



UNIVERSIDADE D  
COIMBRA



Joel Alexandre da Silva de Jesus

PROCESSAMENTO POR FRICÇÃO LINEAR:  
UMA TÉCNICA DE MELHORIA DA RESISTÊNCIA  
À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS

Tese no âmbito do Doutoramento em Engenharia Mecânica na Especialidade de Integridade Estrutural orientada pelos Professores Doutor José Domingos Moreira da Costa e Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

Dezembro de 2018







FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# Processamento por Fricção Linear: uma técnica de melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas

Tese apresentada para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica  
na Especialidade de Integridade Estrutural

**Autor**

**Joel Alexandre da Silva de Jesus**

**Orientadores:**

**Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa**

Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

**Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro**

Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

Com o apoio de:

**Projeto nº PTDC/EME-PME/114605/2009**

**Projeto nº UID/EMS/00285/2013**

**FCT** Fundação para a Ciência e a Tecnologia  
MINISTÉRIO DA CIÊNCIA, TECNOLOGIA E ENSINO SUPERIOR



Governo da República Portuguesa



UNÃO EUROPEIA

Publicado em  
25 de Novembro de 2013

**Coimbra, 2018**



“Jamais considere seus estudos como uma obrigação, mas como uma oportunidade invejável para aprender, para seu próprio prazer pessoal e para proveito da comunidade à qual seu futuro trabalho pertencer”

Adaptado de Albert Einstein

Aos meus pais, irmão, amigos e todos os meus familiares que já não estão presentes.



## Agradecimentos

Ao longo dos anos em que o trabalho desta tese se desenvolveu, foi possível conhecer e trabalhar com pessoas que contribuíram para a realização deste trabalho, pelo que o autor deixa aqui uma palavra de gratidão por toda a colaboração, nomeadamente:

- Aos orientadores, Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa e Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro, pela magnífica orientação a vários níveis, tais como: apoio incondicional em todos os trabalhos executados, ensino de todas as técnicas e conhecimentos necessários para atingir os objetivos propostos nesta tese, disponibilidade, paciência, motivação, exigência, ética e rigor científico. Foi um privilégio para o autor ser orientado e ter a oportunidade de trabalhar com ambos, sempre na esperança que este contato se prolongue no futuro, de modo a proporcionar um aperfeiçoamento de conhecimentos já adquiridos e aperfeiçoar os já adquiridos;
- Ao Professor Doutor José António Martins Ferreira, pela compreensão, disponibilidade para esclarecer dúvidas e sobretudo pelas oportunidades que foram concedidas ao autor, ao longo da elaboração desta dissertação;
- Ao Professor Doutor Amílcar Lopes Ramalho, que sempre se mostrou disponível no esclarecimento de questões e no ensino de técnicas necessárias ao desenvolvimento do trabalho;
- Ao Sr. Fernando Bernardes, que foi fundamental na realização de todo o trabalho de oficina, sempre presente, disposto a ajudar e colaborar em conjunto com os restantes elementos envolvidos no projeto;
- Aos Professores, Doutor António Adriano Castanhola Batista e Doutor João Paulo da Silva Gil Nobre, pela excelente contribuição ao nível da medição de tensões residuais;
- Aos Professores Doutores Luís Borrego, Fernando Ventura e Carlos Capela, pelo incentivo e colaboração;

- Aos meus Pais pelo amor, amizade e apoio incondicional, não só financeiramente, mas também de incentivo para continuar a minha evolução académica;
- Ao meu irmão Renny Daniel da Silva de Jesus, pelo apoio e sobretudo pela sua amizade, que foi fundamental para conseguir percorrer este caminho;
- Aos meus colegas de trabalho Doutor Carlos Leitão, Doutor Pedro Vale Antunes, Doutor Miguel Esteves, entre outros, pela colaboração na realização de algumas tarefas essenciais para o desenvolvimento deste trabalho;
- A todos os alunos finalistas, que trabalharam arduamente na realização das suas dissertações de mestrado, que, de algum modo, estiveram relacionados com esta tese;
- A todos os meus amigos e amigas, que de uma forma ou outra contribuíram para esta etapa, sem querer nomear cada um, por correr o risco de esquecer alguém, já que todos foram fundamentais à sua maneira;
- À Fundação Portuguesa para Ciência e Tecnologia por financiar a pesquisa relatada aqui, pelo projeto PTDC / EME-PME / 114605/2009, co-financiado por FEDER através dos Fatores Operacionais para a Competitividade Programa do QREN, com a referência COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER- 015165. Esta pesquisa é patrocinada por FEDER fundos do programa COMPETE – Programa Operacional Fatores de Competitividade - e por fundos nacionais da FCT - Fundação para a Ciência e Tecnologia -, sob a projeto UID / EMS / 00285/2013;
- Esta investigação foi apoiada também pelo FEDER através do programa COMPETE - Programa Operacional Fatores de Competitividade - e FCT - Fundação para a Ciência e Tecnologia – projeto PEST-C / EME / UI0285 / 2011 e projeto CENTRE -07 - -002 001 0224 -FEDER (MT4MOBI);
- Ao apoio do 7º programa do quadro da Comunidade Europeia no âmbito da ação comunitária relativa às infra-estruturas de investigação, de subvenção CE NMI3, Heinz Maier-Leibnitz (FRM II), Universidade de Munique, projeto 7184/2012 (medição de tensões residuais);

- Ao CEMMPRE (Centre for Mechanical Engineering, Materials and Processes) e à Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra por disponibilizar os laboratórios para a realização dos trabalhos.





## Resumo

Elementos ou estruturas soldadas são muito comuns em equipamentos mecânicos, sendo estes bastante suscetíveis a falhas por fadiga, uma vez que apresentam defeitos de soldadura muito comuns sobretudo em soldaduras de ligas de alumínio. Pela elevada utilização destas ligas na indústria em geral, torna-se importante encontrar formas e técnicas alternativas às tradicionais (retificação com mó, refusão TIG (Tungsten Inert Gas) ou Plasma, projeção de granalha, entre outras) para melhorar o comportamento à fadiga de juntas soldadas.

A técnica do processamento por fricção linear (PFL) é uma técnica recente, que tem demonstrado grande eficácia na eliminação de defeitos e na promoção de modificações macro e microestruturais. Assim, foi pensada a sua adaptação a este trabalho, aplicando-a a dois tipos de juntas (topo a topo e em T) soldadas por MIG (processo tradicionalmente utilizado para soldar ligas de alumínio) e em duas ligas de alumínio (6082-T651 e 5083-H111), muito comuns em estruturas soldadas.

Assim, numa primeira fase, o objetivo principal passou pela análise da influência no comportamento mecânico à fadiga em juntas de liga de alumínio soldadas por MIG e pós-processadas por PFL. Este estudo considerou, não só a realização de ensaios de fadiga e a sua análise, mas também a realização de análises complementares, como análise metalográfica e morfológica, análise de dureza, análises de ensaios estáticos (ensaios de tração), análise fratográfica e medição de tensões residuais.

Tanto para as juntas topo a topo como em T soldadas por MIG e posteriormente processadas utilizando o PFL registrou-se um incremento da resistência à fadiga entre 30% a 55% para uma vida de  $10^6$  ciclos, dependendo da razão de tensões (entre  $R=0$  e  $R=-1$ ), da junta e da liga de alumínio estudada, o que compete perfeitamente com as técnicas clássicas mais complexas. A aplicação do PFL provocou a alteração geométrica do pé da soldadura, o que diminuiu a concentração de tensões, a introdução de uma camada fina de material refinado e a eliminação de defeitos deixados pela soldadura MIG. Isto permitiu aumentar o

período de iniciação de fendas por fadiga, sendo o incremento de vida das soldaduras muito influenciado quer pela introdução de uma camada fina de material refinado e como pela eliminação de defeitos superficiais de soldadura.

Numa segunda fase, surgiu a questão de perceber se seria mais vantajoso utilizar o processo MIG para soldar as juntas T e posteriormente processar as zonas críticas das soldaduras conseguidas ou aplicar diretamente a soldadura por fricção linear na produção de juntas T. Pretendeu-se também dar um contributo no desenvolvimento de soldaduras em T por soldadura por fricção linear (SFL), dada a dificuldade em realizar estas soldadura com raios de concordância bem definidos, evitando a diminuição de espessura numa das chapas e defeitos de soldadura habituais nesta configuração de junta e processo de soldadura.

Foram conseguidas soldaduras de junta T utilizando a SFL com raios bem definidos, sem defeitos e sem diminuição de espessura em ambas as ligas de alumínio, que revelaram um comportamento à fadiga melhor do que as juntas T soldadas por MIG. As soldaduras MIG processadas por PFL apresentaram também um incremento de resistência à fadiga. Além disso, constatou-se que é mais simples aplicar a SFL diretamente nas juntas T do que soldar as juntas T por MIG e posteriormente processá-las por PFL.

**Palavras-chave:** Resistência à fadiga, Soldadura MIG, Processamento por Fricção Linear, Ligas de alumínio, Soldadura por Fricção Linear

## Abstract

Welded parts or structures are very common in mechanical equipment, and these are quite susceptible to failures due to fatigue because of the presence of the geometric accident (weld bead) and welding defects very common, especially in aluminium alloy welds. These alloys are widely used in industry in general, so it becomes an important subject of study to find alternative forms and techniques of traditional ones (disc grinding, TIG or plasma dressing, shoot peening, laser peening, among others) to improve fatigue performance of welded joints in aluminium alloys. The technique of friction stir processing (FSP) is a recent technology that has already proved to be excellent for eliminating defects and promoting macro and microstructural modifications in non-welded materials, its adaptation to this work was then thought to be applied in two different joints (but and T joints) welded by MIG (traditionally used for welding aluminium alloys) and two different aluminium alloys (6082-T651 and 5083-H111).

Thus, in the first phase, the main objective was to analyse the influence on fatigue behaviour of friction stir processing of MIG welded joints in aluminium alloys. This study was carried out not only by performing fatigue tests and their analysis, but also by performing complementary analyses such as metallographic and morphological analysis, hardness analysis, static test results (tensile tests), fractography analysis and measurement of residual stresses.

For butt joints and T joints welded by MIG and further processed using FSP, an increase in fatigue strength between 30% to 55% for a life of  $10^6$  cycles, depending on the ratio of stresses (between  $R = 0$  and  $R = -1$ ), was recorded for aluminium alloys studied. These results compete perfectly with other more conventional techniques such as shot peening, laser peening, refining, among others. The application of the FSP caused the geometric alteration of the weld toe that reduced the local stress concentration, the introduction of a thin layer of refined material and the removal of defects left by the MIG welding process. That led to an increase of crack initiation and nucleation period, being the increment most influenced by the introduction of a thin layer of refined material and the elimination of MIG weld defects.

In a second phase, the question arose as to whether it would be more advantageous to use the MIG process to produce T welded joints and then process the critical zones of the welds achieved or directly apply the friction stir welding (FSW) to perform T joints. Thus to achieve a comparative term, but also contribute to the development of FSW given the difficulty in realizing these welding with weld toe radius well defined avoiding thickness reduction and welding defects. This part also underwent analyses similar to the first phase.

T-joint welds with weld toes radius well defined, without welding defects and avoiding skin thickness reduction were achieved using FSW in both aluminium alloys. These welds showed better fatigue behaviour than T-joints welded by MIG. The MIG welds processed by FSP also showed an increase in fatigue strength. Furthermore, it has been found that it is simpler to apply the FSW directly to the T joints than to weld the T joints by MIG and then process them by FSP.

**Keywords:** Fatigue strength, Friction Stir Processing, Metal inert gas Welding, Aluminium Alloys, Friction Stir Welding.

# Índice

Índice de Figuras .....	x
Índice de Tabelas .....	xiii
Simbologia e Siglas .....	xiv
Simbologia.....	xiv
Siglas e Legendas .....	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos e Tarefas.....	5
2. ENQUADRAMENTO .....	6
2.1. Ligas de alumínio .....	6
2.1.1. Liga de alumínio 6082-T651 .....	8
2.1.2. Liga de alumínio 5083-H111 .....	9
2.2. Técnicas de soldadura e processamento aplicadas nas ligas de alumínio utilizadas neste estudo .....	10
2.2.1. Soldadura MIG .....	10
2.2.1.1. Geometria e preparação de juntas .....	12
2.2.1.2. Metalografia de juntas soldadas por MIG em ligas de alumínio .....	13
2.2.1.3. Defeitos de soldadura nas juntas soldadas por MIG em ligas de alumínio... ..	15
2.2.2. Soldadura e processamento por fricção linear (SFL e PFL) .....	18
2.2.2.1. Geração de calor e fluxo do material para ambos processos .....	25
2.2.2.2. Caracterização metalográfica das juntas soldadas e/ou processadas por fricção linear .....	33
2.2.2.3. Defeitos de soldadura e/ou processamento por fricção linear .....	36
2.2.2.4. Juntas T soldadas por SFL .....	41
2.2.2.5. Efeito do SFL ou PFL em ligas de alumínio 5083 e 6082.....	44
2.3. Comportamento à fadiga dos materiais .....	46
2.3.1. Efeito de fatores associados ao material no comportamento à fadiga dos materiais .....	53
2.3.2. Efeito de fatores associados a forma de carregamento no comportamento à fadiga dos materiais.....	55
2.3.3. Efeito do acabamento e tratamentos superficiais no comportamento à fadiga dos materiais .....	56
2.3.4. Efeito das tensões residuais no comportamento à fadiga dos materiais.....	56
2.3.5. Efeito do meio ambiente no comportamento à fadiga dos materiais .....	57
2.3.6. Efeito da concentração de tensões no comportamento à fadiga dos materiais..	57
2.4. Comportamento à fadiga de estruturas de ligas de alumínio soldadas por fusão .....	58
2.4.1. Concentração de tensões em juntas soldadas topo a topo e juntas T .....	59
2.4.2. Tensões residuais em estruturas soldadas por processos de fusão .....	64
2.5. Fadiga de estruturas de ligas de alumínio soldadas por SFL.....	66

---

2.5.1. Tensões residuais em estruturas soldadas por SFL .....	68
2.6. Processos de melhoria da vida à fadiga de juntas soldadas .....	69
2.7. Fadiga de estruturas de ligas de alumínio processadas por PFL .....	72
2.8. Outros aspetos do enquadramento .....	73
<b>3. MELHORIA DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS TOPO A TOPO SOLDADAS POR MIG UTILIZANDO O PFL.....</b>	<b>75</b>
3.1. Melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 6082-T651 .....	75
Apêndice I a) .....	79
3.2. Melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 5083-H111 .....	87
Apêndice I b) .....	90
<b>4. MELHORIA DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS T SOLDADAS POR MIG UTILIZANDO O PFL .....</b>	<b>97</b>
4.1. Efeito da geometria da ferramenta no PFL e na resistência à fadiga de juntas T em ligas de alumínio.....	97
Apêndice II a).....	103
4.2. Melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 6082-T651 .....	114
Apêndice II b).....	117
4.3. Melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 5083-H111 .....	128
Apêndice II c).....	132
4.4. Análise das tensões residuais em juntas T soldadas por MIG e processadas por PFL .	143
Apêndice II d).....	145
<b>5. SFL DE JUNTAS T.....</b>	<b>151</b>
Apêndice III.....	160
<b>6. Conclusões e trabalhos futuros .....</b>	<b>173</b>
<b>BIBLIOGRAFIA .....</b>	<b>175</b>

---

---

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Diagrama esquemático dos diferentes tratamentos térmicos e mecânicos e a sua dedicação para ligas de alumínio de trabalho mecânico.....	8
Figura 2.2. Diagrama esquemático do processo de soldadura MIG, modificado de [1].....	11
Figura 2.3. Juntas soldadas mais comuns.....	13
Figura 2.4. Esquema das zonas mais importante numa junta topo a topo na secção transversal. ....	13
Figura 2.5. Porosidade numa soldadura MIG na liga de alumínio 5083-H111. ....	16
Figura 2.6. Fissuração a quente de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651. ....	17
Figura 2.7. Falta penetração e de fusão de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651. ....	17
Figura 2.8. Falta de molhagem de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651. ....	18
Figura 2.9. Defeito de forma numa soldadura MIG na liga de alumínio 5083-H111.....	18
Figura 2.10. Desenho esquemático do processamento por PFL e soldadura SFL, modificado de a) PFL, Bakshi <i>et al</i> , 2014. b) SFL, Threadgill <i>et al</i> , 2009.....	19
Figura 2.11. Desenho esquemático de uma ferramenta simples de SFL ou PFL.....	21
Figura 2.12. Desenho esquemático de uma ferramenta de SFL e PFL. a) base plana e b) base côncava e c) base convexa. Zhang <i>et al</i> , 2012.....	22
Figura 2.13. Exemplo de bases estriadas. a) e d) bases planas estriadas em espiral; b) e c) bases planas estriadas não concêntricas e e) base plana estriadas com estrias concêntricas, Mishra e Mahoney, 2007. ....	22
Figura 2.14. Sumário de geometrias para pinos de uma ferramenta de SFL e PFL, Zhang <i>et al</i> , 2012.....	23
Figura 2.15. Exemplos de geometrias complexas de pinos. a) MX Triflute e b) A-skew <sup>TM</sup> . Meilinger and Torok, 2013. ....	24
Figura 2.16. Efeito do diâmetro da base na temperatura máxima atingida, modificado de Mehta <i>et al</i> , 2011. ....	27
Figura 2.17. Distribuição de temperaturas e fluxo horizontal. a) Vista de cima e b) Vista de lado em corte ou segundo a espessura do material, modificado de Cruz e Neto, 2009.....	28
Figura 2.18. Esquema dos Fluxos de material na ferramenta. a) Fluxo horizontal e b) Fluxo vertical, modificado de Meilinger e Török, 2013. ....	29
Figura 2.19. Esquema dos Fluxos de material na ferramenta. a) Fluxo combinado e b) Fluxo horizontal, modificado de Schmidt <i>et al</i> , 2006.....	30
Figura 2.20. Processo metalúrgico desenvolvido nos processos de PFL e SFL para ligas de alumínio. a) Fluxo de material no corte longitudinal a direção de avanço da	

ferramenta. b) Zonas metalúrgicas no corte longitudinal a direção de avanço da ferramenta, modificado de Arbegast, 2003. ....	31
Figura 2.21. Potência utilizada no PFL e na SFL em função da relação $v/\omega$ de velocidades, modificado de Peel <i>et al</i> , 2006. ....	32
Figura 2.22. Zonas microestruturais na secção transversal de um material submetido ao PFL ou a SFL, modificado de Cruz <i>et al</i> , 2009 e Mishra e Mahoney, 2007.....	34
Figura 2.23. ZTMA obtida por PFL em uma liga de alumínio 5083-H111. ....	35
Figura 2.24. Defeito tipo “túnel”. a) Micrografia no plano perpendicular a direção de avanço da ferramenta. b) Macrografia no plano longitudinal a direção de avanço da ferramenta. ....	37
Figura 2.25. Defeito tipo “flash” em SFL numa liga de alumínio da série 4xxx numa SFL, Podržaj <i>et al</i> , 2015.....	37
Figura 2.26. Defeito tipo “Kissing Bond” numa liga de alumínio 6082-T6 soldada por SFL. ....	38
Figura 2.27. Defeito tipo “Hook” numa liga de alumínio 5083-O soldada por SFL (Junta sobreposta), Thomas <i>et al</i> , 2003.....	39
Figura 2.28. Defeito de falta de penetração numa liga de alumínio 1076, Mishra e Mahoney, 2007.....	39
Figura 2.29. Linha de óxidos resultante de uma SFL na liga de alumínio 5083-H111.....	40
Figura 2.30. Juntas com possibilidade de SFL. a) Topo a topo, b) e g) Junta de canto, c) e f) Junta T, d) e e) juntas sobrepostas. [2] .....	41
Figura 2.31. Configurações de juntas T habitualmente estudadas, Tavares <i>et al</i> ,2010.....	42
Figura 2.32. Exemplo de onda sinusoidal. ....	48
Figura 2.33. Exemplo de uma onda tensões de amplitude variável por blocos.....	48
Figura 2.34. Bandas de deslocamentos à superfície do material, iniciação e nucleação de fenda por fadiga, modificado de Meyers e Chawla, 1999.....	51
Figura 2.35. Representação esquemática dos dois aspetos microestruturais que resultam em deformação localizada: (a) precipitados cortados e (b) precipitados em zonas livres (não cortados), Starke e Lütjering, 1979. ....	54
Figura 2.36. Exemplo de uma soldadura topo a topo solicitada à tração. ....	60
Figura 2.37. Representação esquemática, para o cálculo do $k_t$ de uma junta soldada topo a topo.....	61
Figura 2.38. Fatores que influenciam o $k_t$ para juntas T com penetração total e sem transferência de carga. ....	61
Figura 2.39. Exemplo de provetes entalhados (a) e não entalhados (b) e curvas S-N de provetes entalhados vs provetes não entalhados (c), Juvinall and Marshek, 2012. ....	62
Figura 2.40. Exemplo de um gradiente de tensões num provete entalhado e não entalhado sujeito a uma carga axial cíclica.....	63



---

Figura 2.41. Esquema da distribuição típica das tensões residuais na vizinhança de um cordão de soldadura. a) Tensões residuais longitudinais e b) Tensões residuais transversais, modificado de Madox, 1991. ....	65
Figura 5.1. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga nas séries LTT5-4 e BPP5-1 para R=0 incluindo outras séries para comparação. ....	157
Figura 5.2. Resultados obtidos nos ensaios de fadiga nas séries LTT6-3 e BPP6-1 para R=0 incluindo outras séries para comparação. ....	158

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Designação das diferentes séries de ligas de alumínio de trabalho mecânico, ASTM Handbook.....	7
---	---

---

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

A – Amper

a – Constante para alumínios da equação de Peterson ou Neuber

$d_{re}$  – Distância a partir do entalhe

$F_a$  – Amplitude de carregamento

$F_{máx}$  – Carregamento máximo

$F_{mín}$  – Carregamento mínimo

$k_f$  – Fator de concentração de tensões dinâmico ou de fadiga

$k_t$  – Fator de concentração de tensões estático

$n_i$  – Número de ciclos de um bloco de carregamento

$N_i$  – Número de ciclos totais até a rutura

q – Constante de sensibilidade ao entalhe

R – Razão de tensões

S – Distancia entre pés do cordão de soldadura

t – Espessura

v – Velocidade de avanço da ferramenta

V – Volts

$\alpha$  – Fase presente em ligas de alumínio

$\beta$  – Partículas presentes em algumas ligas de alumínio

$\beta''$  – Precipitado presente em algumas ligas de alumínio

$\Delta\sigma$  – Gama de tensões

$\Delta\sigma_{loc}$  – Gama de Tensões local

$\theta$  – Ângulo de ataque (“tilt”) ou Ângulo do cordão de soldadura

v – Coeficiente de forma de espectro de carga

$\rho$  – Raio do pé do cordão de soldadura

$\sigma_a$  – Amplitude de tensão

$\sigma_{ar}$  – Amplitude de tensão equivalente a um ciclo com R=-1

---

$\sigma_c$  – Tensão de cedência para 0,2% de deformação  
 $\sigma_{ef}$  – Tensão efetiva  
 $\sigma_{loc}$  – Tensão local  
 $\sigma_m$  – Tensão média  
 $\sigma_{m\acute{a}x}, \sigma_{max}$  – Tensão Máxima  
 $\sigma_{m\acute{i}n}, \sigma_{mix}$  – Tensão Mínima  
 $\sigma_n$  – Tensão Nominal  
 $\sigma_r$  – Tensão de rotura  
 $\omega$  – Velocidade de rotação da ferramenta

## Siglas e Legendas

AC – Fadiga de amplitude constante  
AS – Lado do avanço da ferramenta (Advancing Side)  
ASTM – American Society for Testing and Materials  
AV – Fadiga de amplitude variável  
BDPs – Bandas de Deslizamento Persistentes  
BPP – Série de soldadura em T de formato topo a topo (Butt) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta de base progressiva de pino piramidal liso sem referência de liga de alumínio (caso geral inclui ambas ligas)  
BPP5 – Série de soldadura em T de formato topo a topo (Butt) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta de base progressiva de pino piramidal na liga de alumínio 5083-H111  
BPP6 – Série de soldadura em T de formato topo a topo (Butt) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta de base progressiva de pino piramidal liso na liga de alumínio 6082-T651  
ESAB – Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget  
FSP – Friction Stir Processing  
FSW – Friction Stir welding  
GMAW – Série apenas soldada por MIG  
GMAW+FSP – Série soldada por MIG e pós-processada por PFL  
IADS – International Alloy Designation System

LF – Linha de Fusão

LTT – Série de soldadura em T de formato sobreposta (Lap) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta cónica rocada sem referência de liga de alumínio (caso geral inclui ambas ligas)

LTT5 – Série de soldadura em T de formato sobreposta (Lap) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta cónica rocada na liga de alumínio 5083-H111

LTT6 – Série de soldadura em T de formato sobreposta (Lap) soldada por SFL com recurso a uma ferramenta cónica rocada na liga de alumínio 6082-T651

MB – Material de Base

MF – Material Fundido

MIG – Metal Inert Gas/ Gas Metal Arc Welding, Soldadura por fusão de arco elétrico com atmosfera de gás inerte

MIG – Série apenas soldada por MIG

MIG\_NR – Série apenas soldada por MIG sem reforço

MIG\_NR+FSP – Série soldada por MIG e pós-processada por PFL sem reforço

MIG\_R – Série apenas soldada por MIG com reforço

MIG\_R+FSP – Série soldada por MIG e pós-processada por PFL com reforço

MIG+FSP – Série soldada por MIG e pós-processada por PFL

N – Nugget

PFL – Processamento por Fricção Linear

RS – Lado do recuo da ferramenta (Retreating Side)

SFL – Soldadura por Fricção Linear

S-N – Cusvas de fadiga: Tensão vs Número de ciclos até a rutura

SWT – Critério do efeito da tensão média de Smith, Watson e Topper

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada



## 1. INTRODUÇÃO

Com o desenvolvimento de novas tecnologias tem sido possível aumentar a performance dos materiais utilizados bem como a dos componentes fabricados, incrementando, deste modo, a vida dos infinitos equipamentos existentes, assim como a sua segurança. Por outro lado, é, igualmente possível construir equipamentos mais leves e com menos recursos naturais, o que contribui para uma menor poluição do ambiente. Pelas razões anteriormente descritas e pela procura incansável da evolução tecnológica revelada pelo homem, foi possível desenvolver duas técnicas revolucionárias na área da soldadura e na melhoria do comportamento mecânico dos materiais como a soldadura por fricção linear, SFL (FSW-Friction Stir Welding) e o processamento por fricção linear, PFL (FSP-Friction Stir Processing).

Estes dois processos são cada vez mais utilizados na indústria em geral e, atualmente, as indústrias que mais recorrem a este tipo de técnicas são a indústria automóvel, aeroespacial, aeronáutica, naval, militar, entre outras. Estes ramos da indústria representam uma enorme fatia financeira da comercialização de equipamentos e no desenvolvimento de novas tecnologias.

Como referido anteriormente, embora estas técnicas estejam a ser implementadas em alguns tipos de indústria, continuam em franco desenvolvimento pelo que, o seu aperfeiçoamento, de modo a conseguir uma melhoria do comportamento mecânico dos equipamentos, representa um objeto de investigação aliciante.

Por outro lado, o estudo das propriedades mecânicas de materiais sujeitos a estas técnicas é, de igual modo, indispensável para compreender melhor quais os parâmetros que conduzem a componentes de qualidade, que possam ser usados na prática. Propriedades como a resistência mecânica, a dureza, a ductilidade e o comportamento à fadiga são muito importantes, sendo este último um aspeto crucial, dado que as falhas por fadiga representam mais de 80% das avarias mecânicas de componentes, como referido por Branco *et al*, 2006.

A utilização de ligas de alumínio em componentes estruturais na área da engenharia mecânica é muito atrativa, uma vez que possuem um conjunto de características como uma relação resistência/peso elevada, são fáceis de maquinar, conformar e soldar, apresentam uma boa condutibilidade elétrica e térmica e excelente resistência a corrosão, além de serem recicláveis. O comportamento à fadiga das soldaduras nestas ligas é, contudo, muito influenciado pela geometria destas, pela presença de defeitos e tensões residuais e pelas alterações estruturais e de propriedades mecânicas, que ocorrem em zonas específicas das soldaduras, como exposto por Branco *et al*, 2006.

O presente trabalho pretende dar um contributo na utilização da técnica PFL para melhorar a vida à fadiga de juntas de alumínio soldadas por MIG. Pretende também desenvolver a técnica de SFL em juntas em T de alumínio, e comparar o efeito de ambas as técnicas (MIG e SFL) em termos de comportamento mecânico à fadiga das ligações soldadas.

Os resultados obtidos ao longo desta investigação foram sendo publicados em bibliografia especializada, como se indica a seguir:

“Fatigue behaviour of AA6082-T6 MIG welded butt joints improved by friction stir processing” J. da Silva, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira. *Materials and Design* 51 (2013) 315–322. **(Apêndice I a))**

“Fatigue life improvement by friction stir processing of 5083 aluminium alloy MIG butt welds”, L.F. Borrego, J.D. Costa, J.S. Jesus, A.R. Loureiro, J.M. Ferreira, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 70 (2014), 68–74. **(Apêndice I b))**

“Effect of tool geometry on friction stir processing and fatigue strength of MIG T welds on Al alloys”, J.S. de Jesus, A. Loureiro, J.M. Costa and J. M. Ferreira, *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014) 2450–2460. **(Apêndice II a))**

“Fatigue life improvement of MIG welded aluminium t-joints by friction stir processing” J.M. Costa, J. S. de Jesus, A. Loureiro, J. M. Ferreira, L.P. Borrego, *International Journal of Fatigue* 61 (2014), 244-254. **(Apêndice II b))**



“Fatigue strength improvement of GMAW T-welds in AA 5083 by friction-stir processing” J.S. Jesus, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira, *International Journal of Fatigue* 97 (2017), 124-134. **(Apêndice II c)**

“Neutron and X-ray Diffraction Residual Stress Measurements in Aluminium Alloys MIG Welded T-Joints after Friction Stir Processing”, J.P. Nobre, A.C. Batista, J.R. Kornmeier, J.D. Costa, A. Loureiro and J.S. Jesus, *Advanced Materials Research*, 996 (2014), 439-444. **(Apêndice II d)**

“Assessment of friction stir welding aluminium T-joints” J.S. Jesus, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira, *Journal of Materials Processing Technology* 255 (2018), 387-399. **(Apêndice III)**

Os resultados foram também apresentados nas seguintes conferências:

- Portuguese Conference on Fracture: 2012, 2014 e 2016;
- International Conference on Joining Materials, Helsingborg, May, 2013;
- International Committee on Aeronautical Fatigue and Structural Integrity Symposium, Jerusalem, June, 2013;
- Conference of Grupo Español de Fractura, Toledo, March, 2013;
- Conference on scientific and technical advances on friction stir welding & processing, Ordizia, October, 2015.

É relevante dizer que o autor e orientadores foram os responsáveis da aplicação de todos os processos tecnológicos analisados neste trabalho. O autor produziu todas as amostras que permitiriam a realização dos ensaios experimentais que ficaram, na sua maioria, a cargo do mesmo, com supervisão dos orientadores. Na maioria dos textos publicados, o autor teve uma participação ativa, nomeadamente na escrita e na realização da maioria das figuras, assim como, na análise de resultados. No caso dos apêndices: I b), II b) e II d) a escrita do texto ficou a cargo do primeiro autor correspondente a cada apêndice referido. De referir ainda que, de todos os ensaios experimentais realizados, apenas as medições das tensões residuais foram

levadas a cabo por especialistas na matéria do Departamento de Física da Universidade de Coimbra (contemplados nos agradecimentos).

Conforme se detalha a seguir, esta Tese é composta por mais cinco capítulos, dos quais, a maior parte, se suporta nos artigos que foram sendo publicados:

- Capítulo 2: Enquadramento;
- Capítulo 3: Melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG utilizando o PFL;
- Capítulo 4: Melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG utilizando o PFL;
- Capítulo 5: SFL de juntas T;
- Capítulo 6: Conclusões e trabalhos futuros.

No capítulo 2 apresentam-se resumidamente todos os conceitos teóricos e alguns aspetos práticos necessários à compreensão do trabalho. Esses conhecimentos passam pela apresentação das ligas de alumínio, do processo de soldadura MIG, do comportamento mecânico deste tipo de juntas, dos parâmetros de processamento e de soldadura por fricção linear e, ainda, o seu efeito na morfologia e comportamento mecânico das soldaduras. Este capítulo aborda também conceitos básicos do comportamento à fadiga de juntas soldadas.

No capítulo 3 apresenta-se o resultado da investigação relativa à melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG, após o PFL, para duas ligas de alumínio.

O capítulo 4 evidencia o resultado da pesquisa ligada à melhoria da resistência à fadiga de juntas T por MIG após o PFL, para duas ligas de alumínio.

O capítulo 5 apresenta os resultados da soldadura SFL de juntas T nas mesmas ligas, e compara os resultados obtidos com os das soldaduras MIG processadas por PFL, referidas no capítulo anterior.

Finalmente, o capítulo 6 expõe um sumário das conclusões extraídas deste trabalho, assim como sugestões de trabalhos futuros a realizar neste âmbito.

## **1.1. Objetivos e Tarefas**

O principal objetivo de este trabalho é, tal como descrito anteriormente, dar um contributo na utilização da técnica do PFL para melhorar a vida à fadiga de juntas de alumínio soldadas por MIG. Pretende-se, ainda, desenvolver a técnica de SFL em juntas T de alumínio, assim como comparar o resultado de ambas técnicas (MIG+PFL e SFL) em termos de comportamento mecânico à fadiga. Para atingir este objetivo principal, foi necessário realizar tarefas específicas, como a análise morfológica, análise metalográfica, análise de dureza, análise fractográfica e das tensões residuais nas soldaduras, além dos ensaios mecânicos estáticos e dinâmicos para caracterização do comportamento mecânico das soldaduras.

De acordo com o supramencionado, a cada análise corresponde uma tarefa específica, pelo que será necessário mencionar, global e resumidamente, as tarefas realizadas e a sua sequência de modo a enquadrar o leitor e permitir uma maior compreensão do trabalho.

Numa primeira etapa, para os trabalhos dos capítulos 3 e 4, foram realizadas soldaduras pelo processo MIG, que necessitou de otimização dos parâmetros de soldadura para as diferentes configurações de junta. De seguida, aplicou-se o PFL, que necessitou, igualmente, de otimização dos parâmetros de processamento. Posteriormente, fez-se a preparação de provetes para a realização de ensaios metalográficos, de dureza, estáticos, dinâmicos, fractográficos e de medição de tensões residuais para a juntas T soldadas a MIG e pós-processadas. Por último, para o capítulo 5 foi necessário realizar as juntas T por SFL, processo que obrigou também à otimização de parâmetros de processo. Estas soldaduras foram submetidas a ensaios metalográficos e mecânicos idênticos às anteriores.

## 2. ENQUADRAMENTO

Este capítulo tem por objetivo apresentar todo o trabalho de pesquisa bibliográfica e enquadrar o leitor no âmbito deste trabalho. Numa primeira abordagem são descritas as ligas de alumínio, com especial referência às ligas 5083-H111 e 6083-T6, e os processos MIG, PFL e SFL. São também analisados os parâmetros envolvidos em cada um dos processos, caracterizando o seu efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas. Numa segunda fase, são apresentados os conceitos essenciais ao entendimento do comportamento mecânico à fadiga de estruturas soldadas. Faz-se também uma análise breve dos processos de melhoria do comportamento à fadiga de soldaduras em ligas de alumínio.

### 2.1. Ligas de alumínio

Como foi referido no capítulo anterior, as ligas de alumínio são atualmente muito utilizadas no âmbito industrial, devido à boa relação resistência/peso, à facilidade de processamento com as tecnologias convencionais, à boa condutividade elétrica e térmica, além da excelente resistência à corrosão atmosférica.

Os alumínios estão divididos em dois grandes grupos: os alumínios para enformação plástica (wrought aluminium alloys) ou trabalho mecânico, que detêm 85% da produção mundial, e os alumínios para fundição, que representam os restantes 15% (cast aluminium alloys). Os alumínios utilizados neste trabalho pertencem à classe de alumínios para trabalho mecânico.

Estes alumínios são classificados IADS, de acordo com o International Alloy Designation System com recurso a um sistema de quatro dígitos, em que o primeiro dígito varia conforme o elemento de liga principal, como se pode ver na Tabela 2.1. O segundo dígito está relacionado com modificações que foram feitas à liga, em que a original tem este dígito igual a 0 e as que sofrem modificação são numeradas de 1-9.

**Tabela 2.1.** Designação das diferentes séries de ligas de alumínio de trabalho mecânico, ASTM Handbook.

Série	Principais elementos de liga	Outros elementos de liga
1xxx	Alumínio puro	-
2xxx	Cu	Li,Mg
3xxx	Mn	Mg
4xxx	Si	-
5xxx	Mg	-
6xxx	Mg,Si	-
7xxx	Zn	Cu,Cr,Mg,Zr
8xxx	Li, Sn, Fe, Cu e Mn	-
9xxx	Futuras ligas	

As ligas de alumínio, pertencentes a estas séries, podem ainda ser divididas em dois grandes grupos: as ligas de alumínio tratáveis termicamente e as ligas de alumínio não tratáveis termicamente. As primeiras são aquelas cujas propriedades mecânicas são influenciadas pelo tratamento térmico, através da formação ou dissolução de precipitados finos coerentes com a matriz. As ligas de alumínio pertencentes a este grupo são das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx. Por outro lado, as ligas de alumínio não tratáveis termicamente são ligas que são pouco afetadas por ciclos térmicos, sendo a sua dureza e resistência mecânica dependente da sua deformação plástica através de trabalho mecânico. As ligas que pertencem a esse grupo são as das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx.

As designações dos tratamentos térmicos ou mecânicos a que as ligas podem ser sujeitas são apresentados esquematicamente na Figura 2.1. Os tratamentos mecânicos são designados pela letra H, seguida de dígitos que especificam os tratamentos a que são submetidas e o grau de deformação plástica induzido. Os tratamentos térmicos são designados pela letra T, seguida de um ou dois dígitos.

Neste trabalho, foram utilizadas duas ligas de alumínio de trabalho mecânico diferentes, uma tratável termicamente, cuja designação é 6082-T651 e outra não tratável termicamente, designada por 5083-H111.



**Figura 2.1.** Diagrama esquemático dos diferentes tratamentos térmicos e mecânicos e a sua designação para ligas de alumínio de trabalho mecânico.

### 2.1.1. Liga de alumínio 6082-T651

A liga de alumínio 6082-T651 pertence ao grupo das ligas de alumínio de trabalho mecânico tratáveis termicamente e apresenta dois elementos de liga principais, o magnésio (Mg) e o silício (Si). Esta liga, em particular, apresenta um tratamento térmico T6 que corresponde a um tratamento de solubilização e envelhecimento artificial, tal como é possível concluir a partir da Figura 2.1. Neste caso particular, os números “5” e “1” após “T6” correspondem ao alívio de tensões por alongamento (1 a 3%), seguido de envelhecimento artificial. A solubilização é conseguida para uma temperatura entre 530-550 °C durante um período que pode variar entre ½ hora a 1,5 horas, arrefecendo rapidamente em água à temperatura ambiente. O envelhecimento artificial é feito entre as temperaturas de 170-200 °C, durante um período que vai desde 8 até 12 horas (Alusuisse, 1990). O precipitado com mais

dureza e mais abundante na liga de alumínio 6082 é o  $\beta''$ - $Mg_5Si_6$ , que é facilmente dissolvido quando a temperatura atinge 200 a 250 °C (Svensson *et al*, 2000). O tamanho de grão das chapas utilizadas nestes estudos, com espessuras de 3 mm e 6 mm, é do “tipo panqueca” na direção de laminagem, tendo as dimensões médias de 135-150  $\mu m$  (comprimento) e 80-90  $\mu m$  (largura).

A composição química e as principais propriedades mecânicas são apresentadas no apêndice I a), apêndice II b) e apêndice III nas Tabelas 1 e 2, assim como também é possível observar um exemplo da morfologia do grão no apêndice I na Figura 7a). Esta liga de alumínio é muito utilizada, especialmente na Europa ao nível da fabricação de automóveis, devido à sua boa resistência mecânica e resistência a corrosão, assim como em aplicações estruturais, dado ter o maior nível de resistência mecânica desta série de alumínios.

### **2.1.2. Liga de alumínio 5083-H111**

A liga de alumínio 5083-H111 faz parte das séries de alumínios de trabalho mecânico não tratáveis termicamente, sendo que o principal elemento de liga é o magnésio (Mg), como se pode constatar através da Tabela 2.1. A excelente resistência à corrosão em ambientes salinos e a boa soldabilidade fazem desta uma liga muito utilizada na indústria naval, sendo também muito usada na indústria de moldes.

O tratamento H1 corresponde a um tratamento por deformação plástica, onde o encruamento do tratamento H11 (1/8) é menor do que o tratamento H12 (1/4), ver Figura 2.1. O terceiro dígito “1” corresponde um controle especial de envelhecimento. Esta liga apresenta, portanto, um estado pouco encruado. O tamanho de grão da microestrutura característico desta liga é uniforme, com um diâmetro médio de 25 a 35  $\mu m$  para chapas de 6 mm de espessura utilizadas, enquanto para as chapas de 3 mm de espessura apresenta grão de diâmetro médio de 14-15  $\mu m$ . Os precipitados mais abundantes nestas ligas da série 5xxx são:  $\alpha$  (Al) +  $\beta$  ( $Al_8Mg_5$ ) e  $MnAl_6$  dispersos, como foi proposto por McNelley, 2010. A composição química e as principais propriedades mecânicas das ligas utilizadas estão indicadas no apêndice I b), apêndice II c) e apêndice III nas Tabelas 1 e 2. Por outro lado, na Figura 5a) do apêndice I está uma micrografia da liga de alumínio em questão.

## **2.2. Técnicas de soldadura e processamento aplicadas nas ligas de alumínio utilizadas neste estudo**

A técnica de soldadura MIG é um processo de soldadura muito utilizado na soldadura de ligas de alumínio, devido à sua elevada velocidade de soldadura e grande flexibilidade de utilização em posições diferentes da posição ao baixo, pelo que constitui uma escolha natural para análise neste estudo, de acordo com Olabode *et al*, 2013. Refira-se, contudo, que esta técnica origina, habitualmente, diversos tipos de defeitos, conforme Kah *et al*, 2015, e reduz sensivelmente a resistência à fadiga das soldaduras, quando comparadas com o material base.

Por outro lado, de entre as técnicas de incremento de vida à fadiga de soldadura, a técnica do PFL é, sem dúvida, a menos estudada, embora apresente excelente potencial, conforme refere Ma *et al*, 2017. Por esse motivo, foi utilizada para processar soldaduras previamente realizadas por MIG, com o intuito de analisar o seu efeito nas propriedades mecânicas das soldaduras, com destaque para a sua vida à fadiga. Por fim, a técnica de SFL foi analisada por apresentar diversas vantagens na soldadura de ligas de alumínio (Misra and Mahoney, 2007), em juntas de configuração T que têm grande interesse industrial, e onde a informação disponível é muito escassa.

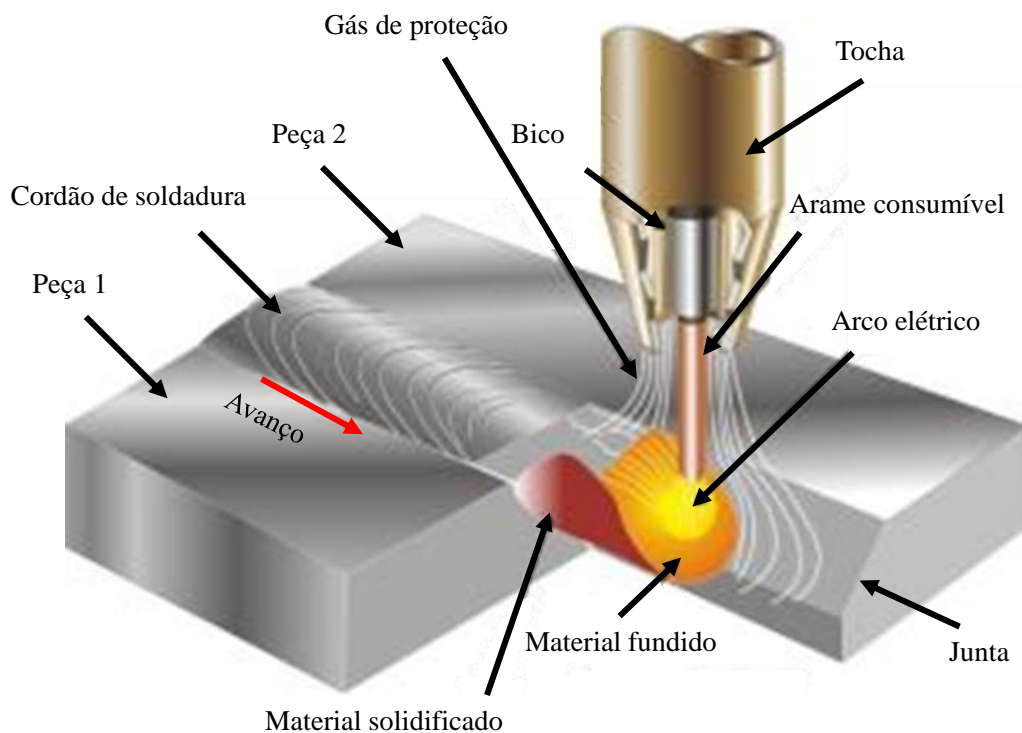
### **2.2.1. Soldadura MIG**

O termo MIG advém da língua inglesa Metal Inert Gas. Este processo de soldadura consiste na deposição de material fundido que ocorre quando um arco elétrico é estabelecido entre a peça a soldar e um consumível em forma de arame. A transferência de material neste processo é protegida utilizando uma atmosfera de gás inerte, de modo a evitar ao máximo o contacto com o ar. Os gases de proteção mais utilizados podem ser o argon (Ar), o hélio (He), misturas destes, ou misturas com outros, como o oxigénio, hidrogénio ou dióxido de carbono, todos em pequenas percentagens. A Figura 2.2 mostra um esquema do processo de soldadura.

O arco elétrico é criado através de uma corrente contínua com o polo positivo no eletrodo, consumível pelo que esta configuração é designada polaridade inversa, sendo esta é a



que oferece a melhor deposição de material. A transferência metálica no arco pode ser executada de várias formas: curto-circuito, globular (globular) ou chuva (spray arc) conforme o tipo de corrente, parâmetros de processo e gases de proteção (Ferraresi *et al*, 2003). No presente trabalho, foi utilizada a transferência spray para garantir boa penetração e poucos salpicos. Este tipo de transferência de material consiste em pequenas gotas de metal fundido que são desprendidas da ponta do eletrodo e projetadas por forças eletromagnéticas, em direção à peça.



**Figura 2.2.** Diagrama esquemático do processo de soldadura MIG, modificado de [1].

Os parâmetros mais importantes neste tipo de soldadura são (ESAB: Welding Handbook):

- A intensidade de corrente, em amperes (A), que é responsável pelo modo de transferência do metal e controla a taxa de fusão do eletrodo consumível, assim como da penetração de soldadura na peça. Este parâmetro é altamente dependente do tipo e espessura do material a soldar;

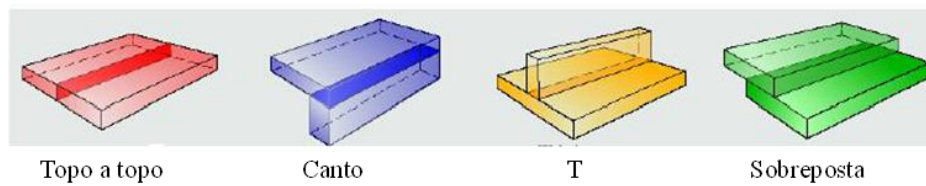
- A tensão do arco elétrico, em volts (V), responsável pelo comprimento do arco, que afeta a estabilidade do mesmo, a largura da soldadura, a molhagem da peça e também o modo de transferência metálica;
- O fluxo de gás de proteção, em l/min, que é fundamental na proteção adequada do banho de metal fundido, de forma a evitar a sua contaminação. Um baixo fluxo de gás de proteção pode levar à contaminação do cordão de soldadura e, por outro lado, um excesso de fluxo de gás traduz-se em desperdício de gás;
- A velocidade de avanço da tocha, em (mm/min), influencia a geometria e penetração de soldadura; uma elevada velocidade da tocha conduz à falta de penetração na peça e soldaduras estreitas e com forma convexa;

Outros parâmetros tais como o diâmetro do eletrodo, que afeta a gama de intensidades de corrente utilizáveis, ou a distância da tocha de soldadura à peça, que influencia a extensão do eletrodo fora do bico de contacto da tocha e a taxa de depósito, são também parâmetros a considerar.

O equipamento e parâmetros de soldadura utilizados nos trabalhos descritos nesta tese podem ser consultados nos apêndices I a) e I b) (juntas topo a topo) e apêndice II a), II b) e II c) (juntas em T), na Tabela 3 de cada apêndice referido. Estes parâmetros, como já referido, foram resultado da otimização para obter soldaduras com excelente qualidade, em termos geométricos e de sanidade, sendo que as mesmas foram realizadas sempre a baixo. O fluxo de gás utilizado foi de 27 l/min, cujo gás de proteção escolhido foi o argon, conforme recomendação da ESAB.

#### **2.2.1.1. Geometria e preparação de juntas**

O processo MIG é frequentemente utilizado numa grande variedade de geometrias de junta, tal como se ilustra na Figura 2.3. Para este trabalho foram estudadas as juntas topo a topo e em T.

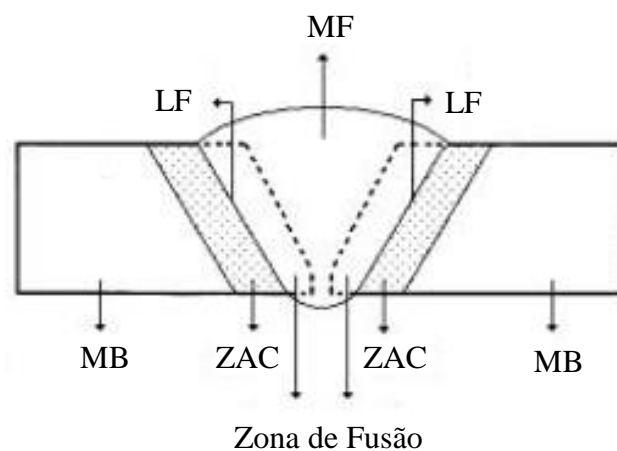


**Figura 2.3.** Juntas soldadas mais comuns.

Quanto às preparações de junta, destinadas a garantir a penetração total das soldaduras, foram utilizadas preparações em V para as soldaduras de topo, e em K para as soldaduras em T. Nas Figuras 1 dos apêndices I (a e b) estão representadas as dimensões, além da configuração das juntas de topo utilizadas. Por outro lado, nos apêndices II (a, b e c) encontram-se as dimensões e configurações adotadas nas juntas T.

#### 2.2.1.2. Metalografia de juntas soldadas por MIG em ligas de alumínio

O processo de aquecimento e de arrefecimento induzido pela soldadura MIG conduz a alterações microestruturais na região fundida e nas regiões adjacentes. Na soldadura podem ser consideradas quatro zonas importantes: a zona do material fundido (MF), a Linha de Fusão (LF), a zona afetada pelo calor (ZAC) e a zona do material de base (MB). Esta última, é a zona do material não afetado pela introdução de gradientes de temperatura, conforme refere Li *et al*, 2016, tal como se esquematiza na Figura 2.4. Do mesmo modo, estas zonas estão presentes em juntas T, no entanto, estão dispostas de acordo com a geometria da junta em T.



**Figura 2.4.** Esquema das zonas mais importante numa junta topo a topo na secção transversal.

---

A zona do material (MF) fundido é aquela em que há participação do material do eletrodo e do material base que, durante o arrefecimento, sofre um processo de nucleação e crescimento do grão, cuja morfologia e dimensão são muito influenciadas pelas condições de arrefecimento. Na Figura 7 c) do apêndice I a) e na Figura 5 d) do apêndice I b) é possível observar a zona do material fundido para a liga de alumínio 6082-T651 e para a liga de alumínio 5083-H111, respetivamente.

É de evidenciar que o tamanho de grão influencia as propriedades mecânicas dos materiais no sentido em que grãos pequenos são mais resistentes e mais dúcteis que grãos grandes. O tamanho de grão é altamente influenciado pela taxa de arrefecimento e do material que é depositado, conforme referido acima.

A linha de fusão é a linha (LF) que separa a zona do material fundido e a zona afetada pelo calor (ZAC), onde existem grãos do material base apenas parcialmente fundidos. A zona afetada pelo calor é, também, uma zona muito importante, dado que é nela que ocorrem alterações microestruturais importantes. O efeito do calor na soldadura em ligas de alumínio varia com a distância a contar da zona fundida. A ZAC é uma zona adjacente ao MF, como é possível observar na Figura 2.4, e é caracterizada por não haver fusão do material de base, embora seja sujeita a temperaturas elevadas.

Para as ligas de alumínio tratáveis termicamente ocorre uma degradação da dureza e, por consequência, uma degradação das propriedades mecânicas do material base localizado na ZAC. A microestrutura desta zona é alterada devido às temperaturas elevadas à qual esteve sujeita durante o processo de soldadura. Nestas ligas endurecíveis por precipitação, a ZAC apresenta dissolução ou crescimento de precipitados. Nas ligas tratáveis das séries 6xxx e 7xxx existem ambos os fenómenos, há a dissolução de precipitados em zonas perto do MF onde a temperatura é maior, e para zonas mais afastadas onde as temperaturas são mais baixas existe o crescimento dos precipitados, com a consequente alteração das propriedades mecânicas, conforme refere Bloem *et al*, 2009. A Figura 7b) e 7d) do apêndice I a) ilustram exemplos da ZAC e LF de uma soldadura topo a topo MIG na liga de alumínio 6082-T651.

Nas ligas de alumínio não tratáveis termicamente a ZAC, o material passa por um gradiente de temperaturas atingindo temperaturas elevadas, pelo que ocorre recristalização em ligas encruadas, com a consequente alteração das propriedades mecânicas, Katsas *et al*, 2005. Na Figura 5c) do apêndice I a) está ilustrada a LF e ZAC, para uma soldadura MIG na liga de alumínio 5083-H111.

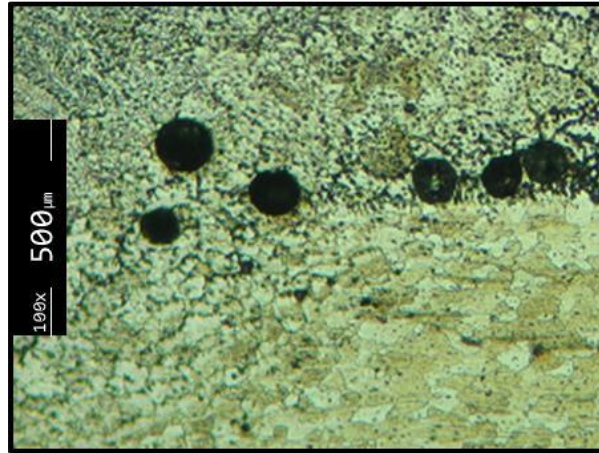
### **2.2.1.3. Defeitos de soldadura nas juntas soldadas por MIG em ligas de alumínio**

O processo de soldadura MIG pode dar origem a diversos tipos de defeitos. Os defeitos são divididos em dois grandes grupos: defeitos planares e defeitos não planares. Os primeiros são aqueles que apresentam forma volúmica, tais como porosidades e inclusões sólidas. Por outro lado, os defeitos planares são aqueles que não apresentam forma volúmica e estes podem ser: fissuras (fissuração a quente), falta de fusão, falta de penetração, falta de molhagem, entre outros. Além dos defeitos mencionados anteriormente, estão os defeitos de forma, que não são mais do que faltas de conformidade geométrica das superfícies do cordão em relação ao perfil correto, como as mordeduras ou o excesso de material. Os defeitos nas soldaduras de ligas de alumínio podem ocorrer por uma grande variedade de causas, tais como: falta de preparação do material, escolha errada dos parâmetros de soldadura, falta de limpeza, atmosferas contaminadas, entre outras. Os defeitos mais comuns na soldadura por fusão de ligas de alumínio são a porosidade, a fissuração a quente, a falta de molhagem e fusão, Kah *et al*, 2015.

A porosidade é a presença de pequenas cavidades esféricas na zona do material fundido, devidas ao hidrogénio que fica retido dentro do metal líquido e não consegue escapar nem solubilizar-se antes da solidificação (Kah *et al*, 2015).

O hidrogénio tem boa solubilidade no alumínio fundido, mas reduzida solubilidade no alumínio à temperatura ambiente. O hidrogénio tem origem na humidade existente nas chapas ou no consumível, que, na presença de temperaturas elevadas do processo de soldadura, é convertida em hidrogénio atómico, que depois penetra no metal líquido depositado.

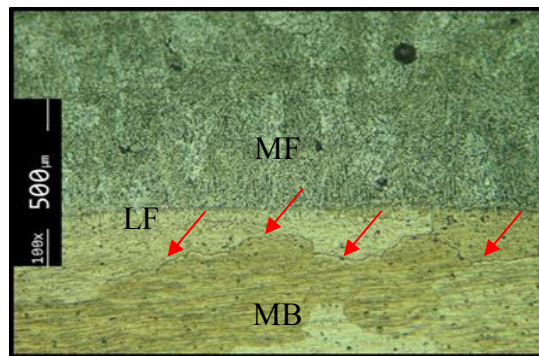
Na Figura 2.5, é possível observar a porosidade encontrada numa junta topo a topo soldada por MIG numa liga de alumínio 5083-H111, durante os trabalhos de preparação da tese.



**Figura 2.5.** Porosidade numa soldadura MIG na liga de alumínio 5083-H111.

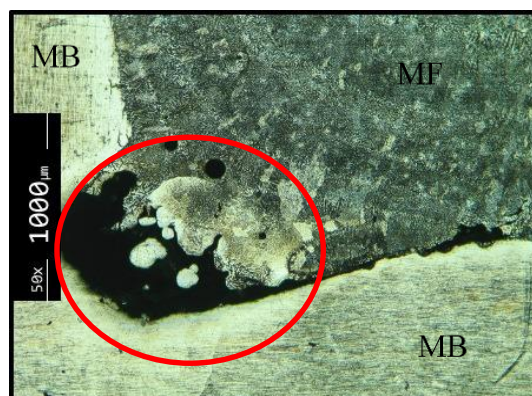
A fissuração a quente é caracterizada pela formação de fissuras em zonas da soldadura como zona do MF e ZAC de ligas de alumínio, Cheng *et al*, 2005. Fissuras no momento da solidificação ocorrem interdendriticamente na zona do MF, Kah *et al*, 2015. O material de adição mais utilizado nas soldaduras de alumínio para evitar este tipo de defeito são as ligas de alumínio 5183, 5336 (material de adição utilizado) e 5556 ou as ligas com teor em Si próximo da composição eutética.

Por outro lado, na ZAC as fissuras ocorrem por liquação dos metais com baixo ponto de fusão, manifestando-se de modo intergranular. O aumento do tamanho de grão nesta zona, a dissolução de precipitados e um grande constrangimento de movimentos na espessura facilitam o aparecimento de fissuras nesta zona, Herman *et al*, 1996. Na Figura 2.6, apresenta-se um exemplo de fissuração intergranular a quente na ZAC para uma junta T soldada por MIG para uma liga de alumínio 6082-T651. As setas vermelhas evidenciam o defeito.

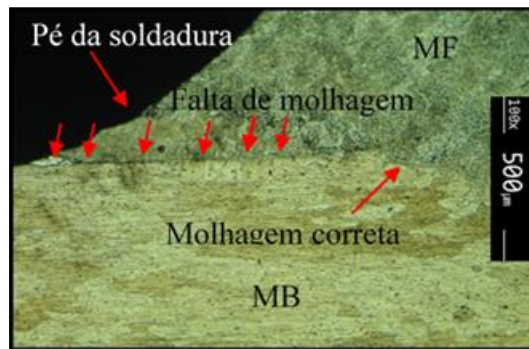


**Figura 2.6.** Fissuração a quente de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651.

As faltas de fusão resultam da incapacidade do arco elétrico fundir o MB nas camadas de soldadura anteriormente depositadas. Este defeito é crítico, uma vez que atua como um ponto de concentração de tensões, a partir do qual se pode iniciar uma falha que leva à ruína do componente. Este tipo de defeitos são resultado da utilização de correntes baixas, abertura insuficiente da junta, preparação de junta inadequada, velocidade de deslocamento da tocha elevada para a intensidade de corrente empregada. Este defeito pode assumir outras designações, como falta de penetração, se se localizar na zona da raiz da soldadura, ou falta de molhagem, quando se situa no pé da soldadura. Durante o processo de otimização de parâmetros para as soldaduras das juntas em T, foi possível observar defeitos de falta de penetração, como o indicado e evidenciado numa circunferência vermelha na Figura 2.7. Na Figura 2.8, ilustra-se um exemplo de falta de molhagem, observado durante o desenvolvimento deste trabalho.



**Figura 2.7.** Falta penetração e de fusão de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651.



**Figura 2.8.** Falta de molhagem de numa soldadura MIG na liga de alumínio 6082-T651.

Os defeitos de forma, como já mencionado, são faltas de conformidade geométrica na junta soldada obtida com o perfil da junta desejado. Dentro dos defeitos de formas mais relevantes estão os sulcos, as mordeduras, o excesso de material, o desalinhamento das camadas de soldadura. Na Figura 2.9 é apresentado um defeito de forma, obtido durante os trabalhos da presente tese, para uma liga de alumínio 5083-H111 em soldadura topo a topo soldadas por MIG. Estes defeitos podem dever-se à preparação de junta errada, ao arco elétrico não estável ou ao mau posicionamento da tocha, entre outros.



**Figura 2.9.** Defeito de forma numa soldadura MIG na liga de alumínio 5083-H111.

### 2.2.2. Soldadura e processamento por fricção linear (SFL e PFL)

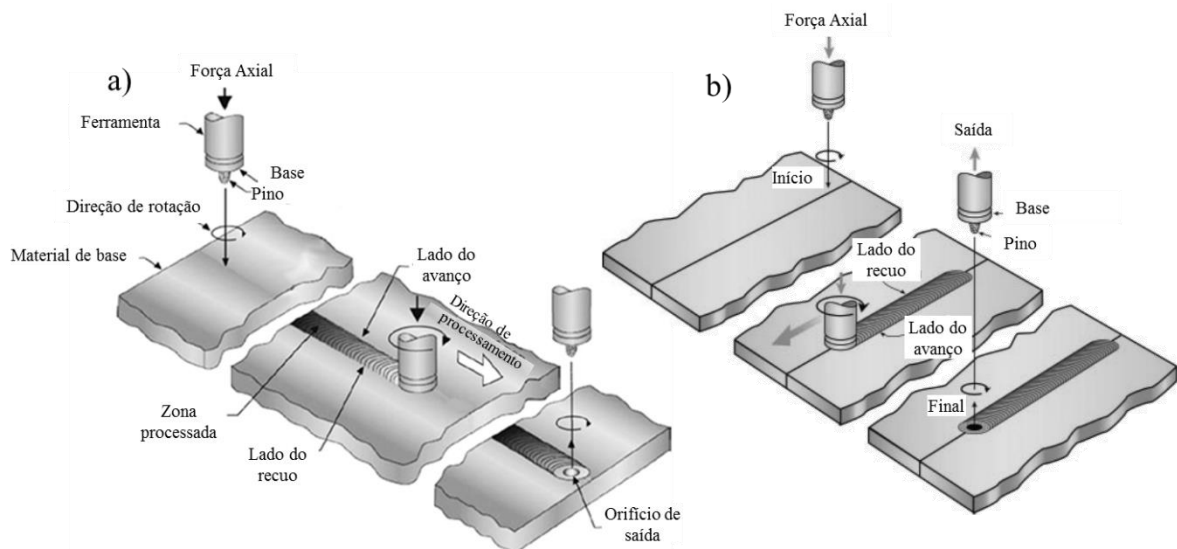
O processamento por fricção linear, PFL, (FSP-Friction Stir Processing) resultou do processo de soldadura por fricção linear, SFL, (FSW-Friction Stir Welding), que é uma técnica de soldadura, no estado sólido, desenvolvida pelo Instituto de Soldadura de Inglaterra (TWI), em 1991. Na zona soldada por SFL, observou-se uma microestrutura equiaxial e homogênea de grão fino, que motivou Mishra *et al*, 1999, a propor uma técnica termomecânica, no estado sólido, com os mesmos princípios de funcionamento da SFL: a designada PFL que provoca um refinamento microestrutural localizado (El-Danaf *et al*, 2010). Numa primeira fase, esta tecnologia foi desenvolvida para soldar ou processar ligas de alumínio e, mais tarde, foi



utilizada noutros materiais macios como ligas de cobre, ligas de magnésio. Atualmente, esta técnica é também utilizada, entre outros, em aços macios e ligas de titânio.

A diferença principal entre a SFL e o PFL reside no fato de a soldadura ser usada para unir componentes mecânicos enquanto que o processamento é usado, inicialmente, com o fim de homogeneizar e refinar a microestrutura dos materiais processados, eliminando defeitos de fabrico, (*e.g.* a porosidade em soldaduras e em alumínio vazados como consequência do oxigénio ou hidrogénio que fica retido dentro do material ao solidificar). Deixando clara a principal diferença entre ambos os processos, estes serão descritos de maneira conjunta, dadas as enormes semelhanças entre os mesmos.

Estas tecnologias recorrem à utilização de uma ferramenta rotativa constituída por um pino e uma base concêntricos, ambos não consumíveis. O pino da ferramenta, em rotação, penetra na peça de trabalho até a base entrar em contacto com a superfície do material com uma determinada força axial. Inicia-se, então, um movimento de avanço na direção desejada, como se esquematiza na Figura 2.10 a) para o processamento PFL e 2.10 b) para a SFL, promovendo simultaneamente geração de calor por fricção e deformação plástica intensa, causando a recristalização na zona processada ou soldada.



**Figura 2.10.** Desenho esquemático do processamento por PFL e soldadura SFL, modificado de a) PFL, Bakshi *et al*, 2014. b) SFL, Threadgill *et al*, 2009.

---

Algumas vantagens e desvantagens do processo PFL e da SFL são apresentadas de seguida, tal como foram propostas por Mishra e Mahoney, 2007.

- **Vantagens:**

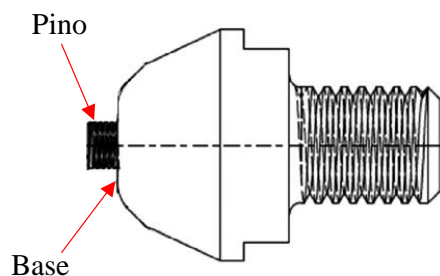
- Possibilidade de obter refinamento, homogeneização e densificação microestrutural numa só passagem;
- Controlo da microestrutura e propriedades mecânicas dos materiais através da otimização dos parâmetros;
- Ajustamento da dimensão e da geometria da zona processada através do controlo das dimensões da ferramenta. A exatidão conseguida é maior do que a de qualquer outro processo equiparado;
- Versatilidade e economia do processo, tendo em vista uma utilização na fabricação e processamento de materiais. Possibilidade de ser robotizada;
- Técnica energeticamente eficiente, sem emissão de gases e radiações;
- Capacidade de criar camadas superficiais compósitas;
- Não altera a forma nem as dimensões do componente processado;
- Possibilidade de aplicação deste processo de soldadura a uma grande variedade de materiais, evitando os defeitos mais comuns dos processos de soldadura por fusão, como a fissuração a quente ou porosidades, entre outros;
- Não requer gases de proteção, nem elétrodos consumíveis não expele gases tóxicos no processo nem radiação ultravioleta ou eletromagnética;
- Não requer trabalho manual especializado e com experiência durante o processo;
- Excelente resposta mecânica, estando um passo à frente quando comparado com as técnicas por fusão;
- A distorção é bastante menor (ajuda a eliminar distorções no caso do PFL), devido à inexistência de gradientes de temperatura tão elevados como nos processos de soldadura por fusão.

- **Desvantagens:**

- Dificuldade em ser aplicadas em componentes de geometria complexa;
- Dificuldade na utilização em materiais com dureza elevada;
- Equipamento dispendioso e difícil de transportar;
- Orifício de saída da ferramenta.

Conforme referem Mishra e Mahoney, 2007, os principais parâmetros de processo comuns à SFL e ao PFL são a geometria da ferramenta, a velocidade de rotação e avanço da mesma, a força axial exercida por esta e o ângulo de inclinação da ferramenta. A descrição destes parâmetros e seus efeitos práticos é indicada a seguir.

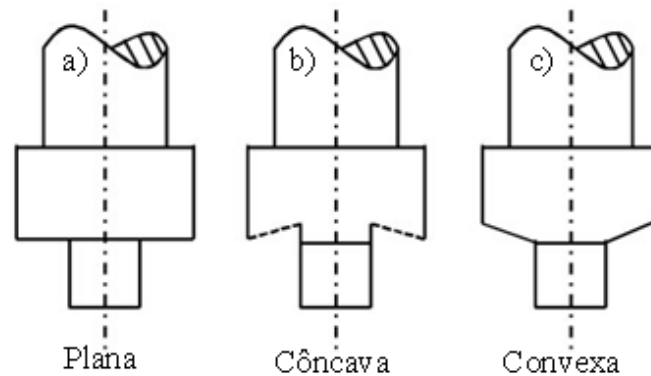
- **Geometria da ferramenta:** as ferramentas mais simples são comumente compostas por um pino e uma base (ver Figura 2.11), contruídos como uma peça única. Existem outros tipos de ferramentas mais complexas como as ferramentas de pino ajustável, em que a base e o pino não são uma peça única e solitária, permitindo o ajustamento da altura da ferramenta e a troca do pino quanto este está danificado ou desgastado. Existe ainda outro tipo de ferramenta, tipo “Bobbin”, que é constituída por três peças: uma base superior, um pino e uma outra base inferior (que enrosca no pino) ajustável a diferentes espessuras de peças a processar ou a soldar. A base e o pino são responsáveis pelo fluxo de material durante o processo.



**Figura 2.11.** Desenho esquemático de uma ferramenta simples de SFL ou PFL.

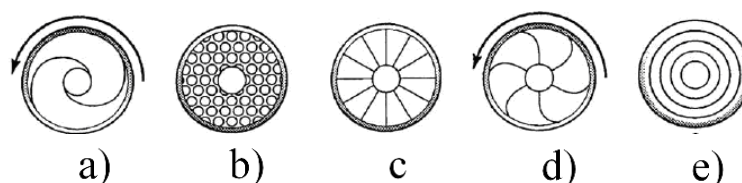
A geometria da base é sempre circular para facilitar rotação e produção da mesma. O diâmetro da base determina o tamanho da zona processada, influenciando a geração de calor no processo e a pressão de contacto, sendo que a sua forma pode ser plana, côncava ou convexa. As bases convexas, representadas na Figura 2.12 c), foram rapidamente abandonadas, pois esta forma afasta o material do pino, pelo que não promove um bom fluxo de material. Para utilizar bases convexas é necessária a introdução de formas (estrias, entre outras formas) que ajudem a encaminhar o material para o centro da ferramenta. As bases de forma côncava lisa (ver exemplo na Figura 2.12 b)) têm a vantagem, uma vez que conduzem o material para o centro

da ferramenta, diminuindo assim a fuga deste e produzindo pouca ou nenhuma rebarba, necessitando geralmente de um ângulo de  $2^\circ$  a  $5^\circ$ , Zhang *et al*, 2012.



**Figura 2.12.** Desenho esquemático de uma ferramenta de SFL e PFL. a) base plana e b) base côncava e c) base convexa. Zhang *et al*, 2012.

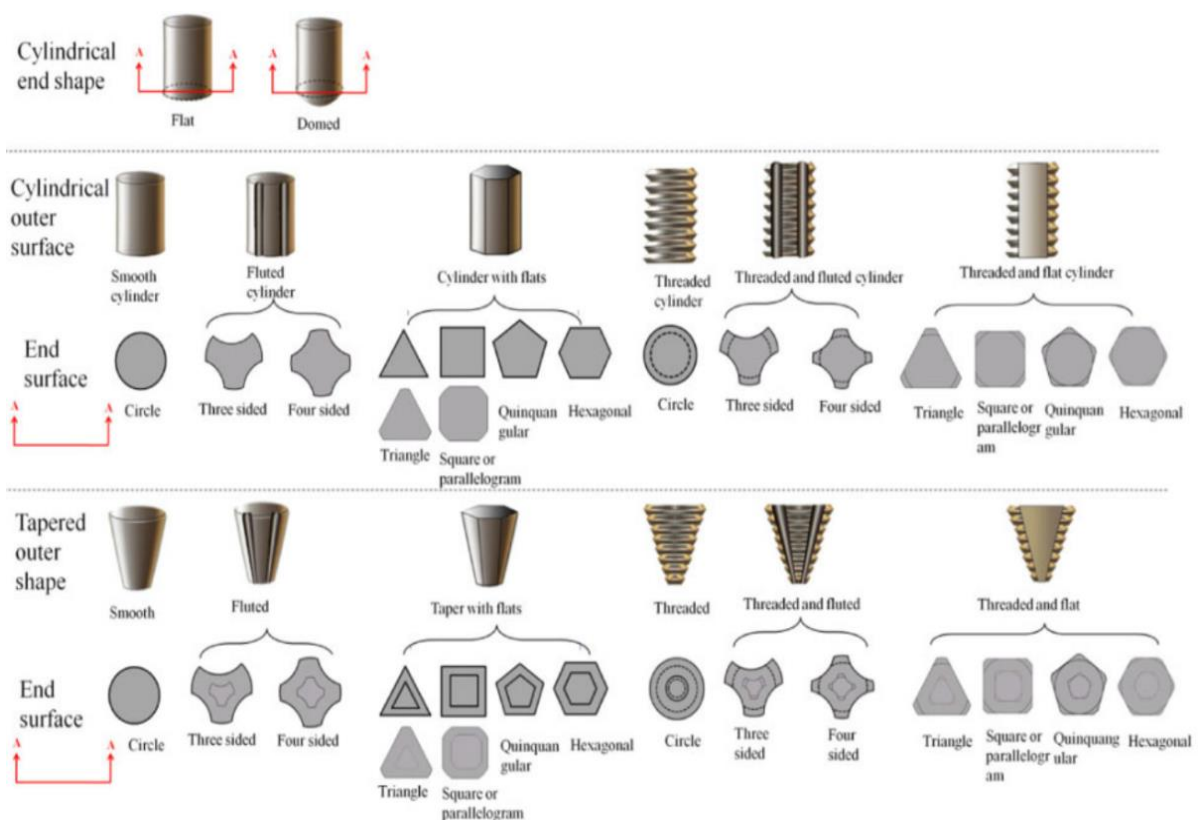
Por outro lado, ferramentas de base planas lisas (ver Figura 2.12 a)), são pouco usuais, pois requerem ângulos de ataque elevados para garantir um bom fluxo de material. Assim, as mais usuais são as de base plana estriada que permitem ângulos de ataque nulos, proporcionando maior liberdade na direção de soldadura ou processamento. As bases com estrias em espiral (Figura 2.13 a) e d)), em relação às bases com estrias concêntricas (Figura 2.13 e)), arrastam melhor o material para o centro da base, Mishra e Mahoney, 2007.



