

Paulo Jorge Sousa Martins

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear

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

Coimbra, julho, 2017



UNIVERSIDADE DE COIMBRA



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear

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

Autor

Paulo Jorge Sousa Martins

Orientadores

Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa

Júri

Presidente Professor Doutor José António Martins Ferreira
Professor Catedrático da Universidade de Coimbra

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

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

Coimbra, julho, 2017

*“Learn from yesterday, live for today, hope for tomorrow. The important thing
is not to stop questioning.”*

Albert Einstein

Aos meus pais e à minha irmã.

Agradecimentos

O trabalho que a seguir se apresenta só foi possível de realizar graças ao apoio transmitido por parte de várias pessoas, às quais gostaria de deixar o meu profundo agradecimento.

Em primeiro lugar gostaria de agradecer ao Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, pela orientação, disponibilidade e motivação sempre presentes, como também pelos conhecimentos fornecidos que serão essenciais para o futuro. A eles, o meu muito obrigado.

Sem esquecer também os meus pais e a minha irmã, não só por me fazerem levantar nos maus momentos, mas também por nos bons momentos me incentivarem a fazer ainda melhor. Um obrigado não chega, por isso espero que todo o meu esforço e dedicação retribuam tudo aquilo que fizeram por mim.

Aos meus avós, tios e primos que sempre me souberam dar uma palavra de apoio e mostrar, todos os dias, que a família constitui um pilar essencial para toda a minha vida.

Aos meus amigos, sejam aqueles que conheci no curso como aqueles que já conhecia. Obrigado pelo apoio e por todos os momentos que partilharam comigo. Vocês são também, sem dúvida, uma das razões pela qual tudo isto foi possível.

Um agradecimento também especial ao grupo de tecnologia, por toda a ajuda e boa disposição transmitidas ao longo deste trabalho, bem como ao Professor Joel Silva pela ajuda concedida.

A todos, que de uma forma ou de outra me apoiaram, o meu muito obrigado.

Resumo

O processo de soldadura por fricção linear (FSW) é um método muito adequado para a união de materiais similares ou dissimilares. A soldadura de materiais dissimilares é muito complexa ou mesmo impossível através dos métodos de soldadura por fusão.

A presente dissertação estuda a influência da geometria da ferramenta bem como de parâmetros de processo na qualidade das soldaduras obtidas por FSW dissimilares em juntas T, constituídas pelas ligas de alumínio AA5083-H111 e AA6082-T6. Duas geometrias de ferramenta foram utilizadas na realização das soldaduras, uma com pino piramidal progressivo e outra com pino cônico roscado progressivo. A configuração de junta foi estruturada com o objetivo de permitir o completo preenchimento das regiões de concordância sem que ocorra redução de espessura do *skin*. O fluxo de material nas soldaduras foi analisado através de microscopia ótica e eletrónica assim como a análise EDS com vista a reduzir ou mesmo prevenir a formação de defeitos.

A geometria, a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta revelaram um papel importante no fluxo e mistura dos materiais. A diminuição da razão entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço reduziu o adicionado aos materiais, o que levou à formação de defeitos no lado do avanço das soldaduras, devido a um fluxo inadequado.

As soldaduras nas quais a liga AA6082-T6 constituía *skin* mostraram uma redução relevante da dureza na região soldada, contrariamente às soldaduras em que o *skin* era composto pela liga AA5083-H111, onde esta redução não foi tão significativa. Os ensaios de tração e de arrancamento revelaram que as juntas efetuadas com a ferramenta com pino cônico roscado progressivo são mais eficientes comparativamente às produzidas com a ferramenta com pino piramidal progressivo.

Nos testes de fadiga, a ferramenta com pino piramidal progressivo permitiu a obtenção de curvas S-N de soldaduras dissimilares próximas das curvas características de soldaduras similares em juntas T.

Palavras-chave: Friction stir welding, geometria das ferramentas, junta T-butt, dissimilar, ligas de alumínio, fadiga, resistência mecânica.

Abstract

Friction stir welding (FSW) is a very suitable process for joining similar or dissimilar materials. The welding of dissimilar materials is currently very difficult or even impossible by fusion welding processes.

The present dissertation studies the influence of tool geometry as well as the process parameters on the quality of FSW welds of dissimilar T-joints made of AA5083-H111 and AA6082-T6 aluminum alloys. Two tools geometries were used in the welding process, one with a progressive pyramidal pin and the other with a progressive tapered threaded pin. The joint preparation was designed in order to allow the complete filling of the fillets without any reduction of the skin thickness. The material flow in the welds was analyzed by optical and electronic microscopy as well as by EDS analysis in order to reduce or even prevent the defect formation.

The tool geometry, the tool rotation speed and the welding speed revealed a key role in the flow and mixing of the materials. The decrease of the ratio between the rotation speed and the welding speed decreased the heat input to the materials, which led to the formation of defects on the advancing side of the welds, due to inadequate material flow.

The welds in which the AA6082-T6 alloy was the skin showed a drastic reduction in hardness in the weld as opposed to those where the alloy AA5083-H111 was the skin. The tensile tests and pullout tests showed that the joints done with the progressive tapered threaded pin tool are more efficient than those made with the pyramidal progressive pin tool.

In the fatigue tests, the tool with progressive pyramidal pin allowed obtaining S-N curves of dissimilar welds close to those for similar T welds.

Keywords Friction stir welding, tools geometry, T-butt joint, dissimilar, aluminum alloys, fatigue, mechanical resistance.

Índice

Índice de Figuras.....	xi
Índice de Tabelas	xiii
Simbologia e Siglas.....	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xv
1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Introdução ao processo de soldadura por fricção linear (FSW)	3
2.1.1. Descrição do método de soldadura	3
2.1.2. Vantagens e desvantagens da tecnologia	4
2.2. Parâmetros do processo de soldadura	5
2.2.1. Velocidade de rotação.....	5
2.2.2. Velocidade de avanço	6
2.2.3. Ângulo de inclinação da ferramenta	7
2.2.4. Penetração e força axial	7
2.2.5. Geometria e material da ferramenta	8
2.3. Configurações de junta.....	11
2.4. Microestrutura	13
2.5. Fluxo de material	15
2.6. Defeitos de soldadura.....	16
2.7. Comportamento à fadiga em juntas T obtidas por FSW	19
2.8. Soldadura FSW nas Ligas de Alumínio AA5083 e AA6082	21
2.9. Conclusões da pesquisa bibliográfica	22
3. Procedimento Experimental.....	23
3.1. Preparação da configuração de junta	23
3.1.1. Materiais base e geometria de junta.....	23
3.1.2. Preparação das placas das ligas de alumínio	24
3.2. Geometria das ferramentas.....	24
3.3. Definição das referências, parâmetros e realização das soldaduras	25
3.4. Análise metalográfica	26
3.5. Estudo dos perfis de microdureza.....	27
3.6. Estudo do comportamento à tração.....	28
3.7. Comportamento à fadiga	28
3.8. Estudo do fluxo de material e da superfície de fratura	29
4. Apresentação e Discussão dos Resultados	31
4.1. Resultados ao nível da macroestrutura	31
4.1.1. Séries 65	31
4.1.2. Séries 56	32
4.2. Resultados ao nível da microestrutura	35

4.3.	Fluxo de material.....	37
4.4.	Perfis de microdureza.....	39
4.4.1.	Séries 65	39
4.4.2.	Séries 56	40
4.4.3.	Notas conclusivas da análise dos perfis de microdureza.....	41
4.5.	Caraterização mecânica à tração	42
4.5.1.	Ensaio de tração no skin e deformações locais	42
4.5.2.	Ensaio de arrancamento e deformações locais	44
4.5.3.	Notas conclusivas.....	46
4.6.	Ensaio de fadiga.....	46
4.6.1.	Séries 65	46
4.6.2.	Séries 56	49
4.6.3.	Comparação entre as séries 65 e 56	50
4.7.	Estudo da superfície de fratura.....	52
4.7.1.	Provete 65BRP-3.1.....	52
4.7.2.	Provete 56BPP-1.6	54
5.	Conclusões	57
	Referências Bibliográficas	59
	ANEXO A.....	65
	ANEXO B.....	67
	APÊNDICE A.....	69
	APÊNDICE B	71
	APÊNDICE C	73
	APÊNDICE D.....	75
	APÊNDICE E.....	77
	APÊNDICE F.....	79
	APÊNDICE G.....	81
	APÊNDICE H.....	93
	APÊNDICE I.....	95

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Fases do processo de FSW (adaptada de Shi & Wu 2017).	4
Figura 2.2. Evolução da força axial com o tempo (adaptada de Krishna et al. 2014).	8
Figura 2.3. Várias geometrias do pino: (a) Cilíndrico com rosca, (b) Cónico com rosca, (c) Riscado com rasgos em forma de hélice, (d) Cilíndrico inclinado com rosca, (e) Cónico com rosca (adaptada de Nandan et al. 2008).	10
Figura 2.4. Várias geometrias de junta para configurações em T (adaptada de Tavares et al. 2010)	12
Figura 2.5. Forma das zonas de concordância: (a) plana, (b) radial (Krasnowski 2015). ...	13
Figura 2.6. Exemplo da microestrutura de uma soldadura obtida por FSW (adaptada de Leitão 2013).	13
Figura 2.7. Exemplo estrutural da microestrutura de uma soldadura em T (adaptada de Hou et al. 2014).	15
Figura 2.8. Esquema do modelo concetual considerado para o fluxo de material (Huang et al. 2016).	15
Figura 2.9. (a) formação do ring vortex flow; (b) inclinação do fluxo horizontal (adaptada de Morisada et al. 2015 e Huang et al. 2016).	16
Figura 2.10. Defeitos de túnel e kissing bond numa soldadura com configuração T-Butt (Cui et al. 2012).	18
Figura 2.11. Evolução da propagação de uma fenda (Pouget & Reynolds 2008).	21
Figura 3.1. (a) Ferramenta Cónica Roscada Progressiva; (b) Ferramenta Piramidal Progressiva (adaptada de Melle 2015).	24
Figura 3.2. Montagem concebida para a realização das soldaduras.	26
Figura 4.1. Macrografia da série 65BPP-2.	31
Figura 4.2. Macrografia da série 65BRP-3.	32
Figura 4.3. Macrografia da série 56BPP-1.	33
Figura 4.4. Macrografia das séries: (a) 56BRP-4 e (b) 56BRP-5.	33
Figura 4.5. Visão superficial das soldaduras (a) 56BRP-6 e (b) 56BRP-7.	34
Figura 4.6. Macrografia das séries: (a) 56BRP-6, na região anterior ao defeito superficial, (b) 56BRP-6, na zona do defeito superficial (c) 56BRP-7, com destaque para a formação de cavidades e (d) 56BRP-7, com maior ampliação.	34
Figura 4.7. Microestrutura da série 56BRP-5: (a) nugget; (b) região de transição entre a ZTMA e o nugget no lado do avanço; (c) zonas microestruturais no stringer; (d) ampliação da zona anterior.	35

Figura 4.8. Microestrutura dos materiais base: (a) AA6082-T6; (b) AA5083-H111.....	36
Figura 4.9. Representação esquemática: (a) Fluxo gerado pela base (shoulder driven flow); (b) Fluxo gerado pelo pino (pin driven flow).....	38
Figura 4.10. Perfis de microdureza representativos das séries 65BPP-2 e 65BRP-3: (a) no skin; (b) no stringer.....	40
Figura 4.11. Perfis de microdureza representativos das séries 56BPP-1, 56BRP-4 e 56BRP- 5: (a) no skin; (b) no stringer.....	41
Figura 4.12. Evolução das curvas de tensão-deformação ao longo do skin.	43
Figura 4.13. Distribuição das deformações locais no ponto de força máxima: (a) série 65BPP-2; (b) 56BRP-5.....	44
Figura 4.14. Curvas tensão-alongamento dos ensaios de tração ao longo do stringer.	45
Figura 4.15. Distribuição das deformações locais no ponto de força máxima nos ensaios de arrancamento, nas soldaduras: (a) 65BRP-3; (b) 56BPP-1.....	45
Figura 4.16. Curvas S-N das séries 65 realizadas, da série ADFD e do material base, em tensões nominais.	47
Figura 4.17. Curvas S-N das séries 56 realizadas, da série BPP06 e do material base, em tensões nominais.	49
Figura 4.18. Comparação das curvas S-N das séries 65 e 56 realizadas.	51
Figura 4.19. Macrografia da região de fratura do provete 65BRP-3.1.....	52
Figura 4.20. Fratografias da superfície de fratura do provete 65BRP-3.1.....	53
Figura 4.21. Fratografias da superfície de fratura do provete 56BPP-1.6.	55

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Parâmetros selecionados para a realização das soldaduras.	26
Tabela 4.1. Tamanho médio do grão na zona do nugget.	36
Tabela 4.2. Equação das curvas S-N, tensão verificada para 10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação (tensões nominais).	48
Tabela 4.3. Equação das curvas S-N, tensão verificada para 10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação (tensões nominais).	50
Tabela 4.4. Comparação entre as tensões para 10^5 ciclos observadas nas soldaduras, variação percentual entre a tensão das soldaduras com o MB e correspondentes valores do fator de inclinação (m).	51

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

- K_t – fator de concentração de tensões estático
 K_f – fator de concentração de tensões dinâmico
 n – velocidade de rotação em rpm
 v – velocidade de avanço em mm/min
 p – profundidade de penetração em mm
 α – ângulo de inclinação da ferramenta em graus (°)
 $HV_{0,2}$ – Dureza Vickers do provete [kgf/mm^2]
 P_m – Carga média de fadiga
 P_a – Carga alternada de fadiga
 ΔP – Gama de carga de fadiga
 $\Delta\sigma_n$ – Gama de tensões de fadiga
 W – Largura do provete
 B – Espessura do provete
 σ_r – Tensão de rotura
 $\varepsilon_{\text{máx}}$ – Deformação máxima
 $\sigma_{r,\text{base}}$ – Tensão de rotura do material base
 m – Fator de inclinação das curvas S-N
 b – Declive/Inclinação das curvas S-N

Siglas

- ASTM – American Society for Testing and Materials
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

TWI – The Welding Institute

SEM – Scanning Electron Microscope

EDS – Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

PP – Piramidal Progressiva

CRP – Cónica Roscada Progressiva

1. INTRODUÇÃO

Atualmente as ligas de alumínio estão presentes nas diversas áreas industriais, tais como automóvel, aeronáutica e aeroespacial, devido à conjugação de uma baixa densidade com excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

O processo de soldadura por fricção linear (FSW) surge como uma tecnologia de soldadura que solucionou problemas relativos à qualidade das soldaduras produzidas através dos métodos convencionais por fusão, como MIG, TIG, entre outros. Nestes as propriedades características dos materiais a unir são fortemente alteradas devido às temperaturas que são atingidas, assim como o aparecimento de porosidades, fissuração a quente e distorção das placas constituírem fatores comuns neste tipo de processos de união.

No entanto, como qualquer outra tecnologia de soldadura, o processo de FSW apresenta as suas limitações, as quais se encontram ainda em processo de resolução, tais como a execução de soldaduras com configurações de junta em T (*skin/stringer*). Esta geometria de junta é pode ser utilizada para a aplicação de reforços a estruturas, mas devido às dificuldades de criação de raios de concordância, bem como problemas de redução de espessura do *skin* na ligação, esta configuração encontra-se pouco desenvolvida na literatura.

As ligas de alumínio de série 5XXX e 6XXX apresentam-se numa vasta gama de aplicações devido, sobretudo, à excelente soldabilidade que apresentam. Nestas duas séries incluem-se as ligas AA5083-H111 e AA6082-T6. A presente dissertação promove um estudo em torno da união destas duas ligas de alumínio numa configuração de junta em T, de modo a contornar os problemas citados acima, através de uma correta seleção dos fatores envolvidos na realização deste processo.

O trabalho desenvolvido encontra-se dividido em quatro capítulos. Sem esquecer a introdução, o segundo capítulo constitui uma pesquisa bibliográfica, com base nas investigações presentes na literatura relativas à tecnologia em questão. O terceiro apresenta a definição do procedimento experimental seguido na realização do trabalho. No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos, desde a análise macro e microestrutural, aos ensaios mecânicos realizados. Por último, mas não menos importante, encontram-se as principais conclusões retiradas dos resultados observados.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Introdução ao processo de soldadura por fricção linear (FSW)

O processo FSW constitui um método de soldadura desenvolvido e patenteado em 1991 pelo The Welding Institute (TWI), no Reino Unido (Thomas et al. 1991).

Česnavičius et al. (2016) afirmam que esta tecnologia é aceite como um método de soldadura *standard* de alumínio e utilizado em vários campos, tais como aviação, construção marítima, indústria ferroviária, entre outros, onde são requeridas soldaduras difíceis de executar por outros processos. Çam & Mistikoglu (2014) afirmam que a união de materiais de baixa soldabilidade ou mesmo de impossível junção, tal como é o caso da liga de alumínio AA7075, é possível através de FSW.

Além dos autores referidos, também Krasnowski (2014) refere que muitas das aplicações do processo de FSW estão relacionadas com ligas de alumínio (cerca de 99% das juntas constituídas por estas ligas), apesar de também ser aplicável a outros materiais, tais como magnésio, cobre, titânio, entre outros e respetivas ligas.

2.1.1. Descrição do método de soldadura

O processo de FSW resulta da conjugação da definição de vários parâmetros que possibilitam a execução de soldaduras no estado sólido. Tal como é evidenciado por Nandan et al. 2008, este método de soldadura consiste numa união de materiais em que uma ferramenta não consumível, composta por uma base (*Shoulder*) e por um pino (*Pin*) saliente na parte inferior, animada de movimento de rotação e translação, percorre a linha de junta permitindo a junção das peças de trabalho. Na Figura 2.1 encontra-se representado o desenvolvimento deste método. No início do processo a ferramenta penetra a junta até uma determinada profundidade (fase 1), geralmente até que o *Shoulder* entre em contato com os materiais (fase 2) e, de seguida, começa a avançar ao longo da linha de junta (fase 3), sendo retirada no final onde se inicia o processo de arrefecimento dos materiais soldados (fase 4):

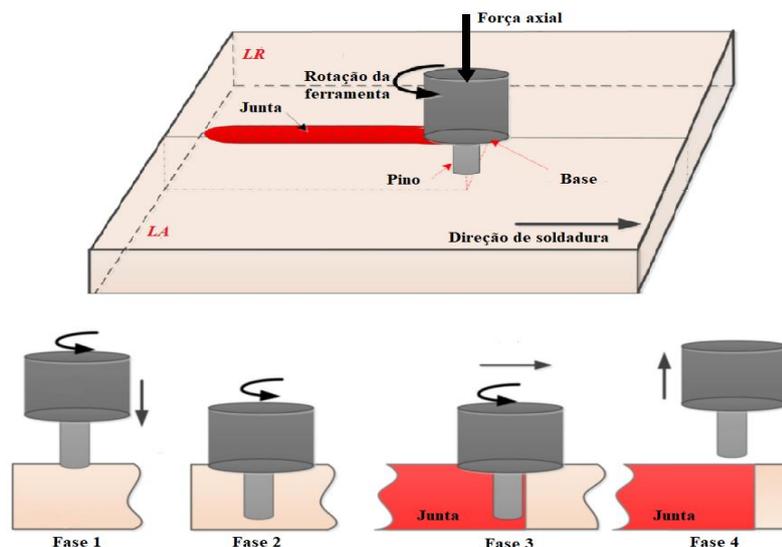


Figura 2.1. Fases do processo de FSW (adaptada de Shi & Wu 2017).

Nandan et al. (2008) descrevem ainda que o lado da junta em que a direção de rotação é a mesma que a direção de soldadura se denomina por lado de avanço (LA), enquanto que o lado oposto se designa por lado de recuo (LR), o que torna este método de soldadura um processo assimétrico. A rotação da ferramenta, conjugada com o avanço desta ao longo da linha de junta, promove o fluxo de material para a frente da ferramenta no lado do avanço e para a parte de trás do lado do recuo (Çam & Mistikoglu 2014).

Durante o processo, a ferramenta, animada de velocidade rotacional e de avanço, exerce forças de forjamento no plano (horizontal) e descendentes (vertical) nas placas a serem soldadas (Bitondo et al. 2011).

2.1.2. Vantagens e desvantagens da tecnologia

O processo de FSW surge como um método de soldadura que produz soldaduras com melhores características comparativamente aos processos de soldadura por fusão mais usuais, tais como MIG, TIG, entre outros, no que diz respeito à confecção de juntas soldadas com baixa distorção, boa estabilidade dimensional, assim como boas propriedades mecânicas (Acerra et al. 2010; Kumar & Thansekhar 2017).

Este método permite uma redução das tensões residuais formadas na junta comparativamente aos métodos de soldadura por fusão convencionais. O processo de FSW tem tido muito ênfase nos últimos anos na produção de soldaduras dissimilares, permitindo a união de materiais com propriedades distintas nas quais as soldaduras desenvolvidas

exibem excelentes propriedades devido à formação de grão refinado na zona central da soldadura (Kishore et al. 2015).

Çam & Mistikoglu (2014) referem ainda que se trata de um processo que produz soldaduras com bons acabamentos superficiais, onde não são requeridos tratamentos complexos ao nível da superfície. No entanto, o processo de FSW não pode ser aplicado a todos os materiais, mais precisamente a materiais com elevados pontos de fusão, já que estes requerem o uso de ferramentas especiais, o que aumenta o custo de produção. Também Oliviecki e Beskow (2013) referem que esta tecnologia apresenta restrições como a necessidade de uma boa fixação das peças a unir em cada tipo de junta, uma baixa flexibilidade dos equipamentos e, por vezes, uma baixa velocidade de soldadura em comparação com os métodos convencionais.

2.2. Parâmetros do processo de soldadura

Os parâmetros de soldadura podem ser divididos em dinâmicos e estáticos. Dos parâmetros dinâmicos são de destacar a velocidade de rotação, a velocidade de avanço, o ângulo de inclinação da ferramenta e a penetração ou força axial. Os parâmetros estáticos são definidos pela geometria da ferramenta, onde dentro desta se evidenciam o diâmetro e comprimento do pino e, também, o diâmetro da base (Leitão 2013).

Fratini et al. (2006) descreve que os parâmetros geométricos em relação à geometria da ferramenta, deverão ser primeiramente considerados, mais precisamente, o diâmetro da base, a forma do pino e respetiva dimensão, bem como o posicionamento desta durante o processo (penetração e ângulo de inclinação). Após isto, são definidos os parâmetros tecnológicos, tais como as velocidades de rotação e de avanço da ferramenta. No entanto, o peso que cada um destes parâmetros referidos apresenta, varia consoante o caso onde se aplica o processo, não tendo todos estes parâmetros o mesmo efeito para as diferentes aplicações deste processo de soldadura (Das et al. 2016).

2.2.1. Velocidade de rotação

Palanivel et al. 2012 referem que a velocidade de rotação representa o principal parâmetro na determinação, não só da geração de calor na junta, mas também como na quantidade de material deformado plasticamente em torno da ferramenta. O calor gerado por atrito entre a base da ferramenta rotativa e os materiais resulta num intenso aquecimento

local, aquecimento este que não leva à fusão destes materiais, mas sim a um amaciamento dos materiais, permitindo assim a mistura dos materiais e a formação de uma junta soldada (Çam & Mistikoglu 2014).

Segundo as experiências realizadas por Ashok Kumar & Thansekhar (2017), este parâmetro constitui o fator mais significativo no que diz respeito à resistência à tração e à dureza observada na região soldada. Verificaram, também, que baixas velocidades de rotação resultavam numa reduzida geração de calor no processo, o que leva a um fluxo insuficiente de partículas.

Através do estudo dos perfis de dureza das soldaduras realizadas por Patil et al. 2016, estes observaram que um aumento da velocidade de rotação provocava um amaciamento da zona soldada, em comparação aos valores de dureza do metal base, devido, não só devido à dissolução de precipitados originada pela geração de calor excessiva. Estes investigadores afirmam que em alumínio tratados termicamente, a elevada dissolução de precipitados leva ao enfraquecimento da região soldada.

2.2.2. Velocidade de avanço

Este parâmetro do processo de soldadura por fricção linear representa a velocidade com que a ferramenta se move ao longo da linha de junta.

A velocidade de avanço apresenta direta influência na produtividade do processo, quando se analisa em contexto industrial. Deve-se, portanto, ter em conta a correta seleção de todos os outros parâmetros de soldadura de modo a maximizar esta velocidade, assegurando-se sempre a qualidade da soldadura a produzir (Rodrigues et al. 2010).

Através de um estudo realizado sobre o efeito da velocidade de avanço na ligação de alumínio obtidas por FSW, Sakthivel et al. 2009 observaram que a região soldada apresentava durezas superiores nas juntas soldadas com o aumento deste parâmetro, devido essencialmente à diminuição do tamanho de grão na zona do *nugget*. No entanto, a diminuição da velocidade de avanço levou a um aumento da ductilidade das soldaduras originado pelo aumento do calor adicionado ao processo e, conseqüente, aumento do tamanho de grão.

Vários autores mencionam, como um parâmetro único, a razão entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço. Ashok Kumar & Thansekhar 2017 referem que a combinação destes dois fatores é determinante na qualidade de uma soldadura. A

utilização de velocidades de rotação elevadas e de baixas velocidades de avanço promovem o aumento do tempo de interação da ferramenta com as placas (para uma determinada região da linha de junta), o que permite um bom fluxo de material do lado de avanço para o lado de recuo e vice-versa.

