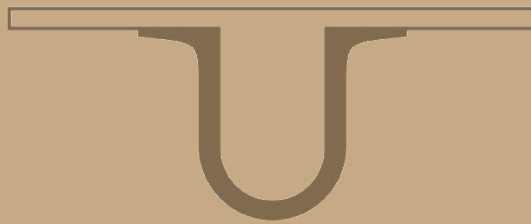




UNIVERSIDADE DE
COIMBRA



Ronaldo Costa Chaves

**SOLDADURA POR FRICÇÃO LINEAR DE JUNTAS T
EM TRÊS MATERIAIS DISSIMILARES**

Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica do Ramo de Energia e Ambiente e orientada pelo Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e pelo Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa e apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

Fevereiro de 2019



**UNIVERSIDADE DE
COIMBRA**

**FACULDADE
DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA**

Soldadura por fricção linear de juntas T em três materiais dissimilares

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Energia e Ambiente

Autor

Ronaldo Costa Chaves

Orientadores

Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa

Júri

Presidente Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra

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

Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão
Professor Adjunto Convidado do Instituto Superior de Engenharia de Lisboa

Vogais Professor Doutor Rui Manuel Ferreira Leal
Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria

Coimbra, Fevereiro, 2019

“Before I came here I was confused about this subject. Having listened to your lecture I am still confused, but on a higher level.”

Enrico Fermi

À minha família.

Agradecimentos

O trabalho que aqui se apresenta só foi possível graças à colaboração e apoio de algumas pessoas, às quais não posso deixar de prestar o meu sincero agradecimento.

Em primeiro lugar gostaria de agradecer aos meus orientadores, Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, pela disponibilidade, orientação, motivação e conhecimentos transmitidos.

Um agradecimento especial aos meus pais e irmã por todo o suporte, motivação e carinho demonstrados. Apesar da distância, nunca me senti longe.

Aos amigos, aos que me apoiaram a alcançar este objetivo, e àqueles que esta cidade me permitiu fazer, todos os momentos vividos nestes anos jamais serão esquecidos.

De realçar, um agradecimento, às pessoas que trabalham no grupo de tecnologia. Geraram um clima de boa harmonia, com boa disposição e entreaajuda, fundamentais à execução do meu trabalho, em particular ao Neves Manuel por ter sido fundamental no acompanhamento dos trabalhos a realizar, desde logo desejo-lhe o melhor do que lhe resta para a conclusão da sua tese de doutoramento.

Por fim, um agradecimento sentido a Coimbra, esta cidade que me acolheu de braços abertos, e permitiu-me vivenciar experiencias únicas que me moldaram como pessoa.

A todos, o meu sentido obrigado.

Resumo

Este trabalho tem como objetivo o estudo da influência dos parâmetros de processo, em particular da velocidade de soldadura, na morfologia, resistência mecânica e comportamento à fadiga de soldaduras por FSW entre três ligas de alumínio. Mais precisamente, em juntas T-Butt, envolvendo as ligas AA5083-H111, AA6082-T6 e AA2017-T4. Foi usada uma ferramenta com pino cônico roscado progressivo, tendo o cuidado no preenchimento dos *fillets* concordantes entre o *skin* e o *stringer*, sem que se verificasse uma redução indesejada da espessura do *skin*. Foi feita a análise através do microscópico ótico e eletrônico e também de análise EDS, para fazer um estudo mais aprofundado do fluxo de material e da existência de defeitos. Foi ainda analisado o comportamento à tração e fadiga do *skin* das soldaduras.

A velocidade de avanço da ferramenta mostrou-se preponderante na conjugação das diferentes ligas e na presença/ausência de defeitos. As soldaduras que foram obtidas com velocidades de avanço superiores, registaram fluxos de material inadequados e presença de defeitos. As soldaduras feitas com menores velocidades de avanço apresentaram-se de modo geral melhor resistência mecânica. Em qualquer dos casos a resistência das soldaduras no *skin* foi sempre inferior ao material menos resistente, a liga AA 5083-H111.

As soldaduras também apresentam menor resistência à fadiga em comparação com o material base AA5083-H111, embora apresentando alguma dispersão.

Palavras-chave: Soldadura por fricção linear, juntas T, fluxo de material, ligas de alumínio dissimilares, comportamento mecânico.

Abstract

This work aims to study the influence of process parameters, in particular welding speed, on the morphology, mechanical strength and fatigue behavior of FSW welds between three aluminum alloys. More precisely, in T-Butt joints, involving alloys AA5083-H111, AA6082-T6 and AA2017-T4. A tool with a tapered threaded progressive pin was used, taking care to fill the matching fillets between the skin and the stringer, without undesired reduction of the thickness of the skin. An analysis was made through the optical and electronic microscopes and also EDS analysis, to make a more in-depth study of the flow of material and the existence of defects. The tensile behavior and fatigue of the skin of the welds were also analyzed.

The welding speed proved to be preponderant in the conjugation of the different alloys and in the presence / absence of defects. The welds that were obtained with higher feed rates recorded inadequate material flows and presence of defects. Welds made with lower feed rates generally showed better mechanical strength. In any case the resistance of the welds on the skin was always less than the less resistant material, the AA 5083-H111.

The welds also exhibit less fatigue resistance compared to the base material AA5083-H111, although exhibiting some dispersion.

Keywords Friction stir welding, T joints, material flow, dissimilar aluminium alloys, mechanical behaviour.

Índice

Índice de Figuras.....	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia e Siglas.....	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas	xiii
1. INTRODUÇÃO	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Contextualização da soldadura por fricção linear (FSW)	3
2.1.1. Descrição geral do método de soldadura	3
2.1.2. Fases do processo	5
2.1.3. Vantagens e Desvantagens da FSW	7
2.2. Parâmetros do Processo	8
2.2.1. Velocidade de rotação <i>versus</i> Velocidade de avanço	9
2.2.2. Ângulo de inclinação	10
2.2.3. Penetração e força axial	10
2.2.4. <i>Design</i> e material da ferramenta.....	11
2.3. Geração de calor	13
2.4. Fluxo de material	15
2.5. Microestrutura	18
2.6. Configuração das juntas	19
2.6.1. Juntas T	20
2.7. Comportamento à fadiga em juntas obtidas por FSW	22
2.8. Conclusões da revisão bibliográfica	24
3. Procedimento Experimental.....	25
3.1. Materiais e configuração de junta.....	25
3.2. Design da ferramenta	25
3.3. Execução das soldaduras.....	26
3.4. Análise Metalográfica	27
3.5. Estudo do perfil de microdureza.....	28
3.6. Estudo do comportamento à tração.....	28
3.7. Estudo do comportamento à fadiga	29
3.8. Estudo da superfície de fratura e fluxo de material	29
4. Apresentação e discussão dos Resultados	31
4.1. Medição de temperaturas	31
4.2. Morfologia das soldaduras	33
4.2.1. Série 562BRP-1	33
4.2.2. Série 562BRP-2	34
4.2.3. Série 562BRP-4	36
4.2.4. Série 562BRP-5	37

4.3.	Resultados da microestrutura.....	39
4.4.	Perfis de microdureza.....	40
4.5.	Comportamento à tração.....	42
4.6.	Comportamento à fadiga.....	45
4.7.	Análise da superfície de fratura.....	47
4.7.1.	Amostra 562BRP-1.2.....	48
4.7.2.	Amostra 562BRP-2.2.....	49
5.	Conclusões e Trabalhos Futuros.....	53
5.1.	Conclusões.....	53
5.2.	Propostas de trabalho futuro.....	53
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55
	ANEXO A.....	61
	ANEXO B.....	63
	ANEXO C.....	65
	ANEXO D.....	67
	APÊNDICE A.....	69
	APÊNDICE B.....	71
	APÊNDICE C.....	73
	APÊNDICE D.....	77
	APÊNDICE E.....	79

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Descrição geral do processo de FSW (adaptada de Fraser, St-Georges, & Kiss, 2016).....	5
Figura 2.2. Fases do processo (adaptada de Fraser et al., 2016)	6
Figura 2.3. Configurações distintas do pin: (a) cilíndrico com rosca, (b) Cônico com rosca, (c) roscado com rasgos em espiral, (d) com três saliências equidistantes, (e) cilíndrico inclinado roscado, (f) cônico roscado (adaptado de (Nandan, DebRoy, & Bhadeshia, 2008)).....	11
Figura 2.4. Ilustração das zonas típicas na microestrutura: A – Material base, B – ZTA, C – ZTMA, D - nugget (adaptada de Nandan et al., 2008).....	19
Figura 2.5. Configurações mais comuns de juntas: Butt, Lap, T. (adaptada de (Gibson et al., 2014))	19
Figura 2.6. Diversas geometrias de junta para configuração em T (adaptada (Tavares et al., 2010)).....	21
Figura 2.7. Ilustração do método SSFSW (adaptado de (Martin et al., 2011))	22
Figura 4.1. Localização dos termopares.....	31
Figura 4.2. Registo de temperatura de cada um dos termopares para a soldadura 562BRP-1	32
Figura 4.3. Estado superficial da soldadura 562BRP-1	33
Figura 4.4. a) Macrografia da soldadura 562BRP-1 e b) Ampliação do defeito (escala 2 mm)	34
Figura 4.5. Estado superficial da soldadura 562BRP-2	35
Figura 4.6. Macrografia da soldadura 562BRP-2.....	35
Figura 4.7. Estado superficial das soldaduras 562BRP-3 (à esquerda) e da série 562BRP-4 (à direita).....	36
Figura 4.8. Macrografia da soldadura 562BRP-3	36
Figura 4.9. Macrografia da soldadura 562BRP-4.....	37
Figura 4.10. Estado superficial da soldadura 562BRP-5	38
Figura 4.11. a) Macrografia da soldadura 562BRP-5, b) e c) ampliação de defeitos (escala de 100 mm)	38
Figura 4.12. Diferentes zonas do <i>nugget/stringer</i> da soldadura 562BRP-1.(Imagem ampliada da Figura 4.4).....	39
Figura 4.13. a) Microestrutura zona do <i>nugget</i> , e b) microestrutura na transição <i>nugget/ZTMA</i> no LA. Escalas de 100 mm.....	39

Figura 4.14. Material base das ligas: a) AA2017, b) liga AA5083, c) liga AA6082 (Ampliação 20X das imagens)	40
Figura 4.15. Perfil de microdureza nos <i>skin</i> para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5	41
Figura 4.16. Perfil de microdureza no <i>stringer</i> para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5	42
Figura 4.17. Curvas tensão- deformação obtidas dos testes à tração	43
Figura 4.18. Distribuição das deformações locais do provete 562BRP-2.1 na força máxima (à esquerda) e logo após a rotura (à direita)	45
Figura 4.19. Curvas S-N para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e material base AA5083-H111	46
Figura 4.20. Superfície de fratura da amostra 562BRP-1.2.....	48
Figura 4.21. Ampliação da zona marcada na Figura 4.22	49
Figura 4.22. Superfície de fratura da amostra 562BRP-2.2.....	50
Figura 4.23. Ampliação da zona marcada na Figura 4.24	50

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Parâmetros de processo.....	26
Tabela 2. Tensão de rotura, deformação máxima e eficiência das séries nos ensaios de tração, em comparação com o material base AA5083H111.....	44
Tabela 3. Equação das curvas S-N, tensão para 10^5 ciclos, declive da curva (m), e erro associado (R^2)	47

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

ω – Velocidade de rotação em rpm

v – Velocidade de avanço em mm/min

p – profundidade de penetração em mm

θ – Ângulo de inclinação da ferramenta em graus (°)

$HV_{0,2}$ – Dureza Vickers [kgf/mm²]

P_m - Carga media de fadiga

P_a – Carga alternada de fadiga

ΔP – Gama de tensões de fadiga

W – Largura do provete

B – Espessura do provete

σ_r – Tensão de rotura

$\varepsilon_{m\acute{a}x}$ – Deformação máxima

$\sigma_{r, base}$ – Tensão de rotura do material base

m – Factor de inclinação das curvas S-N

b – Declive/Inclinação das curvas S-N

Siglas

FSW – Friction Stir Welding

ZTMA – Zona termomecanicamente afetada

ZTA – Zona termicamente afetada

MB – Material Base

LA – Lado do Avanço

LR – Lado do Recuo

MIG – Metal Inert Gas

TIG – Tungsten Inert Gas

TWI – The Welding Institute

SEM – Scanning Electron Microscope

EDS – Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

PP – Piramidal Progressiva

1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio assumem grande preponderância em diversas aplicações, nas indústrias naval, automóvel, aeronáutica, ferroviária, aeronáutica e aeroespacial. Devido às excelentes propriedades mecânicas, baixa densidade e boa resistência à corrosão das ligas de alumínio.

A soldadura por fricção linear é um método alternativo aos métodos tradicionais por fusão, como MIG, TIG, que permite a união com boa qualidade das ligas de alumínio. Por sua vez, nos métodos convencionais de fusão ocorrem bastantes problemas devido às temperaturas atingidas no processo, pois provocam defeitos como porosidades, fissuração a quente, distorções das chapas e elevada redução das propriedades mecânicas.

Porém, todas as tecnologias apresentam limitações, e este método não foge à regra. O processo de FSW necessita de alguns avanços para a configuração em juntas T. Para a utilização desta configuração de junta é preciso ter em conta a necessidade de raios de concordância (*skin/stringer*), evitando ao mesmo tempo uma diminuição da espessura do *skin*. As juntas T são frequentemente utilizadas na indústria naval para reforço dos cascos/convés de navios, como é caso da combinação das ligas AA6082-T6 e AA5083-H111, que apresentam excelente soldabilidade. Genericamente, a liga AA6082 apresenta boa resistência mecânica e a liga AA5083 boa resistência à corrosão.

Neste trabalho, há a adição de mais uma liga de alumínio às duas anteriormente referidas, a liga AA2017-T4. O intuito é fazer uma análise da viabilidade e do comportamento mecânico desta soldadura tridissimilar.

O presente trabalho têm como objetivo global o estudo da influência dos parâmetros de processo na morfologia e resistência mecânica, em particular à fadiga, das ligações destes três materiais.

Este documento encontra-se dividido em cinco capítulos. Inicialmente a introdução e, no segundo capítulo a revisão bibliográfica, para contextualização do estado de arte neste tema. No terceiro, há a descrição do procedimento experimental efetuado. No quarto capítulo são discutidos e apresentados os resultados obtidos, desde a análise à

macro e microestrutura das soldaduras, aos testes destrutivos realizados. Por fim, o quinto capítulo é dedicado às conclusões a reter e sugestão de trabalhos futuros

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Contextualização da soldadura por fricção linear (FSW)

A soldadura por fricção linear é uma técnica inovadora criada pelo The Welding Institute-TWI, UK., em 1991 com o objetivo de ser possível a união de ligas de alumínio. Porém, em 1956, na União Soviética, já se tinham realizado as primeiras soldaduras de materiais em estado sólido. (Boşneag, Constantin, Nişu, & Iordache, 2017)

(Mugada & Adepu, 2018) afirmam mesmo que o processo surgiu como sendo a técnica mais promissora de união de materiais em estado sólido. A FSW tem-se revelado essencial para ligação de alumínio aeroespaciais, que por sua vez são difíceis de ser soldados pelos processos convencionais de soldadura por fusão. (Khan, Siddiquee, Khan, Bajaj, & Ubaid, 2018)

(Boşneag et al., 2017) realçam que o processo começou por ser desenvolvido para ligar chapas de materiais similares, mas atualmente a tecnologia pode ser usada para soldar uma vasta gama de materiais similares ou dissimilares.

Por sua vez, (Kadian & Biswas, 2018) indicam a eficácia do processo em materiais similares de baixa resistência. No entanto, a complexidade da união de materiais dissimilares é bem maior, devido à diferença de propriedades físicas e mecânicas. A variedade de ligações dissimilares que são estudadas atualmente é muito grande, motivadas essencialmente pelo seu interesse industrial.

Para (Boşneag et al., 2017) esta tecnologia tem proporcionado uma maior abrangência da soldadura em vasta gama de aplicações industriais, tais como a, construção de navios, de equipamento aeroespacial, automóvel, ferroviário. E também na fabricação em geral, nuclear, militar, robótica e de computadores.

2.1.1. Descrição geral do método de soldadura

(Essa, Ahmed, Mohamed, & El-Nikhaily, 2016) referem que em FSW o elemento que desempenha o papel fundamental neste processo de soldadura no estado

sólido é a ferramenta. Por esse motivo esta têm sido constantemente desenvolvida e melhorada, para haver um aprimoramento da qualidade da soldadura e eficiência do processo.

O processo, ilustrado na Figura 2.1, desenvolve-se através de uma ferramenta rotativa, composta por uma Base (*shoulder*) e um Pino (*pin*), que é feita penetrar na interface das duas placas a soldar. A fricção entre a ferramenta e os materiais a soldar permite que se gere calor suficiente para que haja deformação plástica das placas e amaciamento localizado do material debaixo da ferramenta.

Este amaciamento aliado ao movimento de translação da ferramenta possibilita a extrusão do material(Gupta et al., 2018).

As temperaturas atingidas não deverão chegar ao ponto de fusão dos materiais pelo que se considera o processo como sendo uma ligação em estado sólido(Essa et al., 2016).

(Fratini, Buffa, Micari, & Shivpuri, 2009) notaram que a soldadura por FSW é assimétrica, pois é observável um lado de avanço (LA) e um lado de recuo (LR) na soldadura, o lado do avanço é caracterizado pela combinação “positiva” da velocidade linear de soldadura e a velocidade periférica da ferramenta, enquanto no lado do recuo a velocidade linear e periférica apresentam vetores em sentidos opostos.

Assim que a ferramenta é feita passar pela linha de junta, o material é arrastado à volta do *pin* entre o LR da ferramenta e o material base ao seu redor. O processo é por definição não simétrico, pois a maioria do material deformado é extrudido ao passar pelo lado de recuo da ferramenta (Threadgill, Leonard, Shercliff, & Withers, 2009).

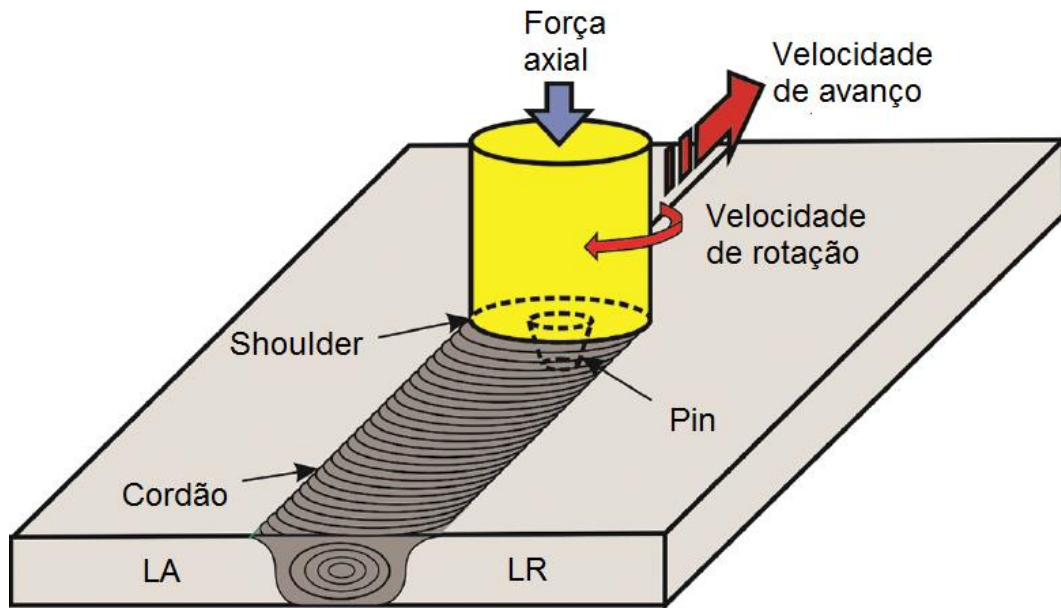


Figura 2.1. Descrição geral do processo de FSW (adaptada de Fraser, St-Georges, & Kiss, 2016)

2.1.2. Fases do processo

(Fraser et al., 2016) reportaram que para a união de placas pelo processo de FSW, é definida uma sequência na soldadura, que é normalmente dividida em 4 diferentes fases. Cada fase desempenha um papel específico no processo de soldadura. Estas fases, ilustradas na Figura 2.2 são as seguintes:

- 1) Fase de imersão
- 2) Fase de estabilização
- 3) Soldadura ou fase de avanço
- 4) Remoção da ferramenta

Durante a fase de imersão, a rotação da ferramenta de soldadura é iniciada e esta imerge nas placas a soldar. Nesta fase, o material é relativamente frio, pois só o *pin* está em contato com as peças a soldar. A força axial aplicada a ferramenta é elevada, e na maioria dos casos, atinge nesta fase os seu valor máximo. No fim da fase de imersão, o *pin* é penetrado integralmente nas placas a soldar e o *shoulder* fica em contacto com a superfície das placas. A velocidade de rotação da ferramenta durante a fase de imersão e fase de avanço é frequentemente a mesma. A fase de estabilização começa quando a desejada profundidade de imersão é alcançada. A força axial é mantida na ferramenta

durante a fase de estabilização. O efeito combinado da velocidade relativa entre a ferramenta em movimento rotativo e o material com a força axial aplicada gera calor devido à fricção da interface ferramenta-material. A ferramenta é mantida em determinada posição que permite-a ficar um tempo suficientemente longo para alcançar a temperatura requerida para a soldadura.

Após a fase de estabilização, a ferramenta começa a avançar e acelera à velocidade translacional prescrita ao longo da linha de soldadura. A aceleração será possivelmente rápida se a fase de estabilização for suficientemente longa e a temperatura é elevada na zona de soldadura. No entanto uma aceleração demasiado elevada pode resultar em elevados esforços mecânicos tanto para a ferramenta como para o equipamento de soldadura, reduzindo a sua vida. Dependendo do *design* da ferramenta e dos parâmetros de processo específicos, a ferramenta de FSW poderá ter uma ligeira inclinação (alguns graus) para melhorar a qualidade da soldadura.

