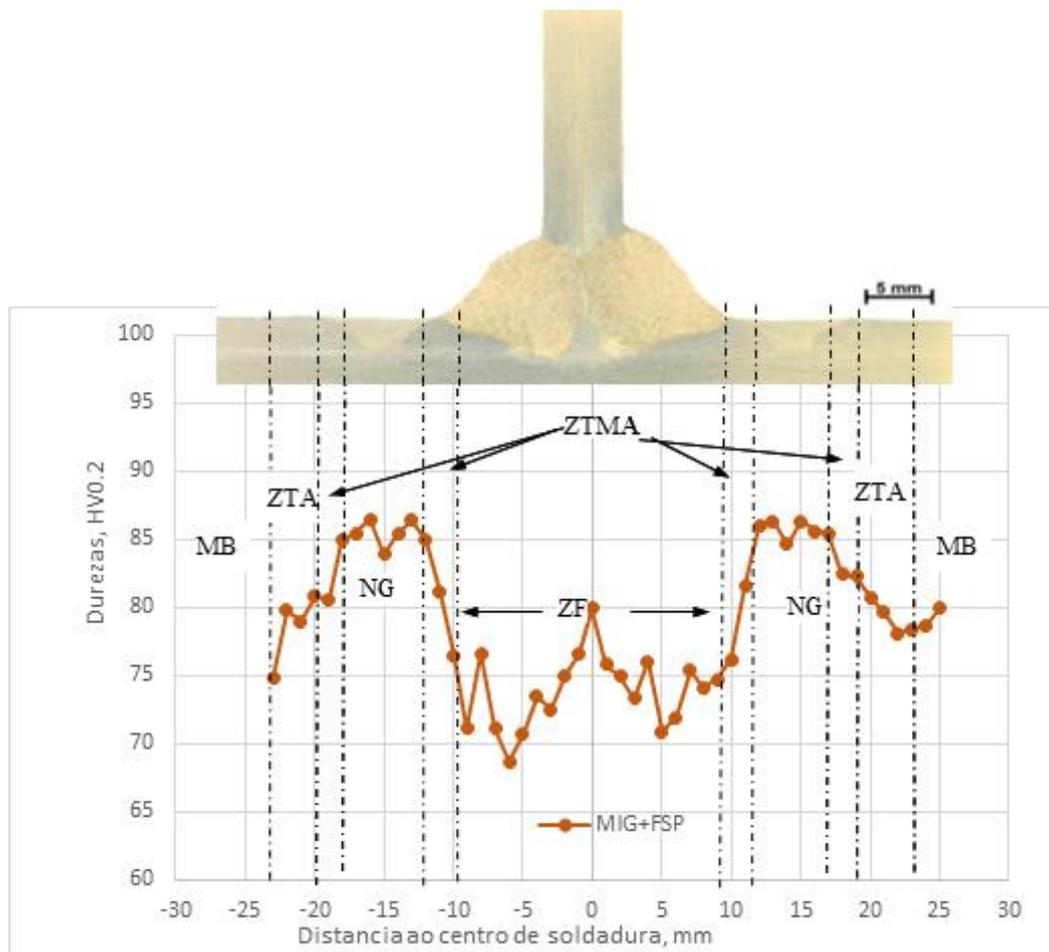


Figura 4.5. Perfil de dureza da série MIG com pós processamento ao longo da superfície do provete.

O MB apresenta valores de dureza na ordem de 73 e 81 HV_{0,2} que estão de acordo com os valores típicos para a liga AA5083-H111.

Na ZTA, devido aos ciclos térmicos e ao calor gerado pela fricção da ferramenta, ocorre um aumento de dureza para 80 HV_{0,2}. A ferramenta não interfere diretamente nesta zona, mas o calor gerado é suficiente para alterar a sua dureza, o que se tornou positivo visto que depois da soldadura MIG o MB perde dureza e com o pós-processamento houve uma melhoria mesmo nesta zona.

Na ZTMA continua a existir um aumento de durezas em relação à ZTA mas desta vez com um declive maior, visto que esta zona é afetada diretamente pela base e pino da ferramenta. Nesta zona ocorre deformação plástica devido quer à elevada rotação da

ferramenta, quer ao calor gerado pela fricção. As durezas nesta zona variam entre 81 e 85 HV_{0,2}.

Por fim, na zona do *Nugget* (NG) foi onde ocorreu o maior aumento na dureza, que foi de 12 HV_{0,2} em relação ao MB. Este aumento já era esperado, tendo em conta que esta zona está sujeita a temperaturas mais elevadas, e que é também a zona onde ocorre recristalização devido à maior taxa de deformação plástica. O *Nugget* apresenta durezas de 82 e 86 HV_{0,2}.

4.3.3. Comparação entre durezas MIG com MIG pós-processado

De modo a facilitar a visualização das diferenças entre os perfis de dureza da soldadura MIG e da soldadura MIG pós-processada, na Figura 4.6 são apresentados os dois perfis de durezas.