Li et al. 2013 verificaram que uma maior razão de velocidades produzia grãos de maior dimensão na zona de soldadura, o que provocava uma diminuição da dureza, bem como a ocorrência de fraturas dúcteis quando os provetes são sujeitos a testes de tração uniaxiais.

2.2.3. Ângulo de inclinação da ferramenta

Este parâmetro de soldadura corresponde ao ângulo entre o eixo da ferramenta e a normal à superfície de trabalho, que normalmente dispõe a ferramenta com inclinação da parte superior para a retaguarda. Uma adequada seleção deste fator permite manter o material plasticizado sob a base e uma maior facilidade de escoamento deste material da frente para a retaguarda da ferramenta (Mishra & Ma 2005).

Segundo Elyasi et al. (2016) este é um dos fatores chave no fluxo de material e na geração de calor. Estes autores verificaram que o aumento do ângulo de inclinação produz maiores temperaturas durante o processo e, conseqüente, maior deformação plástica e fluxo de material. Para valores do ângulo reduzidos, ocorreu um fluxo insuficiente de material o que levou ao aparecimento de defeitos de túnel.

Krishna et al. (2014) também investigaram o efeito da variação do ângulo de inclinação da ferramenta, entre 0° e 3°, na soldadura de placas da liga de alumínio AA2014. Estes observaram que apenas para um ângulo de 3° não ocorriam defeitos superficiais nem defeitos na microestrutura. De um modo geral, observaram que a temperatura verificada no lado do avanço é superior à observada no lado do recuo, devido essencialmente ao fluxo de material mais intenso que se verifica do lado de avanço para o de recuo.

2.2.4. Penetração e força axial

No processo de FSW são normalmente verificadas três componentes da força: axial (penetração), longitudinal e lateral (devido à viscosidade e a efeitos de inércia). À medida que o processo avança, a ferramenta experiencia uma força axial que tende a levantar

esta ferramenta, força esta que é reprimida pela carga que é aplicada pela base (Rai et al. 2011).

Na Figura 2.2 apresenta-se a evolução da força axial com o tempo. Nesta figura observam-se dois picos, sendo que o primeiro corresponde à completa penetração do pino e o segundo evidencia o início da fricção da base com os materiais. Assim que a base entra em contato com a superfície de trabalho e se inicia o processo, o material sofre amaciamento, o que leva a uma descida da carga até atingir um nível constante (Krishna et al. 2014).

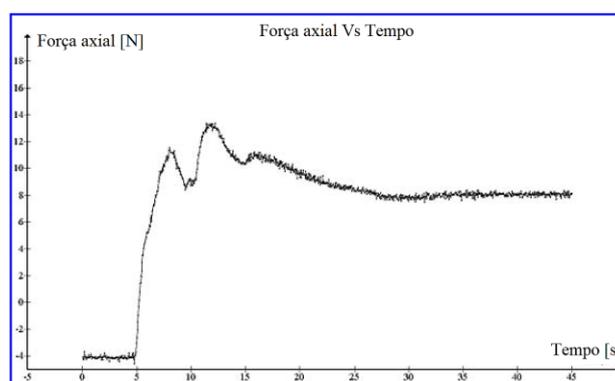


Figura 2.2. Evolução da força axial com o tempo (adaptada de Krishna et al. 2014).

Çam & Mistikoglu (2014) referem que com o aumento da força axial, maiores são as pressões verificadas e, conseqüentemente, maior energia requerida no processo. Silva et al. (2014) defende que, no caso das juntas T, a penetração deverá ser suficiente de modo a que o pino promova o fluxo e mistura de material do *skin* e do *stringer*. A diminuição da penetração leva a um fluxo deficiente de material, levando ao aumento da probabilidade de ocorrência de defeitos, essencialmente nas zonas de concordância (Silva et al. 2014; Tavares et al. 2010).

2.2.5. Geometria e material da ferramenta

A ferramenta utilizada no processo de FSW é um dos parâmetros mais importantes na garantia do sucesso da soldadura. Esta apresenta duas funções primárias: geração de calor e amaciamento dos das peças a unir e o fluxo de material para produzir a junta soldada (Mishra & Ma 2005).

As ferramentas utilizadas no processo de FSW podem também estar sujeitas a deformação plástica devido à redução da tensão limite elástica quando sujeitas a elevadas cargas, em ambientes de temperaturas elevadas. Deste modo, a seleção do material

característico da ferramenta é muito importante, pois o desgaste a que esta está sujeita durante o processo tem influência sobre a qualidade da soldadura. A temperatura sentida nos materiais a soldar depende, também, das propriedades do material da ferramenta, tais como o coeficiente de expansão térmica que pode afetar as tensões residuais desenvolvidas. As ferramentas constituídas por materiais mais frágeis, como por exemplo, nitreto de boro cúbico (CBN) e carboneto de tungstênio (WC) são utilizadas para soldaduras de ligas com maiores valores de dureza e mais resistentes (Rai et al. 2011).

Segundo Nourani et al. (2011) a geometria da ferramenta inclui o comprimento e o diâmetro do pino, o diâmetro do *shoulder* e ainda a razão entre o diâmetro deste último e o diâmetro do pino. Também Silva et al. (2015) estudaram a influência deste rácio e verificaram que existe uma interdependência entre esta razão de diâmetros e a velocidade de rotação da ferramenta, no caso de soldaduras em juntas T, revelando que quando esta razão apresenta valores baixos, deve-se aumentar a velocidade de rotação e diminuir a velocidade de avanço.

2.2.5.1. Base

Consoante a aplicação desejada, a base poderá ser definida por diferentes formas, como plana, convexa e côncava, bem como vários *designs*, tais como com círculos, espirais e estriado (Miranda et al. 2013). Sendo que a geometria côncava é a mais utilizada, esta cavidade que se forma na base apresenta três principais objetivos: comprimir o material plasticizado em torno do pino, prevenir que material seja expelido pela ferramenta e direcionar o fluxo para o próprio pino da ferramenta (Palanivel et al. 2012).

Uma investigação de modelação térmica do processo de FSW realizada por Schmidt & Hattel (2008) revelou que 83% do calor total de fricção gerado forma-se na interface base/junta e os restantes 17% no contato entre o pino e os materiais a unir. Verifica-se, assim, que o calor de adicionado por atrito na fricção entre a base e os materiais é o principal responsável pelo calor que é gerado durante o processo.

Casalino et al. (2014) estudaram a influência de diferentes geometrias da base nas características mecânicas e microestruturais das soldaduras. Estes utilizaram quatro bases diferentes, sendo estas com geometrias côncava, plana e as outras duas em que a base e o pino apresentavam materiais diferentes em relação ao restante corpo da ferramenta. Em todas as ferramentas verificou-se que ocorria um crescimento de grão na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) em comparação ao tamanho de grão observado no

nugget bem como na zona termicamente afetada (ZTA). Os perfis de dureza demonstraram que a ferramenta com uma base côncava apresentava um menor decaimento da dureza na região soldada em comparação aos perfis obtidos com as outras geometrias da base diferentes.

2.2.5.2. Pino

A forma do pino da ferramenta influencia o fluxo do material plasticizado e afeta as propriedades da soldadura. Este pode ter geometria cilíndrica, cônica, quadrangular, triangular, entre outros (sendo que as geometrias mais utilizadas são a cilíndrica e a cônica), assim como a superfície deste pode ser lisa ou até mesmo roscada. Comparativamente à base, o pino da ferramenta sofre um maior desgaste e deformação mais severos, o que leva a que a maioria das falhas que ocorrem nas ferramentas deste processo se verifiquem nesta zona (Rai et al. 2011). Amini et al. (2014) verificou que a utilização de pinos com menor área de secção, traduz-se num aumento significativo da temperatura ocorrida na ferramenta quando se aumenta a velocidade de rotação desta, o que pode levar à falha deste componente.

São várias as geometrias apresentadas na literatura, sendo evidenciadas algumas destas na Figura 2.3:



Figura 2.3. Várias geometrias do pino: (a) Cilíndrico com rosca, (b) Cônico com rosca, (c) Riscado com rasgos em forma de hélice, (d) Cilíndrico inclinado com rosca, (e) Cônico com rosca (adaptada de Nandan et al. 2008).

Nas ferramentas apresentadas anteriormente, são de destacar as geometrias (b) e (c). Estas apresentam pinos com volumes inferiores em comparação com pinos cilíndricos. O *design* com rosca e rasgos na superfície destes pinos induzem maiores velocidades de fluxo vertical, o que facilita a mistura dos materiais. Mais precisamente, o pino (c) aumenta a interface de contato entre a ferramenta e os materiais, levando a um aumento de geração de calor, reduzindo, assim, as forças axiais e o binário sentido na ferramenta. Também de destacar a ferramenta (e), que permite eliminar problemas associados à assimetria das soldaduras realizadas pelo processo de FSW (Nandan et al. 2008).

Thimmaraju et al. (2016) desenvolveram o estudo da influência da geometria do pino em soldaduras similares da liga de alumínio AA6082. Estes, através da utilização de três ferramentas com pinos triangulares, quadrangulares e hexagonais, verificaram que o aumento do número de faces do pino produz soldaduras com tensões máximas à tração mais elevadas e com tamanho de grão menor na região soldada.

Numa investigação realizada por Jesus et al. (2016) no estudo do efeito de parâmetros geométricos em soldaduras similares, foram consideradas três ferramentas: uma com pino piramidal, outra com pino cónico com rasgos e roscado e outra com um pino piramidal progressivo. Para as duas primeiras geometrias de pino, foram verificados defeitos devido a falta de preenchimento e uma linha de óxidos, respetivamente, em juntas com configuração *T-Lap*.

2.3. Configurações de junta

As configurações de junta mais empregues no processo de FSW são as juntas em T, as juntas sobrepostas (*Lap*) e as juntas de topo (*Butt*), sendo que as juntas em T serão as mais abordadas e aprofundadas nesta dissertação.

O tipo de estruturação de junta de topo é o mais comum devido à sua distribuição de tensões e fácil preparação e montagem (Silva et al. 2015). Duas peças com a mesma espessura são colocadas em contato através de uma interface vertical nas quais a ferramenta rotativa promove a união destes materiais ao longo da linha de junta.

As juntas sobrepostas são definidas pela formação de uma interface de contato horizontal, ou seja, perpendicular ao eixo da ferramenta, em que as peças são dispostas uma sobre a outra (Zhang et al. 2010).

Apesar de cada vez mais ser uma configuração utilizada em indústrias como a aeronáutica, apenas um pequeno número de estudos são encontrados na literatura em que se considera a geometria de junta em T (Silva et al. 2014). No entanto, apesar das suas características de baixo *input* de calor, baixas tensões residuais e distorção, o processo de FSW constitui um método de soldadura muito apropriado na fabricação de soldaduras em T (Cui et al. 2013).

Várias são as formas de definição das chapas neste tipo de configuração em T, sendo que as juntas podem ser compostas por duas ou três peças, fazendo-se variar a orientação (horizontal ou vertical) das interfaces de contato, tal como é visível na Figura 2.4:

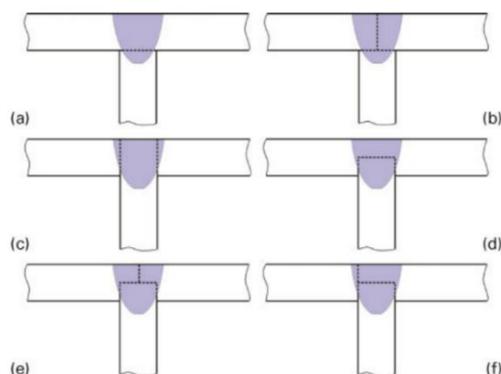


Figura 2.4. Várias geometrias de junta para configurações em T (adaptada de Tavares et al. 2010) .

Um exemplo de disposição de uma configuração de junta *T-Butt* encontra-se representado no APÊNDICE A. Neste modo de configuração de junta, é necessária a correta fixação do *skin* e do *stringer* de modo a garantir que estas estruturas não se movam durante a realização da soldadura (Krasnowski 2014). Nas zonas de canto entre estas estruturas, deverão ser criadas geometrias de concordância através da utilização de matrizes que possuam a forma desejada para estas zonas. Para isso é necessária a correta seleção dos parâmetros de soldadura de modo a garantir uma ação de forjamento e um fluxo eficiente de material para o completo preenchimento destas regiões (Astarita et al. 2012).

Hou et al. (2014) estudaram três configurações diferentes de junta em T. De modo a preencher a região dos raios de concordância, estes consideraram que a base deveria penetrar no *skin* até a uma certa profundidade maior do que aquela que é usual utilizar em juntas de topo e sobrepostas. Observaram, também, que a resistência à tração no *skin* é maior para juntas *T-Lap* e a resistência à tração no *stringer* é superior em configurações *T-Butt*.

Também Cui et al. (2013) investigaram a resistência à tração no *skin* e no *stringer* de juntas *T-Butt* e *T-Lap*. Assim como verificaram os investigadores referidos no parágrafo anterior, as juntas *T-Butt* apresentam resistência à tração no *stringer* superior do que no *skin*. Já nas geometrias de junta em *T-Lap*, a eficiência das tensões verificadas à tração no *skin* em relação ao metal base é superior com o aumento da razão entre as velocidades de rotação e de avanço.

As configurações de junta em *T-Butt*, devido à existência de interfaces de contato paralelas com a posição do eixo da ferramenta, permitem um aumento da mistura de material em torno da ferramenta e uma maior distribuição dos precipitados. Krasnowski (2015) refere que do ponto de vista tecnológico é preferível a utilização de zonas planas (com 45°) nas zonas de canto entre o *skin* e o *stringer* pois permite que as ferramentas possuam maiores diâmetros, fazendo com que o pino desta afete uma maior área e, conseqüentemente, aumente o fluxo de material. As duas geometrias de concordância consideradas por este autor, encontram-se evidenciadas na seguinte Figura 2.5:

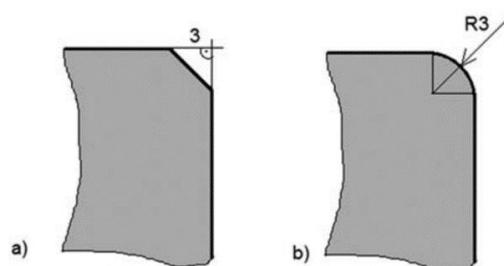


Figura 2.5. Forma das zonas de concordância: (a) plana, (b) radial (Krasnowski 2015).

Jesus et al. (2016) realizaram soldaduras em configurações *T-Lap* e *T-Butt* e, de modo a garantir o preenchimento das zonas de raios de concordância, colocaram uma chapa adicional na parte superior do *skin* para a disposição em *T-Lap* e para a configuração *T-Butt* consideraram que o *stringer* penetrava o *skin* até a uma distância acima da face superior deste.

2.4. Microestrutura

A microestrutura característica de uma junta obtida por FSW é promovida essencialmente pelas ações termomecânicas ocorridas durante o processo. A Figura 2.6 ilustra as principais regiões microestruturais características de uma soldadura obtida por FSW (Leitão 2013).



Figura 2.6. Exemplo da microestrutura de uma soldadura obtida por FSW (adaptada de Leitão 2013).

A região central do *nugget* contém uma estrutura em camadas, denominada por *onion ring* ou “casca de cebola”, em que esta experiencia uma severa deformação plástica e elevadas temperaturas durante o processo (Nandan et al. 2008). Esta região possui grãos finos e equiaxiais, devido à recristalização dinâmica ocorrida (Leitão 2013). Krishnan (2002) refere que o aparecimento da estrutura em casca de cebola se deve a fatores geométricos, mais precisamente, à geometria do pino da ferramenta, bem como devido ao calor gerado como resultado da rotação da ferramenta e do movimento de material do lado de avanço para o lado do recuo e vice-versa.

A zona termomecanicamente afetada (ZTMA) corresponde à região envolvente do *nugget* e também está sujeita a temperaturas e a deformações elevadas, mas na qual que se verifica parcial ou nenhuma recristalização, o que faz com que apresente grãos alongados dispostos verticalmente em torno da região central (Mishra & Ma 2005). O aumento da geração de calor produz uma maior extensão desta região (Kasman et al. 2016). Mohammadzadeh Jamalian et al. (2015) executaram soldaduras similares na liga de alumínio AA5086-H34. Estes observaram que o maior decréscimo do tamanho de grão verifica-se que na transição entre a ZTMA e a zona termicamente afetada (ZTA), o que pode originar a um aumento de dureza nesta região.

A ZTA corresponde a uma região na qual a microestrutura é muito semelhante à do metal base. No entanto, esta zona também é sujeita a temperaturas elevadas, o que leva a uma modificação da sua estrutura, bem como das propriedades mecânicas, sem que ocorra deformação plástica (Hou et al. 2014; Leitão 2013).

Heirani et al. (2017) realizaram soldaduras através do processo de FSW da liga de alumínio AA5083, em que as peças de trabalho estavam mergulhadas em água. Estes observaram que, para determinadas condições de soldadura, uma elevada taxa de arrefecimento promovida pela presença de água, levou à diminuição do tempo de crescimento do grão e, até mesmo, à ausência da ZTA na região soldada.

Para as soldaduras com configuração de junta em T, a microestrutura apresentada na Figura 2.6 também se aplica, embora seja ligeiramente diferente. Um exemplo da microestrutura que define uma soldadura com configuração de junta em T encontra-se definida na Figura 2.7. Cui et al. (2013) refere que a evolução da microestrutura no *skin* de juntas T é semelhante à evidenciada para configurações de junta de topo,

produzidas pelo processo de FSW. Contudo, os grãos na ZTMA do *skin* apresentam-se mais deformados do que nesta mesma região no caso do *stringer*.

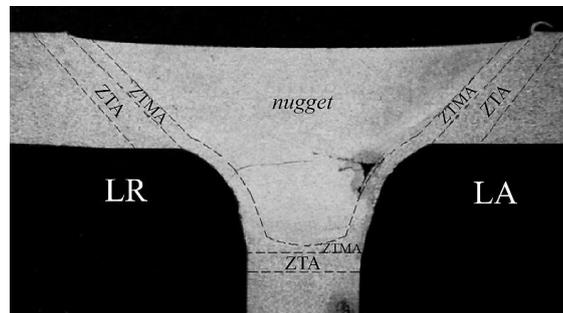


Figura 2.7. Exemplo estrutural da microestrutura de uma soldadura em T (adaptada de Hou et al. 2014).

2.5. Fluxo de material

Huang et al. (2016) estudaram o fluxo de material durante o processo, através da união de placas da liga de alumínio AA6082-T6, em que colocaram folhas de cobre na linha de junta que se fragmentaram durante o processo. Na realização das soldaduras, foi utilizada uma ferramenta com pino roscado, com orientação de rosca à direita. As partículas de cobre permitiram construir um modelo de fluxo que ocorre na ferramenta, fluxo este que se divide em quatro regiões, como é visível na Figura 2.8: (1) zona de excesso de fluxo sob a base no lado de avanço; (2) região de fluxo conduzido pela base; (3) zona de fluxo orientado pelo pino; (4) região de fluxo na zona inferior ao pino. Estes investigadores verificaram também que o ângulo de inclinação da ferramenta seria o principal responsável pela formação da região (1).

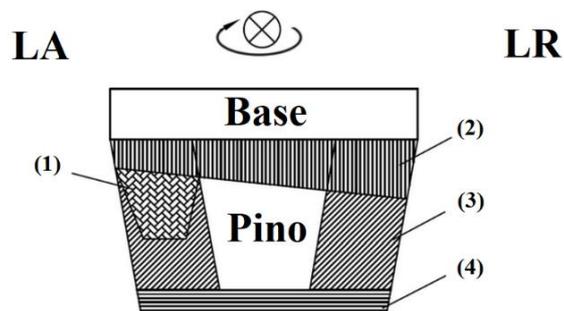


Figura 2.8. Esquema do modelo conceitual considerado para o fluxo de material (Huang et al. 2016).

Assim como os autores referidos no parágrafo anterior, também Morisada et al. (2015) observaram que o ângulo de inclinação da ferramenta originava a formação de um fluxo vertical na parte anterior da ferramenta, junto ao pino, também conhecido por *ring vortex flow*, evidenciado na Figura 2.9a. Este fluxo ascendente e descendente, conjugado

com a ação da rotação da ferramenta, promovia uma ligeira inclinação do fluxo horizontal em torno da ferramenta (Figura 2.9b).

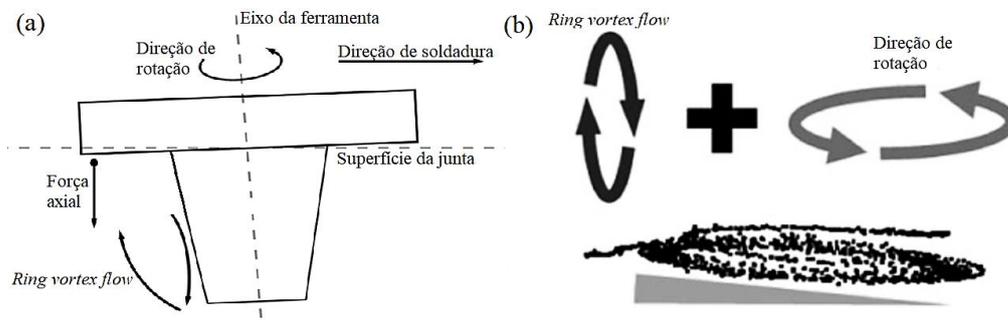


Figura 2.9. (a) formação do *ring vortex flow*; (b) inclinação do fluxo horizontal (adaptada de Morisada et al. 2015 e Huang et al. 2016).

Morisada et al. (2015) concluíram que a presença de defeitos, ocorridos maioritariamente no lado de avanço, levavam à diminuição do rácio de fluxo (razão entre a velocidade angular do fluxo de material em torno o pino e a velocidade de rotação da ferramenta). No caso de juntas com configuração em T é requerido uma suficiente geração de calor, bem como fluxos intensos de material de modo a reduzir e até mesmo eliminar a probabilidade de ocorrência de defeitos nas zonas de concordância (Silva et al. 2015; Zhao et al. 2014).

2.6. Defeitos de soldadura

As juntas obtidas por FSW exibem normalmente melhores qualidades superficiais em comparação às obtidas pelas técnicas convencionais de soldadura por fusão, tendo em conta uma correta seleção dos parâmetros de soldadura (Çam & Mistikoglu 2014). A incorreta definição destes parâmetros pode conduzir à formação de defeitos, tais como túneis, *flash*, linhas de óxidos, cavidades, entre outros (Threadgill et al. 2009).

Um dos defeitos mais comuns em configurações sobrepostas são os defeitos de *hook* (Li et al. 2016). Costa et al. (2015) realizaram soldaduras dissimilares nesta disposição de junta e verificaram a existência destes defeitos do lado do avanço. Estes ocorriam devido essencialmente a um deficiente fluxo vertical de material, mas também são influenciados pela posição em que são colocados os materiais e pela profundidade de penetração da base na junta.

Outro defeito típico do processo de soldadura por FSW é o defeito de *kissing bond*. Hou et al. (2014) verificaram a ocorrência deste defeito em três diferentes configurações de juntas em T. Este tipo de defeito, segundo estes últimos investigadores, pode ser classificado como longitudinal ou transversal de acordo com a direção da sua distribuição e são originados essencialmente devido à difícil remoção dos óxidos presentes nos metais base do *skin* e do *stringer*, bem como devido a um fluxo insuficiente de material entre estes. Também Cui et al. (2012) observaram a presença de defeitos em soldaduras T realizadas, nas quais estes autores afirmam que o defeito de *kissing bond* está diretamente relacionado com o padrão do fluxo de material para a região do raio de concordância. Mais tarde, Cui et al. (2013) verificaram que o aumento da velocidade de avanço aumentava a extensão deste defeito. Na Figura 2.10 visualiza-se este tipo de defeito numa junta *T-Butt* obtida por FSW.

Baixo calor gerado na fricção entre a ferramenta e os materiais resulta num indesejado fluxo de material, o que leva ao aparecimento de defeitos como as cavidades, especialmente na união de materiais característicos de elevado ponto de fusão (Çam & Mistikoglu 2014). Estes defeitos geram-se normalmente na zona do *nugget* e surgem de forma descontínua ao longo da linha de junta, o que faz com que sejam difíceis de detetar através da análise metalográfica da secção transversal. Nandan et al. (2008) e Jesus et al. (2016) referem também que este tipo de defeitos pode ocorrer no lado do avanço, numa região de transição microestrutural abrupta entre o *nugget* e ZTMA.

Cui et al. (2012) enunciam que, caso as cavidades se desenvolvam de forma contínua na soldadura formam-se os defeitos denominados de túnel. Hou et al. (2014) verificaram também a presença destes defeitos em juntas com configurações T, os quais ocorriam essencialmente do lado do avanço, junto às zonas de concordância Este defeito é, também, visível na Figura 2.10.

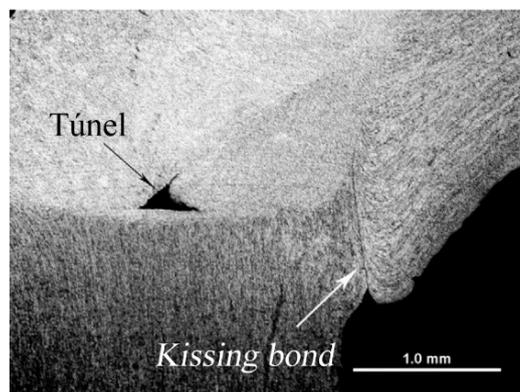


Figura 2.10. Defeitos de túnel e *kissing bond* numa soldadura com configuração *T-Butt* (Cui et al. 2012).