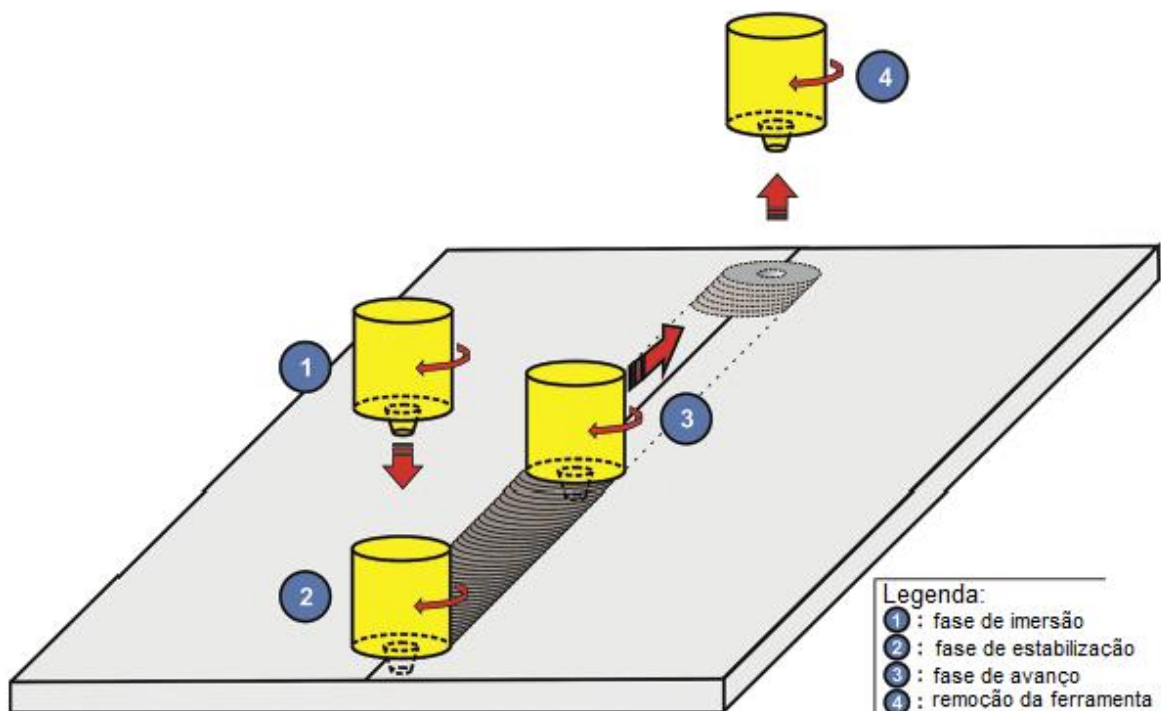


Figura 2.2. Fases do processo (adaptada de Fraser et al., 2016)

2.1.3. Vantagens e Desvantagens da FSW

(Shamanian, Mostaan, Safari, & Szpunar, 2017)) afirmam que as vantagens mais relevantes são as reduzidas distorções e tensões residuais, a ausência de fumos, salpicos ou arco elétrico. Já (Mahto, Kumar, Pal, & Panda, 2018) entendem que a chave dos benefícios técnicos da FSW são o menor calor gerado nas regiões de soldadura, resultando numa menor zona afetada pelo calor, a redução da formação de compostos intermetálicos e de defeitos relacionados com a solidificação, típica dos processos de soldadura por fusão.

Mais detalhadamente, (Threadgill et al., 2009) indica que as vantagens da FSW na soldadura de alumínio pode ser sumariada do modo seguinte:

1) É um processo executado no estado sólido, o que é vantajoso para as ligas de alumínio, pois evita problemas de fissuração e porosidade, comuns em processos de soldadura em alumínio com fusão de material.

2) Como é um processo mecanizado, a FSW não necessita de especialistas em técnicas de soldadura, pois a intervenção manual raras vezes é requerida.

3) Não é necessário gás de proteção ou material de adição na junção das ligas de alumínio.

4) O processo é extremamente tolerante no que respeita a qualidade de preparação das juntas.

5) A ausência de fusão previne parte da contração associada à solidificação e consequente arrefecimento, o que permite que haja significativa redução da distorção; no entanto isto não é uma técnica que permita completa ausência de distorção.

6) É muito flexível, sendo aplicado para unir no espaço tridimensional, sendo aplicado para soldaduras de topo, sobrepostas, podendo ser realizada em qualquer posição.

7) Excelentes propriedades mecânicas, competindo fortemente com soldaduras feitas por outros processos.

8) Não há o perigo da radiação ultravioleta ou eletromagnética, devido a não haver arco elétrico. O processo não é mais barulhento do que uma fresadora de potência similar, e praticamente não gera salpicos, fumo e outros poluentes.

9) A energia requerida para a soldadura em FSW fica entre o laser de soldadura (que requer menor energia) e MIG (que tipicamente necessita de mais energia).

10) Elevadas velocidades de soldadura, principalmente em soldadura de elementos espessos.

Os mesmos (Threadgill et al., 2009) referem também que existem desvantagens na FSW, de facto algumas das vantagens listadas acima podem ser vistas de uma perspetiva menos positiva. Por exemplo, a ausência de material de adição na soldadura faz com que o processo seja mais complicado de se realizar no caso de soldaduras de “canto”. Similarmente, a natureza mecanizada do processo impede o seu uso para aplicações onde o acesso ou forma de solda complexa é mais adequado para o processo manual. A presença de um buraco no final da soldadura, da qual a ferramenta foi extraída, é muitas vezes considerada como uma desvantagem. No entanto na prática isto raramente é um problema, pois existem varias soluções, que foram consideradas em outro lugar. A peça de trabalho necessita também de estar completamente fixa, assim surge a necessidade de se ter ferramentas de suporte bem projetadas que permita reagir às forças aplicadas e impedir que a ferramenta possa fazer com que separe o material a soldar. No entanto, o processo reduz a resistência das ligas de alumínio, o que poderá ser compensado se necessário com uma junta apropriada, por exemplo aumentando a espessura.

Economicamente é considerado um processo atrativo, contudo, dados específicos publicados estão em falta na literatura. Por outro lado é sabido que este processo reduz drasticamente o custo associado à preparação de junta.

2.2. Parâmetros do Processo

Os parâmetros de processo mais relevantes são a velocidade de rotação (ω), velocidade de avanço (v), força axial (também designada de penetração), ângulo de inclinação e o *design* da ferramenta. E eventualmente a existência de pré-aquecimento ou arrefecimento. Em relação aos parâmetros de processos é necessário ter a noção que a ponderação individual destes parâmetros é difícil, pois eles não são independentes, podendo a influência de uns ser superior à de outros.

Outro aspeto que é fundamental para aprimoramento dos parâmetros de processo é ter em conta a geometria da ferramenta e os materiais a ligar.

2.2.1. Velocidade de rotação *versus* Velocidade de avanço

Tanto a geometria da ferramenta, a velocidade de rotação, a velocidade de avanço e a razão entre as duas, designada de passo, são de importância muito relevante.

(Mishra & Ma, 2005) referem que há uma relação direta entre o aumento da taxa de rotação e a temperatura que é gerada. Isto devido a um maior aquecimento por fricção e sendo assim há uma mais intensa movimentação e mistura do material. Tendo em conta que a união friccional da interface da ferramenta com a peça de trabalho é que vai originar o aquecimento, portanto, um aumento monótono do calor com o acréscimo da taxa de rotação da ferramenta não deverá acontecer, porque o coeficiente de fricção na interface vai alterar-se com o incremento da taxa de rotação da ferramenta.

(Steuwer, Peel, & Withers, 2006) examinaram o efeito dos parâmetros de processo nas tensões residuais em soldadura dissimilar por FSW de AA5083-AA6082. Mostraram que a velocidade rotacional da ferramenta de soldadura afeta a tensão residual da soldadura mais significativamente quando comparada com a velocidade de avanço. Além disso, reportam que as tensões residuais no lado da AA5083 é maior quando comparada como o lado do AA6082.

(Ericsson & Sandström, 2003) estudaram a influência da velocidade de avanço na fadiga em FSW, e compararam com soldaduras realizadas por MIG e TIG. De acordo com os resultados, a velocidade de avanço, não tem influencia significativa nas propriedades mecânicas e de fadiga em soldaduras por FSW, e estas soldaduras revelam melhor comportamento à fadiga do que as realizadas por MIG ou TIG.

(Lombard, Hattingh, Steuwer, & James, 2008) usaram diversas combinações de velocidade de rotação da ferramenta, avanço e passo ($\frac{\omega}{v}$), para otimizar os parâmetros de processo, tendo como critérios minimizar os defeitos e maximizar a vida à fadiga na liga de alumínio 5083-H321. O seu estudo demonstrou que a velocidade de rotação determina a ocorrência de defeitos na liga de alumínio 5083-H321 e existe uma forte correlação entre a energia de fricção gerada, a resistência a tração e baixa vida à fadiga.

(D'Urso & Giardini, 2010) mostraram os efeitos dos parâmetros da FSW para duas geometrias de ferramentas, com o objetivo de se obter juntas de elevada qualidade.

A velocidade de rotação e velocidade de avanço da ferramenta afetam bastante a resistência da junta. A resistência da junta decresce com o aumento da velocidade de rotação e decréscimo da velocidade de avanço da ferramenta.

2.2.2. Ângulo de inclinação

O ângulo de inclinação corresponde ao ângulo que o eixo da ferramenta faz com a normal ao plano de trabalho.

(Buffa, Campanile, Fratini, & Prisco, 2009) referem que um aumento do ângulo de inclinação do *pin* resulta em melhores propriedades mecânicas na zona do *nugget*, o que leva a uma maior resistência da junta soldada. Por sua vez quando o *pin* não têm inclinação e têm um comprimento superior, normalmente verifica-se defeitos, mais especificamente, “vazios” na zona do *nugget*.

(Chen & Cui, 2008) referem que o ângulo de inclinação da ferramenta têm influência na geração de calor, e se devidamente usado permite a realização de soldaduras isentas de defeitos.

(Barlas, Z; Ozsarac, 2012) observaram que um angulo de 2° produz soldaduras sem defeitos, sujeitas também a outras condições.

2.2.3. Penetração e força axial

(Mishra & Ma, 2005) referem outro parâmetro de processo a ter em conta, que é a penetração da ferramenta nas peças de trabalho e conseqüente força axial exercida. A profundidade de penetração do *pin* está associada à sua altura. Quando a penetração é demasiado superficial, o *shoulder* não contacta com a superfície original das peças de trabalho. Além disso, o *shoulder* em movimento não consegue mover o material de modo eficiente da frente para a parte de trás do *pin*, resultando uma soldadura com um canal interno ou um sulco na superfície. Por outro lado, quando é em excesso a penetração, o *shoulder* cria rebarba em demasia.

(Astarita, Squillace, & Carrino, 2014) referem o aumento significativo na força axial e força transversal da ferramenta com o aumento da velocidade de avanço na soldadura de placas com espessura de 5 mm em AA2024.

(Banik, Saha Roy, Deb Barma, & Saha, 2018) indicam que uma força vertical adequada é um requisito importante, pois promove a geração de calor e uma plastificação adequada do material.

2.2.4. Design e material da ferramenta

A ferramenta é normalmente constituída por uma base, designada por *shoulder* em inglês, e por um pino, designado em inglês *pin*, com geometrias muito variadas, conforme se ilustra na Figura 2.3.

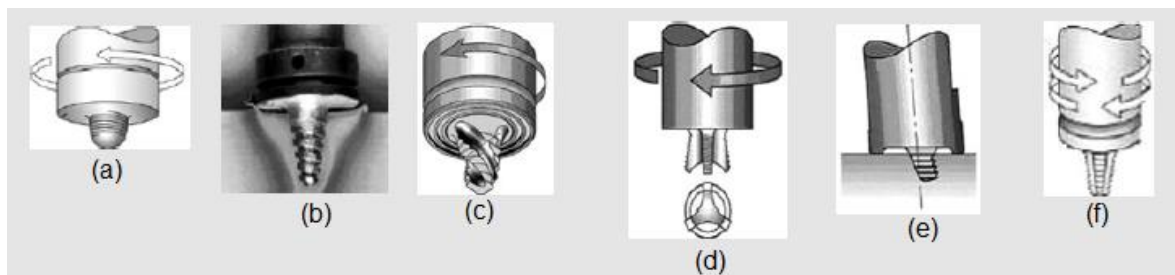


Figura 2.3. Configurações distintas do pin: (a) cilíndrico com rosca, (b) Cônico com rosca, (c) roscado com rasgos em espiral, (d) com três saliências equidistantes, (e) cilíndrico inclinado roscado, (f) cônico roscado (adaptado de (Nandan, DebRoy, & Bhadeshia, 2008))

(Banik et al., 2018) indicam que o *design* da ferramenta é um dos parâmetros mais importantes, que influencia as características da soldadura, por influenciar a geração de calor, o grau de deformação do material e a mistura dos materiais nas soldaduras.

(Silva, Braga, De Figueiredo, & Moreira, 2014)) chegaram à conclusão que grandes diâmetros do *shoulder* são necessários para se obter uma temperatura adequada para que ocorra a plastificação do material, levando ao preenchimento dos filetes da rosca do *pin*.

(Mugada & Adepu, 2018) referem que para melhoria das propriedades da junta e minimização dos defeitos depende também do desenho do *shoulder* da ferramenta.

(Scialpi, De Filippis, & Cavaliere, 2007) testaram vários *shoulder* na soldadura de AA 6082, e estes revelaram uma mudança significativa na geração de calor e dimensão da zona soldada.

(Izadi, Fallu, Abdel-Gwad, Liyanage, & Gerlich, 2013) demonstraram que a formação de estruturas em bandas (*onion rings*) em soldaduras dissimilares é devida à ferramenta de soldadura ser roscada, o que promove a mistura de ambos os materiais, a qual pode ser aumentada através de uma reduzida velocidade de avanço.

(Sarsilmaz, Ozdemir, & Kirik, 2012) descobriram que o perfil do *pin* da ferramenta em formato roscado cilíndrico proporciona soldaduras com melhor comportamento à fadiga.

(Costa, Verdera, Leitão, & Rodrigues, 2015) mostraram os efeitos de duas geometrias de ferramentas (*pin* cilíndrico e *pin* cónico) e diâmetros distintos de *pin* com o intuito de se obter juntas de elevada qualidade. No caso do *pin* cónico, a FSW em configuração Lap, foi conduzida durante a troca do *pin* superior do diâmetro de 6mm para 8mm e o inferior de 3mm para 6mm. A ferramenta cilíndrica, de modo geral, tem mais tendência a produzir “vazios”, devido à insuficiente movimentação de material. A formação de vazios foi eliminado utilizando a ferramenta cónica, (6mm do diâmetro do *pin* superior, e 3 mm do diâmetro do *pin* inferior), devido à ferramenta cónica ter mais fluxo vertical do que a ferramenta cilíndrica.

(Elangovan & Balasubramanian, 2008) estudaram extensivamente os efeitos de diferentes *designs* da ferramenta na união de ligas de alumínio e junção de materiais dissimilares. O estudo, em quase todos os casos, conclui em favor da utilização do *pin* com face plana (-ferramenta de perfil quadrado) devido à sua capacidade de originar grãos mais finos, por causa da sua ação de agitação pulsante.

(Zhao, Lin, Wu, & Qu, 2005) concluíram no entanto que a ferramenta roscada cónica produz boa qualidade na união e nas propriedades mecânicas.

(Elangovan, Balasubramanian, & Valliappan, 2008) estudaram os efeitos do perfil do *pin* nas propriedades mecânicas da soldadura e perceberam que as uniões fabricadas com *pin* quadrado obteriam as melhores propriedades quando comparadas com outros *pins*.

Por outro lado, (Imam, Biswas, & Racherla, 2013) durante a FSW de liga de alumínio 6063 com diferentes *pin*, mostrou que os *pin* cónicos e poligonais apresentavam defeitos o que não acontece com os de geometria em quadrado. E que as soldaduras com *pin* quadrados alcançavam melhores propriedades mecânicas comparadas com outros *pin*.

(Yan, Shen, Zhang, & Hou, 2018) reportaram o *pin* cónico como sendo capaz de produzir as uniões com maior carga de fratura das três outras ferramentas (cilíndrica, quadrada, roscada).

2.3. Geração de calor

(Mishra & Ma, 2005) reportaram que a FSW resulta em intensas deformações plásticas em torno da ferramenta e fricção entre a ferramenta e as peças de trabalho. Ambos estes fatores contribuem para o aumento da temperatura dentro e à volta da zona misturada. Dado que a distribuição da temperatura dentro e à volta da zona misturada influencia diretamente a microestrutura das soldaduras, tais como o tamanho do grão, dissolução de precipitados, e propriedades mecânicas das soldaduras, é importante obter informação sobre a distribuição da temperatura durante a soldadura. No entanto, as medições da temperatura são difíceis devido à intensa deformação plástica produzida pela rotação e translação da ferramenta. Assim sendo, as temperaturas máximas dentro da zona misturada durante a FSW devem ser estimadas da microestrutura da soldadura ou gravadas por incorporação de termopares em regiões adjacentes ao *pin* rotativo.

Uma investigação da evolução microestrutural em 7075Al-T651 durante a FSW por (Rhodes, Mahoney, Bingel, Spurling, & Bampton, 1997) demonstrou a dissolução de precipitados maiores e reprecipitação no centro da soldadura. Assim sendo, concluíram que as temperaturas máximas do processo são entre os 400 e os 480°C.

Por outro lado, (MURR, LIU, & MURR, 1998) indicaram que alguns precipitados não são dissolvidos durante a soldadura e sugeriram que a temperatura se eleva a aproximadamente 400°C em FSW de 6061Al.

(Sato, Kokawa, Enomoto, & Jogan, 1999)) reportaram que os precipitados no centro de soldadura eram completamente dissolvidos na matriz de alumínio. Eles concluíram que o centro da soldadura foi aquecido a temperaturas acima de 402 °C.

Por sua vez,(Mahoney, Rhodes, Flintoff, Bingel, & Spurling, 1998) realizaram soldaduras por fricção linear em placas de AA7075-T651 de 6.35 mm de espessura e mediram a distribuição da temperatura em função da distância da zona misturada e através da espessura das placas. Este estudo revelou três observações importantes. Primeiro, a temperatura máxima foi registada em locais próximos da zona misturada, isto é, nas zonas da periferia da zona misturada, e a temperatura decresce com o aumento da distância à zona misturada. Segundo, a temperatura na periferia da zona misturada aumenta da superfície inferior da placa até à superfície superior. Terceiro, a temperatura máxima de 475°C foi registada perto do canto entre a periferia da zona misturada na superfície superior. Esta temperatura acredita-se exceder a temperatura de

solubilização dos precipitados endurecedores na soldadura AA7075-T651. Baseado nestes resultados a temperatura dentro da zona misturada é provavelmente acima dos 475°C. No entanto, a temperatura máxima dentro da zona misturada deverá ser menor que o ponto de fusão da AA7075-T651, por causa de não haver evidências da fusão do material na soldadura.

Uma tentativa foi feita por (Tang, Guo, McClure, Murr, & Nunes, 1998) para medir o calor gerado e a distribuição da temperatura dentro da soldadura por fricção linear fazendo mergulhar termopares na região a ser soldada na liga de alumínio 6061Al-T6 com espessura de 6,4 mm.. Eles reportaram que o termopar do centro da soldadura não foi destruído pelo *pin* durante a soldadura mas mudou ligeiramente de posição devido ao fluxo plástico do material à frente do *pin*. Numa taxa de rotação da ferramenta de 400 rpm e a uma velocidade de avanço de 122 mm/min a temperatura de pico de aproximadamente 450°C foi observada no centro da soldadura a um quarto da superfície superior. Segundo, existe uma região quase isotérmica a aproximadamente 4 mm da linha central de soldadura. Terceiro, o gradiente de temperatura de pico na direção da espessura da junta soldada é muito pequena dentro da zona misturada e entre os 25°C e os 40°C na região fora da zona misturada. Isto indica que a distribuição de temperatura dentro da zona misturada é relativamente uniforme.

(Tang et al., 1998) estudaram o efeito da pressão na soldadura e a taxa de rotação da ferramenta no campo da temperatura na zona soldada. Foi reportado que o aumento da taxa de rotação da ferramenta e a pressão na soldadura resultaram no aumento da temperatura da soldadura. Dentro da zona soldada a temperatura aumenta quase 40°C com o aumento da taxa de rotação da ferramenta de 300 para 650 rpm, enquanto aumentou apenas 20°C quando a taxa de rotação da ferramenta aumentou de 650 para 1000 rpm, isto é, a taxa de aumento da temperatura é mais baixa para maiores taxas de rotação da ferramenta. Além disso, estes autores, estudaram o efeito do *shoulder* no campo da temperatura usando duas ferramentas, com e sem *pin*. O *shoulder* dominou a geração do calor durante a soldadura. Isto foi atribuído ao facto de que a área de contacto e a pressão vertical entre o *shoulder* e as peças de trabalho ser muito superior à área de contacto entre o *pin* e as peças de trabalho, e o *shoulder* tem maior velocidade linear que o *pin*, com raios menores.

Adicionalmente,(Tang et al., 1998) mostraram que os termopares colocados a distâncias iguais da linha de soldadura, mas em direções contrárias da soldadura, mostram diferenças insignificantes de temperatura.

(Peel et al., 2006) descobriram que não há uma correlação simples entre a temperatura e a potência de entrada ou de calor. No entanto, a geração de calor é um mau indicador da temperatura do material circundante da ferramenta de FSW, pelo menos para a união de placas finas de alumínio. É provável que quando a velocidade de avanço é reduzida, muito do calor gerado é conduzido para a placa de apoio, como evidenciado pela observação da correlação entre a geração de calor e a temperatura da placa de apoio.

(Chao, Qi, & Tang, 2003) reportaram que o montante de calor conduzido para as peças de trabalho determina a qualidade da soldadura, tensões residuais e distorção das peças de trabalho. O montante de calor que flui para a ferramenta dita a vida desta e a capacidade dela no processo de união. Em particular, os resultados mostram que, (1) a maioria do calor gerado é devido à fricção, isto é, cerca de 95% é transferido para as placas de trabalho e apenas 5% flui para a ferramenta; (2) a fração da taxa de trabalho plástico dissipado como calor é cerca de 80%. O fluxo de calor deverá manter a temperatura máxima nas peças de trabalho elevada, o suficiente para que o material esteja suficientemente macio para o *pin* o deformar, mas baixa o suficiente o material não fundir. A temperatura máxima criada pelo processo de FSW varia entre 80% até 90% da temperatura de fusão do material a soldar.

2.4. Fluxo de material

(Tongne, Desrayaud, Jahazi, & Feulvarch, 2017) reportaram que na literatura, algumas técnicas foram usadas para se estudar o fluxo de material durante a FSW. Esferas de aço foram usadas por (Colligan, 1999) como marcadores na soldadura. (Liechty & Webb, 2007) realizaram soldaduras em FSW usando plasticina com cores dissimilares com o intuito de se observar o movimento do material durante o processo. Apesar da informação fornecida por estas técnicas ser válida, não é suficientemente precisa para explicar fenômenos específicos em soldaduras FSW em metais, tal como a diferença de contraste entre as bandas. Para soldaduras em FSW feitas em ligas de alumínio, o fluxo

de material durante a fase de soldadura pode ser descrito confiavelmente analisando os elementos da microestrutura da soldadura.

A formação do mecanismo de *kissing bond* foi investigado por (Xu & Deng, 2008), inserindo uma folha fina (0.1 mm) de alumínio puro na interface de placas AA6061-T6 a serem soldadas, com o objetivo de aumentar a visibilidade das *kissing bonds* resultantes. Eles reportaram que as estas são muitas vezes arrastadas para a região em bandas. Isto indica que as estruturas em bandas são altamente relacionadas com a mistura de materiais através da soldadura.