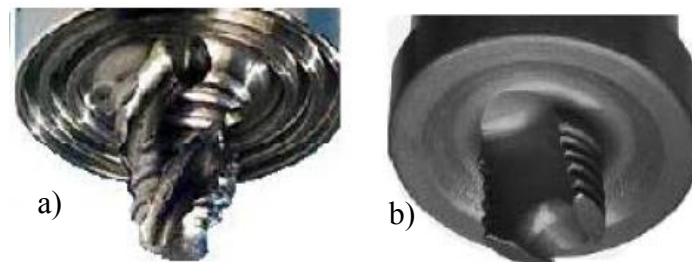
**Figura 2.13.** Exemplo de bases estriadas. a) e d) bases planas estriadas em espiral; b) e c) bases planas estriadas não concêntricas e e) base plana estriadas com estrias concêntricas, Mishra e Mahoney, 2007.

Conforme ilustrado na Figura 2.14, onde estão sumariadas as geometrias mais comuns e utilizadas na SFL e no PFL, para o pino da ferramenta existem, também, inúmeras geometrias diferentes. O pino desempenha um papel importante no fluxo do material, gerando calor por atrito e deformação plástica na frente e atirando, posteriormente, o material no sentido contrário da velocidade de avanço, formando um fluxo de material (ver subcapítulo 2.2.2.1).

Por outro lado, também existem pinos com geometrias complexas para melhorar o fluxo de material e o volume de material deformado, entre os quais estão o MX Triflute (Figura 2.15 a)) e o A-skew<sup>TM</sup> (Figura 2.14b)); estes pinos foram desenvolvidos pelo TWI. As geometrias de ferramentas mais utilizadas são as de base côncava e com pinos de geometria simples, por serem mais fáceis de produzir e mais económicos, além de produzirem zonas soldadas ou processadas de excelente qualidade. Os materiais utilizados na construção das ferramentas dependem muito do tipo de material a soldar ou processar; no caso de ligas de alumínio, as ferramentas são comumente de aço tratado, e, neste estudo, foi utilizado aço de ferramentas H13 temperado e revenido com dureza 50 HRC. As ferramentas utilizadas neste trabalho são de base côncava e pinos de geometria simples, em alguns casos roscados e, noutros lisos. A geometria das ferramentas utilizadas nesta investigação no PFL, para as juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 6082-T651, podem ser consultadas nas Figuras 3 e 4 do apêndice I a). Para o PFL das juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 5083-H111, utilizaram-se as ferramentas ilustradas na Figura 3 do apêndice I b).



**Figura 2.14.** Sumário de geometrias para pinos de uma ferramenta de SFL e PFL, Zhang *et al*, 2012.



**Figura 2.15.** Exemplos de geometrias complexas de pinos. a) MX Triflute e b) A-skew™. Meilinger and Torok, 2013.

Para a otimização do PFL de juntas T soldadas por MIG, a geometria das ferramentas usadas está representada na Figura 2 do apêndice II a) para ambas ligas de alumínio, enquanto que as Figuras 2 e 3 dos apêndices II b) e c) mostram a geometria para as ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111, respetivamente. No PFL de juntas em T para ambas ligas de alumínio, foram utilizadas três ferramentas diferentes, que estão representadas na Figura 2 do apêndice III. De notar que cada ferramenta foi desenhada e testada para cada situação dependendo das funções que, posteriormente, desempenharam.

- **Força axial:** também conhecida como força vertical de forjamento, é normalmente medida em N ou kN é um dos parâmetros mais sensíveis deste processo. É fundamental para manter o mesmo valor de força ao longo do processo, assim como um valor adequado, de modo a garantir que existe um fluxo de material constante debaixo da base e no pino. Caso a força axial seja insuficiente, podem ocorrer defeitos de soldadura ou processamento (ver subcapítulo 2.2.3.). As superfícies processadas ou soldadas podem ficar com mau aspeto, apresentando altos e baixos. A ferramenta poderá ainda desviar-se do seu percurso ou em virtude da resistência imposta pelo material. Os processos podem ser realizados em controlo de posição (profundidade de penetração) podendo haver variação da força aplicada, ou em controlo da força, com variação da posição. No presente trabalho, a força axial não foi controlada nem registada, pois todos os processamentos e soldaduras foram realizados em controlo de posição, controlando apenas a profundidade de penetração da ferramenta.

- **Velocidade de rotação da ferramenta ( $\omega$ ):** normalmente medida em rpm, inicia-se antes da indentação do pino no material, terminando apenas após a extração total das peças. A

---

velocidade de rotação e o diâmetro da base da ferramenta são parâmetros fundamentais na geração de calor no processo (ver subcapítulo 2.2.2.1.);

- **Velocidade de avanço da ferramenta (v):** comumente medida em milímetros por minuto. A razão entre a velocidade de rotação e este parâmetro influencia as condições dinâmicas do fluxo de material em torno do pino e a distribuição do calor gerado neste processo (ver subcapítulo 2.2.2.1.);
- **Ângulo de ataque de inclinação da ferramenta:** este ângulo pode ser medido entre a base da ferramenta e a superfície da peça, e permite admitir o material processado ou soldado, aumentando a pressão aplicada sobre o mesmo concedendo o fecho correto do fluxo de material do pino e da base logo o fecho da superfície. Este ângulo controla o bom acabamento superficial, Vilaça, 2003.

Parâmetros como a profundidade de penetração, velocidade de rotação e avanço utilizados podem ser consultados, para cada uma das situações estudadas, nos seguintes apêndices: processamento de juntas topo a topo soldadas no por MIG na liga de alumínio 6082-T651 apêndice I a) secção 2.3; PFL para as juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 5083-H111 no apêndice I b) secção 2.3; otimização do PFL de juntas T soldadas por MIG apêndice II a) secção 2 para ambas ligas de alumínio; apêndices II b) e c) secções 2.3 para as ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111, respetivamente. Por último, apêndice III na Tabela 4 e 5 para a SFL de juntas T de ligas de alumínio utilizadas.

### 2.2.2.1. Geração de calor e fluxo do material para ambos processos

O calor resultante do ciclo térmico é uma função complexa que depende da geometria da base e do pino da ferramenta, assim como da velocidade de rotação e avanço da ferramenta, da pressão de contacto devida a força axial, entre outros fatores. A boa conjugação de todos estes parâmetros conduz a fluxos de material adequados, resultando em soldaduras ou zonas processadas de qualidade e sem defeitos, o que influencia, também, as propriedades mecânicas resultantes. Deste modo, é preciso equilibrar o calor gerado através da otimização dos parâmetros de soldadura ou processamento como propuseram Çam e Mistikoglu, 2014. O calor é produzido pela adesão e o atrito do material processado ou soldado nas imediações da ferramenta, impulsionado pelas altas tensões de corte na interface entre a ferramenta e o

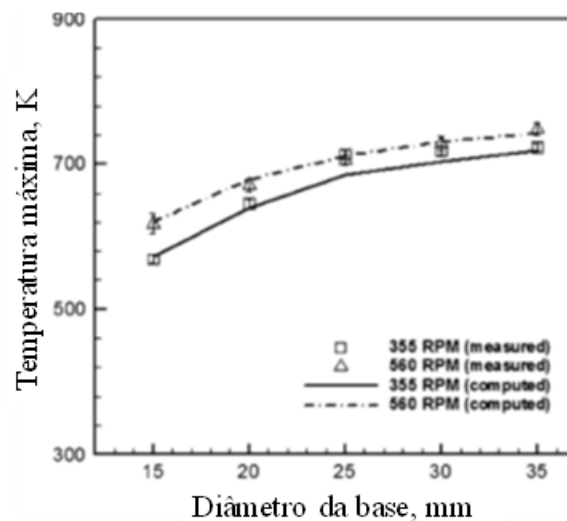
material. A geometria da ferramenta é um dos fatores mais influenciadores do desenrolar dos processos, influenciando o fluxo do material e o calor gerado (Meilinger e Török, 2013).

Tang *et al*, 1998, analisaram o calor gerado durante a SFL da liga de alumínio 6061-T6 e concluíram que a temperatura atingida pelo material durante o processo de soldadura não ultrapassa os 80% da temperatura de fusão da liga de alumínio, que para um grupo definido de parâmetros de soldadura a temperatura máxima na zona central de soldadura é constante. Quanto ao calor gerado pelo atrito entre o material e as superfícies da ferramenta, a maior parte deste deve-se à ação da base, enquanto a ação da superfície inferior do pino é desprezável, tal como foi descrito por Schmidt *et al*, 2003 e Schmidt *et al*, 2008.

A ferramenta tem as funções essenciais de realizar o aquecimento local e promover o fluxo de material, Rai *et al*, 2011. A fricção entre a base da ferramenta e o material resulta na maior parte do calor gerado pelo que, de um ponto de vista apenas térmico, os tamanhos relativos do pino e da base são fundamentais, como sugerido por Mishra e Ma, 2008, Mehta *et al*, 2011.

A partir da Figura 2.16, é possível constatar que a temperatura dos processos aumenta com o aumento do diâmetro (mantendo a velocidade de rotação e de avanço constantes), sendo este aumento acentuado quando o diâmetro é relativamente pequeno, e diminuindo o aumento de temperatura conforme vai aumentando o diâmetro da ferramenta. Para obter soldaduras por SFL e processamentos por PFL com bons resultados, deve ocorrer amaciamento suficiente do material, contudo, a ferramenta deverá ter adesão adequada ao material e as forças axiais não poderão ser excessivas, tal como sugerido por Rai, *et al*, 2011. A base tem, ainda, a função de confinar o material deformado na zona sob a ferramenta, tal como proposto por Mishra e Ma, 2008.





**Figura 2.16.** Efeito do diâmetro da base na temperatura máxima atingida, modificado de Mehta *et al*, 2011.

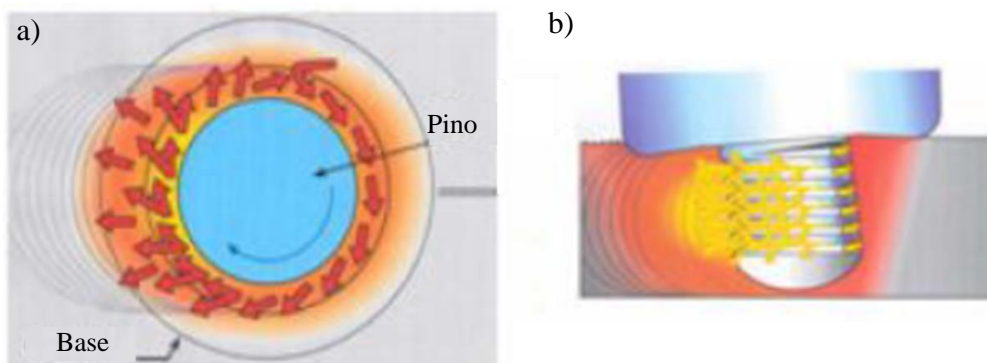
Para um dado conjunto de parâmetros de SFL, existe um diâmetro ótimo da base. Com o objetivo de maximizar o fluxo de material, é necessário otimizar o momento torsor sobre o material em condição de adesão. No entanto, a partir de um certo valor, o aumento do momento torsor resulta na perda de adesão, devido ao aquecimento e amaciamento do material (Arora *et al*, 2011).

A microestrutura desenvolvida nos processos é consequência da deformação e da temperatura, logo é influenciada diretamente pela geometria da ferramenta. As ferramentas com base côncava e pino roscado são, geralmente, as mais simples e eficientes para a realização de soldaduras e processamento por fricção linear (Mishra e Ma, 2008). Grujicic *et al*, 2010, observaram, para uma liga de alumínio 5083-H131, utilizando um pino cilíndrico, que a temperatura máxima ocorre imediatamente na zona de contato do material com a base da ferramenta.

A distribuição transversal da temperatura é assimétrica, sendo ligeiramente superior no lado de avanço (lado em que coincidem a direção de rotação com a direção de avanço, ver subcapítulo 2.2.2.2) face ao lado oposto, ou seja, o lado do recuo (lado em que a direção de rotação com a direção de avanço têm direções opostas, ver subcapítulo 2.2.2.2), devido a uma

maior deformação plástica (Kim *et al*, 2010). Grujicic *et al*, 2010 também observaram um gradiente mais significativo na zona frontal à ferramenta, face à retaguarda.

De forma a entender melhor a distribuição de temperaturas na ferramenta, a Figura 2.17 a) apresenta um esquema da sua distribuição vista de cima (zonas vermelhas), onde é possível perceber que a base gera calor circundante (setas vermelhas) conduzindo para a parte traseira da ferramenta, onde regista as maiores temperaturas, dado que a pressão de contacto é maior nessa zona (zona com mais setas vermelhas). A distribuição de temperaturas relativamente a espessura, ou seja, transversalmente ao material soldado ou processado, é visível na Figura 2.17 b) (zona vermelha), assim como também é visível o fluxo horizontal de material, para uma ferramenta roscada e com presença de ângulo de ataque (setas amarelas).

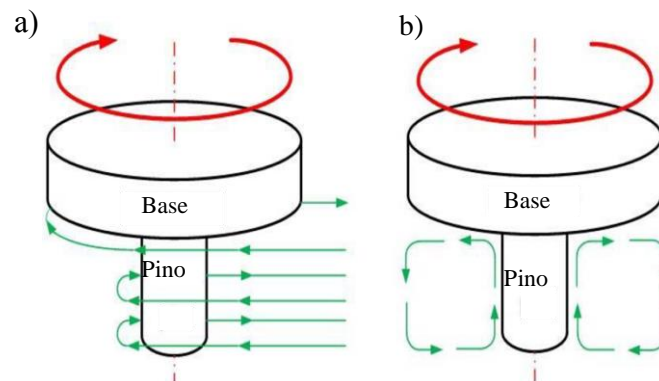


**Figura 2.17.** Distribuição de temperaturas e fluxo horizontal. a) Vista de cima e b) Vista de lado em corte ou segundo a espessura do material, modificado de Cruz e Neto, 2009.

É notório que existe uma distribuição assimétrica de temperaturas em torno do pino (zona vermelha) e uma concentração de calor na parte frontal do pino (zona de vermelho mais vivo). Também é possível observar que existe fluxo horizontal de material que, não só é circundante à zona roscada do pino, como também ao seu interior, servindo de guia para o fluxo horizontal. Tanto no pino como na base existem fluxos horizontais de material (Leal *et al*, 2008) e é crucial que estes fluxos interajam adequadamente para evitar defeitos de soldadura ou processamento (serão discutidos na secção 2.2.2.3).

Por outro lado, o pino apresenta um fluxo de material vertical que é de igual importância, e deve ser adequado para evitar defeitos nos processos. Para um melhor

entendimento, é apresentado na Figura 2.18. um esquema dos diferentes fluxos de material horizontal (Figura 2.18 a)) e vertical (Figura 2.18 b)).

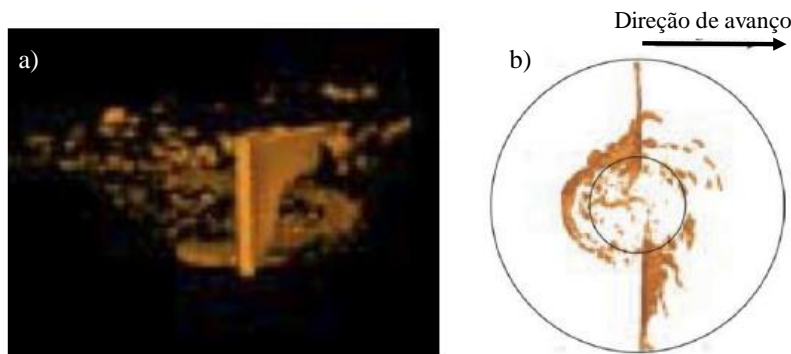


**Figura 2.18.** Esquema dos Fluxos de material na ferramenta. a) Fluxo horizontal e b) Fluxo vertical, modificado de Meilinger e Török, 2013.

Schmidt *et al*, 2006, estudaram o fluxo do material numa liga AA2024-T3, soldada por SFL recorrendo a uma ferramenta com pino cilíndrico roscado. Concluíram que, quando o material entra em contacto com a ferramenta, deflete em torno do lado de recuo. Ao mesmo tempo, parte do material, à frente da ferramenta, é extrudido para zonas mais acima, enquanto o material de zonas inferiores é extrudido por baixo da ferramenta, de modo que o material é dispersado após a passagem da ferramenta. O material das zonas superiores sofre maior ação da ferramenta e, conseqüentemente, há maior dispersão de material. Este efeito faz-se sentir devido à influência da base da ferramenta.

Com o avanço da ferramenta, esta deixa uma vaga de material na sua retaguarda, para a qual o material do lado de recuo é imediatamente extrudido. Este é designado de processo de deposição, que dá origem à estrutura em casca de cebola, que se pode observar (em algumas ligas de alumínio) após a soldadura, tanto na superfície superior da chapa, como na secção transversal. O espaçamento entre cada casca é semelhante ao avanço da ferramenta por rotação, tal como descrito por Krishnan, 2002. Deste modo, a SFL pode ser considerada como um processo de extrusão de camadas semicilíndricas, com cada rotação sucessiva de material devido à passagem da ferramenta. Nesta, o fluxo vertical combinado com o fluxo horizontal assume uma forma de turbilhão em trono do pino, como é possível observar na Figura 2.19 a). Na Figura 2.19 b) mostra-se o modo como a ferramenta interfere com um plano perpendicular

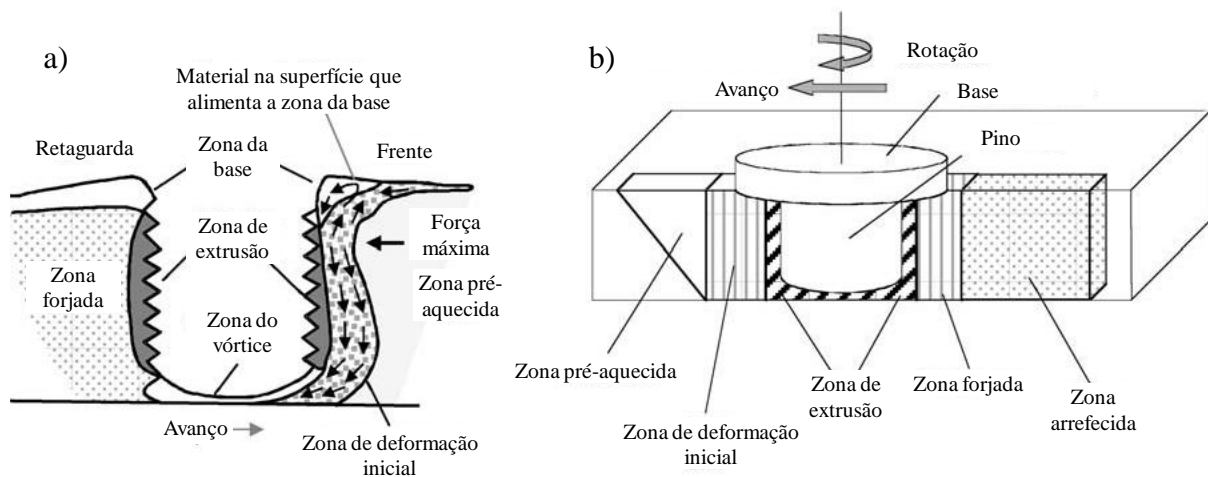
ao avanço, e verifica-se que é na retaguarda do lado de recuo que a maior parte do material é depositado.



**Figura 2.19.** Esquema dos Fluxos de material na ferramenta. a) Fluxo combinado e b) Fluxo horizontal, modificado de Schmidt *et al*, 2006.

Arbegast, 2003 propôs um modelo metalúrgico para uma ferramenta de pino rogado e de base lisa que explica, de forma muito simples e acertada, o fluxo de material aleado ao calor gerado desde o início dos processos até ao avanço da ferramenta, e que envolve cinco zonas: zona pré-aquecida, zona de deformação inicial, zona de extrusão, zona de forjamento e zona de arrefecimento, tal como se representa na Figura 2.20 b). Pela Figura 2.21 a) é perceptível que o calor gerado pela rotação da ferramenta pré-aquece o metal antes do avanço da mesma. Pelo calor introduzido, o movimento rotativo da ferramenta forma a zona de deformação inicial no metal amaciado.

Nesta zona, o metal é forçado a ir para cima, para a base e depois para baixo na zona de extrusão. Na zona extrusão, o metal na frente é movido em torno do pino para sair para a parte da retaguarda, ocupando a cavidade deixada pelo pino, à medida que avança. Este modelo fornece um efeito de intercalação entre as zonas de extrusão superior e inferior. A parte de trás da base da ferramenta passa sobre o metal, saindo da zona de extrusão e forjando-a, assegurando a sua consolidação. Na parte detrás da passagem da ferramenta, o metal é arrefecido (ver Figura 2.20 b), tendo uma grande analogia com os processos de tratamentos térmicos comuns.



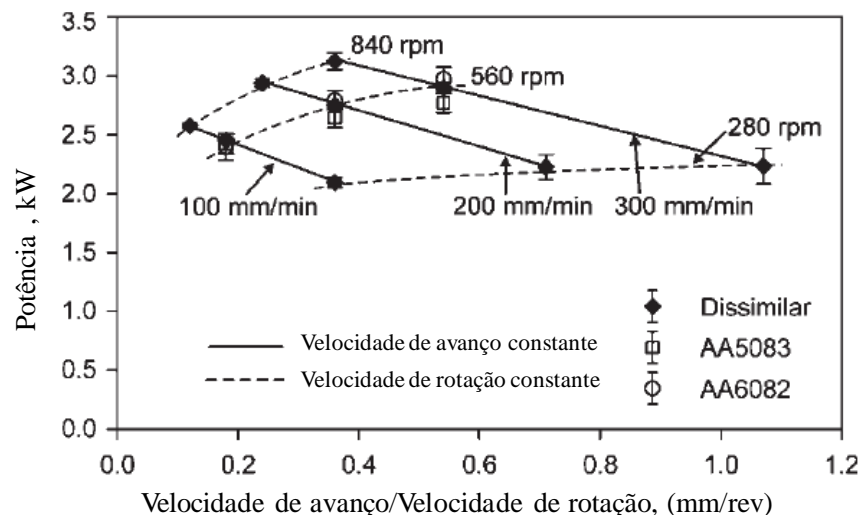
**Figura 2.20.** Processo metalúrgico desenvolvido nos processos de PFI e SFL para ligas de alumínio. a) Fluxo de material no corte longitudinal a direção de avanço da ferramenta. b) Zonas metalúrgicas no corte longitudinal a direção de avanço da ferramenta, modificado de Arbegast, 2003.

Relativamente a outros aspetos geométricos da ferramenta que afetam o fluxo de material e a geração de calor, a variação do ângulo de conicidade do pino, mantendo os restantes parâmetros geométricos constantes, influencia o tamanho da zona termicamente afetada, bem como a uniformidade da distribuição térmica. Para ângulos maiores, o calor gerado é também maior, pois a maior área de contato aumenta a zona de fricção entre a ferramenta e o material de base e resulta num aumento da energia de deformação plástica; este efeito apenas se faz sentir para ângulos relativamente pequenos, tornando-se desprezável para ângulos maiores. Por outro lado, e quanto maior a conicidade do pino da ferramenta, maior o fluxo vertical e mais uniforme será a deformação plástica na zona de soldadura (Buffa *et al*, 2006).

Fujii *et al*, 2006, constatou que é erróneo analisar a geometria do pino sem considerar o material de base e a velocidade de rotação da ferramenta. Assim sendo, para a liga de alumínio 5083-O, recomenda-se uma ferramenta com pino de secção triangular a elevada velocidade de rotação, um pino roscado a velocidades de rotação intermédias, enquanto que, para velocidades de rotação baixas, a geometria do pino não afeta claramente o resultado final da soldadura. Para a decisão da utilização de uma ferramenta roscada, aconselha-se a utilização de uma rosca esquerda para sentido de rotação horário da ferramenta e o inverso para rotação anti horária. Deste modo, a rosca ajuda a garantir um fluxo de material descendente que contribui para evitar alguns defeitos no fundo do pino da ferramenta.

Esta configuração promove o movimento descendente do material na zona do pino em contacto direto com a ferramenta, conforme verificado por Chowdhury *et al*, 2010. A utilização de uma base convexa resulta num menor fluxo de material, enquanto o fluxo vertical de material será maior para geometrias côncavas e a que a utilização de ferramentas com pinos piramidais resulta em mais calor adicionado, por efeito de deformação e um fluxo maior de material (Hirasawa *et al*, 2010). A velocidade de rotação e de avanço, assim como a força axial aplicada, tem também um papel importante na geração de calor nos processos e no fluxo de material. A relação entre a velocidade de rotação e de avanço define as condições dinâmicas que dominam o fluxo plástico do material em redor do pino e a geração de calor resultante do processo. Assim, resulta uma das formas mais comuns de classificação da SFL, em soldadura quente, soldadura em condição intermédia e soldadura fria. Para cada uma destas categorias verifica-se um determinado tipo característico de geração térmica, fluxo plástico e consequente estrutura metalúrgica associada.

Na Figura 2.21 é possível perceber a evolução dos picos de temperatura nos processos aquando da variação da velocidade de rotação, velocidade de avanço e da relação  $v/\omega$ , através da potência utilizada no processo.



**Figura 2.21.** Potência utilizada no PFL e na SFL em função da relação  $v/\omega$  de velocidades, modificado de Peel *et al*, 2006.

Como se pode entender pela Figura 2.21 o aumento da velocidade de rotação, mantendo a velocidade de avanço constante, conduz a um aumento da temperatura máxima

registada. Mas, por outro lado, ao diminuir a velocidade de avanço e mantendo constante a velocidade de rotação da ferramenta, também existe um aumento da temperatura máxima, o que é perceptível, dado que, ao diminuir a velocidade de avanço, aumentam-se as rotações por cada milímetro de avanço da ferramenta. Ao analisar a Figura 2.21, da esquerda para a direita, é notório que, diminuindo a relação entre a velocidade de avanço e rotação da ferramenta, o calor adicionado aumenta.

Lee *et al*, 2008, estudaram a SFL em juntas dissimilares de liga de alumínio 5052 e 6061. Estes autores observaram que o fluxo vertical de material se torna maior com o aumento da velocidade de rotação e diminuição da sua velocidade de avanço. Khandkar *et al*, 2003 reportaram que, com o aumento da força axial, regista-se, igualmente, um aumento das temperaturas máximas, além de que esse aumento de temperatura é maior ao quando se aumenta a força axial, do que aumentando a velocidade de rotação da ferramenta. No entanto, este incremento é cada vez menor à medida que a temperatura aumenta, uma vez que o este aumento leva a um amaciamento e conseqüente relaxamento das forças normais e de fricção, tal como descrito por Tang *et al*, 1998 e Colegrove *et al*, 2007. Grujicic *et al*, 2010, refere, ainda, que a componente plástica da geração de calor contribui na ordem dos 30%, aumentando ligeiramente com o incremento da velocidade de avanço.

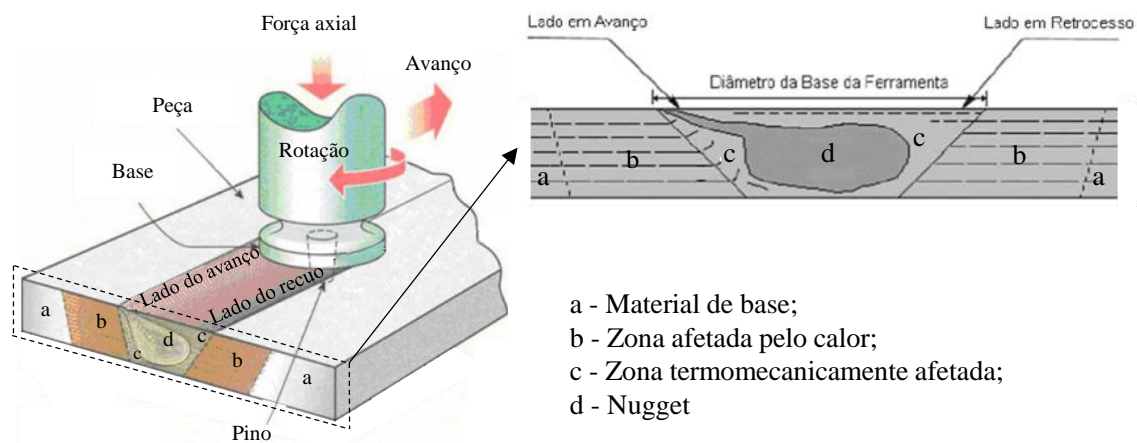
Assim, pode concluir-se que o ajuste certo de todos os parâmetros anteriormente referidos permite controlar a geração de calor e de fluxo de material, assim, a microestrutura resultante nos processos. Por sua vez, controla também as propriedades mecânicas das juntas soldadas por SFL ou peças processadas por PFL, assim como o aparecimento de defeitos que diminuem as diferentes propriedades mecânicas. As microestruturas, propriedades mecânicas e defeitos resultantes em juntas soldadas por SFL ou peças processadas por PFL serão descritas nas secções seguintes.

#### **2.2.2.2. Caracterização metalográfica das juntas soldadas e/ou processadas por fricção linear**

Dadas as profundas semelhanças entre o PFL e a SFL, as microestruturas associadas a estes processos são idênticas. A ação da ferramenta, aliada uma boa escolha de parâmetros de

processamento ou de soldadura, resulta em alterações microestruturais. Esta microestrutura reflete as características dos materiais base e o historial termomecânico do processo, tal como o fluxo de material, os gradientes de tensão e de temperatura e a taxa de deformação. As zonas microestruturais resultantes estão contempladas na Figura 2.22.

É possível então perceber que existem três zonas diferentes, (a) a zona do material de base (MB), (b) zona afetada pelo calor (ZAC), (c) zona termomecanicamente afetada (ZTMA) que inclui a zona (d) Nugget (N).

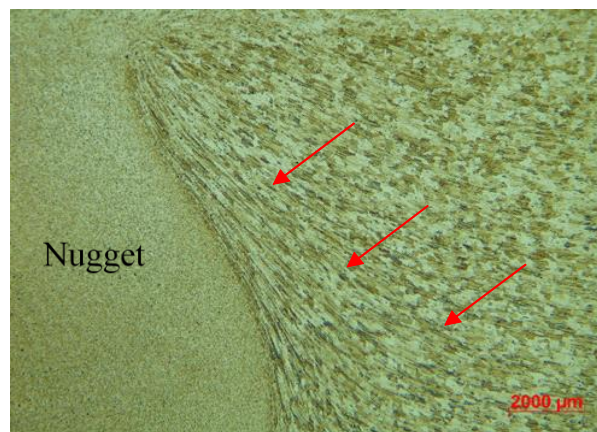


**Figura 2.22.** Zonas microestruturais na secção transversal de um material submetido ao PFL ou a SFL, modificado de Cruz *et al*, 2009 e Mishra e Mahoney, 2007.

A zona do MB corresponde à microestrutura do material ao soldar ou a processar sem qualquer alteração. A ZAC de um PFL ou de uma SFL é uma zona em muito semelhante à ZAC dos processos de soldadura por fusão. Diferem, apenas, no fato de que as alterações microestruturais podem ser menos profundas do que as dos processos de soldadura por fusão, devido às maiores temperaturas que são atingidas nestes últimos. Ainda assim, o material está sujeito a ciclos térmicos que podem modificar a microestrutura. Esta zona está situada entre o material base e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), como é possível perceber observando a Figura 2.22. As alterações microestruturais na ZAC devido aos ciclos térmicos para as ligas de alumínio de trabalho mecânico trateáveis e não tratáveis termicamente já foram abordados na secção 2.2.1.3.



A ZTMA é uma zona que difere, de qualquer outro processo de soldadura, em termos microestrutural e de aspeto macroscópico. Encontra-se no centro da soldadura ou processamento e está composta por duas zonas: uma que está altamente recristalizada e homogeneizada e que é usualmente conhecida como “Nugget” (ver Figura 2.23), e outra apenas muito deformada plasticamente, afetada pelo calor e sem recristalização (assinalada com setas vermelhas na Figura), que é típica das ligas de alumínio.



**Figura 2.23.** ZTMA obtida por PFL em uma liga de alumínio 5083-H111.

Observando a Figura 2.23, fica claro que na zona do nugget existe um refinamento e homogeneização do tamanho de grão, tal como observado por Sato *et al*, 1999 na liga de alumínio 6063, que surge devido à recristalização induzida pela intensa deformação plástica ajudada pelo calor gerado durante a passagem da ferramenta. Esta estrutura é altamente influenciada pelo pino da ferramenta, já que o material vai ocupando o espaço deixado na retaguarda, continuamente, durante o avanço da ferramenta. Em zonas um pouco mais afastadas, encontra-se material muito deformado plasticamente, afetado pelo calor e sem recristalização. Este é puxado para cima, tal como explica o modelo de Arbegast, 2003, para depois entrar no fluxo de material do pino, embora não tenha entrado no mesmo. Na Figura 2.23 são visíveis as linhas de deformação, contudo o grão do material não sofreu refinamento nem recristalização.

Svensson *et al*, 2000, estudaram a microestrutura da SPL para à liga de alumínio 6082, concluindo que os precipitados que fornecem dureza (ver subcapítulo 2.1.1) a esta liga

são dissolvidos e dá-se o aparecimento de precipitados menos duros do tipo  $\beta'$ -Mg<sub>1.7</sub>Si no limite da ZTMA, devido ao sobreenvelhecimento. No nugget, todos os precipitados Mg-Si são dissolvidos devido às maiores temperaturas, mas a velocidade de arrefecimento é muito mais rápida do que para as zonas circundantes, não existindo precipitação, mas sim recristalização e refinamento.

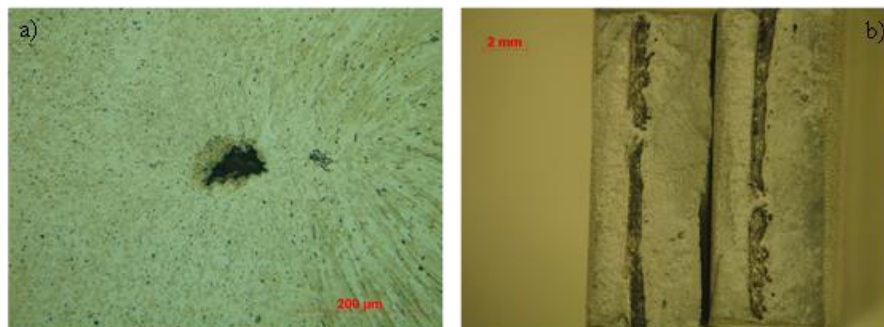
Para as soldaduras na liga de alumínio 5083, McNelly, 2010, indicou que não existe recristalização dinâmica nem reprecipitação, mas sim recristalização geométrica, pelo que na ZTMA, nomeadamente no nugget da soldadura, as partículas de fase primária  $\alpha$  e secundária  $\beta$  Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub> são partidas e tornadas mais finas e esféricas, sendo que as partículas  $\beta$  se posicionam à volta dos grãos  $\alpha$ . As partículas MnAl<sub>6</sub> redistribuem-se na matriz.

### 2.2.2.3. Defeitos de soldadura e/ou processamento por fricção linear

Devido a SFL e PFL serem processos de soldadura e de processamento no estado sólido, não provocam defeitos semelhantes aos defeitos encontrados nos processos de soldadura por fusão, já referenciados na secção 2.2.1.4. No entanto, na SFL e no PFL também podem existir defeitos gerados pela deficiente aplicação dos parâmetros que, como visto anteriormente, podem levar a uma interação errada do fluxo de material na base e no pino da ferramenta e, assim, gerar defeitos. Os principais tipos de defeitos que podem resultar dos processos são:

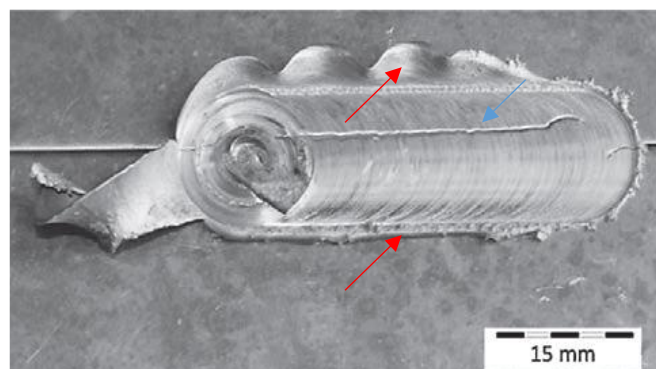
- **Tipo “túnel”:** este defeito pode-se entender como uma cavidade no interior da zona processada ou soldada que se estende ao logo da mesma. Localiza-se, geralmente, na zona do avanço, sendo que a causa principal a falta de força axial, mas também altas velocidades de avanço, podem gerar este defeito. O material deformado pela ferramenta de fricção deve ser capaz de preencher o vazio produzido pela passagem do pino. Se o desenho da ferramenta estiver incorreto (ou seja, diâmetro do pino é muito grande para os parâmetros selecionados) ou velocidade de avanço muito rápida (Leal *et al*, 2004), o material deformado arrefece antes que o material encha totalmente a região diretamente atrás da ferramenta. Além disso, a base tem de ser capaz de gerar calor suficiente para permitir o fluxo de material ao redor da ferramenta; se for insuficiente o calor que é gerado (através da pressão de forjamento, devido a força axial ou diâmetro incorreto da base), então o material não fluirá corretamente e vão formar-se vazios. De salientar, ainda, que este defeito pode ser tão intenso que não se manifeste

apenas no interior, mas sim como uma “vala” ao longo da soldadura ou processamento, ou seja, visível à superfície (ver Figura 2.25, assinalado com um a seta azul). Na Figura 2.24 é possível observar o aspeto de um defeito do tipo túnel, no interior de uma peça em liga de alumínio 5083-H111, sendo que na Figura 2.24 a) apresenta-se uma micrografia no plano perpendicular à direção de avanço da ferramenta e, na Figura 2.24 b), uma macrografia no plano longitudinal à direção de avanço da ferramenta.



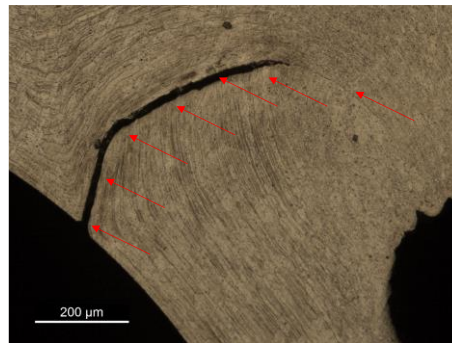
**Figura 2.24.** Defeito tipo “túnel”. a) Micrografia no plano perpendicular a direção de avanço da ferramenta. b) Macrografia no plano longitudinal a direção de avanço da ferramenta.

- **Tipo “flash”:** corresponde à ejeção de material, devido ao aquecimento excessivo causado por uma velocidade de rotação da ferramenta muito elevada e/ou a uma força axial excessiva. Este defeito pode ser visualizado como uma rebarba, que pode sair da parte do avanço ou do recuo no PFL ou na SFL, como é possível ver pela Figura 2.25 (evidenciado com setas vermelhas).



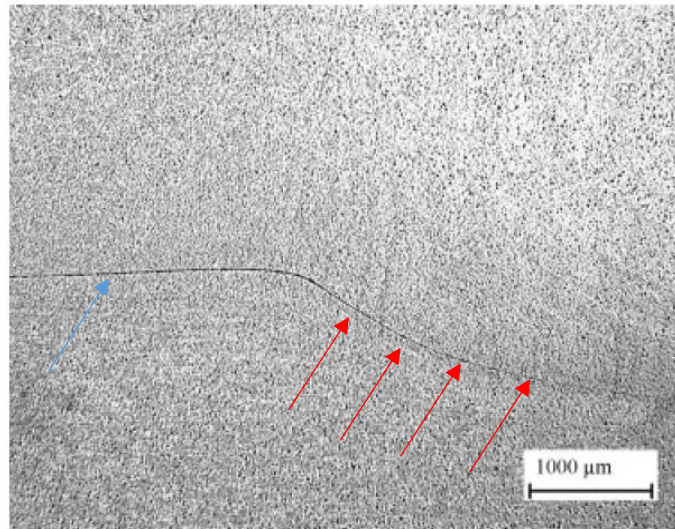
**Figura 2.25.** Defeito tipo “flash” em SFL numa liga de alumínio da série 4xxx numa SFL, Podržaj *et al*, 2015.

- **Tipo “kissing bond”:** representa uma fenda com origem na superfície, que se deve à insuficiente mistura dos fluxos de material, verificando-se a ausência de qualquer ligação mecânica entre os dois lados do defeito (Cui *et al*, 2012). Por outro lado, Kadlec *et al*, 2014 sugerem que este defeito pode surgir pela falta de alinhamento da ferramenta, pela inadequada força axial e, principalmente, pela falta de penetração, devido à presença de uma junta que não foi totalmente soldada, onde o espaço não é totalmente preenchido por material e puxado para dentro da zona soldada (ver Figura 2.28 assinalado com uma seta azul). Este defeito é muito similar ao defeito tipo “hook” que será abordado a seguir. Um exemplo para este tipo de defeito é apresentado na Figura 2.26, onde o defeito tipo “kissing bond” é salientado através de setas vermelhas.



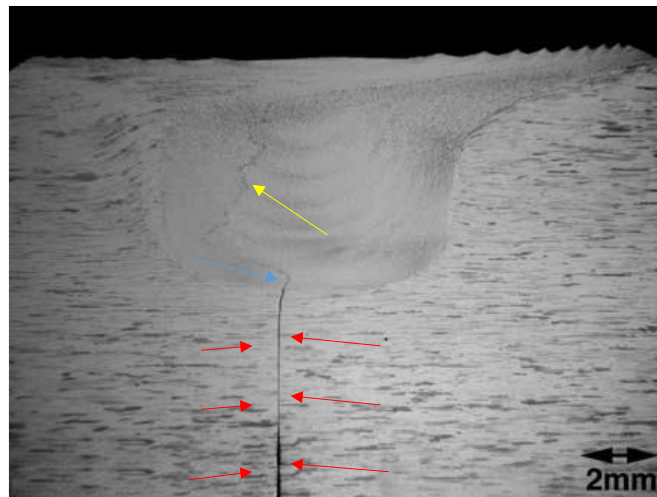
**Figura 2.26.** Defeito tipo “Kissing Bond” numa liga de alumínio 6082-T6 soldada por SFL.

- **Tipo “hook”:** trata-se de um tipo de defeito que pode ser encontrado apenas em juntas sobrepostas, particularmente do lado do avanço, em que a interface original, entre chapas (Figura 2.27, seta azul), é puxada para cima, por ação do fluxo ascendente do material, tal como proposto por Bisadi *et al*, 2013.



**Figura 2.27.** Defeito tipo “Hook” numa liga de alumínio 5083-O soldada por SFL (Junta sobreporta), Thomas *et al*, 2003.

- **Falta de penetração:** resulta quando a ferramenta tem um pino curto e que não consegue atingir ou penetrar o suficiente nos elementos a soldar, tal como se encontra assinalado na Figura 2.28 com setas de cor vermelha.

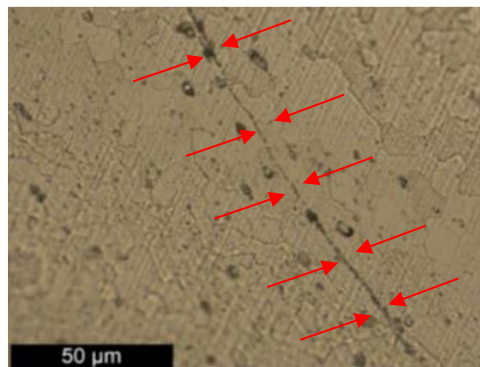


**Figura 2.28.** Defeito de falta de penetração numa liga de alumínio 1076, Mishra e Mahoney, 2007.

- **Linha de óxidos ( $Al_2O_3$ ):** trata-se de linhas apenas observáveis após ataque químico e ampliações elevadas (Figura 2.29 - destacado com setas de cor vermelha). Como foi dito

anteriormente, existe uma cavidade contínua e compreende-se que esta contenha ar atmosférico, levando a que o material quente faça um breve contato com o ar, o que pode levar à formação de óxidos, que se distribuem em cada superfície semicircular do material extrudido (Krishnan, 2002).

Por outro lado, estes óxidos podem ter origem nas superfícies iniciais da junta, podendo ser arrastados uniformemente por ação da ferramenta (Sato *et al*, 2004). Ou seja, as linhas de óxidos podem ser consideradas como defeitos do tipo “kissing bond”, que se formam durante o processo de SFL e que não foram totalmente eliminados. Ou seja, o óxido  $Al_2O_3$  fica ou forma-se no espaço vazio da junta, criando uma ligação fraca entre os elementos, tal como se pode ver na Figura 2.28, assinalado com uma seta de cor amarela.



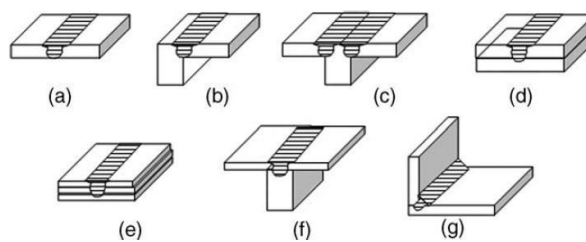
**Figura 2.29.** Linha de óxidos resultante de uma SFL na liga de alumínio 5083-H1111.

Todos estes defeitos se devem, essencialmente, a um fluxo insuficiente de material e/ou a uma falta ou excesso de calor adicionado, tal como sugerido por Balasubramanian, 2008. Estes defeitos podem reduzir as propriedades mecânicas básicas, como a tensão de cedência e tensão de rutura (Mishra e Mahoney, 2007), e outras mais complexas como o comportamento à fadiga (será aprofundado no subcapítulo 2.3) e a propagação de fendas das juntas soldadas, além de condicionar as zonas de falha. É, portanto, essencial a otimização dos parâmetros de SFL e de PFL, de modo a evitar ao máximo o aparecimento de defeitos. Também é importante salientar que os defeitos do tipo “kissing bond” e as suas variantes são muito raros ou nulos em peças processadas por PFL, uma vez que estes são defeitos mais típicos da SFL.

No estudo realizado por Balasubramanian, 2008, foi feito um varrimento paramétrico para cinco ligas de alumínio diferentes (1050, 6061, 2024, 7039 e AA7075) e relacionando as mesmas propriedades mecânicas básicas. Este autor conseguiu estabelecer relações empíricas, que permitem selecionar o material e obter os parâmetros mínimos necessários para obter soldaduras sem defeitos.

#### 2.2.2.4. Juntas T soldadas por SFL

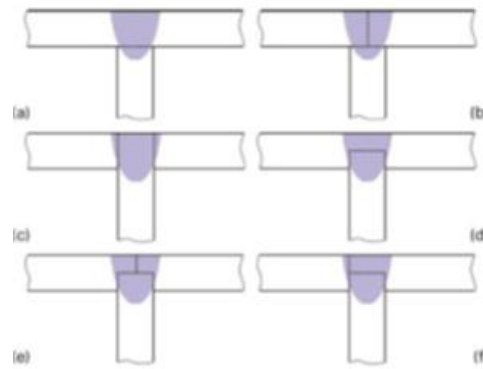
A Figura 2.30 apresenta algumas configurações de juntas comumente utilizadas na realização de soldaduras por SFL. Como neste trabalho foram estudadas e otimizadas as juntas com configuração T do tipo que se apresenta na Figura 2.30 f), torna-se primordial enquadrar o leitor neste âmbito, sendo que a maioria dos trabalhos citados anteriormente foram estudos realizados em juntas topo a topo.



**Figura 2.30.** Juntas com possibilidade de SFL. a) Topo a topo, b) e g) Junta de canto, c) e f) Junta T, d) e e) juntas sobrepostas. [2]

As juntas T soldadas por SFL podem ser mais económicas e com algumas propriedades mecânicas superiores às obtidas em junta T soldadas por métodos convencionais. A configuração da junta altera a orientação dos defeitos e, quanto mais complexa é, maior a probabilidade de obter soldaduras com defeitos, ou seja, mais difíceis de soldar por SFL. As configurações de juntas T mais estudadas no passado podem ser consultadas na Figura 2.31.





**Figura 2.31.** Configurações de juntas T habitualmente estudadas, Tavares *et al*, 2010.

Até à conclusão deste trabalho não foi possível encontrar estudos acerca de SFL de juntas T para a liga de alumínio 5083, o que pode ser explicado pelo fato desta soldadura ser tipicamente mais difícil, ao contrário do que acontece na liga de alumínio 6082. Na liga de alumínio 6082 ocorre amaciamento a elevadas temperaturas pelos motivos anteriormente descritos, o que leva a que esta liga de alumínio seja mais fácil de soldar por SFL quando comparada com liga de alumínio 5083, como constatou Leitão *et al*, 2012.

Zhou *et al*, 2012 e Hou *et al*, 2014 referem a existência de defeitos característicos da SFL em juntas T na liga de alumínio 6061-T4, tal como defeitos de túnel no lado de avanço e explicam que estes se devem ao fluxo deficiente de material nesta zona, sendo que o fluxo vertical descendente do material é mais expressivo no lado de recuo. O fluxo de material ocorre simultaneamente nas direções horizontal e vertical, no entanto, como o calor adicionado na zona do cutelo é mais baixo, pois uma vez que esta está mais afastada da base da ferramenta, verifica-se uma maior resistência ao fluxo do material nesta zona, originando-se cavidades. Observaram, ainda, que a redução da velocidade de avanço relativamente à de rotação atenua o aparecimento e a dimensão do defeito, devido ao aumento de calor introduzido e ao aumento do fluxo de material.

Outro tipo de defeito reportado neste tipo de junta é o “kissing bond”, que tem forte contribuição dos óxidos formados, conforme referido acima. Embora o material a soldar seja previamente limpo, a sua oxidação, devida à exposição térmica antes da passagem da ferramenta, é inevitável (Hou *et al*, 2014). A extensão deste defeito agrava-se com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta, enquanto que o aumento da velocidade de rotação faz



o defeito derivar mais para a zona de recuo e diminuir a sua extensão, tal como observado por Cui *et al*, 2013 na liga de alumínio 6061-T4.

Fratini *et al*, 2009 estudou a SFL de juntas T nas ligas de alumínio 2024-T4 e 6082-T6 e concluiu que o fluxo na chapa vertical é idêntico ao fluxo de material numa junta topo a topo. A deformação e o fluxo de material tornam-se menores ao longo da espessura da chapa, reduzindo progressivamente o efeito termomecânico no pino da ferramenta. Também o calor adicionado é diferente em toda a secção, uma vez que a base da ferramenta é o maior responsável pela geração de calor. Deste modo, verifica-se um crescimento de grão menos significativo no cutelo do que na chapa horizontal (Zhou *et al*, 2012). Fratini *et al* 2009, reportam que, para materiais diferentes, o fluxo de material e de calor será também diferente e que a maximização da velocidade de rotação, aliada à minimização da velocidade de avanço, leva ao aparecimento de defeitos significativos, devido à perda da capacidade de extrusão do material.

Na aplicação prática de juntas soldadas em T é, sempre, de grande interesse produzir juntas com raios de concordância de forma a diminuir a concentração de tensão (este tema ser abordado no subcapítulo 2.3) na transição entre a chapa horizontal e cutelo. Este processo é muito fácil quando se trata de uma soldadura por fusão, onde é adicionado material que preenche a junta e forma um cordão de soldadura. Contudo, para soldaduras por SFL em que não existe material de adição, é necessário extrudir um volume de material suficiente para preencher as zonas que vão gerar os raios de concordância, o que, muitas vezes, leva a uma redução de espessura. O enchimento dessas zonas é realizado com material proveniente das chapas e, durante o processo, a pressão axial da ferramenta sobre o material deverá promover a sua extrusão para a zona dos raios de concordância. No entanto, devido à extrusão do material por ação da ferramenta, ocorre então uma redução de espessura na chapa superior (Acerra *et al*, 2010) e, conseqüentemente, a perda de resistência mecânica da junta (Yadava *et al*, 2010).

A SFL de juntas T carece, ainda, de estudo, de modo a tornar o processo mais económico e simples, evitando defeitos que levam à redução das propriedades mecânicas. Acerra *et al*, 2010, Cui *et al*, 2013 e Tavares *et al*, 2008, descreveram as grandes dificuldades

na realização de soldadura por SFL em juntas T sem esta apresentar defeitos e raios de concordância bem definidos sem diminuição de espessura.

Assim sendo, este estudo pretende dar um contributo na resolução de alguns problemas presentes neste tipo de soldadura com este tipo de juntas. Para o efeito, são apresentadas duas configurações simples que podem ajudar a resolver os problemas anteriormente descritos. Estas configurações podem ser consultas no apêndice III na Figura 1, e a discussão das mesmas será mais aprofunda no capítulo 5.

#### **2.2.2.5. Efeito do SFL ou PFL em ligas de alumínio 5083 e 6082**

Como foi descrito, dependendo dos parâmetros utilizados, dos materiais processados e da geometria das ferramentas utilizadas, a SFL e a PFL alteram as propriedades mecânicas dos materiais soldados ou processados.

Quando uma liga de alumínio tratável termicamente, como é o caso da liga de alumínio 6082, é submetida a estes processos, o calor gerado dissolve e/ou engrossa os precipitados responsáveis pelo endurecimento da mesma, diminuindo a sua dureza e resistência mecânica. Por outro lado, no caso da liga de alumínio 5083, o processamento induz uma forte deformação plástica, sendo esta o principal mecanismo de endurecimento destas ligas, o que leva a um aumento de dureza. Este fenómeno é concorrente com o recozimento induzido, pelo calor gerado no processo. O aumento de dureza depende, portanto, do estado da liga de alumínio, isto é, se o estado de encruamento for baixo, o aumento de dureza será elevado; no entanto, se o estado de encruamento da liga de alumínio for alto, possivelmente não existe um aumento de dureza. Ou seja, conforme estado das ligas de alumínio, existe um limite de encruamento.

No trabalho de compilação de Mishra e Mahoney, 2007 já referido, é possível perceber que inúmeros investigadores realizaram soldaduras topo a topo por SFL na liga 6082 para diferentes estados: T6, T5 e T4. O único que permitiu um consenso entre os diferentes autores foi o estado T6 e que, após soldadura, registou um perfil de soldadura do tipo “w”, com uma diminuição de dureza máxima na ZAC de 45%, quando comparado com o material base, sendo que para a zona do nugget a perda foi um pouco menor, na ordem dos 36%. Logo, este

registro conduz a uma perda da tensão de rotura e de cedência na ordem dos 25% e 53%, respetivamente. É também importante referir que, depois de realizada a soldadura, é, normalmente, aplicado um tratamento de envelhecimento, de modo a repor as propriedades mecânicas.

Peel *et al*, 2003, analisaram o efeito de vários parâmetros na soldadura topo a topo de uma liga de alumínio 5083. Concluíram que a redução da velocidade de avanço, devido ao aumento do calor adicionado, leva ao aparecimento de um *nugget* de maior dimensão, e que a utilização de uma ferramenta de maiores dimensões e rosca mais grosseira, leva a melhor mistura dos materiais a soldar, o que aumenta a dureza da zona soldada e, assim, a resistência mecânica da soldadura. Leal *et al*, 2004 analisaram a SFL de juntas topo a topo na liga de alumínio 5083-O (estado sem encruamento) e verificaram que esta apresenta um aumento de dureza na zona soldada, quando comparada com o material base, e que esta liga tem tendência a gerar defeitos com mais facilidade, do que nas ligas de alumínio da série 6XXX, como já foi constatado.

A superelasticidade foi um dos estudos pioneiros para a aplicação do PFL, sendo esta a designação dada à capacidade dos materiais sofrerem um alongamento superior a 200%, antes de sofrerem rutura em tração. Quanto mais fino for o tamanho de grão, mais fácil obter esta propriedade, a temperaturas mais baixas e alongamentos cada vez maiores. O PFL permite obter estruturas com grão ultrafino (tamanho de grão  $\leq 1\mu\text{m}$ ). A baixas temperaturas, os materiais com superplasticidade, podem ser atrativos do ponto de vista comercial, pois apresentam características de formabilidade ótimas, que permitem reduzir o consumo de energia. Kannan *et al*, 1998 estudaram a superplasticidade da liga de alumínio 5083, processada por fricção linear, onde conseguiram um máximo de 500% de alongamento, para uma temperatura de 525 °C e um tamanho de grão 8.7  $\mu\text{m}$  para uma taxa de deformação de  $10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ . McNelley, 2010 também constatou que o PFL é uma excelente técnica de refinamento de grão e aumento da superplasticidade, principalmente quando comparado com outros processos convencionais, como a laminação a quente e a frio.

El-Danaf *et al*, 2010 e Chen *et al*, 2016, utilizando o PFL na liga de alumínio 5083, sugerem a técnica do PFL como uma técnica efetiva para obter refinamento de grão e, ainda,

melhoria das propriedades mecânicas, quando comparadas com o material de base. Chen *et al*, 2016 observaram também que o tamanho de grão aumenta com o aumento da velocidade de rotação. Granda *et al*, 2011 estudaram o efeito do PFL na liga de alumínio 5083-H111 e concluíram que o PFL é uma técnica efetiva para localmente mudar as propriedades mecânicas desta liga, obtendo um aumento quer na dureza como na resistência a flexão. Por outro, também constataram que o efeito de “overlapping” não é mais que a sobreposição de passagens sucessivas de PFL, que mantém inalterada a dureza obtida na primeira passagem do PFL e cujo tamanho de grão vai diminuindo com cada passagem.

Contrariamente à SFL, a aplicação do PFL na liga de alumínio 6082 tem sido escassa, uma vez que a aplicação do mesmo degrada as propriedades mecânicas, pelos motivos já apontados. El-Rayes *et al*, 2012, estudaram a influência do PFL na liga de alumínio 6082-T6, e observaram, também, que a técnica do PFL provoca um refinamento do tamanho de grão, mas que as multipassagens do mesmo vão aumentando o grão, devido à reprecipitação e aos ciclos térmicos acumulados na zona do nugget. O perfil de durezas é do tipo “W”, como já referido neste trabalho, o que se traduz numa perda de dureza relativamente ao material de base, sobretudo na ZAC, sendo esta diminuição atribuída, como supramencionado, à dissolução de precipitados. Com a diminuição da dureza, existe um aumento da ductilidade, logo um aumento da deformação à rutura e uma diminuição da tensão de cedência e da tensão de rutura.

O efeito destes processos no comportamento à fadiga será abordado no subcapítulo 2.3, dedicado exclusivamente ao fenómeno de fadiga dos materiais, dada a importância que este tema assume para o trabalho, sendo o objetivo principal do estudo.

### **2.3. Comportamento à fadiga dos materiais**

A fadiga é um processo de degradação progressiva dos materiais que ocorre quando estes estão submetidos a um carregamento dinâmico que gera tensões dinâmicas, ou seja, tensões cíclicas que variam com o tempo. Esta degradação dos materiais consiste na formação e propagação de uma ou mais fendas, nas peças sujeitas a tensões dinâmicas, conduzindo à sua rotura. Este processo evolutivo pode considerar-se dividido em quatro fases distintas: nucleação da fenda, crescimento microscópico da fenda, propagação da fenda e rotura final. Considera-se

que as duas primeiras fases constituem o período de iniciação. A fadiga dos materiais é um modo de falha mecânico responsável por 80-90% das falhas em componentes mecânicos nas aplicações práticas. Num ciclo de tensões, definem-se os seguintes parâmetros de tensão:

- Gama de tensão:  $\Delta\sigma = \sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}$  (1)

- Tensão média:  $\sigma_m = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} + \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$  (2)

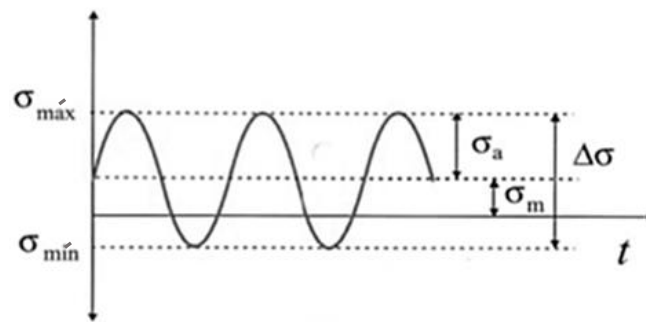
- Amplitude de tensão:  $\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2}$  (3)

- Razão de tensões:  $R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}}$  (4)

Onde  $\sigma_{m\acute{a}x}$  e  $\sigma_{m\acute{i}n}$  são os níveis máximo e mínimo de tensão, respetivamente.

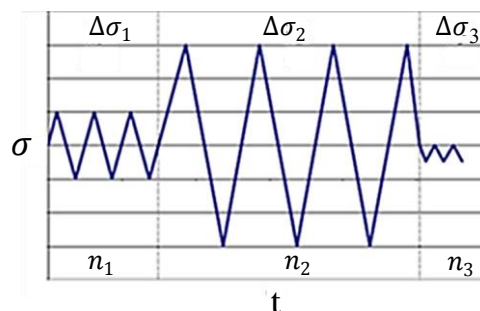
Os carregamentos cíclicos, aplicados em componentes mecânicos, podem ser divididos em carregamentos de amplitude constante e carregamentos de amplitude variável. Nos ciclos de solicitações de amplitude constante, como o seu nome indica, a amplitude de tensão mantém-se constante ao longo do tempo, isto é, a peça está submetida a tensões com a mesma amplitude em cada ciclo. Os exemplos mais usuais deste tipo de carregamento são: os ciclos de tensão pulsante ( $R=0$  ou  $R>0$ ) e alternado ( $R=-1$ ). Para um ciclo de tensão pulsante, a tensão média não é nula e a tensão mínima é nula para  $R=0$  e positiva para  $R>0$ . Por outro lado, num ciclo de tensões alternado com  $R=-1$ , a tensão média é igual a zero. Este tipo de ciclos é muito frequente em mecanismos que funcionam a velocidade constante tais como: veios, cames, excêntricos, bielas, tirantes, cavilhas, rolamentos, engrenagens, polias, parafusos, estruturas soldadas, entre outros.

A função que descreve o ciclo de tensões, denominada de onda de tensões, pode assumir varias formas: sinusoidal, triangulas, trapezoidal, quadrática, parabólica, entre outros. Normalmente, é representada com a tensão no eixo das ordenadas e o tempo no eixo das abcissas, sendo que os ciclos do tipo sinusoidal são os mais frequentes na prática. Na Figura 2.32 está representado um exemplo de um carregamento cíclico do tipo sinusoidal.



**Figura 2.32.** Exemplo de onda sinusoidal.

Nas solicitações com a amplitude de tensão variável, como a própria designação o indica, a amplitude de tensão varia com o tempo. O ciclo de tensões pode ser por blocos, que consiste numa sucessão de vários blocos com amplitude de tensão constante, e cada bloco corresponde à aplicação de um determinado número de ciclos  $n_i$ . Na Figura 2.33 está representado um exemplo de uma onda de tensões de amplitude variável por blocos.



**Figura 2.33.** Exemplo de uma onda tensões de amplitude variável por blocos.

Existem, ainda, os ciclos de tensões em que a onda é completamente aleatória, chamados ciclos de tensões irregular ou aleatório. Solicitações com a amplitude de tensão variável são os mais frequentes em estruturas soldadas e indústria aeronáutica e constituem o tipo mais frequente de ciclos de tensões que provoca fadiga, mas também o tipo de ciclo mais difícil de analisar. Normalmente, são determinados experimentalmente. Tratam-se estes ciclos como se fossem ciclos de tensões de amplitude constante, em que o valor da amplitude é definido com uma margem de segurança. Miner, 1945 na sua lei, estabelece a Equação 5, em que os danos de cada bloco se acumulam linearmente até a rotura da peça.

$$\sum_{i=1} \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (5)$$

Sendo  $N_i$ , a duração à fadiga para a tensão  $\sigma_i$ , retirada das curvas S-N do material e  $n_i$  o numero de ciclos do bloco.

Tal como foi referido anteriormente, a fadiga dos materiais é caracterizada por três períodos: iniciação, propagação e rutura. A iniciação da fenda ocorre, geralmente, na superfície dos componentes, uma vez que nesta zona o material tem a deformação menos restringida do que no seu interior, pelo que é favorecida a ocorrência de deformação plástica. Contribui, igualmente, para esta situação, o facto de ser na superfície dos componentes que habitualmente existem variações geométricas micro (rugosidade da superfície, micróporos, entre outros) ou macroscópicas (cordões de soldadura, mudança de diâmetro em veios, entre muitos mais), que provocam concentração de tensões nesta zona. Neste sentido, pode, ainda, contribuir para o mesmo efeito, a ação corrosiva do meio ambiente nas superfícies dos materiais. Quando as condições superficiais são favoráveis, a maior parte da vida de fadiga de um componente é despendida no período de iniciação, sendo que a espessura do material irá influenciar o período de propagação da fenda.

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

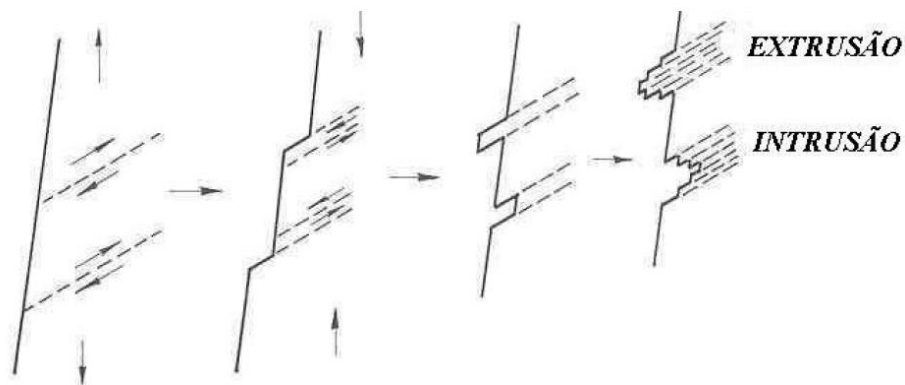
A iniciação de uma fenda de fadiga ocorre, por norma, na superfície do corpo, devido a efeitos de concentrações de tensões, tal como o efeito detrimental do meio ambiente. A propagação da fadiga ocorre em três fases distintas. A fase I é caracterizada por um crescimento da fenda numa direção, formando um ângulo de 45 graus em relação à direção do

---

carregamento e, portanto, o crescimento ocorre em planos sujeitos a elevados valores de tensão de corte. Na fase II, a fenda tende a propagar-se perpendicularmente à direção do carregamento, em que a respetiva velocidade de propagação é função da amplitude do fator de intensidade de tensão. Na fase III, dá-se a rotura instável do material, após se ter atingido o valor crítico do fator de intensidade de tensões (Branco *et al.*, 2006).

Para vidas longas de fadiga, a tensão máxima produzida pelas cargas cíclicas que, eventualmente, causam falha por fadiga, pode estar bem abaixo da tensão de cedência do material e não ocorre deformação plástica em larga escala. Contudo, numa superfície livre, a deformação plástica pode acumular-se em consequência do movimento de deslocações. Deslocações são defeitos de linha na estrutura da rede cristalina que podem mover-se e multiplicar-se sob a ação de tensões de corte, causando uma deformação permanente. O deslocamento é, portanto, a quantidade de deformação (ou escorregamento), sendo maior numa superfície livre do que no interior de materiais cristalinos, devido à falta de restrição dos limites do grão. Grãos em metais estruturais policristalinos são orientados individualmente e de forma aleatória. Cada grão, no entanto, tem uma estrutura atômica ordenada dando origem a propriedades direcionais. A deformação, por exemplo, ocorre em planos cristalográficos de fácil deslizamento, ao longo dos quais as deslocações podem mover-se mais facilmente do que noutros planos. Como o deslizamento é controlado, principalmente pelas tensões de corte, a formação do deslizamento ocorre ao longo de planos cristalográficos com orientação próxima de 45 graus em relação à direção da tensão de tração. Como resultado do deslizamento dos planos atômicos uns em relação aos outros, forma-se uma rugosidade da superfície e faixas ou bandas de deslizamento. Durante cada ciclo adicional, a deformação da banda de deslizamento intensifica-se na superfície, estende-se para o interior do grão, resultando nas chamadas bandas de deslizamento persistentes (BDPs). O nome resultou da observação, nos estudos iniciais de fendas por fadiga, de que a faixa de deslizamento reapareceria, ou seja, persistiria no mesmo local, após a remoção de uma fina camada superficial por elastopolimento. O acumular de fluxo plástico local resulta em cristas e depressões superficiais, designadas de extrusões e intrusões, como é possível observar, respetivamente, na Figura 2.34.





**Figura 2.34.** Bandas de deslocamentos à superfície do material, iniciação e nucleação de fenda por fadiga, modificado de Meyers e Chawla, 1999.

Em algum momento deste processo, desenvolvem-se pequenas fendas nas intrusões. Essas microfendas crescem ao longo de planos de deslizamento, ou seja, um processo acionado pelas tensões de corte. O crescimento no modo de corte, chamado crescimento de fenda da fase I, estende-se pelo comprimento de fenda num tamanho entre três a quatro vezes o tamanho de grão. A influência da amplitude de tensão reflete-se no tamanho da zona da deformação plástica cíclica gerada na ponta da fenda. Enquanto o tamanho da zona plástica cíclica for inferior ao tamanho de grão, os mecanismos de escorregamento que controlam o crescimento da fenda na fase I são favorecidos. Durante a continuação dos ciclos aplicados, as microfendas em diferentes grãos coalescem, resultando numa ou mais fendas dominantes. O campo de tensões e de deformações cíclicas, associado à ponta da fenda ou das fendas, causa o seu crescimento sob a ação da tensão aplicada, sendo esta fase designada por propagação da fenda (fase II). O caminho da fenda é, agora, essencialmente perpendicular ao eixo de aplicação do esforço. O avanço da fenda é, no entanto, influenciado pela orientação cristalográfica dos grãos, fazendo com que a fenda cresça segundo um caminho em ziguezague, ao longo dos planos de deslizamento e de clivagem grão a grão, devido à alteração na direção de propagação quando se atingem as fronteiras de grão. Na maior parte dos casos, a propagação de fendas de fadiga ocorre através dos grãos, ou seja, de modo transcrystalino ou transgranular. Para altas temperaturas ou em ambientes corrosivos, os limites de grãos podem tornar-se mais fracos do que a matriz de grãos, resultando no crescimento de fendas intercrystalino ou intergranular. A superfície de fratura criada durante a fase II de crescimento de fenda, em metais dúcteis, é caracterizada por estrias, cuja densidade e largura podem ser relacionadas com o nível de tensão

aplicado. Por último, quando a fenda atinge um determinado comprimento crítico dá-se, então, a rutura do componente.

A vida de um componente é, normalmente, contabilizada em número de ciclos até a rutura e pode ser calculada a partir da soma do número de ciclos necessários para a iniciação da fenda e da propagação da mesma até a rutura. O número de ciclos para iniciação é obtido pela realização de ensaios de fadiga oligocíclica, sendo estes ensaios realizados em controlo de deformação, em que as tensões resultantes são elevadas, comumente acima da tensão de cedência do material, logo a vida do componente é baixa. Estes ensaios permitem obter, empiricamente, a lei do comportamento de iniciação da fenda por fadiga, curvas deformação-vida, para um determinado material. Por outro lado, o número de ciclos de propagação de fenda até a rutura também pode ser estimado através da lei de Paris-Erdogan, sendo esta obtida empiricamente com recurso à realização de ensaios de propagação. Como o principal objetivo deste trabalho não é a previsão de vida à fadiga dos componentes analisados, estes conceitos não serão aqui abordados de forma detalhada. Dados de fadiga para componentes cujas vidas consistem numa fase de iniciação, seguida de propagação de fenda, são geralmente apresentados na forma de curvas S-N, onde a tensão aplicada S é representada graficamente em relação ao número de ciclos totais até à falha,  $N_f$ . Estas curvas são muito utilizadas na engenharia de projeto mecânico porque permitem a realização do dimensionamento de componente em que o comportamento à fadiga tenha de ser previsto na fase de projeto, de um modo muito seguro. As duas abordagens mais usadas na previsão da resistência à fadiga são baseadas em tensões nominais e geométricas (ou estruturais) ou em tensões locais, sendo que a primeira é usada, por norma, em estruturas soldadas e a segunda em componentes mecânicos. Atualmente, alguns códigos de projeto integram também a abordagem com tensões locais para a avaliação da integridade estrutural na presença de carregamentos cíclicos.

A abordagem com tensões nominais apresenta curvas S-N onde as tensões são puramente nominais, calculadas na seção transversal crítica com base no carregamento externo, sem ter em conta a concentração de tensões. Admitindo, como hipótese, uma distribuição de tensão constante ou linearizada, esta abordagem global usa originalmente valores críticos de carga ou tensão nominal, que estão relacionadas com fenômenos globais, como a plastificação global ou fratura total da amostra.

O método das tensões locais permite a determinação do nível de tensões da zona crítica do componente tendo em conta parâmetros, como a concentração de tensões, tensões residuais e plastificação provocada pelos carregamentos cíclicos.

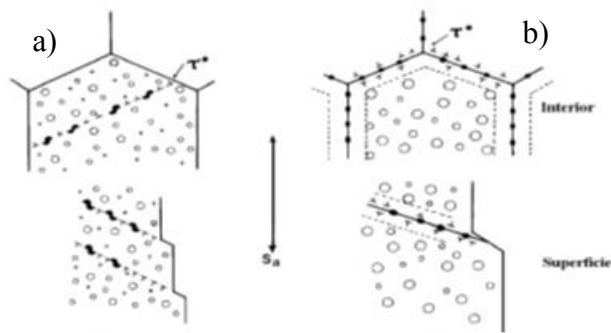
Os parâmetros e equipamentos utilizados para a realização dos ensaios de fadiga podem ser consultados, em detalhe, para cada tipo de junta e materiais nos capítulos correspondentes 3, 4 e 5:

- Capítulo 3, na secção 2.5 do apêndice I a) e na secção 2.4 do apêndice I b);
- Capítulo 4, na secção 2 do apêndice II a), na secção 2.3 do apêndice II b) e na secção 2.4 do apêndice II c);
- Capítulo 5, na secção 2.3 do apêndice III.

### **2.3.1. Efeito de fatores associados ao material no comportamento à fadiga dos materiais**

Existem vários fatores que influenciam positiva ou negativamente a resistência à fadiga, sendo que os que estão associados ao próprio material são: o tamanho de grão, a orientação da microestrutura e a presença de precipitados na microestrutura. Pesquisas conduzidas por Kurita *et al.*, 1996 e Anderson, 1991, concordaram que valores elevados de resistência à fadiga estão geralmente associados a materiais com tamanho de grão pequeno, o que promove a retardação da nucleação da fenda. Assim, para um menor tamanho de grão, a maioria dos ciclos de fadiga a que o material está sujeito são gastos para iniciar uma fenda, enquanto para um tamanho de grão maior, a maioria dos ciclos de fadiga são gastos para propagar a fenda. Isto significa que, para um tamanho de grão pequeno, a vida de iniciação da fenda é tendencialmente maior do que a vida de propagação, ocorrendo o inverso para tamanhos de grão maiores.

A presença de precipitados também exerce influência significativa na vida à fadiga de materiais. A Figura 2.35 apresenta, de modo esquemático, dois fatores microestruturais característicos que podem resultar em deformação localizada e conduzir à nucleação da fenda de fadiga: precipitados cortados (Figura 2.35a)) e precipitados não cortados (Figura 2.35b)).



**Figura 2.35.** Representação esquemática dos dois aspectos microestruturais que resultam em deformação localizada: (a) precipitados cortados e (b) precipitados em zonas livres (não cortados), Starke e Lütjering, 1979.

Durante a deformação plástica, dependendo do tamanho, espaçamento, forma, natureza e grau de coerência, os precipitados são cortados ou contornados pelas deslocações. Quando as partículas coerentes são cortadas pelas deslocações, a resistência é, então, reduzida. Isso ocorre sucessivamente para um movimento adicional de deslocações, concentração de deslizamento e destruição dos agentes que proporcionam a resistência mecânica do material. Para pequenas amplitudes de deformação, um material com precipitados não cortados endurece mais amplamente do que uma que apresente precipitados cortados e, então, amacia. Consequentemente, para um ensaio de deformação controlada, a falha ocorre mais cedo para materiais com precipitados não cortados, os quais são pontos de concentração de tensões e, portanto, locais onde preferencialmente tenderá a ocorrer empilhamento de deslocações. Essas, por sua vez, levam à acumulação de dano, geração de BDPs, nucleação de microfendas e crescimento da fenda até a fratura do material.