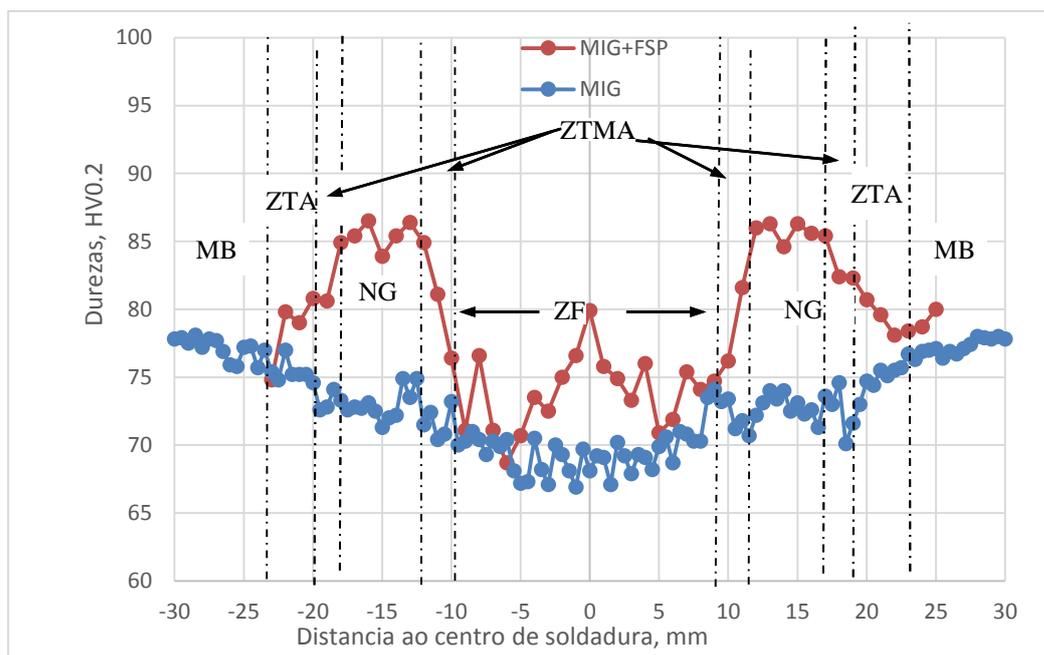


Figura 4.6. Perfil de dureza da série MIG e da série MIG com pós processamento.

Na Figura 4.6 é visível que existe um claro aumento de durezas quando se utiliza o pós-processamento por fricção linear. Na zona do *Nugget*, é onde se encontra uma maior diferença de dureza em comparação às outras zonas, o que se deve ao facto de ocorrer um refinamento do grão, provocado pelo calor e deformação plástica do pós-processamento, o

que não acontece na soldadura MIG. Nas outras zonas essa diferença é ligeiramente menor mas também se constata um aumento de dureza na soldadura pós-processada em relação à soldadura MIG. Sendo assim, existe uma diferença máxima de 8 HV_{0,2} entre a ZTA da MIG+FSP e a ZTA da MIG e uma diferença máxima de 11 HV_{0,2} da ZTMA de MIG+FSP para o mesmo local em MIG.

4.4. Ensaio tração

Foram realizados ensaios à tração de modo a caracterizar algumas propriedades mecânicas das séries MIG e MIG+FSP para se prosseguir para os ensaios de fadiga, conhecendo-se a gama de tensões inicial. Os resultados de anos anteriores são apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Resultados da σ_{\max} (Mpa)

Série	σ_{\max} (Mpa)
MB (Quintino, 2012)	320.69
MIG (Rodrigues, 2013)	306.58
MIG+FSP (Rodrigues, 2013)	306.11
MIG+FSP	321.79

Na figura é possível ver os dois ensaios à tração da série MIG e MIG+FSP como se pode verificar a série MIG+FSP apresenta uma maior deformação máxima e uma maior tensão de cedência.

O efeito “serrilhado” verifica-se no domínio plástico e deve-se ao efeito de Portevin-Le Chatelier.

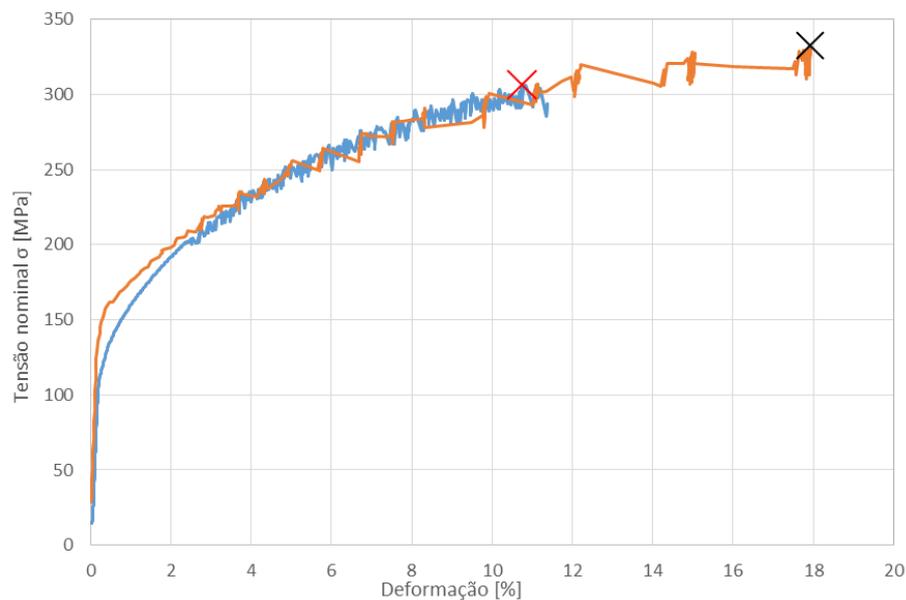


Figura 4.7 Curvas tensão-deformação das séries MIG e MIG+FSP

4.4.1. Deformação em provetes MIG e MIG+FSP

Na Figura 4.8 apresenta as deformações que os provetes sofreram, no caso de deformação máxima igual a deformação à carga máxima. Considerando o ponto zero como o centro dos provetes é notório que se deu a maior deformação no pé da soldadura na série MIG devido ao pico demonstrado. Com a o pós-processamento a zona com maior deformação passou do pé de soldadura para o material base.