(Chen & Cui, 2008) usaram a técnica de paragem da ação para estudar o mecanismo de deposição das camadas de material. Esta técnica consiste em deixar a ferramenta dentro da soldadura e observar a secção da junta usando um microscópio eletrónico ou ótico. A descrição “à posteriori” do fluxo de material durante a soldadura por FSW foi verificada através de análise numérica, tais como as feitas por (Xu & Deng, 2008) para prever estruturas de banda produzidas pelo “Pin” cilíndrico.

(Colligan, 1999) classificou a FSW como um processo de extrusão. Através da análise do fluxo de material nas ligas de alumínio 6061-T6 e 7075-T6 determinou que há material que é transportado pela mistura caótica e material que é simplesmente extrudido em torno do LR do *pin*. O mecanismo de transferência depende do local onde o material é originado na junta.

(Reynolds, 2000) classificou a FSW como um processo de extrusão, utilizando um marcador feito de AA5454-H32 para estudar o fluxo em soldaduras de topo em AA2195-T8, e notou que o *shoulder*, a placa de apoio da soldadura, e o metal de base frio, fora da zona de soldadura, formam uma “camara de extrusão” em movimento.

(Arbegast, 2003) desenvolveu um modelo para o fluxo de material em FSW definido por 5 zonas, que incluíam deformação, extrusão, e forjamento.

(Krishnan, 2002) classificou a FSW como um processo de extrusão também, e refere que a cada rotação da ferramenta, uma secção cilíndrica do material é extrudido em torno do *pin* originando uma estrutura com faixas dentro da soldadura. Este mesmo autor, afirmou que as *onion rings*, que podem aparecer como anéis concêntricos ou semicírculos dependendo em que plano são vistos, estas resultam da oxidação na superfície de cada semicilindro.

(Yang, Yan, Sutton, & Reynolds, 2004) observaram microestruturas em faixas em soldaduras de AA2024-T351 e AA2524-T351, e concluíram que resultam de variações periódicas no tamanho de grãos equiaxiais, na microdureza, e na concentração de impurezas. (Schneider, Beshears, & Nunes, 2006) também estudaram a formação de estruturas em bandas e afirmou, que as *onion rings* são formadas por uma rotação da ferramenta. No entanto, os mesmos autores também observaram um fenômeno secundário a uma frequência inferior que é evidente pela dispersão de padrões de um fio marcador de chumbo fundido na soldadura de topo na liga 2195-T81 Al-Cu. Este fenômeno foi referido como o resultado de uma variação na distribuição radial no campo rotacional, ou uma oscilação na condição do material de contacto na borda do *shoulder*. Este fenômeno foi observado com uma frequência de uma ordem de grandeza abaixo da velocidade de rotação da ferramenta.

(Qian et al., 2012) não estudaram as oscilações a baixas frequências, em vez disso eles estudaram oscilações no torque que ocorreram à mesma frequência que a rotação da ferramenta e resultaram pela transferência de material cíclico em soldaduras de topo de AA1100-H14.

Segundo (Texier et al., 2016) o efeito das *onion rings* na resposta mecânica local da soldadura não é clara. Estas macroestruturas em bandas são normalmente características comuns nas juntas de ligas similares e dissimilares e são encontradas numa ampla variedade de materiais e parâmetros de soldadura. De facto, durante processos de FSW, o metal é sujeito a um complexo fluxo de material que pode levar a heterogeneidades da microestrutura. A formação dessas bandas resultam do fluxo de material em camadas periódicas na proximidade da ferramenta; cada banda têm um diferente gradiente de taxa de deformação, equivalente total da deformação plástica, e temperatura máxima durante uma rotação da ferramenta.

(Ouyang & Kovacevic, 2002) estudaram o fluxo de material e evolução macroestrutural em soldaduras por fricção linear dissimilares em juntas AA6061-AA2024. Eles classificaram o *nugget* em regiões distintas: A região mecanicamente misturada, caracterizada pela relativa dispersão de partículas dos diferentes constituintes de alumínio, a região de fluxo plástico induzido por agitação, em que consiste num vórtice alternativo em lamelas de duas ligas de alumínio, e a região não misturada, que consiste em grãos equiaxiais finos da liga de alumínio 6061. Eles referiram que o grau de mistura

do material, a espessura das lamelas da liga de alumínio deformada, e os padrões do fluxo de material dependem na posição relativa na zona do *nugget* e dos parâmetros de processo.

(Mishra & Ma, 2005) reportaram que o fluxo de material durante a soldadura por fricção linear é bastante complexa dependendo da geometria da ferramenta, parâmetros de processo, e do material a ser soldado. É de importância prática perceber as características do fluxo de material para um *design* ótimo da ferramenta e obter soldaduras com elevada eficiência estrutural. Isto leva a numerosas investigações no comportamento do fluxo de material durante a FSW.

2.5. Microestrutura

(Wang et al., 2015) referem que durante o processo de soldadura de ligas de alumínio dissimilares, é usual conseguir-se identificar 3 três zonas principais, com diferentes características, na junta soldada: A zona termomecanicamente afetada (ZTMA), que é constituída pela deformação plástica do material durante o processo de soldadura, a zona afetada termicamente (ZTA), que é causada pelo ciclo térmico da soldadura mas não deformação plástica, e a zona de agitação em que ocorre recristalização com deformação plástica nesta zona. Parte da ZTMA apresenta uma microestrutura com grão fino, resultando da combinação da elevada deformação plástica e temperatura, que é usualmente chamada de *nugget*. Além disso, há significantes microestruturas e evoluções de texturas em juntas de ligas de alumínio dissimilares, e tem um grande significado a investigação das evoluções da microestrutura e textura. A Figura 2.4 faz a representação destas zonas referidas.

(Fratini et al., 2009) reportaram que no núcleo da soldadura, a área chamada *nugget* é observada, onde os grãos originais e limites de grão aparecem substituídos por grãos finos, equiaxiais, e recristalizados, caracterizados por uma dimensão nominal de alguns micrómetros.

(Threadgill et al., 2009) referem que ao se apresentar micrografias, é convencional se mostrar o LA da soldadura à direita e esta convenção utiliza-se em todos os casos só em exceção casos em que se especifica concretamente na captação da figura que assim não se verifica.

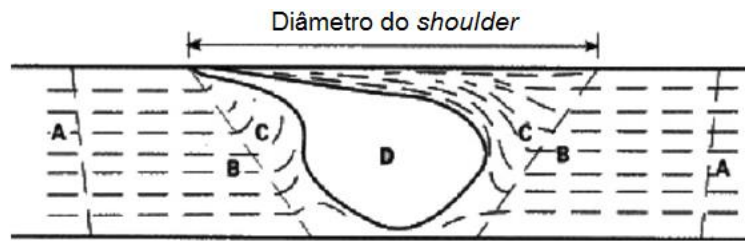


Figura 2.4. Ilustração das zonas típicas na microestrutura: A – Material base, B – ZTA, C – ZTMA, D – nugget (adaptada de Nandan et al., 2008)

2.6. Configuração das juntas

(Gibson et al., 2014) reportaram que a FSW é aplicável em várias configurações de junta, a mais comum delas é a junta Butt e junta Lap. (Estas estão retratadas na Figura 2.5).

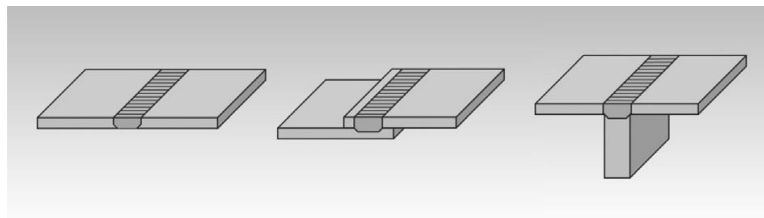


Figura 2.5. Configurações mais comuns de juntas: Butt, Lap, T. (adaptada de (Gibson et al., 2014)

Outro tipo de junta comum que não se encontra retratado em baixo inclui soldadura de tubos, hemisférica, Lap múltiplas, dupla junta T, de canto, e *fillet*. Outra vantagem da FSW é que normalmente é necessária pouca preparação da junta. Juntas Butt podem ser feitas no estilo de quadrado-fechado, mesmo quando a peça de trabalho é relativamente espessa (maior do que 6.35 mm), e a FSW é usualmente tolerante a leves camadas de óxidos. Não interessa o tipo de junta, o que é sempre necessária na FSW, no entanto, é a adequada fixação e sistema de apoio rígido, no caso de soldadura por fricção linear convencional. Uma consequência disto é que normalmente há um investimento elevado de capital na frente do processo de fabricação para obter a requerida maquinaria e ferramentas, e tempo de configuração relativo à união aumenta quando a produção começa. Pesquisas verificaram a importância de maquinaria rígida e quantificou o montante de desalinhamento aceitável das peças de trabalho para juntas Butt.

(Cui, Yang, Zhou, Xu, & Shen, 2012) relataram que a FSW de ligas de alumínio de juntas Butt tem evoluído progressivamente. Além disso, juntas Lap e algumas

soldaduras *spot welds* estão a ser recorrentemente utilizadas em algumas situações. Mas para juntas em T, apenas alguns estudos podem ser pesquisados pelo autor.

De acordo com estudos prévios, algumas características acerca da FSW em ligas de alumínio em juntas “T podem ser resumidas nas seguintes: primeiro, para preencher os *fillets*, é necessário um elevado volume de material no estado plástico. Portanto um *shoulder* grande é necessário para aumentar a geração de calor e promover o fluxo de material durante o processo de soldadura. Segundo, o fluxo dos materiais ao longo da direção vertical é importante para a união entre o *stringer* e o *skin*. Portanto a geometria da ferramenta e o ângulo de inclinação da ferramenta de soldadura pode influenciar significativamente a qualidade da soldadura. Terceiro, os parâmetros de soldadura devem acomodar as características inerentes dos diferentes materiais base. Por último, defeitos de túnel, linha de união, e *kissing bonds* são fáceis de serem formados FSW em juntas T.

2.6.1. Juntas T

As juntas em T surgem quando se pretende aumentar a resistência de estruturas planares (Thakare & Kalyankar, 2018), em que o *skin*, chapa horizontal é reforçado pelo *stringer*, chapa vertical, sem haver aumento muito significativo do peso da estrutura.

Várias preparações de junta da configuração em T estão representadas na Figura 2.6. Importa referir que não se encontra representado nas imagens que, na configuração da final junta, deverá existir um filete em cada lado do *stringer*. Ora, um raio de concordância grande consome mais material e torna a zona do *skin* pouco espessa e um raio de concordância pequeno tem o risco da ferramenta se danificar durante a soldadura devido ao contacto com a superfície da placa de apoio.

Para as juntas T em particular, é importante referir que são encontrados na literatura alguns trabalhos em soldaduras em materiais similares, poucos em soldaduras dissimilares para a união de 2 ligas de alumínio e praticamente inexistentes as soldaduras em materiais dissimilares envolvendo 3 ligas de alumínio, e os que existem, nunca são para configurações em T.

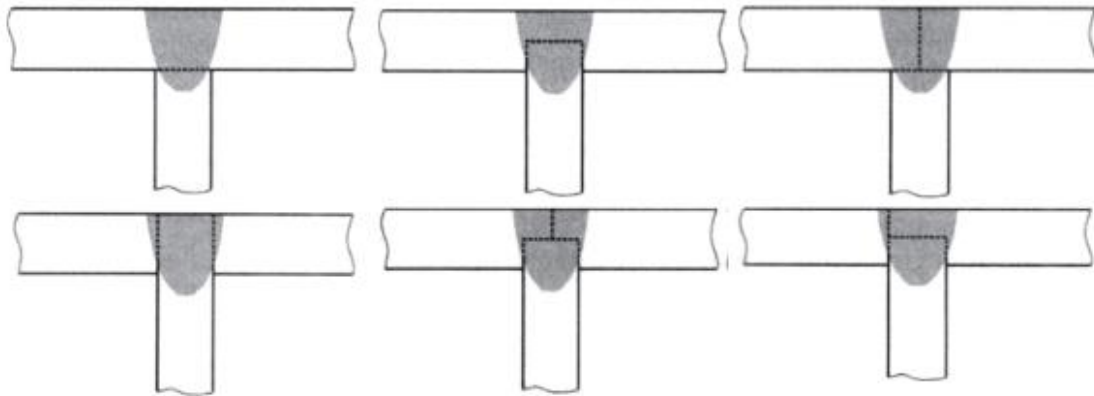


Figura 2.6. Diversas geometrias de junta para configuração em T (adaptada (Tavares et al., 2010))

A aplicação destas juntas T, por exemplo, na industrial naval, são usadas para reforçar painéis a fim de aumentar a rigidez estrutural dos cascos/convés de navios, na indústria ferroviária, na fabricação dos painéis a serem utilizados no telhado dos vagões, ou na indústria aeroespacial, ao ser fabricado o tanque externo do satélite Space Shuttle e outros componentes do Orion Spacecraft ((Martin, Stanhope, & Gascoyne, 2011)).

Um método inovador e deveras complexo para soldar juntas T é o denominado “Stationary Shoulder Friction Stir Welding (SSFSW)”, em que a soldadura é feita em ambos os cantos da junta, em que um *pin* rotativo sai de um buraco do *shoulder* estacionário. O *shoulder* não provoca geração de calor à superfície, portanto todo o calor é gerado pelo *pin* e a soldadura é feita praticamente com um perfil de geração de calor linear. A superfície soldada apresenta excelente acabamento, quase polida, com nenhuma ou com redução da secção quase nula (Figura 2.7).

Esta técnica sendo utilizada por um robô, pode reduzir problemas associados ao controlo da penetração da ferramenta, o robô é programado tendo em conta a deflexão da junta, por isso mantem a ferramenta no cordão de soldadura, ou seja, alterações na dureza do material e resistência subsequente podem alterar a profundidade à qual a ferramenta ópera, produzindo falhas e defeitos. Para a existência de filete há adição implícita de material.

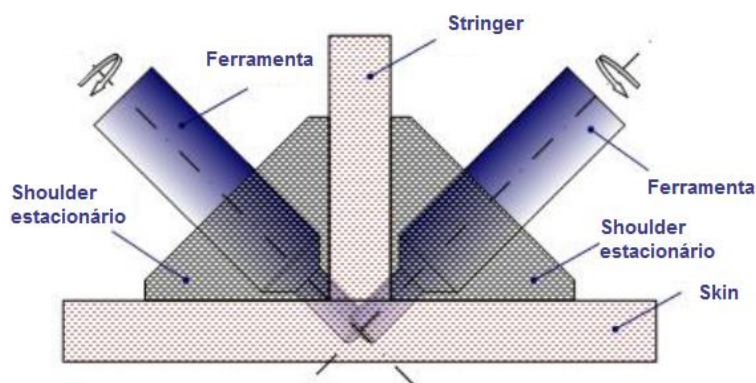


Figura 2.7. Ilustração do método SSFSW (adaptado de (Martin et al., 2011))

2.7. Comportamento à fadiga em juntas obtidas por FSW

(Mishra & Ma, 2005) reportaram que para muitas aplicações da FSW as propriedades à fadiga são críticas. E portanto, é fundamental perceber-se as características à fadiga das soldaduras por FSW, devido à ampla variedade de aplicações de engenharia de técnicas em FSW. Isto levou ao aumento de pesquisas na avaliação do comportamento à fadiga em soldaduras em FSW, incluindo a tensão-nº de ciclos até à falha (S-N) e comportamento à fadiga da propagação de fissuras.

Investigações realizadas ao comportamento à fadiga em várias ligas de alumínio permitiram concluir cinco importantes observações. Em primeiro lugar, para 10^7 ciclos a resistência à fadiga das soldaduras em FSW foi menor que o material base, i.e., as soldaduras em FSW são passíveis de ocorrência de iniciação de fissuras devido à fadiga.

Além disso, (Bussu & Irving, 2003) revelaram que os espécimes longitudinais apresentam maior resistência à fadiga que os espécimes transversais. Por outro lado, a resistência à fadiga de soldaduras em FSW foi superior do que em soldaduras em MIG e soldaduras por laser. A microestrutura característica em FSW, (grãos mais pequenos e uniformes) faz com que haja melhores propriedades, comparativamente aos métodos de soldadura por fusão (laser e MIG). Em segundo lugar, a qualidade superficial da FSW exerce um efeito significativo na resistência à fadiga das soldaduras.

(G. Biallas, R. Braun, C.D. Donne, G. Staniek, 1999) demonstraram que a resistência à fadiga em soldaduras por FSW diminuiu com a razão dada pelo aumento da velocidade de avanço/velocidade de rotação (v/ω) da ferramenta, devido ao aumento da

ranhura não soldada do lado da raiz da soldadura. Porém, quando o sulco não soldado foi removido, a resistência à fadiga da soldadura por FSW permaneceu inalterável ao mudar a razão v/ω . Além disso, estes mesmos autores referiram que a remoção de uma camada de 0.5 mm de espessura do lado de baixo e de cima da soldadura, removendo todas as irregularidades no perfil, resultando em boa resistência à fadiga, em espécimes transversais e longitudinais por FSW, comparativamente ao material base.

Similarmente, (L. Magnusson, 2000) reportaram que a remoção de 0.1-0.15mm de espessura da camada do lado de cima da soldadura por fresagem resulta no melhoramento significativo à resistência à fadiga das soldaduras por FSW. Estas análises sugeriram que a vida à fadiga é limitada pela nucleação de fissuras na superfície e que não há defeitos inerentes ou defeitos internos em soldaduras por FSW bem-sucedidas. Em terceiro lugar, o efeito dos parâmetros de processo da FSW na resistência à fadiga é de análise complicada e não há uma tendência constante.

(G. Biallas, R. Braun, C.D. Donne, G. Staniek, 1999) reportaram que para uma razão específica v/ω , a resistência à fadiga nas soldaduras em FSW não foram afetadas pela velocidade de avanço da ferramenta.

Por outro lado, (G. Biallas, R. Braun, C.D. Donne, G. Staniek, 1999) observaram que para uma razão constante de v/ω a resistência à fadiga de 2024Al-T3 com espessura de 1.6 mm e 4mm foi consideravelmente melhorada com o aumento da taxa de rotação da ferramenta e velocidade de avanço. Em quarto lugar, um polimento de baixa plasticidade após a FSW pode melhorar a vida à fadiga das juntas por FSW.

(N. Jayaraman, P. Prevey, 2003) demonstraram que este processo de polimento aumentou a resistência da fadiga de ciclos altos das juntas de ligas de alumínio por FSW 2219Al-T8751 em 80% devido à introdução de uma camada superficial profunda de tensão residual de compressão. Também, a superfície torna-se muito polida depois do polimento de baixa plasticidade e notou-se anteriormente que a vida à fadiga em soldaduras por FSW é limitada pela propagação de fissuras superficiais. Portanto tensões residuais compressivas na superfície e superfícies com elevado acabamento superficial são desejadas para boas propriedades à fadiga. Em quinto lugar, enquanto a resistência à fadiga de espécimes de FSW no ar é inferior ao do metal base, (P.S. Pao, E. Lee, C.R. Feng, H.N. Jones, 2003) reportaram que a FSW de 2519Al-T87 e espécimes de metal base tem vidas à fadiga similares e limiares de fadiga de 3,5% em soluções de NaCl.

Portanto, os produtos da corrosão na superfície são suscetíveis de influenciar a propagação de fissuras à fadiga e a influência da corrosão em FSW aumenta a complexidade da interação corrosão-fadiga. No geral, os resultados à fadiga para ligas de alumínio por FSW são muito animadoras.

2.8. Conclusões da revisão bibliográfica

Atendendo à pesquisa bibliográfica é possível afirmar que o processo de soldadura por fricção linear, de modo geral, apresenta melhores propriedades mecânicas para ligas de alumínio, em comparação com os métodos de soldadura convencionais.

Porém para as juntas T, o estudo para este tipo de configuração carece de maior aprofundamento. Insuficientes conclusões sobre os defeitos gerados, cuidados a ter com as concordâncias e reduções de espessura são os pontos que requerem maior atenção. Outros trabalhos em falta na literatura, e que seriam preponderantes para a execução desta dissertação, são a ausência de soldaduras tridissimilares. Pelo que, não havendo comparação direta com soldaduras deste género, é importante desenvolver conhecimento na área.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais e configuração de junta

Neste trabalho o método de soldadura utilizado foi o de FSW em juntas em configuração T-Butt, em três ligas de alumínio dissimilares, mais especificamente de placas com 3 mm de espessura das ligas de AA5083-H111, AA6082-T6, AA2017-T4. No APÊNDICE A está apresentada a composição química e propriedades mecânicas destas ligas, bem como a sua condição de tratamento. As ligas AA5083-H111 e AA6082-T6 são correntemente usadas em aplicações de transportes terrestres e navais enquanto a liga AA2017-T4 apresenta resistência mecânica muito elevada, além de boa resistência à corrosão.

A configuração da junta estudada encontra-se representada no ANEXO B. Importa referir que o *stringer* ultrapassa a linha do *skin* em 1.4 mm, para este excesso de material garantir o preenchimento dos raios de concordância dos *fillets*.

Para a configuração da junta em T, recorreu-se a três chapas, em que as ligas que compõem o *skin* apresentam a mesma dimensão, 80x330mm. Já no *stringer*, as medidas da chapa são de 37,4x330mm. As chapas foram removidas perpendicularmente à direção de laminagem. A interface das chapas a soldar foram limpas com lixa de granulometria reduzida, com objetivo de remover os óxidos e sujidades.

3.2. Design da ferramenta

Neste trabalho foi utilizada uma ferramenta que apresenta um *pin* cônico roscado progressivo (RP). Esta ferramenta foi feita em aço para ferramentas de trabalho a quente – H13, que depois sofreu um processo de tempera e revenido de forma a se atingir uma dureza de 50 HRC. A ferramenta apresenta o *shoulder* com 18mm de diâmetro e um ângulo de 5° de concavidade, e o *pin* tem um comprimento total de 5,2 mm. No ANEXO A está ilustrado o desenho desta ferramenta. Esta ferramenta foi escolhida com base em ensaios de anos anteriores.

3.3. Execução das soldaduras

Todas as soldaduras foram realizadas com recurso a uma montagem que permite fixar rigidamente as chapas em posição e garante a geometria dos filetes pretendidos. Essa montagem encontra-se ilustrada no ANEXO B.

As soldaduras foram executadas numa fresadora universal Cincinnati Milacron 207Mk, com elevada rigidez. Foram estabelecidos na fresadora os valores de velocidade de avanço, velocidade de rotação, ângulo de inclinação e de profundidade de penetração medida a partir da face superior do *stringer*, tendo por base a experiência anterior e alguns ensaios preliminares de otimização. As séries realizadas utilizaram os parâmetros indicados na Tabela 1.

Tabela 1. Parâmetros de processo

Série	Ferramenta	ω (rpm)	v (mm/min)	p (mm)	θ (°)
562BRP-1	RP	500	30	7.0	3
562BRP-2	RP	500	60	7.0	3
562BRP-3	RP	500	120	7.0	3
562BRP-4	RP	500	120	7.2	3
562BRP-5	RP	500	277	7.0	3

As séries de soldadura foram designadas através da nomenclatura constituída por 6 caracteres seguido do número da série e do provete a utilizar, e.g. (XXXXXX-N.n). Os três primeiros caracteres fazem alusão às três ligas de alumínio estudadas, em que são representadas por: liga no *skin* no lado do avanço, liga do *stringer* e liga no *skin* do lado do recuo, respetivamente.