Starke e Lütjering, 1979 salientam que uma liga de alumínio que possua misturas de dispersões de precipitados não cortados e precipitados cortados apresenta um aumento da resistência à fadiga. Esses autores afirmam que para uma mesma amplitude de tensão, a liga AA 2024, com precipitados cortados e não cortados, apresentou maior vida à fadiga do que a liga AA X-2024 (só precipitados cortados). Dessa forma, a curva S-N da liga AA 2024 apresenta-se mais deslocada para cima e para a direita comparativamente à liga AA X-2024, logo maior resistência à fadiga.

A orientação do grão da microestrutura influencia, igualmente, a vida à fadiga. Um grão, que esteja orientado de maneira a que a fronteira de grão esteja perpendicular ao plano de propagação de fenda, dificulta a propagação da mesma, aumentando assim o período de propagação, mas facilita o fenómeno de iniciação. Por outro lado, uma microestrutura em que a fronteira de grão esteja orientada paralelamente à propagação oferece menor resistência à propagação.

### 2.3.2. Efeito de fatores associados a forma de carregamento no comportamento à fadiga dos materiais

A influência da razão de tensões e o efeito da tensão média é fundamental na vida à fadiga. Como estes dois parâmetros são interdependentes, conforme a razão de tensões  $R$  vai aumentando, a tensão média  $\sigma_m$  também aumenta, e ambos levam a uma redução da resistência à fadiga para uma determinada gama de tensões. Existem vários critérios para avaliar o efeito da tensão média ( $\sigma_m$ ) de um ciclo de fadiga com uma determinada amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ). Goodman, 1919 propôs a Equação 6:

$$\sigma_{ar} = \frac{\sigma_a}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_r}} \quad (6)$$

Onde  $\sigma_{ar}$  corresponde à amplitude de tensão equivalente para um ciclo de tensões com tensão média nula ( $R=-1$ ) e  $\sigma_r$  é a tensão de rutura do material. Posteriormente, foram propostos outros métodos como o SWT, Smith-Watson-Topper, 1970, sendo considerado um dos mais adequados para ligas de alumínio, equação 7:

$$\sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{m\acute{a}x} \cdot \sigma_a} \quad (7)$$

A frequência de aplicação da carga tem uma influência desprezável na vida à fadiga de ligas de alumínio para valores abaixo de 200 Hz, que é o caso dos ensaios realizados nesta tese (20 Hz – 30 Hz)

### **2.3.3. Efeito do acabamento e tratamentos superficiais no comportamento à fadiga dos materiais**

O acabamento superficial tem, também, uma importância relevante no período de iniciação da fenda por fadiga. Quanto melhor for o acabamento superficial (ex. polido), maior será a performance à fadiga, ocorrendo o contrário com acabamento rugoso. Superfícies rugosas originam pontos de concentrações de tensões (vales), que aumentam a tensão efetiva e, por conseguinte, facilitam a iniciação de fendas.

Por outro lado, tratamentos térmicos e químicos tais como: cementação, nitruração, envelhecimento, tempera, revenido, entre outros, influenciam, do mesmo modo, a vida à fadiga porque modificam a microestrutura do material superficialmente ou globalmente levam a um aumento ou diminuição da dureza. Assim, conduzem ao incremento ou à redução da vida à fadiga, dependendo do tratamento ou do material onde foi aplicado. Dado a pouca importância deste tópico para os materiais testados neste trabalho, o tema não será objeto de maior aprofundamento.

Os tratamentos mecânicos superficiais podem influenciar a vida à fadiga pela introdução de tensões residuais, resistência mecânica (encruamento) e pela alteração da rugosidade através de deformação plástica na superfície. Por outro lado, tratamentos térmicos, que permitem a relaxação de tensões residuais de tração, melhoram a performance à fadiga do componente. Dada a relevância destes tratamentos mecânicos na melhoria da vida à fadiga, que podem ser aplicados em superfícies lisas ou entalhadas, os mesmos serão descritos com mais detalhe no subcapítulo 2.3.4.

### **2.3.4. Efeito das tensões residuais no comportamento à fadiga dos materiais**

Entende-se por tensões residuais as tensões existentes num corpo sem que sobre ele estejam a agir quaisquer forças externas. As tensões residuais são elásticas e superpõem-se às tensões resultantes das cargas de serviço, podendo ser benéficas ou prejudiciais às estruturas e equipamentos, conforme a sua magnitude, sinal e distribuição. As tensões residuais são autoequilibrantes. Qualquer processo de fabrico como maquinação, soldadura, aplicação de

carregamentos térmicos ou mecânicos, altera o seu estado e causa a sua redistribuição de modo a que as tensões se equilibrem novamente.

As tensões residuais interagem com as cargas aplicadas e, por isso, modificam o ciclo de carregamento que está a ser aplicado. Pode-se dizer que as tensões residuais agem como uma tensão média,  $\sigma_m$ . Por esta razão, interagem com a tensão média do ciclo de tensões aplicado, modificando, assim, a razão de tensões efetiva (Branco *et al.*, 2006). Como foi dito anteriormente, as tensões residuais podem ser benéficas ou prejudiciais ao comportamento à fadiga, dependendo de sua magnitude, sinal e distribuição. A magnitude das mesmas interage de modo a que o ciclo de tensão aplicado seja muito ou pouco perturbado, sendo o sinal das mesmas bastante importante. Por exemplo, tendo um carregamento pulsante ( $R=0$  ou  $R>0$ ) e um estado de tensões residuais compressivas (-), levam a uma diminuição da tensão média, logo a um aumento da vida à fadiga. Por outro lado, tensões residuais de tração (+) aumentam as tensões médias, o que conduz a uma perda de vida à fadiga. Por este motivo, são aplicados tratamentos térmicos ou mecânicos que introduzem tensões residuais e elevam a vida à fadiga, sobretudo em zonas de descontinuidade geométrica, onde existe concentração de tensões.

### **2.3.5. Efeito do meio ambiente no comportamento à fadiga dos materiais**

Meios ambientes corrosivos (ácidos, alcalinos, básicos, entre outros) prejudicam o comportamento à fadiga, dado que a corrosão nos materiais enfraquece os mesmos. No caso das ligas de alumínio, essa corrosão situa-se normalmente nas fronteiras de grão. Por outro lado, a temperatura do meio ambiente também afeta o comportamento à fadiga, reduzindo a vida com o aumento da mesma. Dado o pouco interesse deste tema para a compreensão deste trabalho, esta temática é apenas enunciada e não aprofundada, uma vez que todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e sem ambientes corrosivos.

### **2.3.6. Efeito da concentração de tensões no comportamento à fadiga dos materiais**

A introdução de descontinuidades geométricas tais como: furos, entalhes, cordões de soldaduras, variações de diâmetro, entre outros, provocam a amplificação das tensões

nominais aplicadas, o que leva à redução da vida à fadiga de um componente. No subcapítulo 2.4.1, será abordada esta temática com mais pormenor.

## **2.4. Comportamento à fadiga de estruturas de ligas de alumínio soldadas por fusão**

O comportamento mecânico das juntas soldadas quando submetidas a carregamento dinâmico, nomeadamente a sua resistência à fadiga, é substancialmente inferior ao do material de base. Esta degradação do comportamento mecânico da junta soldada mantém-se, mesmo quando é tido em consideração o efeito de concentração de tensões resultante da sua geometria que, já por si, diminui a vida à fadiga. Isto deve-se a alterações de microestrutura, introdução de tensões residuais desfavoráveis e à ocorrência de defeitos de soldadura: porosidade, falta de fusão e penetração, falta de molhagem, entre outros.

Defeitos volumétricos, como a porosidade, têm um efeito claro na vida à fadiga de estruturas de alumínio soldadas por processos de fusão, dado que a soldadura de ligas de alumínio por estes processos é muito propensa ao aparecimento de porosidades, conforme já foi abordado. A dimensão e a localização da porosidade na junta soldada é fundamental na influência que terá na vida à fadiga. Quanto maior é a porosidade, maior é a perda de resistência à fadiga porque existe uma redução da área resistente à fratura do componente. Uma porosidade interna (afastada da superfície da peça) até 7% do volume total de material não influencia significativamente a vida à fadiga. Por outro lado, porosidade localizada na superfície ou nas zonas críticas de uma soldadura como é o pé do cordão, reduzem a vida drasticamente até 60%, para vidas longas (níveis baixos de tensão aplicada) numa liga de alumínio 5083, Andrews and Waring, 1979.

Defeitos do tipo planar, como falta de penetração e falta de fusão, não têm influência na performance à fadiga se estas tiverem menos do que 7% da espessura soldada. Um defeito deste género com 20% da espessura poderá diminuir a resistência à fadiga para vidas longas na ordem dos 50% e 75%, como foi assinalado por Lancaster and Rogerson, 1967.

Relativamente às faltas de molhagem, não foram encontrados dados na literatura que pudessem ajudar a compreender a sua influência na vida à fadiga, mas tendo em conta a



sua localização na superfície, espera-se que estas tenham influência negativa na performance à fadiga.

A concentração de tensões devido ao cordão de soldadura, bem como as tensões residuais são fatores muito importantes na redução da vida à fadiga de uma junta soldada, quando comparada com o material base.

#### **2.4.1. Concentração de tensões em juntas soldadas topo a topo e juntas T**

A introdução de descontinuidades geométricas, tais como furos, entalhes, cordões de soldadura, mudanças de diâmetro, entre outros, provocam o aumento das tensões estáticas ou monótonas, assim como as tensões dinâmicas aplicadas a um componente, independentemente do material.

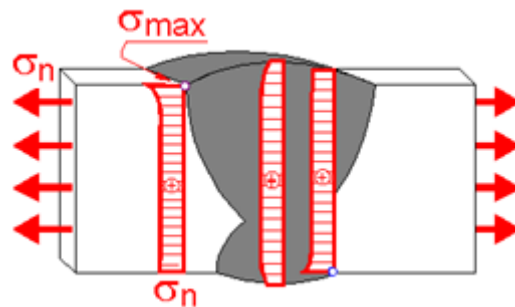
Nas juntas soldadas, a iniciação e a propagação das fendas de fadiga é bastante facilitada pela presença do cordão de soldadura. O cordão de soldadura representa uma descontinuidade geométrica responsável pela concentração de tensões, principalmente junto ao pé do cordão, o que facilita a deformação cíclica e, conseqüentemente, a iniciação de fendas por fadiga.

A iniciação e propagação de fendas em juntas soldadas depende de vários fatores tais como a geometria de junta, as condições de solicitação, a microestrutura do material e as tensões residuais. As diferentes combinações destes fatores levam a que a iniciação da fenda possa ocorrer no metal base, metal depositado, ou na zona afetada termicamente. Porém, a conjugação de elevadas concentrações de tensões, induzida pelo cordão de soldadura, e a eventual existência de defeitos superficiais ou subsuperficiais, levam a que a iniciação de uma fenda ocorra, geralmente, em pontos específicos do pé do cordão de soldadura. Em juntas soldadas sem penetração total, a iniciação da fenda pode também ocorrer na raiz do cordão de soldadura, principalmente em juntas soldadas com transferência de carga.

O fator de concentração de tensões teórico ou estático,  $k_t$ , é definido pela razão que existe entre a tensão máxima local  $\sigma_{m\acute{a}x}$ , e a tensão nominal  $\sigma_n$ .

$$k_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_n} \quad (8)$$

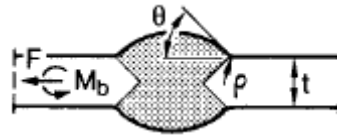
Para uma estrutura soldada topo a topo com cordão transversal e solicitada à tração no sentido longitudinal, a tensão máxima  $\sigma_{m\acute{a}x}$  verifica-se no pé do cordão da soldadura. A Figura 2.36 exemplifica a situação de uma soldadura topo a topo solicitada à tração.



**Figura 2.36.** Exemplo de uma soldadura topo a topo solicitada à tração.

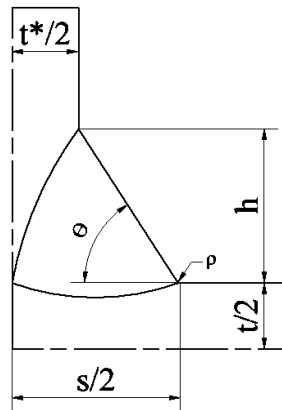
O mesmo se verifica para uma junta T solicitada à tração, ou seja, o ponto onde as tensões são mais elevadas numa junta soldada é, geralmente, no pé do cordão de soldadura. Têm sido realizados diversos estudos com o intuito de determinar valores dos fatores de concentração de tensões. Os trabalhos de Gregor, 1971, e Kihara *et al.*, 1960 revelaram resultados compreendidos entre 1,2 e 3, através de ensaios baseados na técnica da fotoelasticidade. Estes estudos mostraram, ainda, que os parâmetros que têm maior influência no valor da concentração de tensões são o raio de concordância ( $\rho$ ) do reforço no pé do cordão e o ângulo  $\theta$  da tangente ao reforço também no pé do cordão. Yung e Lawrence, 1985 propuseram a equação 9 para determinar  $k_t$  para o caso de juntas soldadas topo a topo, tendo em conta a Figura 2.37.

$$k_t = 1 + 0,27 \times (\tan\theta)^{1/4} \times \left(\frac{t}{\rho}\right)^{1/2} \quad (9)$$



**Figura 2.37.** Representação esquemática, para o cálculo do  $k_t$ , de uma junta soldada topo a topo.

No caso de junta em T com penetração total sem transferência de carga, Brennan *et al*, 2000, obtiveram a Equação 10 baseada numa análise de elementos finitos:

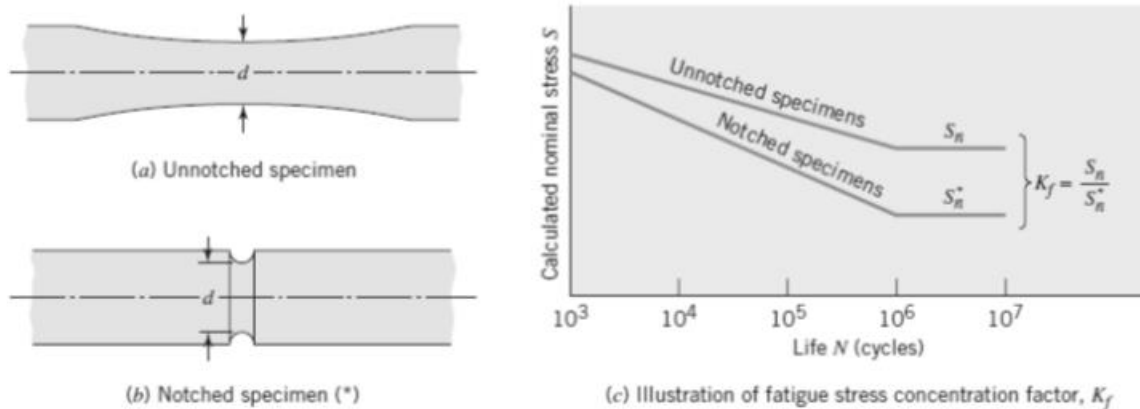


**Figura 2.38.** Fatores que influenciam o  $k_t$  para juntas T com penetração total e sem transferência de carga.

$$k_t = 1,03 + 0,27\theta^{0,22} \left(\frac{\rho}{t}\right)^{-0,47} \left(\frac{s}{t}\right)^{0,18} \quad (10)$$

Em que os parâmetros que influenciam o fator de contração de tensões teórico ou estático,  $k_t$ , são o raio de curvatura do pé de soldadura,  $\rho$ ; o ângulo do cordão de soldadura,  $\theta$ ; a espessura da chapa,  $t$ , e o comprimento do cordão de soldadura,  $s$ .

Elementos sujeitos a tensões cíclicas com entalhes as curvas S-N apresentam, para o mesmo material, um valor menor de resistência à fadiga do que quando não possuem entalhes, tal como apresenta a Figura 2.39 (c).



**Figura 2.39.** Exemplo de provetes entalhados (a) e não entalhados (b) e curvas S-N de provetes entalhados vs provetes não entalhados (c), Juvinall and Marshek, 2012.

A relação entre os limites de resistência a fadiga sem entalhe e com entalhe é designada como fator de concentração de tensões dinâmico ou de fadiga,  $k_f$ ,

Teoricamente, seria expectável que  $k_f$  fosse igual ao fator estático de concentração de tensões,  $k_t$ . Os ensaios, porém, mostram que o  $k_f$  é frequentemente menor do que  $k_t$ . Para quantificar este fenómeno, utiliza-se comumente o índice de sensibilidade ao entalhe  $q$  (Equação 11), que varia entre 0 e 1.

Quando um material é muito sensível à presença de entalhes, tem-se  $k_f = k_t$ , ou seja, o fator de sensibilidade ao entalhe é igual a 1. Metais com grão uniforme e fino são sensíveis à presença de entalhes, pelo que a sensibilidade ao entalhe é elevada. Por outro lado,  $k_f = 1$  para um material que tenha pouca sensibilidade ao entalhe, pelo que a presença do entalhe não afeta a vida do componente, como é o caso dos ferros fundidos, onde a grafite lamelar age como um entalhe microscópico, facilitando a nucleação de fendas e reduzindo significativamente o efeito de entalhes macroscópicos. A sensibilidade ao entalhe é um parâmetro complexo que depende da geometria do entalhe (raio do mesmo), da natureza do carregamento (tração/compressão, flexão e torção) e da resistência do material que, por sua vez, depende da dureza do mesmo.

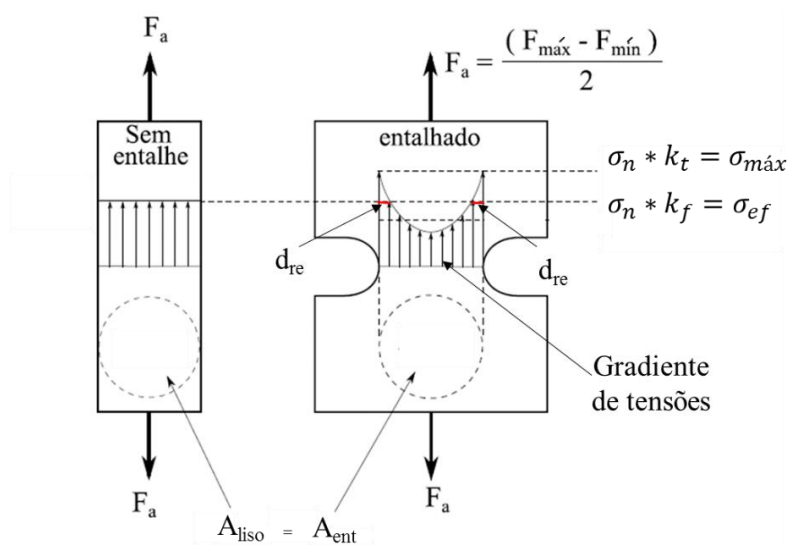
Os raios de entalhe muito pequenos, aproximando-se de imperfeições (microscópicas) internas de material, conduzem a um índice de sensibilidade ao entalhe próximo zero. Por isso, a diferença entre  $k_t$  e  $k_f$  aumenta quanto menor for o raio do entalhe e quanto maior a resistência do material, Lee *et al*, 2005. Um material duro e frágil tem uma

elevada sensibilidade ao entalhe, pelo que um material mais macio e mais dúctil apresenta uma sensibilidade ao entalhe menor. Posto isto, a mudança de um material macio e mais dúctil por um material duro e frágil em determinada aplicação, aumenta a resistência à fadiga, mas não tanto como seria suposto dado o fenómeno de sensibilidade ao entalhe.

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1} \quad (11)$$

Imperfeições na superfície (arranhões, riscos, entre outros) do componente que sejam maiores do que as imperfeições microscópicas do material, assim como a elevada rugosidade do material, são fatores de diminuição da resistência à fadiga. Este efeito é mais pronunciado em materiais muito duros e resistentes, comparativamente a materiais menos duros e mais dúcteis. Assim, superfícies pouco rugosas ou polidas são recomendáveis para materiais mais resistentes.

Observando a Figura 2.40 numa abordagem mais local, o fator de concentração de tensões dinâmico ou de fadiga,  $k_f$ , pode ser definido como o quociente entre a tensão efetiva sob o ponto de vista da resistência à fadiga (Equação 12), determinada a uma distância da raiz do entalhe ( $d_{re}$ ), e a tensão nominal. Uma fenda com um comprimento crítico  $d_{re}$  irá propagar-se, se a tensão nesse local for superior à tensão limite de fadiga obtida em provetes lisos.



**Figura 2.40.** Exemplo de um gradiente de tensões num provete entalhado e não entalhado sujeito a uma carga axial cíclica.

$$k_f = \frac{\sigma_{ef}}{\sigma_n} \quad (12)$$

De um modo geral, pode dizer-se que o fator de concentração de tensões teórico ou estático,  $k_t$ , é responsável pela amplificação das tensões que darão início a fendas por fadiga e, o fator de concentrações de tensões dinâmico ou de fadiga é responsável pela amplificação das tensões, que garante que a fenda se irá continuar a propagar para além da distância crítica.

Para entalhes com determinados raios de curvatura, Peterson, 1950, propôs a Equação 13 e Neuber, 1964, a Equação 14, onde relacionam o  $k_f$  com o  $k_t$ .

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (13)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{\rho}}} \quad (14)$$

Onde  $a$  é uma constante de material e o seu valor para as ligas de alumínio é, em média, 0,51 mm e  $\rho$ , o raio de curvatura do pé de soldadura, no caso da Equação 6. Na Equação 7, a constante  $a$  corresponde ao valor de 0,586 mm. Para determinar  $k_f$  é necessário conhecer a tensão efetiva local a partir da distribuição de tensões junto ao entalhe, obtida pelo método dos elementos finitos. Para identificar a distância onde deve ser medida esta tensão pode-se recorrer, por exemplo, ao método da distância crítica de Taylor, 2005.

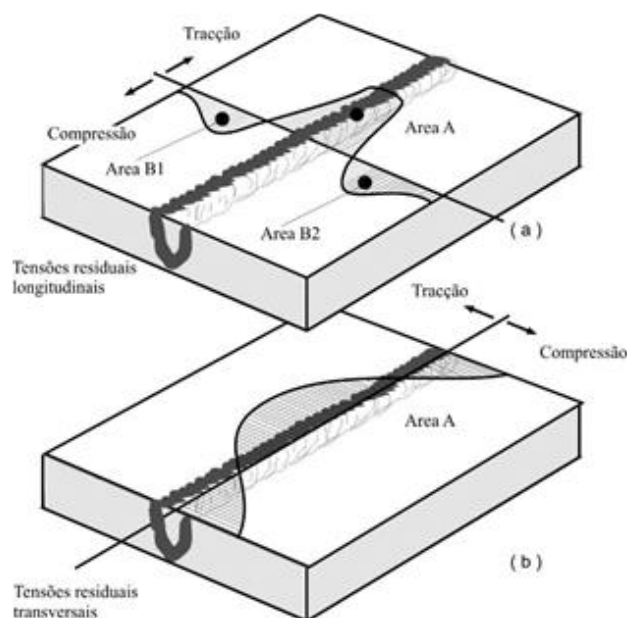
#### **2.4.2. Tensões residuais em estruturas soldadas por processos de fusão**

Devido aos elevados gradientes de temperatura que se verificam no processo de soldadura por fusão, existem movimentos de dilatação e contração. Portanto, a possibilidade de existirem tensões residuais em peças soldadas é muito elevada. Na Figura 2.41 é possível observar a distribuição típica de tensões residuais para uma soldadura topo a topo na direção longitudinal (a) e perpendicular (b) ao cordão de soldadura.

O caso das tensões transversais é, particularmente, interessante para este estudo, uma vez que os carregamentos aplicados aos provetes também são na direção perpendicular ao cordão de soldadura. Nesta figura, pode, então, perceber-se que as tensões residuais que se registam normalmente no pé do cordão de soldadura são de tração, ou seja, positivas o que, como visto anteriormente, tem uma influência prejudicial na vida de fadiga de uma junta soldada.

Liljedahl *et al*, 2010 obtiveram perfis de tensões residuais superficiais bastantes semelhantes aos representados na Figura 2.41, quer na direção longitudinal quer na direção transversal, para uma liga de alumínio 2024-T351 soldada topo a topo por MIG.

James *et al*, 2008 analisaram as tensões residuais em juntas topo a topo na liga de alumínio 5083-H321, apresentando valores de tensões residuais de +15 MPa e -17 MPa para a direção transversal e longitudinal ao cordão de soldadura, respetivamente, na zona do pé do cordão e a 1 mm de profundidade. Após alguns ciclos (1-100) de carregamento, estas tensões residuais apresentaram uma mudança positiva de valor, isto é, este aumenta, prejudicando a resistência à fadiga.



**Figura 2.41.** Esquema da distribuição típica das tensões residuais na vizinhança de um cordão de soldadura. a) Tensões residuais longitudinais e b) Tensões residuais transversais, modificado de Madox, 1991.

---

Neste trabalho foram medidas as tensões residuais em juntas T soldadas por MIG no pé do cordão de soldadura, quer a nível superficial quer em profundidade, utilizando as técnicas de difração de raios-X e de difração de neutrões, respetivamente. Para mais informação sobre os processos utilizados é necessário consultar o apêndice II d) do capítulo 4.

## **2.5. Fadiga de estruturas de ligas de alumínio soldadas por SFL**

Os defeitos e os parâmetros de soldadura SFL exercem, obviamente, influência na vida à fadiga. Lombard *et al*, 2008, mostraram que a vida à fadiga de uma junta soldada por SFL é otimizada quando a temperatura, durante o processo, é suficiente para uma adequada plastificação do material, mas não excessiva. Também observaram que a vida à fadiga é altamente sensível à presença de defeitos de soldadura, podendo estes ser mais ou menos prejudiciais consoante a sua orientação e extensão.

Zhou *et al*, 2006, estudaram o efeito da presença de um defeito do tipo “kissing bond” numa junta topo a topo, na liga AA5083, e concluíram que a vida à fadiga para este tipo de liga com este tipo de defeito é entre 21 a 43 vezes mais curta do que para a mesma liga não apresentando este defeito, para uma razão de tensões de 0,1. Observaram, também, que a zona de iniciação de fenda se encontra no “kissing bond” e o tempo de iniciação de fenda é reduzido pela presença deste defeito. No entanto, Dickerson e Przydatek, 2003, afirmam que defeitos deste tipo, com dimensão menor a 0,35 mm, não afetam a performance à fadiga de juntas topo a topo e soldadas por SFL.

James *et al*, 2003, verificaram que a iniciação das fendas de fadiga, em juntas topo a topo, soldadas por SFL na liga AA5083, está ligada às marcas de rotação da ferramenta e que, a tensão limite de fadiga pode ser incrementada significativamente por polimento das superfícies. Por outro lado, observam uma diminuição do limite de fadiga com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta durante o processo de soldadura, dado que aumenta a rugosidade da superfície. Estes autores referem, igualmente, que a estrutura na forma “casca de cebola”, típica deste tipo de soldadura, não afeta a iniciação da fenda, mas afeta a vida total à fadiga, uma vez que diminui o período de propagação da fenda. Lomolino *et al*, 2005, evidenciaram que o aumento da velocidade de avanço da ferramenta pode dar origem a



soldaduras com melhor resistência à fadiga para vidas longas, uma vez que a redução do calor adicionado reduz as transformações metalúrgicas que ocorrem durante o processo. O melhoramento do acabamento superficial aumenta, ainda, a vida à fadiga da junta soldada. Tra *et al*, 2012, corroboram que as fendas se podem propagar preferencialmente pelas linhas de óxidos, em juntas topo a topo.

Costa *et al*, 2011, comprovaram que, para soldaduras SFL topo a topo na liga de alumínio 6082-T6, o comportamento à fadiga de amplitude variável é muito afetado por defeitos como o defeito de túnel, que reduz em 42% a resistência à fadiga, tanto para  $R=0$  como para  $R=-1$ .

Kim *et al*, 2008, estudaram a propagação de fendas em soldaduras SFL, em juntas topo a topo nas ligas AA5083 e AA6061. De acordo com os autores, a velocidade de propagação de fenda é maior na zona recristalizada, zona do nugget, quando comparada com o material base, particularmente para a razão de tensão,  $R=0$ . A redução do tamanho de grão, face ao material base, diminui o período de propagação, devido à redução do fenómeno do fecho de fenda e favorece a propagação intergranular da fenda.

Basel *et al*, 2015, estudaram soldaduras topo a topo por SFL na liga de alumínio 5024-H116, concluindo que a microestrutura resultante afeta a iniciação e a propagação de fendas por fadiga, reduzindo a resistência à fadiga em comparação com o material de base.

Globalmente, as soldaduras por SFL têm uma maior resistência à fadiga comparativamente às soldaduras realizadas com processos de fusão convencionais (*e.g.* TIG, MIG, entre outras) mas, ainda assim, esta é inferior à resistência à fadiga do material base. Ericsson *et al*, 2003, estudaram o comportamento mecânico de juntas topo a topo soldadas por MIG e por SFL na liga de alumínio 6082-T6 e obtiveram melhores propriedades estáticas e cíclicas nas soldaduras realizadas por SFL do que nas soldaduras realizadas por MIG.

Zhou *et al*, 2012 e Zhou *et al*, 2006, compararam a resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG-pulsado e por SFL para as ligas de alumínio 5083 e 5056, concluindo que a resistência à fadiga para as juntas soldas por SFL é entre 9-12 e 6-14 vezes

maior do que nas soldadas por MIG-pulsado, respetivamente. Moreira *et al*, 2007, reportaram que, para duas ligas de alumínio diferentes (6082-T6 e 6061-T6), o comportamento à fadiga é melhor em juntas topo a topo soldadas por SFL do que em soldaduras topo a topo soldadas por MIG.

Krasnowski, 2015, analisou o comportamento à fadiga de juntas T soldadas por SFL, na liga de alumínio 6082, concluindo que têm muito melhor resistência à fadiga quando comparadas com as mesmas juntas soldadas por métodos tradicionais. Em todas as amostras analisadas, a zona de rotura por fadiga corresponde à zona dos raios de concordância, contendo ou não, defeitos. Os autores acrescentaram que as fendas se propagam, preferencialmente, pelos planos contendo linhas de óxidos, na zona dos raios de concordância.

### **2.5.1. Tensões residuais em estruturas soldadas por SFL**

As tensões residuais deste tipo de soldadura em ligas de alumínio é, atualmente, objeto de estudo dentro da comunidade científica, não havendo consenso relativamente às tensões residuais no centro da soldadura, embora haja concordância no fato de que, a sua distribuição é bastante diferente à de uma em soldadura por fusão.

Peel *et al*, 2003, descrevem as tensões residuais como sendo de tração na zona do nugget, ou seja, no centro da soldadura e, referem que o pico de tensões residuais aumenta com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta na liga de alumínio 5083.

James *et al*, 2005, estudaram a distribuição de tensões residuais para a liga de alumínio 5383-H321 soldada por SFL em juntas topo a topo. Descrevendo as tensões residuais longitudinais como nulas no centro da soldadura e de compressão para as tensões residuais transversais para o mesmo local, sendo que para ambas as direções as tensões residuais vão aumentando e atingem picos positivos nas ZTMF do lado do avanço e do recuo no limite do diâmetro da base da ferramenta, sendo medidas a 1 mm da superfície. Após a aplicação de 1-100 ciclos de carregamentos, existe um aumento positivo da distribuição, tal como se verificou no caso da distribuição de tensões residuais para as juntas soldadas por MIG. Fratini *et al*, 2006, mediram as tensões residuais à superfície de várias ligas de alumínio soldadas por SFL e,

observaram, também, que existem picos de tensões residuais na ZTMA do lado do avanço e do recuo. Por outro lado, reportaram que, para a liga de alumínio 6082, a resistência à fadiga decresce linearmente com o aumento dos picos de tensões residuais encontrados.

De Giorgi *et al*, 2009, mediram as tensões residuais a 0,75 mm de profundidade em juntas topo a topo soldadas por SFL na liga de alumínio 6082-T6 e encontraram, do mesmo modo, os picos de tensões residuais nas mesmas zonas onde os autores anteriormente mencionados, as descrevem. . Porém, no centro da soldadura SFL, obtida com uma ferramenta côncava com um pino circular liso, as tensões que obtiveram eram compressivas.

No presente trabalho, foram medidas as tensões residuais, em juntas T soldadas por MIG e pós-processadas por PFL nos pontos críticos, a nível superficial assim como em profundidade, nos pontos críticos, utilizando a técnica de difração de raios-X e difração de neutrões, respetivamente. Para mais informação sobre os processos utilizados, consultar o apêndice II d) do capítulo 4.

## **2.6. Processos de melhoria da vida à fadiga de juntas soldadas**

Essencialmente, existem duas formas clássicas de aumentar a performance à fadiga de juntas soldadas: a modificação da geometria do pé do cordão e/ou introduzindo tensões residuais favoráveis conforme o carregamento que é aplicado ao componente. É importante referir que os processos de introdução de tensões residuais não só são aplicáveis às discontinuidades geométricas ou a zonas de tensões residuais desfavoráveis (em qualquer material), mas, também, são aplicáveis na superfície de materiais de base lisa, de modo a aumentar a sua vida à fadiga.

Os processos mais conhecidos que modificam a geometria do pé do cordão de soldadura são a remoção por maquinação do reforço do cordão de soldadura (quando possível) e a refusão. Ao remover o reforço do cordão de soldadura (ex. junta topo a topo) é evidente que se removem as zonas de concentrações de tensões, logo a vida à fadiga aumenta, desde que os defeitos de soldadura internos, que ficam à superfície após a remoção do reforço do cordão, não tenham uma dimensão crítica que afete o comportamento cíclico da junta. Por outro lado, a

refusão tem como objetivo, não a eliminação completa do pé do cordão, mas sim a modificação geométrica do mesmo, aumentando o raio do pé do cordão, o que diminui a concentração de tensões e, por conseguinte, aumenta a vida à fadiga da junta soldada. A refusão altera, ainda, as tensões residuais do pé do cordão original, mas nunca introduz tensões residuais benéficas na resistência à fadiga. Este processo pode ser aplicado a praticamente qualquer junta soldada, e consiste em, após a realização e arrefecimento do cordão de soldadura, voltar a fundir localmente o pé do cordão de soldadura, o que modifica a geometria do mesmo.

Os métodos mecânicos processados a frio mais utilizados na introdução de tensões residuais são:

- **Shot peening:** consiste na projeção de partículas duras por jato de ar (esferas de vidro, cerâmica, aço, entre outros) contra a superfície pretendida, provocando deformação plástica e introduzindo tensões residuais numa camada de material, que retarda a iniciação de fendas por fadiga. O acabamento superficial e as tensões residuais induzidas na superfície são os parâmetros que afetam a vida à fadiga. Markovina *et al*, 2008, relataram o possível efeito prejudicial destes devido ao aumento da rugosidade na superfície, quando os parâmetros de tratamento do material estão mal combinados. Sidhom *et al*, 2005, aplicaram a técnica de shot peening ao pé do cordão de soldadura em juntas T soldadas por MIG na liga de alumínio 5083-H11. Estes autores obtiveram um aumento da resistência à fadiga em flexão em quatro pontos para  $R=0.1$  (+59%) e  $R=0.5$  (+35%), devido a dois fatores: encruamento da superfície, obtendo maiores durezas quando comparadas com o material de base, e a introdução de tensões residuais benéficas na resistência à fadiga. Dentro deste processo, existe uma variante chamada “microshot peening” que é, essencialmente, o mesmo processo de shot peening, mas as partículas esféricas projetadas são muito mais pequenas, na gama de 0,03 a 0,5 mm. Ambos os processos deixam um acabamento rugoso que deve ser controlado para não ter um impacto negativo na vida à fadiga. Existem outras variantes tal como o “Water jet peening” que é em tudo semelhante ao shot peening e apenas usa um jato de água para acelerar as partículas projetadas, e o “Oil jet peening” que usa óleo para projetar as partículas. No primeiro, a erosão do jato é um problema para a vida do componente, sendo menos acentuada no “Oil jet peening”

- **Ultrasonic Impact:** pode ser considerada uma evolução no desenvolvimento da martelagem, e esta tecnologia concilia a ultrassons e o impacto de alta frequência na peça ou cordão de soldadura, sendo que estes impactos provocam deformação plástica das camadas superficiais do material da peça. Esta técnica permite, devido às ferramentas (strickers) utilizadas nos impactos que podem ter geometrias específicas, modificar a geometria do ponto crítico, incrementando a vida à fadiga pelas duas formas anteriormente referidas. Yang *et al*, 2011, estudaram a influência desta técnica numa junta SFL na liga de alumínio 7075-T651. A razão de tensões utilizada nos ensaios de fadiga foi de  $R=0,5$ . Estes autores concluíram que esta técnica consegue aumentar a tensão limite de fadiga em cerca de 50%.
- **Ultrasonic peening:** resultante de uma junção das técnicas anteriores, esta técnica utiliza uma câmara de vibração ultrassónica para a projeção das partículas. Sendo muito semelhante ao “shot peening”, o acabamento superficial é bastante irregular, mas ao contrário da técnica “ultrasonic impact” não é possível modificar significativamente a geometria do ponto crítico.
- **Laser peening:** esta tecnologia é a mais recente de todas e utiliza impulsos curtos de luz laser transparente extremamente fortes (um bilião de Watts) para criar pontos de pressão na superfície do metal, que criam ondas de choque que se propagam para o interior do material, comprimindo-o. Esta técnica atinge camadas muito mais profundas (mais de 1,5 mm) comparativamente às técnicas já descritas, pelo que o aumento da vida à fadiga se torna mais elevado. Além disso, o “laser peening” não tem um grande efeito na rugosidade da superfície e, apesar da energia gerada com impulsos de nanosegundos, é considerada uma técnica de trabalho a frio. Luong e Hill, 2010, estudaram o efeito desta técnica na liga de alumínio 7050-T7451, tendo concluído que, para uma vida de  $10^4$  ciclos, o “laser peening” e o “shot peening” aumentaram a resistência à fadiga em 41% e 30%, respetivamente.

Por outro lado, existem processos térmicos que ajudam a melhorar a performance à fadiga de juntas soldadas ou de outros componentes. Estes métodos térmicos podem ser tratamentos térmicos de alívio de tensões ou a aplicação de aquecimento local. Dado este tema não ser relevante neste trabalho, não será aprofundado.

## **2.7. Fadiga de estruturas de ligas de alumínio processadas por PFL**

As ligas de alumínio apresentam, de uma forma geral, um comportamento à fadiga incrementado quando sujeitos ao PFL. Este comportamento deve-se em grande parte ao refinamento e homogeneização do tamanho de grão, além da eliminação de algum defeito interno que possa existir. Shukla *et al*, 2018, analisaram o efeito do tamanho de grão na resistência à fadiga da liga de alumínio 5024, concluindo que o refinamento de grão aumenta substancialmente a vida à fadiga, sendo que a mesma é aumentada devido ao incremento do período de iniciação e à propagação de fenda abranger mais área do que uma microestrutura menos refinada.

Tajiri *et al*, 2015, descreveram o comportamento à fadiga da liga de alumínio vazada A356-T6. A resistência à fadiga aumentou devido ao PFL, dado que esta técnica eliminou os defeitos internos da produção da liga de alumínio. Por outro lado, também concluíram que velocidades baixas de avanço da ferramenta conduzem a um melhor acabamento superficial, assim como um menor tamanho de grão que ajuda na melhoria da vida à fadiga.

Mjali, 2007, estudou o efeito que produz o PFL aplicado numa junta topo a topo soldada por método híbrido MIG-LASER numa liga de alumínio 6082-T6, reportando que, apesar de não existir um ganho de dureza nem de propriedades mecânicas estáticas, o refinamento e a homogeneização do tamanho de grão, eliminação de defeitos de soldadura, assim como a modificação do cordão de soldadura promovidos por o PFL, conduziram a um aumento da resistência à fadiga das juntas pós-processadas.

Fuller e Mahoney, 2006 usaram o PFL para processar juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 5083-H321 e obtiveram um incremento da tensão de ruptura (6% - 9%), da tensão de cedência (7% -13%) e da resistência à fadiga (30%), para uma vida de  $10^7$  ciclos, devido ao incremento da dureza, eliminação de defeitos de soldadura e ao refinamento de grão obtido após o PFL.

## 2.8. Outros aspetos do enquadramento

Como foi possível perceber, ao longo deste capítulo foram introduzidos alguns detalhes sobre aspetos experimentais aplicados nos diferentes trabalhos realizados com o objetivo de enquadrar o leitor, mas nem sempre suficientes para o inteirar, em pormenor, sobre o procedimento experimental de cada trabalho, pelo que é recomendável consultar o processo experimental para cada uma das situações estudadas nos seguintes apêndices:

- Processamento de juntas topo a topo soldadas no por MIG na liga de alumínio 6082-T651 apêndice I a) secção 2;
- PFL para as juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 5083-H111 no apêndice I b) secção 2;
- Otimização do PFL de juntas T soldadas por MIG apêndice II a) secção 2 para ambas ligas de alumínio;
- Apêndices II b) e c) secção 2 para as ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111, respetivamente;
- Apêndice III secção 2 para a SFL de juntas T das ligas de alumínio utilizadas.

No que diz respeito às tensões residuais, o procedimento experimental detalhado pode ser consultado no apêndice II d) na secção “Materials and Experimental Procedures”.

Os capítulos seguintes mostram os resultados obtidos neste trabalho, que são suportados por artigos científicos que foram sendo publicados ao longo do mesmo. Estas publicações apresentam os termos correspondentes aos processos utilizados na língua inglesa, como por exemplo: FSP-Friction Stir processing que é equivalente ao termo PFL-Processamento por Fricção Linear na língua portuguesa, tal como referido no subcapítulo 2.2.2. Por outro lado, os termos MIG e GMAW são siglas que denominam o mesmo processo de soldadura, contudo de modo diferente. Este esclarecimento é relevante para o melhor entendimento dos capítulos seguintes.





### **3. MELHORIA DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS TOPO A TOPO SOLDADAS POR MIG UTILIZANDO O PFL**

Este capítulo abrange os resultados obtidos para os diferentes ensaios realizados, assim como a discussão dos mesmos, relativamente à melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG, utilizando o PFL para as ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111. Neste trabalho, não só foram estudados os efeitos no comportamento mecânico da aplicação do PFL em ambos pés do cordão de soldadura, conforme mostra a Figura 2 e 5 do apêndice I a) e 2 e 4 do apêndice I b), como também os efeitos da remoção do reforço da soldadura e, ainda, o PFL da ZF após remoção do reforço do cordão de soldadura. Os resultados serão apresentados em dois subcapítulos, um para cada liga de alumínio, pelo que, para melhor compreensão dos mesmos, o autor recomenda a leitura dos apêndices I a) e b). Foram estudadas as seguintes séries para ambas as ligas de alumínio: apenas soldadas por MIG (MIG\_R, MIG, GMAW), apenas soldadas por MIG e com remoção do reforço (MIG\_NR), soldadas por MIG e posteriormente aplicado o PFL nos pés do cordão de soldadura (MIG\_R+FSP, MIG+FSP, GMAW+FSP), soldaduras MIG onde foi removido o reforço e depois aplicado o PFL em toda a ZF (MIG\_NF+FSP) e, finalmente, o material de base (BM).

#### **3.1. Melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 6082-T651**

A análise metalográfica das juntas topo a topo soldadas por MIG revelaram microestruturas típicas deste tipo de soldadura por fusão. Analisando a Figura 7 (Apêndice I a)), é possível observar as diferentes zonas microestruturais tal como descrito na secção 2.2.1.3., sendo estas MB a), ZAC b), ZF c), LF d). Por outro lado, a Figura 7 e) apresenta o estado metalográfico de um dos pés do cordão de soldadura onde são evidentes defeitos como a porosidade e a falta de molhagem, resultantes da aplicação do processo de soldadura por fusão e que, como foi visto anteriormente, prejudicam o comportamento à fadiga da junta soldada.

Após a aplicação do PFL nos pés da junta soldada, é possível perceber uma mudança microestrutural por comparação da Figura 7 e 8 do mesmo apêndice. Ao comparar a Figura 7 e) com a Figura 8 a), pode observar-se que o PFL modifica a morfologia do pé do cordão de soldadura, assim como a sua microestrutura, existindo um refinamento de grão e a eliminação de defeitos. Ao retirar o reforço da soldadura, fica-se apenas com a ZF, a qual após a aplicação do PFL, é recristalizada e refinada, removendo defeitos e introduzindo uma microestrutura mais fina, como é possível avaliar pela Figura 9a (Apêndice I a)). A ZF apresentava um tamanho de grão médio de 50  $\mu\text{m}$  e, depois da aplicação do PFL, passa a ter um grão médio de apenas 5-8  $\mu\text{m}$ .

A Figura 10 (Apêndice I a)) mostra os perfis de microdurezas obtidos para as diferentes séries. Os perfis de microdurezas são bastantes claros relativamente à perda de dureza do material base ao ser aplicado tanto o processo MIG como o PFL. Devido à introdução de calor, em ambos os processos, ocorre a dissolução de precipitados que garantiam a dureza a esta liga de alumínio alcançada com o tratamento térmico T6, como foi discutido no capítulo 2. Alguns picos de dureza na ZF foram registados para a série MIG, o que pode indicar alguma recristalização do material de adição que pertence a uma liga não tratável termicamente. Por outro lado, é possível perceber que a aplicação do PFL não altera a dureza já obtida no processo MIG, uma vez que a introdução de deformação plástica intensa não altera o estado de encruamento do material, por se tratar de uma liga de alumínio tratável termicamente. O calor introduzido por PFL justifica que as séries MIG\_R+FSP e MIG\_NR+FSP apresentem picos mais baixos do que a série MIG.

Os resultados dos ensaios estáticos para as diferentes séries estão apresentados na Tabela 4 (Apêndice I a)), onde é evidente que o valor médio da tensão de rotura do material de base é mais elevado do que nas outras séries, em virtude da redução da dureza resultante dos processos aplicados. Consequentemente, a eficiência das diferentes séries é inferior à unidade, calculada como a razão entre a tensão de rotura média da série soldada/processada e a tensão de rotura média do material base. Nas séries onde não foi retirado o reforço (MIG\_R e MIG\_R+FSP), a tensão de rotura média permanece ligeiramente maior comparativamente às séries sem reforço, o que é compreensível para o comportamento estático porque, apesar da concentração de tensões devido a presença do reforço, este ajuda a suportar a carga devido à

contribuição do reforço para a secção transversal resistente. No que respeita à deformação, é possível perceber que todas as séries têm um alongamento à carga máxima menor do que o do material base, o que pode ser explicado pela concentração de deformações em zonas de menor dureza, como é possível perceber na Figura 10 (Apêndice I a)). Por outro lado, a aplicação do PFL é favorável a um aumento da deformação à carga máxima, devido à contribuição de estruturas de grão fino com baixa dureza para aumentar a ductilidade do material, tal como foi referido no capítulo 2. A rotura das amostras ocorreu, predominantemente, nas zonas de menor dureza, em cada série.

Relativamente ao comportamento à fadiga, a Figura 11 (Apêndice I a)) mostra os resultados obtidos para as diferentes séries numa curva S-N de gama de tensões nominais. O material de base apresenta a maior resistência à fadiga de todas as séries estudadas, dado que tem a maior dureza, homogeneidade e é isenta de acidentes geométricos que são pontos de concentrações de tensões. As séries, onde o reforço da soldadura foi removido, apresentam maior performance à fadiga quando comparadas com as séries onde o reforço foi mantido, devido à eliminação das zonas de concentração de tensões (pé do cordão de soldadura). Portanto, a uniformidade do estado de tensão na secção transversal implica aumentar a tensão aplicada, de modo a provocar a rutura do material, o que se traduz num aumento da resistência à fadiga. A remoção do cordão de soldadura resultou num aumento da resistência à fadiga de 32% para as séries apenas soldadas e de 51,6% para as séries soldadas e pós-processadas, para uma vida de  $10^6$  ciclos. Este incremento de resistência à fadiga deve-se, essencialmente, à eliminação da concentração de tensões, introdução da microestrutura refinada, eliminação dos defeitos de soldadura e/ou alteração do estado de tensões residuais devido ao PFL. A contribuição do efeito da alteração do campo de tensões residuais gerados pelo PFL é analisado de seguida.

A aplicação do PFL nos pés do cordão de soldadura leva a um incremento da resistência à fadiga na ordem dos 25% (para  $10^6$  de ciclos de vida), quando se comparam as séries MIG\_R vs MIG\_R+FSP. Este fato deve-se, essencialmente, a três razões: à alteração da geometria, à introdução de uma microestrutura mais refinada, homogénea e sem defeitos e/ou à alteração do campo de tensões residuais. Dada a forma da ferramenta utilizada no pós-processamento, o pé do cordão de soldadura passa a ter um raio de concordância maior, logo

uma menor concentração de tensões, como é possível observar na Tabela 5 (Apêndice I a)) onde há uma redução do fator de concentração de tensões  $k_t$  entre as séries MIG\_R e MIG\_R+FSP. No entanto, o valor de  $k_f$ , que é o parâmetro fundamental para a análise à fadiga, é muito semelhante para as várias séries com reforço. Assim, representando os resultados de fadiga das séries MIG\_R, MIG\_NR e MIG\_R+FSP, em termos da gama de tensões locais (ou tensões efetivas) - Figura 12 (Apêndice I a)) - é possível dizer que, eliminando o efeito geométrico as duas curvas das séries com reforço, MIG\_R e MIG\_NR ficam coincidentes, mantendo a distância de cerca de 25% relativamente a séries MIG\_R+FSP em termos de gama de tensões local. Isto indica que a melhoria da resistência à fadiga obtida entre as séries MIG\_R e MIG\_R+FSP resulta, essencialmente, da introdução de uma microestrutura refinada, homogênea e livre de defeitos e/ou alteração favorável do campo de tensões residuais, levando a um aumento do período de iniciação de fenda.

As tensões residuais medidas à superfície revelaram que o PFL não altera significativamente o campo de tensões residuais, pelo que a melhoria da resistência à fadiga não pode ser atribuída à modificação favorável do campo de tensões residuais. Mais adiante, no subcapítulo 4.4, será abordada a temática das tensões residuais com mais profundidade.

Como principal conclusão deste estudo, pode dizer-se que, apesar da aplicação do PFL a juntas topo a topo soldadas por MIG na liga de alumínio 6082-T651 não alterar a dureza, esta modifica a microestrutura e a morfologia da junta soldada conduzindo a um incremento da resistência à fadiga.

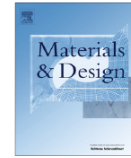
## APÊNDICE I a)

Materials and Design 51 (2013) 315–322



Contents lists available at SciVerse ScienceDirect

Materials and Design

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/matdes](http://www.elsevier.com/locate/matdes)

## Fatigue behaviour of AA6082-T6 MIG welded butt joints improved by friction stir processing



J. da Silva, J.M. Costa \*, A. Loureiro, J.M. Ferreira

CEMUC, Mechanical Engineering Department, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Pinhal de Marrocos, 3030-788 Coimbra, Portugal

## ARTICLE INFO

Article history:  
Received 6 November 2012  
Accepted 7 April 2013  
Available online 17 April 2013

Keywords:  
Fatigue strength  
Friction stir processing  
Metal inert gas welding  
Aluminium alloy

## ABSTRACT

Friction Stir Processing (FSP) was based on the principles of Friction Stir Welding (FSW), a solid-state joining process originally developed for aluminium alloys. It is an emerging metalworking technique which can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components. In this research, FSP appears as an alternative to traditional methods for fatigue strength improvement of weld joints, such as re-melting, hammering and blasting. This technique was applied on Metal Inert Gas (MIG) butt welds with and without reinforcement, performed on AA6082-T6 alloy plates. The potential benefits of post-processing MIG welds by FSP were studied using microstructure analysis, hardness measurement, tensile strength, residual stress measurement, and fatigue testing. Fatigue tests were carried out under constant amplitude loading with the stress ratio  $R$  set to 0. Friction stir processing of MIG welds does not change the hardness and mechanical strength of the weld substantially, but the fatigue strength was increased, due to the geometry modification in the weld toe, reduction of weld defects and grain refinement of the microstructure.

© 2013 Elsevier Ltd. All rights reserved.

## 1. Introduction

The MIG welding process is largely used in joining metals, though it presents several drawbacks related to porosity, hot cracking, strength reduction, distortion and residual stresses, particularly in welding aluminium alloys. Porosity is a consequence of the hydrogen that is trapped during the process of solidification. The lack of wetting can also occur in the toes of welds, due to insufficient heat input, mishandling of the torch or inadequate cleaning of the oxides. Although the weld toes are critical zones in terms of fatigue strength, due to stress concentration, the lack of wetting may not be particularly detrimental if parallel to loading direction. Instead, porosity in this zone can be very detrimental if located near the surface [1,2].

Friction Stir Welding (FSW) is a solid-state joining technique invented at the Welding Institute (TWI) (Cambridge, United Kingdom), in 1991 [3], for welding soft materials such as aluminium alloys. From the principles of the FSW technique, another process called Friction Stir Processing (FSP) was developed [4] for microstructure modification. This technology involves plunging a rapidly rotating non-consumable tool, comprising a profiled pin and a larger diameter shoulder, into the surface and then traversing the tool across the surface. FS processing provides microstructure refinement, densification and homogeneity of welds in only one step.

The final goal is the enhancement of specific properties through the modification of localized microstructures. Moreover, the microstructure and mechanical properties of the processed zone can be controlled by optimizing the tool design, FSP parameters and active cooling/heating [5,6].

The mechanical properties and fatigue strength of AA6082 friction stir welds was analysed by some of the present authors in a previous study [7]. The average hardness of thermo-mechanically affected zone of welds, as well as their fatigue strength, was found to be lower than that of the base material. A comparison with the data collected from the literature shows that FSW specimens present higher fatigue strength than specimens welded by MIG or TIG processes, although they have significantly shorter lives than the base material [8–9]. Furthermore, the characteristic curve obtained for Friction stir welds is higher than the International Institute of Welding (IIW) fatigue class for fusion welds with full-penetration two-sided butt joints. Another study performed by the same authors [10] analysed the validity of Miners's and Manson–Halford's damage rules applied to FSW welded specimens under constant and variable amplitude loadings with stress ratios  $R$  of 0 and  $-1$ . As expected, a significant mean stress influence was observed. The comparison of experimental fatigue lives with predictions calculated using both Miners's and Manson–Halford's Damage Rules revealed a good correlation for  $R = 0$ . Under  $R = -1$  both damage prediction methods were generally unconservative.

The aim of this research is to apply the FSP technique for grain refinement of the microstructure, the removal of defects (such as

\* Corresponding author. Tel.: +351 239790754; fax: +351 239790701.  
E-mail address: [jose.domingos@dem.uc.pt](mailto:jose.domingos@dem.uc.pt) (J.M. Costa).

porosity and lack of wetting), and possibly residual stress relaxation at the toe of MIG butt welds, in order to improve their fatigue strength. Moreover, other properties intrinsically tied to fatigue strength, such as hardness, yield stress and tensile strength are also analysed.

2. Experimental details

2.1. Base material

Aluminium alloy AA6082-T6 laminated plates 6 mm thick were used in this research. The alloy was solution heat treated at 530–550 °C and then quenched to room temperature; the T6 condition was obtained through artificial ageing at a temperature in the range of 170–200 °C. The nominal chemical composition of the alloy is given in Table 1 [11] and the mechanical properties of the plates, evaluated in a previous study [7], are shown in Table 2.

The microstructure of the aluminium alloy consists of “pancake type” grains with an average grain size of 135–150 µm and 80–90 µm on rolling and thickness directions, respectively, both measured according to the HEYN linear intercept procedure [12].

2.2. MIG welding and specimens preparation

MIG butt welds were performed using a SAFMIG TRI 480 welding machine, with the weld torch mounted on an automatic tracking car running on a table where the coupon plates were fixed. The filler metal used was AWS A5.10-80:ER 5356, 1.2 mm in diameter, and pure argon was used to shield the welds.

Table 1  
Chemical composition of AA6082-T6 aluminium alloy (wt%) [10].

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Other
1.05	0.8	0.68	0.26	0.01	0.04	0.02	0.01	0.05

Table 2  
Mechanical properties of AA6082-T6 aluminium alloy [6].

Tensile strength, $\sigma_{uts}$ (MPa)	330
Yield strength, $\sigma_{ys}$ (MPa)	307
Elongation, $\epsilon_f$ (%)	10
Hardness, Hv <sub>0.2</sub>	115

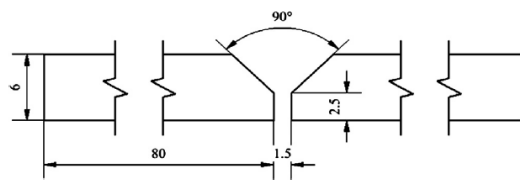


Fig. 1. Joint preparation (dimensions in mm).

Table 3  
MIG welding parameters.

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Torch distance (mm)
160	26.5	50	15

Both the joint preparation and welding parameters are illustrated in Fig. 1 and Table 3, respectively. The MIG welds were produced perpendicularly to the rolling direction, joining two plates of 333 × 80 × 6 mm, with 80 mm width on each side, as shown in Fig. 1. One layer was deposited on each side of the welds and an argon purge was used in the root of the first layer. Before performing the second weld, the root of the first weld was removed using a grinding disc 3 mm thick. Full penetration depth was carried out in all welds.

Welded specimens were tested under two conditions: as welded MIG butt welds with reinforcement (MIG\_R series) and welds without reinforcement, where reinforcement was removed by machining (MIG\_NR series).

2.3. Specimens post-processed by FSP

In order to friction stir process the MIG welds a Cincinnati milling machine was used, which enables the control of both the rotation speed of the tool and table feed rate, but does not control of the shoulder load. The plates were fixed to a steel table as illustrated in Fig. 2.

Different non-consumable tools were used for each specimen type. Figs. 3 and 4 show the geometries of the tools used for post-processing MIG welded plates, with and without reinforcement, respectively. The nomenclature MIG\_R + FSP applies to the MIG welds with Reinforcement and post-processed by FSP, while the nomenclature MIG\_NR + FSP applies to the MIG welds without reinforcement (Non-Reinforced) and post-processed by FSP.

In the case of MIG\_R + FSP plates, the tool was aligned with the weld, with the pin moved away from the weld toe so that the truncated cone with an angle equal to 22° keeps interfering with



Fig. 2. Friction stir post-processing of a MIG\_R plate.

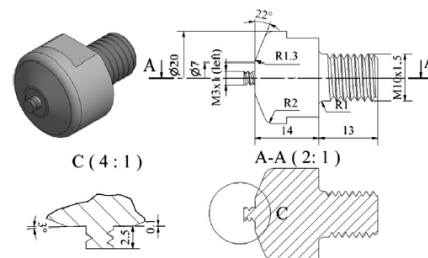


Fig. 3. Geometry of the tool used for post-processing MIG\_R + FSP specimens (dimensions in mm).



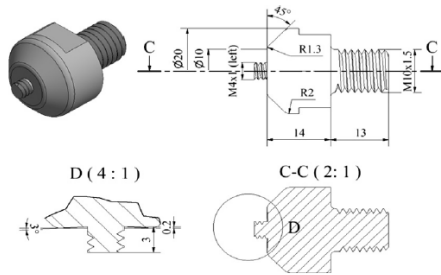


Fig. 4. Geometry of the tool used for post-processing MIG\_NR + FSP specimens (dimensions in mm).

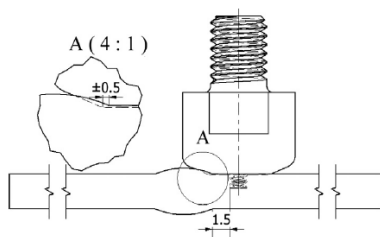


Fig. 5. Schematic representation of plate/tool position (dimensions in mm).

adjacent weld in about 0.5 mm (Fig. 5). Due to the finite stiffness of the Cincinnati milling machine, the apparent depth of pin penetration was set to 2.9 mm in order to obtain an actual depth of 2.5 mm. This apparent depth of pin penetration was empirically determined in order to achieve an adequate pressure on the shoulder, which is essential to avoid the formation of defects on the processed material. Post-processing was performed in all four weld toes, one pass for each weld toe, matching the advancing side of the tool to the weld toe.

Both the pin and the shoulder of the tool used in MIG\_R + FSP have a smaller diameter than that used in MIG\_NR + FSP, allowing greater proximity to the weld toe and thereby producing a thicker refined layer in this zone.

MIG\_NR + FSP specimens were FS processed by performing four passes with the tool geometry presented in Fig. 4 and using an apparent depth of pin penetration of 3.4 mm which corresponds to an actual depth of 3 mm. In order to avoid many passes for processing the entire MIG fusion zone, the overlap ratio (*OR*), as defined by Eq. (1) [13], was set to 0 with a pin of 4 mm diameter, larger than the tool diameter used for the MIG-R + FSP series.

$$OR = 1 - \frac{l}{d_p} \tag{1}$$

where  $d_p$  is the pin diameter and  $l$  is the distance between the pin axis in two successive passes.

In this case, the centre line of the MIG weld zone overlaps with both retreating sides of the two nearest passes, resulting in a mirrored arrangement. The retreating side of the outer passes overlaps with the advancing side of the passes closer to the centre line. The same procedure and parameters were used for post-processing both MIG\_R + FSP and MIG\_NR + FSP series, and were chosen based on previous FSW experiments [7,10]. The FSP parameters were: tool rotation speed of 1500 rpm, travelling speed of 240 mm/min,

and a tilt angle of 2.5°. Processing was carried out in order to produce welds with good surface appearance, microstructure refinement, as well as to remove typical MIG defects (such as porosity and lack of wetting) at the weld toe, but without creating FS defects, such as tunnel defects.

2.4. Metallography, hardness and residual stress testing

Cross-sectioning of the welds in planes perpendicular to the welding direction was performed for metallographic analysis in order to identify the different weld zones, as well as the presence of MIG welding defects, such as porosity and lack of wetting, and FSP defects such as tunnels. The samples were prepared according to standard metallographic practice ASTM E3-11, and etched with modified Poulton's reagent. Detailed images of MIG weld microstructures were obtained in the base material, the heat affected zone, the melted zone, the fusion line and the weld toe, while in FS post-processed welds the images were captured at the weld toe, in the thermo-mechanically-affected and heat-affected zones, on advancing and retreating sides, and in the nugget zone.

Vickers hardness testing was performed according to ASTM E384-11e1 using a Struers Duramin 1 microhardness tester with a 0.2 kg load and 0.5 mm between indentations, measured along a line 0.5 mm from the plate surface.

Surface residual stress determination was performed by X-ray diffraction using the  $\sin^2\psi$  method with PROTOiXRD equipment, working on  $\Omega$  mounting. Measurements were performed at the toe of both the MIG reinforced weld and the post-processed MIG reinforced weld on irradiated areas of  $1.2 \times 5 \text{ mm}^2$ . The value of 5 mm for the irradiated area was in the weld longitudinal direction, whereas the value of 1.2 mm was set in the weld transverse direction.

2.5. Tensile and fatigue testing

After welding and post-processing, small slices of  $20 \times 160 \text{ mm}$  were removed from the welded plates transversely to the welding direction for tensile and fatigue testing. Tensile specimens were also removed from parent plates and machined according to the geometry shown in Fig. 6.

Tensile tests were carried out at room temperature in an Instron mechanical tensile/compression testing machine, model 4206, using a testing speed of 2 mm/min. Fatigue tests were carried out in an Instron hydraulic machine, applying a sinusoidal load wave to the specimens perpendicular to the weld seam (i.e. in the material rolling direction), using a frequency of 20–30 Hz, depending upon the stress level, a stress ratio set to  $R = 0$ , and stress ranges between 75 and 180 MPa. The load amplitude and mean load, required as input data for fatigue tests, were calculated taking into account the values of stress range  $\Delta\sigma$ , thickness  $B$  in the welding zone, the width  $W$  of the specimen, and stress ratio  $R$ . Fatigue results were plotted as  $S-N$  curves, presenting the stress range against the number of cycles to fracture. Life was defined as the number of cycles to failure, and a total of 50 specimens were tested.

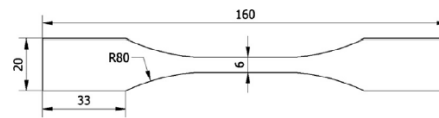


Fig. 6. Geometry of base material tensile specimens 6 mm thick (dimensions in mm).

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Morphological analysis

Fig. 7 illustrates the microstructures observed in a MIG weld before any post-processing. The base material consists of grains elongated in the rolling direction, as shown in Fig. 7a. This microstructure was partially destroyed in the zone affected by the heat, as is illustrated in Fig. 7b and d.

The melted zone is formed by approximately equiaxed grains of 100–120  $\mu\text{m}$  in the centre of the layers, see Fig. 7c, and grains elongated following the direction of the heat flow close the fusion line, see Fig. 7d, except in the region affected by the second weld pass, where grain refinement was observed. Defects such as porosity and lack of wetting are present in the weld toe, as illustrated in Fig. 7e.

The effect of FS post-processing of MIG welds with reinforcement is clearly shown in Fig. 8, where four post-processing passes are visible. Fig. 8a shows the interaction between an FS processing pass and the weld metal deposited by the MIG process in a higher magnification. Fig. 8b and d illustrates the transition between the thermo-mechanically-affected zone and the heat-affected zone, in the advancing and retreating sides respectively, where the grain was plastically deformed but not recrystallized, and the direction of the material flow is clearly visible. The Fig. 8c shows the nugget zone where the refined grains, with an average diameter 3.5–6.5  $\mu\text{m}$ , are not visible at that magnification, whereas the material flow lines are clearly visible. When compared with the base material, with a pancake grain length of 135–150  $\mu\text{m}$ , a large grain refinement was produced by the FSP.

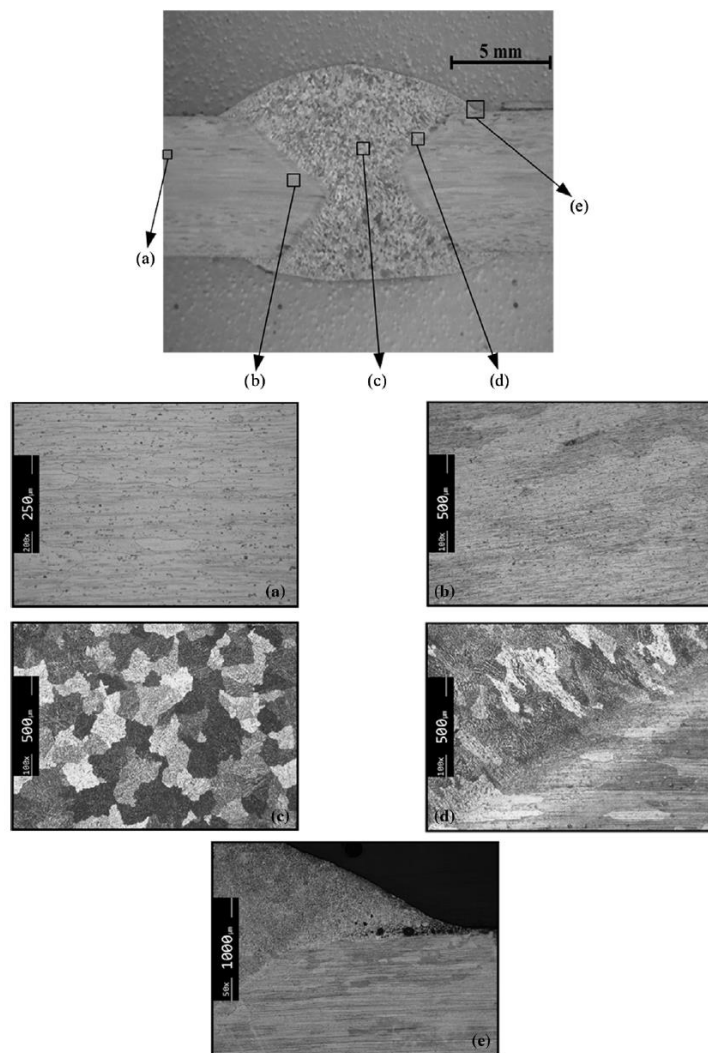


Fig. 7. Metallographic analysis of MIG welds, (a) base material (BM), (b) heat affected zone (HAZ), (c) melted zone (FZ), (d) fusion line (FL), and (e) toe of weld (TW).



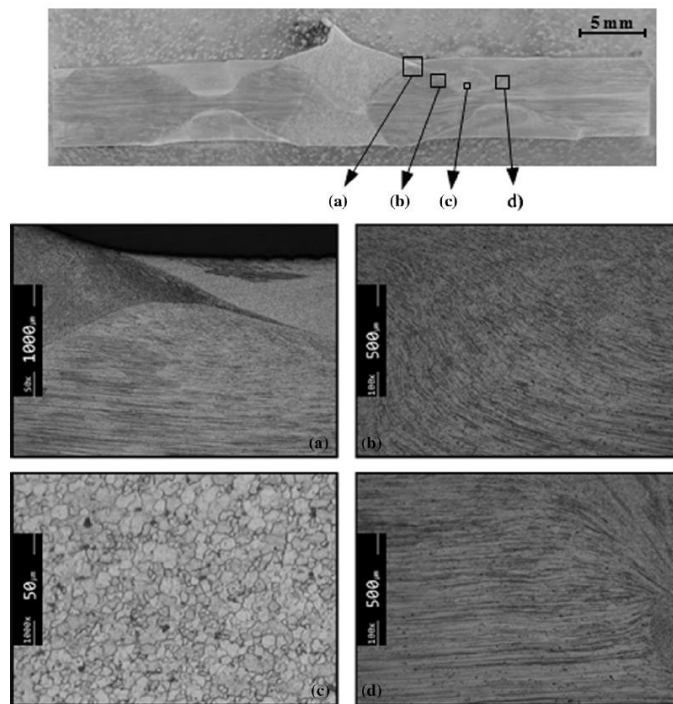


Fig. 8. Metallographic analysis of the cross section of a post processed MIG\_R weld: (a) toe of a post-processed weld (TPW); (b) thermo-mechanically-affected zone/heat-affected zone advancing side (TMAZA); (c) Nugget (NT) and (d) thermo-mechanically-affected zone/heat-affected zone retreating side (TMAZR).

Another important effect of FSP, besides grain refinement, is the removal of defects like porosity and lack of wetting in the toe region, as shown by comparing Fig. 7e, the toe of weld (TW), and Fig. 8a, the toe of post-processed weld (TPW).

The metallographic analysis of the cross section of a post processed MIG\_NR weld is shown in Fig. 9, where the four passes for each side can be seen. Fig. 9a and c illustrate the thermo-mechanically-affected zone/heat-affected zone transition in the advancing side. Fig. 9b shows the refined melted material after being processed in the nugget, close to the retreating side, where complex material flow paths can be observed. MIG welds in that zone displayed an average grain size of approximately 100  $\mu\text{m}$ , while the grain size after processing was only 5–8  $\mu\text{m}$ .

### 3.2. Hardness

Hardness profiles of the welds before and after processing, measured in the cross section, are shown in Fig. 10. This image shows that all the welds, unprocessed and processed, display a significant decrease in hardness in the TMAZ and HAZ. This decrease is due to the dissolution of strengthening precipitates in the thermo-mechanically-affected zone and also coarsening of precipitates in the heat-affected zone as mentioned elsewhere [14,15]. The hardness peaks observed in the melted region of MIG welds are due to some reprecipitation which occurs during weld cooling.

The completion of post-processing does not alter the hardness of MIG welds significantly, because the main mechanism of hardening for this aluminium alloy is not grain refinement or plastic deformation, but the presence of hardening precipitates, already dissolved by MIG welding. However, the aforementioned hardness

peaks were removed due to the dilution of reprecipitation during friction stir processing. The regions with loss of hardness are wider in FS post-processed welds than in MIG welds because post-processing was performed in the MIG weld leg of either side, as shown in Fig. 10, producing dissolution and coarsening of precipitates in a wider band.

### 3.3. Tensile strength-testing

The results of tensile tests of unprocessed and processed welds are shown in Table 4. In both a significant reduction in tensile strength, consistent with the reduction of hardness shown in Fig. 10, was observed.

The values in Table 4 represent the average of at least three specimens. The weld efficiency of unprocessed and processed specimens is also shown. Weld efficiency is defined as the relationship between the tensile strengths of the welds and the base material. All the specimens presented a weld efficiency lower than the unit, which means they were in the undermatch condition. This reduction in mechanical strength in fusion welds or friction stir welds in heat-treatable aluminium alloys is common and has been reported in the literature [14–17].

Table 4 also shows that all welded specimens suffered a drastic reduction of elongation at maximum load. This is due to the local reduction of mechanical strength, which leads to the concentration of plastic deformation in the weakest zones, (TMAZ and HAZ), leading to an overall reduction in the elongation of the welded specimens when compared with those taken from the base metal.

Post processing has little favourable effect on elongation, as illustrated in Table 4, mainly due to the increased width of the

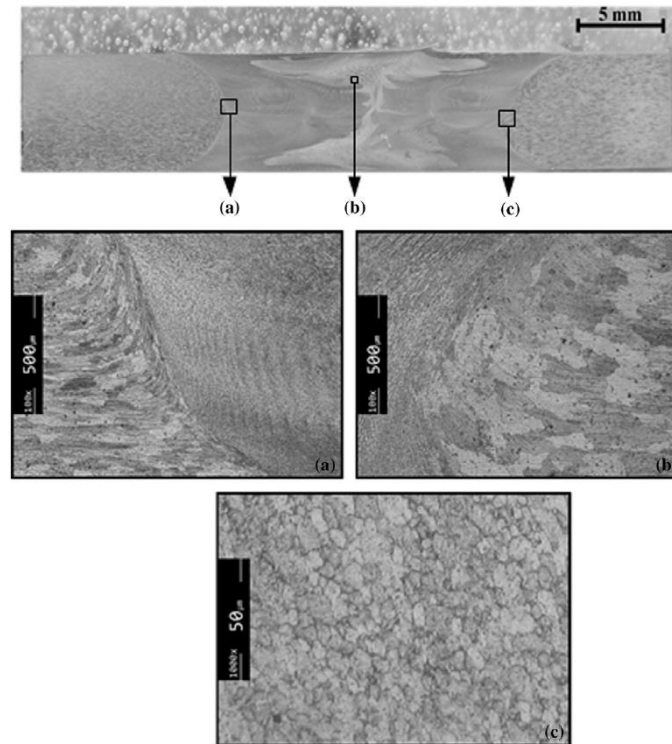


Fig. 9. Metallographic analysis of the cross section of a post processed MIG\_NR weld: (a) thermo-mechanically affected zone/nugget zone at advancing side (TMAZA); (b) refined melted material at retreating side and (c) nugget/thermo-mechanically affected zone/at the advancing side (TMAZA).

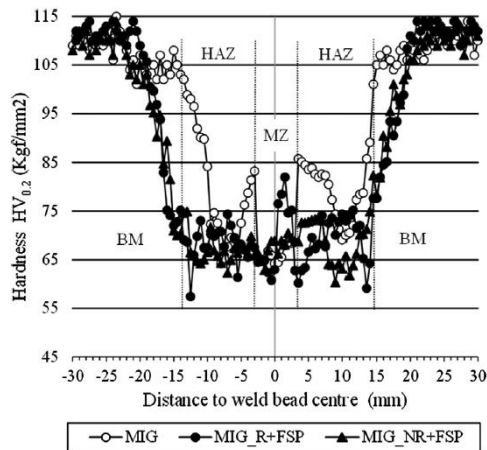


Fig. 10. Hardness profiles of unprocessed and processed welds: BM – base material; HAZ – heat affected zone; MZ – melted zone.

weakest zone, as shown by the hardness fields illustrated in Fig. 10. MIG welded specimens failed in the HAZ, while the post-processed specimens failed in the retreating side (MIG\_R) and advancing side (MIG\_NR) of the FSP, precisely in the zones

Table 4

Tensile testing results.