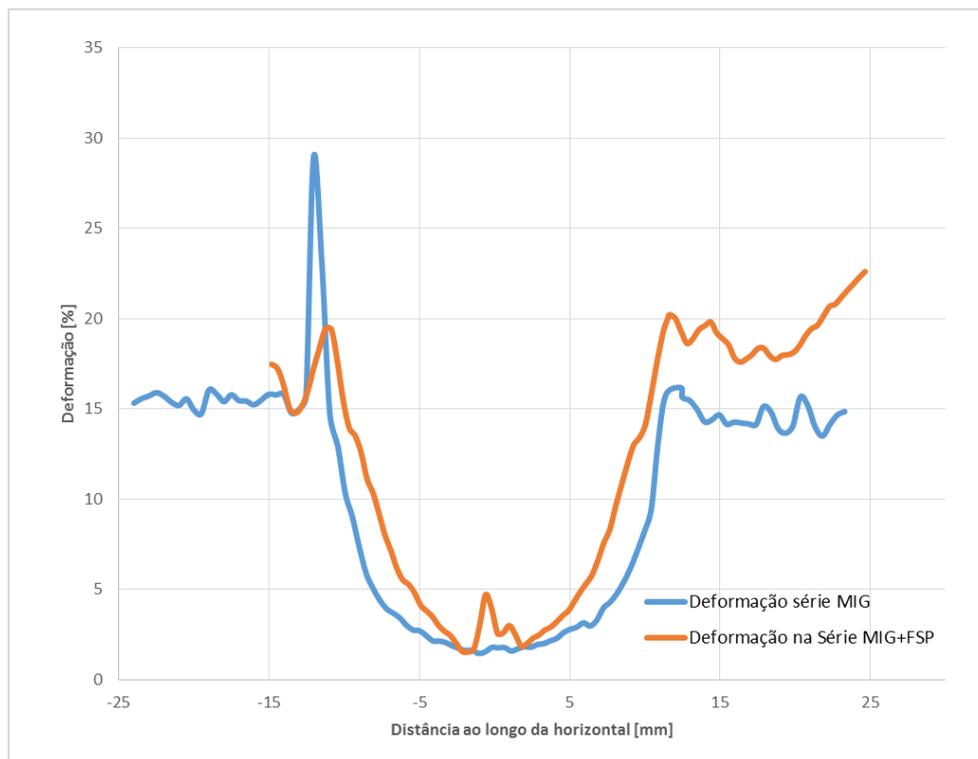


Figura 4.8 Esquema representativo das deformações dos provetes MIG e MIG+FSP a deformação à carga máxima.

4.5. Ensaios de fadiga

Nesta secção serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios de fadiga em amplitude de carga variável para razões de tensão de $R=0$ e de $R=-1$ e dois valores do expoente do espectro de carga $v=2$ e $v=5$. Para efeitos de comparação serão apresentados resultados de resistência à fadiga de amplitude constante obtidos anteriormente [23].

O declive das curvas S-N (expoente b da lei de Basquin) é um parâmetro importante a analisar visto que a sua comparação com o parâmetro m da lei de Paris permite concluir sobre qual dos regimes de iniciação e de propagação da fenda é predominante. Quanto maior o valor de m , menor é o declive da reta. Quando a curva S-N do alumínio possui um declive a que corresponde um valor de m entre 3 e 4, indica que a propagação de fenda é dominante. Valores de declive muito reduzidos (altos valores de m) significa que a fase de iniciação de fenda é predominante. A relação entre o declive da curva S-N e o expoente da lei de Paris é obtido pela equação:

$$m = -\frac{1}{b} \quad (4.1)$$

Na Figura 4.9 apresentam-se as curvas S-N obtidas para uma razão de tensões $R=0$, da série MIG de fadiga de amplitude constante (AC) e das series MIG de fadiga de amplitude variável (AV) com v igual a 2 e 5.

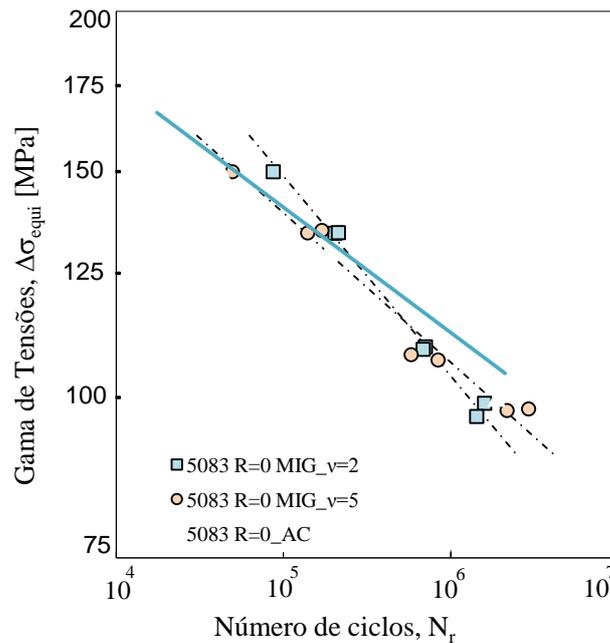


Figura 4.9. Vida à fadiga de amplitude constante e amplitude variável para $R=0$ nas séries MIG.

Na comparação entre as séries de amplitude constante versus amplitude variável para vidas acima de 10^5 ciclos é visível que a série MIG_AC tem maior resistência à fadiga do que a série MIG_AV, isto porque o carregamento com amplitude variável facilita a fase de iniciação. A fase de iniciação é dominante para vidas longas, sendo facilitada por carregamento com amplitude variável devido à presença de gamas de tensão no espectro maiores que $\Delta\sigma_{eq}$.