De modo geral, os 3 primeiros caracteres são formados por “562”, pois referem-se à liga AA5083, AA6082, AA2017 por esta ordem respetivamente. O quarto carácter da nomenclatura faz referência ao tipo de configuração utilizado. Neste caso, como é utilizada a junta “Butt” este assume a letra “B”. Os dois caracteres no final fazem menção à ferramenta utilizada. No caso, a ferramenta cónica roscada progressiva, pelo que assumem “RP”. Por fim o número de série (N.n), em que o “N” identifica qual a série

que está a ser estudada. A nomenclatura pode ser complementada com um dígito, que representa qual o provete em estudo.

Por outro lado, devido à impossibilidade de as soldaduras serem feitas através do controlo de força, decidiu-se pela seleção da profundidade de penetração (p) da ferramenta.

Durante a soldadura foram medidos os ciclos térmicos na vizinhança da soldadura, junto à zona da base da ferramenta, com recurso a termopares tipo K. Os termopares foram fixos mecanicamente nas chapas, a pouco mais de 11,5 mm do centro do cordão de soldadura, e as temperaturas foram registadas em quatro canais, dois do lado do avanço e dois do lado do recuo, num registador USB TC-08 Data Logger da Pico Technology com frequência de aquisição na ordem de 50 a 60 Hz.

Após a soldadura os provetes foram removidos de cada chapa soldada de acordo com o APÊNDICE A.

3.4. Análise Metalográfica

Após extração as amostras foram polidas com lixas de granulometria decrescentes (P320 a P2500) e, numa fase já adiantada do polimento, com intuito de se obter uma superfície completamente espelhadas e isenta de riscos, procedeu-se ao polimento com pasta de diamante de 3 μ m e 1 μ m. Também, em certas situações, deu-se uma ligeira passagem com sílica coloidal, com o intuito de remover óxidos presentes.

Após isto, realizou-se o ataque químico, numa fase inicial com o reagente de Keller, com o objetivo de se revelar a microestrutura das soldaduras. Ou seja, haver um bom contraste entre as diferentes ligas de alumínio para se analisar de forma precisa o fluxo de material e por outro o grão ser revelado para uma análise das suas características. No entanto, por se chegar a conclusão de que havia uma boa revelação do grão mas no entanto má qualidade nos contrastes entre as ligas de alumínio, o que se fez foi a realização dos ataques químicos com o reagente de Poulton's modificado. E com este o que se verificou foi o oposto, ou seja, havia uma boa qualidade no contraste entre as diferentes ligas, porém o grão não se revelava.

Importa referir que de modo geral, os ataques eram feitos com tempo entre os 5 e os 30 segundos. A composição destes reagentes encontra-se registada no ANEXO D.

Após os ataques químicos realizou-se a análise morfológica com a utilização do microscópio ótico Leica DM4000 MLED, com ampliações de 5x, 10x, 20x, 50x, 100x, 200x, 500x. As imagens foram obtidas com recurso à máquina fotográfica Leica MC 120HD e o tratamento destas foi feito com o programa LAS (Leica Application Suite).

3.5. Estudo do perfil de microdureza

Para obtenção do perfil de dureza Vickers foi utilizada a HVM-G da SHIMADZU, aplicando uma carga de 200 g durante 15 segundos. A partir do centro, para os *skin* realizaram-se 24 indentações espaçadas em 0,5 mm e 8 indentações de 1mm. Por sua vez no *stringer*, como já havia sido indentado o ponto central, realizou-se 2 indentações acima deste ponto, com espaçamento de 0,5 mm, e abaixo do ponto central 14 indentações com intervalo de 0,5mm, além disto, ainda no prolongamento do *stringer*, mais 8 indentações intervaladas de 1mm.

O APÊNDICE F ilustra as indentações realizadas.

3.6. Estudo do comportamento à tração

Com o objetivo de se analisar a resistência mecânica das soldaduras realizadas foram efetuados ensaios de tração aos *skin*. Os ensaios foram realizados através de uma máquina *Instron* 4206, e para estudo do campo de deformações locais a que os provetes foram sujeitos, recorreu-se ao sistema ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Techniques. No ANEXO C estão esquematizados os ensaios de tração aos *skin*. Para estes ensaios importa referir, que, para a tração dos provetes propriamente dita, é necessário uma preparação dos provetes. Isto passa por pintar os provetes com tinta branca e borrifa-los com “pintas” de tinta preta. Isto com o propósito de auxiliar a criação de um padrão e assim servir de referencial ao sistema ótico. Os resultados registados foram analisados e tratados com recurso ao Excel, obtendo-se as curvas representativas da tensão-deformação, e foi possível também registar os campos de deformação para vários estágios de carga.

3.7. Estudo do comportamento à fadiga

Para execução dos ensaios à fadiga e definição das respetivas curvas S-N foi utilizada uma máquina servo-hidráulica Instron 1341, acoplada ao sistema de aquisição e controlo Instron Fast Track 8800. Para os ensaios, a razão de tensões (R) considerada foi de 0,02 e a gama de tensões variou entre os 145 e 200 MPa e uma frequência de registo a variar entre os 15 e os 25 Hz, dependendo da carga máxima aplicada. Estes ensaios foram realizados com a tensão a ser exercido nos *skin*. Antes do teste ter sido executado houve o cuidado de fazer o polimento da superfície, para eliminação de alguma irregularidade superficial que que afetasse os resultados. Foi então preciso determinar a carga média (P_m) e da amplitude carga (P_a) através das equações (1) e (2).

$$P_m [kN] = \frac{P_{m\acute{a}x}[kN] + P_{m\acute{i}n}[kN]}{2} \quad (1)$$

$$P_a [kN] = \frac{P_{m\acute{a}x}[kN] - P_{m\acute{i}n}[kN]}{2} \quad (2)$$

Por sua vez, para o cálculo da carga mínima (P_{min}) e da carga máxima ($P_{m\acute{a}x}$), estas foram determinadas tendo em conta a gama de tensões ($\Delta\sigma$), a espessura e largura dos provetes (B e W), razão de tensões (R) e gama de carga (ΔP) conforme as equações (3) e (4) representam.

$$P_{m\acute{i}n} [kN] = \frac{R}{1-R} \times \Delta P [kN] = \frac{R}{1-R} \times \frac{\Delta\sigma [MPa] \times W [mm] \times B [mm]}{1000} \quad (3)$$

$$P_{m\acute{a}x} [kN] = P_{m\acute{i}n} [kN] + \Delta P [kN] \quad (4)$$

3.8. Estudo da superfície de fratura e fluxo de material

Para o estudo da superfície de fratura realizou-se a análise recorrendo ao microscópio SEM (Scanning Electron Microscope) Carl Zeiss ® Gemini 2.

Para o fluxo de material, este microscópio em conjugação com um sistema Energy X-ray Spectroscopy (EDS), permitiu analisar a composição dos elementos químicos que estão presentes, com interesse particular no Magnésio (Mg), Silício (Si) e Cobre (Cu), em regiões que se pretenda estudar. Com isto é possível ter uma noção da mistura dos materiais nas juntas soldadas.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Nesta secção apresentam-se os resultados obtidos, e a respetiva análise. Importa referir que nas micrografias e macrografias ilustradas o lado de avanço encontra-se do lado esquerdo. Os parâmetros de processo utilizados nestas soldaduras foram escolhidos com base em soldaduras preliminares realizadas.

4.1. Medição de temperaturas

Desde logo é relevante referir que há um erro associado à medição das temperaturas, pois para ser preciso as medições deveriam ser feitas no centro no cordão de soldadura, no entanto atendendo que a aquisição de dados é feita por termopares torna-se impraticável. Por outro lado, outro aspeto relevante, é o que está implícito na baixa frequência de aquisição de temperaturas e pode não se registar a temperatura de pico do ciclo térmico. A localização dos termopares encontra-se na Figura 4.1, onde os 2 primeiros termopares (LA/LR) se encontram aproximadamente a 62mm do início da soldadura, enquanto o segundo par de termopares encontra-se por volta dos 224 mm, conforme Figura 4.1.

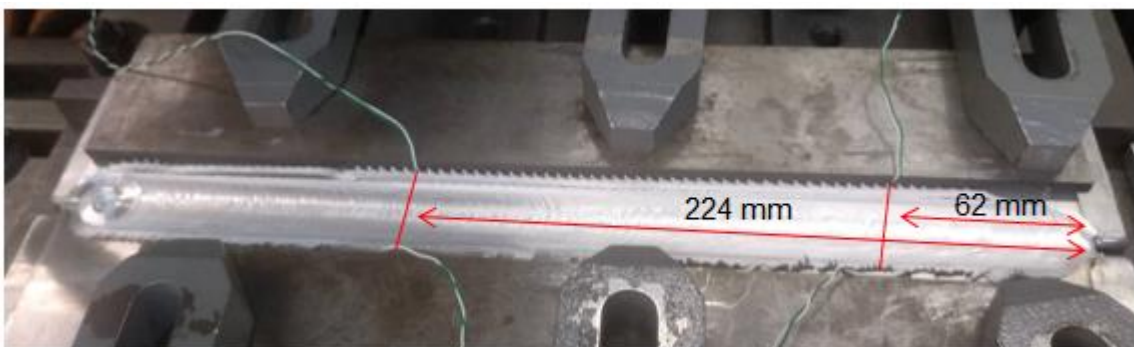


Figura 4.1. Localização dos termopares

Em relação aos dados adquiridos, os ciclos térmicos foram ajustados para que as curvas fossem mais simples de serem comparadas. Como todas apresentam comportamentos idênticos, só se demonstra a curva da serie 562BRP-1, Figura 4.2.

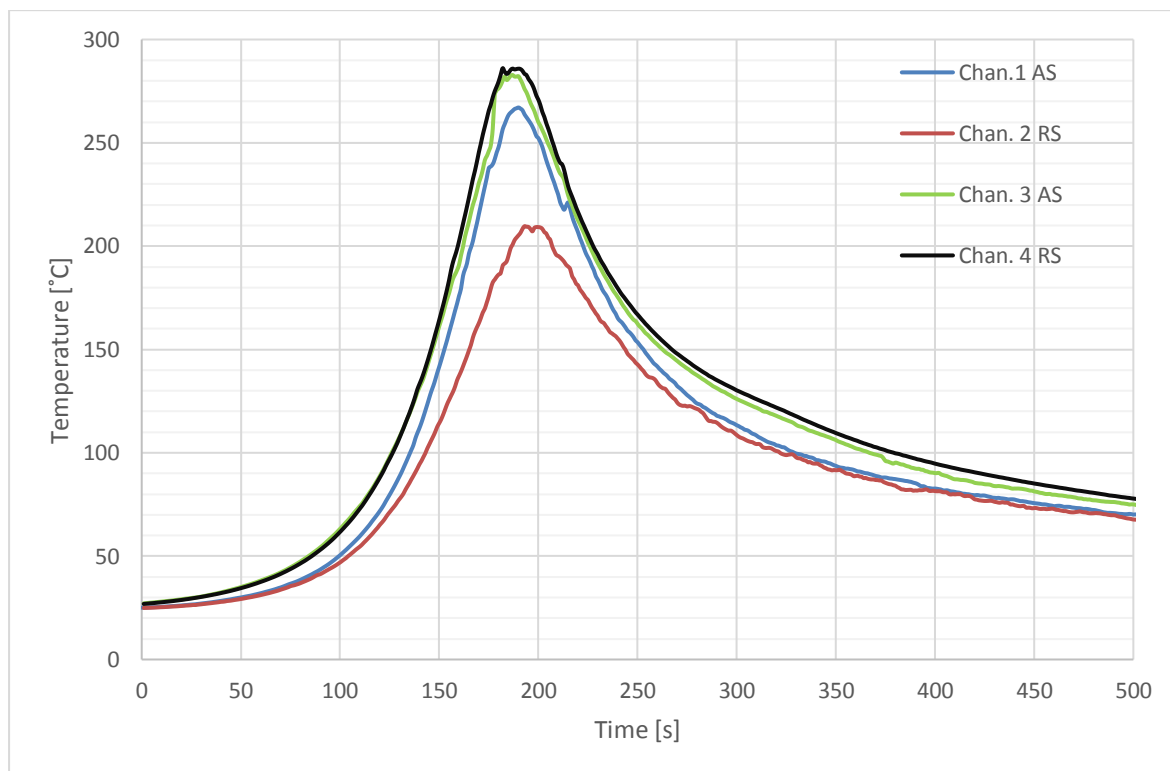


Figura 4.2. Registo de temperatura de cada um dos termopares para a soldadura 562BRP-1

Analisando as curvas, os dois primeiros termopares (Chan.1 e Chan.2), localizados próximo do início da soldadura apresentam um desfasamento de 60° do LA para o LR. Por sua vez estes apresentam temperaturas inferiores aos dois termopares posteriores, que se localizam mais perto do fim da soldadura. O que está de acordo ao esperado pois todos os componentes adjacentes à soldadura aumentam de temperatura com o avançar do processo. Atendendo às temperaturas dos termopares posteriores (Chan.3 e Chan.4), estas apresentam valores similares, o que se pode dever a esse aquecimento. No primeiro par de termopares o lado do avanço apresenta temperatura superior ao lado do recuo ao contrário do segundo par de termopares. Isto pode estar relacionado com a frequência de aquisição, pelo que se devem fazer novas medições com um sistema de aquisição mais rápido.

4.2. Morfologia das soldaduras

Neste tópico, vão ser analisadas as macrografias de cada série de soldadura realizada. Recordando, como anteriormente foi estabelecido, do lado de avanço no *skin* temos a liga AA5083, no *stringer* a liga AA6082, e no lado de recuo, no *skin*, temos a liga AA2017. Os testes preliminares mostraram que a morfologia das soldaduras foi significativamente influenciada pelos parâmetros de soldadura, mas também pelas características das ligas a serem soldadas. De modo geral as soldaduras mostraram boa aparência na superfície, com os *fillets* a apresentarem excelente acabamento.

4.2.1. Série 562BRP-1

Esta série foi realizada com os parâmetros $\omega=500$ rpm, $v=30$ mm/min, e $p=7.0$ mm. Como é visível na Figura 4.3, não são detetáveis defeitos na soldadura, apresentando-se a superfície constituída por estrias regulares e sem rebarba significativa.

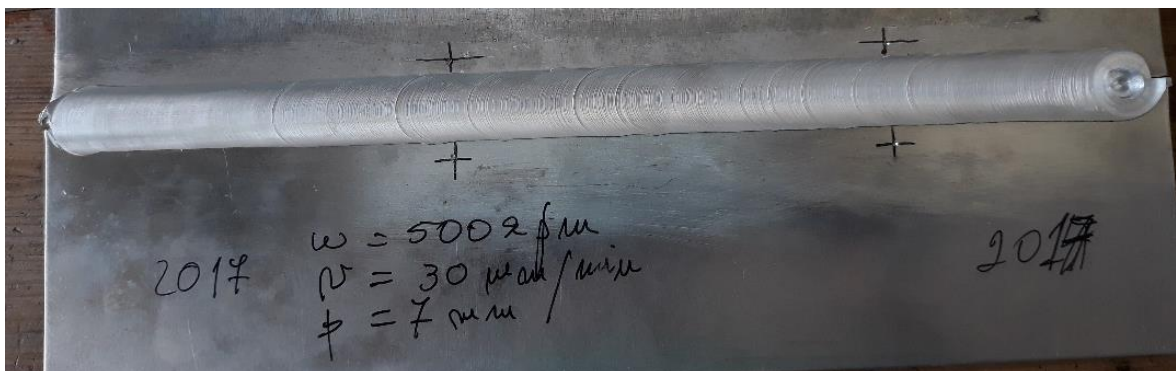


Figura 4.3. Estado superficial da soldadura 562BRP-1

A macrografia desta série, apresentada na Figura 4.4 a) apresenta um defeito do lado do avanço, evidenciado em mais detalhe na macrografia no canto inferior esquerdo da imagem 4.4 b). Este defeito pode ser devido a fluxo ascendente insuficiente de material. A imagem mostra também que existem três fluxos de materiais distintos. Um mais superficial e movido pela base da ferramenta, e onde parece predominar a liga AA2017, atendendo à coloração das ligas. Outro fluxo no meio do *skin* com formação de duas estruturas em casca de cebola, uma das quais parece ter maior teor de AA2017 do que a outra, e que tem origem na parte cilíndrica roscada do pino da ferramenta. Por último, na zona dos *fillets* observa-se

um terceiro fluxo de material, com origem na parte cónica roscada do pino. Só a análise química detalhada permite definir com rigor os materiais presentes em cada zona.

A imagem mostra ainda que os *fillets* estão perfeitos, mas constituídos por materiais diferentes, aparentemente AA2017 do lado do recuo e uma mistura de materiais do lado do avanço.

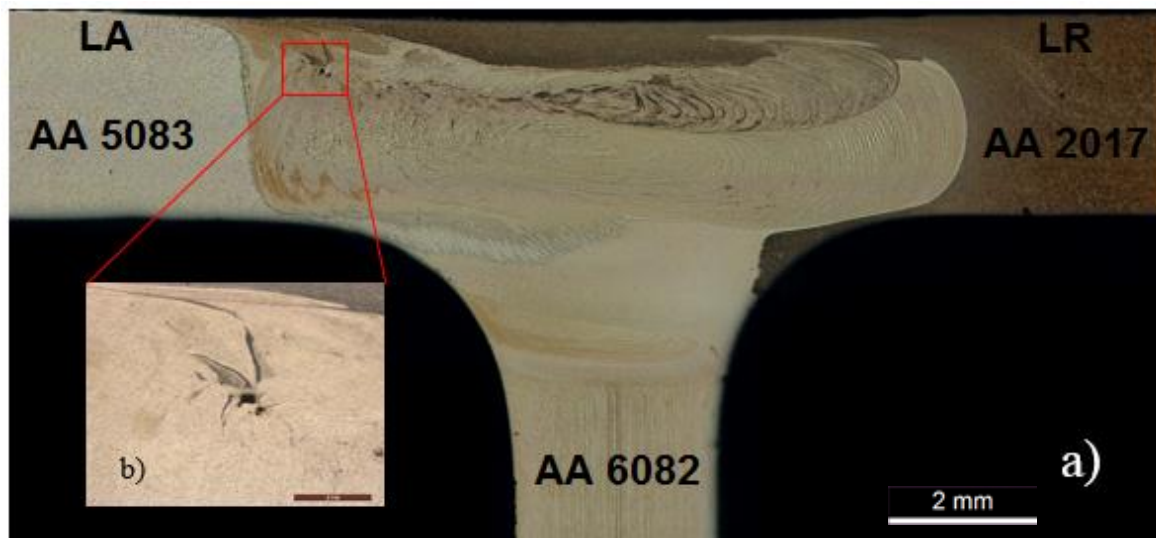


Figura 4.4. a) Macrografia da soldadura 562BRP-1e b) Ampliação do defeito (escala 2 mm)

4.2.2. Série 562BRP-2

Esta série foi realizada com os seguintes parâmetros a $\omega=500$ rpm, $v=60$ mm/min, e $p= 7.0$ mm. Do ponto de vista do estado superficial (Figura 4.5) pode-se referir as mesmas características da série 562BRP-1.

Em relação a macrografia da série, a Figura 4.6 mostra que apesar de não ser muito explícita, devido a uma menor definição do ataque realizado, dá para notar que a mesma permanece isenta de defeitos, embora com duas estruturas em casca de cebola separadas. Este efeito já é observável na Figura 4.4. Dado que ocorrem na zona de influência do pino roscado cilíndrico, onde não há variação geométrica deste, este efeito pode talvez ser atribuído à diferença de propriedades físicas dos materiais envolvidos. Uma análise detalhada da composição química destas zonas, APÊNDICE C, talvez permita esclarecer este aspeto.

Esta imagem mostra ainda que os *fillets* estão perfeitos, sugerindo a imagem que a liga AA 2017 ocupa o do lado do recuo.

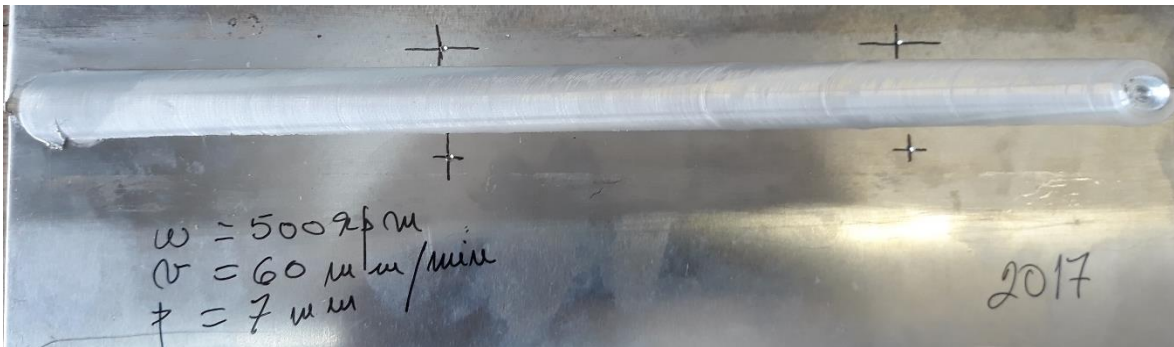


Figura 4.5. Estado superficial da soldadura 562BRP-2

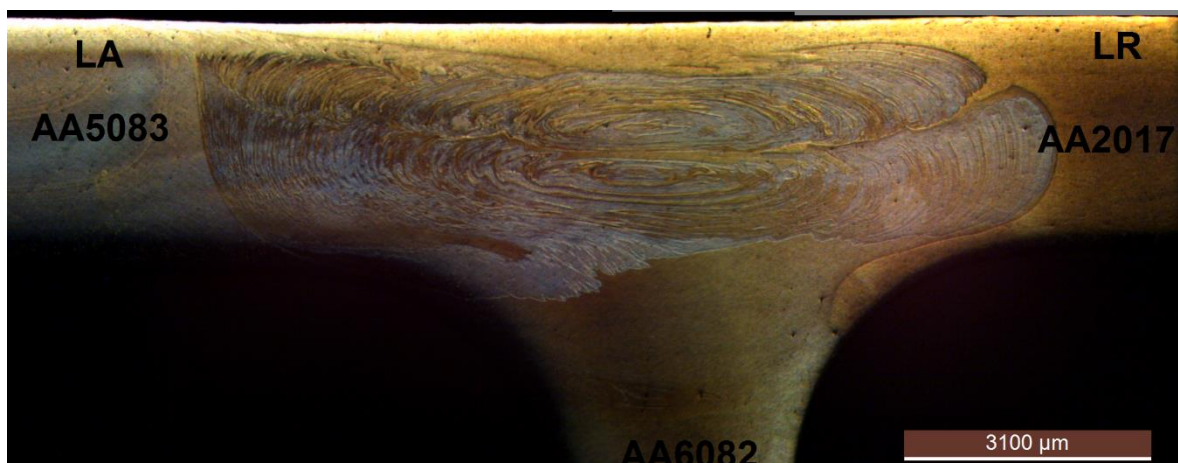


Figura 4.6. Macrografia da soldadura 562BRP-2.