Series	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\epsilon$ (at max. load)	$\eta$	Fracture zone
MIG_NR	217	0.047	0.66	HAZ
MIG_R	221	0.037	0.67	HAZ
MIG_NR + FSP	203	0.062	0.62	Advancing side
MIG_R + FSP	225	0.056	0.68	Retreating side
Base material	330	0.141	-	-

$\sigma_{UTS}$  – ultimate tensile stress;  $\epsilon$  – strain; and  $\eta$  – weld efficiency.

where the lowest hardness values coincide with the MIG HAZ (see Fig. 10).

### 3.4. Fatigue strength

Fig. 11 presents the fatigue results for the four welded specimen series and base material, plotting the nominal stress range against the number of cycles to failure. The MIG\_NR series is plotted above the MIG\_R series. Therefore, an increase in the fatigue strength was obtained for the MIG\_NR series compared with the MIG\_R series, due to the removal of reinforcement in the MIG\_NR specimens.

The S–N curve of the MIG\_NR + FSP series is clearly above the S–N curve of the MIG\_NR series. With regards to the MIG\_R + FSP series it also presents superior behaviour when compared with that of the MIG\_R series. Therefore, both cases show the favourable effect of FS post-processing on fatigue strength. However, even the



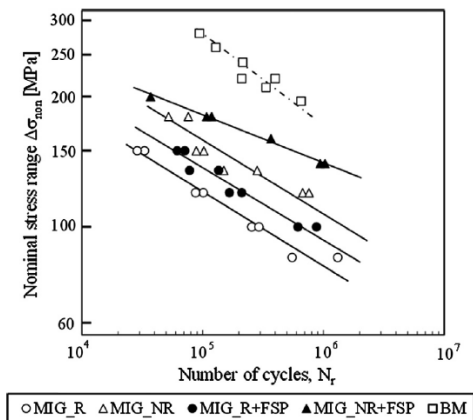


Fig. 11. Results of fatigue tests: nominal stress range versus number of cycles to failure.

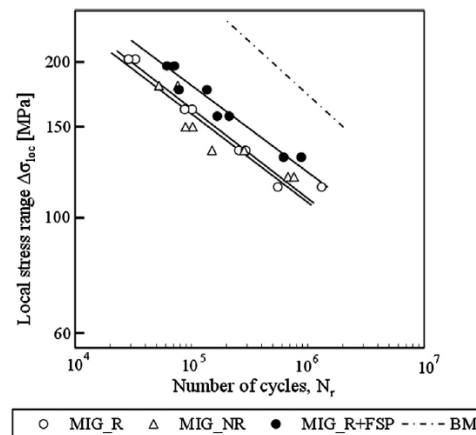


Fig. 12. Results of fatigue tests: local stress range versus number of cycles to failure.

MIG\_NR + FSP series is clearly below the base material S–N curve. This relative decrease in fatigue strength of 30% for a fatigue life of 10<sup>5</sup> cycles can be explained by the decrease in mechanical strength of the welded series. Fig. 10 shows that the welded specimen series hardness decreased to 65 HV<sub>0.2</sub> when compared with the base material (115 HV<sub>0.2</sub>). This loss of hardness was caused by the microstructural changes produced by both MIG and FS processes (see above).

The increase in fatigue strength produced by FS processing can be explained by the following: (i) change of geometry, especially due to the increase of curvature radius; (ii) microstructure modification or porosity elimination; (iii) an possible decrease of residual stress. In order to evaluate the influence of the geometry on the fatigue strength, the Lawrence equation (Eq. (2)) for butt welds [18] and the Peterson equation (Eq. (3)) [19] were used to calculate *k<sub>t</sub>* and *k<sub>f</sub>* factors, respectively:

$$k_t = 1 + 0.27 \cdot (\tan \theta)^{1/4} \cdot \left(\frac{t}{\rho}\right)^{1/2} \quad (2)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (3)$$

where  $\theta$  is the weld angle and  $\rho$  is the weld toe radius of curvature, *t* the thickness and *k<sub>t</sub>* and *k<sub>f</sub>* the theoretical and fatigue stress concentration factors of the reinforced specimens, respectively. The material constant *a* is 0.51 mm for aluminium alloys [19].

In order to calculate these parameters, the geometry of the welds of the MIG\_R and MIG\_R + FSP series was analysed statistically, using a Gauss distribution. An average angle of 22.7° and an average curvature radius of 0.43 mm were obtained, both measured in the MIG\_NR welds toe. For the post-processed MIG\_R + FSP series, an average curvature radius of 1.33 mm was obtained. Table 5 summarizes the values obtained for *k<sub>t</sub>* and *k<sub>f</sub>* factors for MIG\_R and MIG\_R + FSP series.

Table 5  
Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Radius, $\rho$ (mm)	<i>k<sub>t</sub></i>	<i>k<sub>f</sub></i>
MIG_R	0.43	1.86	1.35
MIG_R + FSP	1.33	1.46	1.31

The local stress range at the weld toe  $\Delta\sigma_{loc}$  was calculated from the nominal stress range  $\Delta\sigma_{nom}$  using following equation:

$$\Delta\sigma_{loc} = \Delta\sigma_{nom} \cdot k_f \quad (4)$$

Fig. 12 presents the fatigue results for the MIG\_R, MIG\_NR and MIG\_R + FSP series plotting the local stress range against the number of cycles to failure. It should be pointed out that the geometric factor is absent from these curves as they are plotted in terms of local stresses. The MIG\_R and MIG\_NR series are nearly superimposed, which indicates that the use of Eq. (4) with the values of *k<sub>f</sub>* calculated by empirical equation of Peterson [19] is adequate.

The MIG\_R + FSP series curve is clearly above those of MIG\_NR and MIG\_R. Therefore, it can be concluded that the increase of about 25% observed in fatigue strength was largely due to the improvement of microstructure, the reduction or removal of MIG welding defects, and a possible decrease in the residual stress field.

### 3.5. Residual stresses

The fatigue behaviour of MIG welds and FS post-processed welds is largely affected by residual stresses in the transversal direction because they are applied in the same direction as fatigue loading. However, the residual stresses measured at the toes of both MIG reinforced welds (MIG\_R) and MIG reinforced welds submitted to FS processing (MIG\_R + FSP) were approximately zero ( $\sigma_t = 0$ ), which means they have no influence on the improvement in fatigue behaviour obtained in this study. The weld toe was the zone of interest for the residual stress measurements since fatigue cracks tend to initiate from this area.

The choice of an irradiated area of 5 × 1.2 mm took the following factors into consideration. It is widely acknowledged that residual stress fields present no significant variation in the longitudinal direction of the weld. Therefore, by choosing a high value of 5 mm for the irradiated area in the longitudinal direction, the resolution of residual stress measurement in the weld toe was increased. Moreover, the value of 1.2 mm used for the irradiated area in the transverse direction was the lowest value that enables reliable measurement of residual stresses, close the weld toe, where a typically large stress gradient exists in the transverse direction of the weld. It should be emphasized that residual stress measurement by X-ray diffraction in welds of aluminium alloys is a difficult task, particularly when performed at the weld toe.

James et al [20,21] found similar residual stress results for MIG and FSW welds on both 5083-H321 and 5383-H321 aluminium alloys 8 mm thick, using synchrotron diffraction strain scanning of the toe at a depth of 1 mm.

#### 4. Conclusions

This study analysed the use of friction stir processing to improve fatigue behaviour in AA6082-T6 aluminium alloy MIG butt welds. Four weld series were analysed: MIG welds (with and without reinforcement) and FS post-processed welds (with and without reinforcement). The following conclusions were drawn:

Friction stir processing does not alter the hardness and mechanical strength of MIG welds significantly, but improves their ductility slightly.

Friction stir processing does not greatly affect transverse residual stress in the toe of MIG welds.

Non-reinforced MIG welds showed substantially longer fatigue lives than reinforced welds.

Friction stir processing improves fatigue life of reinforced and non-reinforced MIG welds significantly.

This improvement was caused by geometric modification, grain refinement and the removal of previous defects, such as porosity and lack of wetting, in the weld toe.

#### Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the work reported, Project n° PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-015165.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia –, under the project PEst-C/EME/UI0285/2011.

The authors also thank Thyssen Portugal – Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing heat treatments of friction stir processing tools, and Centro de Estudos de Materiais por Difração de Raios-X (CEMDRX), Coimbra, for the measurement of the residual stresses in welds.

#### References

- [1] Holliday DB. Westinghouse electric corporation. Gas-Metal Arc welding. In: ASM International Handbook Committee, editor. Welding, brazing, and soldering. United States of America: ASM International; 2004. p. 569–81.
- [2] ESAB. MIG welding handbook; 2005. p. 111–24.
- [3] Thomas WM, Nicholas ED, Needham JC, Murch MG, Dawes CJ. G.B. Patent Application No. 9125978.8; December 1991.
- [4] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. Mater Sci Eng 2005;R50:1–78.
- [5] Weifeng Xu, Jinhe Liu, Hongqiang Zhu, Li Fu. Influence of welding parameters and tool pin profile on microstructure and mechanical properties along the thickness in a friction stir welded aluminum alloy. Mater Des 2013;47:599–606.
- [6] Darras Basil, Kishta Emad. Submerged friction stir processing of AZ31 Magnesium alloy. Mater Des 2013;47:133–7.
- [7] Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP. Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. Int J Struct Integrity 2011;2:122–34.
- [8] Moreira PMGP, de Figueiredo MAV, de Castro PMST. Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. Theor Appl Fract Mech 2007;48:169–77.
- [9] Ericsson M, Sandström R. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. Int J Fatigue 2003;25:1379–87.
- [10] Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP. Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. Int J Fatigue 2012;37:8–16.
- [11] Elwin LR. Aluminum Company of America. Introduction to aluminum and aluminum alloys. In: ASM International Handbook Committee, editor. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. United States of America: ASM International; 2004. p. 16–39.
- [12] ASTM. American society for testing and materials. Standard test methods for determining average grain size 2003; Designation: E 112–96e2.
- [13] Nascimento N, Santos T, Vilaça P, Miranda RM, Quintino L. Microstructural modification and ductility enhancement of surfaces modified by FSP in aluminium alloys. Mater Sci Eng A 2009;506:16–22.
- [14] Leal RM, Loureiro A. Microstructure and mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloys 2024-T3, 5083-O and 6063-T6. Mater Sci Forum 2006;514–516:697–701.
- [15] Svensson LE, Karlsson L, Larsson H, Karlsson B, Fazzini M, Karlsson J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA6082. Sci Technol Weld Joining 2000;5:285–97.
- [16] Jata KV, Sankaran KK, Ruschau JJ. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. Metall Mater Trans A 2000;31:2181–92.
- [17] Mroczka K, Pietras A. FSW characterization of 6082 aluminium alloys sheets. Archiv Mater Sci Eng A 2009;40:104–9.
- [18] Yung JY, Lawrence FV. Analytical and graphical aids for the fatigue design of weldments. Fatigue Fract Eng Mater Struct 1985;8–3:223–41.
- [19] Peterson RE. Analytical approach to stress concentration effect in aircraft materials, US Air Force-WADC symposium on fatigue of metals. Technical Report 59-507, Dayton (OH); 1959. p. 273.
- [20] James MN, Hughes DJ, Hattingh DG, Mills G, Webster PJ. Residual stress and strain in MIG butt welds in 5083-H321 aluminium: as-welded and fatigue cycled. Int J Fatigue 2009;31:28–40.
- [21] James MN, Hughes DJ, Hattingh DG, Bradley GR, Mills G, Webster PJ. Synchrotron diffraction measurement of residual stresses in friction stir welded 5381-H321. Fatigue Fract Eng Mater Struct 2004;27:187–202.

### **3.2. Melhoria da resistência à fadiga de juntas topo a topo soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 5083-H111**

A análise realizada neste subcapítulo é muito semelhante à que foi feita no subcapítulo anterior, havendo, apenas, mudanças relativamente aos parâmetros de processamento devido ao fato de se tratar de uma liga de alumínio diferente da anterior. Ao analisar a Figura 5 do apêndice I b), é possível encontrar a morfologia típica de uma soldadura MIG para uma liga de alumínio onde se observam as principais zonas típicas: a) material de base, b) pé do cordão de soldadura, c) linha de fusão e d) zona fundida. Analisando a Figura 5 b), encontram-se os mesmos defeitos no pé do cordão de soldadura que foram encontrados anteriormente para a liga de alumínio AA6082-T651, tais como a porosidade e a falta de molhagem. Ao aplicar o PFL nas diferentes zonas críticas, é possível perceber uma mudança de morfologia por comparação com a Figura 5 b) e a Figura 6 c) (apêndice I b)), onde os defeitos de soldadura desaparecem e dão lugar a uma camada com uma microestrutura refinada (4-6  $\mu\text{m}$ ), havendo, igualmente, uma mudança do raio de curvatura de 0,43 mm para 2,73 mm coincidente com o raio de curvatura da ferramenta, cuja geometria foi criada especificamente para o PFL de juntas topo a topo.

Os perfis de durezas medidos na secção transversal para as séries MIG e MIG+FSP estão representados na Figura 7 do apêndice I b). Existe uma ligeira perda deste parâmetro na zona fundida de cerca de 10% relativamente à zona do MB. Contudo, na zona processada do material de base, a dureza manteve-se constante, na ordem dos 80 HV<sub>0.2</sub>. Na zona do nugget, existe um aumento de dureza (Figura 6 a)) de cerca de 12,5% dado que, como referido anteriormente, esta liga de alumínio pertença às ligas de alumínio cujo mecanismo de endurecimento é a deformação plástica e, como o seu estado inicial é o H111, pouco encruado, a intensa deformação plástica causada pelo PFL aumenta a dureza da mesma.

As propriedades mecânicas estáticas das séries BM, MIG e MIG+FSP estão representadas na Tabela 4 (apêndice I b) onde é possível ver que existe uma pequena diminuição da eficiência da junta soldada relativamente ao material de base (BM), dada a ligeira diminuição de dureza na zona do material fundido. Em termos de tensão de cedência e de rutura, estes

valores são um pouco mais baixos para as séries MIG e MIG+FSP em relação ao material base, uma vez que há perda de dureza e presença da concentração de tensões nos pés do cordão de soldadura

Apesar de, nas Figuras 8 e 9 do apêndice I b), não estarem contempladas as séries não reforçadas, foram realizados ensaios de fadigas para essas séries onde os resultados foram, em tudo, semelhantes aos obtidos para a liga 6082-T651; a remoção do reforço deu origem a um aumento da resistência à fadiga para um valor muito próximo do material de base. As figuras 8 e 9 mostram as curvas S-N com tensões nominais e as curvas S-N com tensões locais, respectivamente. Analisando a Figura 8, é possível perceber que existe um aumento significativo na resistência à fadiga em termos de tensões nominais, quando comparadas com as curvas da série MIG e a série MIG+FSP, mas ainda assim abaixo da resistência do material de base, devido à presença da concentração de tensões. Para uma vida de  $10^6$  de ciclos, o aumento da resistência à fadiga foi de 50% devido à redução das concentrações de tensões (Tabela 5 apêndice I b)), à eliminação de defeitos de soldadura, à introdução de uma fina camada de material refinado na zona crítica e a uma possível alteração favorável do campo de tensões residuais. Na Figura 9 estão representadas as mesmas séries, mas em função das tensões locais, onde é perceptível um aumento de 38% da resistência à fadiga após eliminar o efeito geométrico. Portanto, apenas 12% dos 50% da melhoria de resistência à fadiga, que foi observada em termos de tensões nominais, corresponde ao efeito benéfico do aumento do raio de concordância e, conseqüente diminuição da concentração de tensões (Tabela 5 apêndice I b)).

Como conclusão principal deste estudo, pode afirmar-se que a aplicação do PFL induz um aumento de resistência à fadiga em juntas soldadas por MIG para a liga de alumínio 5083-H111, devido ao efeito benéfico da diminuição da concentração de tensões mas, sobretudo, devido à eliminação de defeitos de soldadura, introdução de uma camada de material refinada de estrutura fina na zona crítica, eliminação de defeitos de soldadura e uma possível mudança benéfica do campo de tensões residuais, sendo este último item alvo de estudo mais aprofundado no subcapítulo 4.4.

Comparando ambas as ligas, pode-se dizer que a liga de alumínio não tratável termicamente e num estado pouco encruado (5083-H111) beneficia mais da aplicação do PFL,

50% vs 25%. No entanto, este aumento pode indicar que existe um ganho de dureza e consequente ganho de resistência mecânica da fina camada de material refinado introduzida pelo PFL para a liga de alumínio 5083-H111. O aumento de dureza que não foi possível detectar com o método usado. Por outro lado, pode existir também uma diferença relativamente a alteração dos campos de tensões residuais entre ambas as ligas, tema este que será aprofundado mais adiante, no subcapítulo 4.4.



## APÊNDICE I b)

Theoretical and Applied Fracture Mechanics 70 (2014) 68–74



Contents lists available at ScienceDirect

## Theoretical and Applied Fracture Mechanics

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/tafmec](http://www.elsevier.com/locate/tafmec)

## Fatigue life improvement by friction stir processing of 5083 aluminium alloy MIG butt welds

L.P. Borrego<sup>a,b,\*</sup>, J.D. Costa<sup>a,c</sup>, J.S. Jesus<sup>a</sup>, A.R. Loureiro<sup>a,c</sup>, J.M. Ferreira<sup>a,c</sup><sup>a</sup>CEMUC, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal<sup>b</sup>Instituto Politécnico de Coimbra, ISEC, Department of Mechanical Engineering, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal<sup>c</sup>University of Coimbra, Department of Mechanical Engineering, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal

## ARTICLE INFO

## Article history:

Available online 13 February 2014

## Keywords:

Fatigue strength  
Friction stir processing  
MIG welding  
5083 Aluminium alloy

## ABSTRACT

The friction stir processing is an adaptation of the friction stir welding process. The friction stir processing technique presents several characteristics, between which can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components in order to modify the correspondent mechanical behaviour. In this research MIG (Metal Inert Gas) welded butt joints, performed in 5083-H111 aluminium alloy plates with 6 mm thickness, were post-processed by friction stir processing. The friction stir processing effect was analysed performing tensile and fatigue tests, as well as microstructural analysis and hardness measurements. Fatigue tests were carried out under constant amplitude loading at a stress ratio  $R = 0$  and with the load applied perpendicular to the weld bead. The hardness and mechanical strength of the welds were not significantly modified by the friction stir processing. However, an important fatigue life improvement was obtained. Friction stir processing promotes fatigue resistance improvement, mainly due to microstructure grain refinement and the removal of previous welding defects, such as porosity and lack of wetting. Additionally, the stress concentration reduction due to toe radius increase, also contributes to fatigue life enhancement.

© 2014 Elsevier Ltd. All rights reserved.

## 1. Introduction

Aluminium alloys are widely use in structural applications, such as automotive parts, railway vehicles and aeronautics, due to the fact of presenting relatively high strength, good corrosion resistance and high toughness combined with good formability and weldability. In this context, the utilisation of welded profiles leads to a reduction of structural weight and a simpler process of production. However, the geometrical discontinuities and high residual stresses associated with welded joints turn them critical points in what is concerned to structural strength, especially in the presence of cyclic loading.

For joining different aluminium alloys components, both Metal Inert Gas (MIG) and Tungsten Inert Gas (TIG) welding processes are generally used. However, these welding techniques can induce several drawbacks, such as porosity, lack of wetting, hot cracking, strength reduction, distortion and tensile residual stresses. Several studies in aluminium alloys welds have observed that the strength reduction, stress concentration and weld defects lead to monotonic

properties decrease and mainly a significant fatigue strength reduction [1–6].

Some techniques have been applied to increase the fatigue behaviour of MIG or TIG welds, such as shot peening [7–10], re-melting, and hammering. Recently, a new procedure emerged as an alternative for improving the fatigue behaviour of MIG welds, the friction stir processing (FSP). As discussed later on, the FSP procedure has more effect on retarding crack nucleation than the referred techniques [11].

The basic concepts of friction stir processing are the same as those of friction stir welding (FSW) [12,13]. In both techniques a non-consumable rotating tool, with shoulder and profiled pin, is plunged into a work piece and translated along the selected path. Rotation of the tool produces frictional heating and corresponding plastic deformation within the work piece, producing a narrow zone of material which is transferred around the tool as the tool advances. The material consolidation behind the tool produces a fully recrystallized and fine-grained microstructure. The objective of FSP is the improvement of specific properties through localized microstructure modification.

There are only a relatively small number of studies concerning the potential benefices provided by the use of friction stir processing to modify and improve the microstructure and relevant

\* Corresponding author at: CEMUC, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal. Tel.: +351 962560101; fax: +351 239790331.

E-mail address: [borrego@isec.pt](mailto:borrego@isec.pt) (L.P. Borrego).

<http://dx.doi.org/10.1016/j.tafmec.2014.02.002>  
0167-8442/© 2014 Elsevier Ltd. All rights reserved.



properties of fusion welded aluminium alloys, particularly the fatigue behaviour [14–18]. In previous work, the mechanical properties and fatigue strength of MIG butt welds with and without reinforcement [16] as well as MIG T-fillet welded joints [17], both performed on 6082-T651 alloy plates were analysed. In both studies MIG welds were post-processed by FSP and the potential improvement of the mechanical behaviour was studied using tensile and fatigue tests, as well as microstructure analysis and hardness measurement, both on unprocessed and processed MIG welds. It was observed that the friction stir processing increases significantly the fatigue strength of MIG welds. This behaviour was mainly attributed to the geometry modification in the weld toe, reduction of weld defects and grain refinement of the microstructure [16,17]. Fuller and Mahoney [18] analysed the friction stir processing effect on the microstructure and mechanical properties of 5083-H321 aluminium gas metal arc welds, achieving a fatigue resistance increase of 30% at  $10^7$  cycles under four-point bending fatigue tests. The increase of the fatigue strength was due to grain-size grain refinement, precipitate strengthening, which was induced by breakup and formation of a higher volume fraction of precipitates, and near surface defects removal.

It is important to notice that the 5xxx aluminium alloys are not heat-treatable, being plastic deformation the main hardening mechanics in these alloys. In this context, it seems adequate to apply to these alloys the same procedure already performed in the 6082-T651 alloy [16,17]. Therefore, the aim of this research is to investigate the fatigue behaviour of MIG butt welds performed in 5083-H111 aluminium alloy and the correspondent fatigue strength improvement due to post friction stir processing. Additionally, metallographic analysis, hardness profiles and tensile strength were also evaluated to correlate the fatigue behaviour.

## 2. Experimental details

### 2.1. Base material

The base material used for this research was the 5083-H111 aluminium alloy in 6 mm thick laminated plates. As already mentioned, the 5xxx aluminium alloys are not heat-treatable, being plastic deformation the main hardening mechanics in this alloy. The H111 condition was obtained with some work hardening by shaping processes but less than required for a H11 temper. The nominal chemical composition and mechanical properties are presented in Tables 1 and 2, respectively.

### 2.2. MIG welding

MIG welds were performed in a SAFMIG TRI 480 welding machine, with a weld torch mounted on an automatic running tracking car and the plates fixed in a steel table. The filler metal was the AWS A5.10-80: ER 5356 with 1.2 mm diameter and pure argon was used to shield the welds. Plates with dimension  $333 \times 80 \times 6$  mm were welded perpendicularly to the rolling direction. The joint preparation is illustrated in Fig. 1 where the V notch has a depth of 3.5 mm. The used welding parameters are presented in Table 3.

Two weld beads were deposited in each side of the plates. Before deposition of the second weld bead, the root of the initial one was cleaned using a 3 mm thick gridding disc. The weld

**Table 1**  
Chemical composition of the 5083 aluminium alloy (wt%).

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Al
0.4	4.5	1.0	0.4	0.05	0.1	0.25	0.15	Bal.

**Table 2**  
Mechanical properties of the 5083-H111 aluminium alloy.

Tensile strength, $\sigma_{uts}$ (MPa)	307
Yield strength, $\sigma_{ys}$ (MPa)	158
Elongation, $\epsilon_f$ (%)	20
Hardness, Hv <sub>0.2</sub>	80

parameters were adapted in order to obtain a fully penetrated butt joint.

### 2.3. Friction stir processing of MIG welds

The friction stir post-processing of MIG welds was performed in a Cincinnati milling machine, clamping the welded plates to the machine steel table as illustrated in Fig. 2. The milling machine enables control of the tool speed rotation and of the table feed rate, but does not allow the axial load control. The geometry of the non-consumable tool used for post-processing the MIG welded plates is depicted in Fig. 3.

When using the retreating side in contact with the weld, it was observed that the toe radius was not constant due to the friction stir process instability and that the surface finishing had less quality than when using the advancing side. Therefore, the advancing side was selected to be in contact with the weld. Moreover, the friction stir processing parameters were selected by optimization of the surface finishing and by obtaining a processed weld without defects, mainly tunnel defects. This optimization was performed testing several post-processing tool geometries, feed rates and effective penetrations.

The post-processing of the 5083-H111 aluminium alloy welded plates was performed by aligning the probe axis of the non-consumable tool at a distance of 7.5 mm from the weld bead center plane and ensuring that the probe is correctly plunged into the MIG welded plate, i.e., ensuring 2.6 mm of effective penetration, as schematically illustrated in Fig. 4. This procedure was adopted in order to achieve 0.5 mm interference between the weld bead and the tool truncated cone with an angle of  $22^\circ$ , as also depicted in Fig. 4.

Both sides of welded plates were post-processed, with the tool advancing side interfering with the weld. The burr produced by the friction stir process in the retreating side was removed by machining. The post-processing creates a new post-processed toe with an improved radius of about 2.7 mm.

The friction stir processing was performed with a tool rotating speed of 1500 rpm, 240 mm/min of feed rate and a tilt angle of  $2.5^\circ$ . The post-processed MIG welded plates were classified as the MIG + FSP series. Due to the finite stiffness of the Cincinnati milling machine, the apparent depth of pin penetration was set to 2.9 mm in order to obtain an actual depth of 2.6 mm. A more detailed procedure description can be found elsewhere [16].

### 2.4. Experimental testing procedure

After welding and friction stir processing the aluminium alloy plates were cut in slices of  $20 \times 160 \times 6$  mm, perpendicularly to the welding direction (transverse orientation), forming specimens to perform the fatigue and tensile test.

Microstructure observations were performed, using optical microscopy, both in MIG and MIG + FSP samples with  $8 \times 40 \times 6$  mm, cut perpendicular to the welding direction, prepared according to standard metallographic practice ASTM E3-11 [19] and etched with modified Poulton's reagent.

In order to characterise the welded joints, both before and after FSP, Vickers hardness profiles were obtained using a Struers Type Duramin-1 microhardness tester, with an indentation load of

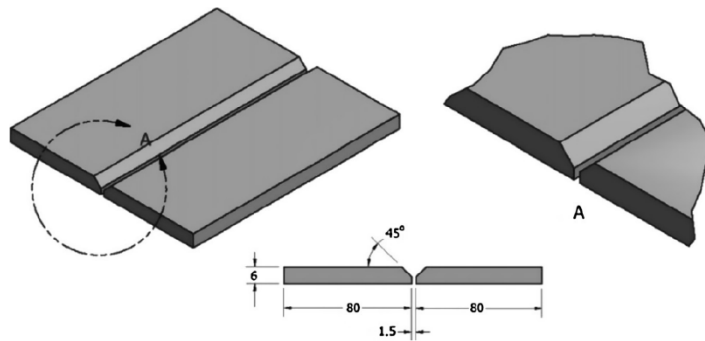


Fig. 1. Joint preparation (dimensions in mm).

Table 3  
MIG welding parameters.

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Torch distance (mm)
150	24	46	15

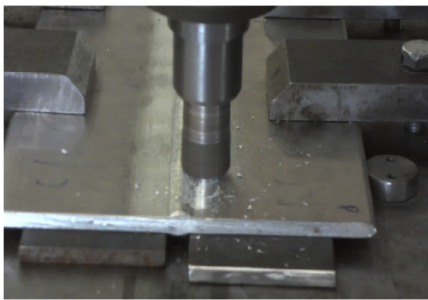


Fig. 2. MIG welded plate post-processed by FSP.

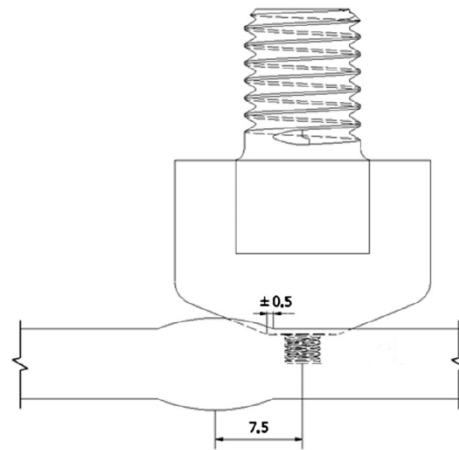


Fig. 4. Schematic representation of the tool position relative to the MIG welded plate (dimensions in mm).

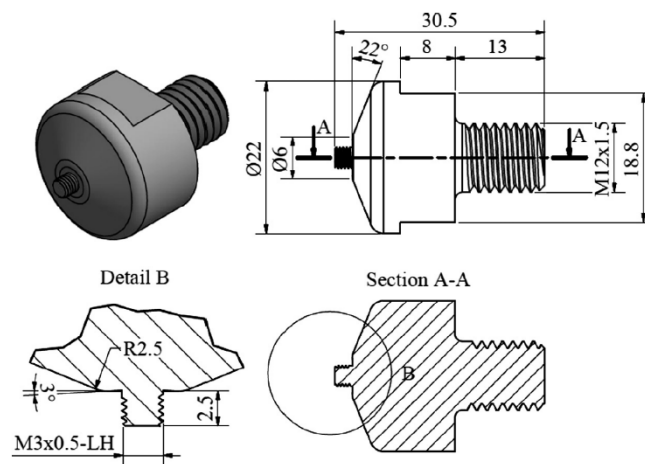


Fig. 3. Geometry of the tool used for post-processing MIG welded plates (dimensions in mm).



200 gf during 15 s, according to the ASTM E 348 standard [20]. The hardness profiles were obtained at the welded joint cross-sections, along a longitudinal line at 0.25 mm from the plate surface in samples identical to the ones used in the metallographic analysis. The measurements were performed at each 0.5 mm, along a distance from the weld bead center until hardness stabilization.

An Instron mechanical tensile/compression testing machine, model 4206, was used to carry out the tensile test. The tests were performed in air and at room temperature, using a displacement rate of 2 mm/min. Fatigue tests were performed in load control using a computer-controlled servo-hydraulic Instron machine with 100 kN capacity. The tests were carried out under constant amplitude loading, with a stress ratio  $R = 0$ . The load was applied in the perpendicular direction to the weld bead (material base rolling direction), using a sinusoidal load wave. All tests were conducted in air, at room temperature and with a load frequency of 25 Hz. The specimens were clamped by hydraulic grips.

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Metallographic analysis

Several transverse plane macrographs of MIG welds, before and after performing the friction stir processing, are presents in Figs. 5 and 6, respectively. Fig. 5 illustrates the microstructures observed in a MIG weld before any post-processing. The base material is composed by relatively equiaxed grains, slightly elongated in the

rolling direction, as shown in Fig. 5a, with an average grain size of 25–35  $\mu\text{m}$ , measured by the Heyn linear intercept procedure [21]. This microstructure was partially destroyed in the zone affected by heat, as illustrated in Fig. 5c. The toe of the MIG weld is shown in Fig. 5b, where the presence of some defects, namely porosity and lack of wetting, can be clearly observed. The melted zone is formed by approximately equiaxed grains of 100–120  $\mu\text{m}$  in the centre of the layers, see Fig. 5d, and grains elongated following the direction of the heat flow close to the fusion line, as illustrated in Fig. 5c.

Fig. 6 illustrates the microstructures observed in the post-processed MIG welds (MIG + FSP). The nugget has approximately 2.6 and 5 mm, depth and surface length, respectively. In the nugget zone, presented in Fig. 6a, a large grain refinement occurs, with a grain size of 4–6  $\mu\text{m}$ , which is significantly smaller than the grain size of the base material. Fig. 6b illustrates the thermo-mechanically-affected zone by the friction stir processing. Fig. 6c clearly shows that the MIG weld defects referred previously were eliminated from the weld toe. Additionally, a thin layer of fine-grained material is also observed in this figure.

Fuller and Mahoney [18], observed that microstructures within the friction stir processed region contained smaller constituent particles and finer precipitates than those found in the other microstructural regions. Therefore, the application of friction stir processing resulted in a large grain size refinement and an improvement of precipitation strengthening forming higher volume of  $\text{Mg}_2\text{Si}$  and  $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$  precipitates in comparison with the MIG welded zone.

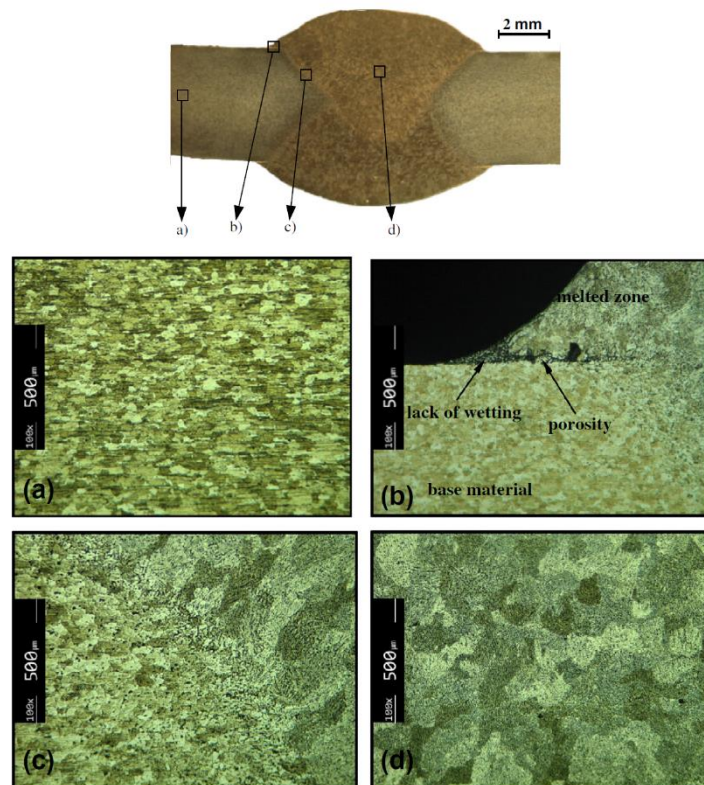


Fig. 5. Metallographic analysis of MIG welds: (a) base material; (b) weld toe; (c) fusion line; and (d) melted zone.

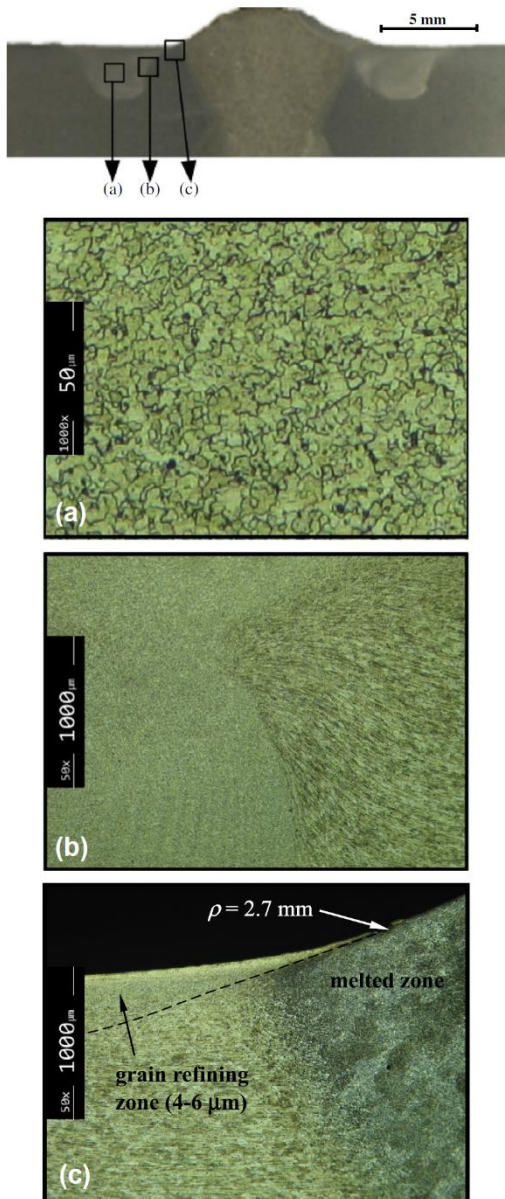


Fig. 6. Metallographic analysis of post processed MIG welds: (a) nugget zone; (b) weld toe; and (c) thermo-mechanically affected zone.

3.2. Hardness

The hardness profiles measured in the cross section of unprocessed and friction stir processed MIG welds are depicted in Fig. 7. The hardness of the base material is about 80 HV<sub>0.2</sub>. A hardness decrease is observed for both unprocessed and friction post-processed MIG welds in the melted zone, located at a distance of the weld center between -4 and +4 mm, attaining a mean value of approximately 72 HV<sub>0.2</sub>, which represents only a decrease of approximately 10%. The hardness peaks observed in the MIG welds

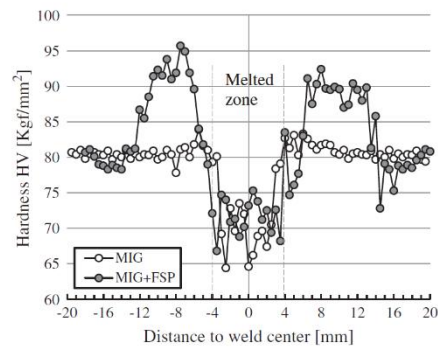


Fig. 7. Hardness profiles of unprocessed and friction post-processed MIG welds.

melted region are due to some reprecipitation that occurs during weld cooling.

Both the base and filler materials, 5083-H111 and 5356 aluminium alloys, respectively, are not heat-treated alloys. Therefore, a significantly hardness change due to the MIG process heat input is not to be expected, because the main hardening mechanism of these alloys is plastic deformation [22,23].

It can be seen that the application of FSP to the MIG welds induced an increase of the hardness values, especially in the nugget zone, located at a distance of the weld center between -12 to -7 and 7 to 12 mm, typically between 90 and 95 HV<sub>0.2</sub>. The hardness increase, obtained in the nugget and thermo-mechanically affected zones, is attributed to the plastic deformation induced by the friction stir processing.

3.3. Tensile strength

Table 4 presents the tensile tests results of unprocessed and processed welds. The indicated values represent the average of at least three tests for each condition. This table also presents the weld efficiency, i.e., the rate between the tensile strengths of the welds and of the base material.

All the welded specimens have weld efficiencies lower than one, meaning a strength decrease in comparison to the base material (BM). The strength differences are due to a reduction in strain hardening as a result of thermal exposure produced from MIG welding [18].

The friction stir processed MIG welds display a slightly higher weld efficiency than MIG welds. Additionally, all welded specimens suffered a reduction of elongation at maximum load ( $\epsilon_{max}$ ). However, the post processing by friction stir welding does not alter significantly the mechanical strength of the welds.

3.4. Fatigue strength

The fatigue strength of unprocessed as well as friction stir processed MIG welded specimens is plotted in Fig. 8, as the nominal stress range against the number of cycles to failure, i.e., as S-N Wohler curves.

Table 4  
Tensile strength.

Series	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\epsilon_{max}$ (%)	Weld efficiency, $\eta$
BM	158	307	20	-
MIG	144	292	12	0.95
MIG + FSP	144	295	12	0.96



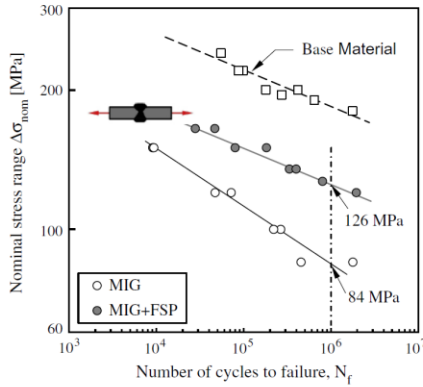


Fig. 8. Fatigue life of unprocessed and friction stir processed MIG welds.

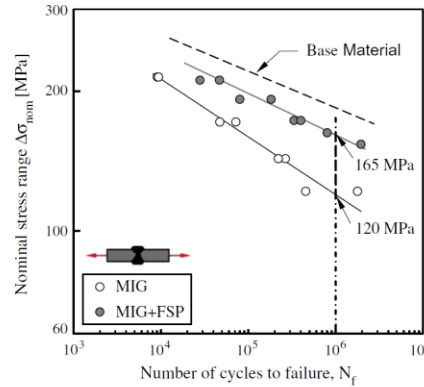


Fig. 9. Fatigue life depicted as local stress range versus number of cycles to failure.

This figure shows a significant fatigue strength decrease of all welded specimens in comparison to the base material, which can be explained by both the decrease of mechanical strength and the notch effect due to the stress concentration at the weld toe. However, an important fatigue resistance increase with the friction stir processing of the MIG welds can also be clearly observed.

The favourable effect of friction stir post-processing increases 50% the fatigue strength at  $10^6$  cycles relatively to unprocessed MIG butt welded specimens. Therefore, a favourable effect of friction stir post-processing on the fatigue strength was obtained, although fatigue strength of MIG + FSP series remains significantly lower in comparison with the base material.

The fatigue strength increase induced by the friction stir processing is partially related to the geometry modification, mainly due to the toe radius increase. To evaluate the geometry influence on the fatigue life, the Lawrence equation (Eq. (1)) for butt welds [24] and Peterson equation (Eq. (2)) [25], can be used to determine the theoretical,  $k_t$ , and fatigue,  $k_f$ , concentration factors of the welded specimens, respectively.

$$k_t = 1 + 0.27 \tan \theta^{1/4} \left( \frac{t}{\rho} \right)^{1/2} \quad (1)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (2)$$

where  $\theta$  is the weld angle,  $\rho$  is the weld toe radius of curvature and the plate thickness. Peterson material constant  $a$  is 0.51 mm for aluminium alloys [25].

To obtain Eqs. (1) and (2) parameters, the geometry of unprocessed and friction stir processed MIG welds was statistically analysed using a Gaussian distribution. Details of the process used to perform the statistical analysis are reported elsewhere [17]. In the MIG weld foot, an average angle and curvature radius of  $39^\circ$  and 0.43 mm were obtained, respectively. For the post-processed MIG welds an average curvature radius of 2.73 mm was calculated. Table 5 summarizes the values obtained for  $k_t$  and  $k_f$  factors for MIG and MIG + FSP series.

The local stress range at the weld toe,  $\Delta\sigma_{loc}$ , was calculated from the nominal stress range,  $\Delta\sigma_{nom}$ , using the following expression:

Table 5  
Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Radius, $\rho$ (mm)	$k_t$	$k_f$
MIG	0.43	1.93	1.43
MIG + FSP	2.73	1.33	1.28

$$\Delta\sigma_{loc} = k_f \Delta\sigma_{nom} \quad (3)$$

The local stress range, calculated by Eq. (3), against the number of cycles to failure is plotted in Fig. 9 for unprocessed and friction stir processed MIG welded specimens. This figure shows that the fatigue strength of MIG + FSP specimens increased approximately 38% at  $10^6$  cycles relatively to the unprocessed MIG welds.

It is important to notice that Fig. 9 eliminates the effect of the geometry modification. The friction stir processing induces a very significant increase of the toe radius as depicted in Table 5. However, this increase of the toe radius, and correspondent reduction in the fatigue notch factor from  $k_t = 1.43$  to  $k_t = 1.28$ , only improves approximately 12% the fatigue resistance of MIG + FSP specimens in comparison to MIG welds.

Therefore, the microstructural grain refinement and the removal of MIG weld defects, namely, porosity and lack of wetting, achieved by the friction stir processing have the major contribution to the improvement of the fatigue strength, mainly by enhancing the welds resistance to crack initiation.

As already mentioned, the fatigue strength of welded joints can also be significantly improved by other techniques, being shot peening the most used [7,8]. The enhancement of the fatigue strength obtained by shot peening is mainly due to the favourable effects of surface strain hardening and the compressive residual stress field [9,10]. However, contrary to friction stir processing, these stresses have little effect on crack nucleation, affecting mainly the crack propagation stage [11].

Furthermore, contrary to friction stir processing, shot peening can induce surface damage, mainly in soft metals such as some aluminium alloys. The surface imperfections can induce a degradation of the fatigue strength due to a very local stress concentration by accelerating the crack nucleation phase [11]. Moreover, shot peened surface defects such as superficial micro-cracks and overlaps [11] can be induced, which are potential sites of micro-crack nucleation.

In this way, it is worthwhile to note that friction stir processing and shot peening can be considered as complementary techniques in attempting to achieve a better fatigue live improvement of aluminium alloy welds.

#### 4. Conclusions

From the experimental study of the friction stir processing of 5083-H111 aluminium alloy MIG welded butt joints, the following concluding remarks can be drawn:

The friction stir processing does not change significantly the hardness and mechanical strength of the welds. However, a significantly fatigue life improvement was obtained by post-processing MIG welds by friction stir processing.

Friction stir processing promotes fatigue resistance improvement, mainly due to microstructure grain refinement and the removal of previous welding defects, such as porosity and lack of wetting. Additionally, the stress concentration reduction, due to toe radius increase also contributes to fatigue life enhancement.

#### Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the work reported, Project no. PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-015165. This research is also sponsored by FEDER funds through the program COMPETE and by national funds through FCT, under project PEst-C/EME/UI0285/2011 and project CENTRO-07-0224-FEDER-002001 (MT4MOBI).

The authors also would like to thank Thyssen Portugal Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing the friction stir processing tools heat treatments.

#### References

- [1] U. Brandt, F.V. Lawrence, C.M. Sonsino, Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 24 (2001) 117–126.
- [2] W.W. Sanders Jr., F.V. Lawrence Jr., Fatigue behaviour of aluminium alloy weldments, *Am. Soc. Test. Mater., Philadelphia, PA, ASTM STP 648* (1978) 22–34.
- [3] J.A.M. Pinho da Cruz, J.D.M. Costa, L.F.P. Borrego, J.A.M. Ferreira, Fatigue life prediction in AlMgSi1 lap joint weldments, *Int. J. Fatigue* 22 (2000) 601–610.
- [4] P.M.G.P. Moreira, M.A.V. de Figueiredo, P.M.S.T. de Castro, Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 48 (2007) 169–177.
- [5] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego, L.P. Abreu, Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings, *Int. J. Fatigue* 37 (2012) 8–16.
- [6] M. Ericsson, R. Sandström, Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG, *Int. J. Fatigue* 25 (2003) 1379–1387.
- [7] N. Sidhoma, A. Laamouria, R. Fathallah, C. Brahamc, H.P. Lieuraded, Fatigue strength improvement of 5083 H11 Al-alloy T-welded joints by shot peening: experimental characterization and predictive approach, *Int. J. Fatigue* (2005) 729–745.
- [8] X.Y. Zhu, W.J.D. Shaw, Correlation of fatigue crack growth behaviour with crack closure in peened specimens, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* (1995) 811–820.
- [9] M. Kobayashi, T. Matsui, Y. Murakami, Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening, *Int. J. Fatigue* (1998) 351–357.
- [10] R. Fathallah, G. Inglebert, L. Castex, Prediction of plastic deformation and residual stresses induced by shot peening in metallic parts, *Mater. Sci. Technol.* (1998) 631–639.
- [11] L. Wagner, Mechanical surface treatments on titanium, aluminium and magnesium alloys, *Mater. Sci. Eng. A263* (1999) 210–260.
- [12] W.J. Arbegast, Hartley P.J. U.S. Patent No. 6,230,957, May 15, 2001.
- [13] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Mater. Sci. Eng.* 78 (2005) 1–78.
- [14] S.R. Sharma, Z.Y. Ma, R.S. Mishra, Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy, *Scripta Mater.* 51 (2004) 237–241.
- [15] P. Cavaliere, Effect of friction stir processing on the fatigue properties of a Zr-modified 2014 aluminium alloy, *Mater. Charact.* 57 (2006) 100–104.
- [16] J. Silva, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira, Fatigue Behaviour of AA6082-T6 MIG Welded Butt Joints Improved by Friction Stir Processing, *Mater. Des.* 51 (2014) 315–322.
- [17] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego, L.P. Abreu, Fatigue life improvement of MIG welded aluminium T-joints by friction stir processing, *Int. J. Fatigue* 61 (2014) 244–254.
- [18] C.B. Fuller, M.W. Mahoney, The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis, *Metall. Mater. Trans. A* 37a (2006) 3605–3615.
- [19] ASTM Standard E3, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, <http://dx.doi.org/10.1520/E0003-11>. <www.astm.org>.
- [20] ASTM Standard E384, 2011e1, Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, <http://dx.doi.org/10.1520/E0384-11E01>. <www.astm.org>.
- [21] ASTM Standard E112, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012, <http://dx.doi.org/10.1520/E0112-12>. <www.astm.org>.
- [22] R.M. Leal, A. Loureiro, Microstructure and mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloys 2024-T3, 5083-O and 6063-T6, *Mater. Sci. Forum* 514–516 (2006) 697–701.
- [23] L.E. Svensson, L. Karlsson, H. Larsson, B. Karlsson, M. Fazzini, J. Karlsson, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA6082, *Sci. Technol. Weld. Joining* (2000) 285–297.
- [24] J.Y. Yung, F.V. Lawrence, Analytical and graphical aids for the fatigue design of weldments, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* (1985) 223–241.
- [25] R.E. Peterson, Analytical approach to stress concentration effect in aircraft materials. U.S. Air Force-WADC symposium on fatigue of metals. Technical Report 59–507, Dayton (OH), 1959. p. 273.

## **4. MELHORIA DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTAS T SOLDADAS POR MIG UTILIZANDO O PFL**

O PFL demonstrou ser uma técnica efetiva para aumentar a resistência à fadiga de juntas soldadas em junta topo a topo. No entanto, uma técnica simples e econômica para aumentar a resistência à fadiga é a remoção do reforço da soldadura da junta topo a topo por maquinação. Apesar de ser um processo mais complexo o PFL, acrescenta outras mais valias que permitem um aumento maior de resistência à fadiga do que a simples remoção do reforço da soldadura. Por esta razão, foi proposto aplicar o PFL em juntas soldadas, em que a remoção do reforço do cordão de soldadura não é possível, como nas juntas T, o que torna esta técnica atraente sob o ponto de vista industrial.

Neste capítulo, serão abordadas três temáticas principais. Em primeiro lugar, a otimização dos parâmetros geométricos para realizar o PFL em juntas T soldadas por MIG, nomeadamente, da geometria da ferramenta e da posição da mesma relativamente ao pé do cordão. Em segundo lugar, serão apresentados os resultados obtidos na aplicação do PFL nas juntas com os parâmetros geométricos otimizados. Por último, é abordado um estudo das tensões residuais para as juntas T, soldadas e pós-processadas, com e sem o efeito do carregamento cíclico, tanto à superfície como em profundidade. Este capítulo inclui os apêndices II a), b), c) e d), dos quais se aconselha a leitura, para aprofundar o resumo dos resultados aqui apresentados.

### **4.1. Efeito da geometria da ferramenta no PFL e na resistência à fadiga de juntas T em ligas de alumínio**

Cinco ferramentas diferentes foram utilizadas para analisar o efeito da ferramenta relativamente à aplicação do PFL em juntas T soldadas por MIG. As geometrias das ferramentas utilizadas estão apresentadas na Figura 2 do apêndice II a), sendo que as ferramentas A, B e E foram utilizadas nas soldaduras de liga de alumínio 6082-T651 e as ferramentas D, C e E foram utilizadas nas soldaduras da liga de alumínio 5083-H111, sendo todas elas côncavas. A ferramenta A apresenta um raio de concordância bastante baixo de cerca de 0,5 mm, o que representa a alteração mais significativa em relação às ferramentas B e D, que têm raios de

concordância de 2,3 mm e 3,6 mm, respectivamente. De notar que estas ferramentas são diferentes das utilizadas no capítulo 3, dada a mudança de geometria na junta soldada sobretudo no ângulo de saída que passou a ser de 45°, mas, o posicionamento destas relativamente às soldaduras é bastante semelhante, como se pode consultar na Figura 3 (Apêndice II a)).

Com o intuito de colocar a zona processada do nugget na zona crítica (pé do cordão) e maximizar a melhoria que poderia ser obtida na resistência à fadiga, foi desenvolvida, numa primeira fase, a ferramenta C e, posteriormente, a ferramenta E ambas posicionadas relativamente às soldaduras, como mostra a Figura 4 (Apêndice II a)). A ferramenta C apresenta uma base mais pequena do que as ferramentas A, B e D, devido à posição em que foi utilizada, de modo a não ter uma interferência muito grande com a chapa horizontal com um ângulo “tilt” de 13°. Esta ferramenta não proporcionou bons resultados, originando defeitos do tipo túnel e diminuição da espessura (da chapa horizontal), para as soldaduras da liga de alumínio 5083-H111, que são prejudiciais à resistência à fadiga. Apesar de se ter adotado uma geometria de pino cônica para aumentar o fluxo de material no pino e, com anéis circulares do tipo “dente de serra” para que cada dente servisse para manter o material debaixo da base e aumentar a pressão, revelou-se uma má escolha, pelo que a sua aplicação foi descontinuada. O defeito do tipo túnel, encontrado após a realização do PFL com esta ferramenta (Figura 12 4), apêndice II a)) deve-se à falta de força axial que, por sua vez, resulta da forte interferência desta ferramenta com o cordão, reduzindo a força axial transmitida à zona processada e, por outro lado, da falta de um “shoulder” para confinar o escoamento do material. Foi, então, desenvolvida a ferramenta E, redesenhada com uma base um pouco mais pequena para diminuir a interferência na chapa horizontal e aumentar a pressão na superfície da zona processada. A partir de um pino cônico de rosca esquerda do tipo “dente de serra”, foi permitido aumentar o fluxo de material no pino e manter o material circunscrito à zona processada, mas com ângulos de saída muito diferentes. Estes últimos pretendem evitar a elevada interferência com o cordão de soldadura e, assim, concentrar mais a força axial na zona processada, mantendo o material debaixo da base e evitando os defeitos do tipo túnel.

A morfologia das juntas soldadas pós-processadas mostraram-se visualmente sem defeitos, com bom aspeto e aparentemente com um bom acabamento superficial. Na Tabela 5 (Apêndice II a)), são utilizados dois parâmetros para caracterizar a geometria das juntas soldadas pós-processadas. Estes parâmetros são o raio de concordância do pé do cordão ou do pé pós-processado,  $\rho$ , e o ângulo de inclinação do cordão de soldadura,  $\theta$ , como se indica na Figura 5



(Apêndice II a)). Como era expectável, o valor de  $\rho$  obtido com a ferramenta A é o mais baixo de todos dado que esta ferramenta também apresenta o raio de concordância ( $\rho$ ) mais baixo. A utilização das outras ferramentas conduziu a um aumento significativo do valor de  $\rho$  para cada caso quando comparadas com as séries MIG de cada liga de alumínio. O ângulo do cordão de soldadura das séries soldadas é superior a  $45^\circ$ , para ambas as ligas de alumínio, tal como se pode verificar na Tabela 5 (Apêndice II a)). Tendo em conta que este parâmetro geométrico influencia o valor de  $k_t$  (ver Equação 4 do capítulo 2), é necessário à sua análise. As ferramentas A, B e D foram projetadas com ângulo de saída de modo a diminuir o ângulo do cordão de soldadura (para, sensivelmente  $45^\circ$ ) e diminuir o valor de  $k_t$  após o processamento. Tal não foi possível com a ferramenta E devido à posição da mesma durante o pós-processamento, pelo que o valor de  $k_t$  será maior no caso das juntas processadas com a ferramenta E, o que poderá ser prejudicial para a vida à fadiga.

Na Figura 7 (Apêndice II a)), é possível observar a zona crítica do pé do cordão para uma junta T soldada por MIG para ambas as ligas de alumínio estudadas, sendo que a Figura 7 1b) corresponde à liga de alumínio 6082-T651 e a Figura 7 2a) à liga de alumínio 5083-H111. Como é possível constatar pelas figuras, existem defeitos de soldadura presentes nesta zona, tais como porosidade e faltas de molhagem assinalados com uma seta. Após a aplicação do PFL com a ferramenta A na junta T soldada da liga de alumínio 6082-T651, pode perceber-se, pela Figura 8 2) (Apêndice II a)), que esta ferramenta deixou um acabamento péssimo na região do pé do cordão, do tipo “serrilhado”, apesar da remoção dos defeitos de soldadura e de não ter havido diminuição de espessura, o que prejudicou o comportamento à fadiga, como se verá mais a frente. Para a mesma liga de alumínio e junta soldada, a utilização da ferramenta B para realizar o PFL conduziu à eliminação de defeitos de soldadura do pé do cordão, introduzindo ainda uma camada refinada de material, com um bom acabamento superficial nessa região (assunto que será aprofundado no subcapítulo seguinte), Tabela 5 (Apêndice II a)), e com um raio do pé do cordão cerca de quatro vezes maior do que para a série apenas soldada, Figura 9 4) (Apêndice II a)). O resultado anterior foi obtido após um processo de otimização dos parâmetros de processamento. Nas primeiras interações, foram encontrados defeitos do tipo túnel nas zonas do avanço, dado o encontro abrupto, entre o fluxo de material da base e do pino, como está assinalado com uma seta na Figura 9 2) (Apêndice II a)), muito diferente do encontro suave dos dois fluxos na zona do retrocesso ((Figura 9 3)), apêndice II a)). Este fim abrupto no lado do avanço, que em alguns casos provoca defeitos do tipo túnel

deve-se, em parte, à falta de força axial, uma vez que, do lado do avanço, a ferramenta tem de retirar uma parte do cordão. Isto gera um desequilíbrio da força axial, entre o lado do avanço e recuou, que conduz a uma falta de fluxo de calor, de maneira a que o fluxo de material consiga preencher o espaço vazio deixado pelo rasto do pino. Neste caso, devido ao equipamento utilizado, não foi possível haver aumento da base, aumento da velocidade de rotação ou diminuição da velocidade de avanço para gerar mais calor, pelo que, a solução mais prática foi aumentar a força axial. Aumentando a profundidade de penetração da ferramenta, que aumenta, igualmente, a força axial, os defeitos do tipo túnel desapareceram, dando origem à junta pós-processada de excelente qualidade, como descrito anteriormente. Um aumento excessivo de penetração da ferramenta é prejudicial porque pode conduzir à diminuição da espessura da chapa horizontal, como é possível ver na Figura 9 1) não existiu diminuição de espessura.

As soldaduras em T na liga 6082-T651, processadas com a ferramenta E, não apresentaram sem defeitos após processamento, mas dada a posição da ferramenta, a sua base da teve uma interferência na chapa horizontal, o que conduziu a uma diminuição de espessura assinalada com setas, ver Figura 10 1) (Apêndice II a)). Por outro lado, foi aumentado o volume de material processado na zona do pé do cordão, tal como se mostra na Figura 10 2) (Apêndice II a)). Porém, apesar de se ter aumentado o volume de material processado na zona crítica para a vida à fadiga, a diminuição de espessura revelou-se um fator determinante na redução de resistência à fadiga, como será abordado mais adiante. Em termos micrográficos, esta ferramenta não gerou uma zona abrupta de fluxos, dado que, devido à posição da ferramenta, existe uma grande área de contato com a junta que aumenta o fluxo de calor, comparativamente às outras ferramentas. Este fator leva a que o PFL seja concluído com sucesso, ou seja, sem defeitos introduzidos por PFL e removendo os defeitos prévios da soldadura por fusão.

Para as soldaduras T realizadas na liga de alumínio 5083-H111, foram utilizadas as ferramentas C, D e E, com metade da velocidade de avanço da que foi utilizada na liga de alumínio 6082-T651 para gerar mais calor e mais fluxo de material. Como foi referido no capítulo 2, na liga de alumínio 5083-H111 registaram-se mais dificuldades na aplicação de processos como PFL e SFL. Para as juntas T processadas com recurso à ferramenta D, foram obtidos, à semelhança da liga de alumínio 6082-T651, pés do cordão pós-processados com boa qualidade de acabamento, um raio de concordância do pé de 3,5 mm e sem defeitos de processamento, tendo este eliminado os defeitos prévios da soldadura por fusão, como se mostra

na Figura 11 4) (Apêndice II a)). Por outro lado, é possível dizer que as ferramentas B e D são bastante similares quanto aos resultados obtidos. No entanto, quando aplicadas a diferentes ligas de alumínio, a ferramenta D introduziu uma camada de material inferior no pé do cordão pós-processado na liga de alumínio 5083-H111, quando comparada com a ferramenta B na liga de alumínio 6082-T651, (Figuras 9 4) e 11 4) do apêndice II a)). Este fato, deve-se ao maior arrasto de material na liga de alumínio 6082-T651, que é possível observar quando se comparam as Figuras 9 3) e 11 3) do apêndice II a)).

A aplicação do PFL utilizando a ferramenta C e E, como foi já referido, conduziu a uma diminuição da espessura da chapa horizontal, devido à posição em que foram utilizadas, afetando, significativamente, a vida à fadiga, tal como se verá mais afrente. O fluxo do material ao redor do pino destas duas ferramentas é bastante diferente, como se pode constatar ao comparar as Figuras 12 2) e 12 4) do apêndice II a)). A mais adequada parece ser a ferramenta E já que esta apresenta rosca helicoidal esquerda, enquanto que o pino da ferramenta C tem somente um perfil de revolução, que terá contribuído para o aparecimento de defeitos do tipo túnel.

Os resultados das microdurezas, obtidos para as juntas não processadas e processadas com as ferramentas B e E (liga de alumínio 6082-T651), são apresentados nas Figuras 13 e 14 do apêndice II a)). De um modo geral, existe uma perda de dureza relativamente ao material de base com a aplicação dos processos MIG e/ou PFL, que resulta dos motivos já apresentados. Na Figura 13, faz-se a comparação de durezas entre as séries MIG e MIG+FSP (processada com a ferramenta B), observando-se que os seus perfis são semelhantes, o que quer significa que o PFL com a ferramenta B não altera significativamente os valores de dureza, mas apenas amplia a zona de perda da mesma. Por outro lado, as juntas T processadas com a ferramenta E têm uma perda de dureza na zona processada relativamente a série MIG, como é perceptível na Figura 14. Esta ferramenta tem mais área em contacto com o material das chapas soldadas e mesmo com o cordão de soldadura, o que faz gerar mais calor e, assim, diminuir a dureza. O facto da zona fundida estar muito próxima da ZF leva a que haja uma mistura de material da ZF e da zona processada, contribuindo também para esta diminuição.

Nas Figuras 15 e 16 do apêndice II a) são apresentadas as microdurezas obtidas para as séries MIG e MIG+FSP processadas com a ferramenta D e E. Como seria de esperar,

dadas as características da liga de alumínio 5083-H111, houve um aumento de dureza na zona processada após a aplicação do PFL nas juntas soldadas. De um modo geral, existiu uma pequena perda de dureza pelo calor introduzido no processo de soldadura por fusão, relativamente ao material de base, perda esta insignificante quando comparada com a perda de dureza verificada na liga de alumínio 6082-T651.

Como conclusões principais deste estudo, pode afirmar-se que os resultados dos ensaios preliminares de fadiga demonstraram que a ferramenta E revelou ter uma performance inferior à fadiga (em função da gama de tensões globais), do que as ferramentas B e D, usadas nas ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111, respetivamente. A redução de espessura obtida com a ferramenta E provoca uma forte concentração de tensões nessa zona, onde foi observada uma fratura, em todos os ensaios realizados para estas séries. A ferramenta C provocou defeitos de tipo túnel e de redução de espessura. Por estas razões, a ferramenta E, assim como a C, foram excluídas para a sua utilização na melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG. Os ensaios de fadiga em amostras processadas com a ferramenta A (não apresentados neste subcapítulo) mostraram ter uma baixa performance à fadiga devido ao péssimo acabamento superficial e serão abordados no subcapítulo seguinte. As ferramentas B e D, com os parâmetros de processamento utilizados para cada liga de alumínio estudada, são aquelas que conduziram à maior melhoria da resistência à fadiga em juntas T soldadas por MIG. Os próximos dois subcapítulos estão maioritariamente focados em aprofundar o estudo à fadiga em juntas T soldadas por MIG pós-processadas por PFL, nas ligas de alumínio 6082-T651 e 5083-H111.

## APÊNDICE II a)

Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 2450–2460



Contents lists available at ScienceDirect

Journal of Materials Processing Technology

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/jmatprotec](http://www.elsevier.com/locate/jmatprotec)

## Effect of tool geometry on friction stir processing and fatigue strength of MIG T welds on Al alloys



J.S. de Jesus, A. Loureiro\*, J.M. Costa, J.M. Ferreira

CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Pinhal de Marrocos, 3030-788 Coimbra, Portugal

## ARTICLE INFO

## Article history:

Received 6 December 2013  
 Received in revised form 8 May 2014  
 Accepted 10 May 2014  
 Available online 20 May 2014

## Keywords:

Friction-stir processing  
 Tool geometry  
 MIG fillet welds  
 Aluminium alloys  
 Fatigue strength

## ABSTRACT

Several tool geometries were developed and their effect on weld morphology, material flow, microstructure and hardness of processed regions was analyzed. Their effect on fatigue strength of welds was also examined for the most promising tools. The feasibility of FSP MIG T welds was proved. Quality of processed regions is very influenced by tool geometry. FSP removes defects in the MIG weld toe and increases its radius of curvature. Also promotes significant grain refinement in processed regions, reduces hardness in welds on AA 6082-T651 and hardens AA 5083-H111 welds. Only tools with concave and rounded edge shoulder and cylindrical threaded pin allow the improvement of fatigue strength of MIG welds on both alloys.

© 2014 Elsevier B.V. All rights reserved.

## 1. Introduction

Friction stir processing (FSP) is a new technique based on the principles of friction stir welding, developed for microstructural and mechanical modification of metallic materials, as was demonstrated in the past by [Devinder and Ranjit \(2012\)](#) and [Karthikeyan et al. \(2007\)](#). These authors obtained grain refinement and improvement in yield and tensile strengths over the parent material, respectively for processing pure aluminium (99.2%) and cast aluminium alloy 2285. This microstructural modification results from intense plastic deformation, material mixing and thermal exposure as is described by [Ma \(2008\)](#), all induced by the tool rotation. Indeed, the main functions of the tool are to generate heat by friction and plastic deformation, and to induce material flow in complex paths, by mixing the material in parts to be welded or processed. Early tools for welding and processing consisted of a shoulder and a threaded pin, both cylindrical. But tools with more complex shoulder and pin geometries have subsequently been developed. Concave, flat or convex shoulders with or without scrolls, ridges or knurling, grooves, or concentric circles and cylindrical, conical, oval, triangular pins or pins with more complex geometry, such as whorl or MX triflute pins, for instance, have been developed in recent years, as compiled by [Rai et al. \(2011\)](#).

Such complex geometries seek to increase the amount of local heat generated due to the greater interface area between the tool and the workpiece, increasing the flow of material in the stir zone, as mentioned by [Mishra and Ma \(2005\)](#). [Biswas and Mandal \(2011\)](#) state that friction is the major contributor to heat generation and concave shoulder and conical pin are preferable to avoid defects in aluminium FSWs, while [Leal et al. \(2008\)](#) concluded that material flow in stir zone of heterogeneous welds in aluminium sheets is very influenced by tool shoulder geometry. Material flow in the stir zone is very complex and it is often considered that vertical, straight-through and rotational flows take place around the tool, the material being displaced from the front to the wake of the tool ([Reynolds, 2008](#)). Some agreement exists with regards to shoulder-driven and pin-driven flows, and the need for good interaction between these flows to obtain defect-free welds ([Kumar and Kailas, 2008](#)). The most suitable tool geometries to reach that interaction are however difficult to predict. For instance, threaded pins are at present the most widely used, even though several researchers, like [Lorrain et al. \(2010\)](#), state that unthreaded pins have the same effect on material flow.

The formation of defects is also influenced by heat generated which increases with the shoulder diameter as was verified by [Mehta et al. \(2011\)](#). [Nandan et al. \(2008\)](#) studied the effect of rotational speed of the tool and concluded that the increase of rotational speed resulted in higher peak temperature. This is beneficial in terms of prevention of defects in stir zone, as confirmed by [Kim et al. \(2006\)](#), but detrimental in terms of microstructure. Indeed,

\* Corresponding author. Tel.: +351 239790746; fax: +351 962733745.  
 E-mail address: [altino.loureiro@dem.uc.pt](mailto:altino.loureiro@dem.uc.pt) (A. Loureiro).

**Table 1**  
 Chemical composition of base plates (wt%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
5083-H111	0.4	0.4	0.1	1.0	4.5	0.25	0.15	0.05	Bal.
6082-T651	1.05	0.26	0.04	0.68	0.8	0.02	0.01	0.1	Bal.

**Table 2**  
 Mechanical properties of aluminium alloys.

Alloy	$\sigma_{\text{uts}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{tys}}$ (MPa)	$\varepsilon_{\text{max}}$ (%)	HV
5083-H111	308	158	19.3	80
6082-T651	330	310	10	115

$\sigma_{\text{uts}}$ , ultimate tensile strength;  $\sigma_{\text{tys}}$ , tensile yield strength;  $\varepsilon_{\text{max}}$ , elongation at break; HV, Vickers hardness.

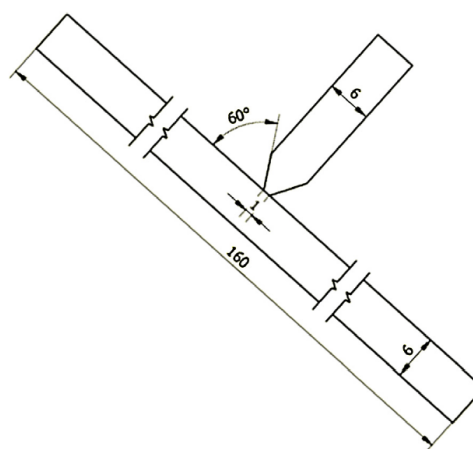
**Table 3**  
 MIG welding parameters.

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Torch distance (mm)
250	24	50	15

an increase in the heat generated causes the grain growth and reduces the hardness and mechanical strength in the stir zone, as showed by Leitão et al. (2009). For this reason, the tool geometry and process parameters must be selected carefully in order to refine the structure and increases mechanical properties in the stir zone. Therefore, this technique can be an alternative to conventional TIG or plasma dressing (Ramalho et al., 2011) or hammering or blasting for instance (Kirkhope et al., 1999) to improve the fatigue behaviour of welded joints. The actual technique is particularly effective for processing fusion welds in aluminium alloys, because they have significant loss of hardness and mechanical strength, which reduces their fatigue strength when compared with the base material. Moreira et al. (2007) showed friction stir welds present higher fatigue strength than MIG welds. Els-Botes et al. (2009) demonstrated the viability of processing MIG/laser butt welds and their fatigue strength improvement with this technique. Friction stir processing of T welds require the development of tools to refine the structure and increase strength of the weld toe, and improve the weld toe radius as well as its surface finish. Tool should also remove previous MIG defects, such as porosity and lack of wetting, without producing other defects, because fatigue life of T welds is reduced considerably by primary crack initiation in the toe due to stress concentration and lower static strength, as demonstrated by Liu et al. (2012). The purpose of this research is to study the feasibility of this process and the effect of tool geometry on friction-stir processing properties of MIG T welds on the aluminium alloys 6082-T651 and 5083-H111.

## 2. Experimental procedure

Homogeneous MIG T welds were performed on 6 mm thick plates of 5083-H111 and 6082-T651 aluminium alloys using a SAFMIG TRI 480 welding machine with the torch fixed on an automatic running tracking car. Plates were clamped onto a steel table in order to prevent distortion. The chemical composition and mechanical properties of the base plates are indicated in Tables 1 and 2. The welds were carried out in a flat position using the AWS A5.10-80:ER 5356 filler metal of 1.2 mm diameter and pure argon as shield gas. The joint preparation used in all welds is shown in Fig. 1. Two beads were deposited, one in each side, with the parameters listed in Table 3. These parameters, found in preliminary tests, were used for both alloys. The root of the first bead was cleaned with an angle grinder before deposition of the second bead, in order to prevent root defects.


**Fig. 1.** Joint preparation for MIG welds (dimensions in mm).

The FSP of MIG welds was performed in a Cincinnati milling machine, which allowed control of tool rotational and traverse speeds but not the axial load. For that reason processing was carried out using a position control strategy, i.e. controlling the plunge depth of the tool. Several tools were developed and tested with the aim of refining the microstructure close to the MIG weld toe and improving the curvature radius in that zone, as well as removing defects typical of MIG welding, such as porosity or lack of wetting. The tool geometries tested are shown in Fig. 2. Tools A and B are conventional FSW tools with a concave shoulder and cylindrical threaded pin. The difference between them is that tool A has a sharp edge shoulder unlike tool B whose edge shoulder has a radius of 2.3 mm, as illustrated in Fig. 2b. This change was made because tool A makes indents in the weld surface during processing, while welds processed with tool B do not exhibit this defect, as described below. For processing welds on AA 5083-H111, where material flow is difficult as is described by Leitão et al. (2012) for friction stir welds, modifications of tool B, mainly to the radius of curvature in the edge of the shoulder were tested; the radius of curvature at the edge of the shoulder was increased to 3.6 mm in tool D (Fig. 2d) in order to prevent galling in the weld surface, as was observed in welds in this material processed with tool B. Tools C and E (Fig. 2c and e), were developed in order to allow processing regions closer to the MIG weld toe. Tool C has a small concave shoulder and a tapered pin with no threads but simple circular grooves with the shape shown in Fig. 2c. Tool E has a convex shoulder, to improve access to weld toe, and threaded conical pin, as illustrated in Fig. 2e, to promote material flow towards the bottom of processed region. All these tools were manufactured in quenched and tempered steel AISI H13, with an average hardness of 50–52 HRC.

The mode of operation of the tools A, B and D is illustrated in Fig. 3. The tools were positioned so as to interfere with the horizontal weld toe for a distance of approximately 0.5 mm and using a penetration depth of 3 mm.

The placement of the tools C and E is shown in Fig. 4.

In addition to the angle of 75°, shown in the image, a tool tilt angle of 13° in the processing direction was used for these tools, in order to constrain the flow of material in stir zone, preventing the formation of flash and cavities. A penetration depth of 2.5 mm was used. Tool design and positioning resulted from a theoretical study using CAD software and experimental work. The processing parameters for the different materials and tools are indicated in Table 4. These parameters were chosen based on previous tests.





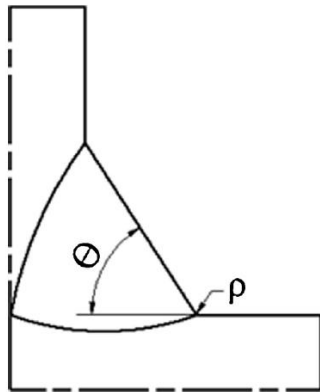


Fig. 5. Parameters used to characterize the weld toe geometry.

below the surface of the horizontal plate at distances between indents of 0.5 mm.

The fatigue tests were carried out using an Instron hydraulic machine, loading the specimens perpendicular to the weld bead direction, applying a constant amplitude sinusoidal load wave with a frequency within the range 20–30 Hz, a stress ratio set at  $R=0$  and stress ranges between 90 and 170 MPa.