Na Figura 4.10 são apresentadas as curvas S-N obtidas para uma razão de tensões $R=-1$, da série MIG de fadiga de amplitude constante (AC) e das series MIG de fadiga de amplitude variável (AV) com v igual a 2 e a 5. Tal como nas séries anteriores, para $R=-1$ a resistência à fadiga é maior nas séries a amplitude constante do que a amplitude variável.

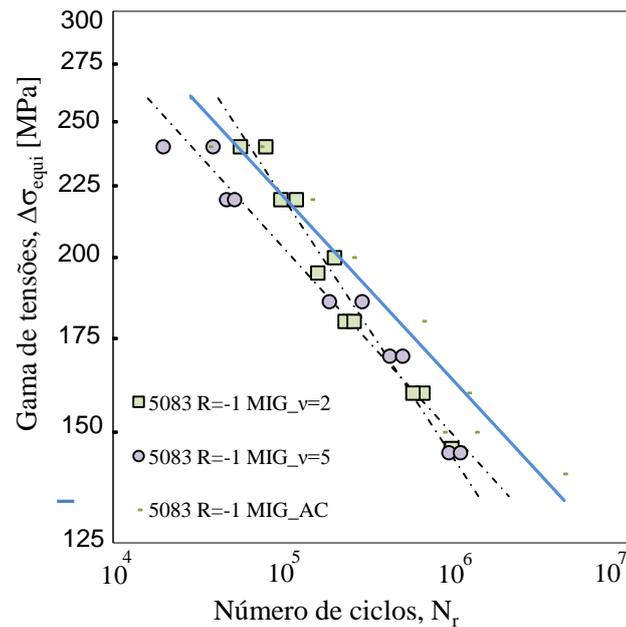


Figura 4.10. Vida à fadiga de amplitude constante e amplitude variável para $R=-1$ nas séries MIG.

Na Figura 4.11 são apresentadas as curvas S-N para a soldadura MIG para as duas razões de tensões de $R=0$ e de $R=-1$ e para ambos os valores de v de 2 e de 5.

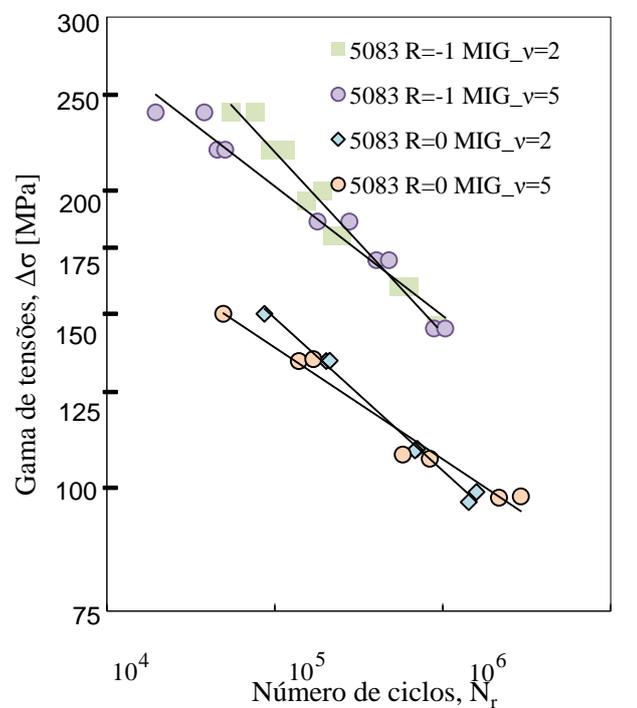


Figura 4.11. Vida à fadiga em amplitude variável da série MIG para $R=0$ e $R=-1$ com v igual a 2 e 5.

A análise da Figura 4.11 permite evidenciar duas situações distintas, uma para vidas baixas e outra para vidas longas. Para vidas baixas o espectro de carga com $v=2$ inclui

valores de $\Delta\sigma_{\max}$ maiores do que para $v=5$, ultrapassando significativamente a tensão de cedência σ_{ced} , o que proporciona o encruamento do material. No caso de encruamento da liga de alumínio AA5083 a σ_{ced} aumenta significativamente, melhorando a resistência à fadiga, daí a razão de que para vidas com um número de ciclos mais baixo se consegue melhores vidas para $v=2$ do que para $v=5$, tanto para $R=0$ como para $R=-1$.

Nas vidas longas o espectro de carga com $v=2$ inclui valores de $\Delta\sigma_{\max}$ também maiores do que $v=5$, mas inferiores à tensão de cedência. Tendo em conta que para vidas longas a fase de iniciação é determinante na vida à fadiga do provete soldado, será mais fácil ocorrer a iniciação no caso de $v=2$, o que fará com que esta série tenha vidas menores já que a fase de iniciação é dominante neste regime de vidas longas. Este comportamento verificou-se tanto para $R=0$ como para $R=-1$. Como se pode observar para razões de tensão diferentes, as curvas colocam-se em patamares diferentes, o que se deve ao facto de a σ_{equi} ser maior para $R=-1$ do que para $R=0$.