Esta série foi realizada com os parâmetros a $\omega=500$ rpm, $v=120$ mm/min, e $p=7.0$ mm. Como é visível no lado esquerdo da Figura 4.7, são detetáveis “rasgos” (marcados com o retângulo vermelho) na superfície da soldadura no LA. O rasgo é devido a falta de pressão da ferramenta que, por este motivo, não induziu fluxo suficiente de material no lado do avanço. Na parte direita da imagem observa-se uma soldadura realizada com maior penetração da ferramenta e, por isso, mais larga.

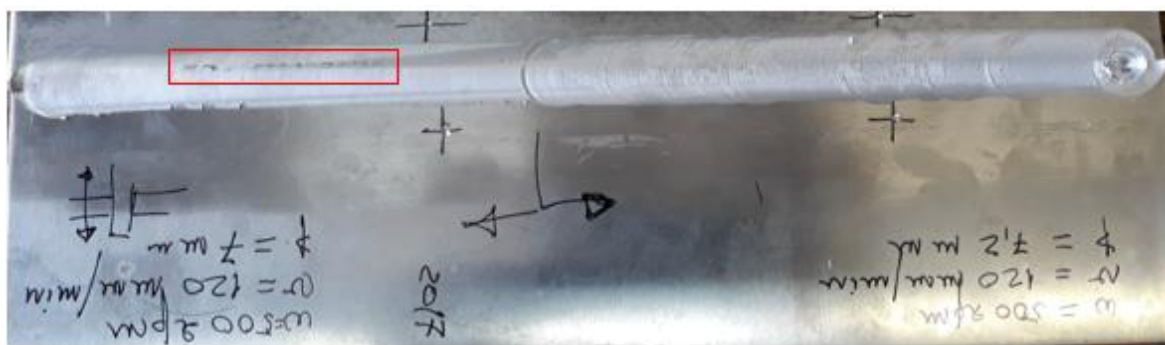


Figura 4.7. Estado superficial das soldaduras 562BRP-3 (à esquerda) e da série 562BRP-4 (à direita)

Em relação à macrografia, obtida numa zona da soldadura sem defeito, esta permite afirmar que também não apresenta defeitos, e que continua a existir o duplo nugget, (Figura 4.8). Aqui também se observa que a zona dos *fillets* está perfeita, sem redução significativa de espessura no *skin*. Além disso, observa-se também a presença de AA 2017 no *fillet* do lado do recuo. A comparação com as macrografias anteriores sugere que há um afastamento progressivo dos dois fluxos à medida que a velocidade de avanço aumenta, o que sugere que a interação entre os dois fluxos é menor, havendo também menos tempo para a sua formação.

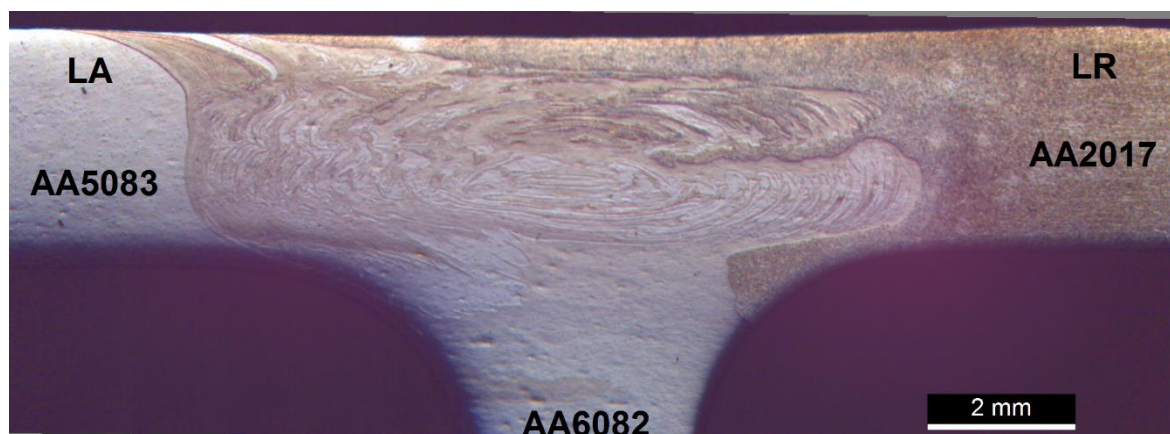


Figura 4.8. Macrografia da soldadura 562BRP-3

4.2.3. Série 562BRP-4

Esta série foi realizada com os parâmetros $\omega=500 \text{ rpm}$, $v=120 \text{ mm/min}$, e $p= 7,2 \text{ mm}$, portanto idêntica à anterior, contudo com maior penetração. Como é visível na Figura

4.7, é detetável alargamento dos “semicírculos” na superfície da soldadura devido à maior penetração e contacto do *shoulder* com a superfície das placas, contudo sem presença significativa de rebarba, tal como observado por (Arab, Zemri, & Blaoui, 2018).

A macrografia, da Figura 4.9 mostra que não se encontram defeitos na soldadura e que continua a verificar-se o duplo *nugget*, de uma forma evidente. Além disso observa-se melhor a formação de uma língua de material do lado do avanço, indicada com a seta a vermelha na Figura 4.9, presumivelmente a AA 5083, que desce do *skin*.

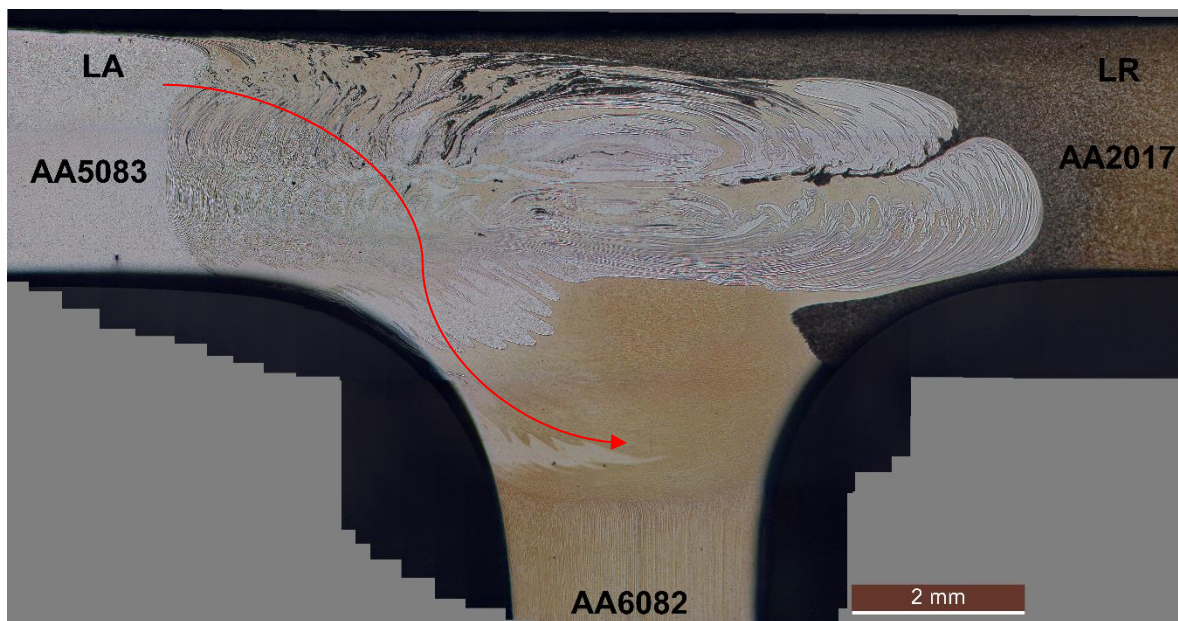


Figura 4.9. Macrografia da soldadura 562BRP-4

4.2.4. Série 562BRP-5

Esta série realizada como os parâmetros, $\omega=500$ rpm, $v=277$ mm/min, e $p= 7.0$ mm. Apresenta rasgos superficiais no lado do avanço, conforme ilustra a Figura 4.10. No geral a linha soldada apresenta estria muito reduzida, com alguma rebarba em ambos os lados da soldadura.

4.3. Resultados da microestrutura

Nesta análise foi possível definir com maior detalhe as diferentes zonas da soldadura e ter uma noção do geral da estrutura. Na generalidade, a menos as diferenças morfológicas já referidas, as estruturas são semelhantes em todas as soldaduras.

Tendo por exemplo a macrografia da amostra 562BRP-1, são bem definidas as distintas zonas de soldadura. Desde logo, uma zona termomecanicamente afetada completamente definida, com transições bruscas para a zona afetada pelo calor de cada *skin*, embora não seja possível indicar onde termina a ZTA dos lados de avanço e recuo. A exceção feita é na transição entre o *nugget* e o MB do *stringer*, em que neste caso há uma transição de zonas menos severa sendo perceptível a ZTMA e ZTA (Figura 4.12).

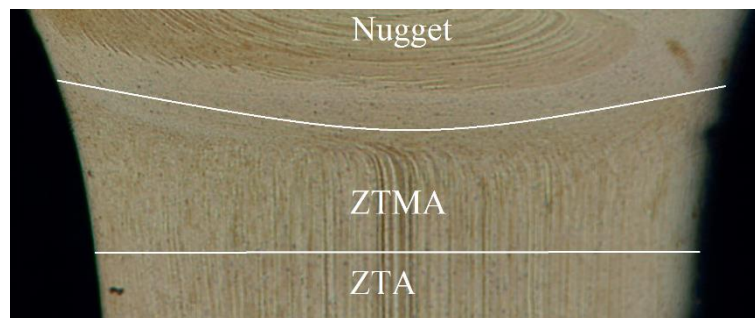


Figura 4.12. Diferentes zonas do *nugget/stringer* da soldadura 562BRP-1.(Imagem ampliada da Figura 4.4)

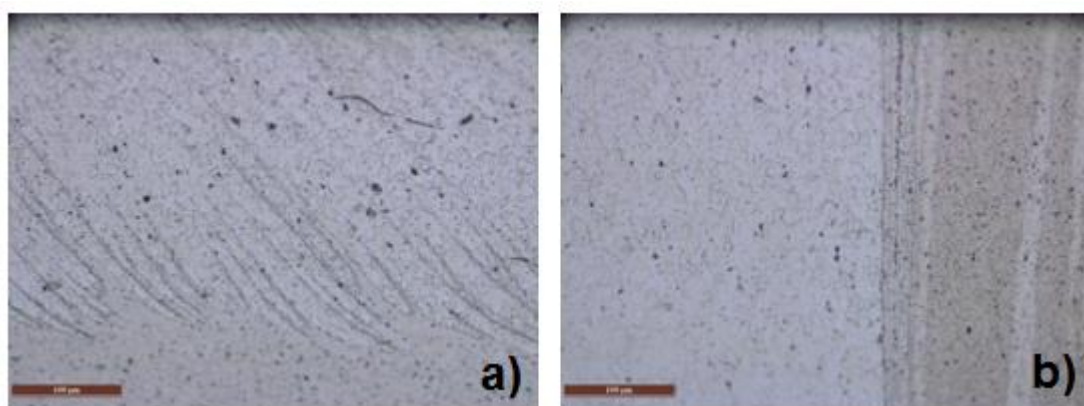


Figura 4.13. a) Microestrutura zona do *nugget*, e b) microestrutura na transição *nugget/ZTMA* no LA. Escalas de 100 μm

A Figura 4.13, permite-nos ter uma noção do fluxo de material no *nugget* e na zona de transição TMAZ para o *nugget* da amostra 562BRP-1. Importa notar que atendendo

ao ataque realizado pelo reagente Poulton modificado e à mistura das três ligas, não há uma clara identificação do tamanho de grão e as respectivas fronteiras nas zonas termicamente afetadas e do material base. E por sua vez, os ataques químicos realizados não permitiram evidenciar o grão, pelo que não foi realizada medição do tamanho de grão.



Figura 4.14. Material base das ligas: a) AA2017, b) liga AA5083, c) liga AA6082 (Ampliação 20X das imagens)

Na Figura 4.14 estão ilustrados os MB de cada uma das ligas AA2017, AA5083 e AA6082, respetivamente.

4.4. Perfis de microdureza

Para os materiais base, registou-se para as ligas AA5083-H111, AA6082-T6 e AA2017-T4 uma dureza média de 75 HV_{0,2}, 115 HV_{0,2} e 120 HV_{0,2}, respetivamente. De realçar que os dados considerados para as curvas de dureza foram os da série 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5. A Figura 4.15 mostra os perfis de dureza das séries 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5. Esta última é apresentada com o objetivo de ilustrar a influência da velocidade de avanço na dureza.

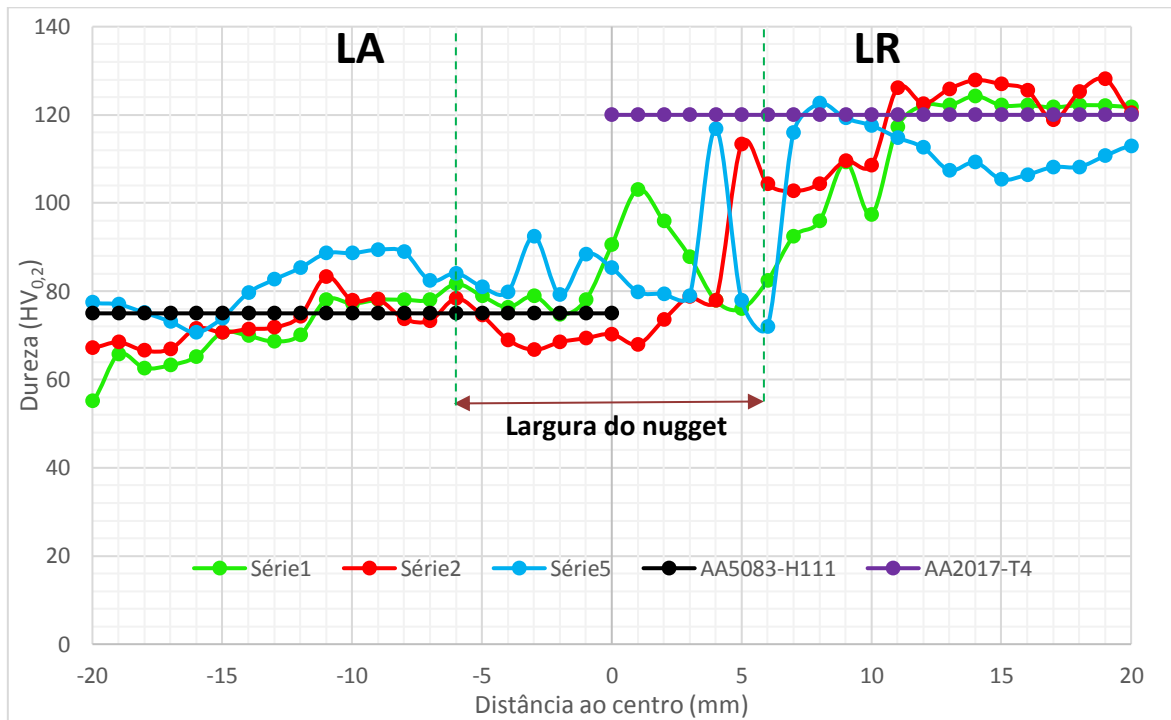


Figura 4.15. Perfil de microdureza nos *skin* para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5.

As curvas de modo geral apresentam no *skin* um comportamento semelhante, não se verificando alterações significativas de dureza em relação aos respectivos materiais base. Exceção é talvez a soldadura da série 562BRP-5, que apresenta um ligeiro encruamento, que não é compensado pela recristalização do material no *nugget*.

Em relação à dureza no *stringer*, Figura 4.16, este apresenta o comportamento típico de uma liga tratada termicamente, o clássico “W”. Neste caso só metade do “W” pois a análise é feita na direção do *stringer*. Como referem (Nandan et al., 2008), verifica-se uma perda significativa de dureza no *nugget* devido à dissolução dos precipitados endurecedores, e também na ZTA, devido à coalescência destes precipitados. A dureza recupera para o material base à medida que a medição se afasta da soldadura. O aumento da velocidade de soldadura não parece ter efeito significativo na perda de dureza.

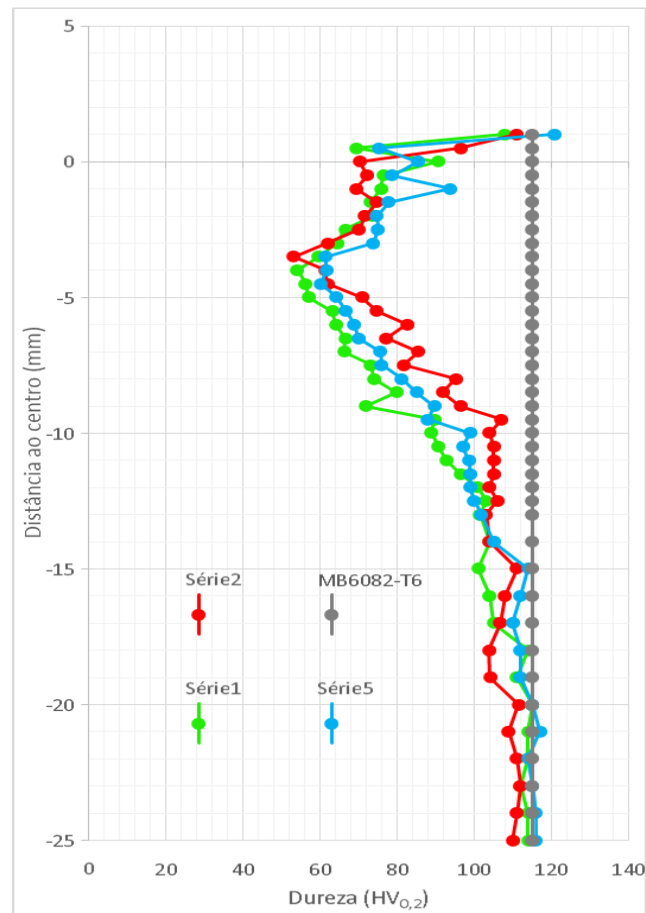


Figura 4.16. Perfil de microdureza no *stringer* para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e 562BRP-5

4.5. Comportamento à tração

Neste capítulo serão analisados os resultados obtidos nos testes à tração. Estes testes feitos submetendo os *skin* dos provetes à tração, de forma a se avaliar a sua resistência mecânica e deformação até à rotura.

Para estes testes foram testados 6 provetes, 2 da serie 562BRP-1, 2 da série 562BRP-2 e 2 da série 562BRP-5.

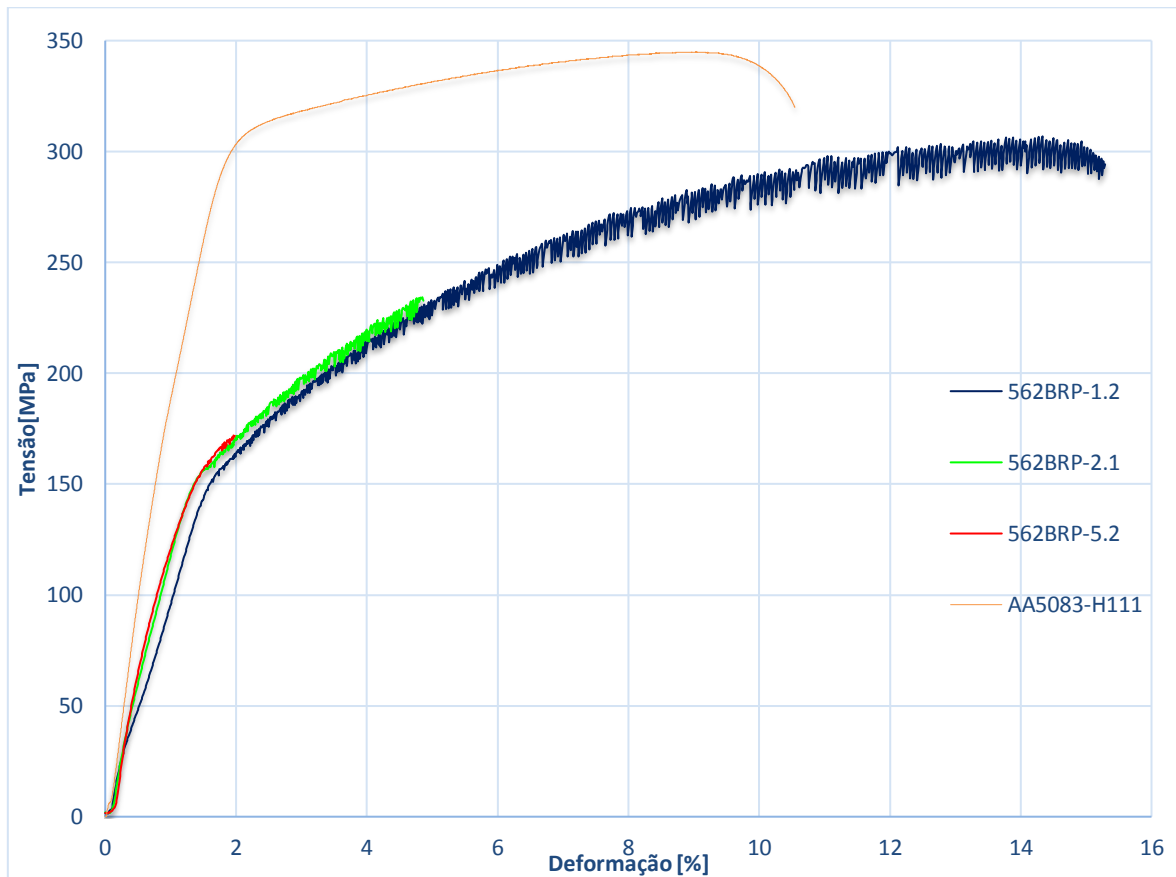


Figura 4.17. Curvas tensão- deformação obtidas dos testes à tração

A Figura 4.19 ilustra as curvas tensão/deformação para os melhores resultados de cada uma das séries. A série 562BRP-3 não é apresentada porque tem defeitos e a série 562BRP-5 para ilustrar a influência dos defeitos. A série 562BRP-4, optou-se por não se realizar os testes devido a indisponibilidade da máquina de tração. É possível constatar que o provete 562BRP-1.2 tem uma maior tensão máxima e maior deformação na rotura do que as restantes amostras. O que não deixa de ser algo surpreendente tendo em conta que os parâmetros de processo são similares com a serie 562BRP-2 e como tinha sido referido na análise da microestrutura para a serie 562BRP-1 a adição de calor era maior por isso deveria haver uma pior resistência mecânica. Porém, após uma análise mais detalhada a explicação para tais valores é devido à presença de defeitos superficiais na zona de arredondamento que surgem, na série 562BRP-2, quando o material adere à matriz modificando o estado da superfície dos *fillets*. Assim sendo, a serie 562BRP-2 tem resultados mais próximos à série 562BRP-5, em que esta apresenta as piores propriedades à tração o que não surpreende pois esta soldadura apresenta vários defeitos.