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Morphology of unprocessed and processed welds

MIG welds showed excellent visual appearance without any defects and with regular geometry, as illustrated in Fig. 6, for a welding performed on alloy 5083-H111. Processing induced a significant change in the geometry of the welds, especially in the weld toe, as illustrated in the image for the same weld processed with

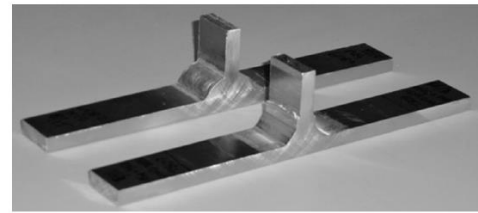


Fig. 6. Surface appearance of an unprocessed and processed weld on AA 5083-H111 (tool D).

Table 5  
Geometry of unprocessed and processed weld toes.

	$\rho$ (mm)	$\theta$ (°)	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )
AA6082-T651			
MIG	0.6	58.2	–
MIG + FSP_tool A	0.7	45.9	–
MIG + FSP_tool B	2.3	45.3	5.64
MIG + FSP_tool E	3.9	66.2	10.31
AA5083-H111			
MIG	0.4	54.8	–
MIG + FSP_tool D	3.5	45.1	1.82
MIG + FSP_tool E	4.2	65.3	5.32

tool D. The change in the weld toe geometry induced by the different tools, characterized by  $\rho$  and  $\theta$ , is indicated in Table 5. This table shows that, with the exception of tool A, the other tools produce a significant increase in the toe radius for both materials. The small increase in toe radius given by tool A is related to its shoulder sharp edge geometry. With regard to the angle  $\theta$  it is influenced not only by the geometry of the tool but also by the position in which it works. Tools A, B and D reduce the  $\theta$  angle while tool E increases this angle. Tool C was not used in subsequent tests because it produced cavities in the processed region (see below). The tool geometry affects also the surface finish of processed region as can be seen in the same table by comparing  $R_a$  of welds processed with tool

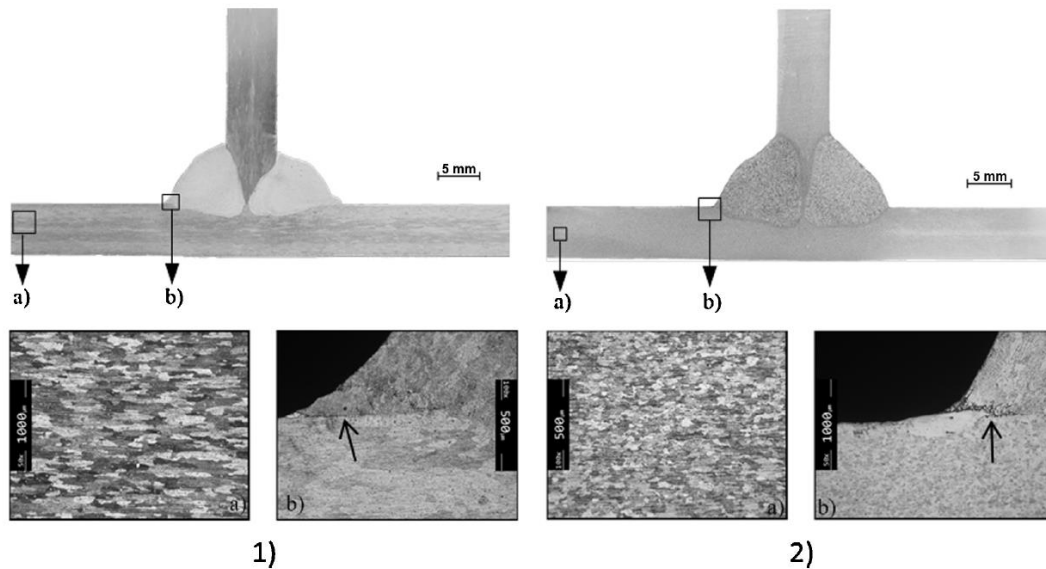


Fig. 7. Macrographs and micrographs of MIG welds made on aluminium alloys: (1a) AA 6082-T651 microstructure; (1b) weld toe; (2a) 5083-H111 microstructure; (2b) weld toe.



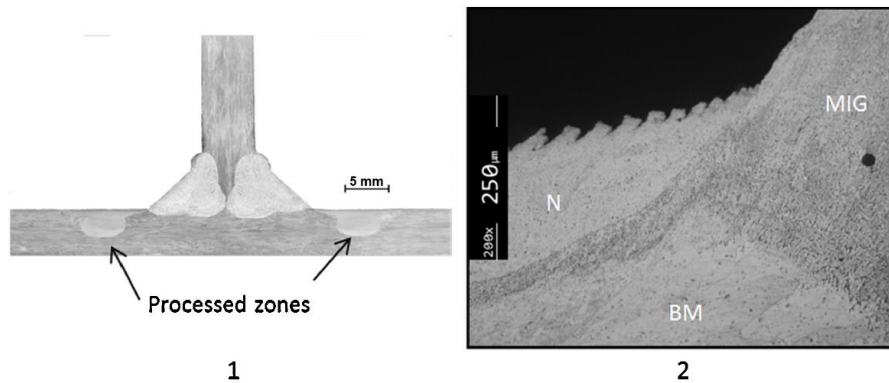


Fig. 8. MIG weld made on AA 6082-T6 and processed with tool A: (1) macrograph; (2) micrograph in the toe region.

B or D with those processed with tool E. This difference is related with the higher contact area between the convex shoulder and the weld given by tool E. Roughness is affected by the base material too; processed regions in AA 6082-T651 have higher average roughness than those in AA5083-H111, see in Table 5, suggesting different contact conditions between the tool and the material.

An important effect of FSP is that leads to a significant reduction of the distortion caused by MIG welding, due to the plastic strain introduced during processing.

### 3.2. Microstructure of MIG welds

Macroscopic analysis of MIG welds on both alloys, AA 6082-T651 and 5083-H111, revealed good weld penetration depth and little porosity as well as apparently good wetting of both base materials, as illustrated in Fig. 7. The microstructures of base materials and MIG welds close the toe are also shown in the same image. The microstructure of the AA 6082-T651 consists of grains elongated in the rolling direction with grain size of 135–150  $\mu\text{m}$

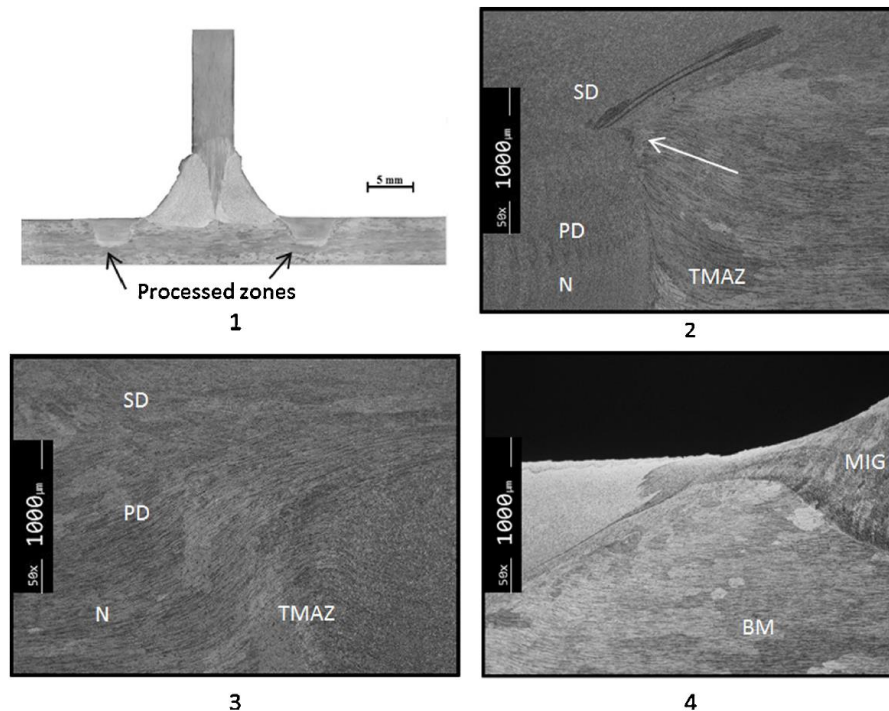


Fig. 9. MIG weld made on AA 6082-T651 and processed with tool B: (1) macrograph; (2) advancing side of stir zone; (3) retreating side of stir zone; (4) toe region. N, nugget; TMAZ, thermomechanically affected zone; PD, pin driven flow; SD, shoulder driven flow.

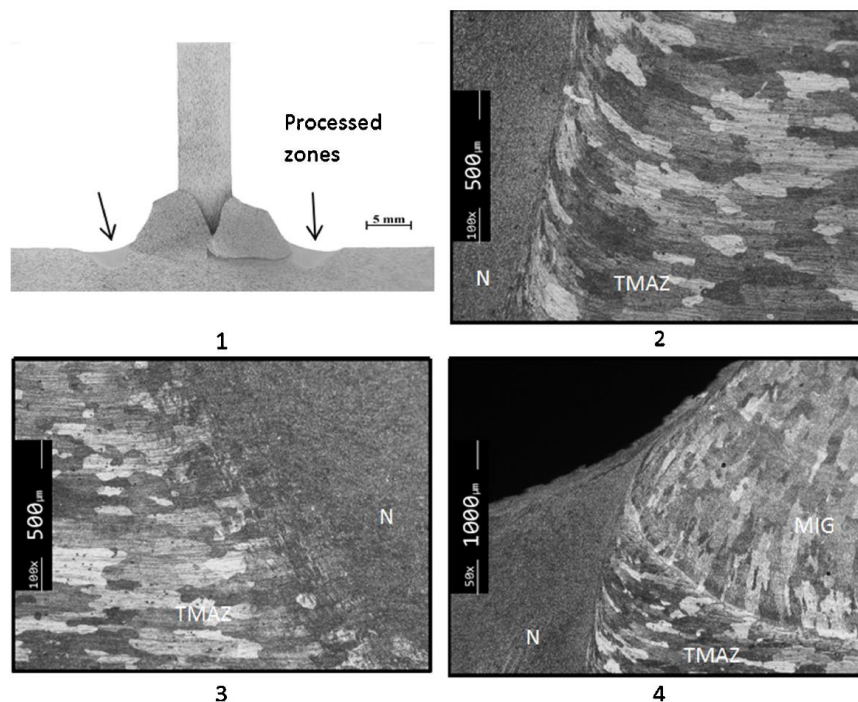


Fig. 10. MIG weld made on AA 6082-T651 and processed with tool E: (1) macrograph; (2) advancing side of stir zone; (3) retreating side of stir zone; (4) toe region.

and 80–90  $\mu\text{m}$ , on rolling and thickness directions, respectively, as shown in Fig. 7.1a, unlike the AA 5083-H111 which has grains only slightly elongated in the rolling direction with an average grain size of 25–35  $\mu\text{m}$ , as illustrated in Fig. 7.2a.

The microstructure in the toe of MIG welds on alloy AA6082-T651 consists of coarsened grains elongated in the heat flow direction, and shows some porosity and lack of wetting, indicated by an arrow in Fig. 7.1b. Welds performed on AA 5083-H111 display coarsened structure in the melted region and occasionally a slight lack of wetting, as shown in Fig. 7.2b. The coarsened structures and defects in that region have in general a very detrimental effect on the fatigue strength of welded joints, because they promote fatigue crack initiation.

### 3.3. Microstructure of processed welds

#### 3.3.1. Welds on AA 6082-T651

The region processed with tool A on MIG welds on AA6082-T651 is at a significant distance from the MIG weld toe, see Fig. 8.1, suggesting that the material in this zone was not practically processed. However, Fig. 8.2 shows that a thin layer of material was processed in the weld toe, and the lack of wetting of MIG welds was removed. However the same image shows that this tool makes stretch marks on the surface of the processed region, caused by the sharp edge of tool A. Although these marks are small, preliminary fatigue tests showed that they are starting points for fatigue crack initiation. Therefore this tool was not subsequently used in the processing of welds.

Most of the area processed by tool B is also at a significant distance from the MIG weld toe, see Fig. 9.1 but, unlike tool A, tool B gives smooth processed zones without stretch marks (see Fig. 9.4).

However tool B, like tool A, processes only the surface layer at the weld toe, removing the issue of lack of wetting. This image also shows the increase in the radius of curvature reached in the weld toe (2.3 mm) when this tool is used. The material flow in the stir zone influences the formation of defects in that zone. Shoulder driven and pin driven flows have been detected in the stir zones (SZs) processed with this tool, as illustrated in Fig. 9.2, the transition between the nugget (N) and the TMAZ being more abrupt in the advancing side than in the retreating side, as can be observed by comparing Fig. 9.2 and 9.3. During initial tests the formation of voids was verified in the advancing side, in the region of interaction between the shoulder driven (SD) and pin driven (PD) flows of material. This region is marked with an arrow in Fig. 9.2. In our opinion these defects form because of insufficient material flow dragged by the tool which may be caused by insufficient heat input and/or low axial load. In this case the low plunge depth could be identified as the cause, because high rotational speed and low traverse speed were used in FSP. Indeed, increasing the plunge depth causes voids to disappear from the stir zone. However, plunge depth must be combined with the interference between tool shoulder and MIG weld, in order to prevent unwanted changes in the final geometry of the weld. As in regions processed with tool A, the stir zone processed with tool B shows substantial grain refinement when compared with the base material, of about 4–6  $\mu\text{m}$ . It is therefore concluded that it is not desirable to use a sharp shoulder edge in this tool geometry.

Tool E was developed to provide the tool pin with access to the weld toe, without damaging the profile of the MIG welds. In addition to the change in the tool profile it was still necessary to change its tilt angle, so as to ensure an adequate pressure in the zone being processed, in order to prevent the formation of internal



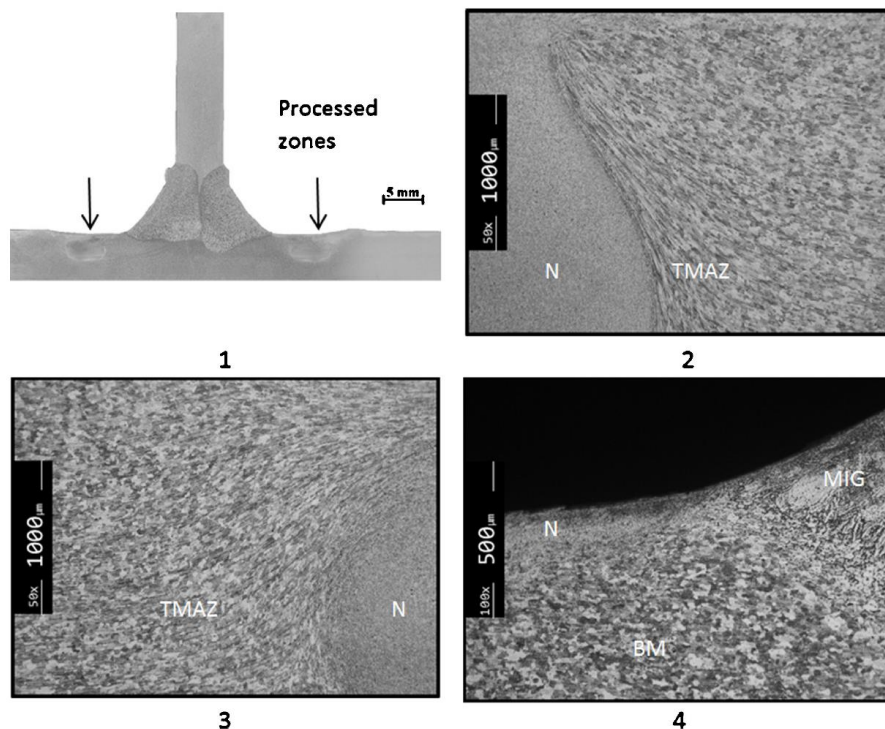


Fig. 11. MIG welds made on AA 5083-H111 and processed with tool D: (1) macrograph; (2) advancing side of stir zone; (3) retreating side of stir zone; (4) toe region.

voids. With this tool, the processed area was focused exactly at the toe of the MIG welds, as illustrated in Fig. 10.1. This image also shows that although the radius of curvature in the weld toe was increased (to 3.9 mm), tool E produced some reduction in plate thickness, which is detrimental in terms of fatigue strength. Material flow in the SZ is difficult to evaluate because microstructure is very refined and homogeneous although the upward material flow is suggested by the deformation of the non-recrystallized grains in the advancing side (see Fig. 10.2). Fig. 10.3 shows that the transition between recrystallized and non-recrystallized regions is smoother in the retreating side. Fig. 10.4 shows greater refinement of the structure in the stir zone as well as increasing radius of curvature at the weld toe, as mentioned above. The grain size in the nugget is about 8–12  $\mu\text{m}$ , greater than that made by the tool B, suggesting greater heat generated by this tool. As tool rotation and traverse speeds are the same as tool B, the increase in heat generated should be justified by the increased area of interaction between the tool shoulder and the aluminium plate, producing more friction heat.

### 3.3.2. Welds on AA 5083-H111

The processing of the welds on AA 5083-H111 was performed with tools C–E using the same welding parameters used on AA 6082-T651, except for traverse speed, which was only half that previously used. As FS processing on that alloy seemed to form tunnel defects a low traverse speed was applied in order to prevent these defects. These parameters were chosen based on experimental tests. The reason for that change is the different behaviour of both alloys when plastically deformed at high temperature, as demonstrated by Leitão et al. (2012). These authors mention that the alloy

5083-H111 shows a lower reduction of mechanical strength with increasing temperature than the alloy 6082-T651, which makes plastic flow of the material more difficult during FS welding or processing. This difference of performance between the two alloys justifies the observed differences between processed areas in both materials. For example, for the welds processed with tool D the thickness of the layer processed in the MIG weld toe is smaller for AA5083-H111 than for AA6082-T651, processed with tool B, which is quite similar to tool D, as can be seen by comparing Figs. 9.4 and 11.4. Although the volume of material dragged by the tool is smaller for AA 5083-H111 than for AA 6082-T651 the transition between the nugget and TMAZ is very obvious, either in the advancing or retreating sides, as illustrated in Fig. 11.2 and 11.3. An important grain refinement was also reached in the nugget (average grain size about 2–4  $\mu\text{m}$ ), as shown in the same images.

Processing performed on this alloy using tool E placed the processed region in the weld toe, but introduced a reduction of plate thickness (see Fig. 12.1), as in the weld performed with the same tool on AA6082-T6. However, the flow of material in the nugget is different from that of the latter alloy. In fact the flow of material in the AA 5083-H111 occurred in horizontal layers, mainly in the top close to the weld toe, as shown in Fig. 12.2, for the advancing side of processing. This morphology is related with material properties and process parameters because it was not observed for processing with the same tool on AA 6082-T651 (see Fig. 10). Also grain refinement occurs in the nugget, as illustrated in Fig. 12.3, but the grain size (8–10  $\mu\text{m}$ ) is greater than that obtained with tool D (2–4  $\mu\text{m}$ ). As the processing parameters are the same this grain coarsening is related to higher friction heat generated by tool E.

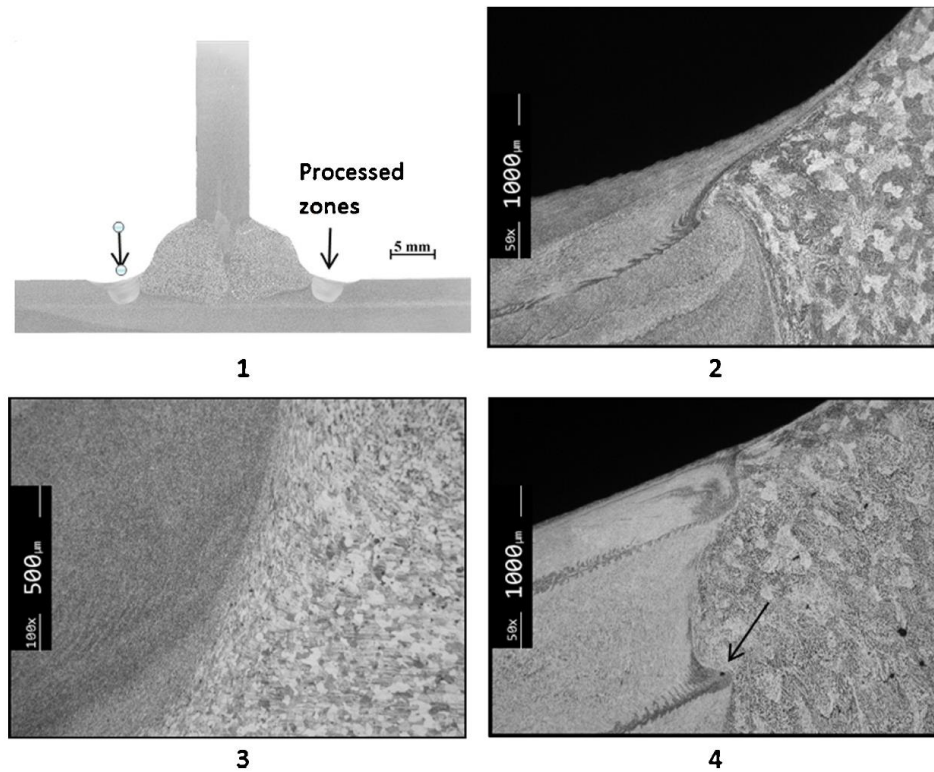


Fig. 12. MIG welds made on AA 5083-H111 and processed with: tool E: (1) macrograph; (2) toe region; (3) nugget; and (4) with tool C: toe region.

Tool C, which has no thread but only toothed rings, produced a similar material flow (see Fig. 12.4), but showed a tendency to produce small defects between layers, as shown by an arrow in the image. This suggests that the tool does not induce material flow in the direction of plate thickness, increasing the probability of formation of cavities. For this reason the tool was not used in subsequent trials.

### 3.4. Hardness profiles

#### 3.4.1. AA 6082-T651

The hardness distribution in the cross section of the MIG welds performed on alloy 6082-T651 is illustrated in Fig. 13. A substantial hardness reduction (about 35% when compared with base material) was observed in melted and heat-affected zones, due to filler metal composition as well as to dissolution and coarsening of strengthening precipitates, as mentioned by several authors among which Olea et al. (2007) for 6XXX alloys in T6 condition. Currently the loss of hardness is accompanied by loss of mechanical strength in these alloys (El-Danaf and El-Rayes, 2013). The loss of hardness is more pronounced precisely in the heat-affected zones, located in one and the other side of the welds, roughly at 8 mm from the centre of the joint.

The same image also shows the hardness profile of the weld processed with tool B. The most noticeable effect of processing was the enlargement of the zone where there is loss of hardness. The stir zone in each side of MIG welds displays hardness similar to that of the melted material before processing while the melted zone exhibits a slight decrease in hardness after processing, certainly

due to coarsening of strengthening precipitates. The same effect can explain the greater decrease in hardness in the thermomechanically affected zones in both sides of processed layers. The hardness profile of a weld processed with tool E is shown in Fig. 14.

As processing was performed exactly at the weld toe, the width of the weld zone where there is loss of hardness is smaller than

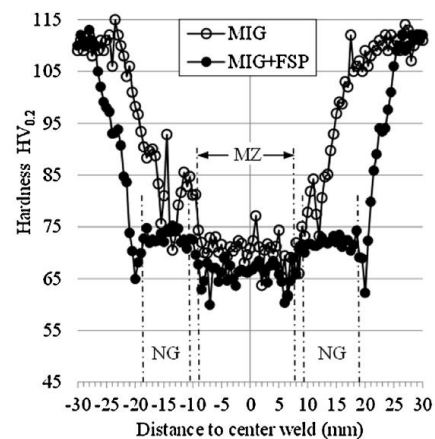


Fig. 13. Hardness profiles of unprocessed (MIG series) and processed (MIG+FSP series) welds with tool B, both on AA6082-T651.



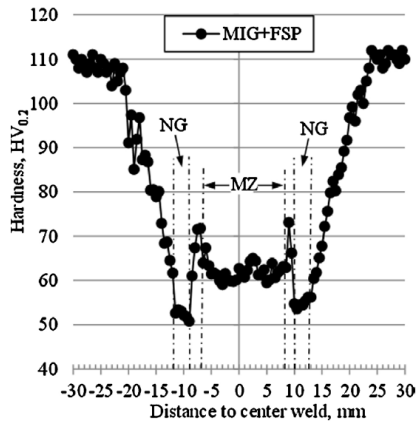


Fig. 14. Hardness profile of a processed (MIG+FSP series) weld with tool E, on AA 6082-T651.

in welds processed with tool B, but the loss of hardness is greater. This may also be caused by a higher ageing of welds, suggesting once more that tool E generates more heat than tool B. However, the greater proximity between the processed zones and MIG welds may also contribute to this effect, though this does not explain the reduced hardness of the stir zones.

3.4.2. AA 5083-H111

MIG welds performed on alloy 5083-H111 showed a small reduction in hardness, in the order of 15%, in the weld metal and heat affected zones when compared with the base material, as shown in Fig. 15.

Friction stir processing with tool D produced only a slight increase in hardness in stir zones, in the order of 10% of base metal, as illustrated in the same image, mainly due to grain refinement in those zones and plastic deformation in thermomechanically affected zones. This hardening is common for FS welds in this alloy, especially when it is in soft condition, as mentioned by Fuller and Mahoney (2006). A small softening can also be observed in heat affected zones of processed layers, due to annealing of the base material.

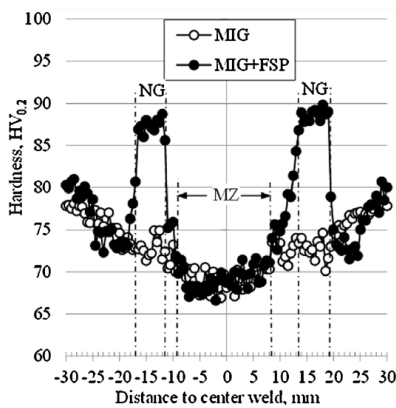


Fig. 15. Hardness profiles of unprocessed (MIG series) and processed (MIG+FSP series) welds with tool D, both on AA 5083-H111.

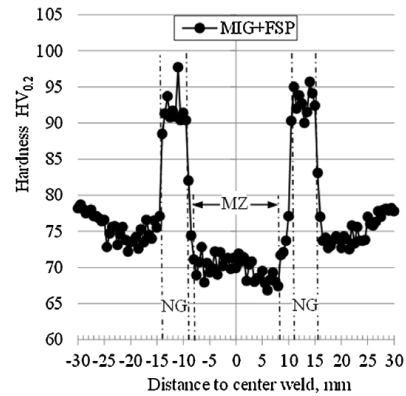


Fig. 16. Hardness profile of a processed (MIG+FSP series) weld with tool E, on AA 5083-H111.

The welds processed with tool E have a hardness profile similar to that achieved with tool D, see Fig. 16, but exhibit somewhat greater hardness in processed zones. This small increase in hardness is due to some residual plastic deformation caused by the tool shoulder, instead of larger grain refinement, because grain size is larger in stir zones processed by tool E. Furthermore there is another important difference between the effects of the two tools: tool D produces an increase in hardness at points some distance from the weld toe while tool E produces the increase in hardness exactly in the weld toe. Moreover, the heat affected zones, adjacent to the processed zones, are wider in the case of welds processed with tool E, which also confirms that more heat is generated by this tool.

3.5. Fatigue strength

The feasibility of friction stir processing of MIG fillet welds is therefore demonstrated although proof is lacking as to whether the processing has an effect in terms of the fatigue performance of welds. Fig. 17 presents the fatigue results for the processed and unprocessed welded specimen series and base material AA 6082-T651, plotting the nominal stress range against the number of cycles

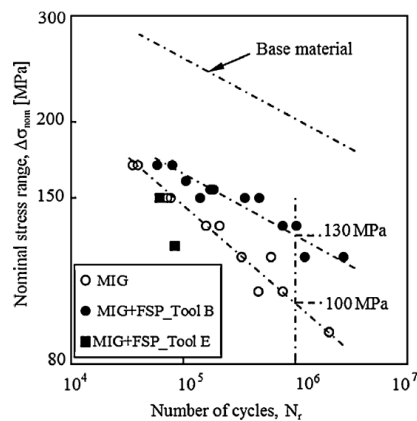


Fig. 17. Results of fatigue tests: nominal stress range versus number of cycles to failure for AA 6082-T651 and unprocessed and processed welds.

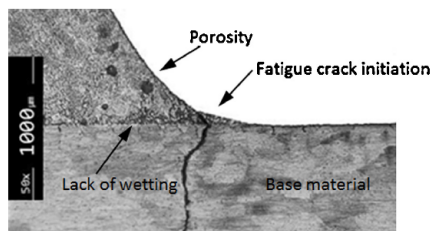


Fig. 18. Fatigue crack initiation site on a MIG weld.

to failure. MIG weld series have a substantial decrease in fatigue strength relative to the base material, because of the decrease in hardness and mechanical strength in the weld toe as well as the local stress concentration caused by the small curvature radius and other defects mentioned above. The effect of residual stress was not evaluated at this stage. The fatigue crack initiated at the toe for all welds, as illustrated in Fig. 18. Fig. 17 also shows that weld series processed with tool B have a significant increase in fatigue strength; for a life of  $10^6$  cycles fatigue strength increased from 100 MPa to 130 MPa. As demonstrated above, the increase in fatigue strength of MIG welds on AA 6082-T651 cannot be explained by the increase in mechanical strength, but by the microstructural change (grain refinement), the removal of previous defects (porosity and lack of wetting) as well as increased weld toe radius and better surface finish. Unlike the weld series processed with tool E, there is no increase in fatigue strength, and it may even be lower than the MIG series. The reason for this is related to the thickness reduction induced by the tool, as shown in Fig. 10.1. This reduction contributes in two ways to the reduction in fatigue strength: it increases the average stress and acts as a local stress concentrator. Besides the surface finish given by tool E is worse than that achieved with the tool B.

The effect of the MIG welding on AA 5083-H111 is identical to that observed in AA 6082-T651, a reduction in fatigue strength, as shown in Fig. 19. Processing of MIG weld with tool D also provided increased fatigue strength, for instance from 114 MPa to 149 MPa for a fatigue life of  $10^6$  cycles (see the same image). This increase is due not only to those factors mentioned above (removal of defects, grain refinement and improved toe geometry) but also to increased mechanical strength at the weld toe, as demonstrated by the hardness increase in Fig. 14. The processing with tool E of MIG welding on AA 5083-H111, as in AA 6082-T651, produces no increase in

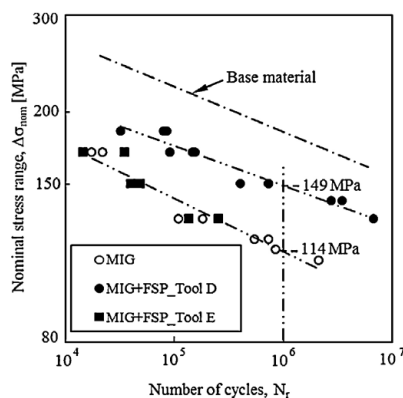


Fig. 19. Results of fatigue tests: nominal stress range versus number of cycles to failure for AA 5083-H111 and unprocessed and processed welds.

fatigue strength, suggesting that this tool geometry is not adequate or tool tilt angles during processing must be changed, in order to prevent thickness reduction.

#### 4. Conclusions

The following conclusions were drawn:

- The feasibility of friction-stir processing MIG T welds, using tools with concave shoulder geometry has been demonstrated.
- Tools with convex shoulder geometry allow the placement of the nugget on the MIG weld toe but cause weld defects such as cavities or reduction in plate thickness.
- Friction stir processing causes significant grain refinement in the nugget and removes defects, such as pores and lack of wetting, pre-existing in the MIG weld toe.
- Friction stir processing with concave shoulder tools increases the fatigue strength of MIG welds carried out either on AA 6082-T651 or AA 5083-H111.

#### Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding this study, Project n° PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia, under the project PEST-C/EME/UI0285/2013

This research is also sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade, under the project CENTRO-07-0224-FEDER-002001 (MT4MOBI)

The authors thank Thyssenkrupp Portugal – Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing heat treatments of friction stir processing tools developed.

#### References

- Biswas, P., Mandal, N.R., 2011. Effect of tool geometries on thermal history of FSW of AA1100. *Suppl. Weld. J.* 90, 129–136.
- Devinder, Y., Ranjit, B., 2012. Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of aluminium. *Mater. Sci. Eng. A* 539, 85–92.
- El-Danaf, E.A., El-Rayes, M.M., 2013. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions. *Mater. Des.* 46, 561–572.
- Els-Botes, A., Hattingh, D.G., Mjali, K.V., 2009. The effect of friction stir processing on the fatigue life of MIG-laser hybrid welded joints as compared to conventional FSW 6082-T6 aluminium joints. In: DeHosson, J.T.M. (Ed.), *Surface Effects and Contact Mechanics IX. Book Series: WIT Transactions on Engineering Sciences*, pp. 183–193, Brebbia, CA.
- Fuller, C.B., Mahoney, W.M., 2006. The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis. *Metall. Mater. Trans. A* 37A, 3605–3615.
- Karthikeyan, L., Senthilkumar, V.S., Balasubramanian, V., Natarajan, S., 2007. Mechanical property and microstructural changes during friction stir processing of cast aluminium 2285 alloy. *Mater. Des.* 48, 169–177.
- Kim, Y.G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., Nakata, K., 2006. Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 415, 250–254.
- Kirkhope, K.J., Bell, R., Caron, L., Basu, R.I., Ma, K.T., 1999. Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 2: Application to ship structures. *Mar. Struct.* 12, 477–496.
- Kumar, K., Kailas, S.V., 2008. The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Mater. Sci. Eng. A* 485, 367–374.
- Leal, R.M., Leitão, C., Loureiro, A., Rodrigues, D.M., Vilaça, P., 2008. Material Flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: effect of shoulder geometry. *Mater. Sci. Eng. A* 498, 384–391.
- Leitão, C., Leal, R.M., Rodrigues, D.M., Loureiro, A., Vilaça, P., 2009. Mechanical behaviour of similar and dissimilar AA5182-H111 and AA6016-T4 thin friction stir welds. *Mater. Des.* 30, 101–108.

- Leitão, C., Louro, R., Rodrigues, D.M., 2012. Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6. *Mater. Des.* 37, 402–409.
- Liu, X.S., Wang, P., Yan, Z.J., Wang, Q., Fang, H.Y., 2012. Geometric parameters optimization design for aluminium alloy welding joint based on increasing fatigue strength. Physical and numerical simulation of material processing VI, pts 1 and 2, Book series. *Mater. Sci. Forum* 704/705, 1106–1111.
- Lorrain, O., Favier, V., Zahrouni, H., Lawrjaniec, D., 2010. Understanding the material flow path of friction stir welding process using threaded tools. *J. Mater. Process. Technol.* 210, 603–609.
- Ma, Z.Y., 2008. Friction stir processing technology: a review. *Metall. Mater. Trans. A* 39A, 642–658.
- Mehta, M., Arora, A., De, A., DebRoy, T., 2011. Tool geometry for friction stir welding – optimum shoulder diameter. *Metall. Mater. Trans. A* 42, 2716–2722.
- Mishra, R.S., Ma, Z.Y., 2005. Friction stir welding and processing. *Mater. Sci. Eng. R* 50, 1–78.
- Moreira, P.M.G.P., de Figueiredo, M.A.V., de Castro, P.M.S.T., 2007. Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 48, 169–177.
- Nandan, R., DebRoy, T., Bhadeshia, H.K.D.H., 2008. Recent advances in friction-stir welding – process, weldment structure and properties. *Prog. Mater. Sci.* 53, 980–1023.
- Olea, C.A.W., Roldo, L., dos Santos, J.F., Strohaecker, T.R., 2007. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions. *Mater. Sci. Eng. A* 454/455, 52–62.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H.K.D.H., DebRoy, T., 2011. Review: friction stir welding tools. *Sci. Technol. Weld. Join.* 16 (4), 325–342.
- Ramalho, A., Ferreira, J.A.M., Branco, C.M., 2011. Fatigue behaviour of T welded joints rehabilitated by tungsten inert gas and plasma dressing. *Mater. Des.* 32, 4705–4713.
- Reynolds, A.P., 2008. Flow visualization and simulation in FSW. *Scr. Mater.* 58, 338–342.

## **4.2. Melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 6082-T651**

Como foi apresentado no subcapítulo anterior, as ferramentas A e B foram utilizadas no pós-processamento de juntas T para a liga de alumínio 6082-T651. Por comparação da Figura 5 (Apêndice II b)) com as Figuras 6 e 7 ((Apêndice II b)), conclui-se que a aplicação do PFL permitiu eliminar defeitos de soldadura, introduzindo uma fina camada de material processado com tamanho de grão diferente entre as duas ferramentas, sendo que, para a ferramenta A, o tamanho de grão médio foi de 13-6  $\mu\text{m}$  e, para a ferramenta B, verificou-se um tamanho de grão médio de 3-6  $\mu\text{m}$ . Não só a ferramenta B apresentou um tamanho de grão menor, mas também um acabamento superficial muito melhor do que a ferramenta A que apresentou um “serrilhado” que se veio a revelar prejudicial no comportamento à fadiga, como será abordado mais adiante. Por esta razão, a maioria dos resultados discutidos neste subcapítulo são apenas das juntas processadas pela ferramenta B.

Os resultados obtidos relativos à dureza são, de todo, semelhantes aos discutidos nos subcapítulos I a) e b). As propriedades mecânicas estáticas apresentam-se na Tabela 4 (Apêndice II b)) e foram obtidas através de ensaios de tração, onde foram utilizados dois tipos de extensômetros: mecânico e ótico. A Figura 9 (Apêndice II b)) apresenta os resultados obtidos para o material de base e para a série MIG apenas soldada (extensômetro mecânico) e para a zona crítica já processada (extensômetro ótico). Existe uma perda evidente de propriedades mecânicas estáticas, de ambas as séries (MIG e MIG+FSP) devido, essencialmente, à perda de dureza resultante da alteração de microestrutura da liga de alumínio 6082-T651 quando submetida a ciclos térmicos.

Com recurso a um extensômetro ótico, foi possível criar mapas de deformações da face lateral da amostra durante o carregamento estático e, assim, relacionar com as microdurezas obtidas - Figuras 10 para a série MIG (Apêndice II b)) e Figura 11 (Apêndice II b)) para a série MIG+FSP. Na Figura 10 é possível observar que as deformações se concentraram na ZAC que apresenta o pico de diminuição de durezas. Apesar da sua baixa dureza, não existe concentração de deformação na ZF, dada a quantidade de material do cordão que incrementa a secção transversal nesta zona. Este excedente de material restringe a deformação verificando-se, no entanto, um pequeno pico correspondente a alguma falta de



penetração na raiz do cordão. Quando se avança para zonas de maior dureza, vai diminuindo o nível de deformação plástica, pelo que o calor introduzido, que gerou a perda de dureza, tem um efeito limitado, a partir do centro, até  $\pm 22$  mm. Apesar da Figura 11 corresponder a uma série pós-processada (MIG+FSP), a informação que se pode retirar dela é semelhante à da Figura 10, com a diferença de que o processamento aumentou a área de baixas durezas, passando a ter uma ZTMA e ainda uma ZAC. Em qualquer um dos casos, a rutura ocorreu como seria de esperar, nas zonas de baixa dureza.

Foram realizados ensaios de fadiga para as juntas pós-processadas com a ferramenta B (MIG+FSP<sub>B</sub>) e sem processamento (MIG) para R=0 e R=0,4, enquanto que para a ferramenta A (MIG+FSP<sub>A</sub>) os ensaios foram realizados apenas com R=0. Na Figura 12 (Apêndice II b)) é possível analisar, em termos de gama de tensões nominais, os resultados obtidos para os ensaios para R=0. De um modo geral, pode afirmar-se que existiu uma perda de propriedades mecânicas dinâmicas de todas as séries relativamente ao material de base, devido à perda de dureza e, conseqüentemente a perda de propriedades mecânicas estáticas. Como já foi referido, a ferramenta A, apesar de ter modificado o pé do cordão de soldadura (eliminando defeitos de soldadura e aumentando o raio de curvatura do pé do cordão), gerou um mau acabamento superficial da zona processada, levando a uma redução da resistência à fadiga quando comparada com a série MIG, Figura 12. Isto significa que o acabamento superficial determinou a fraca performance à fadiga que foi obtida com esta ferramenta. Por outro lado, a série MIG+FSP<sub>B</sub> apresentou um bom acabamento superficial, assim como uma excelente melhoria do pé do cordão de soldadura. Deste modo, esta série manifestou uma optimização do comportamento à fadiga relativamente a séries apenas soldadas (MIG), melhoria essa que, em termos da gama de tensões nominal, foi de 30% para  $10^6$  de ciclos. Para R=0,4 também existiu uma melhoria da resistência de 35% para uma vida  $10^6$  de ciclos, como é possível ver na Figura 17 (Apêndice II b)). Analisando esta mesma figura, pode dizer-se que, como era expectável, todas as séries ensaiadas para R=0 têm uma melhor performance à fadiga do que as respetivas séries ensaiadas para R=0,4, e um claro efeito da tensão média, sendo este menor para R=0 do que para R=0,4.

A melhoria de resistência à fadiga por aplicação do PFL é devida a fatores já referidos anteriormente no subcapítulo 3.1: a eliminação de defeitos de soldadura, a melhoria microestrutural, a melhoria geométrica e/ou alteração favorável do estado de tensões residuais.

A melhoria geométrica pode ser contabilizada através da melhoria de  $k_f$  entre as séries processadas e não processadas, sendo esta de 11% devido à alteração de geometria do pé do cordão após o processamento (ferramenta B). Considerando o efeito da tensão média (através do critério SWT, Equação 8 do capítulo 2) e o efeito geométrico (através de  $k_f$ ) obteve-se a Figura 18 (Apêndice II b)) onde está representada a amplitude de tensão efetiva em função do número de ciclos. Como as curvas de fadiga para  $R=0$  e  $R=0,4$  se sobrepõem para ambas as séries MIG e MIG+FSP<sub>B</sub>, pode concluir-se que na zona do pé do cordão não existe um campo de tensões residuais, já que o critério SWT apenas contabiliza o efeito da tensão média resultante do carregamento externo. Com base na figura 18 é possível afirmar que a maior parte da melhoria da resistência à fadiga resultou da melhoria da microestrutura e eliminação de defeitos no pé do cordão, cerca de 23% para  $R=0$  e 25% para  $R=0,4$ .

A Figura 19 (Apêndice II b)) mostra os locais de iniciação e de propagação para as séries processadas e não processadas. Como era de prever, as fendas iniciaram-se na zona do pé do cordão, onde existe a tensão de maior valor, dada a concentração de tensões. Para o caso da Figura 19 a), correspondente à série apenas soldada (MIG), foi possível detetar defeitos de soldadura tais como: porosidades e faltas de molhagem, que contribuem para facilitar o aparecimento de fendas nessa zona. Estes defeitos estão ausentes no pé do cordão processado (Figura 19 b)), apesar da fenda se iniciar nesta zona crítica devido a concentração de tensões.

## APÊNDICE II b)

International Journal of Fatigue 61 (2014) 244–254



Contents lists available at ScienceDirect

International Journal of Fatigue

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/ijfatigue](http://www.elsevier.com/locate/ijfatigue)

## Fatigue life improvement of mig welded aluminium T-joints by friction stir processing

J.D.M. Costa<sup>a,\*</sup>, J.S. Jesus<sup>a</sup>, A. Loureiro<sup>a</sup>, J.A.M. Ferreira<sup>a</sup>, L.P. Borrego<sup>a,b</sup><sup>a</sup>CEMUC, Mechanical Engineering Department, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal<sup>b</sup>Instituto Politécnico de Coimbra, ISEC, Department of Mechanical Engineering, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal

## ARTICLE INFO

## Article history:

Received 13 August 2013

Received in revised form 4 November 2013

Accepted 8 November 2013

Available online 17 November 2013

## Keywords:

Fatigue strength

Friction stir processing

MIG welding

Aluminium alloy

## ABSTRACT

Friction stir processing (FSP) is an emerging metalworking technique that can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components. In this research the FSP was applied on Metal Inert Gas (MIG) T-fillet welds performed in 6082-T651 aluminium alloy plates of 6 mm thickness. FSP potential benefits were studied through microstructural analysis, hardness measurements, tensile strength and fatigue testing. Fatigue tests of unprocessed and processed MIG welded specimens were carried out under constant amplitude loading with stress ratios  $R = 0$  and  $R = 0.4$ . Tensile testing results show that MIG welding reduces significantly the base material mechanical strength of the. However the friction stir post-processing does not promote an additional reduction of the MIG welds hardness and mechanical strength. In contrast, an important improvement in fatigue strength was observed due to grain refinement of the microstructure, defects removal, such as porosity and lack of wetting, and stress concentration reduction due to the increased toe radius. The Smith, Watson and Topper (SWT) mean stress equation provided good correlation of fatigue data for the two stress ratios either for unprocessed or processed MIG welds.

© 2013 Elsevier Ltd. All rights reserved.

## 1. Introduction

Aluminium and its alloys are increasingly used for structural applications, particularly in aerospace, aeronautic, naval and automotive industries, due to their favourable characteristics, such as, lightweight, resistance to corrosion and high mechanical properties.

The most used techniques for joining different aluminium components are MIG and Tungsten Inert Gas (TIG) welding processes. However, these welding techniques can lead to different drawbacks as porosity, lack of wetting, hot cracking, strength reduction, distortion and residual stresses. The strength reduction, stress concentration and weld defects lead to global static and fatigue strength reduction in aluminium alloys welds in comparison with the base materials [1–4].

Some techniques have been applied to increase the fatigue behaviour of MIG or TIG welds such as shot peening, re-melting, hammering and blasting. Recently, a new technique called Friction stir processing (FSP) arose as an alternative for improving the fatigue behaviour of MIG welds. The FSP [5,6] is an adaptation of FSW, developed by the Welding Institute (TWI) [7]. In both techniques a non-consumable rotating tool, with or without shoulder and

profiled pin, penetrates in the components and advancing along a selected path, induces frictional heating and plastic deformation, thus producing recrystallized and refined microstructures. The final objective of FSP is the improvement of specific properties through the localized microstructure modification.

FSP has shown significant microstructural refinement and improved mechanical properties for both wrought aluminium alloys and cast microstructures [8–13]. Sharma et al. [8] reported an improvement in the fatigue stress threshold greater than 80% in the nugget of friction stir processing samples of a cast A356 alloy. This behaviour was achieved taking advantage of the microstructural refinement, elimination of casting defects and the breakup and uniform distribution of Si particles in the aluminium matrix. Cavaliere [9] also obtained a large increase in the fatigue properties of a FSP Zr-modified 2014 aluminium alloy in comparison with the base metal, due to the very fine and stable recrystallized microstructure which resulted from the friction stir processing.

There are only few works concerning the potential benefits provided by the use of the FSP to modify and improve the microstructure and relevant properties of fusion welded aluminium alloys, particularly the fatigue strength. Mjalli [10] analysed the effect of FSP on the mechanical and microstructural properties of the MIG-Laser Hybrid (MLH) welded aluminium alloy 6082-T6. In this analysis the mechanical properties of MIG-Laser hybrid welds

\* Corresponding author.

E-mail addresses: [jose.domingos@dem.uc.pt](mailto:jose.domingos@dem.uc.pt) (J.D.M. Costa), [borrego@isec.pt](mailto:borrego@isec.pt) (L.P. Borrego).

post-processed by Friction Stir, MLH welds and Friction Stir welds were compared. He found that the fatigue life of MLH welds is improved FSP and that the as welded specimens had the lowest fatigue life when compared to FSP and FSW welds. This fatigue life improvement was explained by the refinement of the dendritic structure formed by the melting of the weld metal and by the removal of microvoids provided by FSP. In the work of Fuller and Mahoney [11] the FSP was locally used to modify the microstructure and thus the mechanical properties of 5083-H321/5356 aluminium gas metal arc welds (GMAWs). FSP produced an increase of 30% of fatigue resistance for a fatigue life of  $10^7$  cycles during four-point bending fatigue tests due to grain-size strengthening (grain refinement), precipitate strengthening (due to breakup and formation of a higher volume fraction of precipitates) and near surface defects removal. Most studies about FSP have focused on aluminium alloys. However, Sterling [12] used FSP to locally process regions of arc weldments in 304L stainless steel in order to improve the microstructure and mechanical performance. He obtained an improvement of the mechanical properties of FSP weldments in relation with as-welded arc welds. FSP resulted in an increase of 6% for both yield and ultimate strength due to the replacement of the cast microstructure and coarse delta-ferrite by a fine-grained equiaxed microstructure throughout the stirred zone. Likewise an increase of 36% was achieved in elongation.

The mechanical properties and fatigue strength of MIG butt welds with and without reinforcement, performed on 6082-T651 alloy plates were also analysed by some of the authors of this article in a previous work [13]. MIG welds were post-processed by FSP and the potential improvement of mechanical behaviour was studied using tensile and fatigue tests. Microstructure analysis, hardness measurement and residual stress measurement were also performed both on unprocessed and processed MIG welds. Fatigue tests were carried out under constant amplitude loading with the stress ratio  $R$  set to 0. It was concluded that friction stir processing increases the fatigue strength of MIG welds, due to geometry modification in the weld toe, reduction of weld defects and grain refinement of the microstructure. Moreover, a similar reduction of hardness and mechanical strength of both unprocessed and processed MIG welds in comparison with base material (BM) was also observed. However, but T joints in aluminium alloys can be directly welded by Friction Stir Welding with similar fatigue strength but at a lower cost. On other hand, T-joints are more difficult to have by friction stir welding and their fatigue strength is highly reduced due to stress concentration at the weld details. Therefore, the main goal of this study is the improvement of the fatigue strength of MIG T-fillet welds post-processed by the FSP technique. This improvement is expected to be achieved through the grain refinement of the microstructure, defects removal (such as porosity and lack of wetting), and the increase of the toe radius. Moreover, other properties intrinsically tied to fatigue strength, such as hardness, yield stress and tensile strength will also be analysed.

## 2. Experimental details

### 2.1. Base material

The aluminium alloy 6082-T651 in 6 mm thick laminated plates was used in this research. This alloy was solution heat treated at 530–550 °C and then quenched to room temperature. The T6

**Table 1**  
Chemical composition of AA6082-T651 aluminium alloy (wt.%) [14,15].

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Other
1.05	0.8	0.68	0.26	0.01	0.04	0.02	0.01	0.05

condition is obtained through artificial ageing at a temperature in the range of 170–200 °C. The nominal chemical composition of the alloy is given in Table 1 [14,15] and the mechanical properties of the plates, evaluated in a previous study [3], are shown in Table 2.

### 2.2. MIG welding

MIG welds were performed in flat position using a SAFMIG TRI 480 welding machine, with a weld torch mounted on an automatic running tracking car with the plates rigidly fixed in a steel table in order to reduce the distortion. The AWS A5.10-80:ER 5356 of 1.2 mm diameter and pure argon were used as filler metal and shield gas, respectively. The joint preparation and welding parameters used are shown in Fig. 1 and Table 3, respectively.

T-welded joints were made by joining two plates with dimensions of  $330 \times 160 \times 6$  and  $330 \times 25 \times 6$  mm. The welding was carried out perpendicularly to the rolling direction of the base material. One weld bead was deposited in each side. The root of the first weld bead was cleaned using a gridding disc of 3 mm thick before the deposition of the second weld bead.

### 2.3. Post-processing of MIG welds

The friction stir post-processing of MIG welds was performed in a Cincinnati milling machine, clamping the welded plates to a steel table. The milling machine enables controlling the tool rotation speed and table feed rate, but not the tool axial load.

Fig. 2 illustrates the geometry of the non-consumable tools used for post-processing MIG welded plates. In order to analyse the influence of the geometry of the tool two radius of curvature in the edge of the shoulder were adopted  $\rho = 0.5$  and  $\rho = 2.3$  mm, respectively for tools A and B.

During friction stir processing of the MIG plates, the tool was aligned with the weld, with the pin moved away at some distance from the weld toe so that the truncated cone, with an angle equal to 45°, keeps interfering with the adjacent weld in about 0.5 mm, as shown in Fig. 3. Both sides of MIG welded plates were post-processed, with the tool advancing side interfering with the weld. The burr produced by the FSP in the retreating side was removed by machining. For the tool B the post-processing creates a new weld toe with an improved radius of about 2.3 mm, while with tool A the new post-processed toe presented a radius of curvature ranging only between 0.35 and 0.95 mm.

The used FSP parameters were the following: tool rotating speed of 1500 rpm, 240 mm/min of feed rate and a tilt angle of 2.5°. Due to the finite stiffness of the Cincinnati milling machine, the apparent depth of pin penetration was set to 3.4 mm in order to obtain an actual depth of 3 mm. A more detailed procedure description can be found elsewhere. [13].

Cross-sectioning of the welds, in planes perpendicular to the welding direction, was performed for metallographic analysis in order to identify the different weld zones, as well as the presence of MIG welding defects, such as porosity and lack of wetting, and FSP defects such as tunnels. MIG and MIG + FSP (the nomenclature MIG applies to the MIG welds, while the nomenclature MIG + FSP applies to the MIG welds and post-processed by FSP) samples of  $8 \times 40 \times 6$  mm were cut perpendicularly to the weld beads and prepared according to standard metallographic practice ASTM E3-11 [16] and etched with modified Poultoñs reagent. Detailed

**Table 2**  
Mechanical properties of AA6082-T6 aluminium alloy [3].

Tensile strength, $\sigma_{uts}$ (MPa)	330
Yield strength, $\sigma_{ys}$ (MPa)	307
Elongation, $\epsilon_r$ (%)	10
Hardness, $Hv_{0.2}$	115



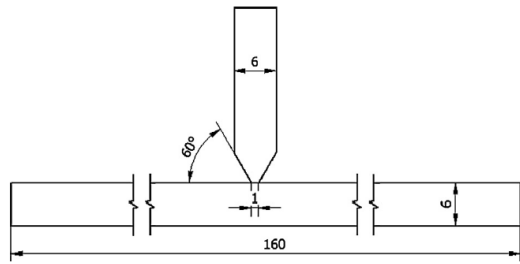


Fig. 1. Joint preparation (dimensions in mm).

Table 3  
Parameters used in MIG welding.

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Torch distance (mm)
252	23.6	50	15

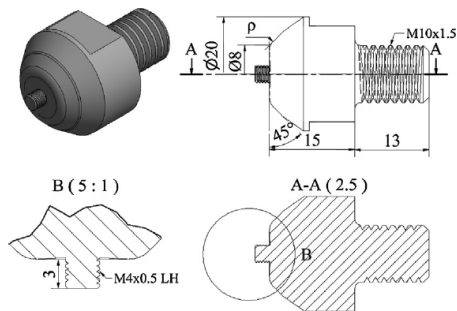


Fig. 2. Geometry of the tool used for post-processing MIG welded plates (dimensions in mm).

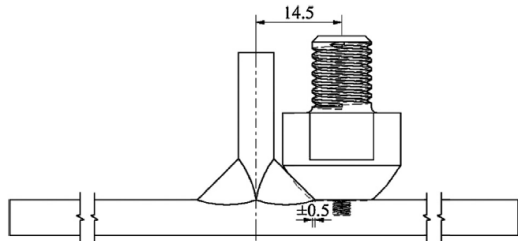


Fig. 3. Schematic representation of weld/tool relative position during processing (dimensions in mm).

images of MIG weld microstructures were obtained in the base material and weld toe, while in friction stir post-processed welds the images were captured at the weld toe and in the nugget zone.

Vickers hardness measurements were performed according to ASTM E384–11e1 standard [17] using a Struers Duramin hardness tester with 0.2 kg load for 15 s. The distance between indentations was 0.5 mm along a line at 0.5 mm from the plate surface.

#### 2.4. Tensile strength-testing and fatigue testing

Fig. 4a shows the geometry of specimens that were removed from both welded plates and welded and post-processed plates,

transversely to the welding direction, for tensile and fatigue testing. Tensile and fatigue specimens were also removed from base material plates and machined according to the geometry shown in Fig. 4b.

Tensile test were carried out at room temperature in a 100 kN Instron mechanical tensile/compression testing machine, model 4206, using a testing speed of 2 mm/min. The global strain was evaluated using a 50 mm gauge length clip-on extensometer. At least three tests were performed for each condition. Tensile tests, using an Aramis 3D 5M optical system (GOM GmbH), were also carried out in order to obtain the local monotonic stress–strain curves of the several microstructures present along the welded specimens. With the aim of reducing the dispersion of the local strain values, as determined by digital image correlation (DIC), an average of the measured values was calculated in a square area of  $3 \times 3 \text{ mm}^2$ , representative of the microstructure site. Before testing, the specimens were prepared by applying a random black speckle pattern, over the previously mat white painted surface of welded specimens, in order to enable data acquisition by DIC. It is important to notice that it is crucial to obtain the stress–strain curve of the microstructure near the weld toe of both unprocessed and processed MIG welds, in order to estimate the mean stress relaxation that is expected to occur during the fatigue tests when the maximum local stress at the weld toe exceeds the material yield stress at that region. Strain values determined by DIC near the upper surface of the welded specimens, i.e., close to the weld toe, will be also plotted against the distance to weld centre for several levels of applied load during the tensile test, with the purpose of revealing the different strength and ductility of base material and weld sub-zones.

The fatigue tests were carried out in tension at room temperature using a 100 kN capacity Instron hydraulic machine, loading the specimens perpendicularly to the weld bead direction, i.e., in the base material rolling direction. A constant amplitude sinusoidal load wave was applied with a frequency within the range 20–30 Hz, stress ratios of  $R = 0$  and  $R = 0.4$  and stress ranges between 80 and 170 MPa. Four fatigue testing series were analysed: base material (BM), MIG welds (MIG), friction stir post-processed MIG welds using tool A (MIG + FSP<sub>A</sub>) and friction stir post-processed MIG welds using tool B (MIG + FSP<sub>B</sub>). Only the MIG and MIG + FSP<sub>B</sub> specimen series were tested under the  $R = 0.4$  stress ratio. The results of fatigue tests will be presented as  $S-N$  curves, plotting the stress range against the number of cycles to failure. In order to calculate the theoretical concentration factor,  $k_t$ , of welded and post-processed welded specimens, the weld geometry parameters were measured using a Mitutoyo PJ-3000 profile projector. A statistical analysis, using a Gauss distribution, was also performed to estimate the average and the coefficient of variation of the scatter range of both weld angle and weld toe radius.

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Metallographic analysis

Fig. 5 presents the most important zones of unprocessed MIG welds while Figs. 6 and 7 present the metallographic structures of MIG + FSP series processed with tools A and B, respectively.

The base material presents “pancake type” grains, as shown in Fig. 5a, with an average grain size of 135–150  $\mu\text{m}$  and 80–90  $\mu\text{m}$  on rolling and thickness directions, respectively, measured by the Heyn linear intercept procedure ASTM E112–12 standard [18]. The toe of MIG welds is illustrated in Fig. 5b, where the defects mentioned above (porosity and lack of wetting) can be clearly observed. Although the porosity of the weld was reduced, there is often the formation of small lack of fusion at the weld toe.

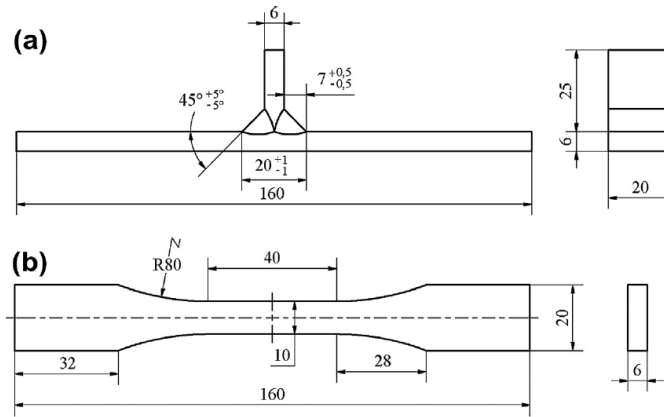


Fig. 4. Geometry of tensile and fatigue specimens (dimensions in mm): (a) welded specimens; and (b) base material specimens.

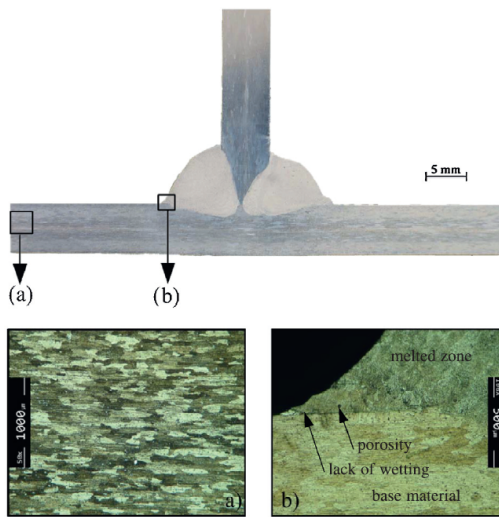


Fig. 5. Metallographic analysis of MIG welds: (a) base material and (b) toe of weld.

The metallographic structures of MIG + FSP series are illustrated in Figs. 6 and 7, for welds processed with tools A and B, respectively. It can be observed that the weld defects were removed in post-processed toes by comparing Figs. 6b and 7b with Fig. 5b.

Furthermore, a thin refined layer is visible in the toe of both processed regions as shown in Figs. 6b and 7b. The grain size of the microstructure in these regions is very thin, about 3–6 μm, as shown in Fig. 7c. The nugget of processed regions, see Fig. 7a, also have a large grain refinement, with grain size of 4–6 μm, obviously much smaller than the grain size of the base material.

Fig. 6b also shows that the weld toe processed with tool A has poor surface finish, a very rough surface, as well as a low radius of curvature of about 0.35 mm given by the edge of the tool shoulder. Both geometric details increase the local stresses and therefore are detrimental in terms of fatigue resistance by facilitating the crack initiation phase. In opposition, the tool B provides a good surface finish and significantly increased the radius of curvature of the weld toe to a value of about 2.3 mm, as can be seen in Fig. 7b.

### 3.2. Hardness

Hardness profiles of the welds measured in the cross section, before and after FSP, are shown in Fig. 8. The base material presents a hardness of about 110 HV<sub>0.2</sub>. Besides, all the welds, display a significant decrease of hardness in the melted (MZ) and heat affected zone (HAZ), as well as in thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and nugget (N), for processed welds. The hardness decrease in these zones is caused by the dissolution and coarsening of strengthening precipitates, as mentioned elsewhere [19]. Fig. 8 shows that the hardness of the melted zone (distance to weld centre between -9 and +9 mm), typically ranged between 65 and 75 HV<sub>0.2</sub>. The hardness peaks observed in the melted region of MIG welds are produced by some re-precipitation that occurs during weld cooling.

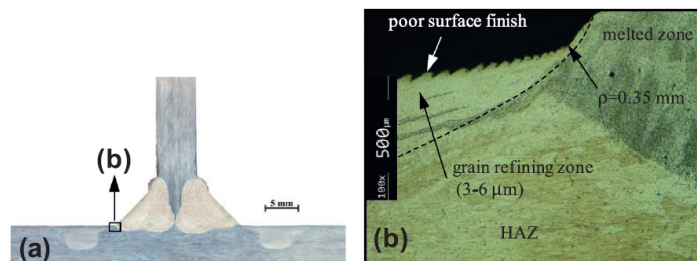


Fig. 6. Cross section metallographic analysis of a post processed MIG weld using tool A (ρ = 0.5 mm): (a) panoramic view and (b) post-processed weld toe.

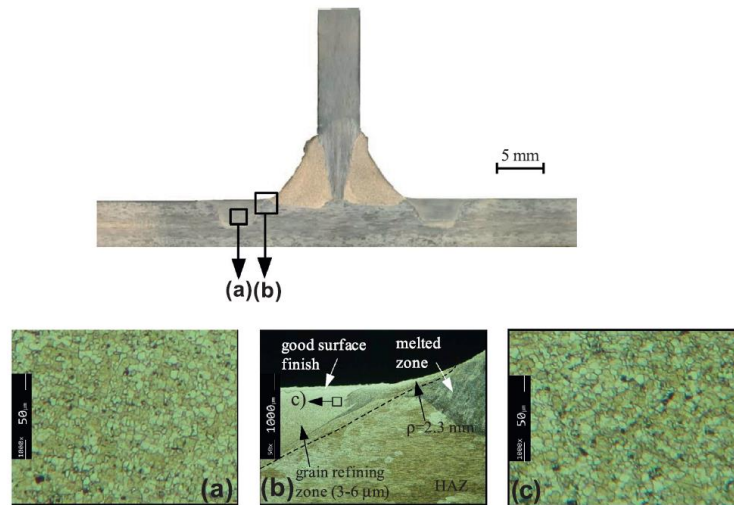


Fig. 7. Cross section metallographic analysis of a post processed MIG weld using tool B ( $\rho = 2.3$  mm): (a) nugget zone; (b) toe of a post-processed weld; and (c) refined zone at weld toe.

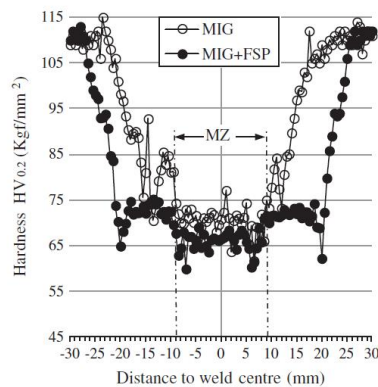


Fig. 8. Hardness profiles of unprocessed (MIG series) and processed (MIG + FSP series) welds.

The post-processing does not alter the hardness of MIG welds significantly, because for this aluminium alloy the main mechanism of hardening is not the grain refinement or the plastic deformation, but the presence of hardening precipitates in the microstructure, already dissolved by MIG welding. However, the aforementioned hardness peaks were removed due to the dilution of the reprecipitation during FSP. The lowest values of hardness in the image are given by coarsening of strengthening precipitates in HAZs of processed seams.

Post-processing was performed in the MIG weld leg of either side, as shown in Figs. 6 and 7, producing dissolution and coarsening of precipitates in a wider band. Therefore, the regions showing loss of hardness are wider (distance to weld centre between  $-20$  and  $+20$  mm), in friction stir post-processed welds than in MIG welds.

### 3.3. Tensile strength

Table 4 presents the results of tensile tests of both unprocessed and processed welds. The values indicated in the table represent

average results. Both types of welds (unprocessed and processed) displayed yield and tensile strengths lower than the base material. The weld efficiency is also shown in the table. The weld efficiency is currently described as the relationship between the yield or ultimate tensile strengths of the welds and the base material. All the welded specimens, unprocessed and processed, were in the undermatch condition, which means they presented weld efficiency lower than the unit, due to softening of the welds produced by the dissolution or coarsening of precipitates, mentioned already. If the weld efficiency is defined in terms of yield stress, the efficiency of that welds does not exceed 0.5 for both MIG welds and post-processed welds.

Fig. 9 shows both the stress–strain curves for the base material using the conventional strain extensometer and the stress–strain curves for the microstructures close to the weld toe of unprocessed and processed MIG welds using the ARAMIS strain measurement equipment. The coefficient  $K$  and exponent  $n$  of the Ramberg–Osgood equation were obtained by fitting the first part of the monotonic stress–strain curve (up to 3% of total strain) using the least-squares method. The image reveals a significant softening of the material in the region close the weld toe as well as some increase in ductility for processed welds.

Due to stress concentration at the weld toe the maximum applied load during some fatigue tests produce local plastic strain of HAZ or TMHAZ microstructures, especially for tests carried out under the stress ratio  $R = 0.4$ . Therefore, the stress–strain curve of the microstructures near the weld toe will be used to calculate the effective mean stress acting during the fatigue tests.

MIG welded specimens suffered a reduction of elongation at maximum load, due to the local reduction of mechanical strength which leads to the concentration of plastic deformation in the weakest zones, i.e., the HAZ. MIG + FSP series present higher elongation at maximum load when compared with MIG series. This can be explained by the larger width of the softened zone, as shown in Fig. 8.

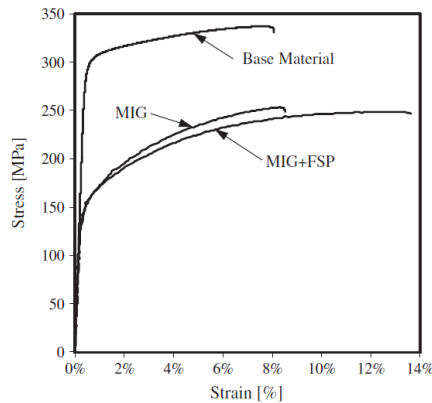
Fig. 10 shows the distribution of the longitudinal local strain determined by DIC against the distance to the centre of the weld, along a dashed line 0.25 mm below the top surface of a MIG welded specimen tested in tension. These profiles were calculated



**Table 4**  
Tensile testing results.

Series	$\sigma_{YS}$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	$\epsilon_{max}$ (-)	K (MPa)	n (-)	Weld efficiency
BM	300	338	0.08	335	0.026	–
MIG	150	254	0.09	302	0.111	0.50
MIG + FSP <sub>B</sub>	150	249	0.13	299	0.11	0.50

$\sigma_{ys}$  – Yield stress;  $\sigma_{UTS}$  – Tensile strength;  $\epsilon_{max}$  – Strain at maximum load; coefficient K and exponent n of Ramberg–Osgood equation.



**Fig. 9.** Monotonic stress–strain curves for the base material and region near weld toe of processed (using tool B) and unprocessed MIG welds.

for two levels of the nominal stress:  $\sigma = 230$  MPa and the ultimate tensile stress (253.5 MPa), plotting the data captured by the ARAMIS strain measurement equipment.

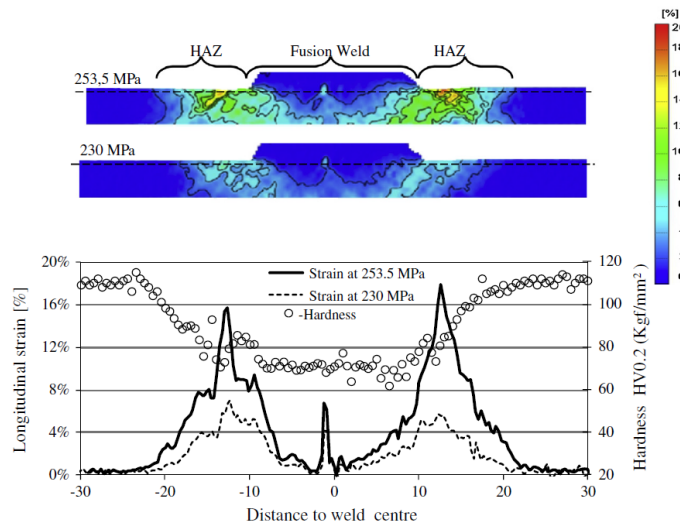
Fig. 10 shows the soft regions on both sides of the weldment, where the maximum strains occur. The plastic deformation concentrates more in the right HAZ due to its lower hardness. Regions close to the weld seam suffered higher temperatures, which produced a complete solution treatment. The regions located further away from the weld seam were less affected by heat, but suffered some aging process, which led to hardness decrease

relatively to the base material. Regions with a distance above 22 mm from the weld centre were not affected by the welding process maintaining the original hardness and strength. Consequently, these regions are maintained in the elastic regime, below its yield stress, throughout the test. The region below the weld seam presents lower strains due to the lower stresses acting in this reinforced zone. The higher strain zone that can be seen close the root of the welds is attributed to a lack of penetration that occurred in the welded plate from which this specimen was extracted. In general, it can be observed that the strain profile follows an inverse pattern of the hardness profile, see Fig. 10, with exception of the reinforced welded zone at the centre of the specimen, where the resistant section is higher. Colour images displayed on the top of this figure illustrate precisely strain maps corresponding to nominal stresses of 253.5 and 230 MPa. The colour code of strain is shown on the right image. These images confirm the observations made above, this means that the largest deformations are concentrated in the HAZs, at the toe of welds.

Fig. 11 shows profiles of the longitudinal strain calculated along a dashed line 0.25 mm below the top surface of a post-processed MIG welded specimen tested in tension. These profiles were calculated for two levels of the nominal stress:  $\sigma = 229$  MPa and the ultimate tensile stress of 244 MPa. Information given in this image is similar to that in Fig. 10. The level of strain at maximum load in the HAZ comparatively the HA and then processed zone is quite similar, although the area of the last one is significantly larger than the area affected only by the MIG process.

3.4. Fatigue strength

The fatigue strength of unprocessed and post-processed MIG welded specimens obtained for  $R = 0$  are plotted in Fig. 12, as the



**Fig. 10.** Calculated longitudinal strain component along the dashed line for two levels of the nominal stress for a MIG T-fillet weld.



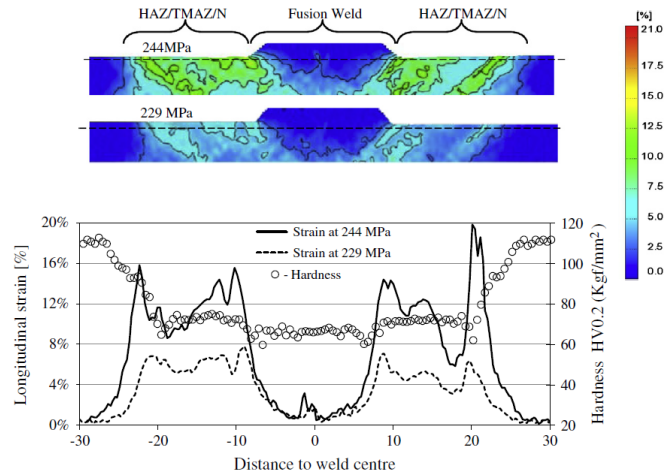


Fig. 11. Calculated longitudinal strain component along the dashed line for two levels of the nominal stress for a post-processed MIG T-fillet weld.

nominal stress range,  $\Delta\sigma_{nom}$ , against the number of cycles to failure,  $N_f$  (S–N Wohler curves). The fatigue data for the base material using specimens tested under a stress ratio  $R = 0$  were also superimposed for comparison.

Fig. 12 shows a significant fatigue strength decrease of all welded specimens in comparison to the base material, which can be explained by both the decrease in mechanical strength and the notch effect due to the stress concentration at the weld toe. However, the friction stir processing of the MIG welds with tool B (MIG + FSP<sub>B</sub>) promotes an important fatigue strength increase while specimens processed with tool A show fatigue strength similar to the MIG welds. The S–N curve of MIG + FSP<sub>A</sub> series is clearly above the S–N curve of the MIG series, especially for long lives. The favourable effect of FSP using tool B increases the fatigue strength at  $10^6$  cycles in approximately 30% relatively to unprocessed MIG welds.

To evaluate the influence of geometry on the fatigue life, the Brennan et al. equation (Eq. (1)) for full penetration T joint [20] and Neuber equation (Eq. (2)) [21], will be used to determine the theoretical,  $k_t$ , and fatigue,  $k_f$ , concentration factors of the welded specimens:

$$k_t = 1.03 + 0.27\theta^{0.22} \times \left(\frac{\rho}{t}\right)^{-0.47} \times \left(\frac{s}{t}\right)^{0.18} \quad (1)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \sqrt{a}} \quad (2)$$

where according to Fig. 13,  $\theta$  is the weld angle,  $\rho$  is the weld toe radius of curvature,  $t$  the thickness and  $s$  the distance toe-to-toe.  $k_t$  and  $k_f$  are the theoretical and fatigue stress concentration factors of the welded specimens, respectively. The Neuber material constant is  $\sqrt{a} = 0.766 \text{ mm}^{0.5}$  for aluminium alloys, considering the ultimate tensile stress at the crack initiation site between 249–254 MPa (see Table 4) [21].