As linhas de óxidos também constituem um defeito comum neste processo de soldadura. Apesar de ser realizada uma eliminação cuidadosa dos óxidos presentes das interfaces de soldadura anteriormente à realização das soldaduras, durante o processo estes podem formar-se de novo, devido aos efeitos térmicos bem como a partículas presentes no ambiente onde é realizado o procedimento (Krasnowski 2015). Deste modo, a ferramenta, mais precisamente, a geometria do pino, apresenta um papel importante na rutura desta camada de óxidos (Çam & Mistikoglu 2014). Jesus et al. (2016) detetaram a presença deste defeito no lado de recuo, numa configuração de junta *T-Lap* e verificaram que a extensão desta aumentava com o aumento da velocidade de rotação.

O excesso de rebarba, também conhecido na literatura como *Flash*, afeta a qualidade superficial das soldaduras. Este tipo de defeito ocorre essencialmente devido a um excesso de geração de calor (Podrzaj et al. 2015). Ranjan et al. (2016) observaram que o excesso de rebarba é mais intenso no lado do avanço, o que origina o enfraquecimento da resistência da zona soldada nesta região.

Um insuficiente fluxo de material e uma baixa penetração do pino da ferramenta, para uma determinada condição dos parâmetros definidos, originam defeitos como o defeito de *root flaw*, muito comum em configurações de junta em T, os quais surgem essencialmente na raiz da soldadura e o seu crescimento e desenvolvimento ocasionam adversidades nas propriedades mecânicas das soldaduras, tais como na resistência à fadiga (Tabatabaeipour et al. 2016).

A formação de intermetálicos afetam as características mecânicas das juntas soldadas, devido à sua elevada dureza e, conseqüente, elevada fragilidade. O aumento da sua

quantidade na região soldada produz uma diminuição da resistência à tração das soldaduras (Dawood et al. 2015).

2.7. Comportamento à fadiga em juntas T obtidas por FSW

A ruína por fadiga ocorre quando os materiais são sujeitos a cargas dinâmicas e constitui um dos principais modos de falha em sistemas mecânicos. A fratura na fadiga ocorre em várias etapas. Inicialmente dá-se a nucleação da fenda em regiões onde estejam presentes defeitos internos ou externos, em zonas de tensões residuais elevadas ou em pontos de concentração de tensões originados pela geometria dos materiais. Após isto, a fenda desenvolve aumentando a sua extensão, iniciando-se, assim, a fase de crescimento e propagação desta, terminando com a rotura final. Com isto, devem-se eliminar todos os pontos concentradores de tensões que no caso de juntas com configuração em T seriam nas zonas de concordância entre o *skin* e o *stringer*, de modo a diminuir o fator de concentração de tensões estático (K_t) e o fator de concentração de tensões dinâmico (K_f).

A existência de elevados valores de tensões residuais define um efeito significativo nas propriedades mecânicas das soldaduras, particularmente no que diz respeito à resistência à fadiga, assim como um bom acabamento superficial destas permite bons resultados no comportamento a este tipo de solicitações (Mishra & Ma 2005).

A compreensão do comportamento à fadiga na presença de defeitos é importante em todas as configurações de junta. Por exemplo, Zhou et al. (2006) verificaram que, numa soldadura similar com configuração de junta de topo, um defeito *kissing bond* diminui a vida à fadiga entre 21 a 43 vezes em comparação a uma soldadura sem este defeito. Estes referem também que o tempo de iniciação da fenda é reduzido pela presença deste tipo de defeito.

Através do estudo da resistência à fadiga de juntas *T-Butt* e de topo dissimilares, Tavares et al. (2010) observaram que o comportamento para este tipo de solicitações era inferior quando comparado com a resistência à fadiga do metal base. Estes investigadores apresentam como possível causa para este fato, a redução da resistência à fratura das soldaduras realizadas e, de modo a contornar este problema, os autores defendem a utilização de tratamentos térmicos pós-soldadura com o objetivo de uniformizar o tamanho de grão da região soldada com o do material base.

Kredegh et al. (2016) realizaram uma simulação numérica de análise de elementos finitos de modo a simular o desenvolvimento e evolução de uma fenda numa soldadura em T, quando sujeita à fadiga. Estes induziram uma fenda no *skin*, na região do metal base, com direção perpendicular à direção de soldadura e observaram que ocorre um crescimento rápido da fenda após 70000 ciclos. Quando a fenda atinge o *stringer*, esta propaga-se verticalmente segundo este e horizontalmente segundo o *skin*. Estes últimos investigadores referem que estes dois modos de fratura estão relacionados com as tensões de cisalhamento presentes na estrutura e pela distribuição dos fatores concentradores de tensões.

Na execução de soldaduras de topo similares através da utilização de placas constituídas pela liga de alumínio AA5083, Zhou et al. (2005) observaram que a vida na fadiga das soldaduras processadas por FSW era cerca de 9 a 12 vezes maior que as produzidas por MIG-pulsado. Mais tarde, Jesus et al. (2016) serviram-se também desta liga para a produção de soldaduras similares em juntas T. Estes verificaram que para juntas *T-Butt* processadas através de uma ferramenta com pino piramidal progressivo, a resistência à fadiga é próxima à do metal base e superior à obtida para uma junta com configuração *T-Lap* produzida com uma ferramenta de pino cónico roscado.

Também Krasnowski (2015) procedeu ao estudo da variação da configuração de juntas T similares e das correspondentes zonas de concordância, constituídas pela liga de alumínio AA6082. Este concluiu que a consideração de uma configuração de junta constituída por duas ou três peças não apresentou uma influência significativa na resistência à fadiga das juntas. No entanto, as soldaduras com regiões de concordância planas obtiveram as melhores propriedades à fadiga, para uma configuração *T-Lap*. A utilização de juntas com concordância plana permite soldaduras em que se considere o uso de ferramentas com pinos de maiores diâmetros e mais extensos, o que permite uma melhor dissolução das linhas de óxidos, que constituíam locais de iniciação e propagação de fratura.

Pouget & Reynolds (2008) estudaram a influência das tensões residuais e da microestrutura na evolução de uma fenda. Estes verificaram que tensões residuais de compressão presentes na ZTA constituem um entrave à propagação da fratura, melhorando o comportamento à fadiga. Na Figura 2.11 é visível um desvio da evolução da fenda quando se aproxima da ZTA. No entanto, a velocidade de propagação da fratura aumenta no *nugget*, devido essencialmente à existência de tensões residuais de tração. Observaram, também, que

as bandas circulares resultantes do processo de FSW, fazem com que a fratura acompanhe o perfil destas, o que também foi verificado mais tarde por (Lemmen et al. 2011).

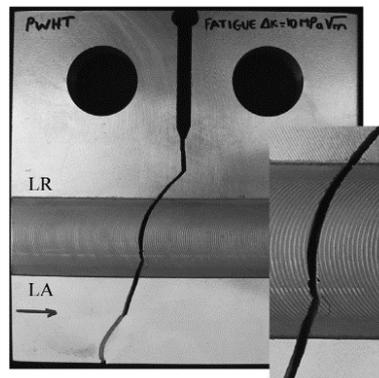


Figura 2.11. Evolução da propagação de uma fenda (Pouget & Reynolds 2008).

2.8. Soldadura FSW nas Ligas de Alumínio AA5083 e AA6082

Segundo Leitão (2013) ambas as ligas de alumínio AA5083 e AA6082 apresentam excelente resistência à corrosão, resistência mecânica moderada e boa soldabilidade. Estas têm aplicações como revestimentos, elementos estruturais, embarcações, veículos terrestres, entre outras. As ligas de alumínio podem ser classificadas como tratáveis termicamente, onde nestas se encaixa a liga AA6082 em que o processo de endurecimento se processa pela realização de tratamentos térmicos que origina a formação de precipitados e, ainda, podem ser denominadas como não tratáveis, sendo o caso da liga AA5083. O endurecimento desta última categoria de ligas pode ser efetuado por ações de trabalho a frio.

Através da realização de soldaduras similares na liga de alumínio AA5083 em que os materiais estavam colocados dentro de água, Heirani et al. (2017) verificaram que este ambiente aquático permitiu um aumento da resistência das soldaduras em comparação a soldaduras efetuadas fora deste meio. Segundo estes investigadores, este fato deve-se essencialmente a um aumento da dureza na região do *nugget* resultante de uma diminuição do tamanho de grão e de uma deformação plástica uniforme durante o processo. Estes observaram, também, que este ambiente permite concentrar o calor gerado por fricção na parte inferior da ferramenta.

Silva (2016) realizou soldaduras dissimilares nas ligas de alumínio AA5083-H111 e AA6082-T6, na configuração de junta *T-Lap*. Este observou que não se verificava

redução da espessura no *skin*, nem a falta de preenchimento nas zonas de concordância devido à colocação de uma chapa de adição. As ferramentas utilizadas, uma com pino piramidal progressivo e outra com pino cônico roscado progressivo, permitiram a obtenção de soldaduras sem defeitos significativos sendo que, para a última, defeitos como linhas de óxidos foram mais difíceis de remover. Gruppelaar (2015) verificou que as soldaduras efetuadas numa configuração de junta *T-Butt*, executadas com uma ferramenta piramidal progressiva, obtiveram os melhores resultados.

2.9. Conclusões da pesquisa bibliográfica

Através da pesquisa bibliográfica realizada foi possível perceber quais os parâmetros a considerar no processo de FSW, bem como a influência da variação de cada um nas propriedades mecânicas das soldaduras.

Contudo, algumas áreas encontram-se ainda pouco aprofundadas, tais como a execução e correspondente estudo das juntas com configuração em T realizadas por esta tecnologia, devido essencialmente a uma difícil produção de soldaduras sem defeitos, ocorridos normalmente nas zonas de concordância, bem como soldaduras sem redução de espessura.

A análise do comportamento ao arrancamento (tração no *stringer*) e à fadiga deste tipo de disposição de junta também se apresenta muito escassa na literatura.

Deste modo, o trabalho realizado vai de encontro a estes aspetos com o objetivo de contornar problemas relacionados com a produção e correspondente estudo de soldaduras com configuração em T.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento iniciou-se com a estruturação das configurações de junta, bem como a seleção das ferramentas a utilizar. De seguida, foram definidos os parâmetros do processo de soldadura FSW e efetuam-se as soldaduras de modo a otimizar os parâmetros estabelecidos, com o objetivo de obter soldaduras sem defeitos macroscópicos. Com as soldaduras realizadas, foi feita uma análise microestrutural, bem como um estudo de microdureza destas, prosseguindo com a realização de ensaios de tração, de arrancamento e de fadiga nas juntas sem defeitos consideráveis. Por fim e com os provetes que foram utilizados para os ensaios mecânicos e para a análise metalográfica, foi efetuado um estudo das superfícies de fratura bem como do fluxo de material.

De salientar que os ensaios mecânicos realizados, onde se incluem ensaios de tração, de fadiga e de análise de microdureza, não foram efetuados em todas as séries de soldadura. Apenas a análise da microestrutura foi efetuada para todas as soldaduras. Deste modo, no APÊNDICE C encontra-se uma tabela que sumariza o número de provetes utilizados para cada ensaio mecânico, correspondentes às soldaduras concebidas. Já no APÊNDICE E é possível visualizar e perceber as regiões onde foram maquinados os provetes.

3.1. Preparação da configuração de junta

3.1.1. Materiais base e geometria de junta

Para a realização do procedimento experimental desta dissertação, foi definida a execução de soldaduras de juntas T, de ligas de alumínio dissimilares, mais precisamente de chapas de 3 mm de espessura constituídas pelas ligas AA6082-T6 e AA5083-H111. A composição química destes dois alumínios encontra-se representada no ANEXO B.

Fazendo-se variar as ligas representativas do *skin* e do *stringer*, a junta T irá assentar e será suportada por duas matrizes que possuem um raio de concordância de 3 mm, igual à espessura da chapa. Nos ensaios experimentais realizados, foi adotada a configuração de junta *T-Butt*. A composição da estrutura admitida encontra-se evidenciada no APÊNDICE A. De notar que o *stringer* penetra o *skin* numa distância de 1,4 mm, distância esta medida

desde a face superior deste até à superfície do *skin*, de modo a garantir o completo preenchimento dos raios de concordância.

Durante o procedimento, a geometria da ferramenta, a profundidade de soldadura, bem como outros parâmetros da soldadura, irá permitir que o raio de concordância se forme na junta T. Este raio tem como objetivo primordial a redução da concentração de tensões nas zonas de canto. Para garantir que as peças não se movam nem se desloquem durante a execução do processo, são utilizados dispositivos na parte superior da junta que constituem, no seu conjunto, uma matriz de fixação.

3.1.2. Preparação das placas das ligas de alumínio

Para a configuração de junta *T-Butt* que foi utilizada, foram necessárias três chapas de 3 mm de espessura, em que duas placas da mesma liga compõe o *skin* e possuem as mesmas dimensões, iguais a 80x330mm. Em relação ao *stringer*, as placas consideradas foram cortadas com medidas iguais a 37,4x330m. As chapas utilizadas foram sujeitas a uma passagem com lixa e uma limpeza com álcool, com vista a eliminar óxidos e sujidades.

3.2. Geometria das ferramentas

Em trabalhos anteriores, foram utilizadas, essencialmente, ferramentas com pinos progressivos ou sem estes, conjugadas com pinos também piramidais ou cónicos roscados. No entanto, decidiu-se para esta dissertação o recurso a duas ferramentas, em que uma possui um pino cónico roscado progressivo (CRP) e outra um pino piramidal progressivo (PP) visíveis na Figura 3.1a e Figura 3.1b, respetivamente:



Figura 3.1. (a) Ferramenta Cónica Roscada Progressiva; (b) Ferramenta Piramidal Progressiva (adaptada de Melle 2015).

No ANEXO A encontram-se evidenciados os parâmetros geométricos destas ferramentas. De referir que ambas foram concebidas em aço para ferramentas de trabalho a quente H13, sendo depois temperadas e revenidas com o objetivo de se obter uma dureza igual a 50 HRC. Como é visível nas suas geometrias, ambas as ferramentas possuem uma parte progressiva (cilíndrica roscada) com diâmetro igual a M9x1mm e um comprimento de 2,7mm, onde se espera que este tipo de configuração permita um fluxo de material mais intenso nas zonas de concordância. Estas ferramentas apenas diferem na geometria dos pinos. No entanto, ambos os pinos são definidos por um comprimento de 2,5mm. O pino e a sua parte progressiva assentam numa base côncava com um diâmetro igual a 18mm e um ângulo de concavidade de 5°.

3.3. Definição das referências, parâmetros e realização das soldaduras

Para uma melhor identificação das soldaduras efetuadas, foi definido um código de designação para cada série de soldadura. Este código é composto por 5 dígitos, seguido de um número de série (N), na configuração XXXXX-N. Os dois primeiros fazem referência à disposição das ligas de alumínio na junta, em que o primeiro dígito corresponde à liga utilizada no *skin* e o segundo evidencia a liga que compõe o *stringer*. Nestes dois dígitos, o algarismo 6 identifica a liga AA6082 e 5 evidencia a liga de alumínio AA5083. Ou seja, a combinação 65 indica que o *skin* é composto pela liga AA6082 e que no *stringer* se encontra a liga AA5083. Caso seja considerada a referência 56, a posição das ligas inverte. O terceiro dígito do código corresponde à configuração de junta utilizada, no qual a letra “B” indica a consideração de uma junta *T-Butt*. Os dois últimos caracteres representam a ferramenta que foi empregue no processo, sendo que “RP” faz alusão à ferramenta cônica roscada progressiva e “PP” evidencia a utilização da ferramenta piramidal progressiva. Já o número de série (N) representa a ordem pela qual foram realizadas as soldaduras e, também, para diferenciar soldaduras que, ao possuírem a mesma referência, foram realizadas com parâmetros de soldadura diferentes.

Estes códigos de referência encontram-se apresentados na Tabela 3.1. Visto que todas as soldaduras foram executadas com um ângulo de inclinação da ferramenta igual a 3°, este parâmetro não será apresentado nesta tabela. De notar, também, que estes parâmetros foram sujeitos a otimização quando necessário, de modo a se efetuar soldaduras sem defeitos

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

visíveis superficialmente. Como o controlo de pressão não foi possível, optou-se pela seleção da profundidade penetração (p) das ferramentas. Nesta tabela também se especifica a razão entre a velocidade de rotação (n) e a velocidade de avanço (v).

Tabela 3.1. Parâmetros selecionados para a realização das soldaduras.

Série	Ferramenta	n [rpm]	v [mm/min]	p [mm]	n/v [rotações/mm]
56BPP-1	PP	500	30	5,7	16,7
65BPP-2	PP	660	30	5,7	22
65BRP-3	CRP	660	30	5,6	22
56BRP-4	CRP	500	30	5,7	16,7
56BRP-5	CRP	500	120	5,7	4,2
56BRP-6	CRP	500	220	5,7	2,3
56BRP-7	CRP	500	160	5,7	3,1

As soldaduras foram executadas numa fresadora Cincinnati Milacron 207Mk. Esta permite a definição de todos os parâmetros estabelecidos anteriormente à realização das soldaduras. A Figura 3.2 ilustra a montagem considerada na conceção das soldaduras.



Figura 3.2. Montagem concebida para a realização das soldaduras.

3.4. Análise metalográfica

Após a execução das soldaduras, foi cortado um provete, com dimensões iguais a 60x20mm, de cada série realizada, numa zona próxima ao início da soldadura, para a

concretização de uma análise morfológica e, também, uma posterior análise dos perfis de microdureza. Inicialmente os provetes foram polidos através de lixas com sucessiva granulometria cada vez menor, ou seja, P180 a P2500. Depois destas passagens nas lixas de água, procedeu-se ao polimento dos provetes com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm até ficarem com aparência espelhada e sem riscos. Caso necessário, sujeitavam-se os provetes a uma passagem em sílica coloidal, de modo a remover o excesso de partículas de diamante.

Com os provetes de cada série devidamente limpos, realizou-se o ataque químico com o reagente Poulton modificado, por forma a revelar as microestruturas das soldaduras. Estes ataques realizados possuíram uma duração entre 10 e 25 segundos. A composição deste reagente químico encontra-se evidenciada no ANEXO B.

Após o polimento e ataque químico, realizou-se a análise morfológica com o microscópio ótico Leica DM4000 M LED, com a utilização das ampliações, 12.5x, 50x, 100x, 200x e 500x. As fotografias da microestrutura das soldaduras foram efetuadas com recurso às máquinas fotográficas Canon Powershot G5 e, também, Leica MC 120HD. O tratamento das imagens foi realizado com o programa LAS (Leica Application Suite) e, para a medição do tamanho de grão através do *software* AxioVision, pelo método de interseção de Heyn.

3.5. Estudo dos perfis de microdureza

No APÊNDICE B encontra-se uma representação esquemática dos pontos onde foram feitas as indentações e correspondentes distâncias entre cada. No *skin* os pontos localizam-se a 0.5mm da superfície inferior deste, sendo que foram efetuadas indentações para cada lado da soldadura até a uma distância do centro igual a 20mm. Considerando que a origem corresponde ao centro da região soldada, os pontos de posição negativa no *skin* fazem alusão às indentações realizadas no lado do recuo.

Em relação ao *stringer*, os pontos foram efetuados até a uma distância vertical superior de 2mm (valores de posição positivos) e inferiormente até a uma distância máxima de 10mm (valores de posição negativos).

As medições das indentações e correspondentes valores das durezas em Vickers foram obtidos através da utilização da máquina Struers Duramim 2. De notar que foi considerada a aplicação de uma carga igual a 200g, com uma duração de 15 segundos.

3.6. Estudo do comportamento à tração

Com o estudo do comportamento mecânico à tração é possível analisar a resistência mecânica das soldaduras efetuadas. Os ensaios foram realizados ao longo do *skin* e do *stringer* (arrancamento), assim como também se estudou a resistência à tração dos materiais base. Para a realização destes ensaios, recorreu-se à máquina Instron 4206. Para a realização de uma análise do campo de deformações locais a que os provetes de cada série foram sujeitos durante os ensaios, foi utilizado o sistema ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Techniques.

No APÊNDICE D encontra-se um esquema que ilustra os ensaios de tração efetuados ao longo do *skin*. Também nesta secção, é visível um esquema representativo utilizado para a realização dos ensaios de arrancamento. Um dispositivo inferior encontra-se fixo pelas amarras da máquina, assim como um dispositivo superior permite a fixação dos provetes através de uma ligação aparafusada, o que possibilita a tração do *stringer*.

Anteriormente à execução destes ensaios, a superfície de análise dos provetes foi pintada com uma camada de tinta branca e, posteriormente, borrifadas com tinta preta. Isto auxilia a criação da malha representativa no *software* de análise ARAMIS para o estudo das deformações locais nos vários estágios de carga, através da observação da evolução dos pontos de tinta preta.

3.7. Comportamento à fadiga

Na execução dos ensaios de fadiga foi utilizada uma máquina servo-hidráulica Instron 1341, emparelhada com um sistema de aquisição e controlo Instron Fast Track 8800. Para os diferentes ensaios, foi considerada uma razão de tensões (R) igual a 0.02, assim como uma gama de tensões ($\Delta\sigma_n$) entre 100 e 200 MPa e uma frequência de ensaio entre 15 e 25 Hz, dependendo da intensidade de carga aplicada.

Os ensaios de fadiga, assim como os de tração, foram realizados ao longo do *skin*. Antes da sua execução, os provetes foram lixados de modo a ficarem sem riscos transversais na superfície. Para a realização destes ensaios, em cada provete é necessário a determinação da carga média (P_m) e da amplitude de carga (P_a), através das equações (3.1) e (3.2), respetivamente.

$$P_m [\text{kN}] = \frac{P_{\text{máx}} [\text{kN}] + P_{\text{mín}} [\text{kN}]}{2} \quad (3.1)$$

$$P_a [\text{kN}] = \frac{P_{\text{máx}} [\text{kN}] - P_{\text{mín}} [\text{kN}]}{2} \quad (3.2)$$

Para o cálculo da carga mínima ($P_{\text{mín}}$) e da carga máxima ($P_{\text{máx}}$), recorreu-se às equações (3.3) e (3.4), respetivamente, onde foi necessário introduzir os valores da razão de tensões, da gama de tensões ($\Delta\sigma$), da gama de carga (ΔP) e da largura (W) e espessura (B) dos provetes:

$$P_{\text{mín}} [\text{kN}] = \frac{R}{1 - R} \times \Delta P [\text{kN}] = \frac{R}{1 - R} \times \frac{\Delta\sigma [\text{MPa}] \times W [\text{mm}] \times B [\text{mm}]}{1000} \quad (3.3)$$

$$P_{\text{máx}} [\text{kN}] = P_{\text{mín}} [\text{kN}] + \Delta P [\text{kN}] \quad (3.4)$$

3.8. Estudo do fluxo de material e da superfície de fratura

As superfícies de fratura, bem como o fluxo de material, foram estudadas através do microscópio Scanning Electron Microscope (SEM). Através deste, definem-se os modos de fratura de alguns provetes das soldaduras.

Com este mesmo mecanismo SEM, auxiliado por um sistema Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), foi possível determinar a distribuição dos componentes químicos, tais como Magnésio (Mg) e Silício (Si), na região soldada dos provetes concebidos para a análise metalográfica. Os resultados obtidos nos espetros definem-se em percentagem de peso dos componentes, nos quais foram ignorados elementos residuais presentes nas amostras (carbono e oxigénio). Estas duas análises foram efetuadas às séries 56BPP-1, 65BPP-2, 65BRP-3 e 56BRP-4.

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Esta secção terá como principal objetivo a apresentação e respetiva análise dos resultados obtidos. De salientar que nas micrografias e macrografias, bem como nos gráficos dos perfis de microdureza que serão posteriormente ilustrados, o lado de recuo evidencia-se do lado esquerdo destas.

4.1. Resultados ao nível da macroestrutura

De seguida, apresentam-se as macrografias que caracterizam cada soldadura realizada. Tendo em conta que a distribuição das ligas no *skin* e no *stringer* têm grande efeito nas características das soldaduras, será feito um estudo da influência das ferramentas utilizadas para as configurações de série 65 e 56.

4.1.1. Séries 65

Estas séries indicam a utilização da liga AA6082 no *skin* e da liga AA5083 no *stringer*.

4.1.1.1. Ferramenta Piramidal Progressiva (PP)

A soldadura realizada com o código de referência 65BPP-2 foi produzida com velocidades de rotação e de avanço iguais a 660 rpm e 30 mm/min, respetivamente e com uma penetração de 5,7mm. Como se observa na Figura 4.1, não são visíveis defeitos na macroestrutura desta soldadura.

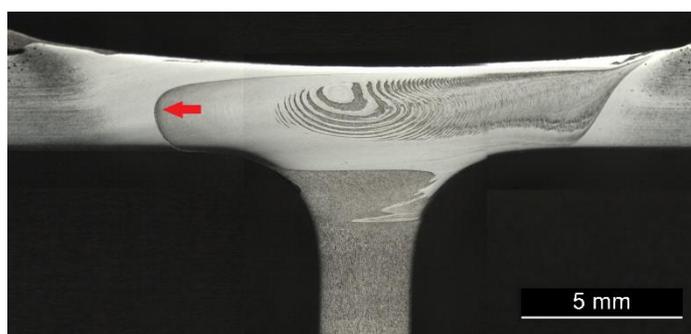


Figura 4.1. Macrografia da série 65BPP-2.