Importa notar também o efeito de Portevin-Le Chatelier nas séries 562BRP-1 e 562BRP-2, observável pelo serrilhado das curvas, pois a maior parte da deformação plástica ocorre na liga AA 5083. Os valores médios da resistência e alongamento na rotura das séries referidas são apresentados no Tabela 2.

Tabela 2. Tensão de rotura, deformação máxima e eficiência das séries nos ensaios de tração, em comparação com o material base AA5083H111

Amostra	$\sigma_r [MPa]$	$\varepsilon_{max} [\%]$	$\frac{\sigma_r}{\sigma_{r,base}} [\%]$
562BRP-1.2	294,19	15,29	91,9
562BRP-2.1	232,74	4,87	72,7
562BRP-5.2	171,90	1,98	53,8
AA5083-H111	319,95	10,54	—————

Fazendo uma análise aos registos da tensão de rotura, alongamento máximo e perda de resistência à tração das soldaduras com base num dos materiais base do *skin* (neste caso o AA5083, o que se pode referir é que para as amostras tracionadas a única que apresenta bons resultados é a 562BRP-1.2 apresentando uma eficiência de 91.9%. Já tanto a serie 562BRP-2 como a 562BRP-5 apresentam pior comportamento à tração, cerca de 72,7% e 53,8% de eficiência respetivamente.

Em relação ao mapa de deformações locais no ponto de carga máximo ocorrido nos ensaios de tração, este foi realizado com utilização do sistema ótico ARAMIS. A Figura 4.20 mostra o mapa de deformação para o provete 562BRP-2.1 no momento imediatamente antes e depois da rotura.

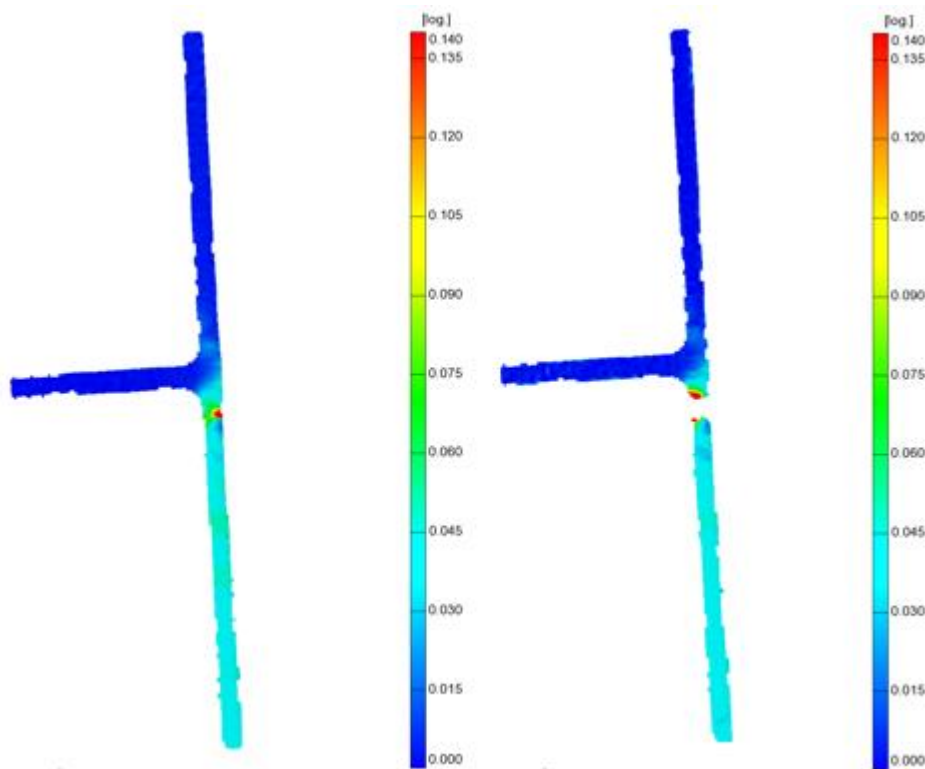


Figura 4.18. Distribuição das deformações locais do provete 562BRP-2.1 na força máxima (à esquerda) e logo após a rotura (à direita)

Verificou-se que todos os provetes submetidos partiram no lado do avanço da soldadura. No entanto enquanto o 562BRP-1.2, 562BRP-2.1 e 562BRP-2.2 quebraram pela região da ZTMA/ZTA, o 562BRP-5.1 e 562BRP-5.2 fraturaram na zona do nugget onde já se tinha verificado a existência de defeitos. No APENDICE D está o mapeamento do provete 562BRP-5.2 e as imagens com as zonas de roturas dos provetes.

4.6. Comportamento à fadiga

Os ensaios à fadiga foram feitos a 10 provetes para a serie 562BRP-1 e 9 provetes para a serie 562BRP-2. Também tinha sido estipulado a realização destes testes à para a série 562BRP-5, porém aquando da realização dos testes apercebemo-nos que apresentavam valores residuais de vida, i.e havia a rutura da amostra para poucos ciclos. O que vem de acordo ao que já tínhamos deparado tanto na análise metalográfica como nos testes à tração da presença de defeitos, pelo que esta série foi eliminada deste estudo.

Importa também referir que para os provetes que ultrapassassem o 1 milhão de ciclos considerou-se vida infinita, por isso estão representados os três pontos com setas. Para esta situação os pontos não entram na curva S-N. Porém estes foram posteriormente submetidos a tensões superiores àquelas que inicialmente tinham sido sujeitos e aí já fraturaram. E nesta situação já intervém na curva S-N. A gama de tensões ($\Delta\sigma_n$) a que foram submetidos os provetes variou entre 150 e 200 MPa.

Além do gráfico à fadiga (S-N) (Figura 4.21) também serão representadas as respetivas equações, a tensão correspondente para 10^5 ciclos, o fator de inclinação das curvas S-N (m), que é dado pelo inverso do simétrico do declive (b) da curva e ainda o erro associado a esta (R^2).

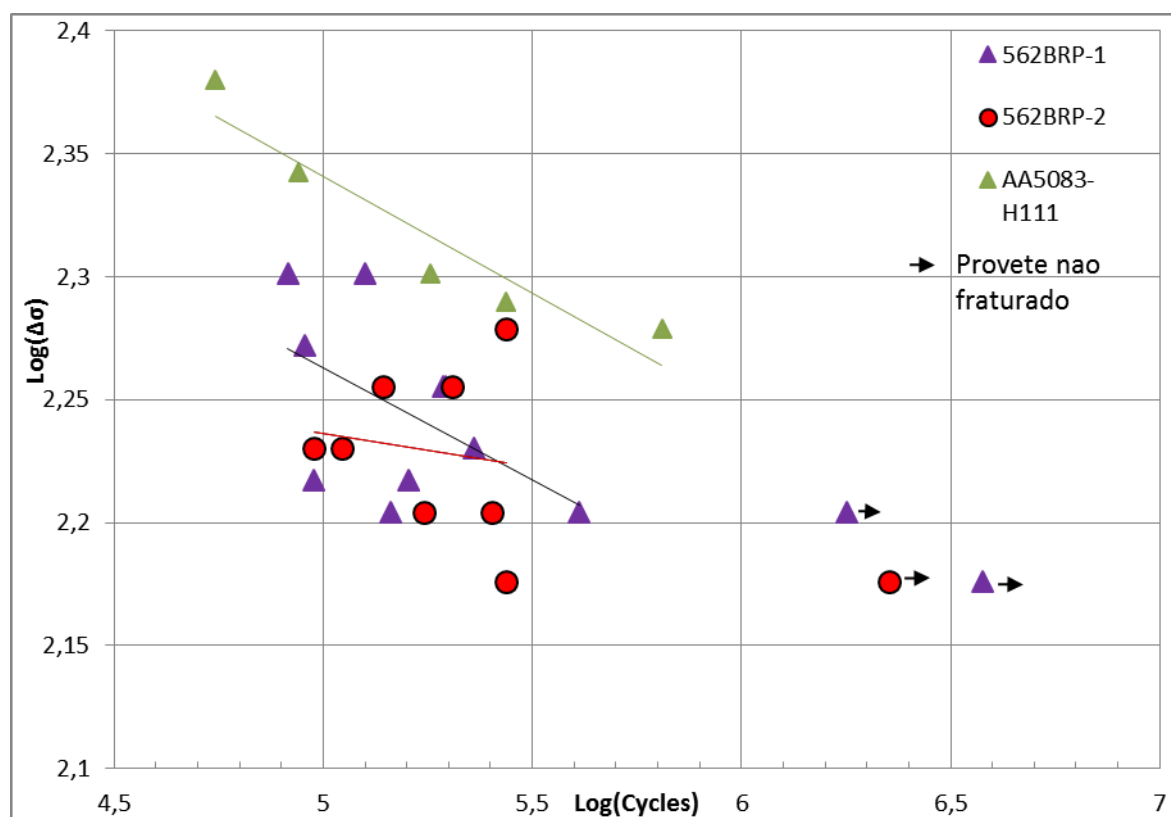


Figura 4.19. Curvas S-N para as séries 562BRP-1, 562BRP-2 e material base AA5083-H111

Em análise ao gráfico, em adição às séries 562BRP-1 e 562BRP-2 -2 apresenta-se a curva para o material base da liga AA 5083-H111 como referência. As séries apresentam dispersão de valores similares, porém só assim o é, tendo sido feita a exclusão dos dados do provete da série 562BRP-2.1, por este apresentar uma vida muito pequena, talvez por ter

alguma espécie de defeito/irregularidade. Analisando a Tabela 2, a série 562BRP-2 apresenta uma inclinação mínima (baixo valor de b), pelo que indica o predomínio de iniciação da fenda, isto é, ocorre maior número de ciclos à fadiga até se iniciar a fissura, ocorrendo uma veloz propagação da fenda depois de iniciada.

Em relação à série 562BRP-1 e ao material base, estas apresentam valores de b idênticos, porém a série 562BRP-1 apresenta grande dispersão de dados e um valor médio de ciclos inferior.

De forma precisa, das 18 amostras fotografadas, 13 fraturam na ZTMA e ZTA e as restantes 5 fraturaram no material base, o que é indicia a inexistência de defeitos nestas amostras.

Isto encontra-se representado no APENDICE E.

Tabela 3. Equação das curvas S-N, tensão para 10^5 ciclos, declive da curva (m), e erro associado (R^2)

	Equação da curva	Tensão para 10^5 ciclos	m	R^2
562BRP-1	$\log\Delta\sigma_n = -0,0912\log N + 2,7188$	183	10,96	0,2794
562BRP-2	$\log\Delta\sigma_n = -0,0272\log N + 2,3719$	172	36,76	0,021
AA5083	$\log\Delta\sigma_n = -0,0948\log N + 2,815$	219	10,55	0,8887

De modo global, é notório o pior comportamento das séries 562BRP-1 e 562BRP-2 em relação à AA5083.

No entanto, fazendo uma análise mais precisa ao comportamento à fadiga das séries para uma tensão de 10^5 ciclos, é possível aferir que a série 562BRP-1 apresenta uma redução da tensão de cerca de 16% em relação ao material base. Já a série 562BRP-2 têm uma redução de tensão de cerca de 21%. Pelo que entre as duas séries de soldadura há uma redução da tensão da 562BRP-2 em relação à 562BRP-1.

4.7. Análise da superfície de fratura

Para o estudo da superfície de fratura, foram escolhidos os provetes que tinham sido utilizados nos testes à tração. Mais precisamente aqueles que apresentam fraturas em localizações distintas. Posto isto, na série 562BRP-1 tanto o provete 562BRP-1.1 como o

562BRP-1.2 apresentaram rutura em zonas diferentes pelo que se fez uma análise mais pormenorizada.

Para a série 562BRP-2, como ambos 562BRP-2.1 e 562BPR-2.2 tinham superfície de rutura na mesma zona, só se realizou a análise ao segundo. E para a série 562BRP-5, o problema que se verificou da existência de defeitos evidentes na soldadura foi a zona que se fez a fratura.

4.7.1. Amostra 562BRP-1.2

Para o provete com a nomenclatura 562BRP1.2 a macrografia e respetiva ampliação da superfície de fratura encontram-se representados na Figura 4.22 e Figura 4.23 respetivamente.

Os resultados à tração para esta amostra, revelam que esta fraturou para uma tensão de rotura de aproximadamente 295 MPa com 15% de alongamento máximo, na ZTMA como é identificável no APÊNDICE D.

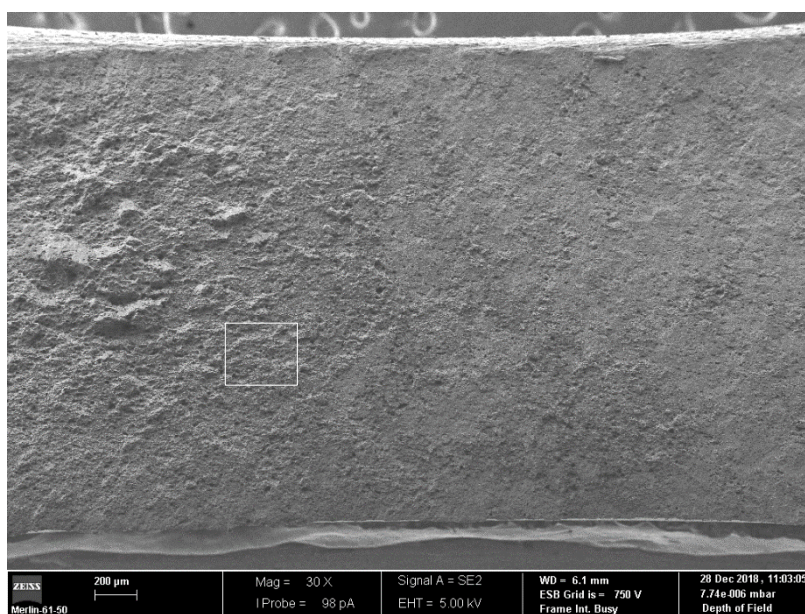


Figura 4.20. Superfície de fratura da amostra 562BRP-1.2

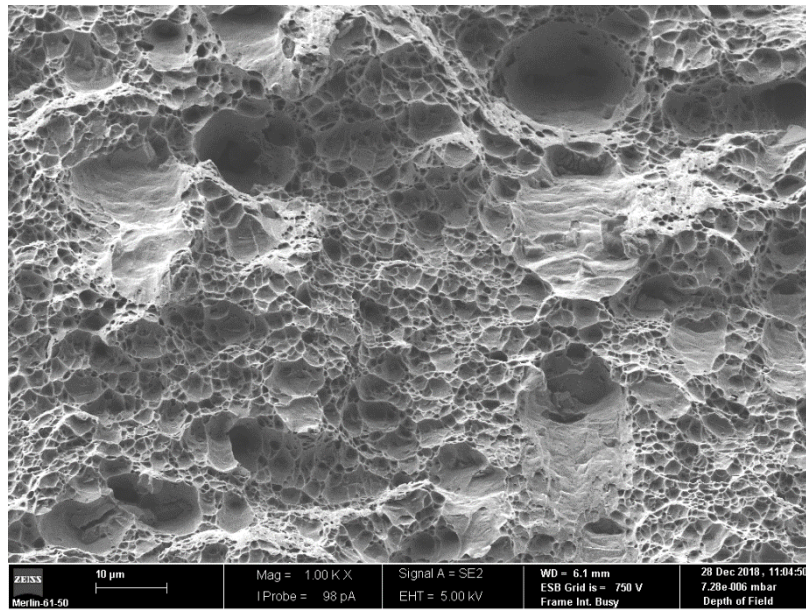


Figura 4.21. Ampliação da zona marcada na Figura 4.22

Nesta amostra, pela Figura 4.22 e consequente ampliação da zona marcada, Figura 4.23, a rutura deu-se na zona afetada pelo calor, correu fratura de forma estática, ou seja, de forma dúctil com “dimples” (covas) de dimensões variadas, e com zonas de fratura quase planas por clivagem.

4.7.2. Amostra 562BRP-2.2

Para o provete com nomenclatura 562BRP-2.2 a macrografia e respetiva ampliação estão representados na Figura 4.24 e 4.25 respetivamente.

No APÊNDICE D está demonstrada que a localização da fratura é no lado do avanço do *nugget*. Em termos dos valores da tensão de rotura e alongamento máximo, estes só foram registados para o provete 562BRP-2.1, tensão de rotura de 233 MPa e alongamento máximo de 5%, pelo que como são da mesma série, a amostra 562BRP-2.2 deverá ter valores aproximados a estes.

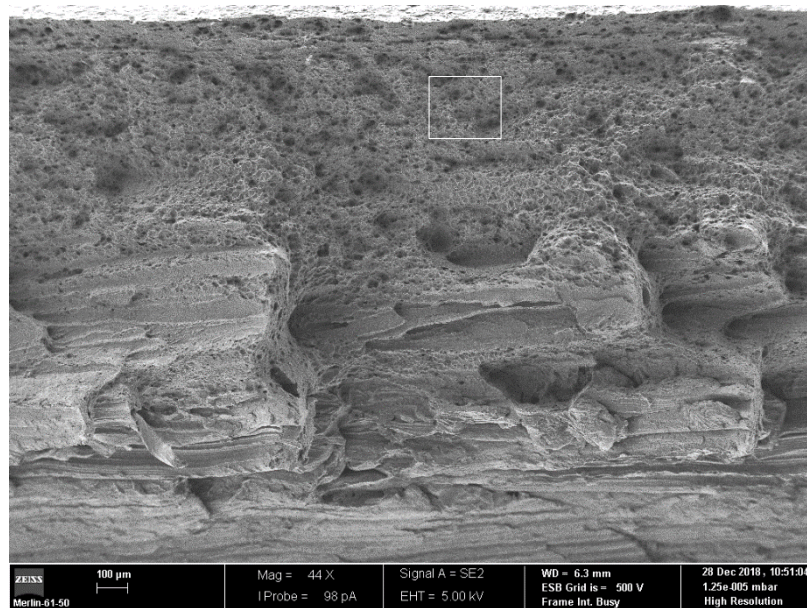


Figura 4.22. Superfície de fratura da amostra 562BRP-2.2

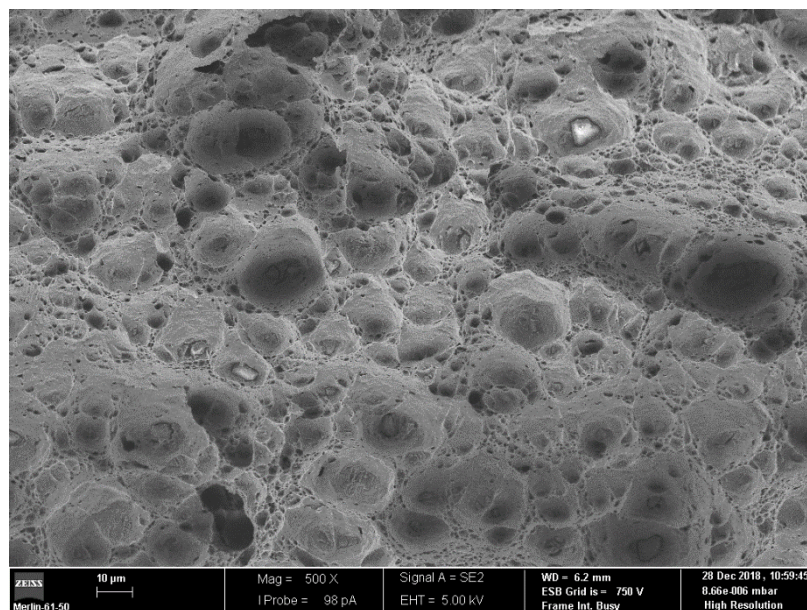


Figura 4.23. Ampliação da zona marcada na Figura 4.24

Pela análise da figura 4.24 e 4.25, é possível distinguir-se 2 zonas na superfície de fratura, uma parte superior com material a mostrar regularidade, e uma parte inferior em que se nota irregularidades do material.

É apresentada então uma superfície de fratura dúctil com muitos alvéolos (dimples), observados obliquamente e com precipitados no interior de alguns dimples. Estes dimples apresentam dimensões variadas, relacionados com a dimensão dos precipitados.

5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

Com a concretização do trabalho podem referir-se algumas conclusões relevantes.

- É possível a obtenção de juntas T tridissimilares por FSW com boa qualidade, e sem defeitos internos ou externos.

- A tecnologia desenvolvida proporcionou soldaduras com raios de concordância perfeitos e sem redução significativa da espessura do skin.

- Para velocidades de avanço reduzidas consegue-se obter boa mistura dos três materiais, embora a zona do nugget apresente duas zonas de onion rings na zona do skin, provavelmente motivada pela diferença de propriedades físicas dos materiais.

- Para velocidades de avanço mais elevadas, verificou-se o aparecimento de cavidades no nugget.

- Os perfis de dureza no skin indicam que não se verifica perda de dureza significativa na soldadura do lado da liga AA5083, ocorrendo uma perda de dureza na ordem de 33% do lado da liga AA 2017. No stringer há uma perda de dureza semelhante na liga AA 6082.

- Os provetes submetidos à tração no skin romperam junto ao nugget, devido à presença de defeitos superficiais, ou na zona afetada pelo calor, todos do lado da liga AA 5083.

- As soldaduras, revelaram resistência à fadiga aquém do material base AA5083. Foi observada eficiência de 84% para a serie 562BRP-1 e de 79% para a serie 562BRP-2.