The toe radius distributions are plotted in Fig. 14, where the probability of cumulative frequency is represented against the toe radius,  $\rho$ , for the three fatigue specimen series. The data collected from MIG series specimens shows that the toe radius for 50% of probability,  $\rho_{50\%}$ , is 0.56 mm and the coefficient of variation of the scatter range of  $\rho$  is 0.53. For the post-processed MG + FSP<sub>A</sub> and MG + FSP<sub>B</sub> series, the toe radius for 50% of probability is  $\rho_{50\%} = 0.66$  and 2.26, respectively, with a coefficient of variation

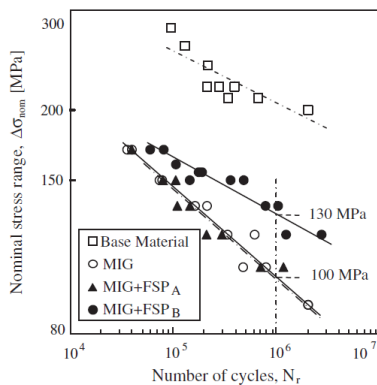


Fig. 12. Results of fatigue tests for stress ratio  $R = 0$ .

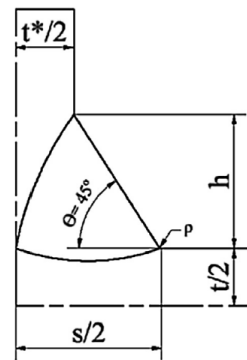


Fig. 13. Variables used in the calculation of  $k_t$  for a full penetration T joint [20].

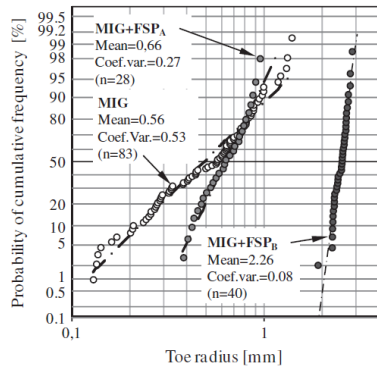


Fig. 14. Toe radius distributions for unprocessed MIG series and processed series with tools A and B.

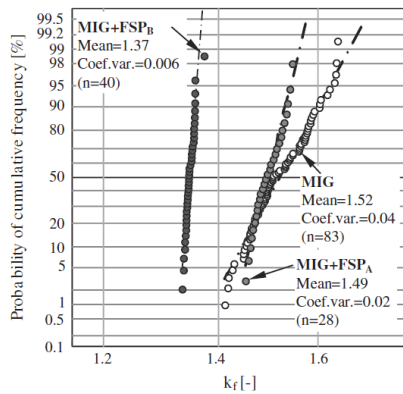


Fig. 15. Fatigue concentration-factor distributions for unprocessed MIG series and processed series with tools A and B.

of the scatter range of  $\rho$  value of 0.27 and 0.08, respectively. An average angle of  $48^\circ$  was obtained for MIG seam welds, while for the post-processed MIG + FSPA and MIG + FSPB series a weld angle of  $45^\circ$  was imposed by the tool geometry.

The distributions of the fatigue concentration factor,  $k_f$ , calculated with Eq. (2), are plotted in Fig. 15, where the probability of cumulative frequency is represented against of the fatigue concentration factor,  $k_f$ , for both unprocessed and processed fatigue specimen series.

The data collected from MIG series specimens shows that  $k_f$  for 50% of probability,  $k_{f50\%}$ , is 1.52 and the coefficient of variation of the scatter range of  $\rho$  is 0.04. For the post-processed MIG + FSPA and MIG + FSPB series,  $k_f$  for 50% of probability is  $k_{f50\%} = 1.49$  and 1.37, respectively, with a coefficient of variation of the scatter range of  $k_f$  value of 0.02 and 0.006, respectively. It is important to notice that  $k_f$  values are much more close than  $k_f$  for the three series and that the coefficient of variation for processed series is very low, especially for the MIG + FSPB series, which is consequence of the low value of the notch sensibility of the softened near weld toe microstructures. Therefore the use of the average value of the radius of curvature does not introduce a significant error in fatigue life estimations. Table 5 summarizes the average values calculated for  $k_f$  and  $k_f$  factors for MIG and MIG + FSP series.

Taking into account the data listed in Table 5, the results of Fig. 12 can be now better analysed. The fatigue strength increase

Table 5  
Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Radius, $\rho$ (mm)	$k_{f1}$	$k_{f2}$
MIG	0.56	2.14	1.52
MIG + FSPA	0.66	1.98	1.49
MIG + FSPB	2.26	1.56	1.37

of 30% induced by the friction stir processing for the MIG + FSPB series is partially related to the geometry modification, mainly due to the toe radius increase from 0.56 to 2.26 mm, which promotes a decrease of the fatigue concentration factor of about 10%. In the case of the MIG + FSPA series the low toe radius of approximately 0.66 mm and overall the serrated profile of the specimen surface near the toe promoted by tool A during friction stir processing, as clearly illustrated in Fig. 6b, facilitates early fatigue crack initiation. This justifies that the post-processed MIG + FSPA series failures to improve the fatigue resistance relatively to the unprocessed MIG welded specimens. Therefore, in this work the further fatigue testing programme was limited to the comparison of MIG + FSPB and MIG series, for two stress ratios:  $R = 0$  and  $R = 0.4$ .

Fig. 16 compares the fatigue results obtained for unprocessed and processed MIG welded specimens under the stress ratio  $R = 0$ , representing the nominal stress range against the number of cycles to failure. Fatigue results were statistically analysed accordingly to the ASTM E739-10 standard [22]. The observed scatter for the two specimen series is low, which can be attributed to the high repeatability of both welding and friction stir processes. The stress standard deviation for MIG and MIG + FSPB series was similar, 0.016 and 0.017, respectively. The live standard deviation was higher for MIG + FSPB than for MIG series, 0.16 and 0.11, respectively, due to the lower slope of the S-N curve observed in the case of the MIG + FSPB series. The higher fatigue resistance of the MIG + FSPB series and the lower slope of the S-N curve in comparison with the MIG S-N curve is a consequence of the higher number of cycles elapsed during the fatigue crack initiation period. Even in the case of the MIG series, the S-N exponent  $m$  is significantly higher ( $m = 6.2$ ) than the value  $m = 3$  used in standard codes for the S-N fatigue design curves [23,24]. This might be attributed to the low thickness of the welded specimens (6 mm) used in the tests, which limits the number of cycles spent during fatigue crack propagation and eventually a low level of residual stresses at the weld toe. The great influence of mean stress on the fatigue strength, that will be observed later on, also corroborates this statement.

Fig. 17 presents the fatigue strength of MIG and MIG + FSPB welded specimens series as the nominal stress range,  $\Delta\sigma_{nom}$ ,

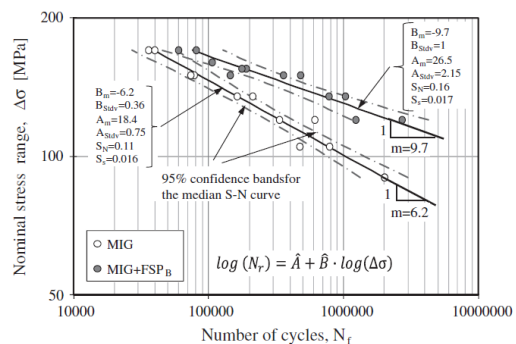


Fig. 16. Wohler curves for unprocessed and processed MIG full penetration T joints.  $R = 0$ .

against the number of cycles to failure,  $N_f$  for  $R = 0$  and  $R = 0.4$ . The  $S-N$  curve obtained for the base material, tested under a stress ratio  $R = 0$ , was also superimposed for comparison. The friction stir processing of the MIG welds using tool B, MIG + FSP<sub>B</sub>, promotes an important fatigue resistance increase for both stress ratios in comparison with unprocessed MIG series. For  $R = 0$  the favourable effect of FSP increases the fatigue strength at  $10^6$  cycles relatively to unprocessed MIG welds from 100 MPa to 130 MPa (approximately 30%). For  $R = 0.4$  the increase of fatigue resistance at  $10^6$  - cycles was of about 35%, increasing the nominal stress range from 81 to 109 MPa.

As expected, a significant influence of the mean stress was observed, i.e., for the same stress range, specimens tested at  $R = 0$  present higher fatigue lives than specimens tested at  $R = 0.4$  for both unprocessed and post-processed MIG welded specimens. Therefore, the assumption of no mean stress effect assumed in design codes, based in the presence of high residual stresses close to the yield stress seems not to be adequate for the specimens series analysed in this work. For low residual stress values the effective mean stress calculated as the sum of the applied mean stress and the residual stress will be below the yield stress, particularly in the long life regime, which is more important to the integrity analysis of engineering structures. In such conditions a change of the stress ratio will cause a variation of the fatigue life due to the well accepted mean stress effect. Although, in the present work residual stresses were not measured, the influence of the stress ratio observed for  $R = 0$  and  $R = 0.4$  indicates that the residual stresses existent during the fatigue tests must be low enough to promote different effective maximum stresses under both stress ratios, for the same stress range. Besides, the samples tested transversely should have small residual stresses because of their small size ( $160 \times 15 \times 6$  mm).

The maximum pseudo elastic local stress during the first fatigue cycle can be estimated by Eq. (3)

$$\sigma_{\max} = k_t S_{\max} \tag{3}$$

Taking into account the values of  $S_{\max}$  applied during fatigue tests (see Fig. 17) and the values of  $k_t$  listed in Table 5, the values calculated for  $\sigma_{\max}$  using Eq. 3 will be greater than yield stress of the HAZ or TMSHAZ microstructures close to the weld toe, especially for the case of the tests performed under the stress ratio  $R = 0.4$ . In these conditions some stress relaxation is expected to occur at both MIG weld toes and notch roots of post-processed MIG welded specimens, reducing the local stress ratio  $R_{\text{eff}} < R_{\text{nom}}$ .

Using the strain energy density approach proposed by Glinka [25], the maximum stress at the notch root can be estimated for the first cycle by Eq. (4).

$$\frac{(k_t S_{\max})^2}{E} = \frac{(\sigma_{\max})^2}{E} + \frac{2\sigma_{\max}}{n+1} \left(\frac{\sigma_{\max}}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{4}$$

and assuming the Ramberg–Osgood monotonic stress–strain relationship, Eq. (5)

$$\epsilon_{\max} = \frac{\sigma_{\max}}{E} + \left(\frac{\sigma_{\max}}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{5}$$

where  $K$  and  $n$  are the monotonic hardening coefficient and exponent, respectively, for the microstructures near the weld toe of the unprocessed and processed MIG welds, listed in Table 4, the notch peak stress amplitude can be estimated by Eq. (6),

$$\sigma_a = k_t \frac{\Delta S}{2} \tag{6}$$

because the pseudo elastic local strain range  $kt\Delta S$  does not exceed  $2\sigma_y$  in none of the fatigue tests. To take into account the mean stress effect the SWT expression [26] will be used, which is considered one of the most adequate amplitude–mean equations for aluminium alloys [27]. Eq. (7) gives the completely reversed stress amplitude  $\sigma_{ar}$  that is expected to cause the same life as the actual combination of the local amplitude and maximum stresses,  $\sigma_a$  and  $\sigma_{\max}$ , respectively.

$$\sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{\max} \cdot \sigma_a} \tag{7}$$

It should be taken into account that the SWT equation is only adequate for smooth specimens. However, in this work the specimens used in fatigue tests include a stress concentration that causes a stress gradient near both MIG and MIG + FSP specimens weld toe. In order to calculate the effective reversed stress amplitude  $\sigma_{ar,eff}$ , the reversed stress amplitude  $\sigma_{ar}$  estimated at the notch root will be corrected by the ratio between the static and dynamic stress concentration factors, i.e., using Eq. (8),

$$\sigma_{ar,eff} = \sigma_{ar} \frac{k_f}{k_t} \tag{8}$$

The fatigue-effective reversed stress amplitude  $\sigma_{ar,eff}$ , calculated by Eq. (8), is plotted in Fig. 18 against the number of cycles to failure, for unprocessed and post-processed MIG welded specimens, loaded under both stresses ratios  $R = 0$  and  $R = 0.4$ .

Fig. 18 shows that fatigue strength of MIG + FSP<sub>B</sub> specimens increased approximately 23% at  $10^6$  cycles relatively to the unprocessed MIG welds for  $R = 0$  and 25% for  $R = 0.4$ . It is important to notice that Fig. 18 eliminates the effect of the geometry modification induced by the friction stir processing, which increases the toe radius as indicated in Table 5. Comparing Figs. 12 and 18, it can be easily estimated that the correspondent fatigue concentration factor

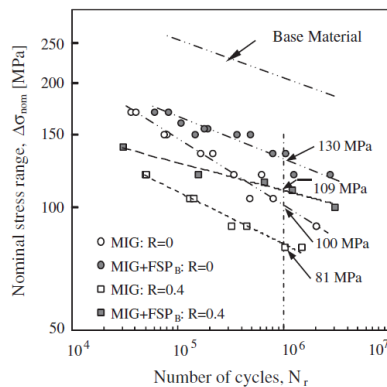


Fig. 17. Nominal stress range versus number of cycles to failure.  $R = 0$  and  $0.4$ .

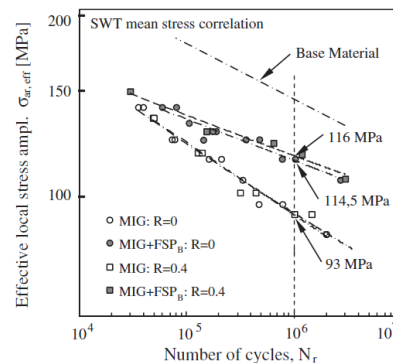


Fig. 18. Fatigue-effective reversed stress amplitude versus number of cycles to failure using SWT mean stress correlation.  $R = 0$  and  $0.4$ .



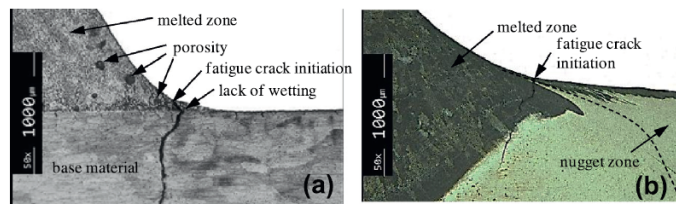


Fig. 19. Crack initiation sites: (a) MIG weld toe and (b) Post-processed notch root using tool B.

reduction from  $k_f = 1.52$  to  $k_f = 1.37$  only improves the fatigue resistance of MIG + FSP<sub>B</sub> specimens approximately 11% in comparison to MIG welded specimens. Therefore, the grain refinement of the microstructure and the removal of MIG weld defects, namely, porosity and lack of wetting, achieved by the friction stir processing have the major contribution to the improvement of fatigue resistance: 23% for  $R = 0$  and 25% for  $R = 0.4$ . Fig. 19 shows two exemplary cases of crack initiation sites for a MIG welded specimen, Fig. 19a, and for a post-processed MIG welded specimen, Fig. 19b. In the case of the MIG welded specimen the crack initiates from the weld toe where a lack of wetting and porosity have an important role to facilitates an early fatigue crack initiation. Crack initiation site in the processed MIG welded specimen occurs at the notch root where the maximum equivalent stress is present. No defects are visible in Fig. 19b.

It is also important to notice that the SWT amplitude-mean equation promotes a good correlation for both stress ratios  $R = 0$  and  $R = 0.4$  for the MIG welded specimens as well as for post-processed specimens. This correlation was obtained without taking into account the possible existence of residual stresses near the weld toe. Therefore, it can be concluded that the eventual existence of residual stresses did not influence the fatigue lives of both unprocessed and processed specimens. Besides, in the majority of the tests performed with both unprocessed and processed specimens, the maximum local stress was significantly above the yield stress of the softened local microstructure due to the stress concentration created by the weld toe of unprocessed MIG welded specimens or by the notch of post-processed specimens. Therefore, in some fatigue tests a local plastic deformation occurs during the first fatigue cycle while in other tests a generalised plastic deformation occurs throughout the cross section of the specimens, depending on both nominal maximum stress and stress concentration factor. In both cases the plastic deformation in the first cycle turns ineffective the eventual previous residual stresses for both stress ratios due to local stress relaxation at maximum load.

A previous study for surface residual stress determination was performed by X-ray diffraction [13]. Measurements were performed at the toe of both MIG reinforced weld and the post-processed MIG reinforced butt welds. The measured residual stresses were approximately zero. The weld toe was the zone of interest for the residual stress measurements since fatigue cracks tend to initiate from this area. Nevertheless, a depth study using the neutron diffraction technique is in course, to determine the residual stress distribution in the region directly affected by both MIG welding process and friction stir post-processing treatment, before and after fatigue testing. To study the evolution of the residual stress state during cyclic loading additional measurements will be performed, namely after 100 loading cycles and after 10,000 loading cycles, for a previous selected amplitude loading.

#### 4. Conclusions

The improvement of the fatigue behaviour of MIG T-fillet welds on AA6082-T651 aluminium alloy by friction stir processing was analysed in this research. Four weld series were analysed: MIG

welds and friction stir post-processed welds using two stress ratios:  $R = 0$  and  $R = 0.4$ . The following conclusions can be drawn:

- Both unprocessed and processed welds had lower hardness as well as lower yield and tensile strengths than the base material. The post processing by friction stir does not alter significantly the hardness and mechanical strength of MIG welds.
- Friction stir processing promotes fatigue strength improvement due to the microstructure grain refinement, the removal of previous defects, such as porosity and lack of wetting, and stress concentration reduction due to toe radius increase. The grain refinement of the microstructure and the removal of MIG weld defects, achieved by the friction stir processing, have the major contribution to the improvement of fatigue resistance.
- As expected, a significant influence of the mean stress was observed, i.e., for the same stress range, specimens tested at  $R = 0$  present higher fatigue lives than specimens tested at  $R = 0.4$  for both unprocessed and post-processed MIG welded specimens. The SWT mean stress equation gives good correlation of fatigue data for the two stress ratios either for unprocessed and processed MIG welds.

#### Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the work reported, Project no PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER- 015165.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia –, under the project PEst-C/EME/UI0285/2011.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade, under the project CENTRO -07-0224 -FEDER -002001 (MT4MOBI)

The authors also thank Thyssen Portugal – Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing heat treatments of friction stir processing tools.

#### References

- [1] Brandt U, Lawrence FV, Sonsino CM. Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 2001;24: 117–26.
- [2] Sanders Jr WW, Lawrence Jr FV. *Fatigue behaviour of aluminium alloy weldments*, vol. 648. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, ASTM STP; 1978. p. 22–34.
- [3] Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP. Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. *Int J Fatigue* 2012;37:8–16.
- [4] Pinho da Cruz JAM, Costa JDM, Borrego LFP, Ferreira JAM. Fatigue life prediction in AlMgSi1 lap joint weldments. *Int J Fatigue* 2000;22:601–10.
- [5] Arbogast WJ, Hartley PJ. U.S. patent no. 6, 230,957, May 15; 2001.
- [6] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Mater Sci Eng* 2005;78:1–78.
- [7] Thomas WM, Nicholas ED, Needham JC, Murch MG and Dawes CJ, G.B. patent application no. 9125978.8, 1991.

- [8] Sharma SR, Ma ZY, Mishra RS. Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy. *Scripta Mater* 2004;51:237–41.
- [9] Cavaliere P. Effect of friction stir processing on the fatigue properties of a Zr-modified 2014 aluminium alloy. *Mater Charact* 2006;57:100–4.
- [10] Mjali KV. Analysing the effect of FSP on MIG-laser hybrid welded 6082–T6 AA joints. Thesis in Magister Technologiae: Mechanical Engineering, Nelson Mandela Metropolitan University; 2007.
- [11] Fuller CB, Mahoney MW. The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis. *Metall Mater Trans A* 2006;37a:3605–15.
- [12] Sterling CJ. Effects of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of fusion welded 3041 stainless steel. Thesis on Master of Science Department of Mechanical Engineering, Faculty of Brigham Young University; 2004.
- [13] Silva J, Costa JM, Loureiro A, Ferreira JM. Fatigue behaviour of AA6082-T6 MIG welded butt joints improved by friction stir processing. *Mater Des* 2013;51:315–22.
- [14] Borrego LP, Abreu LM, Costa JM, Ferreira JM. Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys. *Eng Failure Anal* 2004;11(5):715–25.
- [15] Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP. Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. *Int J Struct Integrity* 2011;134:122–34.
- [16] ASTM Standard E3. Standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken (PA): ASTM International; 2011. <http://dx.doi.org/10.1520/E0003-11>. <www.astm.org>.
- [17] ASTM Standard E384, 2011e1. Standard test method for knoop and vickers hardness of materials. West Conshohocken, (PA): ASTM International; 2011. <http://dx.doi.org/10.1520/E0384-11E01>. <www.astm.org>.
- [18] ASTM Standard E112. Standard test methods for determining average grain size. ASTM International, West Conshohocken, (PA), 2012. <http://dx.doi.org/10.1520/E0112-12>. <http://www.astm.org>.
- [19] Jamshidi Aval H, Serajzadeh S, Sakharova NA, Kokabi AH, Loureiro A. A study on microstructures and residual stress distributions in dissimilar friction-stir welding of AA5086–AA6061. *J Mater Sci* 2012;47(5):428–5437. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-012-6430-2>.
- [20] Brennan FP, Peleties P, Hellier AK. Predicting weld toe stress concentration factors for T and skewed T joint plate connections. *Int J Fatigue* 2000;22(7):573–84.
- [21] Kuhn P. The prediction of notch and crack strength under static or fatigue loading. SAE technical paper 640500; 1964. <http://dx.doi.org/10.4271/640500>.
- [22] ASTM Standard E739, 2010. Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S–N) and strain-life (ε–N) fatigue data. West Conshohocken, (PA): ASTM International; 2010. <http://dx.doi.org/10.1520/E0739-10>. <www.astm.org>.
- [23] Hobbacher A. Recommendations for fatigue design of welded joints and components. International institute of welding, doc. XIII-1965-03/XV-1127-03, Paris, France; 2003.
- [24] CEN. ENV 1999-2: Eurocode 9: Design of aluminium structures – Part 2: Structures susceptible to fatigue. European Committee for Standardisation; 1998.
- [25] Glinka G. Energy density approach to calculation of inelastic strain–stress near notches and cracks. *Eng Fract Mech* 1985;22(3):485–508.
- [26] Smith KN, Watson P, Topper TH. A stress–strain function for the fatigue of metals. *J Mater ASTM* 1970;5(4):767–78.
- [27] Dowling N. mean stress effects in stress-life and strain-life fatigue. SAE technical paper 2004-01-2227; 2004. <http://dx.doi.org/10.4271/2004-01-2227>.

### **4.3. Melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG utilizando o PFL para a liga de alumínio 5083-H111**

Depois de apresentar os resultados do capítulo 3, ficou evidente que a liga de alumínio 5083-H111 possui características que a tornam mais adequada para a aplicação da técnica de PFL na melhoria da resistência à fadiga de juntas soldadas. Por este motivo, neste subcapítulo foi realizado um estudo à fadiga mais completo com diferentes condições de solitação: em amplitude de carga constante (AC) e amplitude de carga variável (AV).

O PFL foi realizado nas condições descritas no subcapítulo 4.1 e com recurso à ferramenta D. Em termos metalográficos, a Figura 6 (Apêndice II c)) mostra a morfologia típica obtida em juntas T soldadas por MIG para ligas de alumínio. A Figura 6 b) (Apêndice II c)) tem particular interesse dado que representa a zona crítica do pé do cordão de soldadura, onde é possível observar os defeitos típicos de soldaduras por fusão, já referidos: falta de molhagem e porosidade. Por outro lado, a Figura 7 (Apêndice II c)) indica o resultado metalográfico da aplicação do PFL, e as Figura 7 c) e a) revelam detalhes das zonas do avanço e do recuo, respetivamente. É possível observar linhas de deformação plástica em direção ao nugget com grão deformado plasticamente, mas não recristalizado. A Figura 7 b) apresenta a zona do nugget completamente recristalizada por PFL, onde o tamanho de grão diminuiu drasticamente para um tamanho médio de 1,5-4  $\mu\text{m}$ , quando comparado com o tamanho de grão apresentado no capítulo 2 para o material de base (25-35  $\mu\text{m}$  para chapas de 6 mm de espessura). Na Figura 7 d) demonstra-se o resultado da aplicação do PFL no pé do cordão de soldadura que, por comparação com a Figura 6 b), permite concluir que este eliminou os defeitos de soldadura e introduziu uma fina camada de material refinado, bem como um raio de concordância mais suave ( $\rho=3,49\text{ mm}$ ).

Os perfis de microdurezas, obtidos para as diferentes séries soldadas e pós-processadas (ferramenta D), foram já apresentados e discutidos no subcapítulo 4.1. Seguindo a mesma estratégia de ensaios, foram realizados ensaios estáticos com recurso a dois tipos de extensómetros, mecânico e ótico, sendo que este último não foi utilizado nos ensaios de tração do material de base. A utilização de um extensómetro ótico permitiu determinar propriedades mecânicas locais nas zonas críticas das séries processadas e apenas soldadas, como é possível

consultar na Tabela 4 (Apêndice II c)). Ao comparar os resultados obtidos para a zona do pé do cordão das séries processada e não processada com o material de base, pode afirmar-se que existiu uma diminuição da tensão de cedência, sendo esta mais acentuada na série não processada. Por outro lado, observa-se que houve, ainda, uma diminuição mínima da tensão de rutura em ambos os casos, que resulta de uma pequena perda de dureza. Contudo, o resultado mais relevante é o facto de existir um aumento da tensão de cedência da zona do pé do cordão processado relativamente ao pé do cordão não processado, o que sugere que existiu um encruamento do material nessa zona, levando à conclusão de que o PFL introduziu uma fina camada de material refinado de maior resistência nesta liga de alumínio. Esta última afirmação pode ser corroborada pela análise das Figuras 10 e 11 (Apêndice II c)), que mostram as zonas onde se concentraram as deformações em função da dureza, nos ensaios estáticos realizados para a série não processada (Figura 10) e para a série processada (Figura 11). As deformações, no caso da série não processada, concentram-se no pé do cordão, apesar de não ser a zona de menor dureza, mas por apresentar aí a concentração de tensões. A menor dureza foi registada na ZF do cordão de soldadura, mas como esta tem uma quantidade de material maior do que a secção transversal das chapas soldadas, não se previa que as deformações se concentrassem nessa zona. Ao aplicar o PFL, as deformações deixam de se concentrar na zona do pé do cordão processado, e sim na zona do recuo, que apresenta uma dureza mais baixa comparativamente à zona do pé do cordão processado. Portanto, pode dizer-se que o material processado no pé do cordão é um material com dureza um superior ao do material do pé do cordão não processado.

Os ensaios de fadiga, em amplitude de carga constante (AC) para  $R=0$  e  $R=-1$  mostram que existe um aumento da resistência à fadiga com a aplicação do PFL nas juntas soldadas MIG. Os resultados destes ensaios estão evidenciados na Figura 12 (Apêndice II c)), para as séries processadas e não processadas, em termos de tensões nominais. Para  $R=0$ , a melhoria observada foi de 34% e, para  $R=-1$  foi de 41% na resistência à fadiga para uma vida de  $10^6$  ciclos. Este aumento é devido, em parte, à alteração geométrica do raio de concordância do pé do cordão de soldadura que passa de 0,35 para 3,49 mm, e que se traduz numa diminuição de 11% de  $k_f$ , como é possível perceber pela análise da Tabela 5 do apêndice II c). O restante aumento da resistência à fadiga pode ser atribuído à introdução de uma camada de material refinado e encruado, assim como à eliminação de defeitos de soldadura como a porosidade e as faltas de molhagem.

Tal como previsto, foi registado um incremento da resistência à fadiga para os ensaios realizados em amplitude de carga variável (AV), utilizando dois coeficientes de forma do espectro de carga,  $\nu=2$  e  $\nu=5$ . Este parâmetro corresponde à distribuição de vida relativamente a cada patamar de tensão, construída através da Equação 1 do apêndice II c). Também é possível ver a distribuição, em forma gráfica, através da Figura 5 do mesmo apêndice. Os resultados dos ensaios de fadiga são apresentados nas Figuras 14 e 15 do apêndice II c) em termos da tensão equivalente, calculada de acordo a regra de Miner, Equações 4 e 5 do apêndice II c). O incremento na resistência à fadiga para uma vida de  $10^6$  ciclos para  $R=0$  e  $\nu=2$  foi de 34% e, para  $R=0$  e  $\nu=5$ , atingiu os 37% de incremento. Por outro lado, o aumento da resistência à fadiga para  $R=-1$  e  $\nu=2$  foi de 58% e para  $R=-1$  e  $\nu=5$  foi de 48%.

Quando se comparam as curvas para diferentes valores de  $\nu$ , para  $R$  constante e para uma determinada série, é possível perceber uma mudança de inclinação das curvas S-N, devido à diferente contribuição dos períodos de iniciação e de propagação da fenda, para diferentes formas do espectro de tensão. A inclinação das curvas, de ensaios realizados com  $\nu=2$ , é mais acentuada do que a mesma para  $\nu=5$ , dado que para  $\nu=2$ , o provete é solicitado durante um maior número de ciclos com tensões maiores do que no caso de  $\nu=5$ , o que facilita a iniciação da fenda. A simplicidade da lei de Miner pode, igualmente, contribuir para este comportamento, não considerando fenómenos de retardamento e aceleração na propagação da fenda entre blocos de carga.

Em todos os ensaios realizados a  $R=-1$ , seja em AV ou AC, registaram-se melhores performances à fadiga, do que os realizados a  $R=0$ , dado que a tensão média é nula para  $R=-1$  e positiva para  $R=0$ , implicando uma influência desfavorável da tensão média no segundo caso. Os ensaios realizados a  $R=-1$  (seja em AC ou AV) mostraram um incremento percentual da resistência à fadiga sempre maior do que o observado a  $R=0$  para uma vida de  $10^6$ , quando se comparam as séries processadas e não processadas. Este comportamento sugere a existência de um efeito combinado de tensões residuais e da tensão média no incremento da resistência à fadiga mais favorável para  $R=-1$  do que para  $R=0$ . Aplicando o critério de Goodman (Equação 7 do capítulo 2), à gama de tensões equivalentes obtidas para  $R = 0$  e  $\nu = 5$  a  $10^6$  ciclos (Figura 14 do apêndice II c)), obteve-se 106 MPa para a série não processada e 142 MPa para a série processada. Aplicando o mesmo cálculo para  $\nu = 2$ , resultou em 127 e 183 MPa, respetivamente. Ao calcular o valor do incremento da resistência à fadiga, utilizando as tensões equivalentes



transformadas (ou alternadas) pelo critério de Goodman, pode-se dizer que o valor de incremento de resistência à fadiga seria de 44% e 44,5% para  $\nu=5$  e  $\nu=2$ , respectivamente. Por conseguinte, ao transformar as tensões equivalentes de  $R=0$  em tensões equivalentes alternadas, os valores de aumento de resistência à fadiga ficam muito próximos dos obtidos nos ensaios experimentais para  $R=-1$  em AV. Portanto, a diferença entre o aumento de resistência à fadiga entre as séries processadas e não processadas para  $R=0$  e  $R=-1$  pode explicar-se pelo efeito da tensão média e não pela eventual existência de um campo de tensões residuais favoráveis. A medição de tensões residuais será o tema de estudo apresentado no subcapítulo seguinte.

Ao estudar as superfícies de fratura resultantes dos ensaios de fadiga, por microscopia ótica e eletrônica (SEM), é possível perceber que, tanto para AC como AV, existe multinucleação de fendas à superfície, propagando-se até coalescerem numa fenda única, em forma semielíptica, evoluindo para penetrante, como é possível observar nas Figuras 16, 17, 18 e 19 do apêndice II c), obtidas por análise fractográfica após os ensaios de fadiga em AC (Figura 16 e 17) e em AV (Figura 18 e 19). Nas Figuras 18 e 19 estão assinaladas (com setas pretas) as marcas deixadas pela mudança de carga nos ensaios de AV, que deixam uma superfície do tipo “orla costeira”. A iniciação de fendas, como se pode constatar pela Figura 20, ocorre à superfície, em pontos críticos, ou seja, no pé do cordão de soldadura processado ou não processado. A figura 20 a) mostra a iniciação e propagação de fenda para a série não processada, onde a fenda surge no pé do cordão de soldadura facilitada por defeitos de soldadura como porosidade ou falta de molhagem. No caso da Figura 20 b), a fenda também se inicia na superfície, mas tem de atravessar a camada de material refinado e encruado e livre de defeitos de soldadura após a aplicação do PFL.

## APÊNDICE II c)

International Journal of Fatigue 97 (2017) 124–134



Contents lists available at ScienceDirect

International Journal of Fatigue

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/ijfatigue](http://www.elsevier.com/locate/ijfatigue)

## Fatigue strength improvement of GMAW T-welds in AA 5083 by friction-stir processing



J.S. Jesus\*, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira

CEMUC, Mechanical Engineering Department, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal

## ARTICLE INFO

**Article history:**  
 Received 17 September 2016  
 Received in revised form 20 December 2016  
 Accepted 22 December 2016  
 Available online 26 December 2016

**Keywords:**  
 Fatigue strength  
 Friction stir processing  
 GMAW welding  
 Aluminium alloy  
 Variable loading

## ABSTRACT

The aim of this study is to verify to what extent the friction stir processing (FSP) can improve the fatigue behaviour of GMAW welds in aluminium alloys. In fact these welds often have problems such as: formation of porosity, distortion, loss of mechanical strength and deterioration of their fatigue behaviour. In this study the FSP technology is applied to GMAW T-fillet welds performed on 5083-H111, 6 mm thick aluminium alloy plates. The FSP effects were studied by metallographic analysis as well as hardness, tensile and fatigue tests and the fatigue-fractured surfaces were analysed using scanning electron microscopy (SEM). The fatigue tests were done under constant loading for two stress ratios,  $R=0$  and  $R=-1$ , and variable loading with spectrum shape exponent of  $\nu=2$  and  $\nu=5$  with the stress ratios  $R=0$  and  $R=-1$ . The FSP slightly increases the hardness and  $R_{p0.2}$  of toe microstructures, but reduces the elongation on fracture of tensile specimens. However, the fatigue strength of the welded joints is significantly improved because of the grain refinement, porosity removal and reduction in stress concentration promoted by the weld toe radius increase.

© 2016 Elsevier Ltd. All rights reserved.

## 1. Introduction

Nowadays, aluminium alloys are a good option for structural applications, particularly in the aerospace, aeronautic, naval and automotive industries, due to their high strength to weight ratio and excellent resistance to atmospheric corrosion.

The Gas Metal Arc Welding (GMAW) welding process is widely used in shipbuilding and the automotive, cycling and pressure vessel industries for the joining of aluminium alloys because of its high productivity and excellent versatility. However defects such as porosity, lack of wetting, hot cracking and also strength reduction, distortion and residual tensile stresses are common in these welds. These problems lead to mechanical properties reduction in the joints in these alloys [1–4]. The static strength reduction and the local stress concentration caused by variations in the weld profile, as well as superficial defects such as the lack of wetting and porosity in weld toes have been identified as the main reasons for the decrease in fatigue strength. Shot peening [5], weld toe grinding [6] or high frequency mechanical impact treatment [7] are frequently used to improve the fatigue strength of welded structures. Recently, new techniques for improving the fatigue strength of welds have appeared such as Impact Crack Closure Retrofit treat-

ment (ICR) [8] and Friction Stir Processing (FSP) [9]. The ICR technique is based on the closure of fatigue cracks by plastic deformation of the material in the vicinity of the cracks and has been used to improve the fatigue life of motorway bridges. In FSP a non-consumable rotating tool, composed by a shoulder and a profiled pin, penetrates the region to be treated, inducing frictional heating and plastic deformation, changing the microstructures and mechanical properties of that zone. Although FSP has only emerged recently, several works prove the benefits of this technique concerning mechanical performance, specifically for aluminium alloys. Karthikeyan et al. [10] have showed a 30% improvement in yield and tensile strengths over the parent material and the removal of defects present in the processing area for the cast aluminium alloy of 2285 grade. In a work by El-Danaf et al. [11] FSP is described as an effective technique to refine grain structure in 5083 aluminium alloy. The authors mention that a fine-equiaxed morphology of 1.6  $\mu\text{m}$  grain size was reached at the processing zone and this change led to an increase in ductility, when compared with the base material.

The fatigue behaviour of GMAW welds processed by FSP was studied by some of the authors of this article in previous works [12–14], using GMAW butt welds and T-fillet welds performed in AA6082-T651 and GMAW butt welds in AA5083-H111. The FS processing increased the fatigue strength in both alloys and joints, which was explained by the refined microstructure achieved, the

\* Corresponding author.  
 E-mail address: [joel.jesus@uc.pt](mailto:joel.jesus@uc.pt) (J.S. Jesus).

reduction of stress concentration was due to the increase in the toe radius and the elimination of the defects in the GMAW weld toe. In the case of butt welds in AA5083-H111, the increase in hardness of the weld toe, also contributed to an improvement in the fatigue strength.

The fatigue behaviour of GMAW T-fillet welds processed by FSP in AA5083-H111 has not been studied yet. Furthermore, the creation of refined microstructures in the weld toe of AA5083-H111 T-joints by FSP is more difficult than in AA6082-T651, because the nugget zone tends to be narrower in the former alloy. However, the possibility of increasing the hardness in AA5083 makes it more attractive than in AA6082-T651 welds, where a great reduction in hardness is normally observed. The main objective of this research is to examine the influence of FSP on the fatigue behaviour of GMAW T-welds in AA 5083-H111 plates.

## 2. Experimental details

### 2.1. Base material

6 mm thick, AA5083-H111 plates were used in the experiments. As it is a non-heat-treatable aluminium alloy its mechanical properties can be changed by work hardening. The H111 temper was given by annealing and some slight strain hardening, but less than required for an H11 temper. The nominal chemical composition and mechanical properties are presented in Tables 1 and 2, respectively.

### 2.2. GMAW welding

An automatic system composed by an welding machine and an automatic running tracking car, where the weld torch is mounted and was used to produce GMAW welds. The aluminium plates were fixed on a steel table to avoid distortion and the welds produced in a flat position. The filler metal was AWS A5.10-80: ER 5356 of 1.0 mm diameter and pure argon was used as the shielding gas (27 SLPm).

The T-joint is composed by plates of 333 × 160 × 6 and 333 × 25 × 6 mm, as skin and stringer respectively, removed perpendicularly to the rolling direction. One weld bead was deposited in each side of the stringer after a previous heating of the plates up to 70 °C. The root of the first weld bead was removed by grinding before depositing the second weld bead. The weld parameters were chosen based on previous experiments to obtain full penetration. In Fig. 1 and Table 3, respectively, the joint preparation and weld parameters used in the experiments are illustrated.

### 2.3. Post-processing of GMAW welds

The FSP of the GMAW welds was done in position control in a universal milling machine. The T-sets welded by GMAW were fixed on the table of the milling machine and processed as illustrated in Fig. 2. The milling machine only allows the tool rotational speed, the tool feed rate and the tool penetration depth in the welded plates to be varied.

The tool geometry used for processing the GMAW weld toes was developed so as to increase the radius of curvature of those zones without creating significant slots, and it is illustrated in Fig. 3. The tool was placed in such a way as to slightly penetrate

**Table 2**

Nominal mechanical properties of the AA5083 aluminium alloy [15].

$R_m, \sigma_{uts}$ [MPa]	300–330
$R_{p0.2}, \sigma_{ys}$ [MPa]	175–190
Elongation, $\epsilon_r$ [%]	16–23
Hardness, $HV_{0.2}$	75–85

the GMAW weld toe, as illustrated in Fig. 4. The processed area was always located on the advancing side of the tool. When burrs formed on the retreating side, they were removed by machining.

The processing parameters used were chosen based on previous tests: tool rotation speed – 1500 rpm; tool feed rate – 120 mm/min; tilt angle – 2.5° and tool penetration depth – 3.4 mm.

### 2.4. Tests procedure

Specimens for tensile and fatigue testing were removed at right angles to the welding direction. The welded and processed plates were cut in slices of 20 × 160 × 6 mm for the GMAW welded specimens (GMAW series), and slices of 20 × 160 × 6 mm and subsequently milled to the dog-bone geometry obtaining the gage section of 12 × 6 mm, for the FS processed GMAW welds (GMAW + FSP series). The dog-bone geometry was machined in the skin plate.

The GMAW and GMAW + FSP 10 × 40 × 6 mm samples used for the metallographic analysis were cut at right angles to the weld beads, prepared using standard metallographic practice and etched with aged Poulton's reagent (12 parts HCl, 6 parts HNO<sub>3</sub>, 1 part HF and 1 part water) [16]. Metallographic analysis was performed by optical microscopy.

The geometry of the weld toes, both before and after processing, was characterized by the curvature radius ( $\rho$ ) and the angle ( $\theta$ ), as illustrated further ahead in Fig. 13. These data were measured on the images of the cross sections of the welds obtained using a profile projector and measured with the Autodesk 2016 Inventor software.

The microhardness tests were performed using a microhardness tester, with a load of 200 gf for 15 s, according to the ASTM E 384 standard [17]. The hardness measurements were made on the skin of the metallographic test specimens, in a line parallel to the plate surface and at a distance of 0.25 mm from the nearest face of the stringer. The spacing between measurements was 0.5 mm.

Tensile tests were performed in a testing machine at room temperature, using a displacement rate of 2 mm/min. An optical extensometer based on digital image correlation was used to draw the local stress-strain curves of the regions with different mechanical properties existent in the welds. The fatigue specimens were loaded perpendicularly to the weld beads, using a sine wave with the frequency in the range of 20–30 Hz, under constant amplitude loading for two stress ratios  $R = 0$  and  $R = -1$ ; the stress amplitude varied between 100 and 260 MPa. During the fatigue tests performed under the stress ratio  $R = -1$ , an anti-buckling apparatus was used. Variable amplitude loading tests were also carried out, applying typified amplitude spectra according to Eq. (1) ([18]), using two values for the shape exponent  $v$ , namely, 2 and 5,

$$\log H_i = \left[ 1 - \left( \frac{S_{ai}}{S_{a,max}} \right)^v \log H_0 \right] \quad (1)$$

**Table 1**

Nominal chemical composition of the AA5083 (wt%) [15].

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Other
0.4–0.7	4–4.9	0.4–1.0	0.4	0.05–0.25	0.1	0.25	0.15	0.05

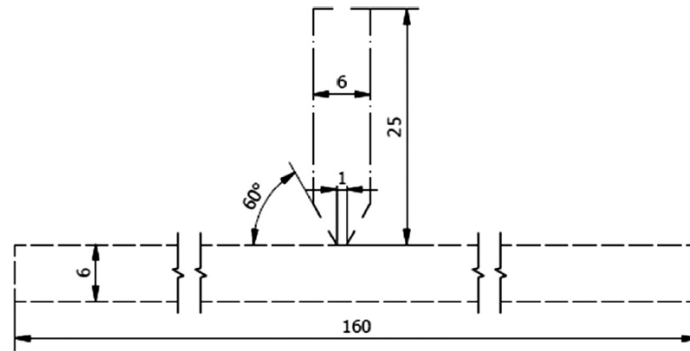


Fig. 1. Joint preparation (dimensions in mm).

Table 3  
GMAW welding parameters.

Current [A]	Voltage [V]	Speed [mm/min]	Torch distance [mm]
250	24	500	15



Fig. 2. FS processing of the GMAW T-fillet welds.

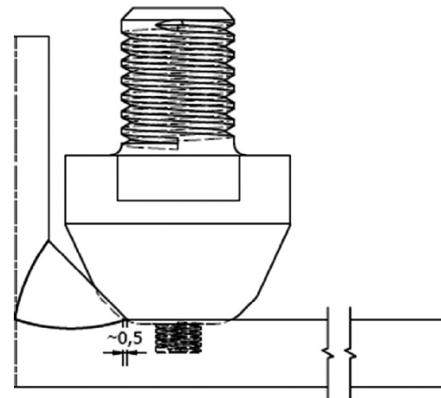


Fig. 4. Schematic representation of the position of the tool relative to the weld (dimensions in mm).

where  $H_i$  is the cumulative frequency of the load cycles for level  $S_{a,i}$ ,  $H_0$  the block size (number of cycles) and  $v$  the shape exponent.

Fig. 5 shows a typical spectrum presentation plotting the number of cycles against normalized stress amplitude for several shape exponents and  $H_0 = 10^6$  cycles [19]. The results of the fatigue tests at constant and variable stress amplitude will be displayed as  $S-N$  and  $S_{eq}-N$  curves.

Subsequently, the fatigue fractured surfaces of the broken specimens were analysed with a scanning electron microscope (SEM).

### 3. Results and discussion

#### 3.1. Metallographic analysis

Fig. 6 shows the most relevant areas of the GMAW welds before any processing. The base material is composed by grains that are slightly elongated in the rolling direction, as illustrated in Fig. 6a. The grain size, measured by the linear intercept procedure [20], is in the range of 25–35  $\mu\text{m}$ . Fig. 6b shows a GMAW weld toe, where porosity and lack of wetting are indicated by arrows. Fig. 6c shows the melted zone composed by a dendritic structure with grains elongated in the direction of the heat flow, near the fusion line

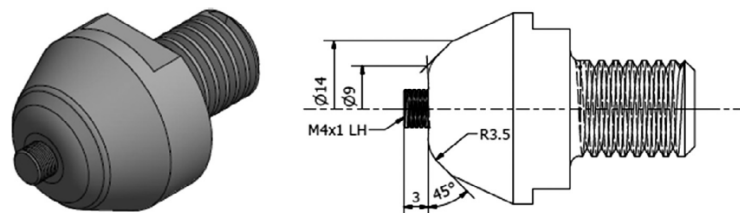


Fig. 3. Tool geometry used for processing GMAW welds (dimensions in mm).



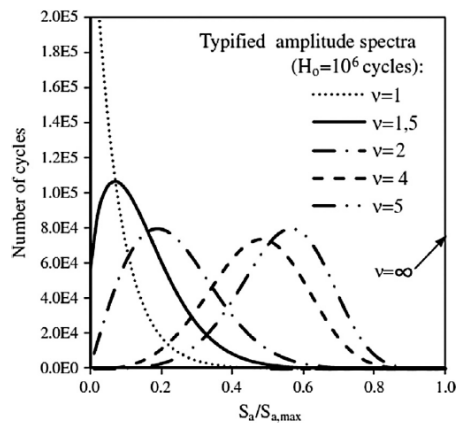


Fig. 5. Typified amplitude spectra depicted as the number of cycles against the normalized stress amplitude [19].

(FL), which is indicated by an arrow in the picture, and equiaxed grains in the centre of the layers, see Fig. 6d. The microstructure of the heat-affected zone does not exhibit significant change.

The effect of FS post-processing is clearly shown in Fig. 7, where both weld toes were processed. The material flow directions on the retreating and advancing sides are shown in Fig. 7a and c respectively. These zones presented the transition between the thermo-mechanically-affected zone and the heat-affected zone, where the grain suffered a significant plastic deformation but was not recrystallized. The nugget zone (Fig. 7b) displays thinner recrystallized grain, 1.5–4  $\mu\text{m}$  in size, than the base material. FSP also removed the GMAW weld defects from the weld toe, as illustrated in Fig. 7d. Additionally, FSP produces a thin layer of refined material, of 4–8  $\mu\text{m}$  in grain size, as indicated by an arrow in Fig. 7d.

### 3.2. Hardness

Fig. 8 illustrates the hardness evolution of a GMAW weld before and after processing. The average hardness of the parent material is of 80  $\text{HV}_{0.2}$ . For the GMAW weld without any processing, a reduction in hardness in the heat-affected zone, and principally in the melted zone, can be observed, reaching in this last area minimum values in the order of 69  $\text{HV}_{0.2}$ . As the molten material has a similar composition to the base material, the reduction in hardness in the melted zone is due to the formation of the solidification structure without significant plastic deformation. The loss of hardness in the heat-affected zone, on either side of the weld, is due to the annealing of the base metal caused by the weld-thermal cycle.

Friction stir processing produced a slight increase in hardness in the stir zones (NG) where the average hardness is 88  $\text{HV}_{0.2}$ , 10% higher than the base metal as illustrated in Fig. 8. The post-processed toes (between the NG and MZ zones) also present an increase in hardness of approximately 5% (76  $\text{HV}_{0.2}$ ) in comparison with the unprocessed GMAW weld (72  $\text{HV}_{0.2}$ ). This increase in hardness is mainly due to the grain refinement and plastic deformation in those zones. A little softening can also be observed in the heat affected zones of the processed layers for distances larger than 18 mm from the weld centre, due to the annealing of the base material.

### 3.3. Tensile strength-testing

The tensile stress – strain curves for the base material, unprocessed and processed GMAW welds are shown in Fig. 9. The

stress–strain curves for the base material were obtained using a conventional strain gauge extensometer while, for the unprocessed and processed GMAW welds, they were acquired using an optical extensometer. The tensile test results for the unprocessed and processed welds are shown in Table 4. The values indicated are the average of at least three tests for each condition.

The GMAW weld toe and the GMAW + FSP weld toe display a slight decrease in the  $R_m$  ( $\sigma_{\text{uts}}$ ) when compared with the base material and both series also present lower strain at fracture ( $\epsilon_{\text{max}}$ ) than the base material. On the other hand, the GMAW toe presents lower  $R_{p0.2}$  ( $\sigma_{\text{ys}}$ ) but higher elongation at maximum load than the GMAW + FSP toe. This behaviour is expected due to the increase in both the refined layer and hardness caused by the post-processing.

Although the centre of the weld presents the lowest hardness, this region has a larger cross section due to the weld beads and, consequently, the plastic deformation is mainly concentrated in the GMAW weld toe, as can be observed in Fig. 10. Moreover, the weld toe has a lower hardness and a higher stress concentration than adjacent zones nearer the base material.

On the other hand, for the GMAW + FSP toe the plastic deformation during tensile testing is concentrated in the base material and not in the weld toe because the FS processing increased the hardness in the post-processed zone, see Fig. 11.

### 3.4. Fatigue strength

The fatigue results obtained under constant amplitude loading are plotted in Fig. 12 as the nominal stress range,  $\Delta\sigma_{\text{nom}}$ , against the number of cycles to failure,  $N_f$ . Data shown includes the experimental results and mean S-N curves for unprocessed and FS processed GMAW-T welded specimens for two stress ratios  $R = 0$  and  $R = -1$ .

Fatigue data obtained at  $R = -1$  present higher fatigue strength than at  $R = 0$ , for both unprocessed and post-processed GMAW welded specimens which can be explained by the well-known mean stress effect: for  $R = -1$ , a mean stress equal to 0 was applied, while for  $R = 0$  a mean stress of half of the stress range was applied. Therefore, this behaviour is not in agreement with the criterion of no mean stress effect adopted in design codes based on the expected presence of high residual stresses close to the  $R_{p0.2}$ . When comparing the unprocessed and post-processed GMAW welded series tested at  $R = -1$ , it is possible to observe an increase of fatigue resistance of about 41% at  $10^6$  cycles due to the favourable effect of the FS post-processing, which increases the nominal stress range from 167 to 235 MPa. For  $R = 0$  the fatigue strength of the GMAW welds rises from 111 MPa to 149 MPa (approximately 34%) at  $10^6$  cycles, with the FS post-processing. Another important fact that can be highlighted is the change of slope between the GMAW and GMAW + FSP S-N curves. The post-processed GMAW fatigue curves have a lower slope as a result of the increase of crack initiation life.

Residual stresses and applied mean stress are two possible causes for the R effect. The distribution of residual stress, both before and after cyclic loading in GMAW, GMAW + FSP weld toes and FSW butt welds and all done on 5xxx aluminium alloys, was determined in previous studies by synchrotron, neutron and X-ray diffraction [21–23]. The effect of the cyclic loading on the final residual stress state (stabilized stresses) of GMAW welded 8 mm thick specimens and tested under four points bending loading, was analysed by James et al. [21]. Their results showed a positive shift evolution of the final residual stress values in the direction of the applied cyclic loading (cross direction to the weld bead) after 1 and 100 loading cycles, the residual stresses at the weld toe remained below +45 MPa. James et al. [22] also performed synchrotron diffraction measurement to study the effect of fatigue cycling in the modification of residual stresses in friction stir

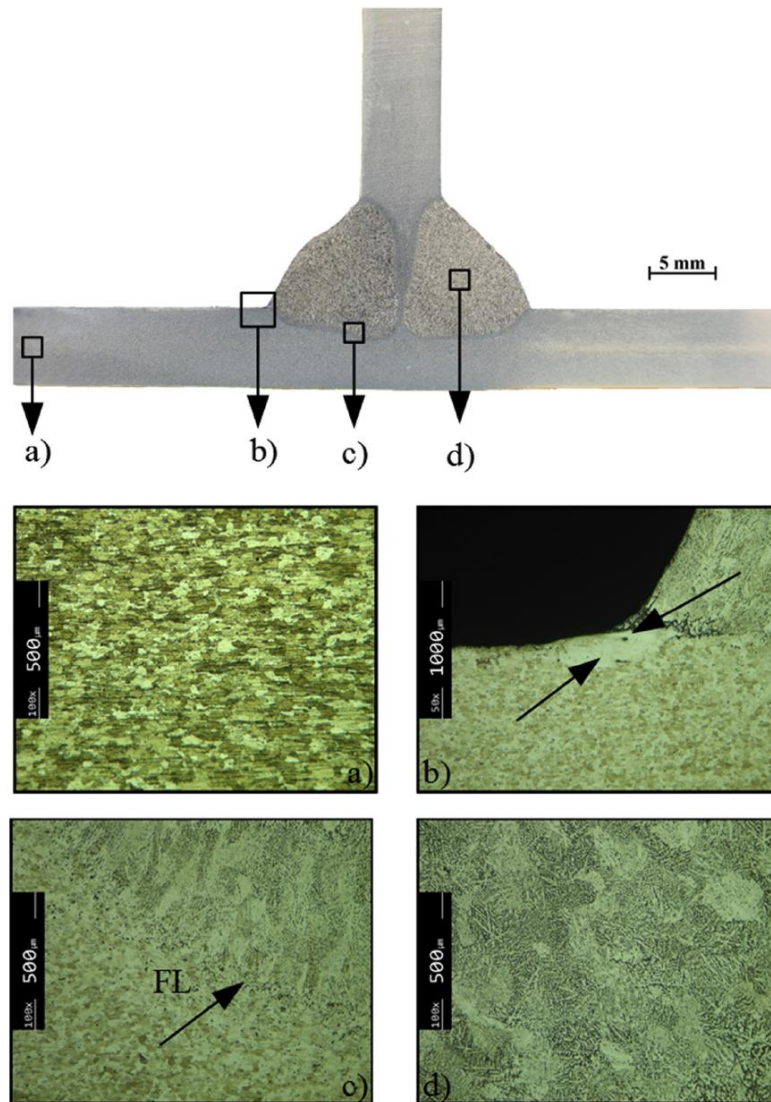


Fig. 6. Morphology and microstructure of GMAW welds, (a) base material (BM), (b) weld toe (TW), (c) heat affected zone (HAZ), (d) melted zone (FZ).

welded 5383-H321 aluminium butt joints. They observed significant changes in the transverse stresses of 8 mm thick specimens after fatigue cycling under bending loading. Peak tensile stresses in the near surface regions increases from 30 MPa in the as-welded state to around 50–60 MPa for the case of a single fatigue cycle and with magnitudes of 50–75 MPa for the case of the application of 100 fatigue cycles. In all cases the cyclic loading causes a greater or lesser increase in the residual stresses that must lead to a potential reduction of the fatigue life.

On the other hand, the authors [23] noticed in a previous research performed with 6 mm thick 5083-H111 aluminium alloy specimens that friction stir processing increases the residual stresses initially induced by GMAW welding process in T-joint welds. Neutron and X-ray diffraction measurements showed that the transverse residual stresses in the weld toe become more tensile,

increasing from  $-45$  MPa to 15 MPa and from 10 to 45 MPa at the weld toe surface and 1 mm depth, respectively. The effect of the cyclic loading on the final residual stress state (stabilized stresses) causes lower variations of the residual stresses in the direction of the applied cyclic loading (transverse direction) after 10,000 loading cycles. In agreement with the work of James et al. [21], GMAW welds suffer an increase from a compressive stress of  $-45$  MPa to +5 MPa and 10–40 MPa at the weld toe surface and 1 mm depth, respectively. On the contrary, the FS processed GMAW welds showed a residual stress relaxation from +15 MPa to nearly 0 MPa at the weld toe surface and from 45 MPa to 25 MPa at 1 mm depth. Therefore, the accumulated effects of friction stir processing and cycling loading leads to final residual stresses (in the transverse direction) of between 0 and 5 MPa in the GMAW and GMAW + FSP specimen weld surface toes.



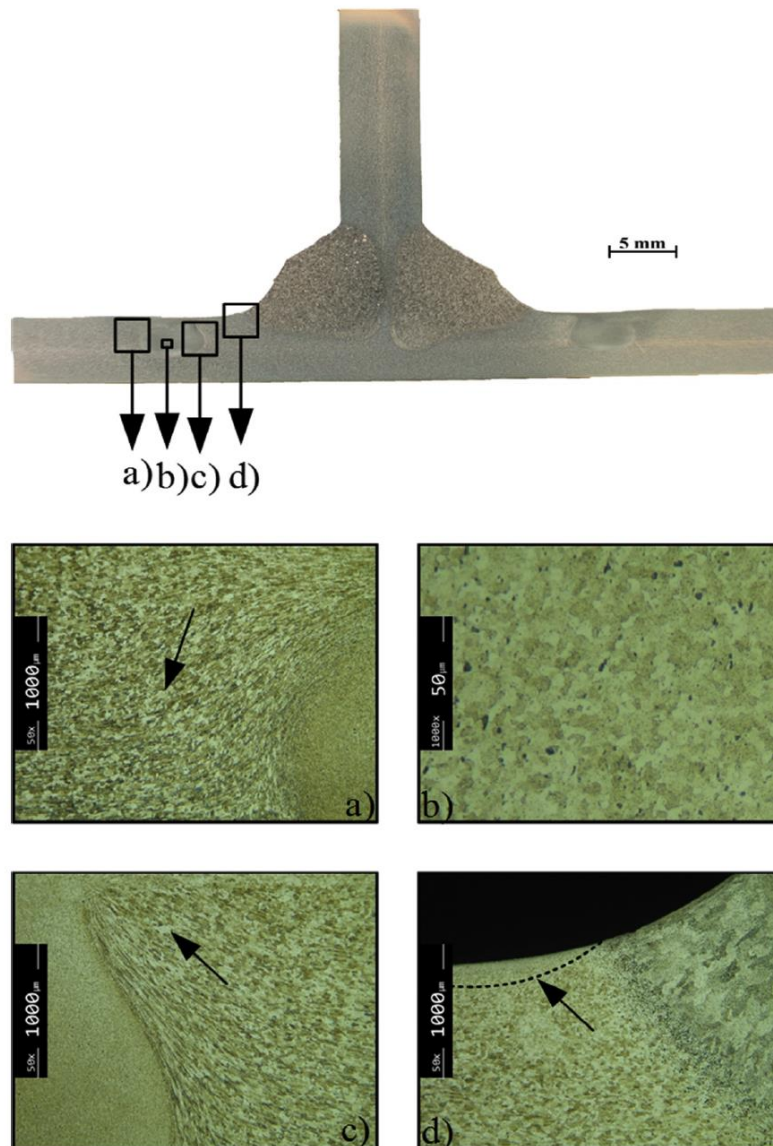


Fig. 7. Metallographic analysis of an FSP GMAW weld: (a) retreating side, (b) nugget zone, (c) advancing side, (d) toe of a post-processed weld.

Taking into account the low level of the stabilized residual stresses observed in the welded T-joints in the AA 5083 alloy, it can be concluded that the strong effect of the stress ratio on fatigue strength for both GMAW and GMAW + FSP series is not a consequence of residual stresses induced by both friction stir processing and cycling loading. Moreover, it can be concluded that the increase of fatigue strength promoted by friction stir processing and cycling loading for both stress ratios cannot be explained by a possible change in the induced residual stresses.

The modification to the geometry, mainly the increase in toe radius produced by the FS processing, has an important influence on the increase of fatigue strength. To evaluate the relevance of the geometry modification on the improvement in fatigue life, both

theoretical ( $k_t$ ) and fatigue ( $k_f$ ) concentration factors of the welded specimens will be determined using the Brennan et al. equation (Eq. (2)) for full penetration T-joint [24] and the Peterson equation (Eq. (3)) [25],

$$k_t = 1.03 + 0.27\theta^{0.22} \times \left(\frac{\rho}{t}\right) \times \left(\frac{s}{t}\right)^{0.18} \quad (2)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (3)$$

where according to Fig. 13,  $\theta$  is the weld angle,  $\rho$  is the weld toe radius of curvature,  $t$  the thickness and  $s$  the distance toe-to-toe. The Peterson material constant,  $a$ , is 0.51 mm for aluminium alloys [25].



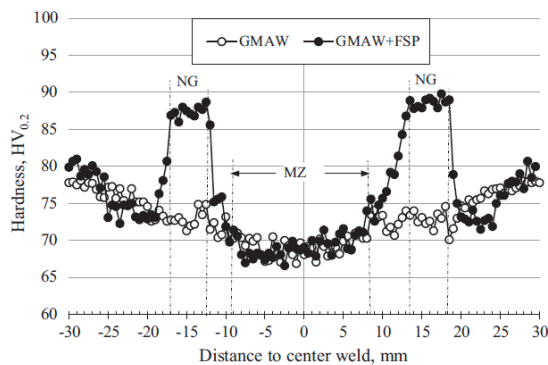


Fig. 8. Hardness profiles of unprocessed and FS processed welds, NG – Nugget and MZ – Melted Zone.

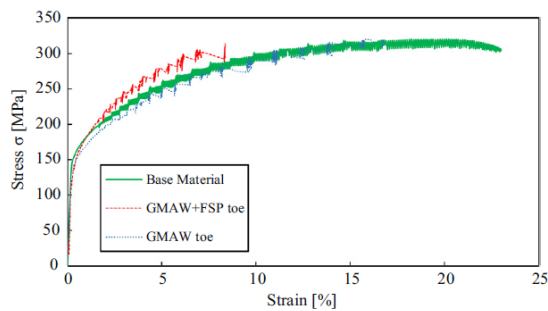


Fig. 9. Monotonic stress–strain curves for the base material and in a 2 × 2 mm area on weld toes of processed and unprocessed GMAW welds.

Table 4  
Tensile strength.

Series	Rp0.2 (σ <sub>ys</sub> ) [MPa]	Rm (σ <sub>uts</sub> ) [MPa]	Strain fracture (ε <sub>max</sub> ) [%]
BM	158 ± 0.8	320 ± 1.9	23.7 ± 2.6
GMAW weld toe	141 ± 1.7	315 ± 2.3	15.9 ± 2.6
GMAW + FSP weld toe	156 ± 1.2	315 ± 2	8.4 ± 2.7

The geometry parameters of the GMAW and GMAW + FSP weld series were statistically analysed, using a Gauss distribution. For the GMAW welds, average values for a weld angle of 54.8 ± 4.8°, weld toe radius of 0.35 ± 0.09 mm and a toe-to-toe distance of 21 ± 1.6 mm were obtained, all measured at the foot of the welds. For the post-processed GMAW + FSP series, average values for a weld toe radius of 3.49 ± 0.22 mm, a weld angle of 45° ± 1.8° and a toe-to-toe distance of 20.5 ± 1 mm were obtained. Table 5 summarizes the values calculated for *k<sub>t</sub>* and *k<sub>f</sub>* factors for the GMAW and GMAW + FSP series.

The increase of the average toe radius from 0.35 to 3.49 mm, after FS processing, decreases the static stress concentration factor from 2.29 to 1.44 and the dynamic stress concentration factor from 1.53 to 1.38. Consequently, an increase in fatigue strength of about 11% can be attributed to the modification of the geometry. The remaining improvement in fatigue strength is due to other effects

such as the removal of previous welding defects, such as porosity and lack of wetting and also to the slight increase in hardness and mechanical strength promoted by the post-processing of the weld toes.

Figs. 14 and 15 show the fatigue results for variable amplitude (VA) loading with the spectrum shape exponents of *v* = 2 and *v* = 5 for the stress ratios of *R* = 0 and *R* = −1, respectively. The *S*<sub>eq</sub>-*N* curves present the equivalent stress range, Δσ<sub>eq</sub>, against the number of cycles to failure, *N<sub>f</sub>*. In constant amplitude (CA) fatigue tests, the *S*-*N* curve is usually expressed in the following form:

$$\sigma_a^m N_f = C \tag{4}$$

Ignoring the existence of a fatigue limit, the substitution of Eq. (3) in Miner's rule  $\sum(n_i/N_i = 1)$  [26], permits the definition of an equivalent stress amplitude Δσ<sub>eq</sub>, which is expressed by:

$$\Delta\sigma_{eq} = \left( \frac{\sum_{i=1}^n n_i \times (\Delta\sigma_i)^m}{\sum_{i=1}^n n_i} \right)^{1/m} \tag{5}$$

where *m* is the Paris law exponent, *n<sub>i</sub>* the number of cycles applied for each loading block, Δσ<sub>*i*</sub> and *N<sub>i</sub>* are the applied stress ranges and the correspondent fatigue lives under CA loading.

As observed above for the CA fatigue loading, Figs. 14 and 15 also show a fatigue strength improvement for the VA fatigue loadings promoted by the FS processing. For *R* = 0 and spectrum shape exponent *v* = 2, the increase was of 37% at 10<sup>6</sup> life cycles and for *v* = 5 at the same fatigue life the increase was of 34%. For *R* = −1 fatigue tests, using the same spectrum shape exponents, the increase was 58% for *v* = 2 and 48% for *v* = 5 at 10<sup>6</sup> life cycles. Therefore, the increase of fatigue strength is higher for *v* = 2 than for *v* = 5, for both stress ratios *R* = 0 and *R* = −1. However, the fatigue strength tends to be higher for *v* = 2 than for *v* = 5 at higher stress ranges (low fatigue lives) but this difference decreases, or even inverts, for low stress ranges (higher fatigue lives). These results are related to the simplicity of Miner's law, which did not take into account several phenomena such as the different stress-life relationships for the crack initiation and crack propagation phases and the crack closure effects during low-high and high-low fatigue block transitions.

Figs. 12, 14 and 15 also show that the post-processing of the GMAW welds promotes a higher increase in fatigue strength for *R* = −1 than for *R* = 0, either under constant or variable amplitude loadings. It must be noted that for *R* = −1, the mean stress is equal to 0 while for *R* = 0 a mean stress of only half of the stress range is applied. Applying the Goodman mean stress criterion to the stress ranges obtained for *R* = 0 and *v* = 5 at 10<sup>6</sup> cycles (Fig. 14), 106 MPa for the GMAW welds and 142 MPa for the GMAW + FSP welds, the correspondent equivalent alternating stress ranges are 127 and 183 MPa, respectively. For *v* = 2, the equivalent alternating stress ranges are 124.5 and 180 MPa for the GMAW and the GMAW + FSP, respectively. Using these values of equivalent alternating stress ranges, the fatigue resistance improvement provided by the FS processing is of 44% and 44.5% for *v* = 5 and *v* = 2, respectively, which are closer to the values obtained for *R* = −1. Therefore, the higher increase in fatigue strength expressed in terms of the stress range for *R* = −1 than for *R* = 0 can be satisfactorily explained by the mean stress effect.

### 3.5. Fracture surface analysis

Figs. 16 and 17 show the fractured surfaces of the GMAW and the GMAW + FSP welded specimens, respectively, tested under constant amplitude loading, *R* = −1 and with a stress range of 200 MPa. It is possible to observe in Fig. 16 the multi-nucleation of the crack at the weld toe where the stress concentration is the highest due to the small radius of curvature (*ρ* = 0.35 mm), as

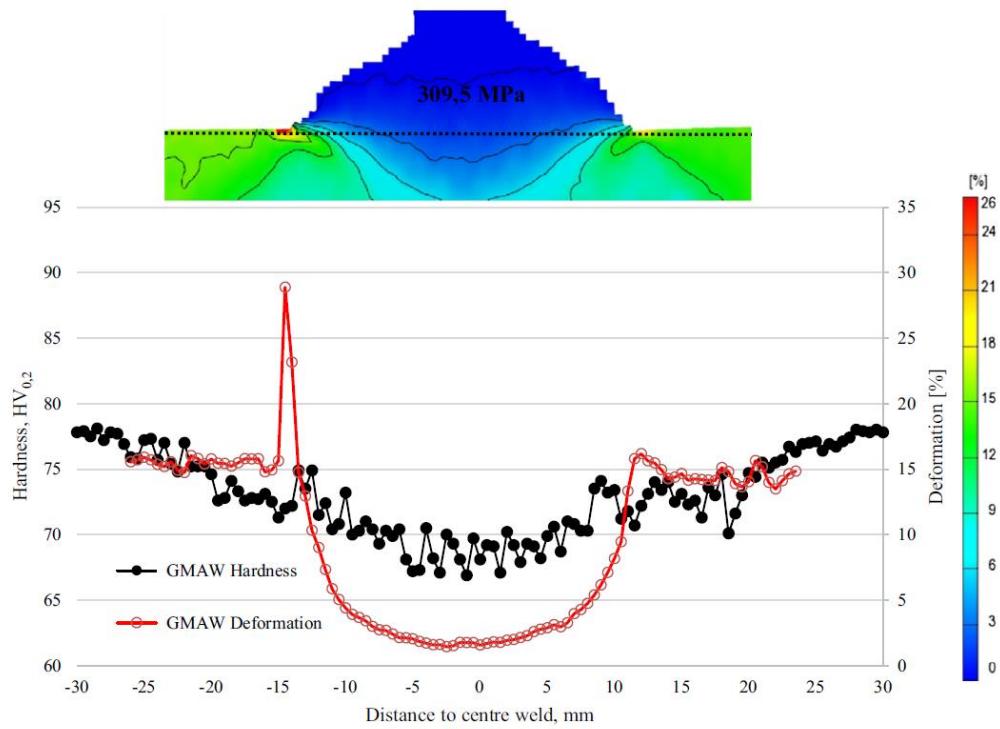


Fig. 10. Longitudinal strain component along the dotted line, for a nominal stress of 309.5 MPa. GMAW T-fillet weld.

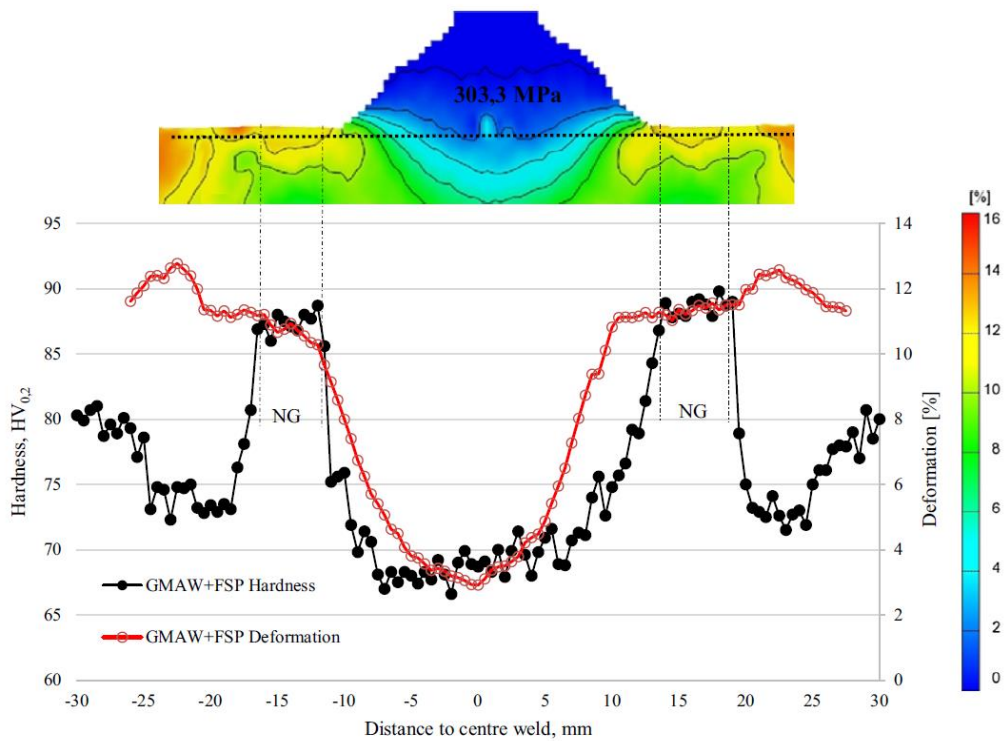


Fig. 11. Longitudinal strain component along the dotted line, for a nominal stress of 303.3 MPa. GMAW T fillet weld post-processed by FSP.

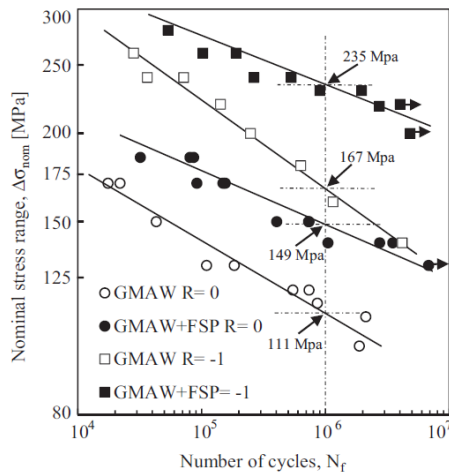


Fig. 12. Nominal stress range versus number of cycles to fatigue failure under constant amplitude loading.

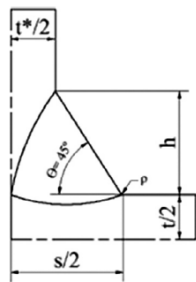


Fig. 13. Definition of the geometric parameters used in the calculation of  $k_t$  for a full penetration T-joint [24].

Table 5  
Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Average toe radius, $\rho$ (mm)	$k_t$	$k_f$
GMAW	0.35	2.29	1.53
GMAW + FSP	3.49	1.44	1.38

shown above. Comparing Figs. 16 and 17, it is easy to see that the number of crack initiation sites decreases due to the post-processing that promotes a higher and more regular radius of curvature ( $r = 3.49$  mm). The crack initiation mechanism is the same in both cases, occurring from superficial imperfections that increase the stress range locally.

Figs. 18 and 19 show the fractured surfaces of the fatigue specimens submitted to variable amplitude loading with the spectrum shape exponent  $\nu = 2$  and the stress ratio  $R = -1$ , for the GMAW and GMAW + FSP welds, respectively. Similarly to what was observed in the specimens submitted to constant amplitude, both VA specimen series present crack multi-nucleation. In this case the number of crack initiation sites also decreases due to the post-processing and the crack initiation mechanism is the same in both cases, as previously described. However, the merging into a single

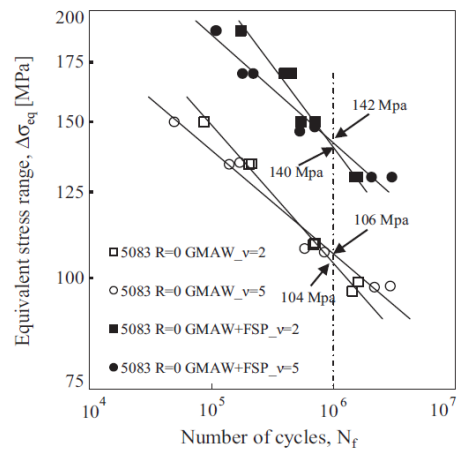


Fig. 14. VA fatigue results for the GMAW and GMAW + FSP series with the spectrum shape exponents  $\nu = 2$  and  $\nu = 5$  and the stress ratio  $R = 0$ .