A Figura 4.12 apresenta as curvas S-N obtidas para as séries de provetes soldados (série MIG) e pós-processados (série MIG+FSP) para a razão de tensões de $R=0$ e para os dois valores do expoente de espectro de carga v . Como se pode observar as séries MIG+FSP estão acima das séries MIG o que demonstra que o pós-processamento FSP contribuiu para um aumento na resistência à fadiga. Considerando como referência uma vida de 10^6 ciclos, o aumento na resistência à fadiga resultante do pós-processamento foi na ordem dos 33,9% para $v=2$, ou seja um incremento de 36 MPa (de 106 para 140 MPa), e aumentou 34,6% nas séries com $v=5$ resultando também num aumento de 36 MPa (de 104 para 142 MPa). Estes resultados significam que para a mesma vida, a resistência à fadiga é maior no MIG+FSP. O facto de a curva MIG+FSP ter um menor declive do que a curva MIG revela que o regime de iniciação de fenda se tornou predominante (maior número de ciclos para iniciar a fenda). Como consequência as curvas S-N para as séries MIG+FSP possuem valores inferiores do expoente b (maiores valores de m).

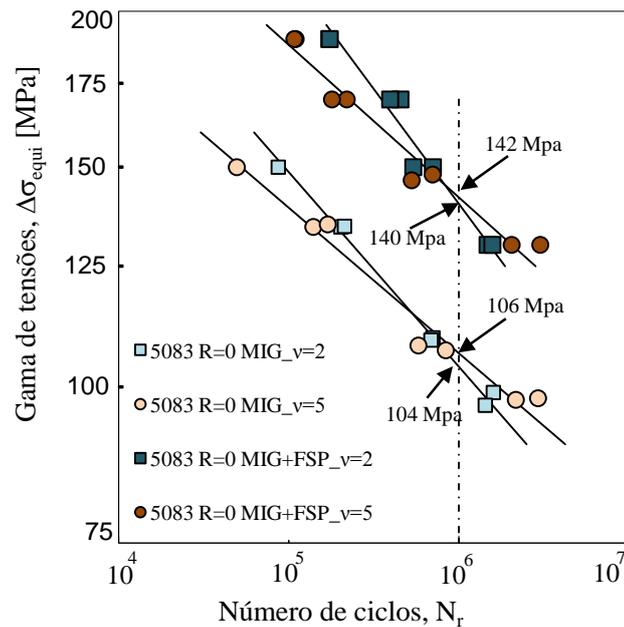


Figura 4.12. Vida à fadiga em amplitude variável da série MIG e MIG+FSP para R=0.

Na Figura 4.13 são apresentadas as curvas S-N obtidas para as séries de provetes soldados (série MIG) e pós-processados (série MIG+FSP) para a razão de tensões de R=-1 e os dois valores do expoente de espectro de carga v . Tal como se verificou para R=0 existiu também para as séries de ensaios com R=-1 um deslocamento em y das séries MIG+FSP em relação às séries MIG. Mais uma vez se demonstra que se obteve um aumento de resistência à fadiga com o pós-processamento por FSP. Para R=-1 também se observou um menor declive das curvas MIG+FSP em relação às curvas MIG, o que demonstra que o regime de iniciação de fenda se tornou predominante. Considerando como referência uma vida de 10^6 ciclos, o pós-processamento por FSP contribui para um aumento de resistência à fadiga de 51,3% e 54,2%, para $v=2$ e $v=5$ respetivamente, em relação aos provetes soldados por MIG, a que corresponde a um aumento de 76 MPa para $v=2$ (incremento de 142 para 219 MPa) e de 77 MPa para $v=5$ (incremento de 148 para 224 MPa), para uma vida de 10^6 ciclos.

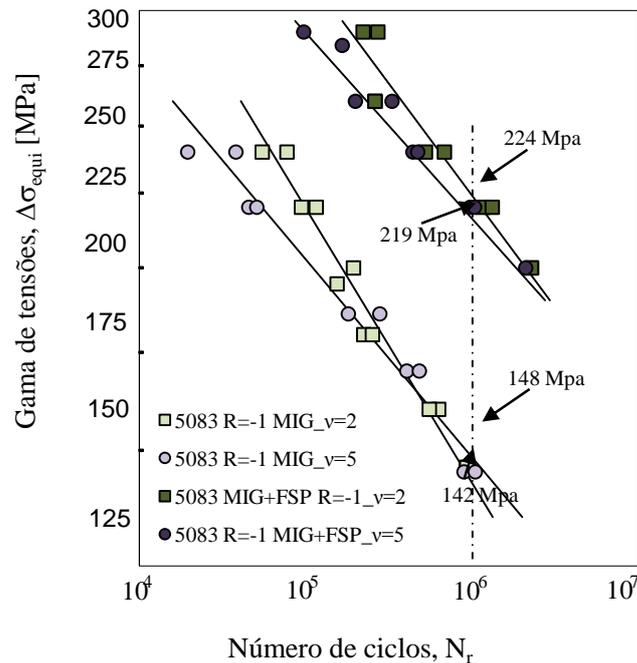


Figura 4.13. Vida à fadiga em amplitude variável da série MIG e MIG+FSP para R=-1.

As melhorias de resistência à fadiga tanto para R=0 como para R=-1 são devidas ao refinamento do grão, eliminação de defeitos, alívio de tensões locais e eventual diminuição de tensões residuais.

Para o refinamento de grão, Walton et al. [6], Fine et al. [25], Starke Jr. et al. [26], e Anderson [27], concordaram que tamanhos de grão pequeno estão associados a valores de resistência à fadiga elevados. Assim sendo, o refinamento de grão provocado pelo pós-processamento FSP revelou-se benéfico para um aumento da resistência à fadiga. Tamanho de grão pequeno contribui para um aumento de vida de iniciação de fenda.

Como já foi discutido anteriormente a eliminação de defeitos produzido pela soldadura MIG aumenta também a resistência à fadiga.