4.1.1.2. Ferramenta Cônica Roscada Progressiva (CRP)

A série 65BRP-3 foi realizada com os mesmos parâmetros utilizados para a série 65BPP-2, exceto a profundidade de penetração, igual a 5,6mm. Também esta não apresentou defeitos macroscópicos, como se ilustra na Figura 4.2. No entanto, parece haver menor mistura das duas ligas na região do *nugget*, o que poderá ser resultado da diminuição da profundidade de penetração.

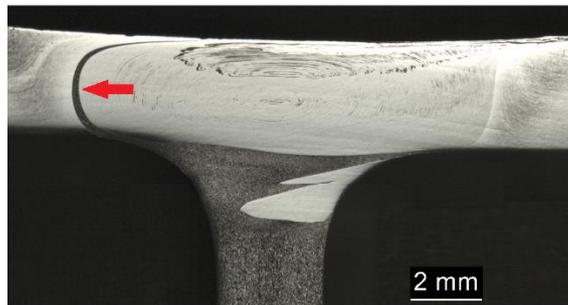


Figura 4.2. Macrografia da série 65BRP-3.

Nestas séries 65, as soldaduras obtiveram bons acabamentos superficiais e sem redução de espessura significativa, bem como um eficiente preenchimento das zonas de concordância. Além disso, em ambas as soldaduras, observa-se a formação de uma região com forma de “língua” do lado do recuo, na parte superior do *stringer* (assinalada com uma seta na Figura 4.1 e na Figura 4.2).

4.1.2. Séries 56

As séries 56 são compostas pela disposição da liga AA5083 no *skin* e da liga AA6082 no *stringer*.

4.1.2.1. Ferramenta Piramidal Progressiva (PP)

A soldadura com referência 56BPP-1 foi executada com velocidade de avanço igual a 30 mm/min e uma velocidade de rotação de 500 rpm. Com base em trabalhos anteriores, reduziu-se a velocidade de rotação em comparação às soldaduras da série 65 produzindo-se, assim, uma soldadura sem defeitos visíveis (Figura 4.3).



Figura 4.3. Macrografia da série 56BPP-1.

4.1.2.2. Ferramenta Cônica Roscada Progressiva (CRP)

Na realização de soldaduras com esta ferramenta, efetuou-se o estudo da variação do rácio n/v , através da alteração da velocidade de avanço. Inicialmente, a série 56BRP-4 foi concebida com os mesmos parâmetros utilizados para a série 56BPP-1, exceto a geometria da ferramenta. Também esta foi obtida sem defeitos observáveis e com eficiente mistura de material (Figura 4.4a). Com a diminuição do rácio n/v , pelo aumento da velocidade de avanço para 120mm/min, obteve-se a série 56BRP-5. Com esta velocidade de avanço, a soldadura evidenciou que o aumento da velocidade produz ligações também sem defeitos visíveis na sua macrografia (Figura 4.4b). Nesta última figura, observou-se que o tamanho do *nugget* diminuiu, sobretudo devido a este aumento da velocidade de avanço.

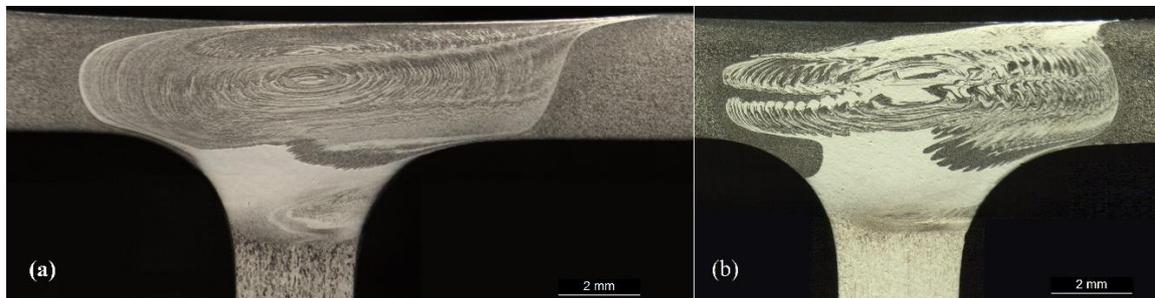


Figura 4.4. Macrografia das séries: (a) 56BRP-4 e (b) 56BRP-5.

Posteriormente, realizou-se um aumento da velocidade de avanço para 220 mm/min, o que levou à obtenção de uma soldadura, de referência 56BRP-6, com uma ranhura formada à superfície no lado do avanço, tal como é visível na Figura 4.5a. Com a formação deste defeito, a realização desta soldadura foi parada, dando-se início à soldadura 56BRP-7, na qual se diminuiu a velocidade de avanço para um valor igual a 160 mm/min (Figura 4.5b). Ao nível da superfície, esta soldadura não apresentava defeitos.

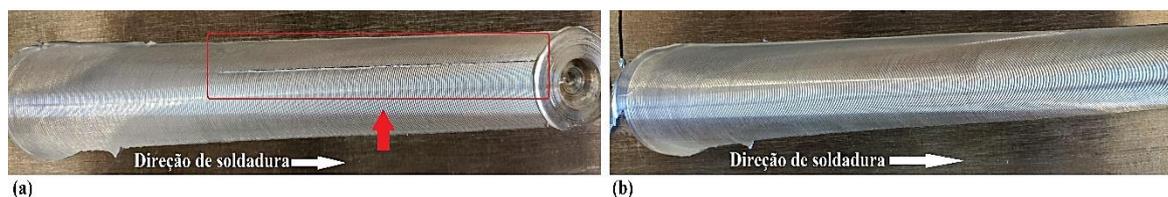


Figura 4.5. Visão superficial das soldaduras (a) 56BRP-6 e (b) 56BRP-7.

Nesta Figura 4.5a, observa-se que superficialmente este defeito apenas se inicia numa posição intermédia da linha de junta. No entanto, através de uma análise da macrografia desta série 56BRP-6, percebe-se que surgem cavidades na região anterior à zona onde se inicia este defeito ao nível superficial (Figura 4.6a). A Figura 4.6b evidencia a macrografia desta série na região deste defeito, onde se observam também algumas cavidades, que formaram um defeito de túnel ao longo da linha de junta na região do *nugget* bem como na transição entre este e a ZTMA. Quanto à série 56BRP-7, como referido, esta não apresentava deformações superficiais, mas, através da análise da sua macrografia, observam-se cavidades também no lado do avanço (Figura 4.6c) onde com a utilização de uma ampliação superior, é possível visualizar a presença destes defeitos (Figura 4.6d). Estes defeitos surgem, essencialmente, devido à velocidade de avanço elevada, que não permitiu um fluxo suficiente na região soldada.

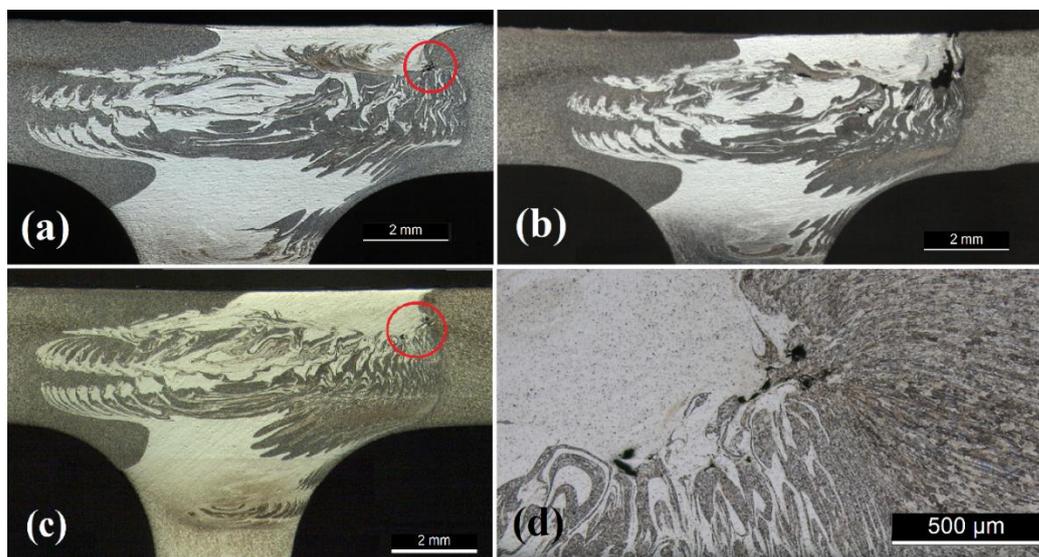


Figura 4.6. Macrografia das séries: (a) 56BRP-6, na região anterior ao defeito superficial, (b) 56BRP-6, na zona do defeito superficial (c) 56BRP-7, com destaque para a formação de cavidades e (d) 56BRP-7, com maior ampliação.

4.2. Resultados ao nível da microestrutura

Na análise da microestrutura foi possível analisar a distribuição das diferentes zonas características de uma soldadura obtida por FSW.

A série 56BRP-5 surge a título de exemplo. A Figura 4.7 ilustra as microestruturas do *nugget* (Figura 4.7a), onde se observa a presença das duas ligas de alumínio (o grão mais escuro evidencia a liga AA5083, enquanto que o grão mais claro identifica a liga AA6082). Aqui é perceptível a definição de um grão com tamanho reduzido devido, essencialmente, à menor energia adicionada no processo. Nesta figura é também visível a transição entre o *nugget* e a zona termomecanicamente afetada (Figura 4.7b) no *skin*, transição esta onde se verifica uma mudança brusca do tamanho de grão. Nesta transição, observam-se alguns veios de material com coloração diferente. Na Figura 4.7c ilustra-se uma representação esquemática das zonas microestruturais definidas no *stringer*. Na zona termicamente afetada o grão é muito semelhante ao observado para o material base, onde a extensão desta região depende da quantidade de calor que é gerado no processo. Na Figura 4.7d) recorreu-se a uma ampliação superior, de modo a conseguir visualizar a transição entre o *nugget* e a ZTMA no *stringer*, a qual também ocorre de forma brusca.

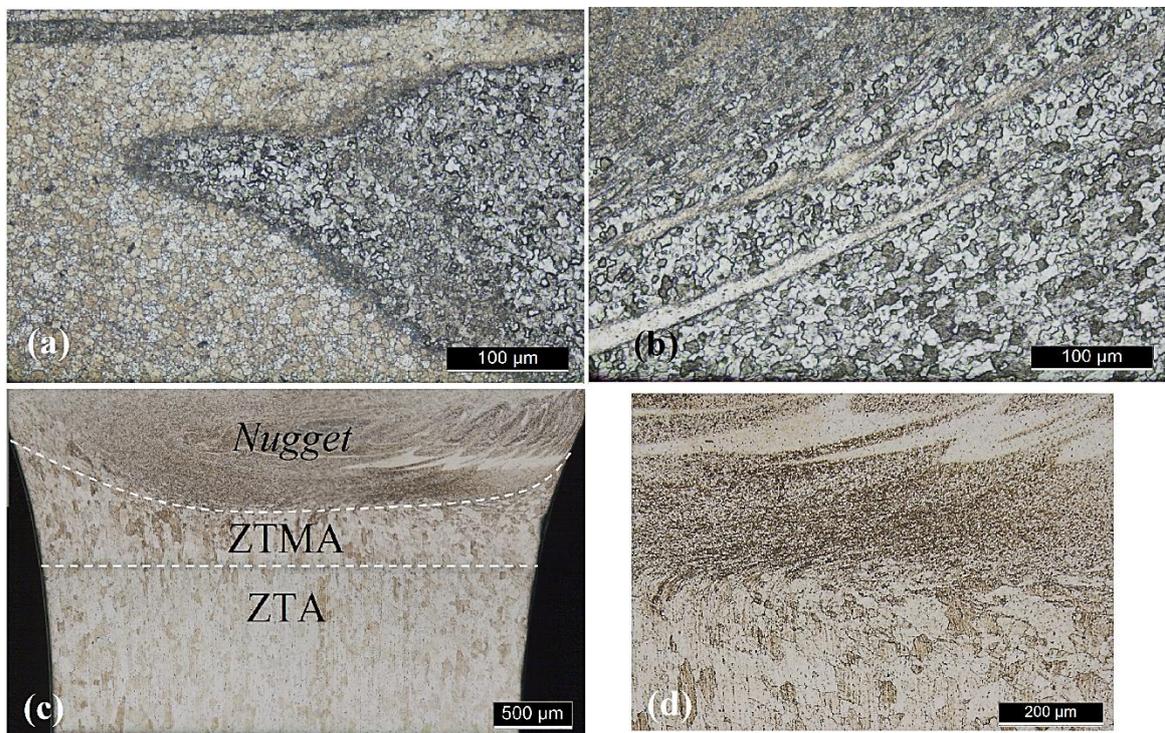


Figura 4.7. Microestrutura da série 56BRP-5: (a) *nugget*; (b) região de transição entre a ZTMA e o *nugget* no lado do avanço; (c) zonas microestruturais no *stringer*; (d) ampliação da zona anterior.

Foram também determinados os tamanhos médios do grão característicos dos materiais base, ilustrados na Figura 4.8. Na liga de alumínio AA6082-T6 (Figura 4.8a) o grão alongado apresentava um tamanho médio de 28,4 por 38,5 μm , enquanto que a liga AA5083-H111 (Figura 4.8b) era definida por um grão mais arredondado, com diâmetro médio igual a 14,8 μm .

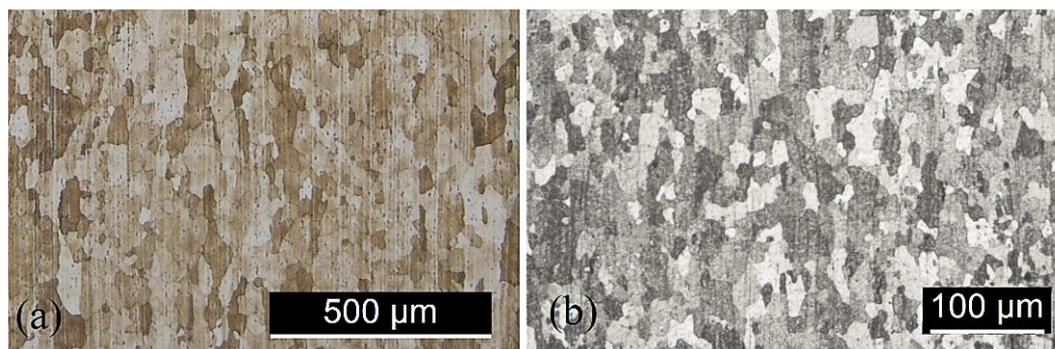


Figura 4.8. Microestrutura dos materiais base: (a) AA6082-T6; (b) AA5083-H111.

Para a realização de uma análise comparativa da microestrutura das várias séries, foi medido o tamanho médio de grão na zona do *nugget* (Tabela 4.1). O tamanho de grão da série 65BPP-2 não se encontra representado devido a um mau ataque químico produzido pelo reagente. Nesta tabela também se encontram apresentados os valores da razão de velocidades (n/v), correspondentes a cada ensaio.

Tabela 4.1. Tamanho médio do grão na zona do *nugget*.

Série	56BPP-1	65BRP-3	56BRP-4	56BRP-5	56BRP-6	56BRP-7
n/v	16,7	22	16,7	4,2	2,3	3,1
Tamanho médio de grão [μm]	11,81	8,24	9,21	5,73	3,32	5,46

Através deste estudo, observou-se que o aumento da velocidade de avanço surtiu efeito no tamanho médio do grão, onde na série 56BRP-6 se obteve o menor tamanho de grão devido, essencialmente, a uma menor razão de velocidades que originou menor adição de calor e menor tempo de arrefecimento, o que levou a um menor crescimento de grão. As séries 65 verificam uma redução mais significativa do tamanho de grão da região do *nugget*,

do que no caso das séries 56, comparativamente ao tamanho de grão dos materiais base correspondentes.

Em relação às soldaduras 56BPP-1 e 56BRP-4 onde apenas se variou a geometria da ferramenta, observa-se nesta tabela que a ferramenta piramidal progressiva originou um tamanho de grão superior ao que é verificado na soldadura concebida com a ferramenta cônica roscada progressiva, o que pode sugerir que a primeira ferramenta gera mais calor que a segunda, ou seja, origina uma maior deformação plástica.

4.3. Fluxo de material

De modo a estudar o fluxo e mistura de material, as soldaduras 56BPP-1, 65BPP-2, 65BRP-3 e 56BRP-4 foram analisadas através do EDS. Os resultados do varrimento químico obtidos neste estudo, encontram-se ilustrados no APÊNDICE G.

Na análise ao nível da macroestrutura efetuada anteriormente, é possível diferenciar, de um modo geral, a distribuição dos materiais característicos das duas ligas de alumínio utilizadas. No entanto, em regiões onde ocorre mistura dos materiais, não é perfeitamente visível qual o material que se destaca. De notar que, segundo as propriedades químicas das ligas de alumínio utilizadas reveladas no ANEXO A, é possível identificar a liga AA6082 pelo baixo teor de magnésio, assim como pela presença de silício, enquanto que a liga AA5083 é reconhecida por uma maior percentagem de peso de magnésio.

Assim como foi abordado na pesquisa bibliográfica efetuada, a base e o pino das ferramentas promovem o fluxo de material em zonas distintas. Nas macrografias apresentadas, observa-se na zona central superior do *skin* um fluxo de material originado essencialmente pela base, também conhecido como *shoulder driven flow*, mas também com a contribuição da parte progressiva do pino (Figura 4.9a). Na região de transição entre o *skin* e o *stringer*, junto às zonas de concordância, observa-se, também um fluxo, neste caso provocado pela ação do pino, denominado por *pin driven flow* (Figura 4.9b).

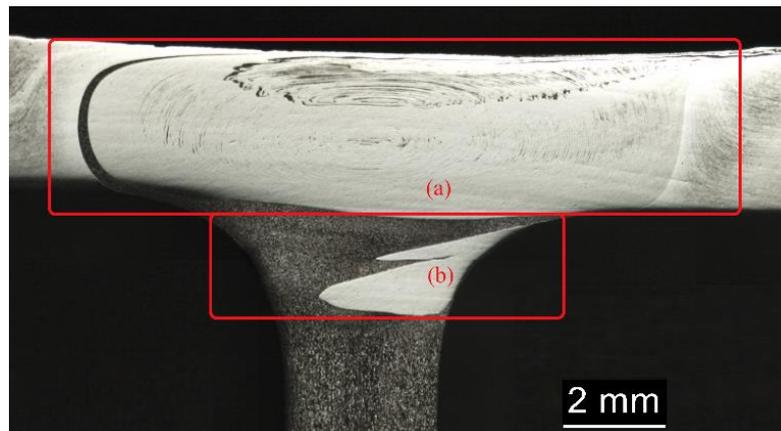


Figura 4.9. Representação esquemática: (a) Fluxo gerado pela base (*shoulder driven flow*); (b) Fluxo gerado pelo pino (*pin driven flow*).

Na soldadura apresentada na Figura 4.9, assim como nas outras séries onde foram analisados os fluxos de material, é visível a presença de material proveniente do *skin* na região de concordância no lado do avanço. Na à análise EDS efetuada na série 65BPP-2, observa-se a existência de regiões de mistura das duas ligas devido, não só à presença de silício, mas também devido à identificação da liga AA5083 através do alto teor de magnésio (*Spectrum 10*).

As macrografias analisadas anteriormente para as diferentes séries, ilustram uma intensidade superior de fluxo de material, no *skin* no lado do avanço. A análise EDS também permitiu confirmar a presença de um fluxo descendente de material proveniente do *skin*, para a zona de concordância deste mesmo lado de avanço.

No varrimento químico da região do *nugget* da série 56BPP-1, também ilustrado no APÊNDICE G, observa-se a formação dos *onion rings*, onde a composição alternada das ondas é definida pelas duas ligas de alumínio consideradas, ou seja, no *Spectrum 1* é visível a presença de silício e de um baixo teor de magnésio, enquanto que no *Spectrum 2* observa-se uma elevada percentagem de magnésio, o que identifica a liga AA6082 e a liga AA5083, respetivamente. A formação das “cascas de cebola” também se observa nas outras séries.

Em resumo, ambas as ferramentas induzem um fluxo de material significativo na direção vertical, isto é, do *skin* para o *stringer* e em sentido contrário, sendo difícil dizer qual é mais eficaz nesse aspeto. Parece, contudo, que ferramenta piramidal progressiva é mais eficaz no fluxo de material na formação dos *onion rings*. O posicionamento da liga AA5083 no *skin* também parece contribuir para esse efeito.

4.4. Perfis de microdureza

Os perfis de microdureza obtidos para cada série são comparados com a dureza dos materiais base representativos do *skin*, sendo que, para a liga AA6082-T6 foi obtida uma dureza média de 116HV_{0,2} e, para a liga de alumínio AA5083-H111, uma dureza média igual a 79HV_{0,2}. De notar que não foram analisados os perfis de dureza das séries com defeito, nomeadamente, as soldaduras 56BRP-6 e 56BRP-7.

4.4.1. Séries 65

As soldaduras 65BPP-2 e 65BRP-3 têm em comum a disposição na configuração de junta das ligas de alumínio, bem como os parâmetros de soldadura, exceto a profundidade de penetração e a ferramenta utilizada. Na Figura 4.10 é visível a distribuição da dureza tanto no *skin* (Figura 4.10a) como no *stringer* (Figura 4.10b), para cada uma das ferramentas utilizadas. Como referido por Leitão et al. (2012), o perfil de dureza das ligas tratáveis termicamente segue uma evolução em W, o que se aplica aos perfis do *skin* das séries em questão. Este esquema de evolução deve-se, sobretudo, a uma dissolução de precipitados não idêntica entre as várias regiões da microestrutura da zona soldada, o que explica a ocorrência de uma diminuição de dureza significativa na região soldada em comparação à dureza característica do metal base AA6082-T6. No entanto, para a série 65BPP-2 observa-se que os valores da dureza aumentam progressivamente numa posição mais distante do centro em comparação à série 65BRP-3, devido sobretudo à maior profundidade de penetração da série 65BPP-2. Observa-se, também, que para ambas as séries numa distância ao centro entre 5 e 10mm, em ambos os lados, ocorre um pico de dureza, correspondente à zona de transição entre o *nugget* e a ZTMA. Na zona do *nugget*, a série 65BPP-2 apresenta um ligeiro aumento da dureza. No entanto, a evolução dos perfis é semelhante, o que leva a concluir que a geometria da ferramenta não produziu diferenças significativas entre os perfis de dureza.

Em relação ao *stringer*, para ambas as séries ocorre um decaimento de dureza na região do *nugget*, onde, de um modo geral, os perfis de dureza são semelhantes. Nestes perfis observa-se que a zona termicamente afetada termina numa posição idêntica para ambas as séries (aproximadamente, entre -3 e -4mm). Esta posição corresponde ao ponto de início de estabilização dos perfis em torno da dureza do metal base do *stringer*.

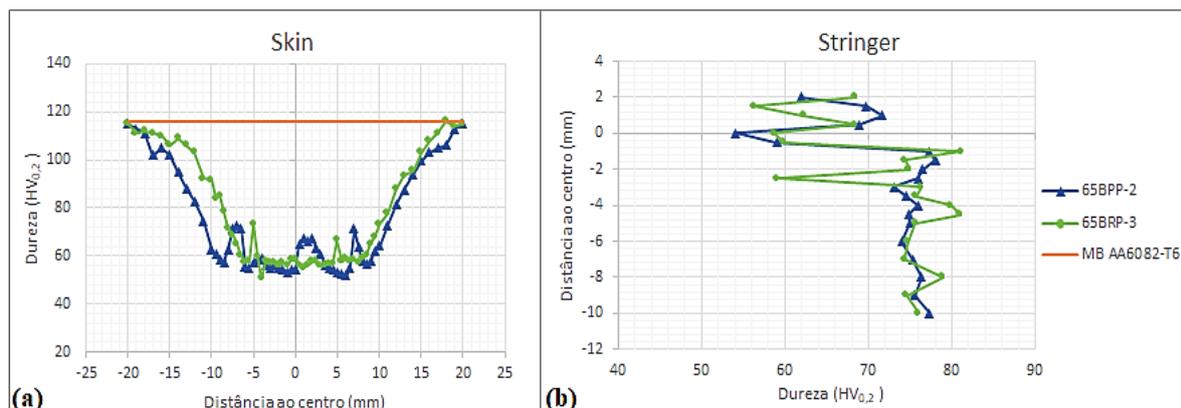


Figura 4.10. Perfis de microdureza representativos das séries 65BPP-2 e 65BRP-3: (a) no *skin*; (b) no *stringer*.

4.4.2. Séries 56

Na Figura 4.11 define-se a evolução dos perfis de microdurezas das séries 56 observados no *skin* (Figura 4.11a), bem como no *stringer* (Figura 4.11b). As séries 56BPP-1, 56BRP-4 e 56BRP-5 apresentam evoluções dos perfis de dureza muito semelhantes. As propriedades mecânicas, mais precisamente a microdureza, das soldaduras produzidas com alumínio não tratáveis termicamente são fortemente dependentes do tamanho de grão e da densidade de deslocamentos após deformação plástica e recristalização ocorridas durante a soldadura. Deste modo, como não se observam diminuições significativas do tamanho de grão na região do *nugget* para estas séries, será de esperar uma baixa redução da dureza nesta região das soldaduras produzidas (Leitão 2013).