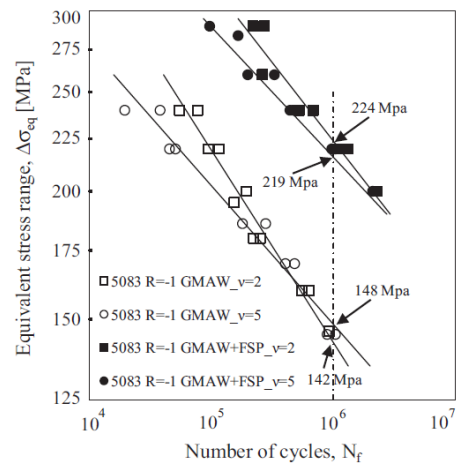


Fig. 15. VA fatigue results for the GMAW and GMAW + FSP series with the spectrum shape exponents of  $\nu = 2$  and  $\nu = 5$  and the stress ratio  $R = -1$ .

crack tends to occur for longer crack lengths than in the CA tests. In all the SEM images, several steps that link adjacent cracks initiated on different planes can be observed. This phenomenon is more pronounced in the GMAW + FSP specimens than in the GMAW specimens, due to the lower number of cracks (but greater width) initiated along the weld toe surface which makes a greater unevenness of fracture planes more likely.

The effect of the VA loading on the aspect of the fracture surface can be seen in Figs. 18 and 19; crack propagation beach marks (indicated by black arrows) result from the high-low loading transitions that occur at the end of each sequence (10,000 cycles) of loading blocks.

The crack initiation site in the unprocessed GMAW and GMAW + FSP specimens occurs at the notch root where the maximum equivalent stress is present. Fig. 20 shows two examples of



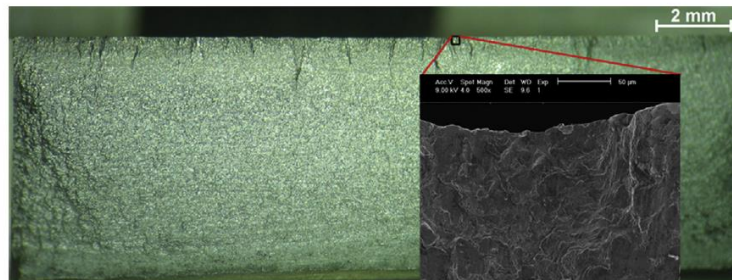


Fig. 16. Fracture surface of a GMAW specimen submitted to CA loading with  $R = -1$  and  $\Delta\sigma = 200$  MPa.

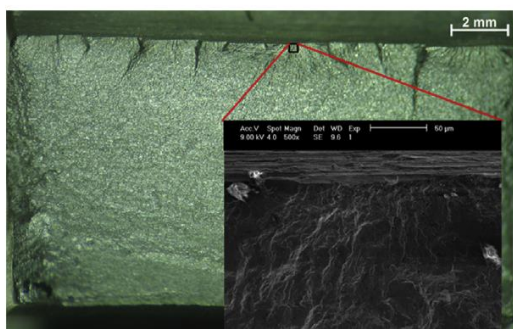


Fig. 17. Fracture surface of a GMAW + FSP specimen submitted to CA loading with  $R = -1$  and  $\Delta\sigma = 200$  MPa.

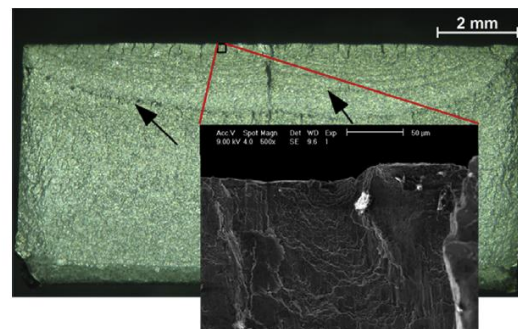


Fig. 19. Fracture surface of a GMAW + FSP specimen submitted to VA loading with spectrum shape exponent  $\nu = 2$ ,  $R = -1$  and  $\Delta\sigma_{eq} = 240$  MPa.

crack initiation sites for constant amplitude loadings; Fig. 20a for a GMAW welded specimen and Fig. 20b for a post-processed GMAW welded specimen. For the GMAW welded specimen the crack initiates from the weld toe where the lack of wetting and porosity have an important role in facilitating a premature initiation of a fatigue crack. No defects are visible in Fig. 20b.

#### 4. Conclusions

The fatigue strength improvement of GMAW T-fillet welds in 5083-H111 aluminium alloy provided by friction stir processing was examined in this research for constant and variable amplitude

loadings. Four weld series were studied: GMAW welds and FSP welds using two stress ratios,  $R = 0$  and  $R = -1$ . The following conclusions were drawn from the work done:

- The completion of post-processing of GMAW welds by friction stir welding slightly increases the hardness and  $Rp_{0.2}$  near the weld toes.
- The friction stir post-processing of the GMAW welded specimens tested under CA loading and  $R = -1$  increases the fatigue strength by about 41% at  $10^6$  cycles. For  $R = 0$  the FSP improves fatigue strength by about 34% at  $10^6$  cycles, relative to unprocessed GMAW welds.

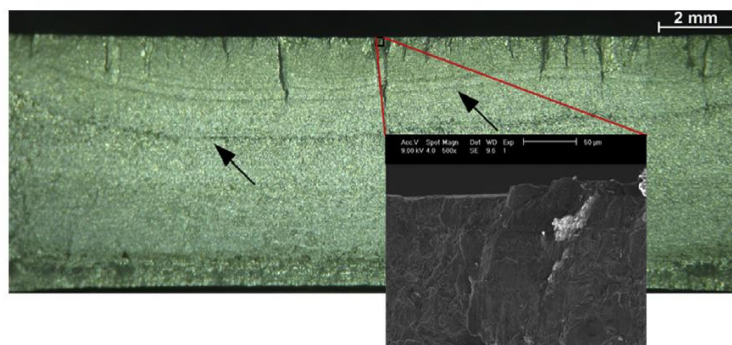


Fig. 18. Fracture surface of a GMAW specimen submitted to VA loading with spectrum shape exponent  $\nu = 2$ ,  $R = -1$  and  $\Delta\sigma_{eq} = 217$  MPa.

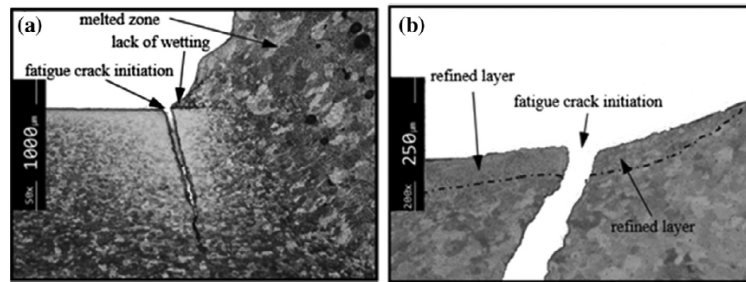


Fig. 20. Crack initiation sites: (a) GMAW weld toe and (b) Post-processed notch root.

- A higher increase of fatigue strength induced by friction stir post-processing was observed in VA than in CA fatigue tests. For  $R = 0$ , the increase was 37% and 34%, at  $10^6$  life cycles, for the spectrum shape exponents  $\nu = 2$  and  $\nu = 5$ , respectively. For  $R = -1$ , the fatigue strength increase was higher, 58% for  $\nu = 2$  and 48% for  $\nu = 5$  at  $10^6$  life cycles.
- Both the GMAW and the GMAW + FSP series presented multi-nucleation of cracks, although the GMAW + FSP series has a lower number of crack initiation sites. The loading type also has some influence on the aspect of crack nucleation.
- The ablation of GMAW welding defects, such as porosity and lack of wetting, and the slight increase in mechanical strength due to the refinement of the microstructure grain are the main causes of the improvement in fatigue resistance. Additionally, the reduction of stress concentration due to the increase in toe radius also contributes significantly to the increase in fatigue life.

#### Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the research reported here, Project no PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with the reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER- 015165. This research is sponsored by FEDER funds from the programme COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds from FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia –, under the project UID/EMS/00285/2013. The authors also wish to thank Thyssen Portugal - Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing heat treatments of friction stir processing tools.

#### References

- [1] Brandt U, Lawrence FV, Sonsino CM. Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2001;24:117–26.
- [2] Chaturvedia MC, Chen DL. Effect of specimen orientation and welding on the fracture and fatigue properties of 2195 Al–Li alloy. *Mater Sci Eng, A* 2004;387:389–465–9.
- [3] Liu Y, Wang W, Xie J, Sun S, Wang L, Qian Y, et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum 5083 weldments by gas tungsten arc and gas metal arc welding. *Mater Sci Eng A* 2012;549:7–13.
- [4] Gungor B, Kaluc E, Taban E, Aydin SIK. Mechanical and microstructural properties of robotic Cold Metal Transfer (CMT) welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. *Mater Des* 2014;54:207–11.
- [5] Sidhoma N, Laamouria A, Fathallah R, Brahamc C, Lieuraded HP. Fatigue strength improvement of 5083 H11 Al-alloy T-welded joints by shot peening: experimental characterization and predictive approach. *Int J Fatigue* 2005;27:729–45.
- [6] Ye N, Moan T. Improving fatigue life for aluminum cruciform joints by weld toe grinding. In: 10th international symposium on practical design of ships and other floating structures, Houston, Texas: United States of America; American Bureau of Shipping; 2007.
- [7] Ghahremani K, Ranjan R, Walbridge S, Ince A. Fatigue strength improvement of aluminum and high strength steel welded structures using high frequency mechanical impact treatment. *Proc Eng* 2015;133:465–76.
- [8] Yamada K, Ishikawa T, Kakiuchi T. Rehabilitation and improvement of fatigue life of welded joints by ICR treatment. *Adv Steel Constr* 2015;11(3):294–304.
- [9] Fuller CB, Mahoney MW. The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis. *Metall Mater Trans A* 2006;37a:3605–3615.
- [10] Karthikeyan L, Senthil VS, Balasubramanian V, Natarajan S. Mechanical property and microstructural changes during friction stir processing of cast aluminum 2285 alloy. *Mater Des* 2009;30:2237–42.
- [11] El-Danaf A, El-Rayes M, Soliman S. Friction stir processing: an effective technique to refine grain structure and enhance ductility. *Mater Des* 2010;31:1231–6.
- [12] Silva J, Costa JM, Loureiro A, Ferreira JM. Fatigue behaviour of AA6082-T6 MIG welded butt joints improved by friction stir processing. *Mater Des* 2013;51:315–22.
- [13] Costa JM, Jesus J, Loureiro A, Ferreira JAM, Borrego LP. Fatigue life improvement of MIG welded aluminium T-joints by friction stir processing. *Int J Fatigue* 2014;61:244–54.
- [14] Borrego LP, Abreu LM, Costa JM, Ferreira JM. Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys. *Eng Fail Anal* 2004;11(5):715–25.
- [15] ASTM. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. <[www.astm.org](http://www.astm.org)> 2011;2:360–362.
- [16] ASTM Standard E3, 2011. Standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2011. <http://dx.doi.org/10.1520/E0303-11>. <[www.astm.org](http://www.astm.org)>
- [17] ASTM Standard E384, 2011e1. Standard test method for knoop and vickers hardness of materials. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2011. <http://dx.doi.org/10.1520/E0384-11E01>. <[www.astm.org](http://www.astm.org)>
- [18] Heuler P, Klautschke H. Generation and use of standardized load spectra and load–time histories. *Int J Fatigue* 2005;27(8):974–90.
- [19] Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP. Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. *Int J Struct Integrity* 2011;134:122–34.
- [20] ASTM Standard E112, 2012. Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2012. <http://dx.doi.org/10.1520/E0112-12>. <[www.astm.org](http://www.astm.org)>
- [21] James MN, Hughes DJ, Hatching DG, Mills G, Webster PJ. Residual stress and strain in MIG butt welds in 5083–H321 aluminium: as-welded and fatigue cycled. *Int J Fatigue* 2009;31:28–40.
- [22] James MN, Hughes DJ, Hatching DG, Mills G, Webster PJ. Synchrotron diffraction measurement of residual stresses in friction stir welded 5083–H321 aluminium butt joints and their modification by fatigue cycling. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*; 27: 187–202.
- [23] Nobre JP, Batista AC, Kornmeier JR, Costa JD, Loureiro A, Jesus JS, Neutron and X-ray diffraction residual stress measurements in aluminium alloys MIG welded T-joints after friction stir processing; trans tech publications, Switzerland. *Adv Mater Res* 2014;996:439–44.
- [24] Brennan FP, Peleties P, Hellier AK. Predicting weld toe stress concentration factors for T and skewed T joint plate connections. *Int J Fatigue* 2000;22(7):573–84.
- [25] Peterson RE. Analytical approach to stress concentration effect in aircraft materials. U.S. air force-WADC symposium on fatigue of metals; Technical Report 1959; 59–507:273.
- [26] Miner MA. Cumulative damage in fatigue. *J Appl Mech* 1945; 12. A159–A64.

#### 4.4. Análise das tensões residuais em juntas T soldadas por MIG e processadas por PFL

As tensões residuais têm um papel preponderante na vida à fadiga de componentes. Dado que a maioria dos processos de melhoria da performance à fadiga utilizam a criação de um campo de tensões residuais favorável como principal estratégia para essa melhoria, esta pode ser também umas das razões da melhoria observada na resistência à fadiga de juntas topo a topo e em T soldadas por MIG, apresentada nos subcapítulos anteriores. Por esta razão, foi realizado um estudo da influência do PFL no campo de tensões residuais, não só à superfície (raios X) como em profundidade (difração de neutrões) e, ainda, a sua evolução após 100 e 10000 ciclos de fadiga a  $R=0$ , para dois níveis de tensões diferentes consoante a liga de alumínio. As tensões residuais mais importantes na influência da vida à fadiga são aquelas que têm a mesma direção do carregamento aplicado, ou seja, perpendicular à direção do pé do cordão.

Na Figura 3 do apêndice II d), é apresentada a evolução das tensões residuais para as séries processadas (Mig Welded + FSP before cycling loading) e não processadas (Mig Welded before cycling loading) para a liga de alumínio 5083-H111 (Figura da esquerda) e para a liga de alumínio 6082-T651 (Figura da direita) sem carregamento cíclico aplicado. Para cada uma destas figuras, existe no canto superior direito a indicação do local de cada medição, sendo que as medições para este caso foram realizadas numa linha a 1 mm de distância do pé do cordão de soldadura, num plano da secção longitudinal da chapa horizontal, separadas por 5 mm e contando o ponto imediatamente abaixo do pé do cordão como o ponto zero. Para a liga de alumínio 5083-H111, constatou-se que o PFL aumentou o valor das tensões residuais transversais de +10 MPa para +50 MPa no pé do cordão (ponto crítico). O contrario acontece na liga de alumínio 6082-T651, para o mesmo local onde o PFL provocou um relaxamento das tensões residuais medidas na zona do pé do cordão, passando de +100 MPa na série apenas soldada para +40 MPa na série processada.

Dado que a iniciação de fendas por fadiga no pé do cordão acontece à superfície, as tensões residuais têm um papel preponderante no período de iniciação da fenda por fadiga. A Figura 4 (Apêndice II d), apresenta os valores obtidos à superfície (pé do cordão) e na direção da espessura da chapa horizontal. Ao comparar as tensões residuais à superfície nas séries processada e não processada para a liga de alumínio 5083-H111, é possível dizer que o PFL

provocou um aumento do campo de tensões residuais de -45 MPa na série não processada para +20 MPa na superfície do pé do cordão já processado. O mesmo pode ser verificado na liga de alumínio 6082-T651, onde as tensões residuais transversais à superfície passam de -55 MPa para +20 MPa.

A aplicação de carregamentos cíclicos pode alterar o valor das tensões residuais, pelo que o estudo dessa influência é importante para compreender, com mais detalhe, de que modo as tensões residuais evoluem com o número de ciclos de fadiga. Na Figura 5 (Apêndice II d), apresenta-se a influência de  $10^3$  ciclos de carregamento cíclico com  $R=0$  na evolução do estado de tensões residuais para pontos abaixo do pé do cordão. Para a liga 5083-H111 (Figura da esquerda), foi aplicada uma amplitude de tensão  $\sigma_a=110$  MPa na série soldada e de  $\sigma_a=150$  MPa na série processada. Para a liga 6082-T651 (Figura da direita), foi aplicada uma amplitude de tensão  $\sigma_a=145$  MPa na série soldada e de  $\sigma_a=165$  MPa na série processada. De um modo geral, pode-se dizer que, no caso da liga de alumínio 5083-H111, a alteração do campo tensões residuais, devido ao carregamento cíclico, é insignificante e tende a estabilizar com o aumento do número de ciclos de vida para a série com mais interesse, a série processada. No caso da liga de alumínio 6082-T651, existiu uma clara relaxação das tensões residuais no pé do cordão de +23 MPa para zero na série processada.

Como foi possível verificar, o PFL não induz um campo de tensões residuais favoráveis a que se possa atribuir uma influência determinante para o incremento da resistência à fadiga observado em ambas as ligas. Portanto, a alteração favorável da geometria do pé do cordão (aumento do raio de concordância do pé do cordão), a introdução de uma fina camada de material refinado de tamanho de grão bastante mais pequeno do que o material de base (encruado para o caso da liga de alumínio 5083-H111) e a eliminação de defeitos de soldadura, tais como porosidade e faltas de molhagem, são as razões principais para as melhorias da performance à fadiga obtidas.



## APÊNDICE II d)

*Advanced Materials Research Vol. 996 (2014) pp 439-444*  
 © (2014) Trans Tech Publications, Switzerland  
 doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.996.439

### Neutron and X-ray Diffraction Residual Stress Measurements in Aluminium Alloys MIG Welded T-Joints after Friction Stir Processing

J.P. Nobre<sup>1,2,a\*</sup>, A.C. Batista<sup>1,b</sup>, J.R. Kornmeier<sup>3,c</sup>, J.D. Costa<sup>4,d</sup>, A. Loureiro<sup>4,e</sup>  
 and J.S. Jesus<sup>4,f</sup>

<sup>1</sup> CEMDRX, Department of Physics, University of Coimbra, 3004-516 Coimbra, Portugal

<sup>2</sup> School of Mechanical, Industrial and Aeronautical Engineering, University of the Witwatersrand, WITS 2050, Johannesburg, South Africa

<sup>3</sup> FRM-II, TU München, Lichtenbergstr. 1, 85747 Garching, Germany

<sup>4</sup> CEMUC, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 3030-788 Coimbra, Portugal

<sup>a</sup> joao.nobre@wits.ac.za, <sup>b</sup> castanhola@fis.uc.pt, <sup>c</sup> Joana.Kornmeier@frm2.tum.de,  
<sup>d</sup> jose.domingos@dem.uc.pt, <sup>e</sup> altino.loureiro@dem.uc.pt, <sup>f</sup> joeldasilvadejesus@gmail.com

\* Corresponding author

**Keywords:** Friction stir processing, MIG welding, residual stresses, neutron diffraction, X-ray diffraction.

**Abstract.** Friction Stir Processing (FSP) is a relatively new post-processing technique. Fatigue strength of MIG fillet welds of aluminium alloys can be substantially improved using FSP. Beyond other properties intrinsically tied to fatigue life, especially attention should be paid to the effect of the final residual stress state. In this study the residual stress distribution in T-joints of two aluminium alloys was determined by Neutron and X-ray diffraction. FSP effect on the residual stress state and fatigue life was analysed.

#### Introduction

Friction Stir Processing (FSP) is an emerging metalworking technique that can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components. FSP was based on the principles of the Friction Stir Welding (FSW), a solid-state joining process, invented at the Welding Institute (TWI) (Cambridge, United Kingdom) in 1991 [1], for welding soft materials such as aluminium alloys. FSP was developed for microstructural modification based on the FSW principles [2]. FSP is a solid-state processing technique that with one step processing achieves microstructure refinement, densification and homogeneity. Besides, the microstructure and mechanical properties of the processed zone can be accurately controlled by optimizing the tool design, FSP parameters, and active cooling/heating [3].

In previous work [4], the fatigue resistance of AA6082 friction stir welds was analysed. Detailed examination revealed a hardness decrease in the thermo-mechanically affected zone and the nugget zone average hardness was found to be lower than the base alloy hardness. The comparison with data collected from the literature shows that FSW specimens present higher fatigue resistance than specimens welded by MIG (Metal Inert Gas) and TIG (Tungsten Inert Gas) processes, but have significantly lower lives than the base material [4]. Furthermore, the characteristic curve obtained for friction stir welds is higher than the International Institute of Welding (IIW) fatigue class for fusion welds with full-penetration both-sided butt joints. Another performed work [5] analysed the validity of Miners's and Manson-Halford's damage rules applied to FSW welded specimens under constant and variable amplitude loadings with stress ratios R of 0 and -1. As expected, a significant mean stress influence was observed. The comparison of experimental fatigue lives with predictions calculated with both Miners's and Manson-Halford's Damage Rules, revealed a good agreement for R=0. Under R=-1 both damage predictions methods were in general non conservative. In addition, preliminary results obtained on the effect of FSP after MIG welding process in an aluminium

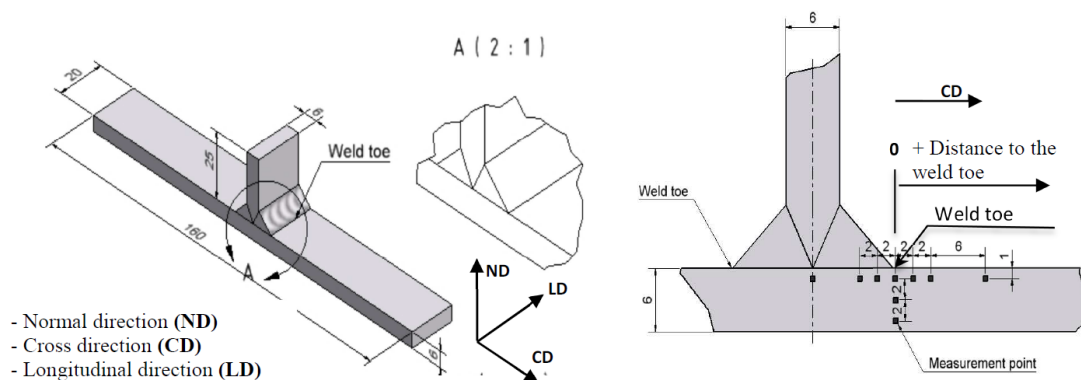
alloy [6] have shown that FSP does not change significantly the hardness and mechanical strength of the weld, but slightly improves its ductility. However, an improvement of fatigue strength has been observed, probably due to microstructure's refinement and eventual residual stresses decrease. In fact, the study of FSP residual stresses and its evolution during cyclic loading was never accomplished in the past and was the aim of the present research. In this context, the use of the neutron diffraction technique, to determine, non-destructively, the in-depth residual stress distribution, will be essential. In some cases, the measurements were completed by the use of the X-ray diffraction technique to access the residual stresses in the surface near layers. Therefore, a complete characterisation of the residual stress state, before and after FSP on MIG fillet welds of aluminium alloys, and how it evolves during cyclic loading was performed and will be presented in the following. Fatigue tests have been carried out under constant amplitude loading with different stress ratios  $R$ .

### Materials and Experimental Procedures

In the present research two aluminium alloys AA6082-T651 and AA5083-H111 will be considered. Table 1 shows the mechanical properties and chemical composition of both alloys. Fillet welds (T-joints) were performed on 6 mm thick plates (160x160x6 mm). For both alloys, some specimens were only MIG welded; other specimens were subjected to MIG welding followed by friction stir processing. Some of these specimens were also subjected to cyclic loading. 20 mm width specimens were taken for fatigue tests and residual stress measurements, as shown in Fig. 1.

**Table 1.** Mechanical properties and chemical composition of the aluminium alloys

Material	$\sigma_{YS0.2}$ [MPa]	$\sigma_{UTS}$ [MPa]	$\epsilon_R$ [%]	HV <sub>0.2</sub>	Chemical Composition [% weight]							
					Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti
AA5083 H111	158	320	23.7	80	<0.4	4.5	1.0	0.4	0.05	0.1	0.25	0.15
AA6082 T651	307	330	10	115	1.05	0.8	0.68	0.26	0.01	0.04	0.02	0.01



**Fig. 1** Specimens' geometry (left) and relative position of measurement points for neutron diffraction analysis (right). The measurement referential is also shown.

Residual stresses in a maximum of six points close to the surface (~1mm depth) have been determined by neutron diffraction, in the centre of the specimens (at mid wide section), as shown in Fig. 1. In addition, at the weld toe, in-depth residual stresses were determined considering two additional points, as also shown in Fig. 1 (right). These measurements were performed before and after the friction stir post-processing treatment in each aluminium alloy. A total of four specimens were analysed before the fatigue tests. For studying the evolution of residual stress state during cyclic loading, two additional measurements were also performed; one after, approximately, 100 loading cycles and other after 10,000 loading cycles, for a previous selected loading amplitude. In these cases, only the residual stress evolution at weld toes was analysed.

The residual stress determination by neutron diffraction was performed at the nuclear reactor FRM II, at the Technical University of Munich, Germany, using the instrument STRESS SPEC, specifically developed and designed for the study of textures and residual stresses [7]. A monochromatic neutron beam with a wavelength of 1.74 Å was used. The analysis of residual stresses was performed using the diffraction peak corresponding to the crystallographic planes {311} and a diffraction angle of  $2\theta \approx 90.5^\circ$ . In each measurement, a  $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$  gauge volume of irradiated material was characterised for measurements in the longitudinal direction of the weld. The measurements in the normal and cross directions were performed with a  $1 \times 1 \times 10 \text{ mm}^3$  gauge volume of irradiated material, oriented in the longitudinal direction. The diffraction profiles were fitted by a Gaussian function to determine their peak positions,  $2\theta$ . They were then converted to lattice spacing  $d_{hkl}$  using the Bragg's law:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta, \quad (1)$$

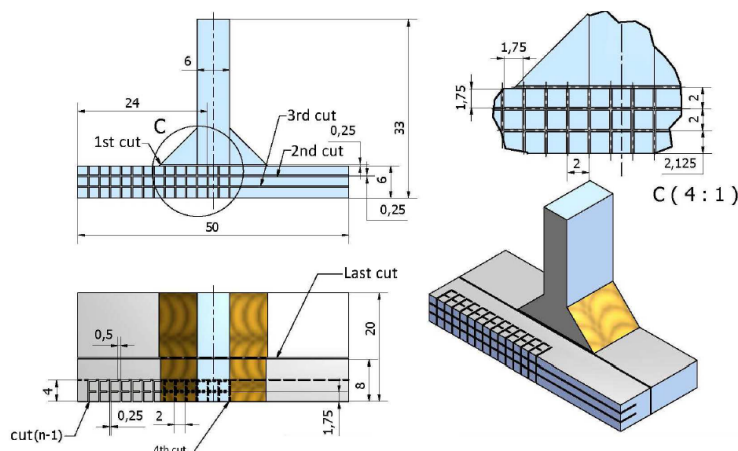
where  $\lambda$  is the wavelength of the neutron radiation and  $n$  is the order of diffraction. The elastic strains were then calculated by:

$$\varepsilon = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} \cong -\Delta\theta \cot \theta_0, \quad (2)$$

where  $d_0$  is the lattice spacing of the sample in the stress free state and  $\theta_0$  is the corresponding diffraction angle. Strain measurements were made in the three principal directions for each point, in order to fully define the stress tensor given by the generalised Hooke's law [8]:

$$\sigma_i = \frac{E_{hkl}(1-\nu_{hkl})}{(1+\nu_{hkl})(1-2\nu_{hkl})} \varepsilon_i + \frac{\nu_{hkl}E_{hkl}}{(1-2\nu_{hkl})(1+\nu_{hkl})} \sum_j \varepsilon_j, \quad j=1,2,3 \quad \text{and} \quad j \neq i, \quad (3)$$

being  $\sigma_i$  and  $\varepsilon_i$  the stresses and strains in the principal directions.  $E_{hkl}$  and  $\nu_{hkl}$  are the Young's modulus and Poisson's ratio, respectively, in the direction perpendicular to the crystallographic planes  $\{hkl\}$ . The following elastic constants were used:  $E_{\{311\}} = 69 \text{ GPa}$  and  $\nu_{311} = 0.32$  [9]. For the determination of the parameter  $d_0$  of the samples, which characterises the material without stresses, small cubes of 1.75 mm edge, representative of the material at the different analysed depths, were cut from each sample by electric discharge machining (see Fig. 2).



**Fig. 2** Design for manufacturing the "comb" with small cubes necessary to determine the interplanar spacing of the stress free state,  $d_0$ .



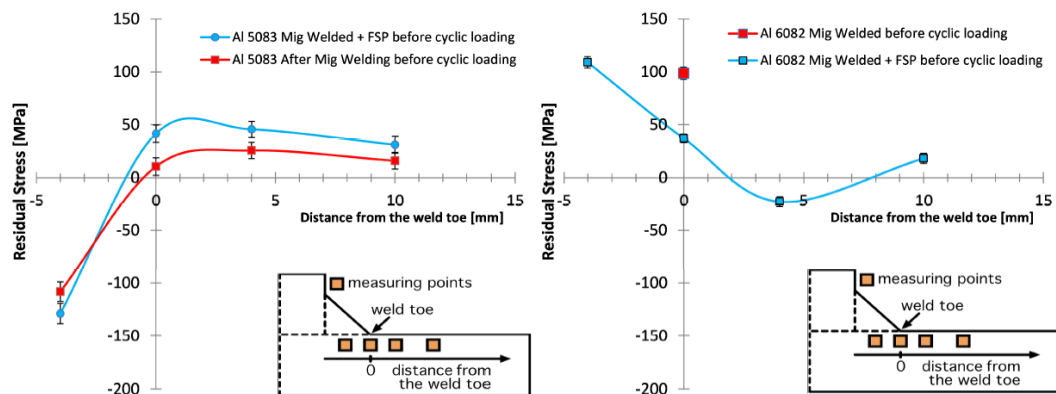
With this procedure it is intended and it is assumed that the cubes are left without stresses, being considered for obtaining the reference value  $d_0$  for each measuring depth. For an accurate reference of the position of the measured point at a given depth, it was decided to maintain the cubes partially linked to each other, as shown in Fig. 2.

The residual stress analysis at the surface of the samples was performed by X-ray diffraction using a Proto iXRD equipment. Lattice deformations of the  $\{222\}$  diffraction planes ( $2\theta \approx 157^\circ$ ) were measured using Cr-K $\alpha$  X-ray radiation. The stress was evaluated with an elliptical regression of  $d$  vs.  $\sin^2\psi$  data and the  $(1/2) \cdot S_2$  X-ray elastic constant value of  $18.56 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ .

### Experimental Results and Discussion

In the results presented in the following, only the residual stresses in the cross direction to the welding beads will be considered. This is the direction of the applied cyclic loading and, therefore, the most important direction to analyse the fatigue strength of the welded T-joints considered.

Fig. 3 (left) shows the residual stress distribution around the weld toe, at 1 mm depth, for the case of Al5083 alloy, after the MIG welding procedure and after MIG welding followed by friction stir processing (FSP), respectively. In this case it is observed that FSP processing increases the residual stresses initially induced by the MIG welding process. In the weld toe the residual stress becomes more tensile, increasing from 10 MPa till about 50 MPa. This behaviour is observed in all points analysed.

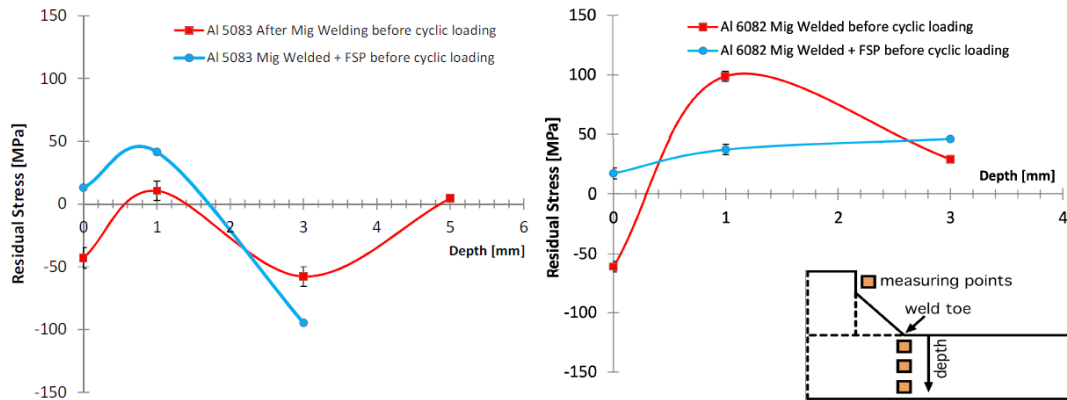


**Fig. 3** Distribution of the residual stresses in the cross direction relative to the welding beads, at 1 mm depth, for the case of Al5083 alloy (left) and Al6082 (right)

In the case of Al6082 alloy a complete different behaviour is observed, as shown in Fig. 3 (right). First, below the weld bead the residual stress after MIG welding process is high tensile with values above 120 MPa, not seen in Fig 3 (right), while in the case of Al5083 the value is high compressive with a value around -120 MPa. In addition, in this case, it is observed a clear residual stress relaxation in the weld toe, after the FSP treatment.

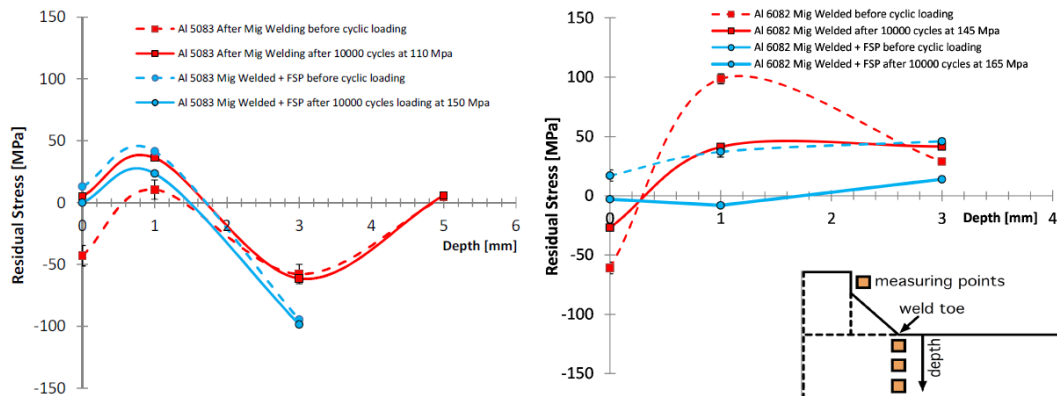
The behaviour described above can also be confirmed by the values of the in-depth residual stress distribution in the zone of the weld toe. Fig 4 shows the results of the in-depth residual stress distribution after the MIG welding process and after MIG welding process followed by FSP. Fig. 4 (left) shows the residual stress distribution for the case of Al5083 alloy. The points at surface were determined by X-ray diffraction. In this material, it is clear that the FSP treatment induces an increase of the residual stresses. At weld toe, the initial low tensile residual stress of around +10 MPa becomes more tensile with a value around +50 MPa (values determined by neutron diffraction at 1 mm depth). On the contrary, for the case of Al6082 alloy, a clear residual stress relaxation is observed due to the FSP treatment. At the weld toe the residual stress decreases from around +100

MPa to approximately +30 MPa (values determined by neutron diffraction at 1 mm depth). At surface residual stress changes from compressive to slightly tensile.



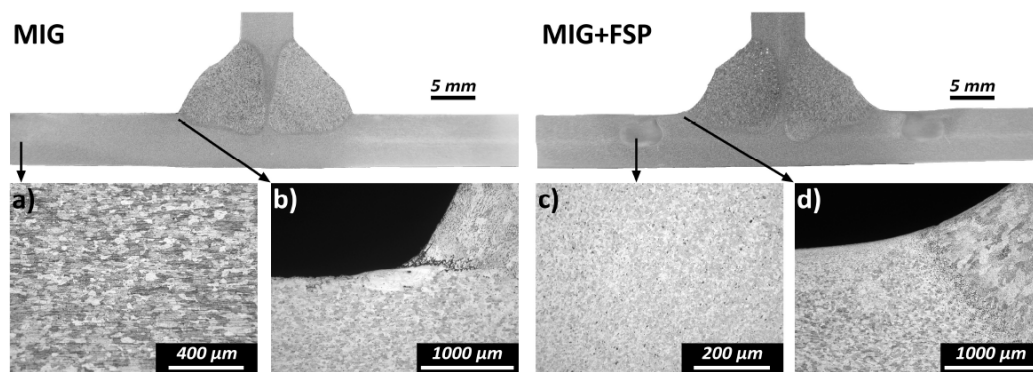
**Fig. 4** In-depth distribution of the residual stresses in the cross direction of the welding beads, at the weld toe zone, for the case of Al5083 alloy (left) and Al6082 (right)

The effect of the cyclic loading on the final residual stress state (stabilized stresses) can be observed in Fig. 5. Only the residual stress results in the zone of the weld toe are shown, since a similar behaviour for the residual stress results at different distances from the weld toe was found. For the Al5083 alloy, no substantial evolution on the final residual stresses values in the direction of the applied cyclic loading (cross direction to the weld bead), and after 10,000 loading cycles, has been observed. However, in the case of Al6082 alloy, a clear residual stress relaxation can be observed. After 10,000 cycles, and for the case of MIG welding followed by FSP, the residual stress values are very low, which means that they only have a minor effect on the final mean stress.



**Fig. 5** In-depth residual stresses, in the cross direction of the welding beads, at the weld toe zone, for the case of Al5083 alloy (left) and Al6082 (right). Cyclic loading effect.

Fatigue tests have shown that the friction stir processing of the MIG welds promotes an important fatigue strength increase, for the stress ratios used, in comparison with unprocessed MIG cases, especially for higher fatigue lives. A significant influence of the mean stress was also observed, i.e., for the same stress range, specimens tested at stress ratios of  $R=-1$  present higher fatigue lives than specimens tested at  $R=0$  for both unprocessed and post-processed MIG welded specimens. A metallographic analysis made on the welding beads, for the case of Al5083 alloy, is shown in Fig.6. It is possible to observe a clear grain refinement of the material's microstructure (Fig. 6a and 6c) in the region near the weld toe, as well as a welding defects removal and a decrease of curvature radius at weld toe, implying a decrease of the stress concentration effect at the weld root (Fig. 6b and 6d).



**Fig. 6** Metallographic analysis of MIG welding beads (left) and MIG welding beads followed by friction stir processing (right) for the case of Al5083 alloy.

### Conclusions

In the case of MIG welded T-Joints of Al5083 alloys, the increase of fatigue strength promoted by friction stir processing (FSP) cannot be explained by the beneficial effect of induced residual stresses. Other effects, such as, the microstructure grain refinement, reduction of stress concentration, the removal of previous welding defects and the slightly increases of hardness and mechanical strength should be the main causes for the fatigue strength improvement verified in this alloy. In the case of MIG welded T-Joints of Al6082 alloys, it was observed a clear residual stress relaxation due to FSP treatment, beyond the above mentioned effects, thus contributing for the observed improvement of fatigue strength. In addition, it was observed that the cyclic loading also implies additional residual stress relaxation. The residual stresses stabilize during the first cycles applied, almost maintaining their values during the subsequent loading cycles.

### Acknowledgments

The authors gratefully acknowledge the support of 7th Framework Programme of the European Community under the scope EC Research Infrastructures Action, EC Grant Agreement NMI3 and the support of the Heinz Maier-Leibnitz research neutron source (FRM II) facilities, Technique University of Munich, to the project 7184/2012. The authors also acknowledge the financial support of the Portuguese Government through "FCT Fundação para a Ciência e a Tecnologia" and the "ERDF European Regional Development Fund" through "Programa COMPETE/QREN", under the projects PTDC/EME-PME/114605/2009, Pest-C/FIS/UI0036/2011 and CENTRO-07-0224-FEDER-002001 (MT4MOBI).

### References

- [1] W.M. Thomas, E.D. Nicholas et al. G.B. Patent Application No.9125978.8, Dec. 1991.
- [2] R.S. Mishra and Z.Y. Ma: *Mater. Sci. Eng., R*, 50 (2005) 1-78.
- [3] Z.Y. Ma, *Metallurgical and Materials Transactions, A*, 39A (2008) 642-658.
- [4] J.D. Costa et al., *International Journal of Structural Integrity*, 2(2) (2011) 122-134.
- [5] J.D. Costa et al., *International Journal of Fatigue*, 37 (2012) 8-16.
- [6] J.D. Costa et al., *Fatigue strength improvement of AA6082-T651 MIG butt welds subjected to friction stir processing*. Communication presented at PCF2012, Coimbra, February 2-3, 2012.
- [7] M. Hofmann et al., *The New Materials Science Diffractometer STRESS-SPEC at FRM II*, *Mater. Sci. Forum*, 524-525 (2006) 211-216.
- [8] Viktor, H., *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation, Application, Assessment*, Elsevier Science B. V., Amsterdam, 1997.
- [9] B. Eigenmann and E. Macherauch, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, 27 (1996) 426-434.

## 5. SFL DE JUNTAS T

A SFL revelou ser uma técnica eficiente para aumentar a performance à fadiga de juntas soldadas. A revisão da literatura acerca de resultados de fadiga em juntas T soldadas por processos como a SFL, revelou existir uma grande dificuldade para criar juntas T soldadas de boa qualidade. Estas dificuldades referem-se, sobretudo, à criação de uma junta com um raio de curvatura no pé do cordão que suavize a concentração de tensões, sem diminuição de espessura e livre de defeitos típicos deste tipo de soldadura. Portanto, o objetivo deste capítulo é a otimização da técnica de SFL para obter soldaduras de juntas T de elevada resistência estática e à fadiga. Pretende-se, ainda, comparar a resistência de juntas T obtidas por SFL com a resistência de juntas soldadas obtidas por MIG e, posteriormente, processadas por PFL, obtidos nos capítulos anteriores. Na Figura 1 do apêndice III, é possível consultar os dois tipos de juntas utilizados, ambas colocadas numa matriz com raios iguais a 3 mm, que serviram para criar os raios de concordância entre a chapa horizontal (Skin) e a chapa vertical (Stringer). O autor recomenda a leitura do apêndice III para aprofundar a compreensão deste estudo.

A junta representada na Figura 1 a) foi chamada de “T-lap”. Nesta foi colocada uma pequena chapa de liga de alumínio de 1 mm (posteriormente removida por maquinação) sobre a chapa horizontal, de modo a que, na passagem da ferramenta que penetra de cima para baixo (ver Figura 3 do apêndice III), seja possível adicionar o material necessário para ser extrudido para o espaço vazio deixado pelos arrendamentos na matriz. Assim, criam-se os raios de concordância da soldadura, sem haver diminuição de espessura. Por outro lado, a outra junta, designada de “T-but”, Figura 1 b), é composta por uma chapa vertical 1,4 mm mais alta do que a espessura das duas chapas horizontais, que encostam à chapa vertical com uma configuração parecida a juntas topo a topo nessa zona. A altura de 1,4 mm, sobre as chapas horizontais, serviu para que existisse material suficiente para ser extrudido de modo a preencher as cavidades onde estão os raios da matriz e, assim, poder criar os raios de concordância pretendidos e evitando a diminuição de espessura.

As soldaduras de junta T por SFL, realizadas nas ligas de alumínio 5083-H111 e 6082-T651, são homogêneas, ou seja, tanto a chapa horizontal como a chapa vertical são da mesma liga de alumínio. Todas as ferramentas usadas apresentavam bases cónicas. Numa primeira fase, foi utilizada uma ferramenta com pino piramidal, seguida de uma ferramenta de



pino cônico com rosca esquerda e, por último, uma ferramenta progressiva com dois pinos, um maior com rosca esquerda, e um menor com duas geometrias alternativas: cônico roscado e piramidal. As principais dimensões das ferramentas usadas podem ser consultadas na Tabela 3, onde está disponível, ainda, uma vista esquemática e 3D na Figura 2 do apêndice III.

Para uma fácil compreensão das séries que foram estudadas, foi criado uma nomenclatura que identifica cada série. A primeira letra corresponde ao tipo de junta, L= T-lap e B= T-butt, a segunda letra define a ferramenta usada, P= Piramidal, TT= Cônica roscada (“tap treaded”) e PP= Progressiva, seguida de um número, 5 ou 6, que identifica a liga de alumínio, 5= AA5083-H111 e 6= AA6082-T651 e, por último, é colocado o número da soldadura. Por exemplo, a série LTT5-1 é uma T-lap utilizando a ferramenta com pino cônico com rosca esquerda na liga 5083-H111, sendo que no fim aparece o número 1, logo foi a primeira soldadura realizada nestas condições. Na Tabela 4 (apêndice III) e Tabela 5 (apêndice III), podem ser consultados os parâmetros utilizados para as soldaduras das diferentes séries nas ligas de alumínio 5083-H111 e 6082-T651, respectivamente.

As soldaduras obtidas, na liga de alumínio 5083-H111, tiveram um aspeto macrográfico bastante bom e com raios de concordância bem definidos. Numa observação mais detalhada à morfologia e metalografia interna, foi possível identificar a presença de defeitos nas diferentes séries. Nas séries LP5 e BP5, foi detetada a presença do defeito tipo túnel e “kissing bond”, ver Figura 6 e Figura 7 (apêndice III). Apesar de, no caso da série LP5 ter sido aumentada a penetração da ferramenta de soldadura (Tabela 4), incrementando, assim, a força axial, o defeito do tipo túnel diminuiu, mas não foi eliminado. Os defeitos do tipo “kissing bond” são assinalados com setas vermelhas na Figura 6, em dois locais: na zona da sobreposição da chapa horizontal (skin) e da chapa também horizontal, mas mais fina que serve apenas de fonte de material, e na zona do raio de concordância do lado do avanço da ferramenta (AS). A série BP5 mostrou resultados inferiores aos da série LP5, como mostra a Figura 7. O aumento de ângulo tilt da série BP5-1 para as séries BP5-2 e 3 (ver Tabela 4), além de não provocar melhoria, contribuiu para o aparecimento de um defeito grave do tipo “kissing bond” na zona do recuo da ferramenta (RS), como se pode observar ao comparar a Figura 7 a) com as Figuras 7 b) e c). Este defeito no lado do avanço da ferramenta (AS), na zona do raio de concordância permaneceu sempre igual, como se verifica nas zonas ampliadas mostradas nas Figuras 7 a), b) e c). Estes resultados demonstraram que a ferramenta piramidal não proporciona o fluxo de

material necessário, independente da geometria da junta, dado que em ambos casos foram detetados defeitos graves nas soldaduras.

Numa segunda fase, utilizou-se uma ferramenta com um pino cônico de rosca esquerda para tentar aumentar o fluxo de material descendente e, assim, eliminar defeitos do tipo túnel e do tipo “kissing bond”. As soldaduras realizadas com esta ferramenta (série LTT5), tiveram um resultado muito melhor do que as séries anteriores, como é possível verificar na Figura 8 (apêndice III). A primeira soldadura, série LTT5-1, apresentou defeitos do tipo túnel (Figura 8 a), que foram eliminados com o aumento da penetração nas séries LTT5-2,3 e 4. O defeito do tipo “kissing bond” foi diminuindo até ficar do tamanho apenas de uma linha de óxidos (ver sequência de Figuras 8 a), b), c) e d)), mas que, apesar de ser muito pequeno, não deixa de ser um defeito prejudicial para a sua performance mecânica como se confirmará mais adiante para série LTT5-4, que correspondem à Figura 8 d).

Com o objetivo de eliminar esta linha de óxidos, foi desenvolvida a ferramenta progressiva já descrita anteriormente. Esta ferramenta foi criada para aumentar, significativamente, o volume de material deformado e recristalizado, ampliando o fluxo. Para o estudo com esta ferramenta, foi apenas usada a junta T-Butt que apresentou excelentes resultados, série BPP5, sem quaisquer defeitos, e com os raios de concordância muito bem definidos e sem existir diminuição das dimensões das chapas. Estes resultados podem ser observados na Figura 9 do apêndice III.

Nas soldaduras realizadas na liga de alumínio 6082-T651, o processo evolutivo de utilização de ferramentas e de ajuste de parâmetros foi bastante semelhante ao apresentado para a liga de alumínio 5083-H111. Na Figura 10 do apêndice III são apresentadas as morfologias observadas para série LP6 soldada, com recurso à ferramenta piramidal, onde foram detetados defeitos de soldadura do tipo túnel e “kissing bond”. Os defeitos do tipo túnel apareceram numa zona típica, ou seja, na raiz da soldadura, enquanto que os defeitos do tipo “kissing bond” foram detetados na zona do avanço da ferramenta (AS) no raio de concordância. Pela sequência das Figuras 10 a), b), c) e d), pode perceber-se que o defeito do tipo túnel foi diminuindo devido ao aumento da penetração da ferramenta (Ver Tabela 5), mas nunca foi totalmente eliminado. Por outro lado, após a diminuição da velocidade de avanço, séries LP6-3 e 4, com o intuito de aumentar o calor gerado e o fluxo de material, por amaciamento do mesmo, o defeito do tipo

"kissing bond" permaneceu no mesmo lugar e com, aproximadamente, a mesma dimensão. Concluiu-se que a ferramenta de pino piramidal utilizada com estes parâmetros não é uma boa solução para soldar este tipo de junta. Esta ferramenta não foi utilizada na junta T-butt para nenhuma das ligas de alumínio por dificultar, ainda mais, a obtenção de resultados favoráveis.

Ao utilizar a ferramenta de pino cônico roçado com rosca esquerda (Série LTT6), já desenvolvida para a liga de alumínio 5083-H111, obtiveram-se resultados bastante semelhantes. Esta ferramenta, utilizada com os parâmetros da Tabela 5, eliminou, por completo, os defeitos do tipo túnel (Figuras 11 a), b) e c) graças ao roscado esquerdo que força um maior fluxo descendente. Apesar disto, os defeitos do tipo "kissing bond" apareceram nas duas primeiras soldaduras (Figura 11 a) e b) realçado com setas vermelhas), em ambos os lados da passagem da ferramenta (avanço e recuo) e na zona dos raios de concordância, não havendo ligação ao material extrudido. Aumentando a penetração, aumenta a força axial que é responsável por extrudir o material em excesso para as cavidades vazias dos raios de concordância. A penetração foi aumentada progressivamente até ao valor máximo de 6,4 mm (consultar tabela 5), tendo sido eliminados o defeito do tipo "kissing bond" na zona do raio de concordância da zona do recuo (Figura 11 c)). No lado do avanço foi apenas reduzida uma linha de óxidos, como se pode observar na Figura 11 d).

Por último, foi realizada a soldadura da série BPP6, que corresponde à série soldada com a ferramenta progressiva. Os resultados morfológicos desta série, estão indicados na Figura 12, a partir da qual é possível verificar que não foram detetados defeitos de soldadura, apresentando raios de concordância muito bem definidos e sem diminuição de espessura.

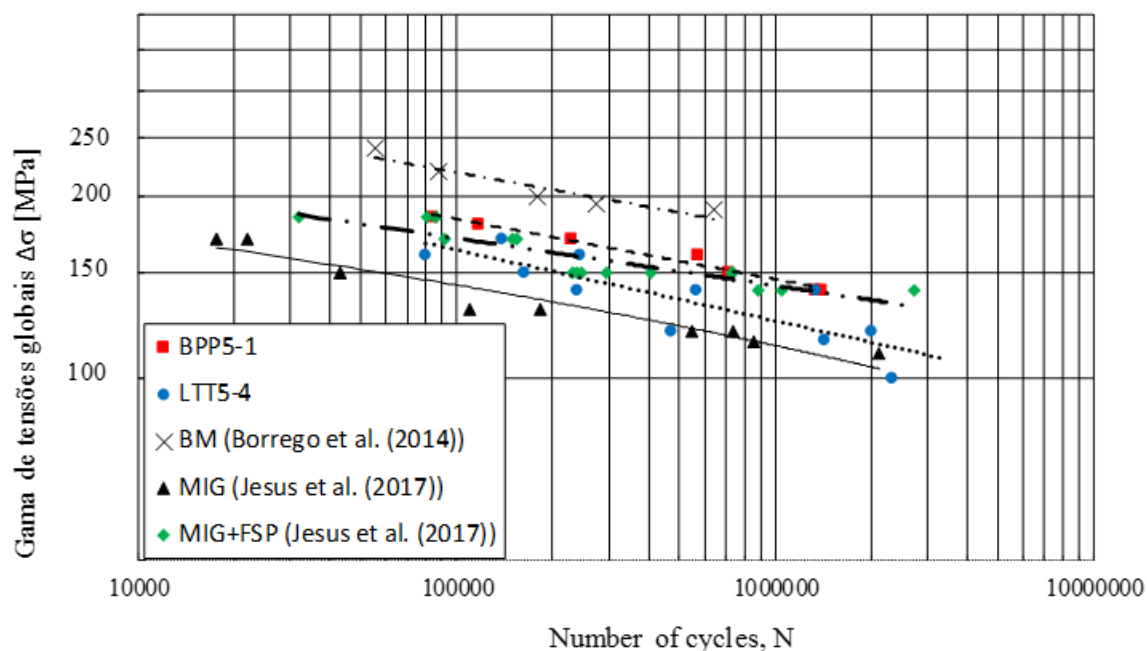
A zonal central do processo de SFL (Nugget) sofreu um refinamento e recristalização do grão do material de base, em ambas as ligas de alumínio, e estes não foram influenciados pela diferença entre ferramentas e juntas das séries LTT e BPP, tal como é possível constatar pela Tabela 6. Deve salientar-se que, entre as séries BPP5-1 e BPP6-1, houve um aumento do tamanho de grão nesta zona, que se pode justificar com a maior velocidade de rotação utilizada na série BPP6-1, que conduz a uma maior geração de calor e, por conseguinte, a um aumento do tamanho de grão.

Para avaliar a performance mecânica das juntas soldadas, foram apenas utilizadas as séries LTT e BPP de cada liga de alumínio, ou seja, uma série com a presença de linhas de óxidos e outra sem defeitos. Os perfis de dureza obtidos para as séries LTT e BPP das ligas de alumínio 5083-H111 e 6082-T651 estão representados nas Figuras 14 e 15, respectivamente. A geometria das ferramentas não teve influência no perfil de durezas, em ambas as ligas de alumínio. Para os perfis de dureza das séries LTT5-4 e BPP5-1 na liga 5083-H111 (Figura 14), as durezas são ligeiramente abaixo das durezas do material de base em todo o comprimento da soldadura. Isto não se verifica nos perfis de durezas das séries LTT6-3 e BPP6-1 da liga 6082-T651, que apresentaram uma grande diminuição de dureza relativamente ao material de base e, para as quais, os picos são mais baixos nos limites da zona processada em ambos os lados do avanço e do recuo. Estes resultados devem-se ao diferente comportamento das ligas de alumínio quando sujeitas a processos que envolvem altas temperaturas, comportamento este descrito no subcapítulo 2.1.

Realizaram-se ensaios estáticos de tração e de arrancamento “pull out”. Na Figura 4 apresenta-se um esquema da direção de carregamento e da configuração de cada ensaio, correspondendo a Figura 4 a) aos ensaios de tração e a Figura 4 b) aos ensaios de arrancamento. Embora ambos os ensaios tenham sido realizados com recurso a um extensómetro ótico, serão apenas apresentados os resultados de mapas de deformação para os ensaios de arrancamento. Os resultados dos ensaios de tração, em termos da tensão de rutura e da eficiência da junta soldada, podem ser consultados na Tabela 7 e 8 para as ligas de alumínio 5083-H111 e 6082-T651, respectivamente. As séries LTT5-4 e LTT6-3 apresentaram menor tensão de rutura, logo menor eficiência do que as séries correspondentes BPP5-1 e BPP6-1, devido à presença do defeito do tipo linha de óxidos, onde ocorreu a rutura, como se pode verificar, a título de exemplo, na Figura 18 b). As séries BPP, em ambas as ligas de alumínio, falharam numa zona afastada do pé do cordão já muito próximo do material de base, tal como representado na Figura 19 b). Quando se comparam as séries LTT5-4 e BPP5-1 com os resultados obtidos para o material de base, conclui-se que existiu uma ligeira queda da tensão de rotura, maior na série LTT5-4, devido ao defeito interno, que vai ao encontro dos resultados de dureza apresentados anteriormente. O oposto ocorreu na liga de alumínio 6082-T651, onde as séries LTT6-3 e BPP6-1 apresentam valores bastante abaixo da tensão de rutura do material de base, em concordância com a perda significativa de dureza que ocorreu nas juntas soldadas, sendo que a série LTT6-3 mostrou o pior resultado, devido à presença da linha de óxido.

Os mapas de deformações locais, obtidos através do extensômetro ótico, apresentam-se nas Figura 16 e 17 para as séries LTT e BBP das ligas 5083-H111 e 6082-T65, respectivamente. Nas Figuras 16 b) e 17 b), séries LTT, é possível observar que as deformações se concentram na zona do defeito, e é neste local que se dá a rutura - Figura 19 b). Por outro lado, nas séries BBP das duas ligas de alumínio, as deformações concentram-se na chapa vertical (stringer) tendo a rutura ocorrido nesse mesmo local como mostra a Figura 19 a). Verificou-se, assim, que o defeito do tipo linha de óxidos tem um efeito prejudicial na resistência estática das juntas T soldadas por SFL, tanto nos ensaios de tração como nos ensaios de arrancamento.

Os carregamentos aplicados nos ensaios de fadiga foram, segundo o esquema da Figura 4 a) e a  $R=0$ , tomados, também, como área de cálculo para as tensões nominais a área da secção transversal da chapa do “skin”. A Figura 5.1 demonstra as curvas S-N em termos de gama de tensões nominais relativas à liga 5083-H111, onde se incluem as séries soldadas por SFL, LTT5-4 e BPP5-1, assim como algumas séries soldadas por MIG, com e sem pós-processamento (MIG, MIG+FSP) e o material de base (BM) para comparação. Ao comparar as séries LTT5-4 com a série BPP5-1, verifica-se que esta última, livre de defeitos, apresenta uma maior resistência à fadiga (30%) para uma vida de  $10^6$  de ciclos, o que significa que o defeito de linha de óxidos não afeta apenas a resistência estática, mas também a resistência à fadiga. A série LTT5-4 não só apresenta uma performance menor, como uma dispersão maior dos resultados devido à presença do defeito com dimensão variável de provete para provete. Em todo o caso, ambas as séries se encontram acima da curva de fadiga de juntas T soldadas por MIG, resultante das soldaduras por fricção linear apresentarem, na zona crítica, uma microestrutura mais homogeneizada e refinada, uma menor concentração de tensões e a ausência de defeitos típicos das soldaduras por fusão, tais como porosidade e faltas de fusão. A série BPP5-1 exibiu um aumento de 32,5% na sua resistência à fadiga relativamente à série MIG para uma vida de  $10^6$  de ciclos. Comparando a série livre de defeitos BPP5-1 e a serie MIG+FSP, analisada no subcapítulo 4.3 também para  $R=0$ , é possível constatar que a diferença de resistência para uma vida de  $10^6$  de ciclos é de apenas de 1 MPa mas, para vidas curtas, a série BPP5-1 apresenta maior performance à fadiga. De um modo geral, todas as séries soldadas evidenciadas na Figura 5.1 têm menor resistência à fadiga do que o material de base.

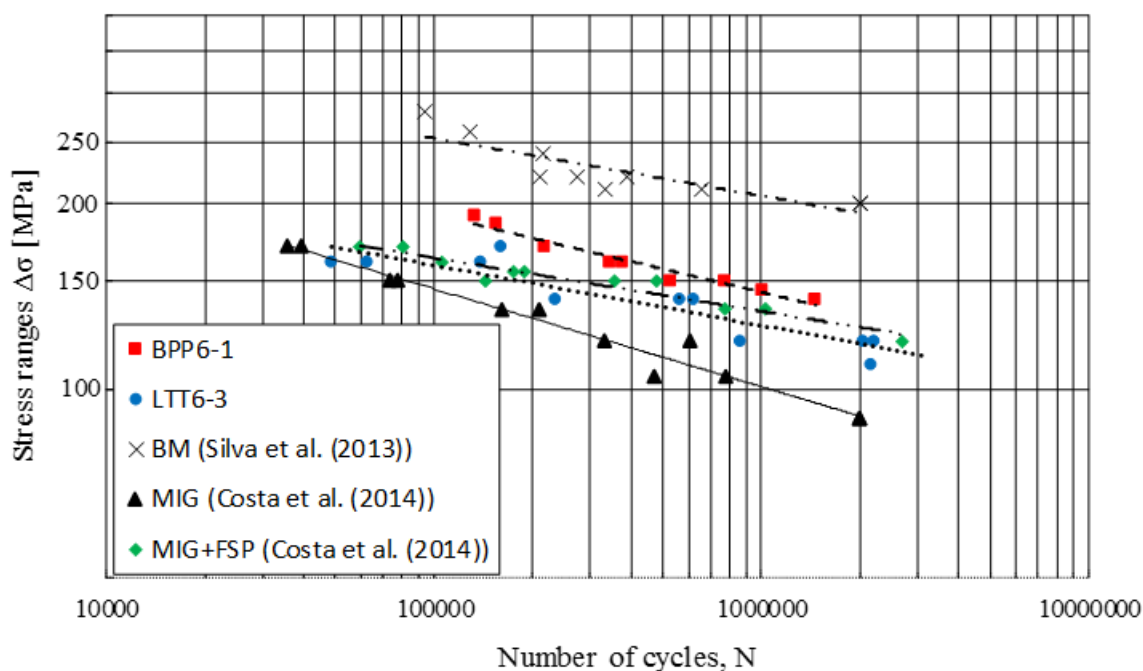


**Figura 5.1.** Resultados obtidos nos ensaios de fadiga nas séries LTT5-4 e BPP5-1 para  $R=0$  incluindo outras séries para comparação.

Se se pensar a mesma figura, mas relativamente às tensões locais em função das duas séries BPP5-1 e MIG+FSP, pode-se dizer que a diferença da performance à fadiga permanece semelhante dado que o valor de  $k_f$  sobre uma alteração mínima entre as séries, por elas apresentarem valores muito próximos relativamente aos raios de concordância, sendo esta diferença de apenas 0,49 mm em termos do valor de  $k_f$  sobre uma alteração mínima. O mesmo procedimento foi realizado para os resultados dos ensaios de fadiga obtidos para as séries LTT6-3 e BPP6-1. Na Figura 5.2 estão representados esses resultados, assim como as respetivas séries MIG, MIG+FSP e BM (Apresentadas no capítulo 3.2), todas elas para ensaios de fadiga em  $R=0$ .

A Figura 5.2 mostra as mesmas séries que a Figura 5.1, mas agora em termos de tensões locais. As duas séries BPP5-1 e MIG+FSP mantêm a diferença da performance à fadiga dado que o valor de  $k_f$  apresenta valores muito próximos.

O procedimento anterior foi replicado para os resultados dos ensaios de fadiga obtidos nas séries LTT6-3 e BPP6-1 da liga 6082-T651. Na Figura 5.2 estão representados esses resultados bem como os das séries MIG, MIG+FSP e BM (apresentadas no capítulo 3.2), também obtidos para  $R=0$ .



**Figura 5.2.** Resultados obtidos nos ensaios de fadiga nas séries LTT6-3 e BPP6-1 para  $R=0$  incluindo outras séries para comparação.

Todas as séries soldadas encontram-se abaixo da curva de fadiga do material de base, devido à concentração de tensões no pé do cordão e à grande perda de dureza registrada para as séries soldadas por SFL, MIG, com ou sem pós-processamento por PFL. Devido à presença do defeito de linha de óxidos, a série LTT6-3 apresenta uma performance à fadiga de 13% abaixo da série BPP6-1 e de 6% abaixo da série MIG+FSP para uma vida de  $10^6$  ciclos. A série apenas soldada (MIG) por MIG é a que apresenta menor resistência à fadiga. A série BPP6-1 tem uma resistência 42,5% acima da série MIG, devido à menor concentração de tensões nas zonas críticas, a uma microestrutura mais favorável e à inexistência de defeitos nas zonas críticas. A série BPP6-1 tem a melhor performance à fadiga de todas as séries soldadas, cerca de 7% melhor do que a série MIG+FSP, para uma vida de  $10^6$  de ciclos.

Na Figuras 22 e 23 é possível observar imagens representativas das superfícies de fratura dos ensaios de fadiga nas séries LTT e BPP da liga 5083-H111. Para a série LTT, que apresentou defeitos do tipo linha de óxidos em ambas as ligas de alumínio a rutura, deu-se na zona do defeito, como é possível verificar pela Figura 22 a). A amplificação na zona do defeito (Figura 22 b), zona 1) mostra pequenas cavidades com deformação plástica ao redor das



mesmas, que é sinal da fraca ligação entre as duas partes, devido ao defeito de linha de óxidos. Na zona de fratura da amostra (Figura c), zona 2) observa-se uma superfície de fratura frágil.

Paras as séries livres de defeitos, a iniciação de fenda ocorreu no pé do cordão de soldadura, como seria de esperar, iniciando-se a partir de um pequeno defeito superficial que está sinalizado com uma seta vermelha na Figura 23 a). Ampliando a zona 1 da Figura 23 a), que corresponde à zona de propagação de fenda, conseguem ver-se estrias de propagação da fenda - figura 23 b).

Tendo em conta os resultados de fadiga obtidos em ambas as ligas com as séries BPP e MIG+FSP, que não apresentaram defeitos de nenhum tipo e com raios de concordância bem definidos, conclui-se ser ligeiramente mais benéfico a opção por juntas T soldadas por SFL do que por juntas T soldadas por MIG e pós-processadas por PFL. Esta escolha revela-se vantajosa sobretudo em termos industriais, por ser mais económico soldar diretamente pelo processo de SFL. Contudo, é importante realçar que as soldaduras realizadas por SFL apresentam dificuldades de execução para espessura elevadas, enquanto que o PFL é mais flexível por ser um tratamento aplicado numa região superficial, que não envolve esforços tão elevados.

A principal conclusão do estudo realizado neste capítulo é que é possível produzir juntas T soldadas por SFL nas ligas 5083-H111 e 6082-T651 de elevadas resistências estática e à fadiga, sem defeitos de soldaduras, sem diminuição de espessura e com raios de concordância bem definidos, usando uma tecnologia simples e económica.

## APÊNDICE III

Journal of Materials Processing Tech. 255 (2018) 387–399



Contents lists available at ScienceDirect

Journal of Materials Processing Tech.

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/jmatprotec](http://www.elsevier.com/locate/jmatprotec)

## Assessment of friction stir welding aluminium T-joints

J.S. Jesus\*, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira

CEMMPRE, Centre for Mechanical Engineering, Materials and Processes, University of Coimbra, Mechanical Engineering Department, Pínhal de Marrocos, 3030-788, Coimbra, Portugal



## ARTICLE INFO

## Keywords:

Friction stir welding  
T-joint  
Tool design  
AA 5083-H111  
AA 6082-T6  
Microstructure  
Mechanical behaviour

## ABSTRACT

Welds on AA 5083-H111 and AA 6082-T6 plates were performed in T-butt and T-lap configurations using three different tool pin geometries: tapered and threaded, quadrangular pyramidal and progressive pin, part threaded cylindrical and part pyramidal. Tunnel defects, kissing bond and oxides lines were observed in joints produced with the pyramidal pin tool and welds produced with the tapered pin tool only showed the presence of kissing-bond defects. The welds produced with the progressive tool did not reveal defects. No significant change in hardness was observed in all combinations of tool and joint geometry and the best mechanical performance was obtained with the welds produced with the progressive tool in the T-butt configuration. The T-butt joint configuration shows better FSW performance than the T-lap joint configuration.

## 1. Introduction

The Friction Stir Welding (FSW) technique is largely used in “soft” materials such as aluminium, copper, nickel and brass; although its application to the harder materials such as steel or titanium alloys, for instance, is currently being widely investigated. For example, Yazdipour and Heidarzadeh (2016) studied dissimilar butt joints of AA 5083-H321 and 316L stainless steel concluding that is possible to create dissimilar butt joints without defects and Huabing et al. (2017) produced butt joints in super-austenitic stainless steel S32654 sheets of 2.4 mm thick. Joints welded with this technology present better mechanical behaviour than those using conventional techniques such as MIG and TIG for 5xxx and 6xxx aluminium alloys and, in addition, show a much smaller induced plate distortion.

Kumagai and Tanaka (1999) compared the tensile properties of AA 5083-H112 butt joints welded by FSW with those subject to metal inert gas (MIG) welding. They exhibited only slight differences in yield and tensile strength between the base material and weld series (MIG welds and Friction Stir Welds). The friction stir welds and base material presented similar elongation, yield stress and tensile strength but higher than the MIG welds. On the other hand, Zhou et al. (2005) concluded that the fatigue life under the stress ratio  $R = 0.1$  of the Friction Stir Welds on AA 5083-O is 9–12 times longer than that achieved by MIG welds.

Moreira et al. (2007) studied the mechanical behaviour of butt welds on 3 mm thick plates of AA 6082-T6 and AA 6061-T6 using MIG and FSW. Both welding processes lead to a decrease in the mechanical properties of the materials, although the reduction was more

pronounced in the MIG welds. Moreover the Friction Stir Welds for the AA 6061-T6 present shorter fatigue lives than for the AA 6082-T6. Apart from the fatigue life of the Friction Stir Welds being longer than for the MIG welds, the fatigue scatter was also somewhat higher in the MIG weld specimens than for the Friction Stir Welds.

Cui et al. (2013) has reported the difficulty in producing high quality T-joint welds by FSW. For the FSW of T-joint geometry in aluminium alloys, Zhao et al. (2014) mention that tunnel defects currently form in the advancing side of the weld close to the fillet radius between the skin and the stringer due to poor material flow. These authors reported that reducing the welding speed relative to the tool rotation speed reduces the formation and size of these defects. Another common defect in this type of joint is the kissing bond induced by inappropriate interaction between the flux induced by the tool shoulder and the flux induced by the tool pin. This defect extends over a line of oxides that is diagonally oriented from the fillet radius to the original interface of the plates. Zhou et al. (2014) state that the extension of the defect increases with the welding speed, forming a preferential fail zone in tensile tests. Besides these welding parameters, other factors such as the geometry of the tool and the joint geometry also seem to have a considerable influence on the formation of defects as was proposed by Ilangovana et al. (2015) showing that the use of a tool with a threaded pin contributes to better flow of materials between two alloys AA 6061–AA 5086. T-joints are used as structural parts in shipbuilding, automotive and aerospace industries, currently welded by conventional MIG and TIG processes. The majority of the works found about T-joint welds by FSW focus their research on the 6xxx series alloys since they have a low strength and a high work hardening coefficient, which facilitates the production of

\* Corresponding author.

E-mail address: [joel.jesus@uc.pt](mailto:joel.jesus@uc.pt) (J.S. Jesus).<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.036>

Received 4 July 2017; Received in revised form 26 December 2017; Accepted 28 December 2017

Available online 29 December 2017

0924-0136/ © 2017 Elsevier B.V. All rights reserved.

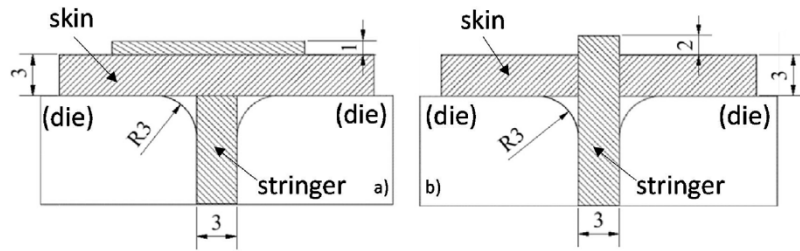


Fig. 1. Schematic view of the joint configurations tested (dimensions in mm): a) T-lap joint, b) T-butt joint.

Table 1  
Chemical composition of AA 5083-H111 and AA 6082-T6 (wt %).

AA	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Other	Al
5083-H111	< 0.4	4.5	1.0	0.4	0.05	0.1	0.25	0.15	–	Balance
6082-T6	1.05	0.8	0.68	0.26	0.01	0.04	0.02	0.01	0.05	Balance

Table 2  
Main mechanical properties of AA 5083-H111 and AA 6082-T6.

AA	Tensile strength $\sigma_{uts}$ [MPa]	Yield strength $\sigma_{ys}$ [MPa]	Elongation $\epsilon_r$ (%)	Hardness Hv
5083-H111	320	158	23.7	80
6082-T6	330	307	10	115

defect-free welds due to an adequate material flow. No articles were found on AA 5083-H111 T-joints, perhaps because it is more difficult to induce an adequate plastic flow in this alloy. Leitão et al. (2012) studied the weldability in friction stir welding for AA 5083-H111 and AA 6082-T6 and concluded that the AA 5083-H111 showed a very poor weldability under the same welding conditions as the AA 6082-T6.

Finally, none of the studies show any concern for the reduction of the thickness in the skin induced by welding. In fact, T-joints require the production of fillets between the skin and the stringer in order to

prevent a local concentration of stresses. The production of these fillets consumes material which is initially sourced from the skin, which then leads to a local reduction of the thickness of this part. This research will study the effect of the tool and joint geometries on the morphology and mechanical behaviour of Friction Stir Welds T-joints in AA 5083-H111 and AA 6082-T651 and compare the results with those measured in similar welds using the MIG process. These new joint configurations allow producing T-joints with perfect fillets, without reduction of thickness and low distortion.

## 2. Materials and testing procedure

### 2.1. Materials

The welds were done on 3 mm thick plates for the skin and the stringer (see Fig. 1) both in AA 5083-H111 and AA 6082-T651 for each kind of T-joint configuration. The AA 5083-H111 is a non-heat-

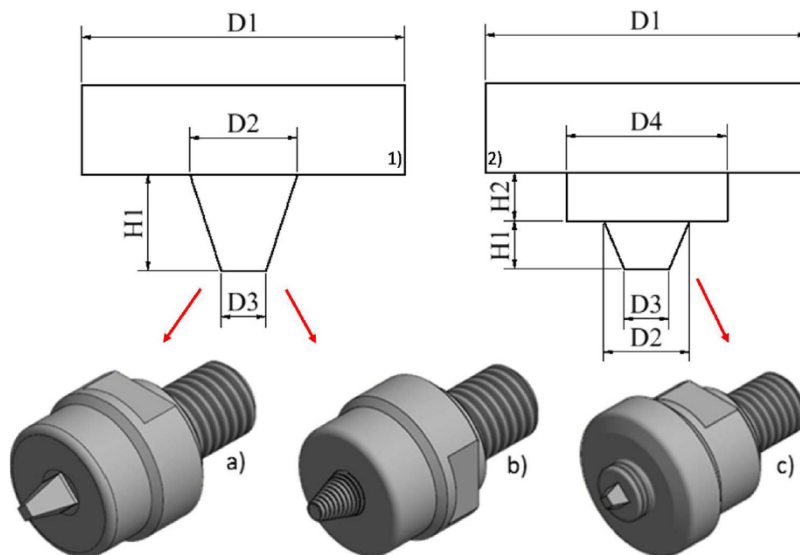


Fig. 2. Schematic view and dimensions for the tool geometries tested: a) Pyramidal pin; b) Tapered and threaded pin; c) Progressive pin.

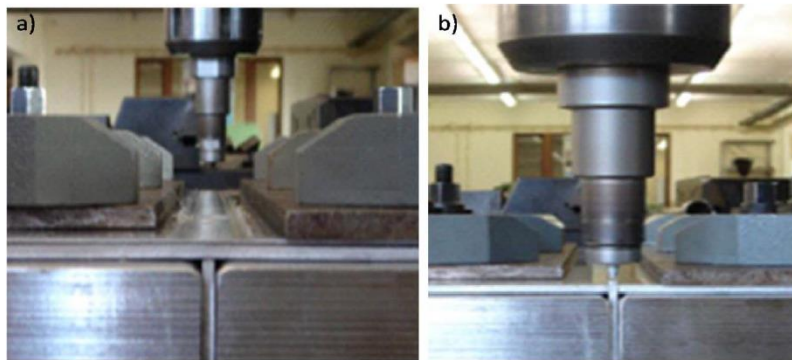


Fig. 3. FSW T-joints: a) T-butt joint; b) T-lap joint.

 Table 3  
Main dimensions of the tools.