Nas micrografias do MIG+FSP observa-se ainda um aumento muito significativo no raio de curvatura do pé do cordão, o que contribui para uma diminuição de concentrações de tensões.

O facto de o pós-processamento por FSP aumentar o raio de curvatura como se pode visualizar em teses anteriores [23, 22, 8], faz com que exista uma redução das tensões locais, o que resulta num aumento de vida à fadiga.

O processo de FSP contribuiu também para eliminar defeitos provenientes da soldadura MIG, (porosidade e falha de fusão) o que proporciona a um aumento de resistência à fadiga. Um exemplo da eliminação de defeito é a comparação da Figura 4.2 b) que apresenta falta de molhagem e a passagem do FSP é retirado como se verifica na micrografia Figura 4.3 d).

4.5.1. Comparação das séries FSP de amplitude variável e constante

Na Figura 4.14 são apresentadas as curvas S-N obtidas para as séries pós-processadas (série MIG+FSP) em amplitude variável e amplitude constante, estes últimos realizados em 2013 [23], ambos para $R=0$ e $R=-1$.

De modo geral ao facto de as séries MIG+FSP em amplitude variável em média coincidirem com as séries em amplitude constante demonstra que o processo de FSP já se encontra otimizado, embora para vidas curtas os resultados em amplitude variável são superiores às previstas em amplitude constante e para vidas longas os resultados em amplitude variável são inferiores aos previstos aos de amplitudes constante ou seja para vidas curtas a previsão é conservativa e para vidas longas a previsão é não conservativa.

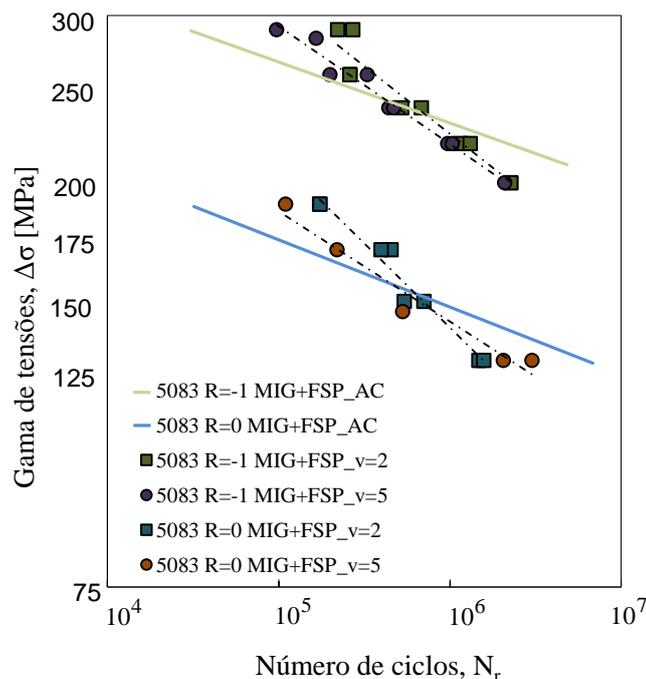


Figura 4.14. Vida à fadiga em amplitude variável e constante da série MIG+FSP.

4.6. Superfícies de fratura

Na Figura 4.15 observa-se a zona onde ocorreu a fratura por fadiga. Esta fratura deu-se no pé do cordão de soldadura tanto no provete MIG como no MIG+FSP.

Nos provetes de alumínio a fratura final ocorre geralmente com um ângulo de 45°, conforme se pode visualizar no provete MIG+FSP. No provete MIG a facto da vida de propagação ser mais alta reduziu significativamente a dimensão da espessura remanescente que sofreu rotura estática.

Devido ao valor de k_t nos provetes MIG+FSP ser baixo a tensão equivalente aplicada é significativamente mais elevada do que nos provetes MIG, o que proporciona uma fase de propagação relativamente pequena, apresentando uma grande área de rotura.

O comportamento apresentado pelo provete MIG é contrário ao do MIG+FSP visto que apresenta grande área de propagação e uma pequena área de rotura devido a k_t ser elevado e a tensão equivalente aplicada ser baixa.

Para igual gama de tensão equivalente aplicada a vida de iniciação de fenda é menor na série MIG do que na série MIG+FSP visto que o processo de FSP melhora o acabamento do pé do cordão, reduz a concentração de tensões e melhora a dureza do material no pé do cordão.

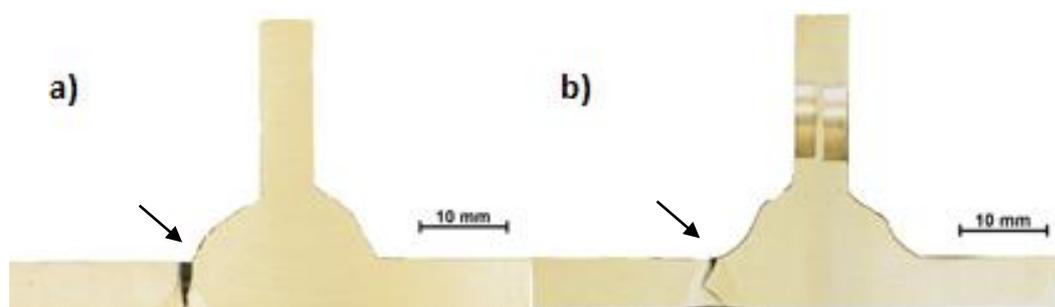


Figura 4.15. Zona de fratura do provete; a) Provete MIG, b) provete MIG+FSP

Na Tabela 4.2 são visíveis as zonas de fratura de cada série de provetes ensaiados e as diferentes zonas de praia para cada série. Como se pode visualizar nas soldaduras MIG existe um maior número de pontos de iniciação de fendas do que no processado por FSP, devido ao facto do processo de FSP melhorar o acabamento.