A soldadura 56BRP-5 foi produzida com uma velocidade de avanço superior (120mm/min), o que resultou numa menor adição de calor e, conseqüentemente, uma maior dureza observada no *nugget* em comparação à série 56BRP-4, a qual apresenta maior queda destes valores. Já a série 56BPP-1 apresenta níveis de dureza ligeiramente superiores na região soldada. De notar que todas as soldaduras da série 56 apresentam um pico inferior de dureza na mesma posição, no lado do avanço, bem como um aumento dos valores de dureza na transição entre o *nugget* e a zona termomecanicamente afetada em ambos os lados da soldadura.

Quanto aos perfis observados no *stringer*, estes apresentam-se com desenvolvimentos também semelhantes. De salientar que para o caso dos perfis de dureza característicos das séries 56BPP-1 e 56BRP-4, a zona termicamente afetada ainda se verifica para uma posição de -10mm, devido sobretudo à maior adição de calor ocorrida nestas

soldaduras (menor velocidade de avanço). A soldadura 56BRP-5 apresenta uma diminuição de dureza menos significativa na zona do *nugget*.

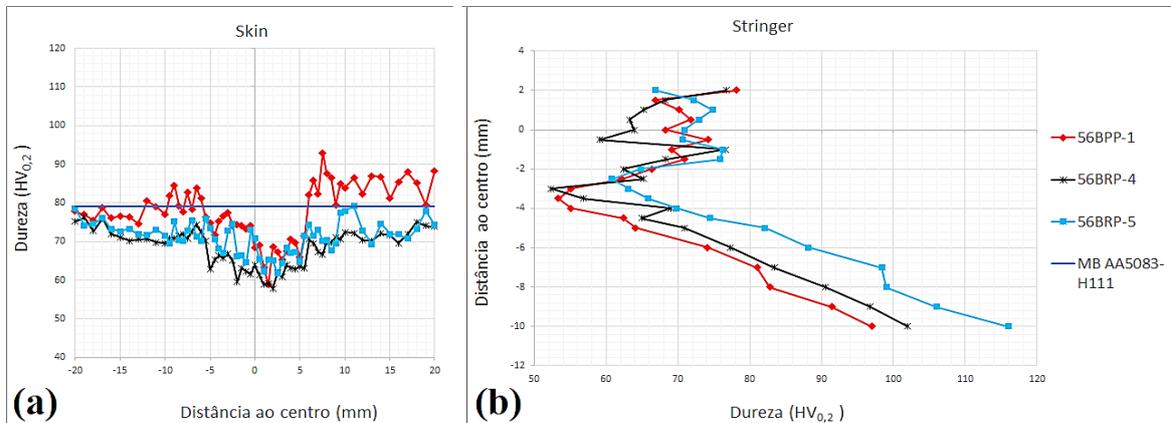


Figura 4.11. Perfis de microdureza representativos das séries 56BPP-1, 56BRP-4 e 56BRP-5: (a) no *skin*; (b) no *stringer*.

4.4.3. Notas conclusivas da análise dos perfis de microdureza

O estudo dos perfis de microdureza permitiu verificar uma menor diminuição da dureza observada na região soldada, para as séries 56 do que para as soldaduras 65, relativamente à dureza do material base do *skin* (reduções de, aproximadamente, 55% para as séries 65).

A alteração da geometria da ferramenta nas séries 65 não produziu alterações relevantes nos perfis de microdureza. No entanto, nas séries 56, a ferramenta piramidal progressiva permitiu a obtenção de uma soldadura com valores de dureza ligeiramente superiores na região soldada, mas também uma extensão superior da ZTA no *stringer*. O aumento da velocidade de avanço na série 56BRP-5 permitiu um menor decaimento da dureza na região do *nugget* no perfil de dureza característico do *stringer*.

Através da análise metalográfica realizada à microestrutura destas soldaduras, bem como o estudo efetuado destes perfis de microdureza, foi possível determinar a extensão da região do *nugget* no *skin*. Quer para as séries 56, bem como para as séries 65, o *nugget* formava-se até a uma posição situada, aproximadamente, entre 5 e 6mm, para ambos os lados da soldadura. A geometria da ferramenta não produziu alterações relevantes na extensão desta região, sendo que o parâmetro que maior influência apresentou foi a velocidade de avanço, onde, através do *software* AxioVision, verificou-se que a série 56BRP-5 produzida com 120mm/min apresentava a menor extensão do *nugget*, devido à menor geração de calor ocorrida.

4.5. Caracterização mecânica à tração

Nesta secção serão analisados os resultados obtidos quanto aos ensaios de tração realizados no *skin*, bem como dos ensaios de arrancamento (tração no *stringer*).

4.5.1. Ensaios de tração no *skin* e deformações locais

Na Figura 4.12 apresentam-se as curvas de tensão-deformação das soldaduras sujeitas aos ensaios de tração no *skin*, bem como as curvas características dos materiais base.

Nesta figura é facilmente perceptível as melhores propriedades mecânicas obtidas para as séries 56, o que seria expectável devido à menor redução da dureza na região soldada comparativamente às séries 65. Dentro destas, é de destacar a série 56BRP-5, produzida com a ferramenta cônica roscada progressiva, que apresenta uma evolução da curva próxima do material base do *skin*, onde se define como a soldadura com melhor resistência mecânica à tração. Isto deve-se essencialmente à menor adição de calor provocada pela utilização de uma maior velocidade de avanço em comparação às outras séries 56. De salientar que é visível nestas curvas características destas séries, o efeito de Portevin-Le Chatelier definido pelo serrilhado ocorrido nestas curvas. As soldaduras 56BPP-1 e 56BRP-4, visto que ao nível dos parâmetros de soldadura apenas se diferenciam pela geometria da ferramenta utilizada, obtiveram uma evolução da curva semelhante, o que revela que a mudança de ferramenta não surtiu efeito significativo no desenvolvimento das respetivas curvas tensão-deformação, onde apenas se verificou um aumento de 4% com a utilização da ferramenta CRP em relação à PP, no que diz respeito à tensão de rotura.

Em relação às séries 65, observa-se uma diminuição significativa da resistência mecânica em comparação à liga de alumínio AA6082-T6. O mesmo acontece, tal como referido anteriormente, nos perfis de dureza destas soldaduras, onde era visível uma queda de dureza na região soldada relativamente ao material base. Nestas séries, a utilização da ferramenta cônica roscada progressiva produziu uma soldadura com maior tensão de rotura, mas também com menor deformação máxima.

Ambas as séries 56 e 65 são definidas por curvas com baixa percentagem de deformação em relação aos materiais base que identificam o *skin*. No APÊNDICE F apresentam-se os valores da tensão de rotura, da deformação máxima e da eficiência, na qual

esta última corresponde à razão entre a tensão de rotura da soldadura com a tensão de rotura do material base ($\sigma_{r,base}$), neste caso, o material representativo do *skin*.

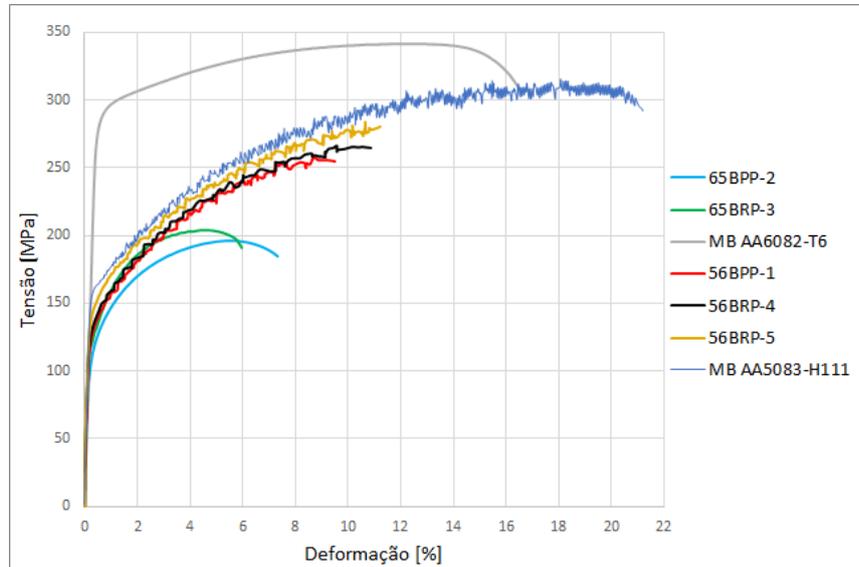


Figura 4.12. Evolução das curvas de tensão-deformação ao longo do *skin*.

Com recurso ao sistema ótico ARAMIS, foi possível obter o mapa das deformações locais no ponto de carga máxima ocorrido nos ensaios de tração. Servem-se de exemplo as séries 65BPP-2 e 56BRP-5 de modo a demonstrar a distribuição das deformações locais (Figura 4.13a e Figura 4.13b, respetivamente). Na primeira observa-se uma concentração das deformações na transição entre a ZTMA e a ZTA no lado do avanço (região de menor dureza), constituindo a zona onde o provete fraturou, assim como ocorreu na série 65BRP-3. Em relação à série 56BRP-5, as deformações concentram-se na região soldada, mais precisamente, na zona superior do *nugget* e na ZTMA, tanto no lado do avanço como no lado do recuo (embora com menor intensidade neste último) o que também se verificou nas outras séries 56 realizadas. De um modo geral, em todos os ensaios de tração no *skin*, observou-se que todas as soldaduras partiram do lado do avanço, o que é visível no mapa de deformações locais das restantes séries presentes no APÊNDICE H.

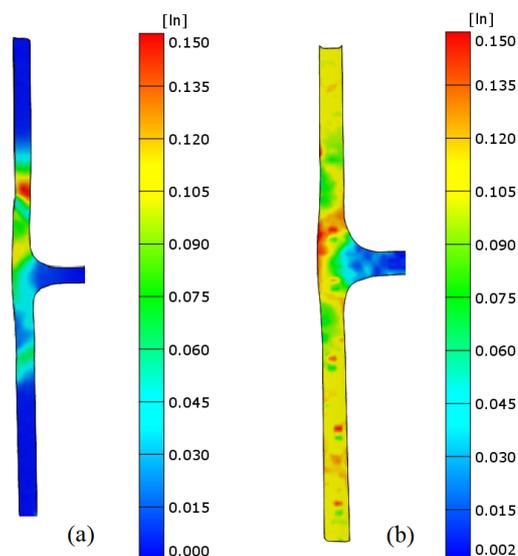


Figura 4.13. Distribuição das deformações locais no ponto de força máxima: (a) série 65BPP-2; (b) 56BRP-5.

4.5.2. Ensaios de arrancamento e deformações locais

As curvas tensão-alongamento, obtidas nos ensaios de arrancamento, encontram-se ilustradas na Figura 4.14. A soldadura 65BRP-3, produzida com a ferramenta cônica roscada progressiva, apresenta valores de tensão de rotura muito próximos do metal base tracionado (285,4 MPa, 97,7% do metal base). De notar que nesta figura não se apresenta a curva obtida para a série 65BPP-2, devido a uma falha mecânica ocorrida durante os ensaios.

Em relação às séries 56, estas evidenciam baixo alongamento máximo em comparação às séries 65. No entanto, dentro destas séries 56, é de salientar a curva tensão-alongamento obtida para a soldadura 56BRP-5 (237,6 MPa de tensão de rotura, 77,4% do metal base), que surge como a soldadura com melhor resistência à tração para estas soldaduras 56, o que se deu sobretudo ao aumento da velocidade de avanço e a uma mistura eficiente de material devido a um fluxo vertical suficiente produzido pela rosca característica da ferramenta utilizada. Assim como verificado nos ensaios de tração no *skin*, também a utilização das ferramentas PP e CRP, em duas soldaduras semelhantes onde apenas se variou a geometria da ferramenta, não provocou diferenças significativas na resistência à tração, neste caso, no *stringer*. No APÊNDICE F encontram-se indicados os valores da tensão de rotura e do alongamento máximo obtidos para cada soldadura.

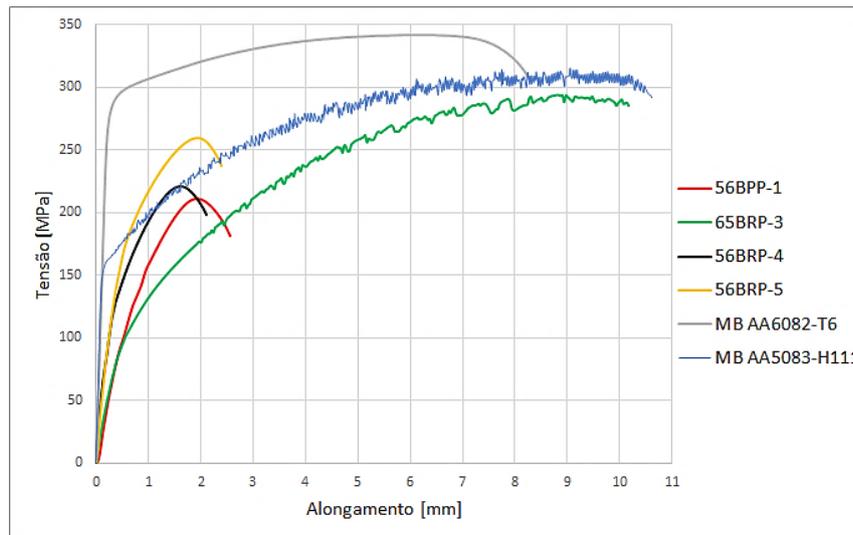


Figura 4.14. Curvas tensão-alongamento dos ensaios de tração ao longo do *stringer*.

Novamente com a utilização do sistema ótico ARAMIS, observou-se o mapa das deformações locais nos ensaios de arrancamento, no instante de carga máxima. Na Figura 4.15, surgem como exemplo as soldaduras 65BRP-3 e 56BPP-1. Na série 65, a ruptura deu-se no material base, o que indicou a ausência de defeitos nos provetes utilizados, enquanto que, de um modo geral, nas séries 56 os provetes partiram na transição entre a ZTMA e a ZTA, região onde se verifica uma diminuição de dureza significativa. De notar que os pontos de concentração de deformações que se verificam no *skin*, correspondem ao contato entre este e o suporte superior. As deformações locais observadas nas restantes séries encontram-se ilustradas no APÊNDICE H, onde é de salientar o mapeamento verificado na série 56BRP-5, o qual demonstra a intensa deformação que ocorre nas zonas de concordância, não correspondendo, no entanto, à região de fratura, o que corresponde à elevada tensão máxima observada na curva tensão-alongamento desta série ser superior às outras séries 56.

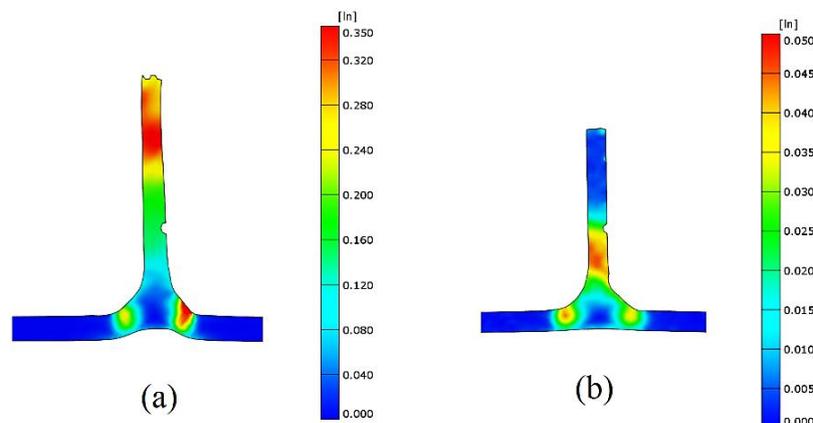


Figura 4.15. Distribuição das deformações locais no ponto de força máxima nos ensaios de arrancamento, nas soldaduras: (a) 65BRP-3; (b) 56BPP-1.

4.5.3. Notas conclusivas

No APÊNDICE F é possível visualizar os valores obtidos em relação aos ensaios de tração realizados no *skin*. Foi observado que a série que possui melhor eficiência corresponde à soldadura 56BRP-5, bem como maior percentagem de deformação máxima. Neste mesmo apêndice, relativamente aos ensaios executados ao longo do *stringer*, os resultados obtidos sugerem a série 65BRP-3 como a série com maior percentagem de eficiência e, também, com maior valor de alongamento máximo, onde se apresenta com uma curva tensão-alongamento muito próxima da curva característica do material base. Estas duas séries, que apresentam melhores propriedades mecânicas quanto à tração no *skin* e no *stringer*, respetivamente, possuem na parte da soldadura que é tracionada o mesmo material base (AA5083). De salientar, também, que ambas as séries 56BRP-5 e 65BRP-3 foram realizadas através da utilização da ferramenta cônica roscada progressiva.

De notar que a alteração da ferramenta entre soldaduras produzidas com os mesmos valores de parâmetros (exceto a geometria da ferramenta) não originou variações significativas, seja para as tensões de rotura na tração ao longo do *skin* como para estas tensões nos ensaios realizados no *stringer*.

4.6. Ensaio de fadiga

O estudo do comportamento à fadiga foi realizado nas séries 56BPP-1, 65BPP-2, 65BRP-3 e 56BRP-4, onde em cada série foram ensaiados cerca de 7 provetes. De notar que, na análise metalográfica realizada, os provetes utilizados não continham defeitos. A gama de tensões ($\Delta\sigma_n$) utilizada nas diferentes séries esteve compreendida entre 100 e 200 MPa. Serão posteriormente determinadas as equações identificativas de cada curva S-N, bem como a tensão para 10^5 ciclos e o fator de inclinação das curvas S-N (m), que corresponde ao inverso do simétrico do declive/inclinação (b) desta. O valor de b é dado pelo expoente obtido nas equações das curvas S-N.

4.6.1. Séries 65

Na Figura 4.16 ilustra-se uma comparação das curvas S-N correspondentes às séries 65 realizadas, com a curva da soldadura ADFD, executada com uma ferramenta piramidal progressiva numa configuração de junta *T-Butt* similar na liga de alumínio

AA6082 (realizada por Carvalho, 2015), bem como uma comparação com a curva característica do material base representativo do *skin*. Esta soldadura ADFD foi produzida com uma razão entre as velocidades de rotação e avanço (n/v) igual a 19 rotações/mm. De notar que cada ponto indicado nesta figura representa um provete e ainda, que os pontos indicados com uma seta evidenciam que estes não quebraram, não sendo assim considerados para a definição da curva S-N correspondente.

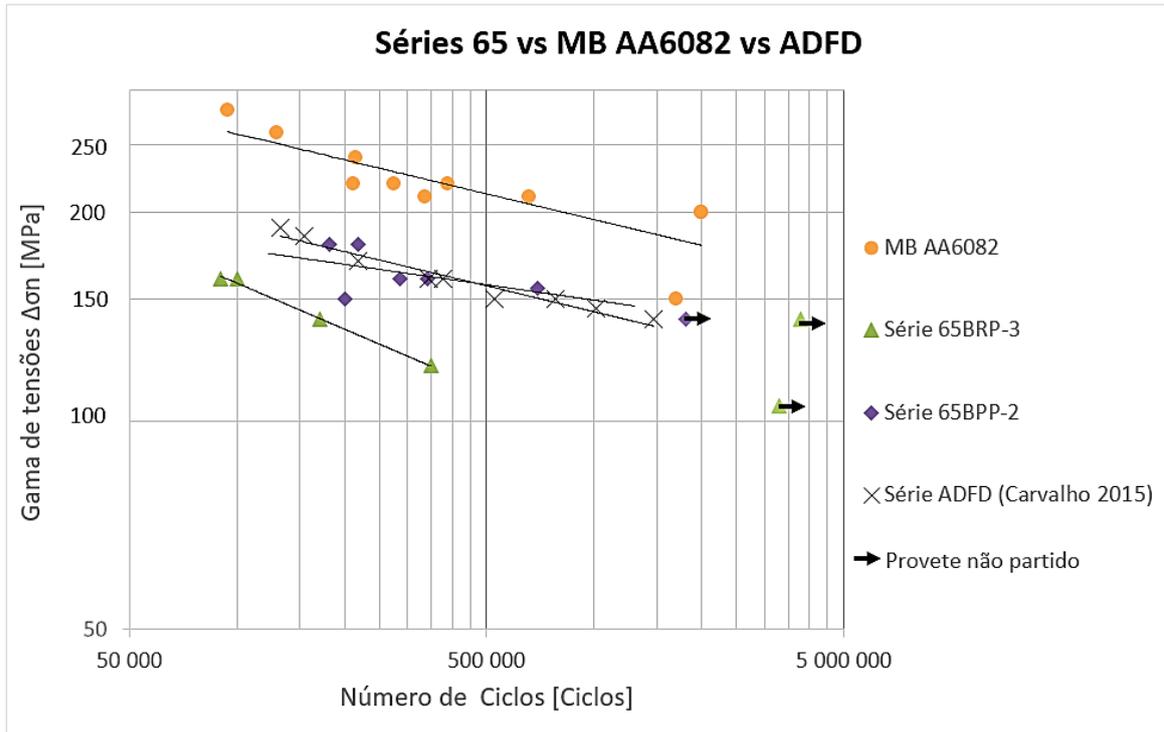


Figura 4.16. Curvas S-N das séries 65 realizadas, da série ADFD e do material base, em tensões nominais.

De um modo geral, para as duas soldaduras 65 realizadas, os provetes fraturaram nas zonas termomecanicamente e termicamente afetadas pelo calor. Alguns provetes partiram na região do metal base, o que indica a ausência de defeitos nestes. No entanto, no caso da curva S-N característica da série 65BRP-3, um dos provetes apresentou uma vida muito baixa (não consta na representação da curva), devido à presença de uma linha de óxidos ou, possivelmente, de um *kissing bond* do lado do recuo, que será abordado mais à frente. A Tabela 4.2 evidencia a equação das curvas obtidas, a tensão verificada para um número de ciclos igual a 10^5 , bem como o fator (m) de inclinação das curvas S-N.

Tabela 4.2. Equação das curvas S-N, tensão verificada para 10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação (tensões nominais).

	Equação da curva	Tensão para 10^5 ciclos	m
Série 65BPP-2	$\sigma = 414,25N^{-0,074}$	177	13,51
Série 65BRP-3	$\sigma = 2000,6N^{-0,221}$	157	4,52
Série ADFD	$\sigma = 797,49N^{-0,124}$	191	8,06
MB AA6082	$\sigma = 1071,8N^{-0,123}$	260	8,13

As soldaduras realizadas neste trabalho, assim como a série ADFD, são definidas por um comportamento à fadiga inferior a esta liga de alumínio AA6082. A série 65BPP-2 apresenta uma redução de 32% da tensão verificada no material base para 10^5 ciclos e, no caso da soldadura 65BRP-3, ocorre uma redução de 40%. No entanto, esta série 65BPP-2 apresenta um comportamento a este tipo de sollicitação muito semelhante à soldadura similar ADFD, sendo a soldadura 65BPP-2 definida apenas por uma redução da tensão de 7% em comparação a esta. Comparativamente a esta série ADFD, a soldadura 65BPP-2 foi também concebida com uma ferramenta PP, mas com uma razão n/v superior (igual a 22 rotações/mm), o que indica que a diminuição desta razão para esta série realizada poderia levar ao melhoramento do comportamento à fadiga.

A curva S-N da soldadura 65BRP-3 apresenta-se muito limitada, devido ao número reduzido de provetes intervenientes na definição da curva. O seu baixo valor do fator de inclinação (m), que representa uma elevada inclinação da curva S-N, evidencia a ocorrência de um baixo número de ciclos durante a fase de iniciação de fenda, fazendo com que a fase de propagação de fratura seja predominante. Este fato é indicativo de uma menor resistência à fadiga. A dispersão de resultados observada nesta série, indica a presença de defeitos em alguns dos provetes sendo, possivelmente, defeitos originados devido à difícil remoção dos óxidos nas chapas anteriormente à realização da soldadura, bem como durante o processo onde a dissolução destes precipitados não foi realizada com eficácia por parte da ação da ferramenta cônica roscada progressiva.

Com o este estudo realizado, foi possível determinar que a ferramenta PP produziu uma soldadura com maior resistência à fadiga do que a soldadura concebida com a ferramenta CRP (cerca de, aproximadamente, 13% superior, em relação à tensão observada

para 10^5 ciclos). A ferramenta piramidal progressiva revelou maior eficácia na remoção dos óxidos presentes nas interfaces da junta, o que resultou num bom comportamento a solicitações de fadiga por parte da série 65BPP-2.

4.6.2. Séries 56

As curvas S-N representativas das séries 56BPP-1 e 56BRP-4 encontram-se ilustradas na Figura 4.17. De modo a ter uma base de comparação com estas séries 56, incluíram-se também nesta figura as curvas de comportamento à fadiga do material base AA5083, bem como da soldadura com código de série BPP06, obtida por Gruppelaar (2015), a qual consiste numa soldadura similar da liga de alumínio AA5083, numa configuração de junta *T-Butt* produzida através de uma ferramenta piramidal progressiva. Esta soldadura BPP06 foi realizada com uma razão de velocidades (n/v) igual a 11 rotações/mm.