Tool geometry	Shoulder (mm)	Pin base (mm)	Pin head (mm)	Pin Height (mm)	Progressive base diameter (mm)	Progressive base height (mm)	Shoulder concavity angle (°)
Schematic view reference	D1	D2	D3	H1	D4	H2	–
Pyramidal	Ø 18	6	2.5	5.8	–	–	5
Tapered and threaded	Ø 18	Ø 6	Ø 2.5	5.8	–	–	5
Progressive Pyramidal	Ø 18	4.8	2.5	2.5	M9	2.7	5

 Table 4  
Welding parameters and specimen references for the AA 5083-H111 welds.

Specimen reference	Configuration	Tool geometry	Speed rotation (rpm)	Feed rate (mm/min)	Tool plunge depth (mm)	Tilt angle (°)
LP5-1	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.1	3
LP5-2	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.2	3
LP5-3	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.3	3
LP5-4	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.4	3
BP5-1	T-butt	Pyramidal	1140	60	5.9	3.8
BP5-2	T-butt	Pyramidal	1140	60	5.9	4.5
BP5-3	T-butt	Pyramidal	1140	60	5.8	4.5
LTT5-1	T-lap	Tapered and threaded	1140	60	6.1	3
LTT5-2	T-lap	Tapered and threaded	1140	60	6.2	3
LTT5-3	T-lap	Tapered and threaded	1140	60	6.3	3
LTT5-4	T-lap	Tapered and threaded	1140	60	6.4	3
BPP5-1	T-butt	Progressive Pyramidal	660	60	5.5	3

treatable alloy, and plastic deformation is the main hardening mechanism in this alloy. The H111 condition was obtained with some work hardening by shaping processes but less than that required for an H11 temper. On the other hand, the AA 6082-T651 is a heat-treatable alloy, where the main hardening mechanism is the formation of thin hardening precipitates. The T651 condition was obtained through artificial ageing at a temperature in the range of 170–200 °C. The nominal chemical composition and main mechanical properties of the base materials are presented in Tables 1 and 2, respectively.

## 2.2. The FSW of the T-joints

Two different joint configurations were used: T-lap joint and T-butt joint, as illustrated in the schematic view in Fig. 1. These joints were chosen in order to provide material for filling the fillets, preventing a

local reduction in the thickness of the skin. The fillet radius (R3) was chosen equal to the thickness of the plates and a special holder was constructed to fix the plates in position and to ensure the radius of curvature of the fillets, as shown in the same image.

The T-lap joints were composed by 333 × 160 mm plates for the stringer and 330 × 34 mm plates for the stringer. On the other hand, the T-butt joints were built by two plates with 330 × 80 mm for the skin and one plate with 330 × 38 mm for the stringer. The plate superimposed on the skin in the T-lap joint, Fig. 1a), is 1 mm thick and centred with the stringer. The height of the stringer above the skin, see Fig. 1b), was defined with 2 mm so as to be able to provide sufficient material to fill the fillets.

Three different tools were used, all with the same shoulder geometry but different pin shape, respectively a: pyramidal pin, tapered threaded pin and progressive pin, as shown in Fig. 2, respectively in images a), b) and c).

The tool with a tapered and threaded pin was constructed in order to improve the vertical material flow relative to the pyramidal one, while the tool with a progressive pin was designed with the aim of advancing the material flow to the fillet zones. The tool rotation (660–1140 rpm) and traverse (60 mm/min) speeds were chosen based on preliminary tests. The welds were performed in position control in a Cincinnati milling machine, with the tool plunge depth set tentatively. The FSW setup for a T-lap joint (a) and a T-butt joint (b) is shown in Fig. 3. Table 3 shows the main dimensions of the tools.

Table 4 presents the parameters for each weld performed on AA 5083-H111 and the respective specimen reference. For the sake of clarity, the following explains the sample references; the first letter corresponds to the joint configuration “L” for T-lap joint and “B” to T-butt joint; the second letter is for the tool pin geometry, “P” is for the tool with the pyramidal pin, “T” for the tapered and threaded pin tool and the letters “PP” correspond to the pyramidal progressive pin tool. A digit which represents the aluminium alloy used (“5” for AA 50083-H111 and “6” for AA 6082-T6). Finally, the last digit is the weld number of each series, because several welds were done for each series. For instance LP5-1 means a weld executed with the pyramidal pin tool in a T-lap joint on AA 5083-H111 as the base material.

The parameters were chosen based on preliminary trials. However,



Table 5  
Welding parameters and specimen references for the AA 6082-T6 welds.

Specimen reference	Configuration	Tool geometry	Speed rotation (rpm)	Feed rate (mm/min)	Tool plunge depth (mm)	Tilt angle (°)
LP6-1	T-lap	Pyramidal	1140	120	6.1	3
LP6-2	T-lap	Pyramidal	1140	120	6.2	3
LP6-3	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.3	3
LP6-4	T-lap	Pyramidal	1140	60	6.4	3
LTT6-1	T-lap	Tapered and threaded	1140	120	6.1	3
LTT6-2	T-lap	Tapered and threaded	1140	120	6.2	3
LTT6-3	T-lap	Tapered and threaded	1140	120	6.4	3
BPP6-1	T-butt	Progressive Pyramidal	1140	60	5.5	3

the tilt angle was increased for the BP5 samples in order to maintain the excess of the stringer material under the shoulder. Being, the tilt angle, the angle between the normal to work plane and the axis of the tool.

The welding parameters and specimen references for the AA 6082-T6 welds are provided in Table 5.

### 2.3. Weld testing procedure

Once the welds were performed, the plates were cut into  $18 \times 60$  mm and  $17 \times 160$  mm slices perpendicular to the weld direction for subsequent morphological analysis and mechanical testing, respectability. Following standard metallographic practice (ASTM Standard E3, 2011) and using modified Poulton's reagent the most important microstructures for optical microscopic analysis were revealed. The grain size was measured in the base materials and welds according to the Heyn linear intercept procedure (ASTM Standard E112, 2012).

The T-joint microhardness profile measured at the cross section of the weld was performed using a Struers Type Duramin microhardness tester along an indentation line at 0.5 mm from the skin surface closest to the stringer. The distance between successive indentations was 0.5 mm and a testing load of 200 g was applied for 15 s according to the ASTM Standard E384, 2011 standard.

As was referred previously, in order to perform the tensile and the fatigue tests were used samples with  $17 \times 30$  cross section and 160 mm length. (see Fig. 4a). The tensile tests on the skin were performed at

room temperature in an Instron universal testing machine, model 4206, using a conventional extensometer and a testing speed of 2 mm/min. The same parameters and test machine were used to accomplish the pull-out tests on the stringer. However, an optical extensometer with digital image correlation (Amaris®) was used to obtain the strain mapping. The loading geometry used for accomplish the pull-out tests is shown in Fig. 4b).

S-N fatigue curves were obtained in an Instron hydraulic testing machine, loading the specimens perpendicularly to the weld direction, thus on the longitudinal direction of the skin (i.e. in the rolling direction of the parent material), as shown in Fig. 4a). A sinusoidal load wave with a frequency within the range of 20–30 Hz, under constant amplitude loading for a stress ratio  $R = 0$  was applied. Complete specimen rupture was adopted as the criterion for fatigue failure.

Finally, the fractured surfaces of fatigue specimens were analysed in a Carl Zeiss \* Gemini 2 Scanning Electron Microscope (SEM).

## 3. Results and discussion

### 3.1. Morphologic analysis

Preliminary tests showed that the morphology of the welds was significantly influenced by the tool geometry and welding parameters but also by the characteristics of the alloy being welded so, the morphological analysis is presented separately for each alloy studied. In general the welds showed excellent surface appearance, with the area of the fillets with good finish, as shown in Fig. 5 for an LP5-1 weld.

#### 3.1.1. AA 5083-H111 FSW T-joints

Fig. 6 shows macrographs of the T-lap welds LP5-1 (a) and LP5-2 (b), as examples for this specimen series (LP5). All specimens show a tunnel defect and a kissing bond, indicated by arrows. In fact, the defect designated here by kissing bond extending through a gap separating flows of material with insufficient pressure to cause the bonding of the material, thus creating a physical material separation. On the other hand the oxides line defect is caused by the same reasons of the kissing bond but exist a weak connection in this zone. Increasing the tool plunge depth from the LP5-1 to LP5-4 welds, the tunnel defect tended to become smaller but never disappeared as well as the kissing bond that became less pronounced but remained present in all welds.

The T-butt welds BP5-1 (a), BP5-2 (b) and BP5-3 (c), shown in Fig. 7, have a worse quality than the previous welds exhibited in Fig. 6, because besides the tunnel defect, they also all have a kissing bond on the advancing side. In addition, the formation of the kissing bond on the retreating side of the welds BP5-2, Fig. 7b), and BP5-3, Fig. 7c), was

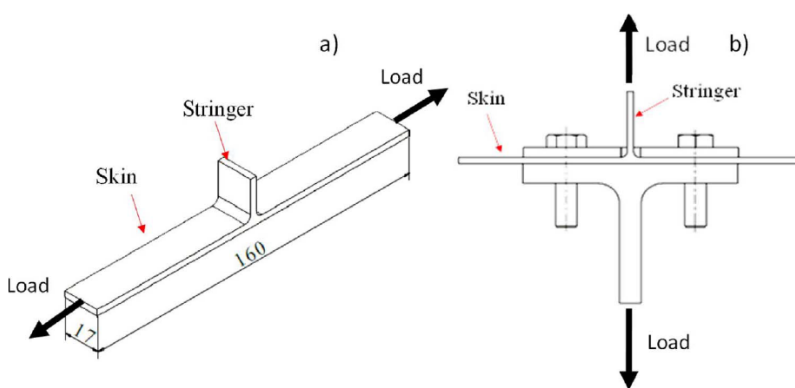


Fig. 4. Schematic view of the specimens and setup for the: a) tensile and fatigue tests (dimensions in mm); b) pull-out test.



Fig. 5. Macrograph of a weld LP5-1. a) Skin side; b) Fillet side.

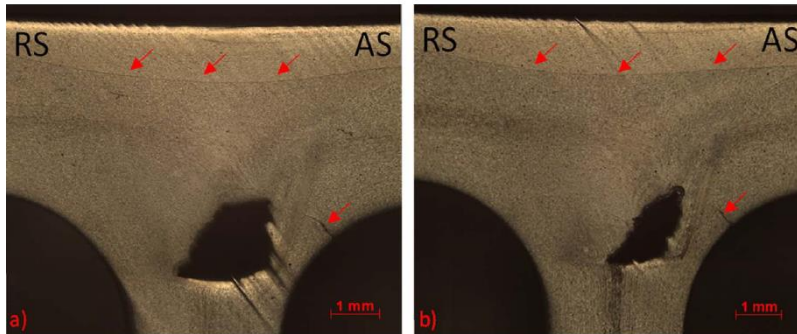


Fig. 6. Morphology of the AA 5083-H111 T-lap welds for LP5-1 (a) and LP5-2 (b). RS-retreating side, AS-advancing side.

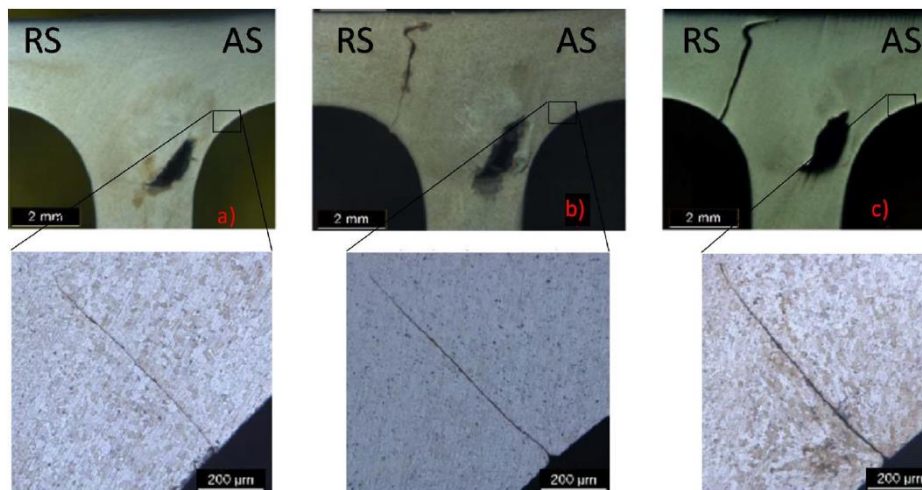


Fig. 7. Morphology of the AA 5083-H111 T-butt welds: a) BP5-1; b) BP5-2; c) BP5-3. RS-retreating side; AS-advancing side.

observed. No kissing bond was observed on the retreating side of weld BP5-1, see Fig. 7(a). Fig. 7(a) and b) also demonstrate that the size of the defects increases as the tilt angle increases from 3.8° to 4.5°. Besides this, by comparing Fig. 7(b) and c) it is also possible to conclude that when keeping the tilt angle constant, the defects increase as the tool plunge depth decreases. This behaviour can be explained by the decrease in the vertical pressure between the tool shoulder and the plate, due to the increase in the tilt angle and the reduction in the tool plunge depth.

Considering the results obtained with the pyramidal pin tool for this aluminium alloy, it can be concluded that this tool does not provide

adequate material flow in order to prevent defect formation, independently of the T-joint configuration, at least for the range of parameters studied.

Apparently, better results were achieved in the LTT5-1 to LTT5-4 welds, using the tapered and threaded pin geometry, as illustrated in Fig. 8. This figure shows that all the welds present better macroscopic appearance, without tunnel defects, but a more detailed analysis shows a few drawbacks. For instance, the LTT5-1 weld (Fig. 8(a)) shows kissing-bond and tunnel defects on the advanced side (marked by arrows). As the tool plunge depth increases from LTT5-1 (Fig. 8(a)), to LTT5-4 (Fig. 8(d)) these defects become less obvious. However a micrographic



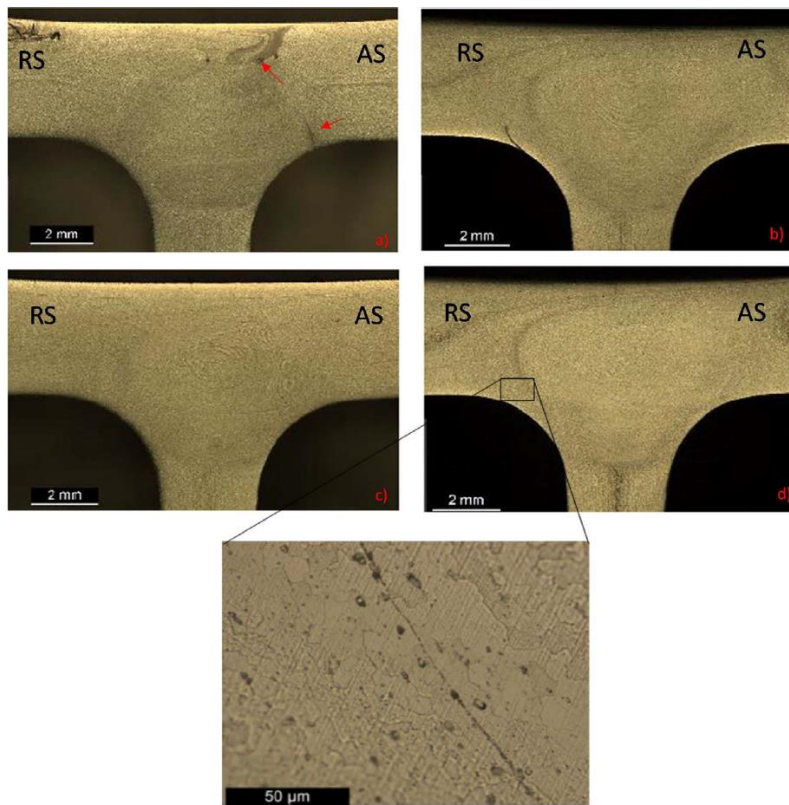


Fig. 8. Morphology of the AA 5083-H111 T-lap welds for: a) LTT5-1; b) LTT5-2; c) LTT5-3; d) LTT5-4 and a magnification of LTT5-4. RS-retreating side, AS-advancing side.

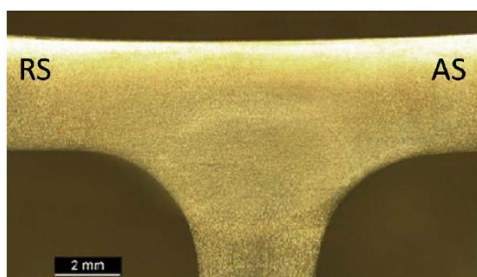


Fig. 9. Morphology of the AA 5083-H111 T-butt weld BPP5-1. RS-retreating side, AS-advancing side.

examination revealed that the LTT5-3 and LTT5-4 welds have oxides lines on the retreating side, as illustrated in Fig. 8(d).

The tapered and threaded pin geometry improved the material flow in the T-lap joint leading to almost defect-free welds and without a reduction in thickness for the 5083-H111 aluminium alloy. In order to obtain welds completely free of defects, a new tool geometry was designed and tested with a progressive pyramidal pin as shown in Fig. 2 c). A macrograph of the T-butt weld BPP5-1 is illustrated in Fig. 9, which shows that the weld is free from any macro or micro defects, without a reduction in skin thickness and an excellent fillet radius. This tool geometry promotes adequate flow material for this job but it is obvious that other parameters such as the joint configuration and tool

plunge depth also play an important role in this process. No tests have been performed until now with a similar tool in the T-Lap joint configuration.

### 3.1.2. AA 6082-T6 FSW T-joints

The T-lap welds performed on AA 6082-T6 plates using the tool with pyramidal pin also present a large cavity and a high kissing bond as shown in Fig. 10 for the LP6-1, LP6-2, LP6-3 and LP6-4 welds.

These defects became less severe as the tool plunge depth increases from 6.1 to 6.4 mm, as can be observed by comparing Fig. 10(a)–(d). It is obvious that the pressure of the shoulder has a relevant role in the flow of material, although the decrease in feed rate from 120 to 60 mm/min also contributes to increasing the heat input and facilitating the material flow.

The pyramid tool also failed to produce defect-free welds, at least in the range of the welding parameters considered. This behaviour is probably due to the poor ability of this tool geometry to drag the material towards the root of the weld.

Metallographic analysis for the LTT6-1 (a), LTT6-2 (b) and LTT6-3 (c) welds is shown in Fig. 11(a)–(c), respectively. An analysis of the images allows to see that the flow of material in the first two welds is very different from the third one. In fact, it is observed that the material flow is induced essentially by the pin in the former, which led to the formation of several horizontal flows, with weak interference between them, which suggests the almost total absence of vertical flow. This was due to the poor penetration of the tool that caused its base not to drag enough material to the periphery of the pin, thus not feeding it with material that should have been pushed towards the root. This reduces the hydrostatic pressure in the material flows, making it difficult to mix



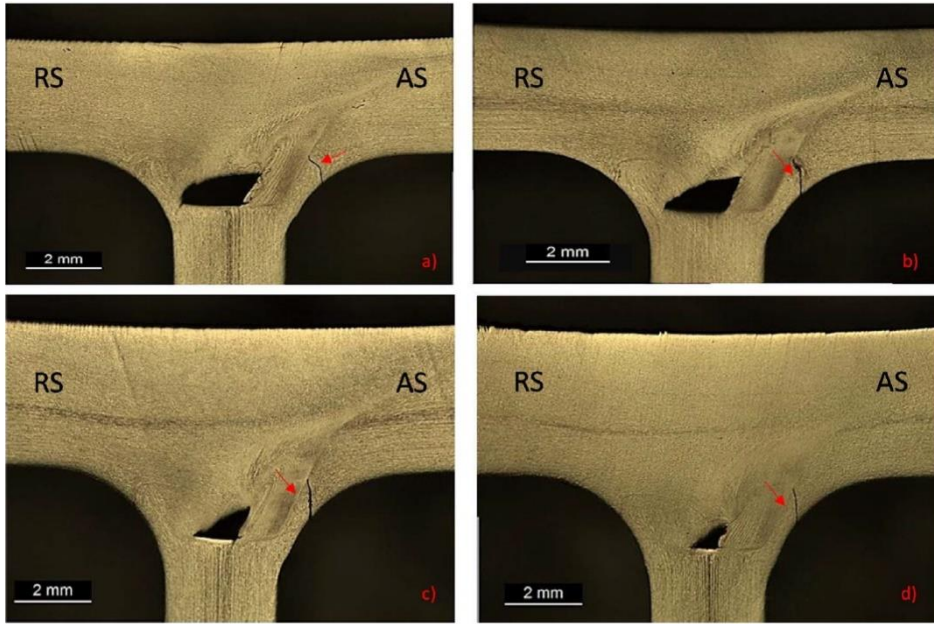


Fig. 10. Morphology of the 6082-T6 T-lap welds: a) LP6-1; b) LP6-2; c) LP6-3; (c) d) LP6-4 (d). RS-retreating side, AS-advancing side.

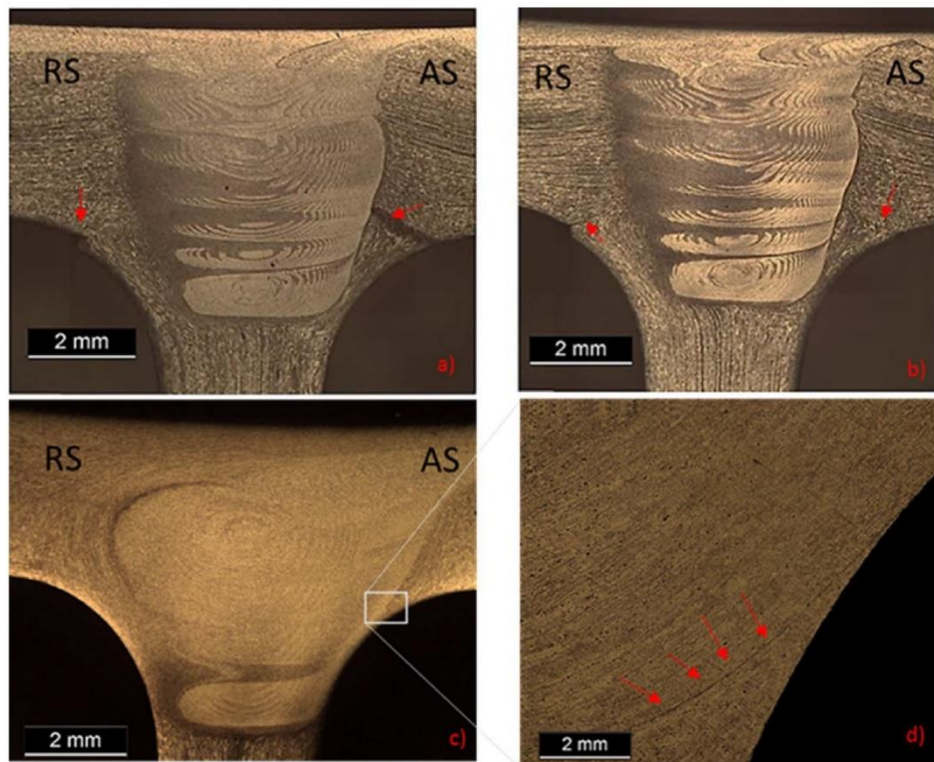


Fig. 11. Morphology of the 6082-T6 T-lap welds: a) LTT6-1; b) LTT6-2; c) LTT6-3; d) magnification of image c). RS-retreating side, AS-advancing side.



Fig. 12. Morphology of the 6082-T6 T-butt weld for specimen BPP6-1. RS-retreating side, AS-advancing side.

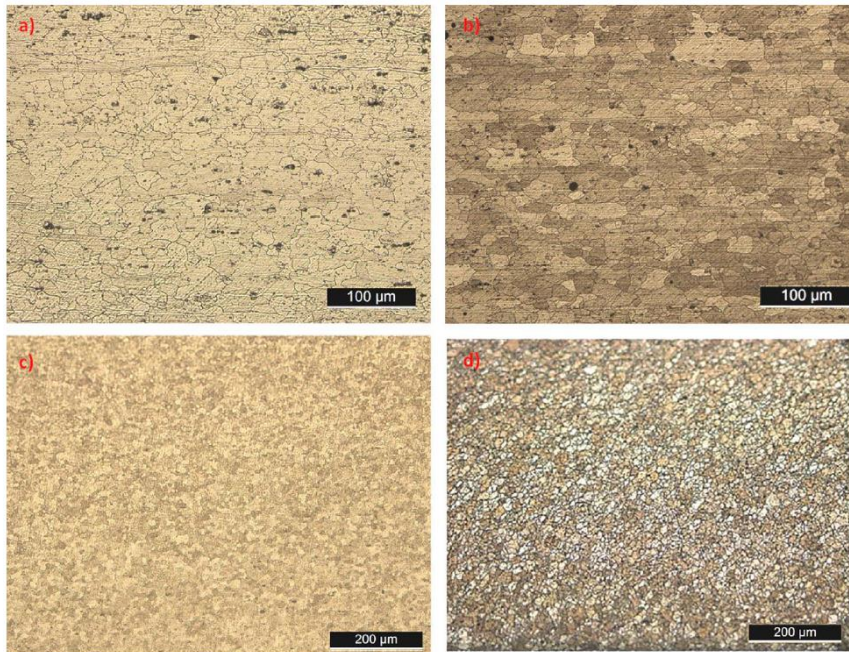


Fig. 13. Metallographic analysis of the AA 5083-H111 base material (a), the AA 6082-T6 base material (b), the BPP5-1 weld nugget (c) and the BPP6-1 weld nugget (d).

Table 6  
Average grain size of base welds and materials.

Specimen reference	Grain size (μm)
LTT5-4	8-9
BPP5-1	8-9
LTT6-3	8-9
BPP6-1	10-11
AA 5083-H111	14-15
AA 6082-T6	25-37

streams and promotes the formation of crevices (kissing bond defects) such as those shown in Fig. 11a) and b). In the LTT6-3 weld, a greater penetration depth of the tool was used, which led to an increase in the vertical flow of material, with a single onion shell covering almost the entire height of the weld, with only one secondary flow appearing in the lower part, almost at the end of the fillet, see Fig. 11c). Fig. 11d) shows the presence of a line of oxides corresponding to the upward flow of material on the feed side, which passes between the tool and the die. This shows that there was a downward flow at retreating side during this welding otherwise there would be no upward flow at the advancing side. It is further shown that these oxides lines negatively influences the weld strength. It was because of this that the tool with a progressive pin

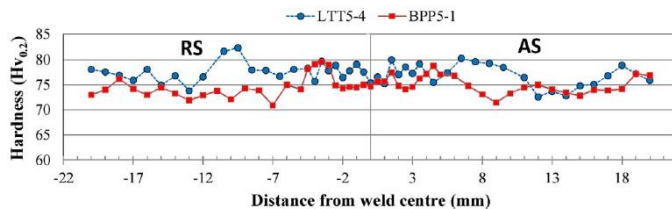


Fig. 14. Hardness profiles for the specimens LTT5-4 and BPP5-1. RS-retreating side, AS-advancing side.



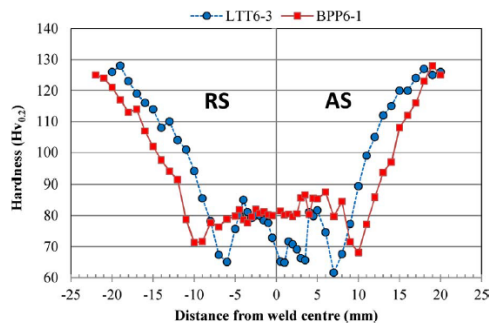


Fig. 15. Hardness profile for specimens LTT6-3 and BPP6-1. RS-retreating side, AS-advancing side.

Table 7  
Tensile test results for the base material and welds on AA 5083-H111.

Specimen reference	Ultimate tensile stress, $\sigma_{ult}$ (MPa)	Weld efficiency, $\eta$
LTT5-4	279 ± 12	0.87
BPP5-1	301 ± 8	0.95
AA 5083-H111	320	–

was developed, with the purpose of altering the flow and removing the oxides lines.

Fig. 12 shows a macrograph of weld BPP6-1 performed with the progressive pyramidal tool in T-butt joint geometry. As can be seen, the weld zone shown in Fig. 12 is larger than the previous welds obtained with the other tools, which means that a larger volume of metal was displaced by the tool, which contributed to obtaining a defect-free weld, as seen in the image. This tool has been tested only for the T-butt configuration, but it has been found that it produces welds free of defects in this joint configuration, even for a lower tool penetration depth than the pyramid tool.

The results also show that the weldability of AA 6082-T6 is higher than that of AA 5083-H111 because fewer defects were observed in the welds in the first alloy. This behaviour is due to the more pronounced softening at increasing temperatures in AA 6082-T6, so it will easily undergo intense plastic deformation under loading for a large range of temperatures. On the contrary, the AA 5083, which displays work-hardening and steady flow stress at higher temperatures, as was reported by Leitão et al. (2012), is harder to weld.

The T-lap configuration presented a higher sensitivity to the weld parameters and material used in the weld (propitious to generate kissing-bond defects in the boundary between the superimposed plate and

the skin), but a good choice of these parameters can lead to a good-quality weld. However, the T-lap joint configuration produces an excess of burrs which must be removed by machining. On the other hand, the T-butt configuration is a less complex geometry than the T-lap configuration.

### 3.2. Microstructure

Although the geometry of the tools greatly influences the morphology of the welds, as shown above, its effect on the microstructure is limited. All the tools produce grain refinement in the nugget zone for the welding parameters studied, as illustrated in Fig. 13 for both base materials and the two welds' nugget zone, one in each material.

The average grain size for the best welds and respective base materials is plotted in Table 6. In the case of welds in AA 5083-H111, and looking only at the geometry of the tool, it would be expected that the progressive tool would generate more heat in the BPP5-1 welding, because the area of contact between the pin and the material is larger, thus resulting in larger grain size than the conical tool in the LTT5-4 weld. In fact, Table 6 shows that the two welds have identical grain size. This can be justified because the LTT5-4 weld was performed with a much higher tool rotation speed (1,140 rpm) than the BPP5-1 weld (660 rpm). For the welds LTT6-3 and BPP6-1 the difference in grain size is perceptible because although both welds were executed at the same tool rotation speed (1,140 rpm) more heat was generated by the BPP6-1 tool, which in conjunction with its lower feed speed also increases the heat input.

### 3.3. Hardness

In the majority of welds, and regardless of the geometry of the tool or the remaining welding parameters used, it was found that there was no significant variation in hardness in the weld zones when compared with the base material AA 5083-H111, which has an average hardness of 80 Hv<sub>0.2</sub>. Fig. 14 shows the hardness profiles for welds performed in this alloy with the tapered and threaded pin tool (LTT5-4) and with the progressive pin tool (BPP5-1). This is because the alloy is in the very soft temper H111, with little possibility of increasing the hardness.

All welds on the 6082-T6 aluminium alloy exhibit significant reduction in hardness in the nugget and Heat Affected Zone (HAZ), as shown in Fig. 15 for an LTT6-3 weld performed with the taper and threaded pin tool and a BPP6-1 weld, executed with the progressive pin tool. This decrease in hardness was explained previously by Svensson et al. (2000), due to the dissolution of the hardening precipitates, mainly in the nugget, and also some coarsening of some of these precipitates in the HAZ. The progressive tool produced a larger weld zone (between -10 and 10 mm for specimen BPP6-1) than the tapered and threaded pin tool (between -7 and 7 mm for specimen LTT6-3),

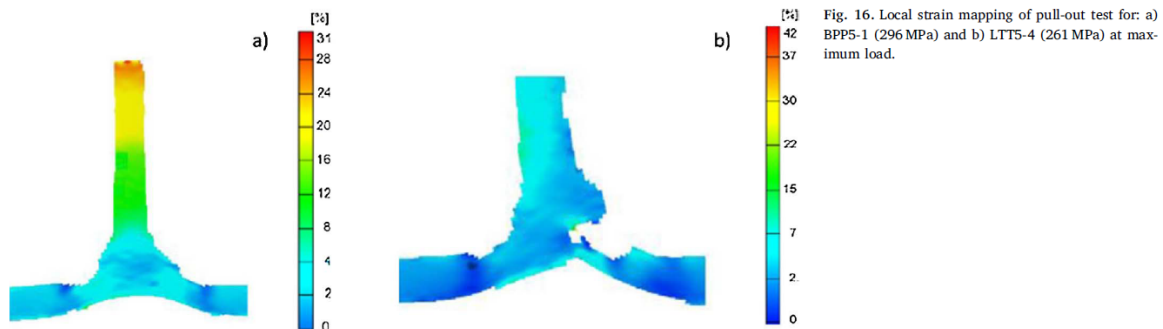


Fig. 16. Local strain mapping of pull-out test for: a) BPP5-1 (296 MPa) and b) LTT5-4 (261 MPa) at maximum load.

**Table 8**  
Tensile test results for the AA 6082-T6 welds and base material.

Specimen reference	UTS (MPa)	Weld efficiency, $\eta$
LTT6-3	160 $\pm$ 11.5	0.5
BPP6-1	216 $\pm$ 2.5	0.7
AA 6082-T6	330	–

because of the larger diameter of the threaded pin of the former tool. Further, no significant differences were observed in the hardness of the welds in AA 6082-T6. The T-joint configuration has no significant influence on the final hardness profile of the welds.

### 3.4. Pull-out and tensile tests

Table 7 presents the ultimate tensile stress taken from the tensile tests of defect-free welds on AA 5083-H111. The tensile stress presented in the table was obtained by dividing the tensile load by the cross section of the skin. The efficiency of the weld, characterized by the ratio between tensile strengths of the weld and the base material, is also shown in the table.

The LTT5-4 weld shows the worst performance owing to the presence of an oxides line, which reduces the efficiency of the weld by 8% when compared to the BPP5-1 weld. The best mechanical behaviour was obtained for the BPP5-1 series because this weld was free of defects. This justifies the importance of developing tools to prevent defects such as internal cavities as well as oxide lines or kissing-bond defects.

The influence of the kissing-bond defect on the mechanical behaviour of welds is clearly shown in the local strain mapping, as illustrated in Fig. 16. This mapping was obtained with the optical extensometer ARAMIS from the pull-out tests. The LTT5-4 specimens broke along the oxides line present at the weld toe (see Fig. 16b)), while the BPP5-1 specimens concentrated the deformation in the stringer leading to breaks in the base material.

The tensile properties, taken from tensile tests, of the defect-free welds in AA 6082-T6, are shown in Table 8 (as was previously the case, the tensile stress presented in the table was obtained dividing the tensile load by the cross section of the skin). A substantial decrease in tensile strength can be observed for both welds, LTT6-3 and BPP6-1, due to the dissolution of the strengthening precipitates mentioned. Again, the presence of the oxides line in the weld toe affects the tensile performance of the welds, as may be observed by comparing the tensile strength of welds LTT6-3 and BPP6-1. The lower resistance of weld LTT6-3 can be attributed essentially to the presence of the defect, since the difference in hardness between the two welds, shown in Fig. 15, is very small.

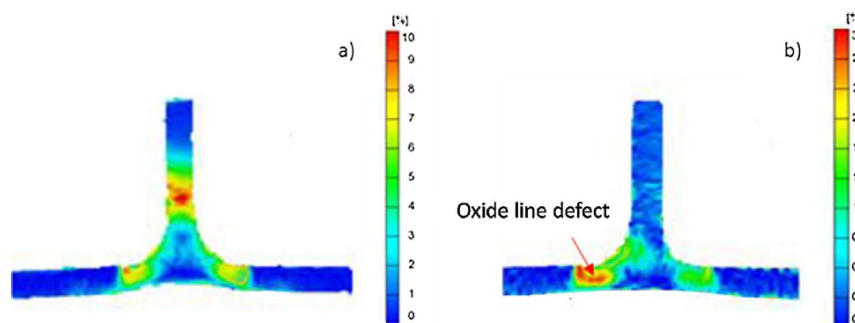


Fig. 17. Local strain mapping of pull-out tests for (a) BPP6-1 (225 MPa) and (b) LTT6-3 (168 MPa) at maximum load.

Fig. 17 shows the local strain mapping of the pull-out tests for welds (a) BPP6-1 (225 MPa) and (b) LTT6-3 (168 MPa) at maximum load. It is possible to see that in sample LTT6-3 the deformation concentrated mainly in the area where the oxides line defect (marked by the arrow in Fig. 17b) is located and failure occurred in this zone, while sample BPP6-1 displays a concentration of the deformation in the stringer and breaks throughout the heat-affected zone of the stringer, as can be observed in Fig. 17(a).

### 3.4.1. Fracture analysis of the tensile and pull-out tests

Fig. 18 shows two examples to illustrate the fracture zone of the tensile specimens (from the tensile tests for T-joints in AA 6082-T6). All specimens with oxides line defects broke in this zone where this defect existed, namely in the weld toe as can be seen in Fig. 18b). On the other hand, specimens without defects broke in the heat-affected zone (see Fig. 18a) where the lowest hardness is present.

Similar results were observed for the pull-out tests in Fig. 19 (for pull-out tests in T-joints in AA 6082-T6) where the defect-free specimens fractured in the stringer in the heat affected zone (Fig. 19a)). In contrast with this observation, the specimens with oxides line defects failed in this defective zone, always in the weld toe (Fig. 19b)).

Generally, similar results were found for the pull-out tests and the tensile tests for the T-joints in AA 5083-H111, the oxides line defect also had a great influence on the failure zone in the LTT5-4 weld and the defect-free weld BPP5-1, failed in the base material.

### 3.5. Fatigue tests

The fatigue results for different AA 5083-H111 weld series, including the BM, are plotted in Fig. 20. The fatigue behaviour of the MIG welds, obtained by Jesus et al. (2014), as well as the fatigue behavior for the base material, sourced from work previously conducted by Borrego et al. (2014), both are presented in this figure for purposes of comparison. It is possible to see that the highest fatigue strength was obtained with the BPP5-1 weld series, very close to the base material, and greater than the LTT5-4 weld and MIG series. This is due to several factors such as the defect-free condition, the refined microstructure in the weld toe and also due to a lower stress concentration than in the MIG series; this is because the MIG weld toe has a smaller average radius ( $\rho = 0.35\text{mm}$ ) than the FSW T-joints, in all cases ( $\rho = 3\text{mm}$ ).

The presence of oxides line defects in the LTT5-4 weld series led to a lower fatigue performance and higher scatter data than the BPP5-1 weld nevertheless, it presented a higher fatigue resistance than the MIG series. This implies that the high stress concentration due to the lower toe radius has an important role in the fatigue behaviour of the MIG welds.

The fatigue behaviour of the AA 6082-T6 and welded series is shown in Fig. 21. The fatigue performance of the MIG welded T-joints

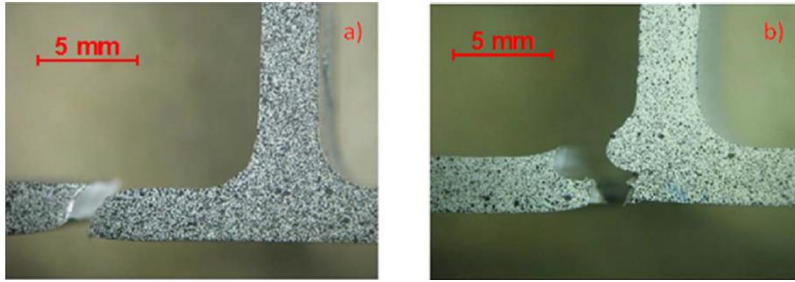


Fig. 18. Examples of the fracture zone for the tensile tests. (a): sample BPP6-1 and Fig. 18(b): sample LTT6-3.

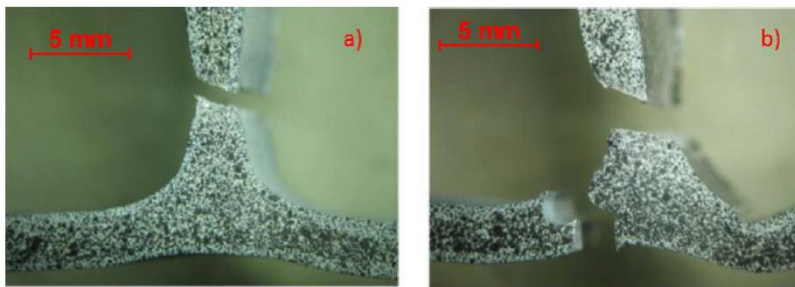


Fig. 19. Examples of the fracture zone for the pull out tests. (a): sample BPP6-1 and (b): sample LTT6-3.

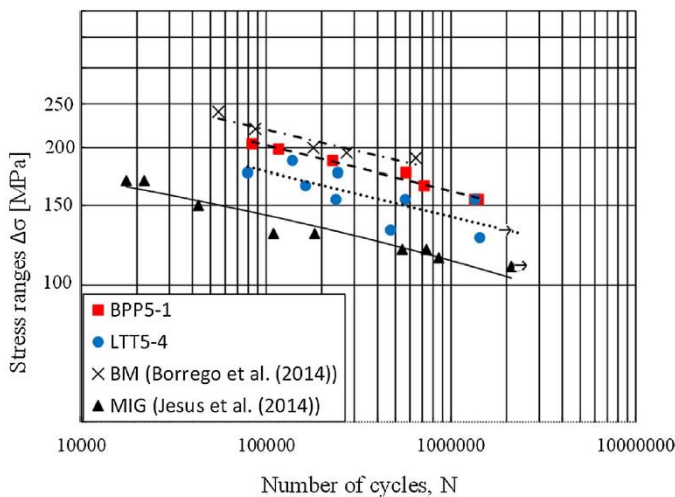


Fig. 20. Fatigue test results for the FSW series and the base material on AA 5083-H111 ( $R = 0$ ).

made from the same alloy is also illustrated in the figure. These data was sourced from Costa et al. (2014) as well as the fatigue strength for the base material obtained by Silva et al. (2013). The BPP6-1 series has the best fatigue performance, higher than the LTT6-3 and the MIG series, but lower than the base material. This difference in fatigue resistance between the BM and the BPP6-1 series can be explained by the loss of strength due to the dissolution of the strengthening precipitates as was described previously. The better fatigue performance of the BPP6-1 series, in comparison with the other weld series, is justified by the same reasons mentioned above for welds in AA 5083-H111. These reasons are the defect-free condition, the refined microstructure in the weld toe and also the lower stress concentration than in the MIG series; this is because the MIG weld toe has in all cases a smaller average radius ( $\rho = 0.56$  mm) than the FSW T-joints, ( $\rho = 3$  mm). The LTT6-3

series showed a better performance than the MIG series but lower than the BPP6-1 series and also greater scatter in the data due to the presence of oxides line defects. Once again the difference between the MIG and the FSW stress concentration at the weld toe seems to be the main reason for the higher fatigue resistance of the FSW T-joints.

### 3.5.1. Fracture analysis of the fatigue tests

Fig. 22 shows an exemplary image obtained by SEM analysis of the fractured surface in an LTT5-4 fatigue specimen that was welded using the tapered and threaded pin tool. Fig. 22a) shows the macroscopic features of the fracture, where it can be seen that the crack spread along the kissing bond (zone 1 in the image) and the final fracture occurred in zone 2. All specimens of this series presented the same general fracture features. The morphology of the fracture in zone 1, shown in Fig. 22b),



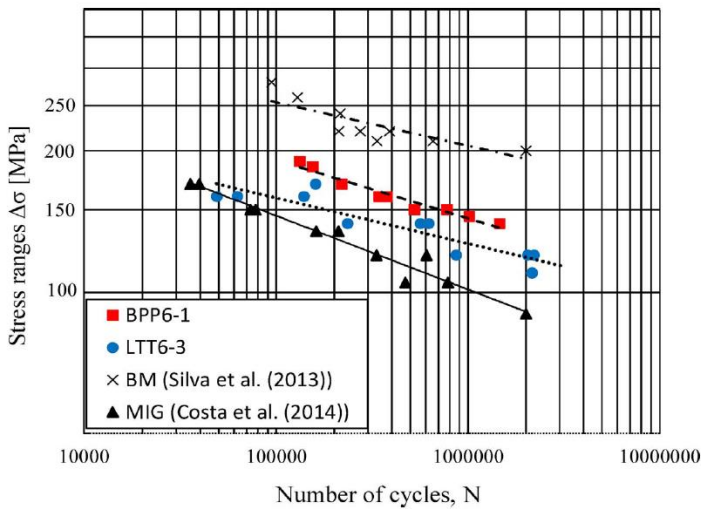


Fig. 21. Fatigue test results for the FSW series and the base material on AA 6082-T6 ( $R = 0$ ).

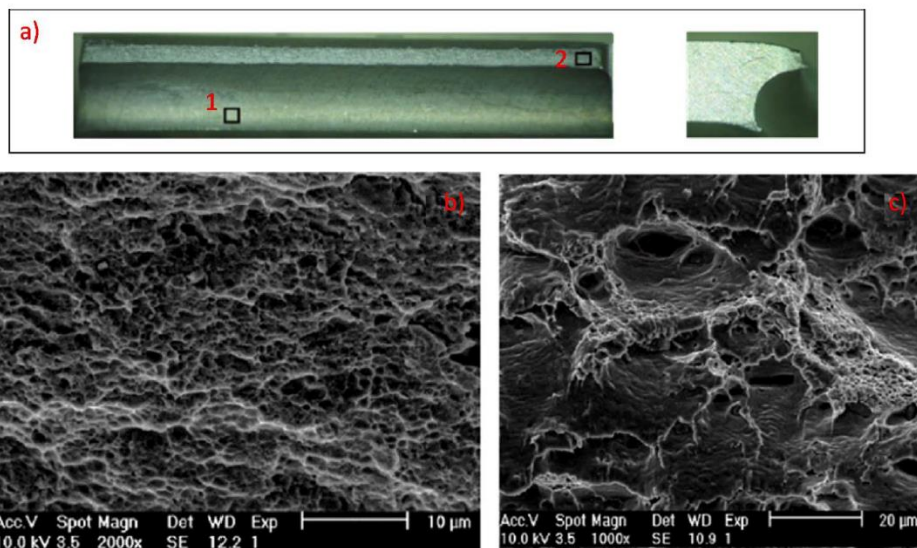


Fig. 22. Fracture surface of a LTT5-4 fatigue specimen ( $\Delta\sigma = 160$  MPa): a) Macrograph of the fracture; b) Fractography of zone 1; c) Fractography of zone 2.

is composed by very thin dimples, while zone 2 displayed larger dimples and stretched zones, see Fig. 22c). Apparently, oxides line contributed to the formation of fine dimples on the fracture surface.

Defect free specimens that failed by fatigue display different fracture morphology. Fig. 23 illustrates a typical fatigue fracture surface of a BPP5-1 specimen welded with the progressive pyramidal pin tool. Fig. 23a) shows a macrograph of the specimen, where the elliptical propagation zone of the fatigue crack, is clearly visible on the right-hand side of the image. The starting point of the crack is indicated in the image by an arrow. The left-hand side of the image shows the ductile break zone. Fig. 23b) shows typical regular striation zones resulting from the growth of the fatigue crack under approximately constant loading amplitude. With regard to the LTT6-3 and BPP6-1 series, the surfaces of the fatigue fractures showed SEM images with a very similar aspect.

#### 4. Conclusions

The influence of the tool geometry, welding parameters and joint configuration on the quality of T-joint welds made by FSW on two different aluminium alloys, namely AA 5083-H111 and 6082-T6, was studied in this research. From this work the following conclusions can be drawn:

T-joint welds with a specific fillet radius can be produced by FSW without a reduction in skin thickness or other weld defects. The quality of the welds is very influenced by tool geometry, welding parameters and joint configuration.

T-butt joint configuration and a progressive pyramidal pin tool give the best results for both aluminium alloys. The proper selection of tool penetration, tool rotation and traverse speeds prevents the formation of cavities and other defects such as oxides lines;



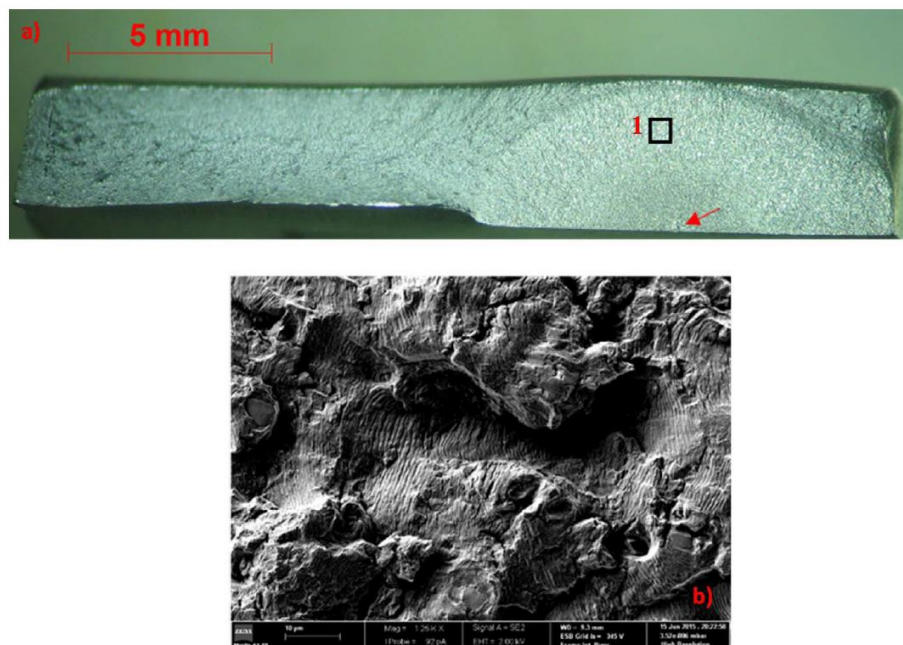


Fig. 23. Fracture surface of a BPP5-1 fatigue specimen ( $\Delta\sigma = 160$  MPa): a) Macrograph of the specimen; b) Fractography of fatigue zone 1.

The tool geometry has little effect on the microstructure and hardness of the welds.

The oxides lines reduce the pull out, tensile and fatigue strength of welds.

The fatigue strength of the friction stir welds in T-joint configuration in the alloys tested is higher than the welds performed with the same configuration by MIG welding.

The T-butt configuration is less likely to cause weld defects than the T-Lap, but the T-joint configuration does not affect the microstructure and hardness of the welds.

#### Acknowledgments

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade– and by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia–, under the project UID/EMS/00285/2013. The authors also wish to thank Thyssen Portugal - Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing heat treatments for friction stir welding tools.

#### References

- ASTM Standard E112, 2012. Standard Test Methods for Determining Average Grain size. ASTM International, West Conshohocken, (PA). <http://dx.doi.org/10.1520/E0112-12>. [www.astm.org](http://www.astm.org).
- ASTM Standard E3, 2011. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, West Conshohocken (PA). <http://dx.doi.org/10.1520/E0003-11>. [www.astm.org](http://www.astm.org).
- ASTM Standard E384, 2011. Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. 2011e1. ASTM International, West Conshohocken, (PA). <http://dx.doi.org/10.1520/E0384-11E01>. [www.astm.org](http://www.astm.org).
- Borrego, L.P., Costa, J.D., Jesus, J.S., Loureiro, A.R., Ferreira, J.M., 2014. Fatigue life improvement by friction stir processing of 5083 aluminium alloy MIG butt welds.

Theor. Appl. Fract. Mech. 70, 68–74.

- Costa, J.D.M., Jesus, J.S., Loureiro, A., Ferreira, J.A.M., Borrego, L.P., 2014. Fatigue life improvement of mig welded aluminium T-joints by friction stir processing. *Int. J. Fatigue* 61, 244–254.
- Cui, L., Yang, X., Xie, Y., Hou, X., Song, Y., 2013. Process parameter influence on defects and tensile properties of friction stir welded T-joints on AA 6061-T4 sheets. *Mater. Des.* 51, 161–174.
- Huabing, L., Shouxiang, Y., Shucai, Z., Binbin, Z., Zhouhua, J., Hao, F., Peide, H., Jizhong, L., 2017. Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welding super-austenitic stainless steel S32654. *Mater. Des.* 118, 207–217.
- Ilangovana, M., Rajendra, S., Balasubramanian, V., 2015. Effect of tool pin profile on microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA 6061-AA 5086 aluminium alloy joints. *Def. Technol.* 11, 174–184.
- Jesus, J.S., Loureiro, A., Costa, J.D.M., Ferreira, J.A.M., 2014. Effect of tool geometry on friction stir processing of Mig T welds on Al alloys. *J. Mater. Process. Technol.* 214, 2450–2460.
- Kumagai, M., Tanaka, S., 1999. Properties of aluminium wide panels by friction stir welding. In: *First International Symposium on Friction Stir Welding*. Thousand Oaks, CA.
- Leitão, C., Louro, R., Rodrigues, D.M., 2012. Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6. *Mater. Des.* 37, 402–409.
- Moreira, P.M.G.P., de Figueiredo, M.A.V., de Castro, P.M.S.T., 2007. Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. *Theor. Appl. Fract. Mech.* 48, 169–177.
- Silva, J., Costa, J.M., Loureiro, A., Ferreira, J.M., 2013. Fatigue behaviour of AA 6082-T6 MIG welded butt joints improved by friction stir processing. *Mater. Des.* 51, 315–322.
- Svensson, L.E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M., Karlsson, J., 2000. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082. *Sci. Technol. Weld. Join.* 24, 285–297.
- Yazdipour, A., Heidarzadeh, A., 2016. Effect of friction stir welding on microstructure and mechanical properties of dissimilar Al 5083-H321 and 316L stainless steel alloy joints. *J. Alloys Compd.* 680, 595–603.
- Zhao, Y., Zhou, L., Wang, Q., Yan, K., Zou, J., 2014. Defects and tensile properties of 6013 aluminium alloy T-joints by friction stir welding. *Mater. Des.* 57, 146–155.
- Zhou, C., Yang, X., Luan, G., 2005. Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy. *Scr. Mater.* 53, 1187–1191.

## 6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Esta investigação estudou o comportamento mecânico de juntas apenas soldadas por MIG, soldadas e pós-processadas por PFL, analisando dois tipos de juntas, topo a topo e em T, em duas ligas de alumínio diferentes, 6082-T651 e 5083-H11. Outro objetivo deste estudo prendeu-se com a realização de soldaduras em T de ótima qualidade e sem defeitos, utilizando o processo de SFL, e com a comparação deas juntas T soldadas por MIG e pós processadas por FL. De seguida, são apresentadas as conclusões mais relevantes que podem ser extraídas desta investigação.

A aplicação do PFL foi conseguida com êxito em dois tipos de juntas soldadas por MIG, visando atingir uma melhoria do seu comportamento à fadiga. Esta melhoria foi conseguida em ambas as ligas de alumínio estudadas em consequência de: i) a aplicação do PFL que provocou a alteração geométrica e diminuiu a concentração de tensões no pé do cordão da soldadura; ii) a introdução de uma camada fina de material recristalizado e grão refinado e iii) a eliminação de defeitos deixados pela soldadura MIG no pé do cordão de soldadura (zona crítica). Com esta técnica, foi conseguida uma melhoria da resistência à fadiga, tanto em fadiga de amplitude constante como em amplitude variável, entre 30 a 55% para uma vida de  $10^6$  ciclos, dependendo da razão de tensões, do tipo de junta e da liga de alumínio, tornando-a competitiva com outras técnicas como shotpeening, laserpeening, refusão, entre outros. Por outro lado, o campo de tensões residuais e a sua alteração com o carregamento cíclico não parecem contribuir para esta melhoria.

A melhoria de resistência à fadiga foi mais significativa na liga de alumínio 5083-H111 do que na liga de alumínio 6082-T651, dado que o mecanismo de endurecimento da primeira é o trabalho mecânico por deformação plástica, não sendo muito afetada por gradientes térmicos, ou seja, não perde, severamente, propriedades mecânicas quando sujeita a ciclos térmicos. Dado que o PFL é um processo termomecânico que induz grande deformação plástica, conduz a um aumento de dureza nas zonas processadas, logo a um ganho de resistência mecânica, graças ao estado pouco encruado do seu estado H111.No caso da liga de alumínio 6082-T651 acontece o contrário, uma vez que é largamente afetada pelo calor, perdendo dureza durante o processo de soldadura MIG, mas não sendo alterada pelo PFL. Assim, a performance

à fadiga de todas as séries, independentemente da liga de alumínio e junta estudada, foi inferior à performance à fadiga do material de base. No caso da liga de alumínio liga 6082-T651, a redução de resistência à fadiga em relação ao material de base deve-se à perda muito acentuada de dureza, à concentração de tensões e aos defeitos de soldadura. No caso da liga 5083-H111, a menor performance à fadiga das juntas soldadas MIG, quando comparada com o material base, resulta da concentração de tensões e de defeitos de soldadura, não tendo ocorrido perda de dureza.

A partir da utilização da SFL nas duas ligas de alumínio estudadas, foram conseguidas soldaduras com junta T livres de defeitos, sem diminuição de espessura e com raios de concordância bem definidos, no pé do cordão, de 3 mm. A performance à fadiga destas soldaduras foi superior à das séries soldadas pelo processo de soldadura por fusão MIG, devido à menor concentrações de tensões, a uma microestrutura mais refinada e à ausência de defeitos na zona crítica. Porém, as séries que apresentaram defeitos de soldadura típicos da SFL, viram a sua performance mecânica estática e dinâmica muito reduzida. A performance à fadiga das séries soldadas por SFL e das séries soldadas por MIG pós-processadas por PFL, ambas com junta T, mostraram uma grande semelhança, para ambas as ligas de alumínio, pelo que é mais vantajoso obter as juntas por SFL do que soldar por MIG e depois aplicar o PFL nas mesmas.

Em termos de trabalhos futuros, sugere-se a realização de soldaduras em T utilizando diferentes ligas na chapa horizontal (skin) e na chapa vertical (stringer), ou seja, soldaduras dissimilares. No caso do PFL, a possibilidade a criação de materiais compósitos em zonas críticas para a fadiga, introduzindo partículas de outros materiais na matriz do material de base, com o objetivo de melhorar a performance à fadiga. Através do PFL aumentar a condutibilidade térmica e elétrica de materiais.

## BIBLIOGRAFIA

Acerra F, Buffa G, Fratini L, Troiano G, On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints: An industrial case study, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2010, 48:1149-1157.

Alusuisse Swiss Aluminium, Heat treatment of aluminium semis, October 1990.

Anderson TL, *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*, CRC Press, 1991.

Andrews, R. C. Waring. J., *Welding Research Supplement. W. Journal*, 1974.

Arbegas WJ, Modeling Friction Stir Joining as a Metal Working Process, *Hot Deformation of Aluminum Alloys 2003*, Z. Jin, Ed., TMS.

Arora A, De A, DebRoy T, Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter, *Scripta Materialia* 2011, 64:9-12.

ASTM Handbook, *Properties and Selection: nonferrous alloys and special-purpose materials*, Volume 2.

Bakshi D, Prakash C, Singh S, Kumar R, Ashri D, A detailed study on friction stir welding and friction stir processing—a review paper, *International Journal of Industrial Engineering & Technology*, 2014, 4:1:1-22.

Balasubramanian V, Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters, *Materials Science and Engineering A* 2008, 480:397-403.

Ban D, Markovina R, Blagojevic B. Investigation of influential parameters on shotpeening of aluminum alloys. 12th International Research/Expert Conference Istanbul 2008, 26–30:245–248.

Besel M, Besel Y, Mercado U, Kakiuchi T, Uematsu Y, Fatigue behavior of friction stir welded Al-Mg-Sc alloy, *International Journal of Fatigue* 2015, 7:1-11.

Bisadi H, Tavakoli A, Tour Sansaraki M, Tour Sansaraki K, The influences of rotational and welding speeds on microstructures and mechanical properties of friction stir welded Al5083 and commercially pure copper sheets lap joints, *Materials and Design* 2013, 43: 80-88.

Bloem C, Salvador M, Amigó V, Mary M, Aluminium 7020 Alloy and Its Welding Fatigue Behaviour, Open access peer-reviewed chapter 2011, DOI: 10.5772/13949.

Branco M, Augusto F, de Castro P, Fadiga de estruturas soldadas, 4ª edição 2006.

Brennan FP, Peleties P, Hellier AK, Predicting weld toe stress concentration factors for T and skewed T joint plate connections. *Int J Fatigue* 2000, 22:7:573–584.

Buffa G, Hua J, Shivpuri R, Fratini L, Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model, *Materials Science and Engineering A* 2006, 419:381-388.

C.B. Fuller and M.W. Mahoney, The effect of friction stir processing on 5083-H321/ 5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis, *Metall. Mater. Trans. A* 2006, 37a: 3605–3615.

Çam G and Mistikoglu S, Recent developments in friction stir welding of al-alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance* 2014, 23:1936-1953.

Chen Y, Ding H, Li J, Cai Z, Zhao J, Yang W, Influence of multi-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of Al-5083 alloy, *Mat Sci Eng A-Struct* 2016, 650:281–289.

Cheng CM, Chou CP, Lee, IK, Lin HY, Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys, *Science and Technology of Welding and Joining* 2005,10:3:344-352.

Chowdhury SM, Chen DL, Bhole SD, Cao X, Tensile properties of a friction stir welded magnesium alloy: Effect of pin tool thread orientation and weld pitch, *Materials Science and Engineering A* 2010, 527:6064-6075.

Colegrove, PA, Shercliff HR, Zettler R, Model for predicting heat generation and temperature in friction stir welding from the material properties, *Science and Technology of Welding and Joining* 2007, 12:284-297.

Costa JD, Ferreira JAM, Borrego LP, Abreu LP, Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings, *Int J Struct Integrity* 2011, 134:122–34.

Cruz GE and Neto C, Friction Stir Welding – Review: Potencial de aplicação na industria, XI Simpósio de aplicações: Operações em áreas de defesa, São Paulo 2009.

Cui L, Yang X, Xie Y, Hou X, Song Y, Process parameter influence on defects and tensile properties of friction stir welded T-joints on AA6061-T4 sheets, *Materials and Design* 2013, 51:161-174.

De Giorgi M, Scialpi A, Panella FW, De Filippis LAC, Effect of shoulder geometry on residual stress and fatigue properties of AA6082 fsw joints, *Journal of Mechanical Science and Technology* 2009, 23:26-35.

Dickerson TL and Przydatek J, Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws, *International Journal of Fatigue* 2003, 25:1399-1409.

El-Danaf A, El Rayes M, Mahmoud S, Friction stir processing: an effective technique to refine grain structure and enhance ductility, *Materials and Design* 2010, 31(3):1231-1236.

El-Danaf A, El-Rayes M, Soliman S, Friction stir processing: an effective technique to refine grain structure and enhance ductility. *Mater Des* 2010, 31:1231–1236.

Ferraresi VA, Figueiredo KM, Hiap T, Metal Transfer in the Aluminum Gas Metal Arc Welding, *J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci. & Eng.* 2003, XXV:3:229-234.

Fratini L and Zuccarello B, An analysis of through-thickness residual stresses in aluminium FSW butt joints, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 2006, 46:6:611-619.



Fratini L, Buffa G, Micari F, Shivpuri R, On the material flow in FSW of T-joints: Influence of geometrical and technological parameters, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2009, 44:570-578.

Fujii H, Cui L, Maeada M, Nogi K, Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A* 2006, 419:25-31.

Gandra J, Miranda RM, Miranda P, Vilaca P, Surface Improvement by Overlapping in Multipass FSP, *Materials Science Forum* 2012, 730-732:865-870.

Goodman, J., *Mechanics Applied to Engineering*, Longmans, Green and Co.,1919, 631-636.

Gregor V, "Appreciation of bearing capacity of butt welded unmachined joints under variable stress", 15 The International Welding congress 1970, High Tatras.

Grujicic M, Arakere G, Yalavarathy HV, He T, Yen CF, Cheeseman BA, Modelling of AA5083 material-microstructure evolution during butt friction-Stir welding, *Journal of Materials Engineering and Performance* 2010, 19:672-684.

Hermann R, Birley SS, Holdway P, Liquation cracking in aluminium alloy welds, *Materials Science and Engineering: A* 1996, 212:2:247-255.

Hirasawa S, Badarinarayan H, Okamoto K, Tomimura T, Kawanami T, Analysis of effect of tool geometry on plastic flow during friction stir spot welding using particle method, *Journal of Materials Processing Technology* 2010, 210:1455-1463.

Hou X, Yang X, Cui L, Zhou G, Influences of joint geometry on defects and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T4 T-joints, *Materials and Design* 2014, 53: 106-117.

James MN, Hattingh DG, Bradley GR , Weld tool travel speed effects on fatigue life of friction stir welds in 5083 aluminium, *International Journal of Fatigue* 2003, 25:1389-1398.

James MN, Hughes DJ, Hattingh DG, Mills G, Webster PJ, Residual stress and strain in MIG butt welds in 5083–H321 aluminium: as-welded and fatigue cycled. *Int J Fatigue* 2009, 31:28–40.

James MN, Hughes DJ, Hattingh DG, Mills G, Webster PJ. Synchrotron diffraction measurement of residual stresses in friction stir welded 5383–H321 aluminium butt joints and their modification by fatigue cycling. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2004, 27:187–202.

Juvinall R and Marshek K, *Fundamentals of Machine Component Design*, 5<sup>th</sup> edition, 2012.

Kadlec M , Ruzek R, Novakova L, Mechanical behaviour of AA 7475 friction stir welds with the kissing bond defect, *International Journal of Fatigue* 2015, 74:7-19.

Kah P, Rajan R, Martikainen J, Suoranta R, Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering* 2015, 10:26.

Kannan K, Johnson CH, Hamilton CH, A study of Superplasticity in a Modified 5083 Al-Mg-Mn Alloy, *Metallurgical and Materials Transaction A* 1998, 29A:1211-1220.

Katsas S, Nikolaou J, Papadimitriou G, Microstructural changes accompanying repair welding in 5xxx aluminium alloys and their effect on the mechanical properties, *Materials & Design* 2006, 27:10:968-975.

Khandkar MZH Khan JA, Reynolds AP, Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model, *Science and Technology of Welding and Joining* 2003, 8:165-174.

Kihara H, Watanabe M, Tada Y, Ishii Y, Nondestructive testing of welds and their strength, 2:7, *Society of Naval Architects of Japan* 1960.

Kim D, Badarinarayan H, Kim JH, Kim C, Okamoto K, Wagoner RH, Chung K, , Numerical simulation of friction stir butt welding process for AA5083-H18 sheets, *European Journal of Mechanics, A/Solids* 2010, 29:204-215.

Kim S, Lee CG, Kim SJ, Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering A* 2008, 478:56-64.

Krasnowski, K, Technology of friction stir welding of aluminium alloy 6082 T-joints and their behaviour under static and dynamic loads, *Material Science & Engineering Technology* 2015, 46:256-268.

Krishnan KN, On the formation of onion rings in friction stir welds, *Materials Science and Engineering A* 2002, 327:246-251.

Krishnan KN, On the formation of onion rings in friction stir welds, *Materials Science and Engineering A* 2002, 327:246-251.

Kuhn P, The prediction of notch and crack strength under static or fatigue loading. SAE technical paper 640500, 1964.

Kurita, M, Yamamoto, M, Toyama K, Effects of Strengthening Mechanisms on Fatigue Properties of Ferrite-Pearlite Hot Rolled Sheet Steel, *Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ) – International* 1996, 36:4:481-486.

Lancaster MV, Rogerson JH, *Welding Non-Ferrous Materials Conference*. The W.I, 1967.

Leal R and Loureiro A, Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys, *Materials Science Forum* 2004, 455-456:299-302.

Leal RM, Leitão C, Loureiro A, Rodrigues DM, Vilaça P, Material Flow in Heterogeneous Friction Stir Welding of Thin Aluminium Sheets: Effect of shoulder geometry, *Materials Science and Engineering A* 2008, 498:384-391.

Lee C, Lee W, Kim J, Choi D, Yeon Y, Jung S, Lap joint properties of FSWed dissimilar formed 5052 Al and 6061 Al alloys with different thickness, *Journal of Materials Science* 2008, 43:3296-3304.

Leitão C, Louro R, Rodrigues DM, Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in Friction stir Welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6, *Materials and Design* 2012, 37:402-409.

LI Y, Zhang X, Ma X, Microstructures and Mechanical Properties of MIG Welding Joint of 7005 Aluminum Alloy, 2nd Annual International Conference on Advanced Material Engineering 2016, 334-338.

Liljedahl CDM, Brouard J, Zanellato O, Lin J, Tan ML, Ganguly S, Irving PE, ME Fitzpatrick, Zhang X, Edwards L, Weld residual stress effects on fatigue crack growth behaviour of aluminium alloy 2024-T351, *International Journal of Fatigue* 2009, 31:1081-1088.

Lombard H, Hattingh DG, Steuwer A, James MN , Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy, *Engineering Fracture Mechanics* 2008, 75:341-354.

Lomolino S, Tovo R, dos Santos J, On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys, *International Journal of Fatigue* 2005, 27, 305-316.

Luong H and Michael R, The effects of laser peening and shot peening on high cycle fatigue in 7050-T7451 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A* 2010, 527: 699-707.

Ma ZY, Feng HA, Chen DL, Shen J, Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties, *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 2017, 43:4:269-333.

Maddox SJ, *Fatigue Strength of Welded Structures*, Abington Publishing, Second Edition, Cambridge, 1991.

Magdy M. El-Rayes and Ehab A. El-Danaf, The influence of multi-pass friction stir processing on the microstructural and mechanical properties of Aluminum Alloy 6082, *Journal of Materials Processing Technology* 2012, 212:1157–1168.

Martin J, C Stanhope C, Gascoyne S, Novel Techniques for Corner Joints Using Friction Stir Welding, Friction Stir Welding and Processing VI 2011.

McNelley TR, Friction stir processing (FSP): refining microstructures and improving properties, Revista de Metalurgia 2010, 46:149-156.

Mehta M, Arora A, De A, Debroy T, Tool geometry for friction stir welding—optimum shoulder diameter, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2011, 42A:2716-2722.

Meilinger Á and Török I, The importance of friction stir welding tool, production processes and systems 2013, 6:1:25-34.

Meyers MA and Chawlak K, Mechanical behavior of materials, Prentice Hall 199, New Jersey, USA, cap. 14.

Miner MA, Cumulative damage in fatigue, J Appl Mech 1945: 12. A159–A64.

Mishra RS and Ma ZY, Friction stir welding and processing, Mater. Sci.Eng, 2005, 50:1–78.

Mishra RS and Ma ZY, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R: Reports 2008, 50:1-78.

Mishra RS and Mahoney MW, Friction stir welding and processing, Materials Park 2007, ASM International.

Mjali KV, Analyzing the Effect Of Friction Stir Processing On Mig- Laser Hybrid Welded AA 6082-T6 Joints, Mater Thesis, Faculty of Engineering, the Built Environment and InformationTechnology, Nelson Mandela Metropolitan University, 2007.

Olabode M, Kah P, Martikainen J, Aluminium alloys welding processes: Challenges, joint types and process selection, Proc IMechE Part B: J Engineering Manufacture 2013, 227:8:1129-1137.

Peel M, Steuwer A, Preuss M, Withers PJ, Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds, *Acta Materialia* 2003, 51:4791-4801.

Peel MJ, Steuwer A, Withers PJ, Dickerson T, Shi Q, Shercliff H, Dissimilar Friction Stir Welds in AA5083-AA6082. Part I: Process Parameter Effects on Thermal History and Weld Properties, *Metallurgical and Materials Transactions A* 2006, 37A:2006-2183.

Peterson RE. Analytical approach to stress concentration effect in aircraft materials, US Air Force-WADC symposium on fatigue of metals. Technical Report 59-507, Dayton (OH), 1959. p. 273.

Podržaj P, Jerman B, Klobčar D, Welding Defects at Friction Stir Welding, *Metabk* 2015, 54(2): 387-389.

Rai R, De A, Bhadeshia HKDH, DebRoy T. Review: friction stir welding tools, *Science and Technology of Welding & Joining* 2011, 16, 325-342.

Sato Y, Yamashita F, Sugiura Y, Park C, Kokawa H, FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy, *Acta Materialia* 2004, 50:365-369.

Sato YS, Kokawa H, Enomoto M, Jogan, S, Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, *Metallurgical and Materials Transactions A* 1999, 30:2429-2437.

Schmidt H and Hattel J, Thermal modelling of friction stir welding, *Scripta Materialia* 2008, 58:332-337.

Schmidt H, Hattel J, Wert J, An analytical model for the heat generation in friction stir welding, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 2003, 12:143-157.

Schmidt HNB, Dickerson T.L, Hattel JH, Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3, *Acta Materialia* 2006, 54:4:1199-1209.



Shukla S, Komarasamy M, Mishra SR, Grain size dependence of fatigue properties of friction stir processed ultrafine-grained Al-5024 alloy, *International Journal of Fatigue* 2018, 109:1–9.

Sidhom N, Laamouri A, Fathallah R, Braham C, Lieurade HP, Fatigue strength improvement of 5083 H11 Al-alloy T-welded joints by shot peening: Experimental characterization and predictive approach, *International Journal of Fatigue* 2005, 27:7:729-745.

Smith KN, Watson P, Topper TH. A stress–strain function for the fatigue of metals. *J Mater ASTM* 1970, 5:4:767–778

Starke JEA, Lütjering G, Cyclic Plastic Deformation and Microstructure, In: *Fatigue and Microstructure* 1979, ASM: 205 – 243.

Svensson LE, Karlsson L, Larsson H, Karlsson B, Fazzini M, Karlsson J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA6082. *Sci Technol Weld Joining* 2000, 5:285–97.

Tajiri A, Uematsu Y, Kakiuchi T, Tozaki Y, Suzuki Y, Afrinaldi A, Effect of friction stir processing conditions on fatigue behavior and texture development in A356-T6 cast aluminum alloy, *International Journal of Fatigue* 2015, 80:192–202.

Tang W, Gu X, McClure JC, Murr LE, Nunes A, Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding, *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science* 1998, 7:163-172.

Tavares SMO, Castro RAS, Richter-Trummer V, Vilaça P, Moreira PMGP, de Castro PMST, Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: mechanical joint characterisation, *Science and Technology of Welding & Joining* 2010, 15:312-318.

Thomas M, Johnson K, Wiesner C, Friction Stir Welding-Recent Developments in Tool and Process Technologies, *Advanced Engineering Materials* 2003, 7:485-490.

Threadgill, PL, Leonard, AJ, Shercliff, HR, Withers, Friction stir welding of aluminium alloys, *International Materials Reviews* 2009, 54:2, 49-93.

Tra TH, Okazaki M, Suzuki K, Fatigue crack propagation behaviour in friction stir welding of AA6063-T5: Roles of residual stress and microstructure, *International Journal of Fatigue* 2012, 43:23-29.

Yadava MK, Mishra RS, Chen YL, Carlson B, Grant, GJ, Study of friction stir joining of thin aluminium sheets in lap joint configuration, *Science and Technology of Welding and Joining* 210, 15:70-75.

Yang Q, Wang D, Wu S, Li S, Research on the Effect of Ultrasonic Impact Peening on the Fatigue Property of 7075-T651 Aluminum Alloy, *Advanced Materials Research* 2011, 295-297:1896-1900.

Yung JY and Lawrence FV, Analytical and Graphical Aids for the Fatigue Design of Weldments, *Fatigue Fracture Engineer Materials Structures* 1985, 8:3:223-241.

Zhang YN, Cao X, Larose S, Wanjara P, Review of tools for friction stir welding and processing, *Canadian Metallurgical Quarterly* 2012, 51:3.

Zhou C, Yang, X, Luan G, Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy”, *Journal of Materials Science* 2006, 41:2771-2777.

Zhou G, Yang XQ, Cui L, Zhang ZH, Xu XD, Study on the microstructures and tensile behaviors of friction stir welded T-joints for AA6061-T4 alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance* 2012, 21:2131-2139.

### **Bibliografia Web**

[1]<http://soldadurayestructuras.com/proceso-gmaw.html>

[2]<http://www.fswelding.com/application-of-friction-stir-welding-in-aircraft-structures/fsw-application>