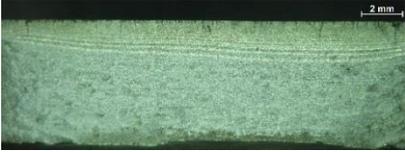
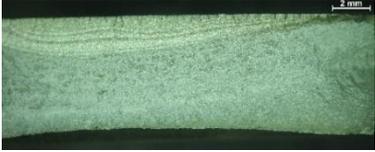
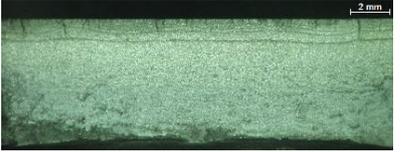
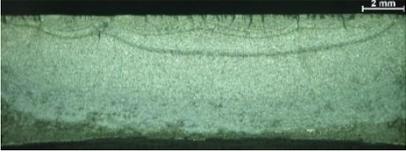
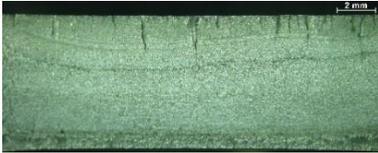
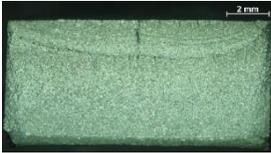
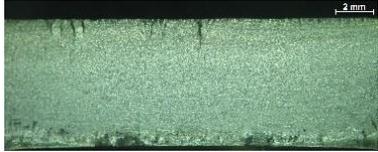
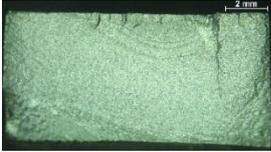
As marcas de praia diferem de série para série devido a estas dependerem da gama de tensões equivalente aplicada, de forma que para gamas de tensões equivalente mais baixas as marcas de praia ficam mais juntas enquanto aumentando a tensão equivalente estas ficam mais afastadas entre si.

Os provetes pós-processados por FSP apresentam marcas de praia semielípticas uma vez que a propagação de fenda ocorre de uma forma mais lenta segundo a espessura do que segundo a largura do provete. Nos provetes MIG as fendas tornam-se penetrantes muito cedo devido à multinucleação de fendas ao longo do pé do cordão e á progressão muito rápida segundo a largura devido ao valor elevado do fator de concentração de tensões.

O local de iniciação de fenda é visível nos provetes em que a gama de tensões equivalente foi maior assim como também se observa a propagação da fenda.

No processo FSP também se observou que existe menos defeitos do que em relação ao MIG, dificultando o processo de iniciação da fenda.

Tabela 4.2. Superfícies de fratura para cada parâmetro analisado.

		MIG	FSP
R=0	v=2	 <p>Figura 4.16. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=100\text{MPa}$.</p>	 <p>Figura 4.17. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=171\text{MPa}$.</p>
	v=5	 <p>Figura 4.18. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=135\text{MPa}$.</p>	 <p>Figura 4.19. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=171\text{MPa}$.</p>
R=-1	v=2	 <p>Figura 4.20. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=217\text{MPa}$.</p>	 <p>Figura 4.21. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=240\text{MPa}$.</p>
	v=5	 <p>Figura 4.22. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=247\text{MPa}$.</p>	 <p>Figura 4.23. Fratura do provete a $\Delta\sigma_{eq}=261\text{MPa}$.</p>

5. CONCLUSÃO

O trabalho desenvolvido permitiu aferir as seguintes conclusões.

Na análise morfológica constatou-se que existiu um aumento de durezas no pé de soldadura, tendo-se conseguido identificar as várias zonas do processo de FSP e medir o tamanho de grão na zona do *Nugget*, existindo um refinamento dessa zona. Comparando as durezas MIG com as MIG+FSP conclui-se que existiu uma recristalização do grão diminuindo o tamanho de grão de 25 μ m e 30 μ m no do material base para 2 μ m a 4 μ m no *Nugget*, e a criação de uma zona com forma de “língua” com baixo tamanho de grão que contribui para aumentar a resistência á fadiga.

Nos ensaios de dureza determinou-se que existiu um aumento de dureza em todo nas zonas processada das séries MIG+FSP em detrimento da série MIG.

Por fim, os ensaios de fadiga comprovaram, que a técnica de FSP permite o aumento da resistência á fadiga em carregamento de amplitude variável. Para uma vida de 1 milhão de ciclos, o aumento na resistência para R=0 foi 33,9% e de 34,6% para v=2 e v=5, respetivamente, enquanto que para R=-1 foi de 51,3% e 54,2% para v=2 e v=5, respetivamente. Este aumento da resistência á vida á fadiga em juntas soldadas previamente por MIG deve-se ao aumento da dureza na zona refinada, a eliminação de defeitos provenientes da soldadura MIG, uma possível alteração de tensões residuais e a melhoria da geometria do pé do cordão da soldadura através de um aumento do raio de curvatura.

5.1. Trabalhos Futuros

Para trabalhos futuros seria proveitoso comparar a técnica de FSP com outras técnicas de melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas, na liga AA5083 H111, como por exemplo o afagamento a refusão a TIG ou a plasma, realizando novos ensaios de resistência á fadiga de soldaduras MIG pós-processado com estas técnicas de modo a que as comparações estejam todas sujeitas aos mesmos parâmetros.