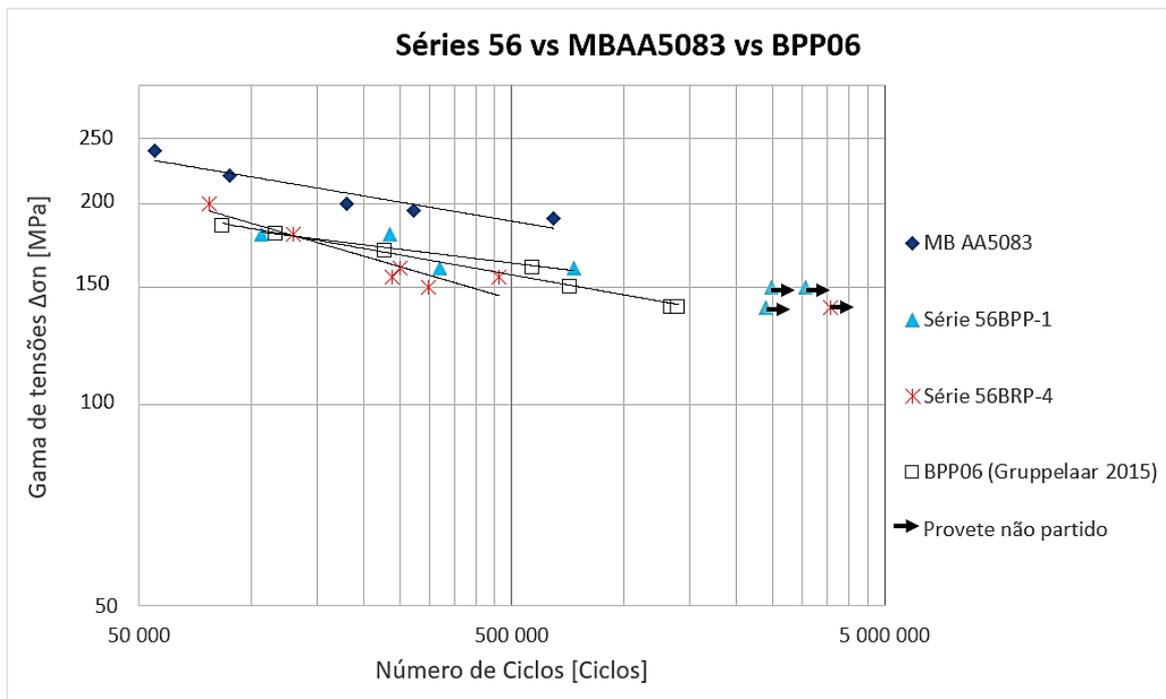


Figura 4.17. Curvas S-N das séries 56 realizadas, da série BPP06 e do material base, em tensões nominais.

Na figura anterior são também visíveis pontos com setas que correspondem a provetes que não partiram. De um modo geral, nas duas séries 56 concebidas, os provetes fraturaram na ZTMA ou na ZTA e, por vezes, na região do material base. A Tabela 4.3 apresenta as equações das curvas definidas na Figura 4.17, os valores da tensão para 10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação das curvas S-N (m).

Tabela 4.3. Equação das curvas S-N, tensão verificada para 10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação (tensões nominais).

	Equação da curva	Tensão para 10^5 ciclos	m
Série 56BPP-1	$\sigma = 402,3N^{-0,069}$	182	14,49
Série 56BRP-4	$\sigma = 1222,1N^{-0,163}$	187	6,13
Série BPP06	$\sigma = 576,61N^{-0,099}$	184	10,10
MB AA5083	$\sigma = 653,15N^{-0,095}$	219	10,53

De uma forma global, as séries 56BPP-1 e 56BRP-4 apresentam menor redução da tensão para 10^5 ciclos comparativamente à redução observada para as séries 65, em relação à tensão verificada para o material base do *skin* (no caso das séries 65, este material corresponde à liga AA6082). Em relação à série 56BPP-1, foi obtida uma redução da tensão, para este número de ciclos, igual a 17% e, para a série 56BRP-4, verificou-se uma redução da tensão de 15%, relativamente à tensão observada para o material base. Estas duas séries apresentam valores de tensão para 10^5 ciclos muito idênticos aos obtidos para a série BPP06, sendo assim distinguido o comportamento à fadiga de cada uma através do fator de inclinação das curvas S-N correspondentes.

A soldadura 56BRP-4, produzida com a ferramenta cônica roscada progressiva, apresenta a maior inclinação (menor valor do fator de inclinação das curvas S-N) evidenciado nesta última tabela o que representa que a fase de propagação é significativa, ocorrendo um número de ciclos reduzido na fase de iniciação da fenda. No entanto, a série 56BPP-1 é definida por um valor deste fator de inclinação superior comparativamente à outra curva da soldadura realizada, até mesmo em relação ao valor deste fator característico do material base e da soldadura similar BPP06, o que demonstra a ocorrência de um maior número de ciclos na fase de iniciação da fenda, indicando uma excelente resistência à fadiga.

4.6.3. Comparação entre as séries 65 e 56

Por forma a permitir uma melhor comparação do comportamento à fadiga das séries 65 e 56 realizadas, procedeu-se à combinação das curvas S-N características destas na Figura 4.18.

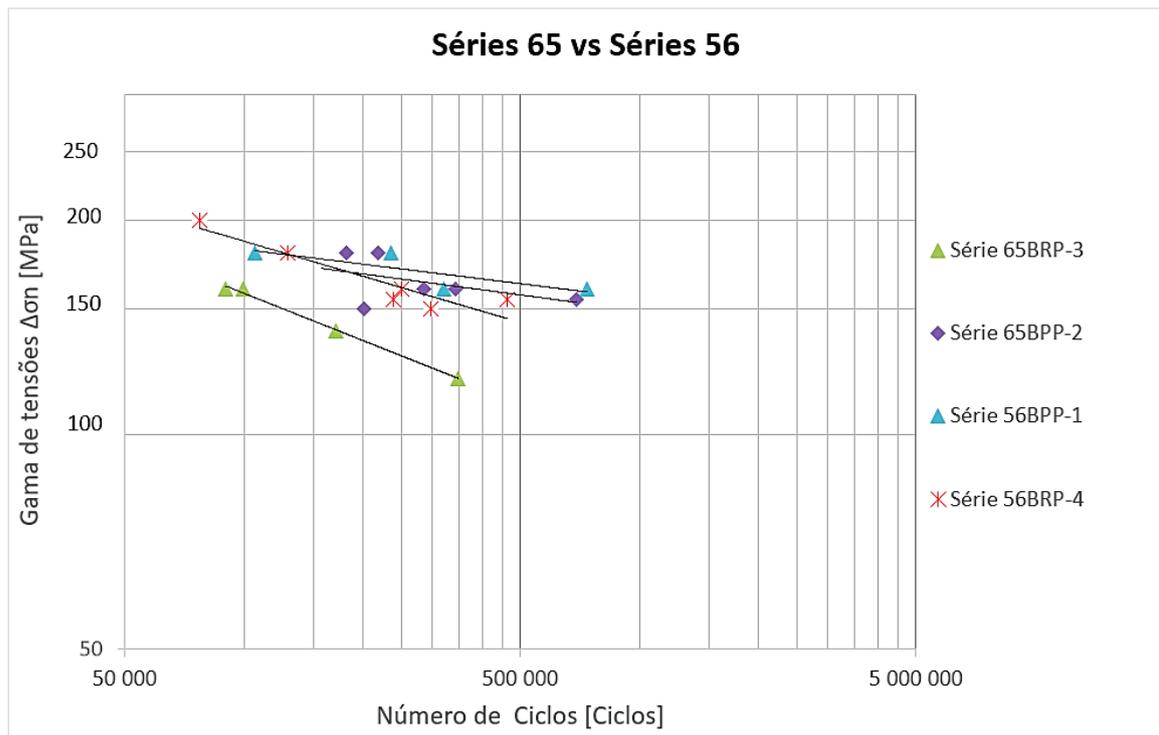


Figura 4.18. Comparação das curvas S-N das séries 65 e 56 realizadas.

Nesta última figura, é possível visualizar o melhor comportamento à fadiga das soldaduras processadas com a ferramenta piramidal progressiva. Este fato é também confirmado na Tabela 4.4, onde se observa que o valor do fator “m” determinado para as séries produzidas com a ferramenta PP é superior às que foram executadas com a ferramenta cônica roscada progressiva. Verifica-se, também, uma maior redução de resistência percentual nas séries 65 do que nas séries 56, em relação ao material base representativo do *skin*, para um número de ciclos igual a 10^5 .

Tabela 4.4. Comparação entre as tensões para 10^5 ciclos observadas nas soldaduras, variação percentual entre a tensão das soldaduras com o MB e correspondentes valores do fator de inclinação (m).

	Tensão para 10^5 ciclos [MPa]	Varição tensão Soldadura e tensão MB do <i>skin</i> [%]	m
56BPP-1	182	-17%	14,49
65BPP-2	177	-32%	13,51
65BRP-3	157	-40%	4,52
56BRP-4	187	-15%	6,13

4.7. Estudo da superfície de fratura

Para a análise da superfície de fratura, foram selecionados dois provetes utilizados na execução dos ensaios de fadiga, os quais possuem as seguintes referências: 65BRP-3.1 e 56BPP-1.6.

4.7.1. Provete 65BRP-3.1

Esta amostra com referência 65BRP-3.1 corresponde ao provete da série 65BRP-3 que fraturou com um número de ciclos muito reduzido, mais precisamente, 33 ciclos, com uma gama de tensões ($\Delta\sigma$) igual a 160 MPa. De notar que a presença de defeitos apenas foi notada num provete sujeito à fadiga no lado do recuo, enquanto que nos ensaios de tração no *skin* a concentração de deformações não se verificava com maior intensidade na região junto à possível presença deste defeito, sendo que os provetes fraturaram no lado do avanço. A Figura 4.19 ilustra a região de fratura deste provete, onde se evidencia o contorno produzido por este defeito. A fratura deste provete deu-se, precisamente, na “língua” formada pelo fluxo de material do lado do recuo na região superior do *skin*, visível na Figura 4.2.

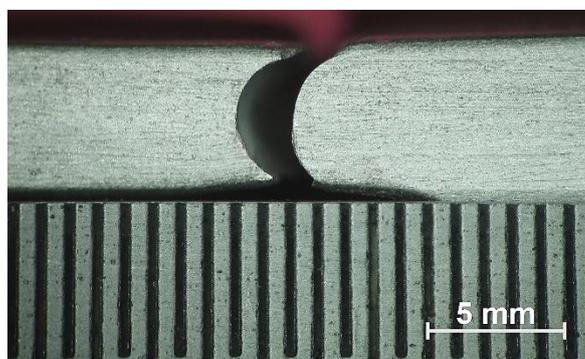


Figura 4.19. Macrografia da região de fratura do provete 65BRP-3.1.

A Figura 4.20 apresenta as diferentes regiões observadas na superfície de fratura deste provete.

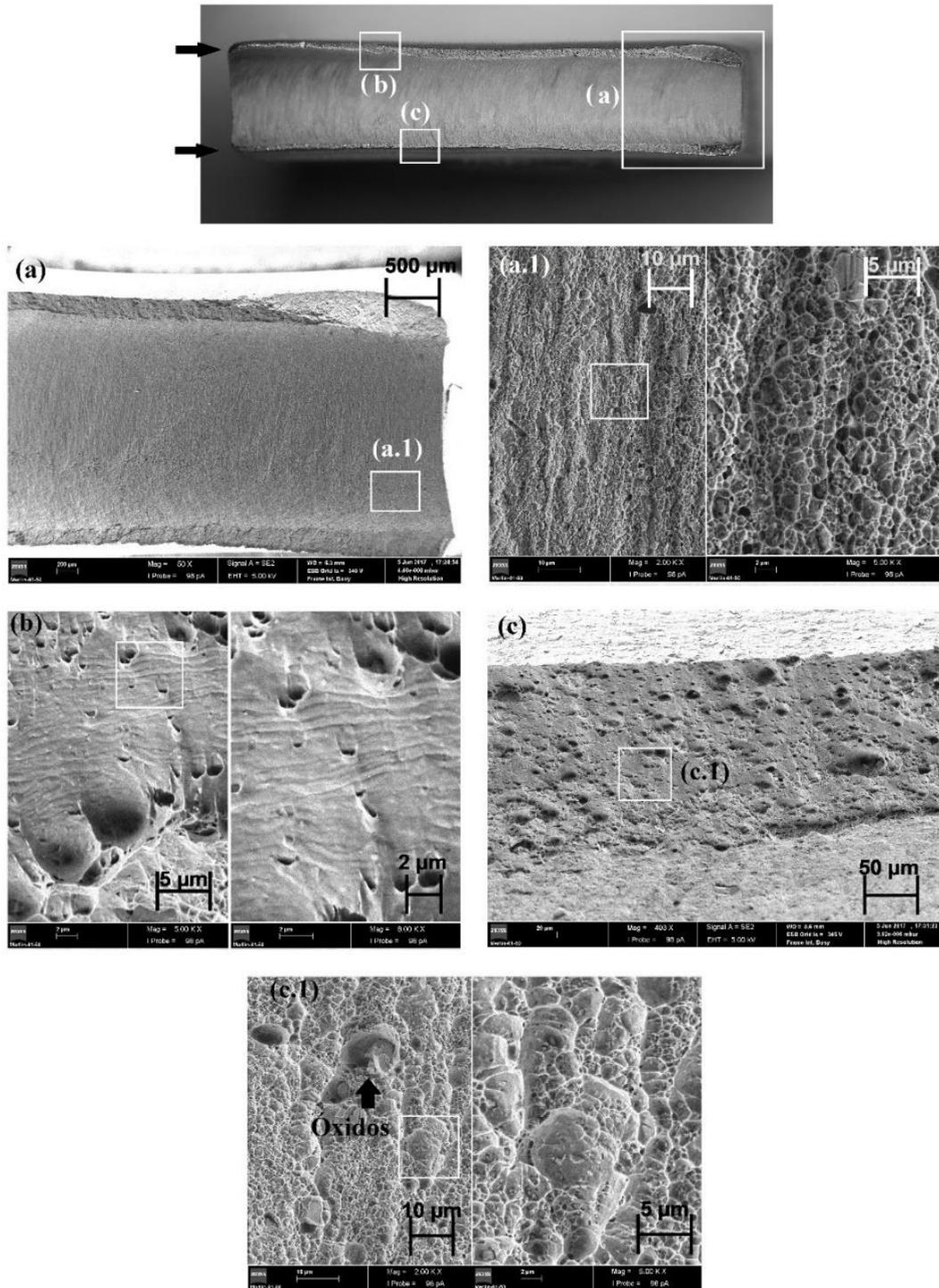


Figura 4.20. Fratografias da superfície de fratura do provete 65BRP-3.1.

Nesta última figura visualiza-se, na zona superior, uma macrografia da superfície de fratura onde se especificam as regiões analisadas. Nesta macrografia são assinaladas com setas, duas zonas que constituem a região que ofereceu resistência à fratura. Na imagem a) é visível uma região côncava, localizada entre as duas zonas assinaladas com setas na

macrografia. Esta superfície não contribui para a resistência à fadiga, visto que, possivelmente, a ligação nesta região era muito fraca ou mesmo inexistente. Através da utilização ampliações superiores nesta região a), a figura a.1) ilustra uma coalescência de vazios. Com um número tão reduzido de ciclos, seria de esperar a não formação de estrias de propagação por fadiga, o que não se verifica na fratura b), onde se observam a presença destas. O aparecimento destas estrias poderá dever-se a uma vibração ocorrida nas amarras da máquina, que originou a formação destas. As estrias de propagação de fadiga apenas se verificaram na região superior (assinalada com seta na macrografia), enquanto que na região inferior se observou a formação de alvéolos, o que indica que a fratura ocorreu de forma estática, ou seja, de forma dúctil, visível na figura c) e correspondente ampliação c.1). Nesta imagem c.1) verifica-se, também, a presença de regiões com óxidos destacados nesta fratura. Esta região inferior corresponde à zona de fratura final.

Uma análise mais cuidada através do ficheiro Excel fornecido pelo sistema Instron Fast Track 8800, presente no APÊNDICE I, observa-se que o número de ciclos passa de 1 para 17 e que, também, a carga (mínima e máxima) a partir do ciclo 17 é aproximadamente igual a 0. Isto indica que, devido a um erro ocorrido no sistema de paragem do ensaio, o provete pode ter partido com um número de ciclos inferior a 33 e, até mesmo, inferior a 17.

4.7.2. Provete 56BPP-1.6

O provete 56BPP-1.6 foi retirado da soldadura 56BPP-1. Este foi sujeito a uma gama de tensões igual a 160 MPa, onde obteve uma vida igual a 734763 ciclos e uma fratura no lado do recuo na ZTA.

Na Figura 4.21 encontram-se ilustradas as imagens obtidas a partir do SEM. Na macrografia evidenciada na parte superior da figura anterior, é visível a divisão da superfície de fratura em duas partes distintas. A secção do lado esquerdo corresponde a uma região onde ocorre propagação por fadiga, na qual não se verificou redução significativa da espessura do provete. Na figura a) é destacado (com setas) o contorno que define a existência de degraus, os quais foram formados através da junção de duas fendas de regiões diferentes da superfície da amostra. Um dos locais de iniciação de fenda também se evidencia nesta imagem a), indicado com dois círculos concêntricos. Com a utilização de ampliações

superiores na zona indicada no quadrado a branco, é possível visualizar na figura a.1) estrias de propagação de fadiga.

Do lado direito da macrografia da superfície de fratura ilustra-se uma secção semelhante à apresentada pelo provete 65BRP-3.1, onde na região central está presente uma zona côncava na qual, possivelmente, se verificava também a presença de uma linha de óxidos, ou até mesmo de um defeito de *kissing bond*. Nesta secção observa-se a ocorrência de estrição no provete, o que provocou a redução da espessura nesta zona. Na região evidenciada em b), bem como na figura b.1) onde se recorreu a uma maior ampliação desta, observa-se a formação de alvéolos que indicam a ocorrência de uma fratura final essencialmente dúctil.

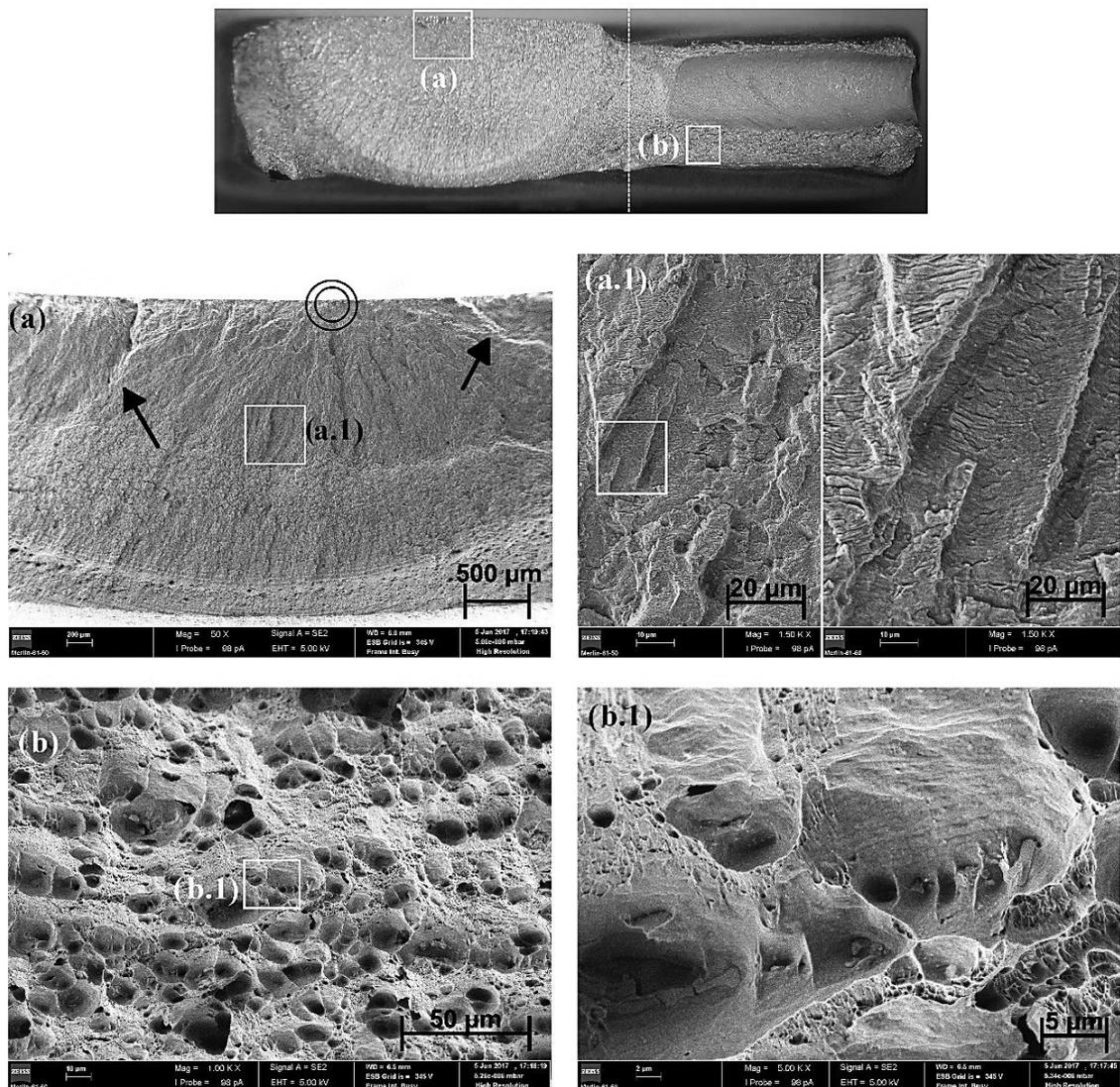


Figura 4.21. Fratografias da superfície de fratura do provete 56BPP-1.6.

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

5. CONCLUSÕES

Através do trabalho realizado nesta dissertação foi possível demonstrar a obtenção com sucesso de soldaduras pelo processo de FSW. A união das ligas de alumínio AA6082-T6 e AA5083-H111 numa configuração de junta em T não revelou a presença de defeitos significativos e as propriedades mecânicas, de algumas soldaduras, apresentaram-se próximas dos comportamentos observados no material base.

A definição da configuração de junta *T-Butt*, bem como os parâmetros de soldadura selecionados, permitiu a ocorrência de fluxos que levaram ao completo preenchimento dos raios de concordância assim como a obtenção de soldaduras sem redução de espessura do *skin*. Ambas as ferramentas produziram estes fluxos de forma eficaz, na direção vertical, sendo que a ferramenta piramidal progressiva contribuiu, de um modo mais eficiente, para a formação de uma macroestrutura do *nugget* com *onion rings* (“cascas de cebola”).

A análise dos perfis de microdureza evidenciou uma diminuição de dureza mais significativa nas séries em que o *skin* era composto pela liga AA6082. Este estudo demonstrou, também, que a alteração de ferramenta não provocou alterações relevantes nos valores de dureza observados na região soldada em ambas as juntas dissimilares.

Em relação aos ensaios de tração, as soldaduras obtidas com a ferramenta cônica roscada progressiva apresentaram maior resistência à tração e maior alongamento na rotura, quer nos ensaios de tração no *skin* quer nos ensaios de arrancamento (tração do *stringer*), quando a parte que era tracionada era a liga de alumínio AA5083. No entanto, de um modo geral, os ensaios de tração realizados revelam algum espaço para a aplicação de melhorias dos parâmetros do processo definidos, visto que se observou uma quebra considerável na resistência mecânica e na deformação máxima à rotura em comparação com os materiais base.

O defeito de linha de óxidos foi detetado num provete da soldadura 65BRP-3. No entanto, este defeito não apresentou influência nos ensaios de tração realizados. A presença de defeitos como linhas de óxidos foi mais sentida nos resultados dos ensaios de fadiga. A dispersão de resultados obtidos, bem como um maior declive das curvas S-N,

evidencia a presença de defeitos em determinadas soldaduras. As soldaduras produzidas com a ferramenta cônica roscada progressiva apresentaram maior declive das curvas S-N, o que indica uma maior dificuldade na eliminação da linha de óxidos. As soldaduras produzidas com a ferramenta piramidal progressiva, quer para as séries 56 como para as séries 65, permitiram a obtenção de curvas S-N muito próximas às curvas características de juntas similares produzidas em trabalhos anteriores.

Também a velocidade de avanço evidenciou influência nas propriedades mecânicas das juntas soldadas. A soldadura da série 56BRP, que foi produzida com uma velocidade de 120 mm/min, apresentou maior tensão de rotura nos ensaios de tração do *skin* e do *stringer*, relativamente às que foram realizadas com velocidades inferiores.

Deste modo, sugere-se como proposta de trabalho futuro, a realização de soldaduras nas séries 56 com uma velocidade de avanço igual a 120mm/min usando a ferramenta piramidal progressiva e, para que este método de soldadura se torne um processo mais produtivo, a utilização de velocidades de avanço ainda mais elevadas, mantendo-se constante o valor da razão de velocidades. Com isto, incentiva-se a execução de soldaduras com configuração de junta *T-Butt*, sem defeitos e com excelentes propriedades mecânicas, nestas duas ligas de alumínio.

Outra proposta de trabalho futuro passa pela realização de soldaduras usando-se geometrias de ferramentas diferentes das que foram utilizadas nesta dissertação.