5.2. Propostas de trabalho futuro

Algumas das propostas de trabalho futuro são as seguintes:

- Realização de soldaduras com outras geometrias de ferramenta e outros parâmetros de processo;

Troca na posição destas ligas e medição dos esforços de soldadura, para verificar a influência da posição das ligas;

- Na medição das temperaturas utilizar um sistema de aquisição de temperaturas com maior frequência na aquisição de dados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Arab, M. A., Zemri, M., & Blaoui, M. M. (2018). Experimental Investigation on the Effect of Tool Rotational Speed on Mechanical Properties of AA6082-T6 Friction Stir-Welded Butt Joints. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 18(6), 1625–1630. <https://doi.org/10.1007/s11668-018-0562-x>
- Arbegast, W. J. (2003). Modeling Friction Stir Joining as a Metalworking Process. In *HOT DEFORMATION OF ALUMINIUM ALLOYS* (pp. 313–330).
- ASM International. Handbook Committee. (1990). *ASM handbook*. Retrieved from https://www.asminternational.org/news/-/journal_content/56/10192/06182G/PUBLICATION
- Astarita, A., Squillace, A., & Carrino, L. (2014). Experimental Study of the Forces Acting on the Tool in the Friction-Stir Welding of AA 2024 T3 Sheets. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(10), 3754–3761. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-1140-3>
- Banik, A., Saha Roy, B., Deb Barma, J., & Saha, S. C. (2018). An experimental investigation of torque and force generation for varying tool tilt angles and their effects on microstructure and mechanical properties: Friction stir welding of AA 6061-T6. *Journal of Manufacturing Processes*, 31, 395–404. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.11.030>
- Barlas, Z; Ozsarac, U. (2012). Effects of FSW Parameters on Joint Properties of AlMg3 Alloy. *Welding Journal*, 91(January 2012), 16–s.
- Boşneag, A., Constantin, M. A., Nițu, E., & Iordache, M. (2017). Friction Stir Welding of three dissimilar aluminium alloy used in aeronautics industry. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 252(1). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/252/1/012041>
- Buffa, G., Campanile, G., Fratini, L., & Prisco, A. (2009). Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 519(1–2), 19–26. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2009.04.046>
- Bussu, G., & Irving, P. . (2003). The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints. *International Journal of Fatigue*, 25(1), 77–88. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00038-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00038-5)
- Chao, Y. J., Qi, X., & Tang, W. (2003). Heat Transfer in Friction Stir Welding— Experimental and Numerical Studies. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 125(1), 138. <https://doi.org/10.1115/1.1537741>
- Chen, Z. W., & Cui, S. (2008). On the forming mechanism of banded structures in aluminium alloy friction stir welds. *Scripta Materialia*, 58(5), 417–420. <https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2007.10.026>
- Colligan, K. (1999). Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum, (July), 229–237. Retrieved from http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1999_07_s229.pdf
- Costa, M. I., Verdera, D., Leitão, C., & Rodrigues, D. M. (2015). Dissimilar friction stir

- lap welding of AA 5754-H22/AA 6082-T6 aluminium alloys: Influence of material properties and tool geometry on weld strength. *Materials & Design*, 87, 721–731. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.08.066>
- Cui, L., Yang, X., Zhou, G., Xu, X., & Shen, Z. (2012). Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints. *Materials Science and Engineering A*, 543, 58–68. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.045>
- D’Urso, G., & Giardini, C. (2010). The influence of process parameters and tool geometry on mechanical properties of friction stir welded aluminum lap joints. *International Journal of Material Forming*, 3(S1), 1011–1014. <https://doi.org/10.1007/s12289-010-0941-7>
- Elangovan, K., & Balasubramanian, V. (2008). Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. *Materials & Design*, 29(2), 362–373. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2007.01.030>
- Elangovan, K., Balasubramanian, V., & Valliappan, M. (2008). Effect of Tool Pin Profile and Tool Rotational Speed on Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6061 Aluminium Alloy. *Materials and Manufacturing Processes*, 23(3), 251–260. <https://doi.org/10.1080/10426910701860723>
- Ericsson, M., & Sandström, R. (2003). Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG. *International Journal of Fatigue*, 25(12), 1379–1387. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00059-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00059-8)
- Essa, A. R. S., Ahmed, M. M. Z., Mohamed, A. K. Y. A., & El-Nikhaily, A. E. (2016). An analytical model of heat generation for eccentric cylindrical pin in friction stir welding. *Journal of Materials Research and Technology*, 5(3), 234–240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.11.009>
- Fraser, K., St-Georges, L., & Kiss, L. I. (2016). A Mesh-Free Solid-Mechanics Approach for Simulating the Friction Stir-Welding Process. In *Joining Technologies*. InTech. <https://doi.org/10.5772/64159>
- Fratini, L., Buffa, G., Micari, F., & Shivpuri, R. (2009). On the material flow in FSW of T-joints: Influence of geometrical and technological parameters. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 44(5–6), 570–578. <https://doi.org/10.1007/s00170-008-1836-3>
- G. Biallas, R. Braun, C.D. Donne, G. Staniek, W. A. K. (1999). 1st International Symposium on Friction Stir Welding. *Proceedings of the First International Symposium on Friction StirWelding*, (June), 14–16. <https://doi.org/10.3109/14767058.2013.834324>
- Gibson, B. T., Lammlein, D. H., Prater, T. J., Longhurst, W. R., Cox, C. D., Ballun, M. C., ... Strauss, A. M. (2014). Friction stir welding: Process, automation, and control. *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 56–73. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.04.002>
- Gruppelaar, M. (2015). *Comportamento à fadiga de juntas T soldadas por FSW na liga AA5083*. Master Thesis, University of Coimbra, Faculty of Cience and Technology.
- Gupta, V., Upadhyay, P., Fifield, L. S., Roosendaal, T., Sun, X., Nelaturu, P., & Carlson, B. (2018). Linking process and structure in the friction stir scribe joining of dissimilar materials: A computational approach with experimental support. *Journal of Manufacturing Processes*, 32(April), 615–624. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.03.030>
- Imam, M., Biswas, K., & Racherla, V. (2013). Effect of weld morphology on mechanical

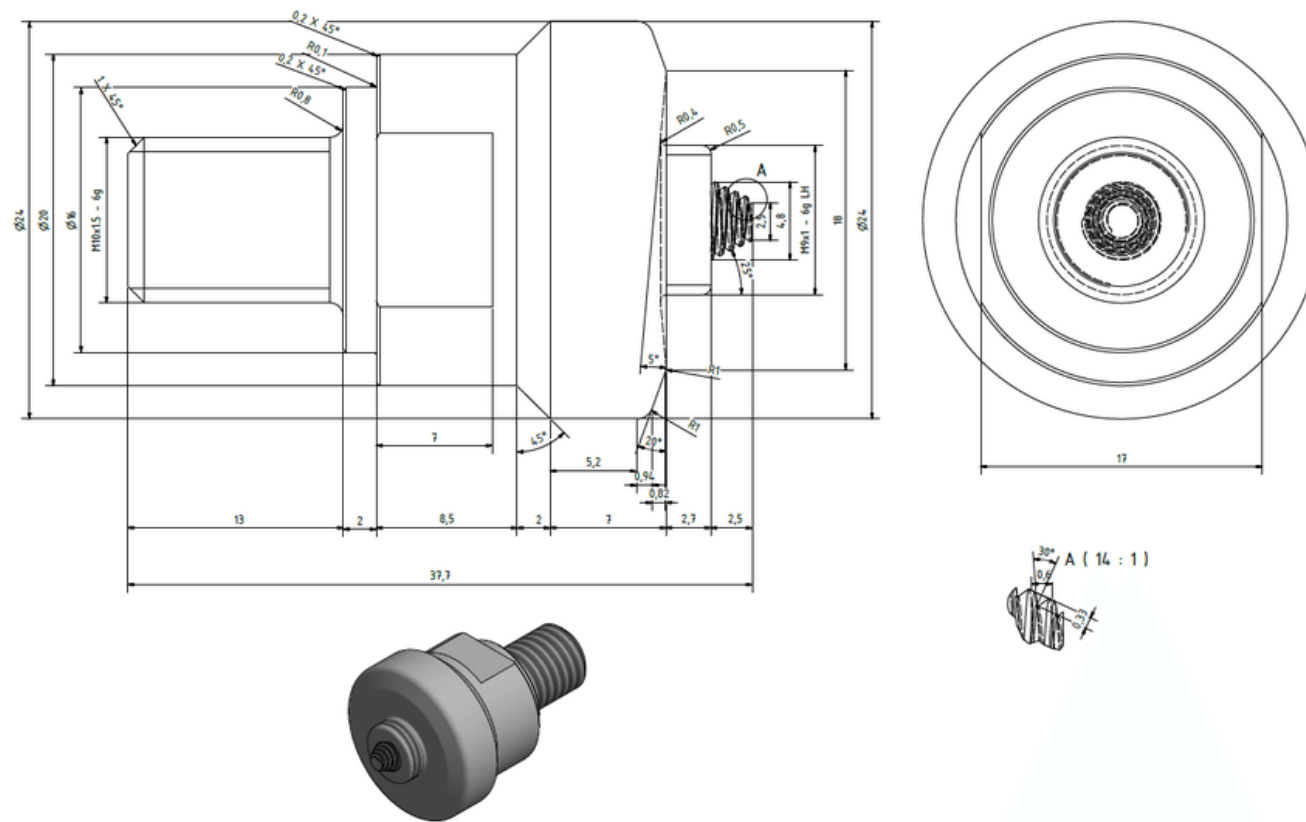
- response and failure of friction stir welds in a naturally aged aluminium alloy. *Materials & Design*, 44, 23–34. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2012.07.046>
- Izadi, H., Fallu, J., Abdel-Gwad, A., Liyanage, T., & Gerlich, A. P. (2013). Analysis of tool geometry in dissimilar Al alloy friction stir welds using optical microscopy and serial sectioning. *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(4), 307–313. <https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000107>
- Kadian, A. K., & Biswas, P. (2018). The study of material flow behaviour in dissimilar material FSW of AA6061 and Cu-B370 alloys plates. *Journal of Manufacturing Processes*, 34, 96–105. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.05.035>
- Khan, N. Z., Siddiquee, A. N., Khan, Z. A., Bajaj, D., & Ubaid, M. (2018). Understanding the dissimilar friction stir welding through force and temperature evolution. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 17125–17131. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.04.120>
- Krishnan, K. N. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 327(2), 246–251. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01474-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01474-5)
- L. Magnusson, L. K. (2000). 2nd International Symposium on Friction Stir Welding. *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, (June).
- Liechty, B. C., & Webb, B. W. (2007). The use of plasticine as an analog to explore material flow in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 184(1–3), 240–250. <https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2006.10.049>
- Lombard, H., Hattingh, D. G., Steuwer, A., & James, M. N. (2008). Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(3–4), 341–354. <https://doi.org/10.1016/J.ENGFRACMECH.2007.01.026>
- Mahoney, M. W., Rhodes, C. G., Flintoff, J. G., Bingel, W. H., & Spurling, R. A. (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(7), 1955–1964. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0021-5>
- Mahto, R. P., Kumar, R., Pal, S. K., & Panda, S. K. (2018). A comprehensive study on force, temperature, mechanical properties and micro-structural characterizations in friction stir lap welding of dissimilar materials (AA6061-T6 & AISI304). *Journal of Manufacturing Processes*, 31, 624–639. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.12.017>
- Martin, J. P., Stanhope, C., & Gascoyne, S. (2011). Novel Techniques for Corner Joints Using Friction Stir Welding. In *Friction Stir Welding and Processing VI* (pp. 177–186). Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc. <https://doi.org/10.1002/9781118062302.ch22>
- Martins, P. J. S., Jesus, A. D., & Loureiro, A. J. R. (2016). *Influência da geometria da ferramenta na morfologia e comportamento à fadiga de juntas T dissimilares, nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear. Tese de Mestrado, Universidade de Coimbra.*
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50(1–2), 1–78. <https://doi.org/10.1016/J.MSER.2005.07.001>
- Mugada, K. K., & Adepu, K. (2018). Influence of ridges shoulder with polygonal pins on material flow and friction stir weld characteristics of 6082 aluminum alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 32(April), 625–634. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.03.034>
- MURR, L. E., LIU, G., & MURR, L. E. (1998). A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6061 aluminium. *Journal of Materials Science*,

- 33(5), 1243–1251. <https://doi.org/10.1023/A:1004385928163>
- N. Jayaraman, P. Prevey, M. M. (2003). Friction Stir Welding and Processing II. *K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), Friction Stir Welding and Processing II*, 259.
- Nandan, R., DebRoy, T., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), 980–1023. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>
- Ouyang, J. H., & Kovacevic, R. (2002). Material flow and microstructure in the friction stir butt welds of the same and dissimilar aluminum alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11(1), 51–63. <https://doi.org/10.1007/s11665-002-0008-0>
- P.S. Pao, E. Lee, C.R. Feng, H.N. Jones, D. W. M. (2003). Stir Welding and Processing II. *K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), Stir Welding and Processing II*, 113.
- Peel, M. J., Steuwer, A., Withers, P. J., Dickerson, T., Shi, Q., & Shercliff, H. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(7), 2183–2193. <https://doi.org/10.1007/BF02586138>
- Qian, J. W., Li, J. L., Xiong, J. T., Zhang, F. S., Li, W. Y., & Lin, X. (2012). Periodic variation of torque and its relations to interfacial sticking and slipping during friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 17(4), 338–341. <https://doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000001>
- Reynolds, A. P. (2000). Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5(2), 120–124. <https://doi.org/10.1179/136217100101538119>
- Rhodes, C. G., Mahoney, M. W., Bingel, W. H., Spurling, R. A., & Bampton, C. C. (1997). Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta Materialia*, 36(1), 69–75. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(96\)00344-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00344-2)
- Sarsilmaz, F., Ozdemir, N., & Kirik, I. (2012). Evaluation of microstructure and fatigue properties of dissimilar AA7075/AA6061 joints produced by friction stir welding. *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 50(4), 259–268. <https://doi.org/10.4149/km-2012-4-259>
- Sato, Y. S., Kokawa, H., Enomoto, M., & Jogan, S. (1999). Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(9), 2429–2437. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1>
- Schneider, J., Beshears, R., & Nunes, A. C. (2006). Interfacial sticking and slipping in the friction stir welding process. *Materials Science and Engineering: A*, 435–436, 297–304. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2006.07.082>
- Scialpi, A., De Filippis, L. A. C., & Cavaliere, P. (2007). Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy. *Materials & Design*, 28(4), 1124–1129. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2006.01.031>
- Shamanian, M., Mostaan, H., Safari, M., & Szpunar, J. A. (2017). Friction stir modification of GTA 7075-T6 Al alloy weld joints: EBSD study and microstructural evolutions. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 17(3), 574–585. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2017.01.002>
- Silva, A. C. F., Braga, D. F. O., De Figueiredo, M. A. V., & Moreira, P. M. G. P. (2014). Friction stir welded butt joints optimization. *Materialwissenschaft Und*

- Werkstofftechnik*, 45(11), 1010–1017. <https://doi.org/10.1002/mawe.201400299>
- Steuwer, A., Peel, M. J., & Withers, P. J. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: The effect of process parameters on residual stress. *Materials Science and Engineering: A*, 441(1–2), 187–196. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2006.08.012>
- Tang, W., Guo, X., McClure, J. C., Murr, L. E., & Nunes, A. (1998). Heat input and temperature distribution in friction stir welding. *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, 7(2), 163–172. <https://doi.org/10.1106/55TF-PF2G-JBH2-1Q2B>
- Tavares, S. M. O., Castro, R. A. S., Richter-Trummer, V., Vilaça, P., Moreira, P. M. G. P., & de Castro, P. M. S. T. (2010). Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: mechanical joint characterisation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4), 312–318. <https://doi.org/10.1179/136217109X12562846839114>
- Texier, D., Zedan, Y., Amoros, T., Feulvarch, E., Stinville, J. C., & Bocher, P. (2016). Near-surface mechanical heterogeneities in a dissimilar aluminum alloys friction stir welded joint. *Materials and Design*, 108, 217–229. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.091>
- Thakare, S. B., & Kalyankar, V. D. (2018). Friction stir welding of T joints of dissimilar aluminum alloy: A review. *AIP Conference Proceedings*, 1943(April). <https://doi.org/10.1063/1.5029634>
- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), 49–93. <https://doi.org/10.1179/174328009X411136>
- Tongne, A., Desrayaud, C., Jahazi, M., & Feulvarch, E. (2017). On material flow in Friction Stir Welded Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 239, 284–296. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.030>
- Wang, B., Lei, B. B., Zhu, J. X., Feng, Q., Wang, L., & Wu, D. (2015). EBSD study on microstructure and texture of friction stir welded AA5052-O and AA6061-T6 dissimilar joint. *Materials and Design*, 87, 593–599. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.060>
- Xu, S., & Deng, X. (2008). A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, 56(6), 1326–1341. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2007.11.016>
- Yan, Y., Shen, Y., Zhang, W., & Hou, W. (2018). Friction stir spot welding ABS using triflute-pin tool: Effect of process parameters on joint morphology, dimension and mechanical property. *Journal of Manufacturing Processes*, 32, 269–279. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.02.015>
- Yang, B., Yan, J., Sutton, M. A., & Reynolds, A. P. (2004). Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and Engineering: A*, 364(1–2), 55–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00532-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00532-X)
- Zhao, Y., Lin, S., Wu, L., & Qu, F. (2005). The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy. *Materials Letters*, 59(23), 2948–2952. <https://doi.org/10.1016/J.MATLET.2005.04.048>

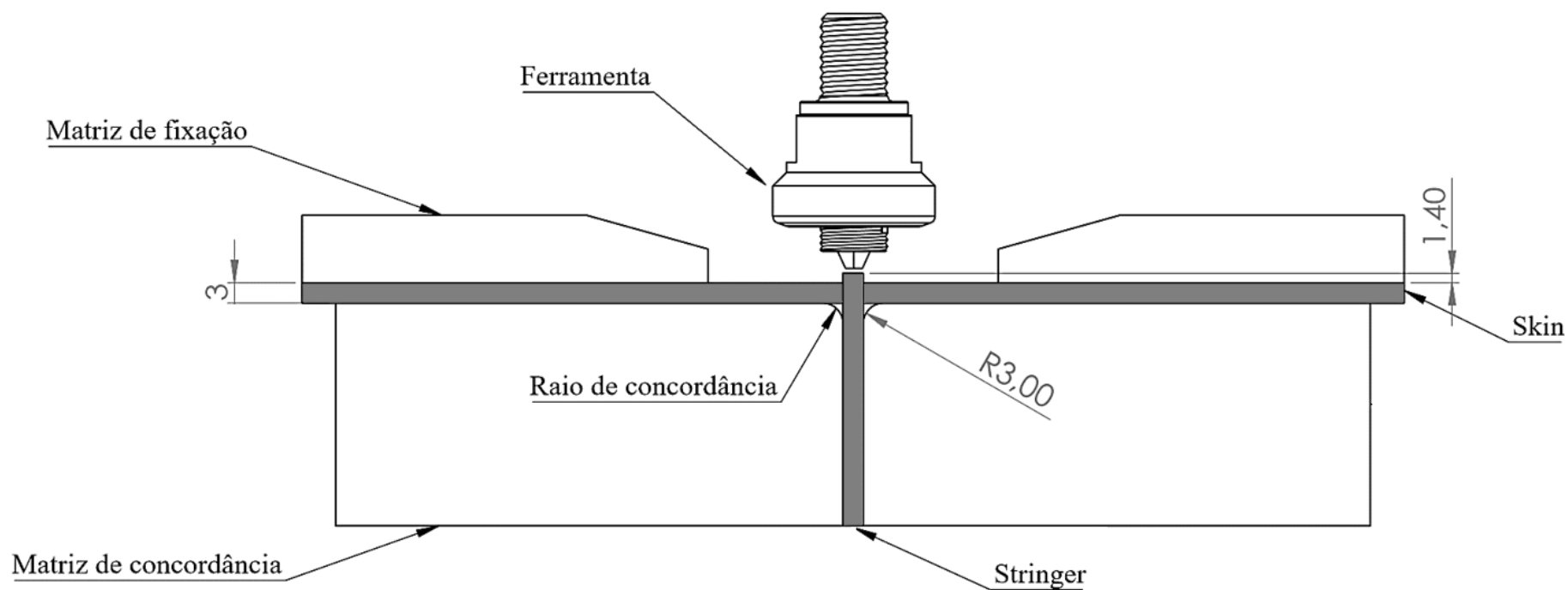
ANEXO A

- Ferramenta Cônica Roscada Progressiva adaptada de (Gruppelaar, 2015)



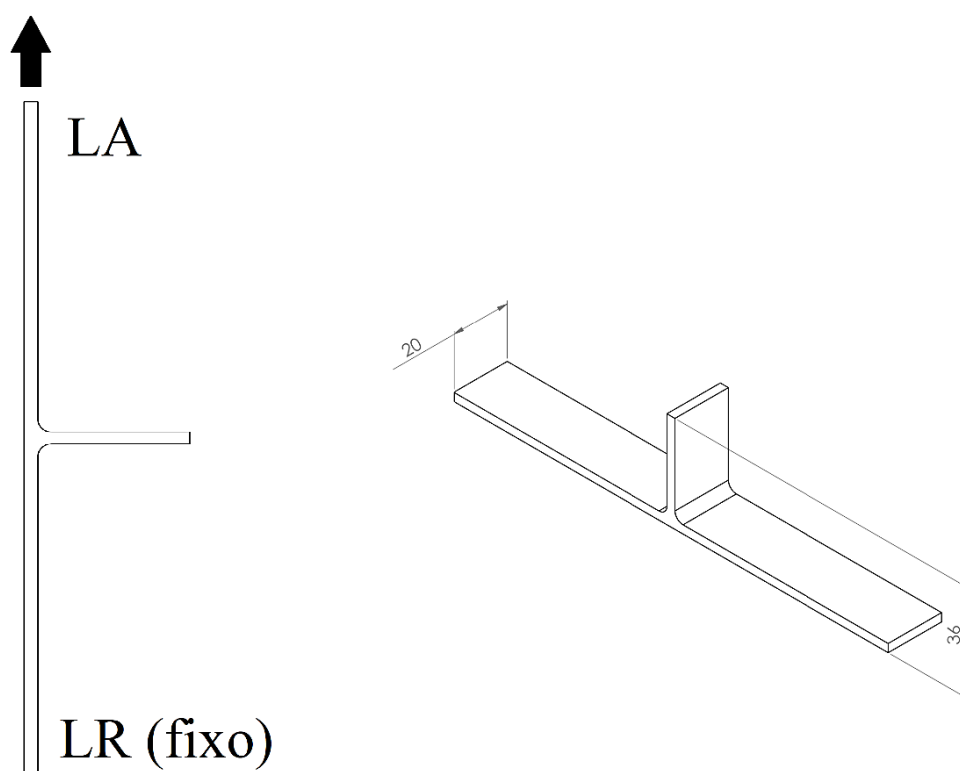
ANEXO B

- Representação da configuração de junta em *T-Butt* e sistema de fixação das chapas associado. (adaptada de (Martins, Jesus, & Loureiro, 2016))



ANEXO C

- Representação da configuração e modo de montagem dos provetes para os ensaios à tração. Adaptada de (Martins et al., 2016)



ANEXO D

- Composição química das ligas de alumínio AA5083, AA6082 e AA2017 (adaptada de(ASM International. Handbook Committee., 1990)

Grade designation				Composition, wt%														
Aluminum Association	UNS No.	ISO R209	No.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ga	V	Specified other elements	Ti	Unspecified other elements		Al, minimum
																Each	Total	
5083	A95083	AlMg4.5Mn		0.40-0.7	0.40	0.10	0.40-0.10	4.0-4.9	0.05-0.25	...	0.25	0.15	0.05	0.15	rem
6082	...	AlSi1MgMn		0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-0.10	0.6-1.2	0.25	...	0.20	0.10	0.05	0.15	rem
2017	A92017	AlCu4MgSi		0.20-0.8	0.7	3.5-4.5	0.40-1.0	0.40-0.8	0.10	...	0.25	^(a)	0.15	0.05	0.15	rem

- Composição química do reagente Poulton modificado(mistura das duas soluções).

Solução 1	Solução 2
0,5ml – HF	10 ml – H ₂ O
6 ml – HCl	6 ml – HNO ₃
0,5 ml – H ₂ O	2 g – CrO ₃
3 ml – HNO ₃	

- Composição química do reagente Keller.