Seria de extrema importância fazer a simulação numérica de previsão da vida à fadiga para juntas pós-processadas por FSP e apenas soldada por MIG de modo a comparar com os resultados experimentais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] R.S, Mishra e M.W, Mahoney, “Friction Stir Welding and Processing,” *ASM International*, pp. 1-5, 2007.
- [2] Aalco Metals Limited, “aalco - The UK's largest independent multi-metals stockholder,” [Online]. Available: http://www.aalco.co.uk/datasheets/Aluminium-Alloy-5083-0-H111-Sheet-and-Plate_149.ashx. [Acedido em 12 4 2014].
- [3] J. Barralis e G. Maeder, *Prontuário de metalurgia*, 2º ed., Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1997.
- [4] C. Fortes, “Apostilas ESAB,” [Online]. Available: http://www.esab.com.br/br/por/instrucao/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasol_dagemmimag.pdf. [Acedido em 21 6 2014].
- [5] A.J.R. Loureiro, “Tecnologia da Soldadura,” *Sebenda de apoio á cadeira de Tecnologia Mecânica II*, 2010.
- [6] D. Walton e E.G. Ellison, “Fatigue crack initiation and propagation,” *International Materials Review*, vol. 17, 1972.
- [7] C.M. Branco, A.A. Fernandes e P.M.S. Tavares de Castro, *Fadiga de estruturas soldadas*, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1999.
- [8] J.P.V. Rangel, “Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG na liga AA6082,” *Dissertação para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica*, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra, 2012.
- [9] W.M. Thomas et al., “Friction-stir butt welding”. Patente 9125978.8, 12 1991.
- [10] A. Shafieizarghani et al, “Ultranine Grained 6082 Aluminium Alloy Fabricated By Friction Stir Processing,” *International journal of Modern Physics B*, vol. 22, pp. 2874-2878, 2008.
- [11] M.W. Mahoney e S.P. Lynch, *Friction Stir Processing*, Manager Senior Scientist, Rockwell Scientific Co. LLC, 2006.
- [12] R.S. Mishra e Z.Y. Ma, “Friction stir welding and processing,” *Materials Science and Engineering*, vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [13] R.C. Silva, “Otimização do processamento por fricção linear (FSP) na liga AA5083,” *Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica*, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra,, Coimbra, 2014.
- [14] C. Schön, “Fratura dos Materiais - Noções de Mecânica da Fratura,” [Online]. Available: moodle.stoa.usp.br/file.php/433/2010/PMT2200aula4em2009-Mec-da-fratura.pdf. [Acedido em 09 05 2014].
- [15] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego e L.P. Abreu, “Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings,” *International Journal of Fatigue*, vol. 37, pp. 8-16, 2012.

- [16] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego e L.P. Abreu, “Fatigue Behaviour of AA6082 Friction stir welds under variable loadings,” vol. 37, pp. 8-16, 2012.
- [17] J.H. Rogerson, “Defects in aluminium Welds and their influence on quality,” *2nd Conf. Significance of Defects*, vol. 8, 1969.
- [18] C. Moura Branco, J. Martins Ferreira, J. Domingos da Costa e A. Silva Ribeiro, *Projecto de órgãos de máquinas*, Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 2005.
- [19] D. Radaj, C.M. Sonsino e W. Fricke, *Fatigue assessment of welded joints by local approaches*, Woodhead Publishing Limited, 2006.
- [20] J. Yung e L. F.V, “Analytical and Graphical Aids for the Fatigue Design of Weldments,” *Fatigue Fract Eng. Mater. Structures*, vol. 8, pp. 223-241, 1985.
- [21] R.E. Peterson, “Relation between stress analysis and fatigue of metals,” *Proc. Soc. Exp. Stress Anal.*, vol. 11, p. 199, 1950.
- [22] B.M.D. Quintino, “Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas de topo soldadas por MIG na liga AA5083-H111,” Dissertação para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra, 2012.
- [23] R.M.F. Rodrigues, “Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas de canto soldadas por MIG na liga AA5083,” Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra, 2013.
- [24] D.G.B. Verde, “Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas por MIG,” Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra,, Coimbra, 2011.
- [25] M.E. Fine e R.O. Ritchie, “Fatigue – Crack initiation and Near – Threshold crack growth,” *Fatigue and Microstructure, ASM Materials Science Seminar*, pp. 245-278, 1978.
- [26] E.A. Starke Jr. e G. Lütjering, “Cyclic plastic deformation and microstructure,” *Fatigue and Microstructure, American Society for Metals, Metals*, pp. 205-243, 1979.
- [27] T.L. Anderson, “Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications,” *CRC Press*, 1991.
- [28] T. Gurney et al., “Fatigue of welded structures,” *CUP*, 1979.

ANEXO A

O procedimento utilizado para preparar as amostras de modo a realizar a sua análise metalográfica consiste nas seguintes etapas:

1. Cortar as amostras com dimensões previamente estabelecidas;
2. Identificar cada uma das amostras;
3. Limpar as arestas das amostras em moldes com um diâmetro adequado ao tamanho da amostra em resina a frio;
4. Proceder à montagem das amostras em moldes com um diâmetro adequado ao tamanho da amostra em resina a frio;
5. Realizar a lixagem das amostras utilizando lixas de granulometria 320mesh, 600 mesh, 1000 mesh, 2400 mesh;
6. Proceder ao polimento das amostra, utilizando uma pasta de 3 e 6 micrómetros de granulometria, com uma mistura de lubrificante e pó diamante até ficar sem riscos.
7. Lavar a amostra com água e detergente e depois lavar com álcool e secar.
8. Proceder ao ataque químico das amostras com Poulton.