Também seria interessante analisar a distribuição de temperaturas na junta resultante da geração de calor ocorrida durante a realização das soldaduras.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Acerra, F., Buffa, G., Fratini, L., & Troiano, G. (2010) On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints: An industrial case study. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 48(9–12), pp.1149–1157.
- Amini, S., Amiri, M.R. & Barani, A., 2014. Investigation of the effect of tool geometry on friction stir welding of 5083-O aluminum alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pp.255–261.
- Ashok Kumar, R. & Thansekhar, M.R., 2017. Property evaluation of friction stir welded dissimilar metals: AA6101-T6 and AA1350 aluminium alloys. *Medziagotyra*, 23(1), pp.78–83.
- ASM International Handbook, V. 2, 1990. Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. *ASM Metals Handbook*, 2, p.1300.
- Astarita, A., Squillace, A., Scala, A., & Prisco, A. (2012) On the critical technological issues of friction stir welding T-joints of dissimilar aluminum alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(8), pp.1763–1771.
- Bitondo, C., Prisco, U., Squilace, A., Buonadonna, P., & Dionoro, G. (2011). Friction-stir welding of AA 2198 butt joints: Mechanical characterization of the process and of the welds through DOE analysis. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 53(5–8), pp.505–516.
- Çam, G. & Mistikoglu, S., 2014. Recent developments in friction stir welding of al-Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23(6), pp.1936–1953.
- Carvalho, D.A.V.C., 2015. Comportamento mecânico de juntas T soldadas por fricção linear na liga AA6082. *Tese de Mestrado, Universidade de Coimbra*.
- Casalino, G., Campanelli, S. & Mortello, M., 2014. Influence of shoulder geometry and coating of the tool on the friction stir welding of aluminium alloy plates. *Procedia Engineering*, 69, pp.1541–1548.
- Česnavičius, R., Kilikevičius, S., Krasauskas, P., Dundulis, R., & Olišauskas, H. (2016). Research of the friction stir welding process of aluminium alloys. *Mechanics*, 22(4), pp.291–297.
- 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 and Design*, 87, pp.721–731.
- 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, pp.58–68.
- Cui, L., Yang, X., Xie, Y., Hou, X., & Song, Y. (2013). Process parameter influence on defects and tensile properties of friction stir welded T-joints on AA6061-T4 sheets.

Materials and Design, 51, pp.161–174.

- Das, B., Pal, S. & Bag, S., 2016. Defect Detection in Friction Stir Welding Process Using Signal Information and Fractal Theory. *Procedia Engineering*, 144, pp.172–178.
- Dawood, H. I., Mohammed, K. S., Rahmat, A., & Uday, M. B. (2015). Effect of small tool pin profiles on microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy by friction stir welding. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 25(9), pp.2856–2865.
- Elyasi, M., Aghajani Derazkola, H. & Hosseinzadeh, M., 2016. Investigations of tool tilt angle on properties friction stir welding of A441 AISI to AA1100 aluminium. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 230(7), pp.1234–1241.
- Fratini, L., Buffa, G., Filice, L., & Gagliardi, F. (2006). Friction stir welding of AA6082-T6 T-joints: process engineering and performance measurement. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*, 220, pp.669–676.
- Gruppelaar, M., 2015. Comportamento à fadiga de juntas T soldadas por FSW na liga AA5083. *Master Thesis, University of Coimbra, Faculty of Science and Technology*.
- Heirani, F., Abbasi, A. & Ardestani, M., 2017. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical behaviors of underwater friction stir welding of Al5083 alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, pp.77–84.
- Hou, X., Yang, X., Cui, L., & Zhou, G. (2014). Influences of joint geometry on defects and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T4 T-joints. *Materials and Design*, 53, pp.106–117.
- Huang, Y., Wang, Y., Wan, L., Liu, H., Shen, J., dos Santos, J. F., ... & Feng, J. (2016). Material-flow behavior during friction-stir welding of 6082-T6 aluminum alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 87(1–4), pp.1115–1123.
- Jesus, J. S., Gruppelaar, M., Costa, J. M., Loureiro, A., & Ferreira, J. A. M. (2016). Effect of geometrical parameters on Friction Stir Welding of AA 5083-H111 T-joints. *Procedia Structural Integrity*, 1, pp.242–248.
- Kasman, S. et al., 2016. A Case Study for the Welding of Dissimilar EN AW 6082 and EN AW 5083 Aluminum Alloys by Friction Stir Welding. *Metals*, 7(1), p.6.
- Kishore, V.R.. et al., 2015. Parametric studies of dissimilar friction stir welding using computational fluid dynamics simulation. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 80(1–4), pp.91–98.
- Krasnowski, K., 2014. Experimental Study of FSW T-joints of EN-AW 6082-T6 and Their Behaviour Under Static Loads. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 39(12), pp.9083–9092.
- Krasnowski, K., 2015. Technology of friction stir welding of aluminium alloy 6082 T-joints and their behaviour under static and dynamic loads. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 46(3), pp.256–268.

- Kredegh, A., Sedmak, A., Grbovic, A., Milosevic, N., & Danicic, D. (2016). Numerical simulation of fatigue crack growth in friction stir welded T joint made of Al 2024 T351 alloy. *Procedia Structural Integrity*, 2, pp.3065–3072.
- Krishna, G.G., Reddy, P.R. & Hussain, M.M., 2014. Effect of Tool Tilt Angle on Aluminum 2014 Friction Stir Welds. *Global Journal of Researches in Engineering*, 14(7).
- Krishnan, K.N., 2002. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 327(2), pp.246–251.
- Leitão, C., 2013. Influence of Base Material Plastic Properties and Process Parameters on Friction Stir Weldability. *PhD Thesis in Mech. Engg., Universidade De Coimbra*.
- Leitão, C., Louro, R. & Rodrigues, D.M., 2012. Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6. *Materials and Design*, 37, pp.402–409.
- Lemmen, H.J.K., Alderliesten, R.C. & Benedictus, R., 2011. Macro and microscopic observations of fatigue crack growth in friction stir welded aluminum joints. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(6), pp.930–943.
- Li, W. et al., 2013. Effect of rotation speed to welding speed ratio on microstructure and mechanical behavior of friction stir welded aluminum-lithium alloy joints. *Advanced Engineering Materials*, 15(11), pp.1051–1058.
- Li, Z. et al., 2016. Joint features and mechanical properties of friction stir lap welded alclad 2024 aluminum alloy assisted by external stationary shoulder. *Materials and Design*, 90, pp.238–247.
- Miranda, R.M., Gandra, J. & Vilaça, P., 2013. World's largest largest Science , Technology & Medicine Open Access book publisher. Surface Modification by Friction Based Processes. *Mod. Surf. Eng. Treat. (2013)*.
- Mishra, R.S. & Ma, Z.Y., 2005. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50(1–2), pp.1–78.
- Mohammadzadeh Jamalian, H. et al., 2015. Study on the effects of friction stir welding process parameters on the microstructure and mechanical properties of 5086-H34 aluminum welded joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 83, pp.611–621.
- Morisada, Y., Imaizumi, T. & Fujii, H., 2015. Clarification of material flow and defect formation during friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 20(2), pp.130–137.
- 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), pp.980–1023.
- Nourani, M., Milani, A.S. & Yannacopoulos, S., 2011. Taguchi Optimization of Process Parameters in Friction Stir Welding of 6061 Aluminum Alloy: A Review and Case Study. *Engineering*, 3(2), pp.144–155.
- Oliviecki e Beskow, 2013. Analysis of the Parameters of Friction Welding Process of an Aluminum Alloy. , 37138, pp.15–29.

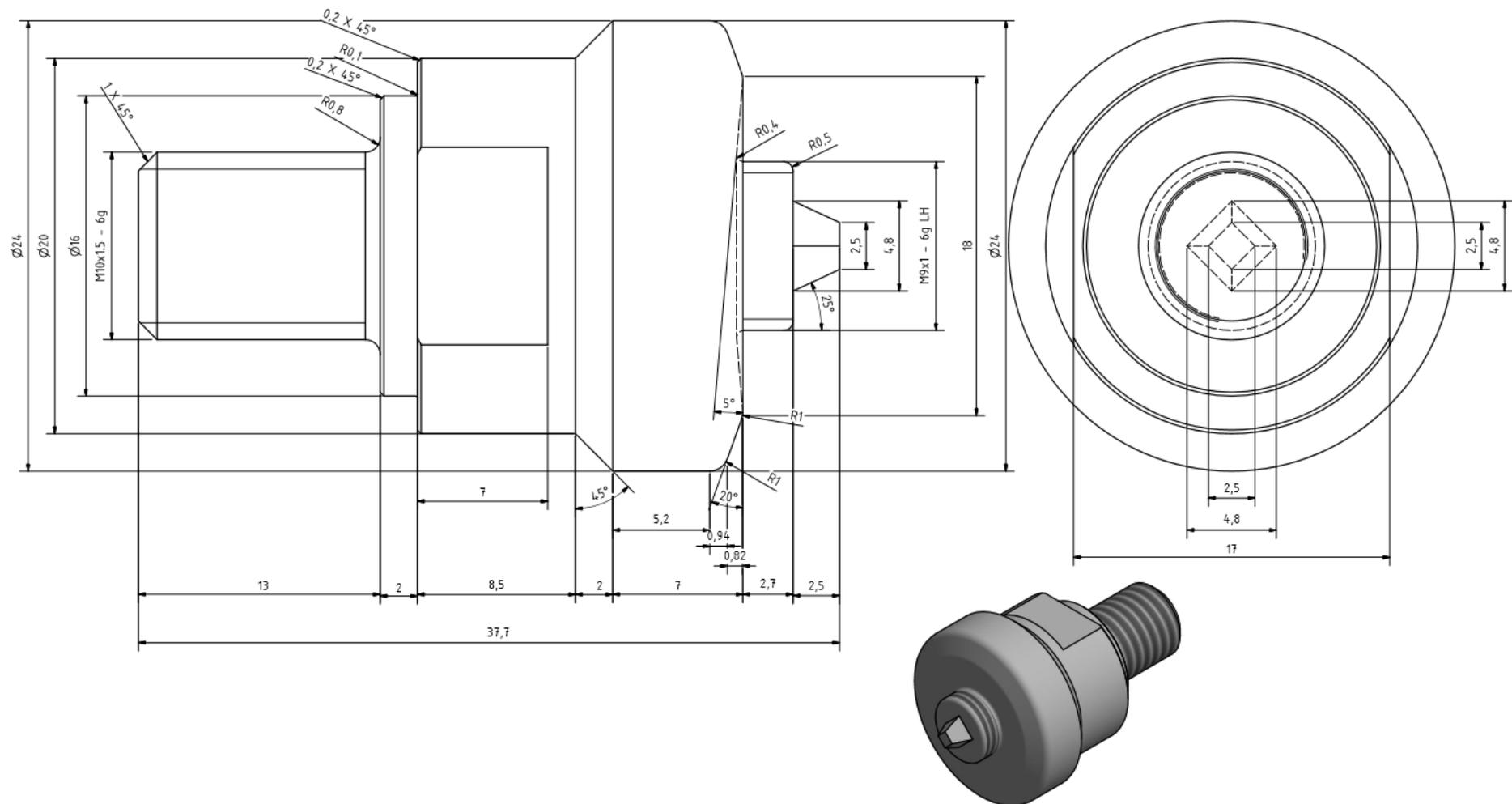
- Palanivel, R., Mathews, P. K., Murugan, N., & Dinaharan, I. (2012). Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys. *Materials and Design*, 40, pp.7–16.
- Patil, C., Patil, H. & Patil, H., 2016. Experimental investigation of hardness of FSW and TIG joints of aluminium alloys of AA7075 and AA6061. *Frattura ed Integrita Strutturale*, 10(37), pp.325–332.
- Podrzaj, P., Jerman, B. & Klobcar, D., 2015. Welding defects at friction stir welding. *Metalurgija*, 54(2), pp.387–389.
- Pouget, G. & Reynolds, A.P., 2008. Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, 30(3), pp.463–472.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., & DebRoy, T. (2011). Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), pp.325–342.
- Ranjan, R., Khan, A. R., Parikh, C., Jain, R., Mahto, R. P., Pal, S., Chakravarty, D. (2016). Classification and identification of surface defects in friction stir welding: An image processing approach. *Journal of Manufacturing Processes*, 22, pp.237–253.
- Rodrigues, D. M., Leitao, C., Louro, R., Gouveia, H., & Loureiro, A. (2010). High speed friction stir welding of aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(8), pp.676–681.
- Sakthivel, T., Sengar, G.S. & Mukhopadhyay, J., 2009. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded aluminum. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 43(5–6), pp.468–473.
- Schmidt, H.B. & Hattel, J.H., 2008. Thermal modelling of friction stir welding. *Scripta Materialia*, 58(5), pp.332–337.
- Shi, L. & Wu, C.S., 2017. Transient model of heat transfer and material flow at different stages of friction stir welding process. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, pp.323–339.
- Silva, A. C., Braga, D. F., de Figueiredo, M. A. V., & Moreira, P. M. G. P. (2014). Friction stir welded T-joints optimization. *Materials and Design*, 55, pp.120–127.
- Silva, A. C., Braga, D. F., de Figueiredo, M. A. V., & Moreira, P. M. G. P. (2015). Ultimate tensile strength optimization of different FSW aluminium alloy joints. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 79(5–8), pp.805–814.
- Silva, C.A.B., 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*, 1.
- Tabatabaeipour, M. et al., 2016. Author ' s Accepted Manuscript Non-Destructive Ultrasonic Examination of Root Defects in Friction Stir Welded Butt-Joints. *NDT*

and E International.

- Tavares, S. M. O., Castro, R. A. S., Richter-Trummer, V., Vilaca, 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 & Joining*, 15(4), pp.312–318.
- Thimmaraju, P. et al., 2016. Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of friction Stir welding of Al 6082 aluminum alloy with different Tool Profiles. *Materials Today: Proceedings*, 3(10), pp.4173–4181.
- Thomas, W.M.W. Nicholas, E.D., Needham, J.C., Murch, MG, Temple-Smith, P., Dawes, C.J. (1991). Friction-stir butt welding, GB Patent No. 9125978.8, International patent application No. PCT/GB92/02203.
- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., & Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), pp.49–93.
- Zhang, G. F., Wei, S. U., Zhang, J., Wei, Z. X., & Zhang, J. X. (2010). Effects of shoulder on interfacial bonding during friction stir lap welding of aluminum thin sheets using tool without pin. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 20(12), pp.2223–2228.
- Zhao, Y., Zhou, L., Wang, Q., Yan, K., & Zou, J. (2014). Defects and tensile properties of 6013 aluminum alloy T-joints by friction stir welding. *Materials and Design*, 57, pp.146–155.
- Zhou, C., Yang, X. & Luan, G., 2006. Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy. *Journal of Materials Science*, 41(10), pp.2771–2777.
- Zhou, C., Yang, X. & Luan, G., 2005. Fatigue properties of friction stir welds in Al 5083 alloy. *Scripta Materialia*, 53(10), pp.1187–1191.

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

- Ferramenta Piramidal Progressiva (adaptada de Gruppelaar 2015).



ANEXO B

- Propriedades químicas das ligas de alumínio AA5083 e AA6082 (adaptada de ASM International Handbook 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

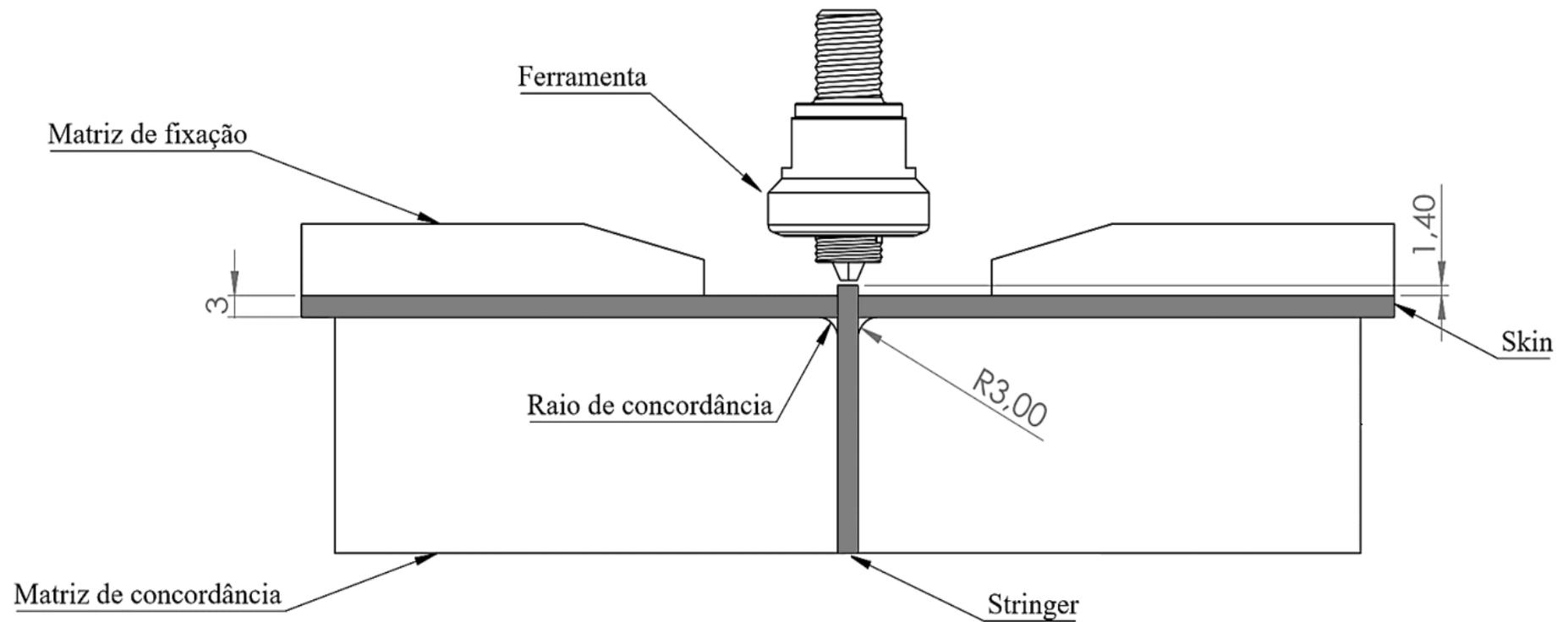
- Constituição química do reagente Poulton modificado (mistura de soluções).

Solução 1	Solução 2
0,5 ml - 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	

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE A

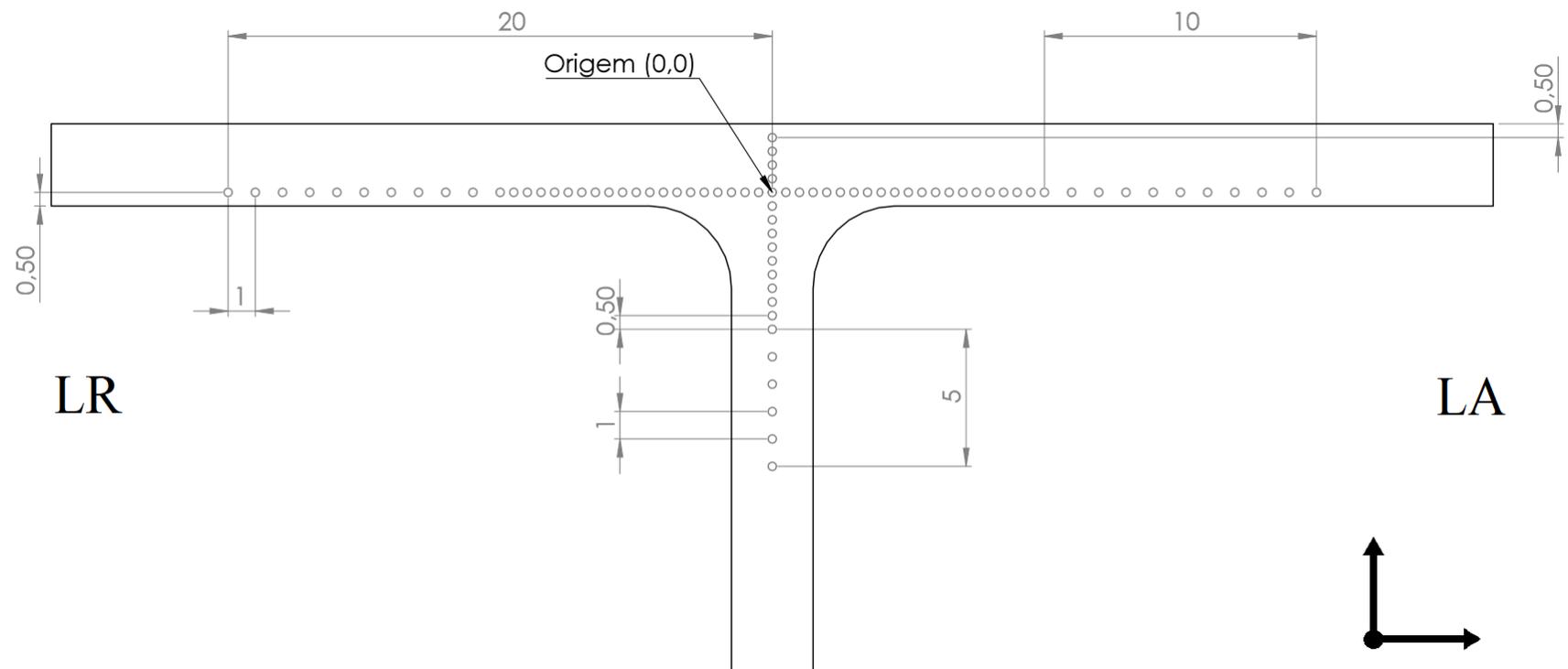
- Configuração da montagem dos equipamentos e disposição das peças para a soldadura numa configuração de junta *T-Butt*.



Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE B

- Distribuição dos pontos onde foram efetuadas e medidas as indentações para obtenção dos perfis de microdureza.



Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE C

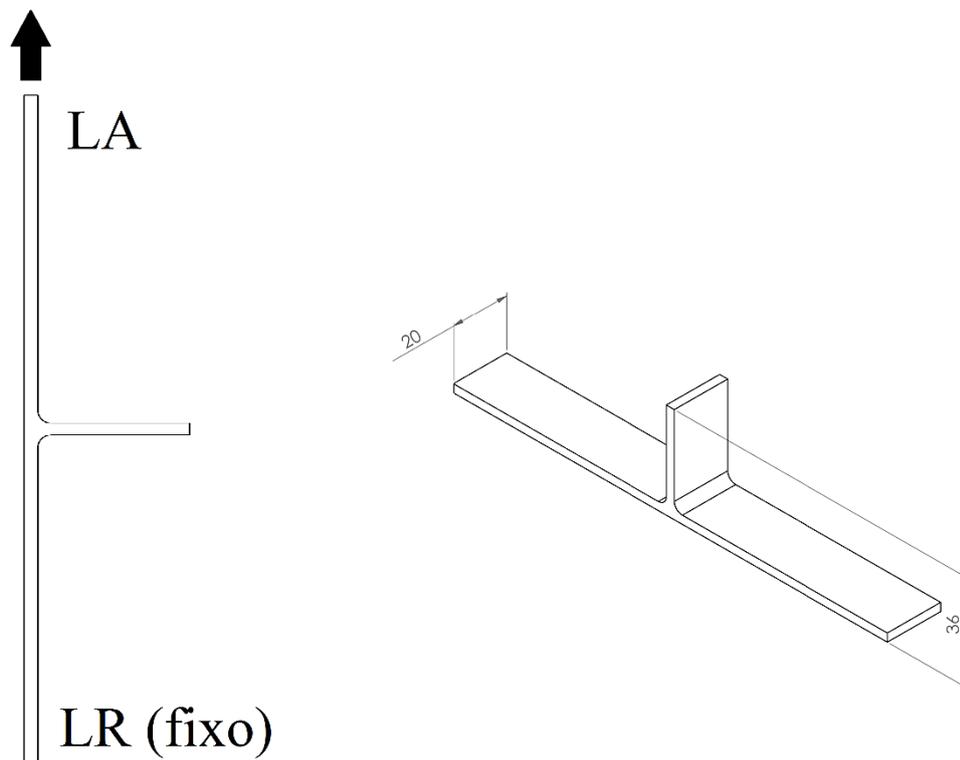
• Número de provetes utilizados em cada ensaio mecânico, de cada série de soldadura.