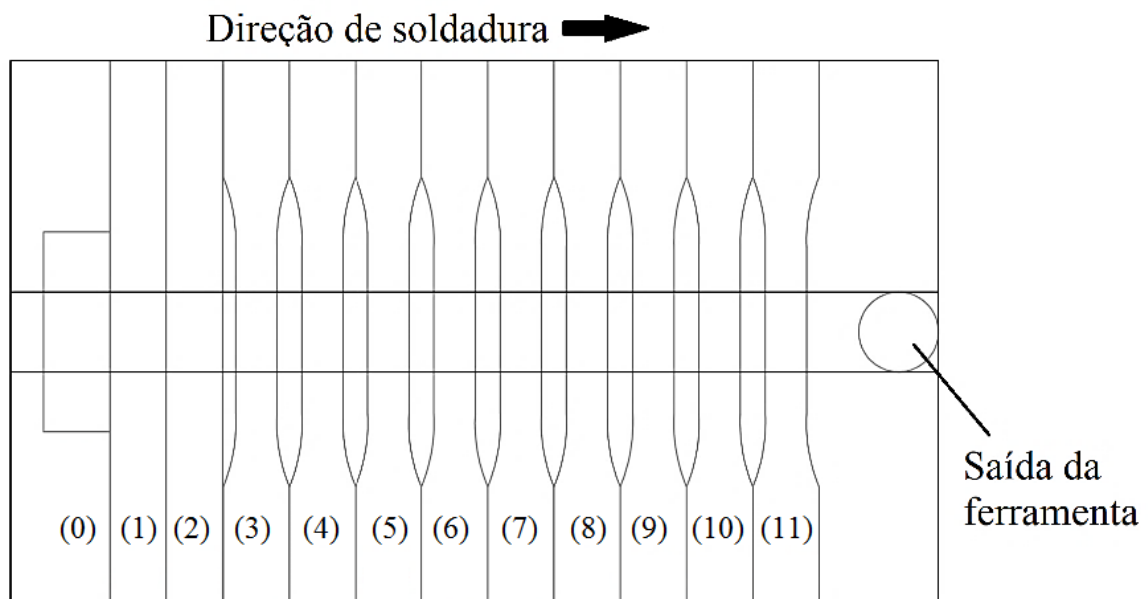
Solução
190 ml – H ₂ O
5 ml – HNO ₃
3 ml – HCl
2 ml – HF

- Tratamento térmico das ligas de alumínio.

Material das chapas	Estado
AA6082 – T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente
AA5083 – H111	Recozido e ligeiramente deformado a frio
AA2017 – T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente

APÊNDICE A

- Esquema da extração dos provetes para os diferentes testes.



- Posição de cada provete no prolongamento da soldadura e conseqüente objetivo.

Provete	Objetivo
0	Metalografia e microdureza
1 e 2	Tração
3-11	Fadiga

APÊNDICE B

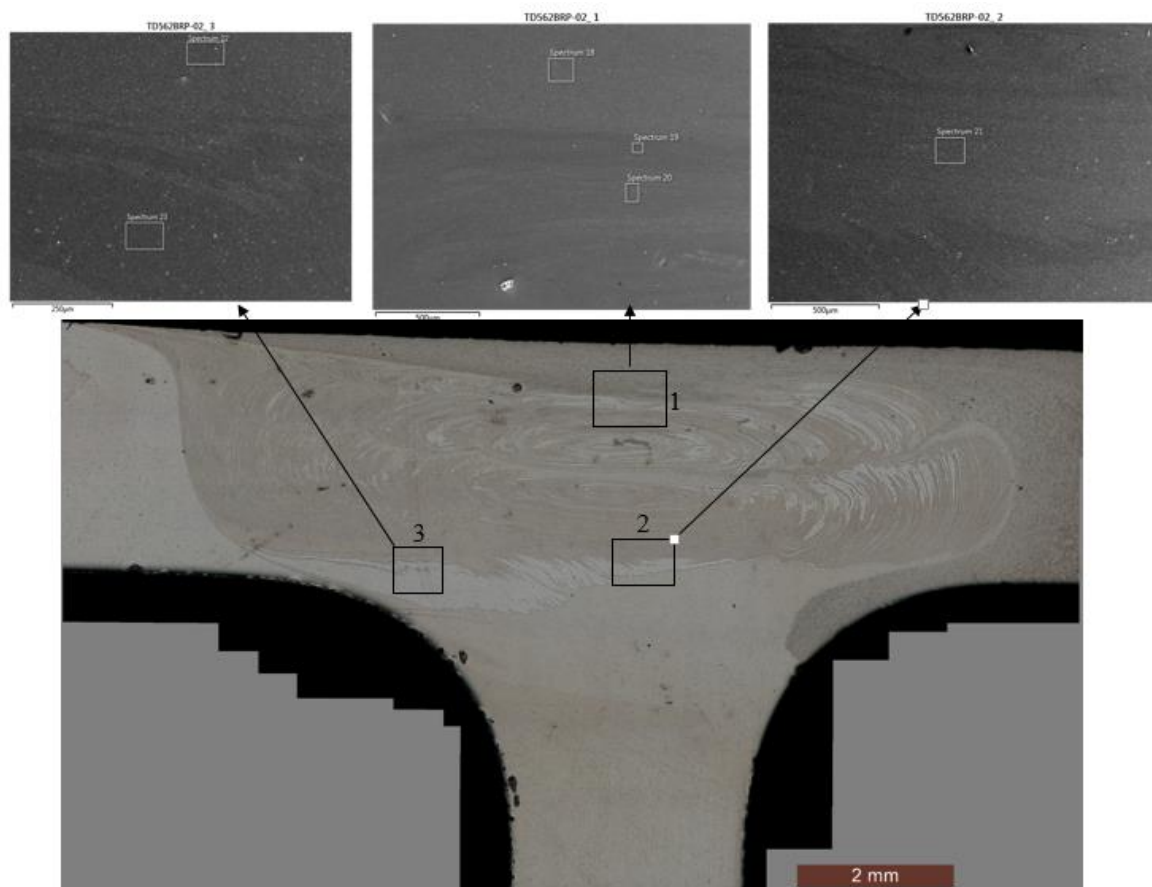
- Número de provetes definido de cada série, para cada ensaio mecânico.

	Microdureza	Tração	Fadiga
Série 562BRP-1	1	2	10
Série 562BRP-2	1	2	9
Série 562BRP-3	1	_____	_____
Série 562BRP-4	1	_____	_____
Série 562BRP-5	1	2	9*
Série 562BRP-6	1	_____	_____

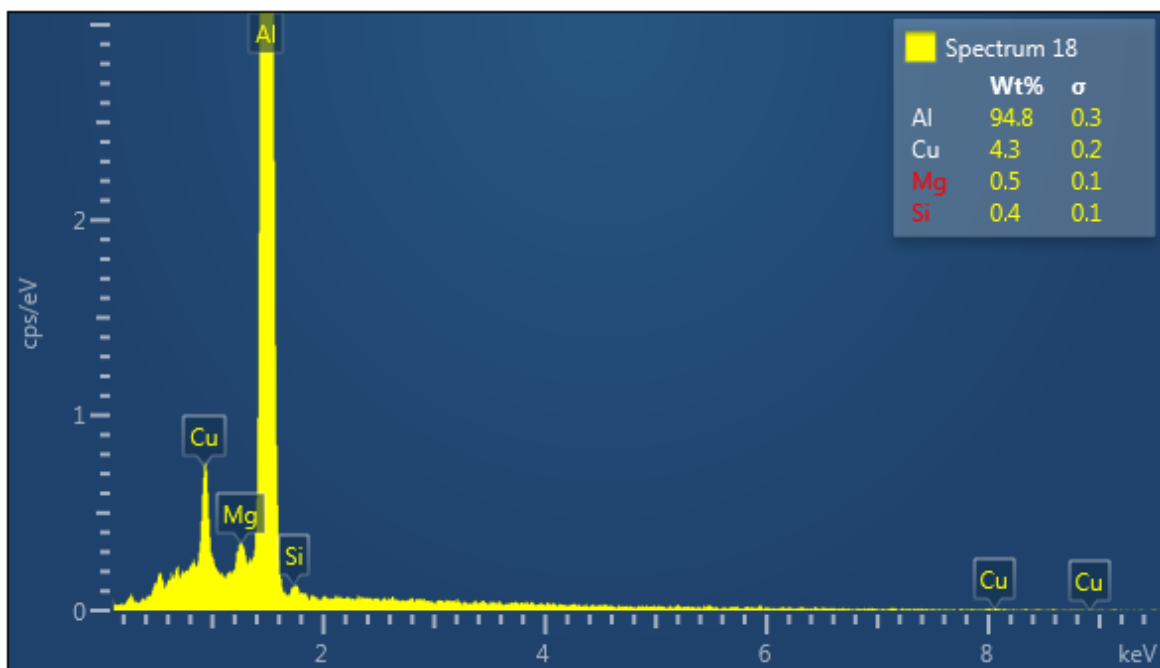
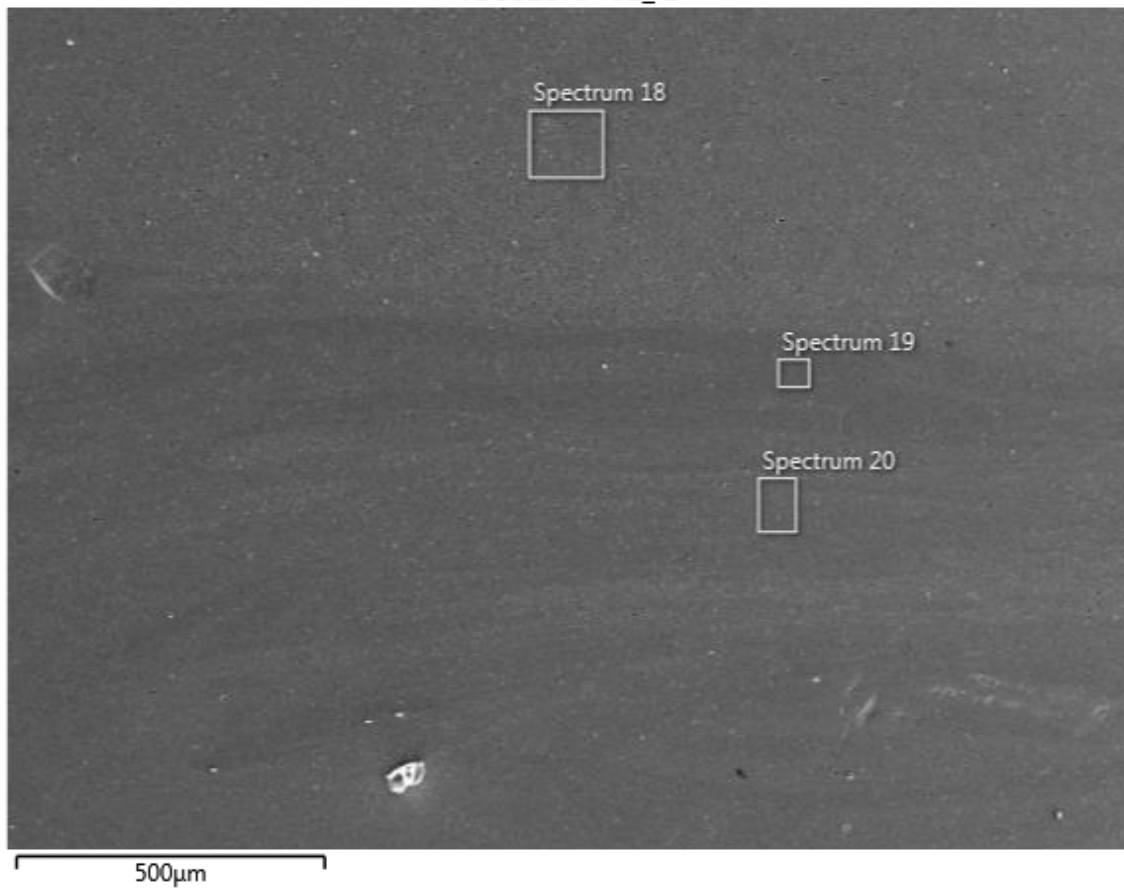
O “*” indica que foram feitos 9 provetes da série 562BRP-5, porém como referido anteriormente, devido à péssima resistência à fadiga das primeiras amostras, esta serie foi cancelada.

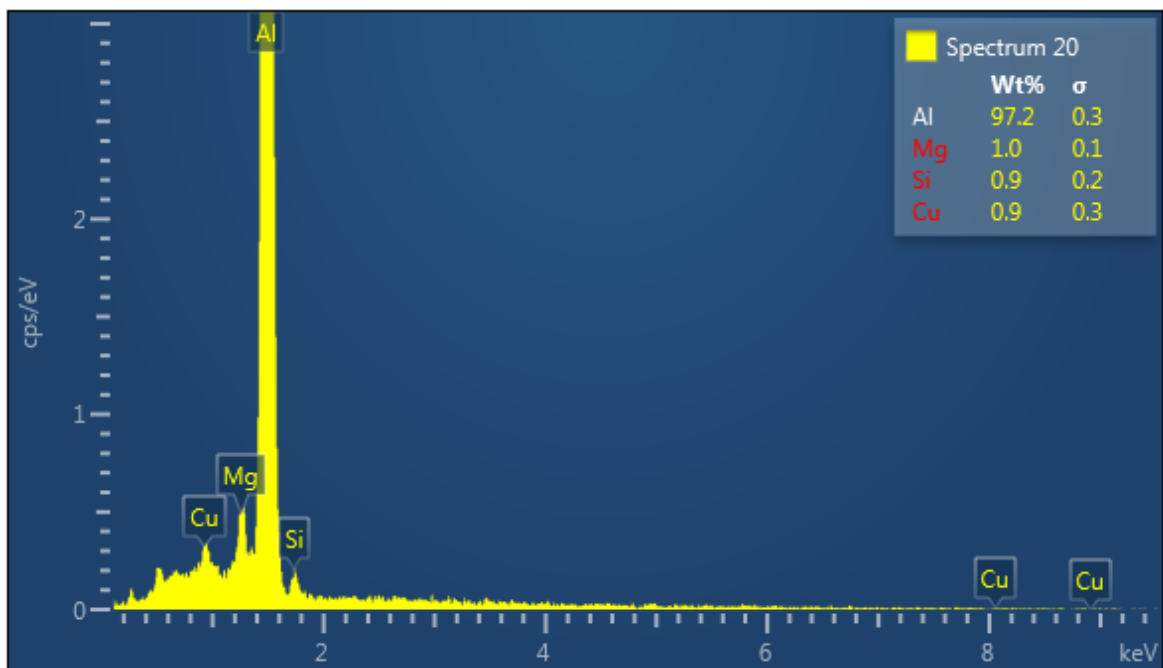
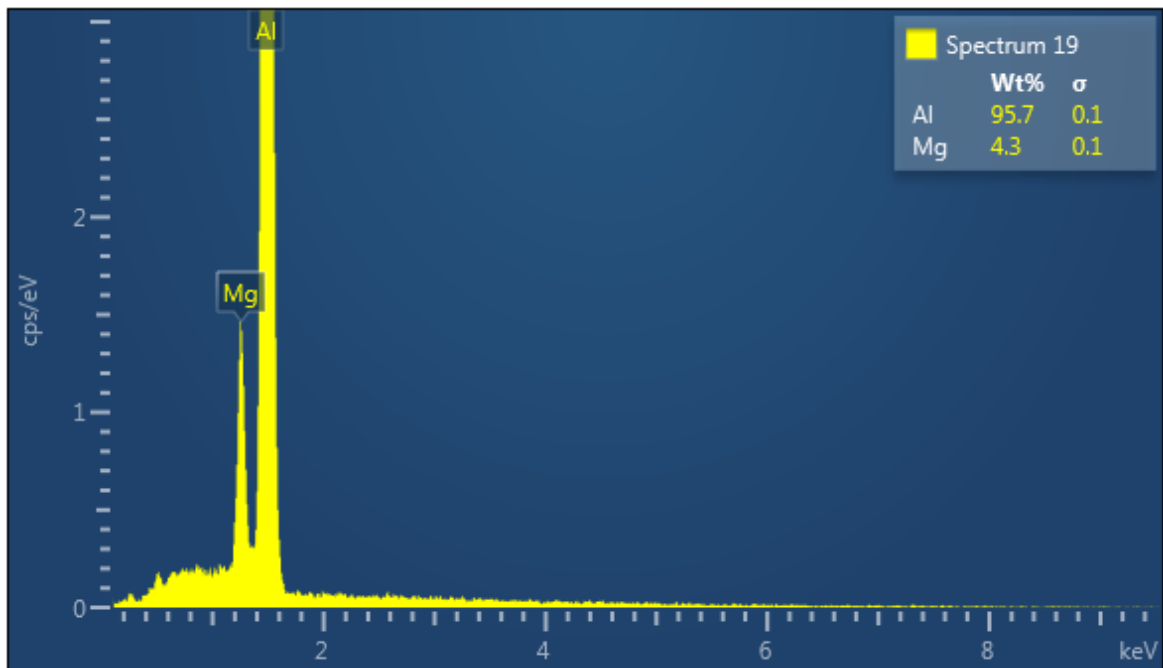
APÊNDICE C

- Análise EDS da série 562BRP-2



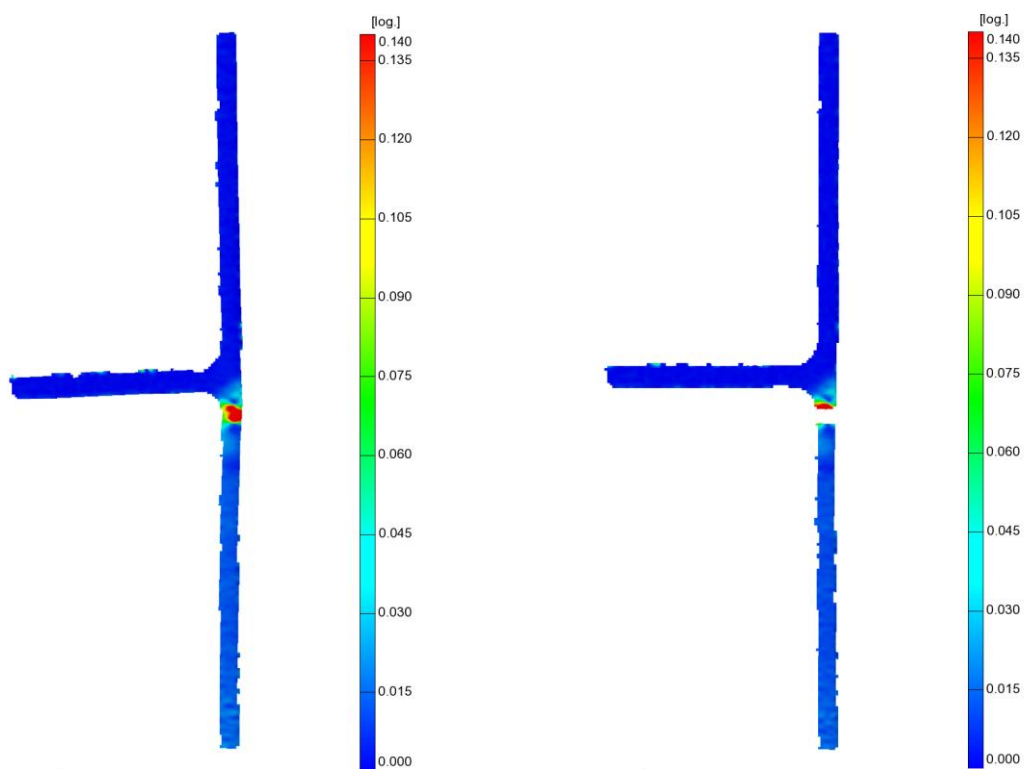
TD562BRP-02_1





APÊNDICE D

- Mapa da deformação do provete 562BRP-5.2

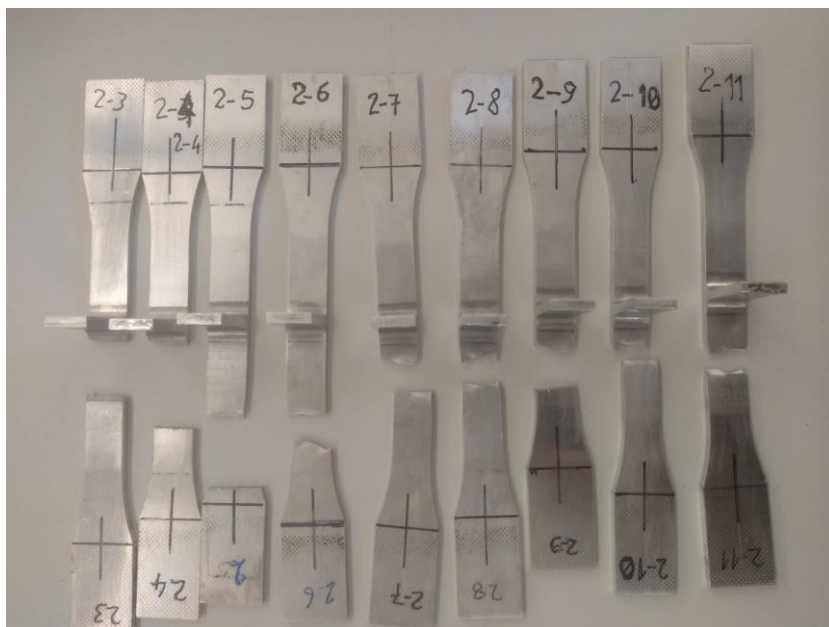


- Zonas de fratura à tração dos provetes em estudo

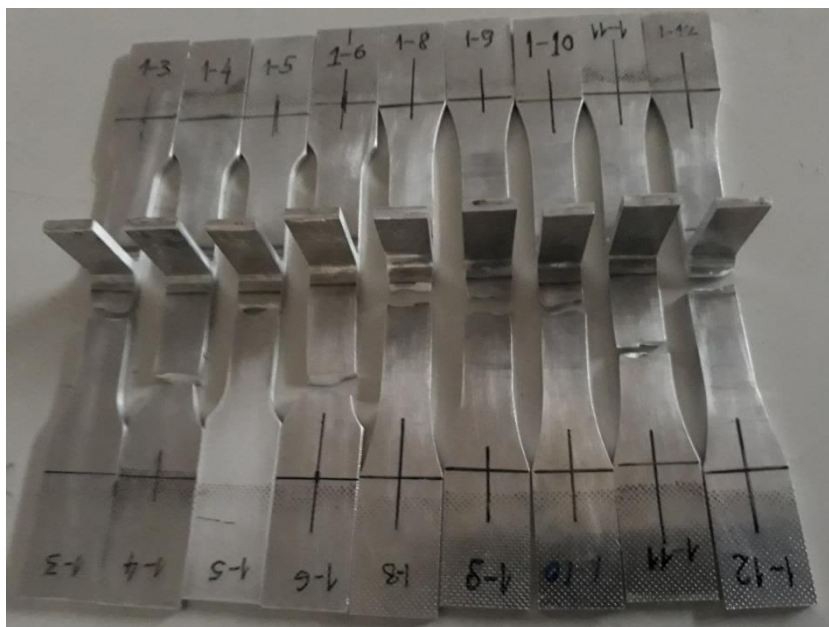


APÊNDICE E

- Zonas de fratura dos provetes à fadiga para a série 562BRP-2



- Zonas de fratura dos provetes à fadiga para a série 562BRP-1



APÊNDICE F

- Indentações realizadas para obtenção dos perfis de microdureza