Série \ Ensaio	Microdureza	Tração	Arrancamento	Fadiga
56BPP-1	1	2	2	7
65BPP-2	1	2	2	7
65BRP-3	1	2	2	7
56BRP-4	1	2	2	7
56BRP-5	1	2	2	
56BRP-6				
56BRP-7				

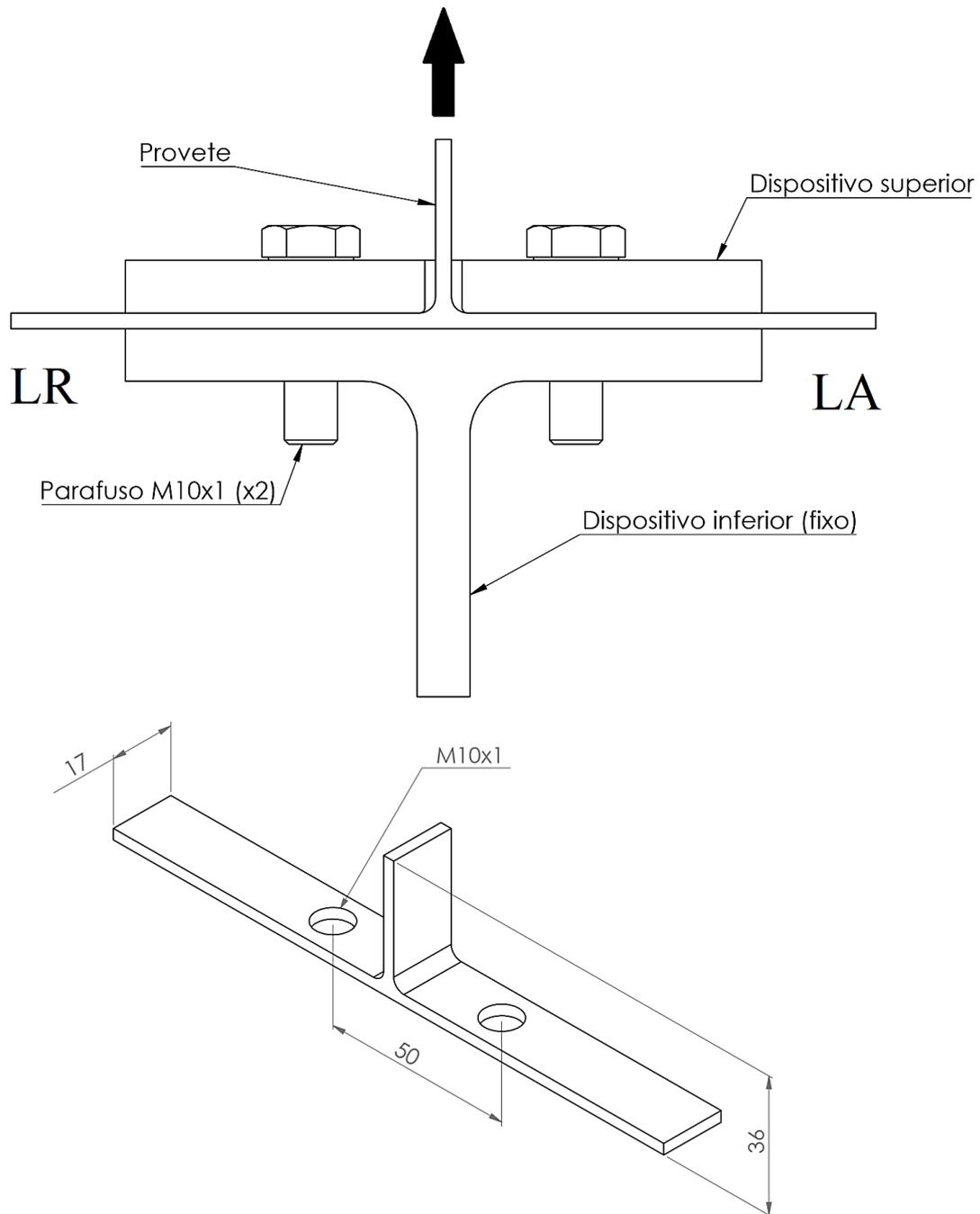
Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE D

- Esquema representativo da montagem para os ensaios de tração e dimensões dos provetes.

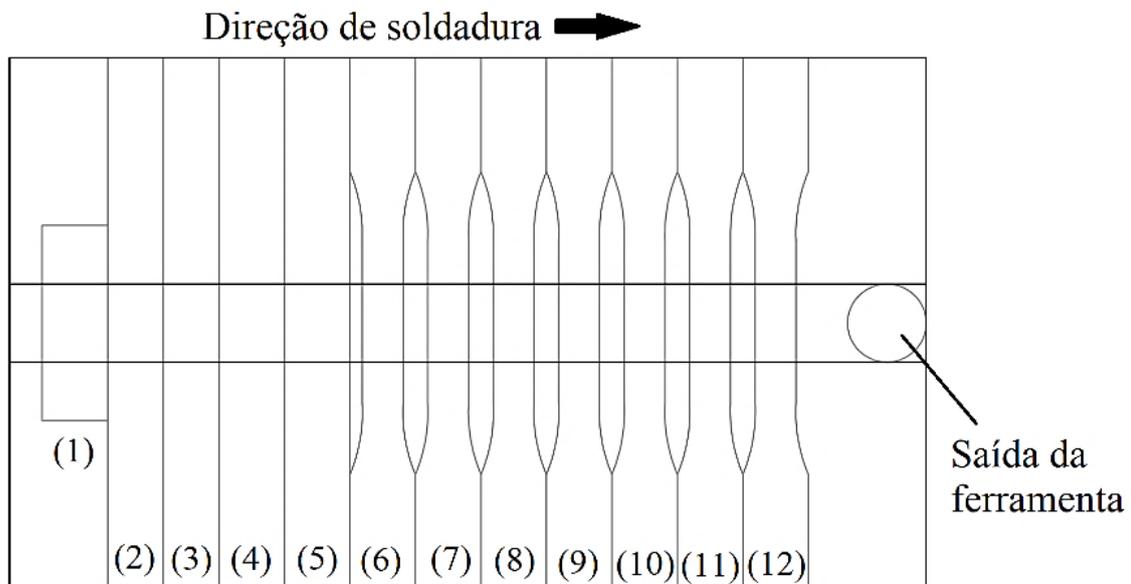


- Esquema representativo da montagem para os ensaios de arrancamento e dimensões dos provetes.



APÊNDICE E

- Distribuição dos provetes para as várias análises.



- Posição dos provetes e correspondentes objetivos.

Provet(s)	Objetivo
1	Análise metalográfica e microdurezas
2 e 3	Ensaio de arrancamento
4 e 5	Ensaio de tração
6-12	Ensaio de fadiga

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE F

• Tensão de rotura, deformação máxima e eficiência observadas nas séries nos ensaios de tração e nos materiais base no *skin*.

	σ_r [MPa]	$\varepsilon_{\text{máx}}$ [%]	$\sigma_r/\sigma_{r,\text{base}}$ [%]
56BPP-1	254,9	9,52	87,2
56BRP-4	264,3	10,86	90,5
56BRP-5	280,1	11,22	95,9
AA5083-H111	292,2	21,22	
65BPP-2	184,3	7,33	60,1
65BRP-3	190,9	5,97	62,2
AA6082-T6	306,8	16,54	

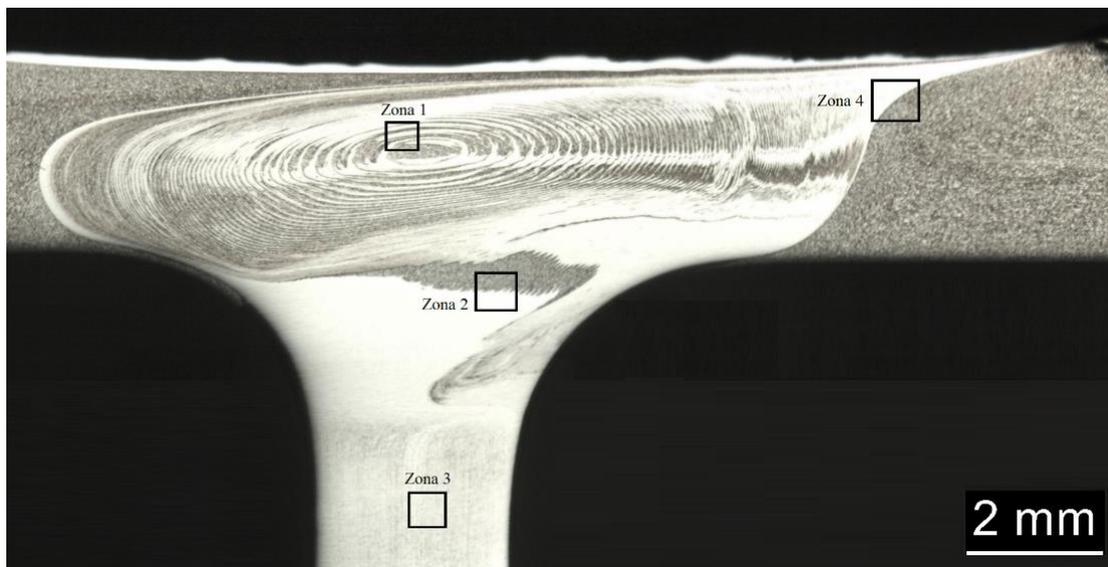
• Tensão de rotura, alongamento máximo e eficiência observados nas séries nos ensaios de tração e nos materiais base no *stringer*.

	σ_r [MPa]	Alongamento máximo [mm]	$\sigma_r/\sigma_{r,\text{base}}$ [%]
56BPP-1	181,2	2,57	59,1
56BRP-4	197,8	2,10	64,5
56BRP-5	237,6	2,40	77,4
AA5083-H111	292,2	10,61	
65BRP-3	285,4	10,37	97,7
AA6082-T6	306,8	8,27	

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

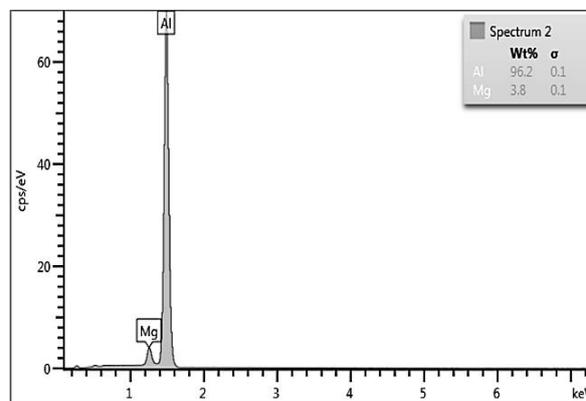
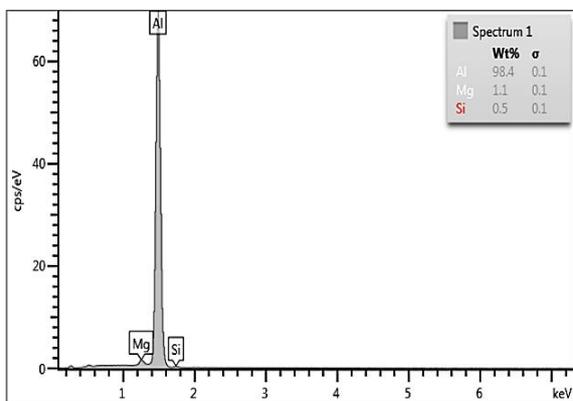
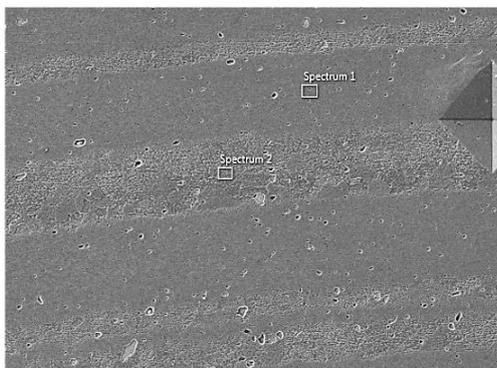
APÊNDICE G

- Pontos de análise da série 56BPP-1.

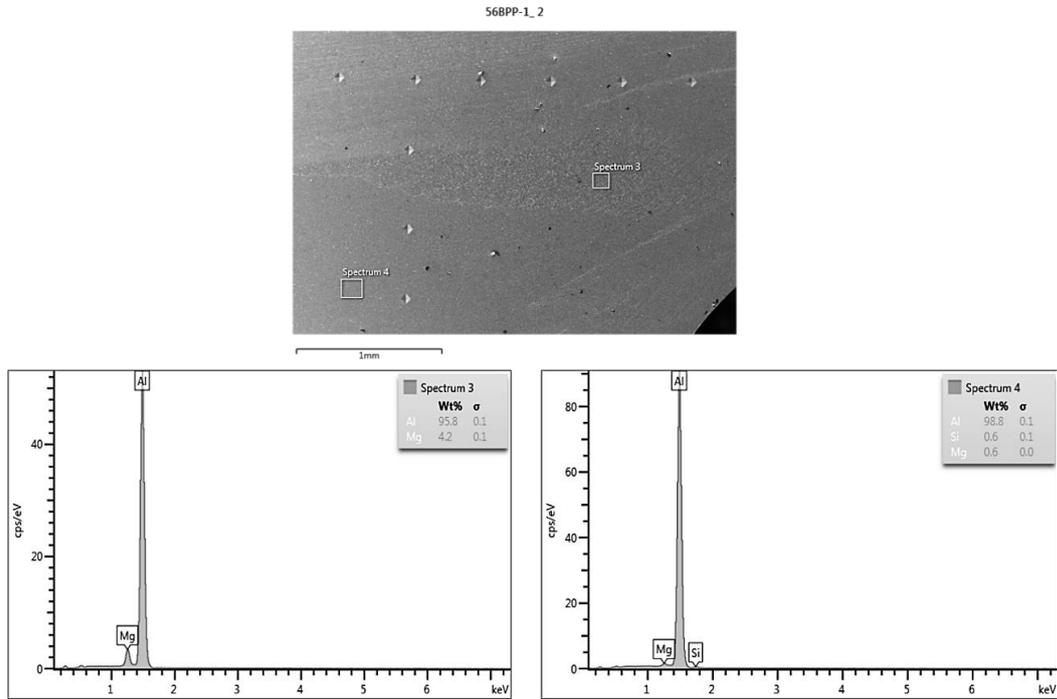


-Resultados obtidos na Zona 1 da série 56BPP-1: *Spectrum 1*; *Spectrum 2*.

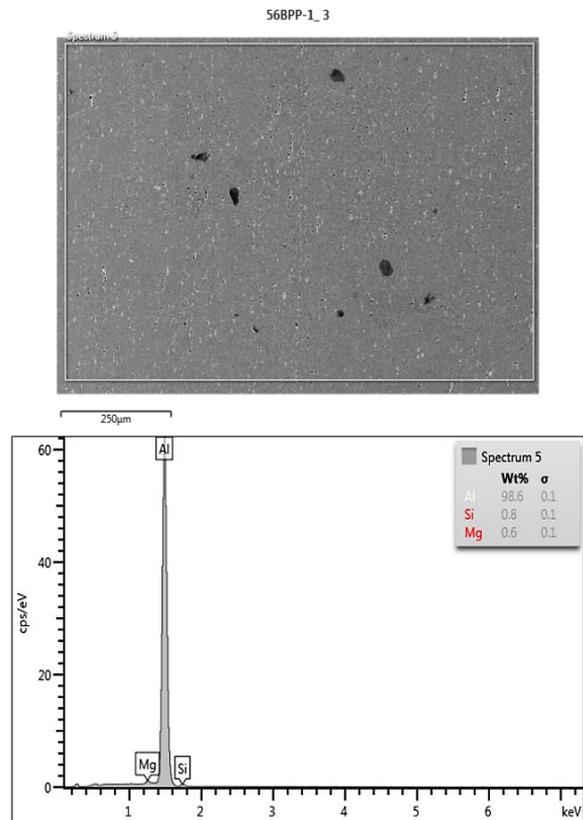
56BPP-1_1



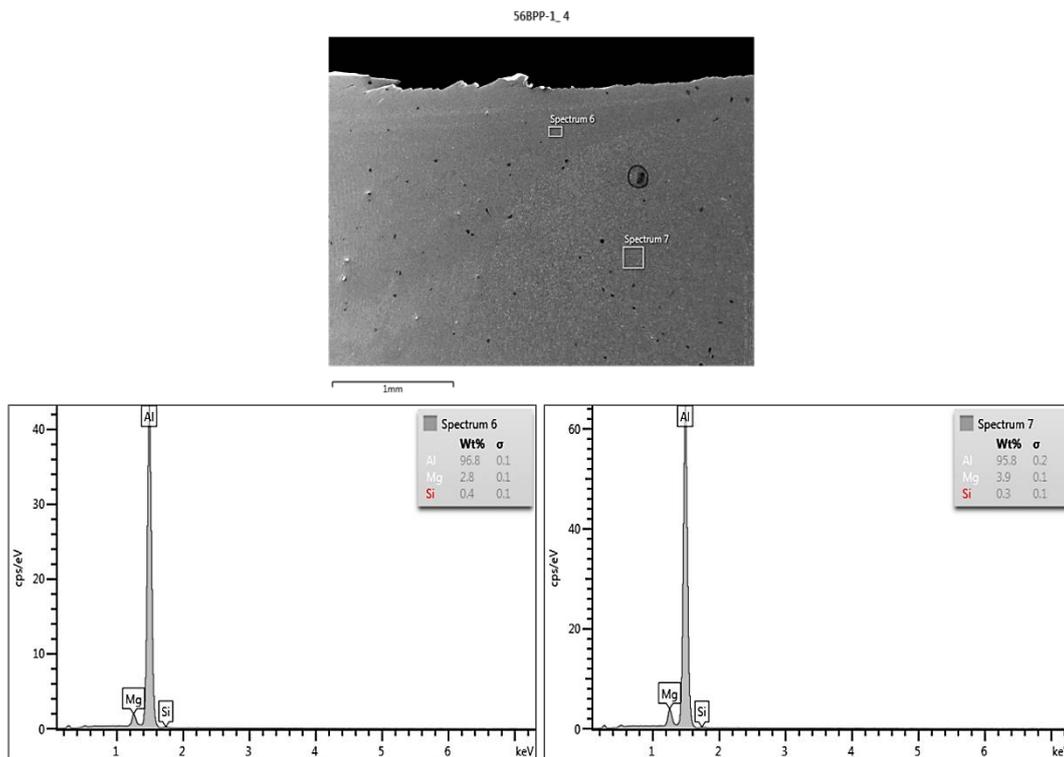
-Resultados obtidos na Zona 2 da série 56BPP-1: *Spectrum 3; Spectrum 4.*



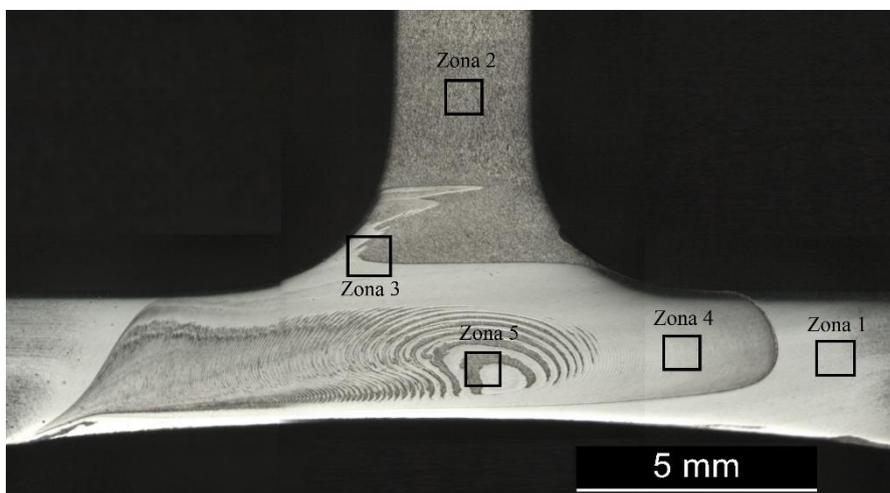
-Resultados obtidos na Zona 3 da série 56BPP-1: *Spectrum 5.*



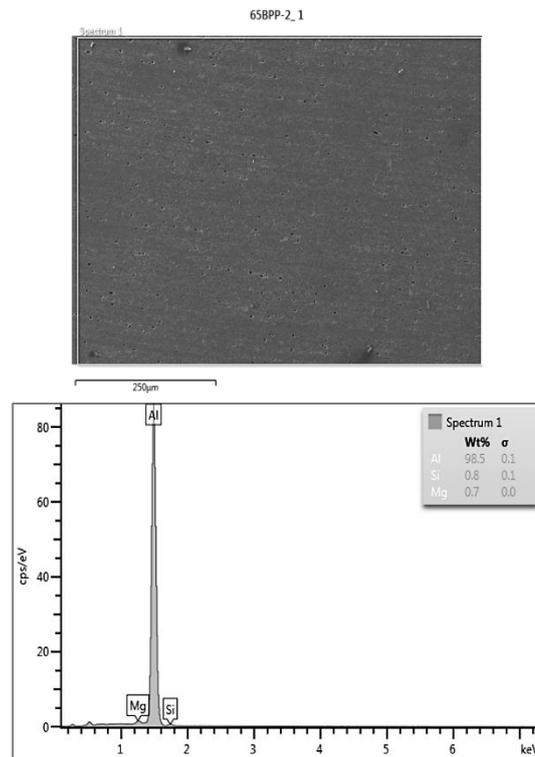
-Resultados obtidos na Zona 4 da série 56BPP-1: *Spectrum 6*; *Spectrum 7*.



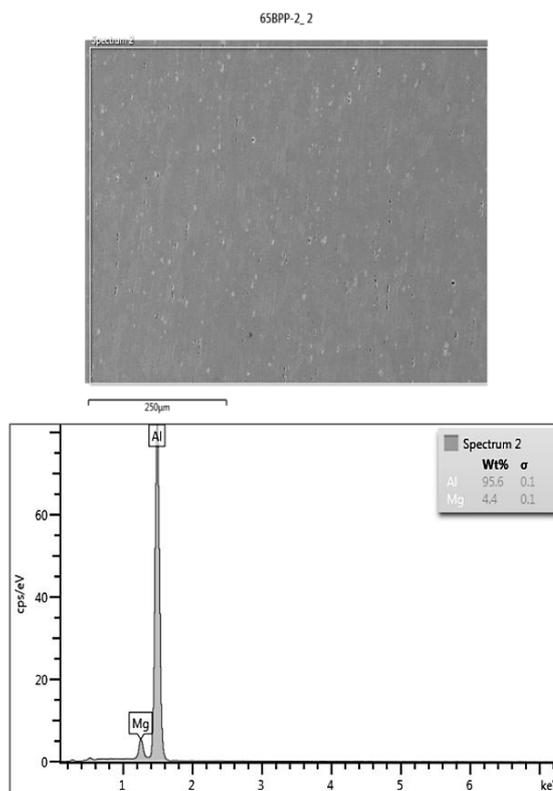
• Pontos de análise da série 65BPP-2.



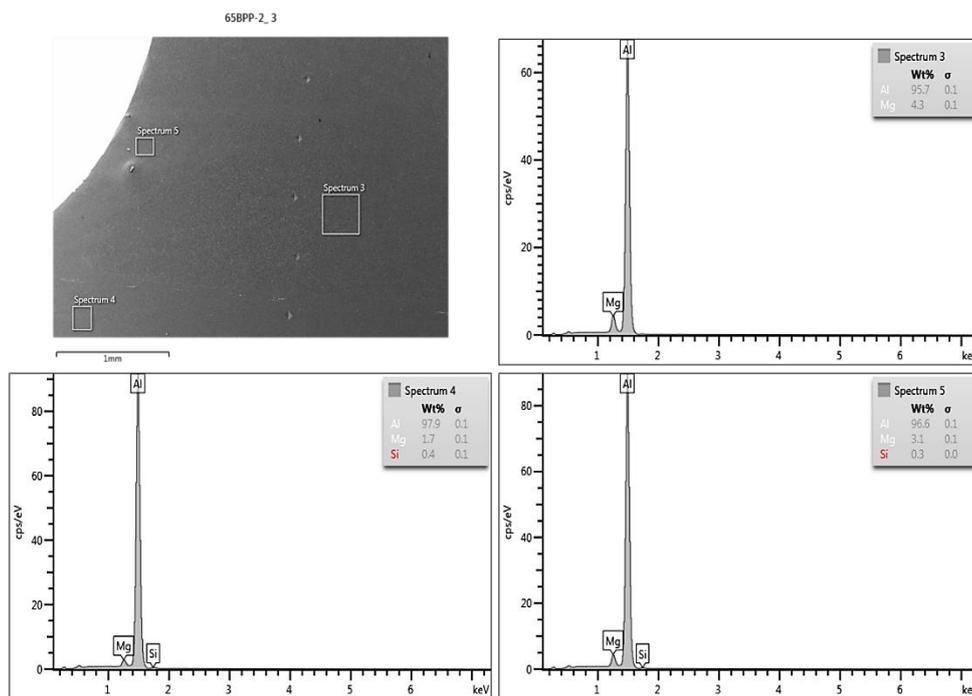
-Resultados obtidos na Zona 1 da série 65BPP-2: *Spectrum 1*



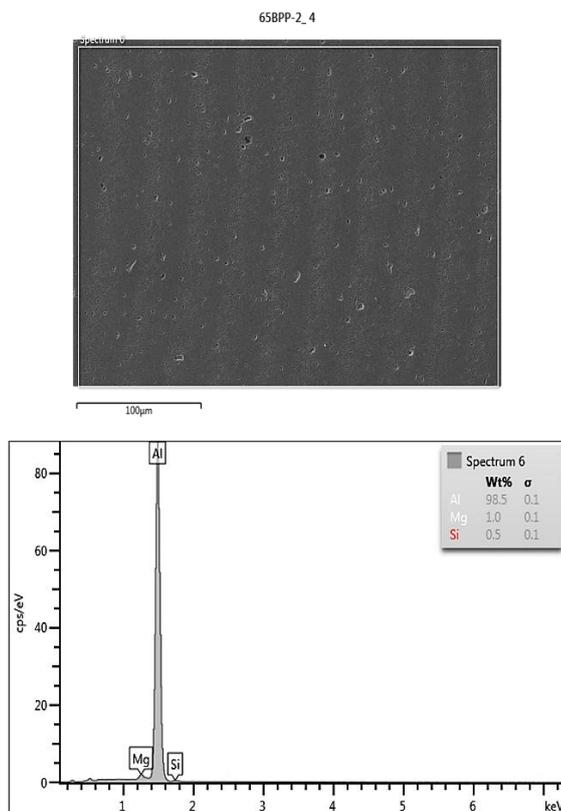
-Resultados obtidos na Zona 2 da série 65BPP-2: *Spectrum 2*.



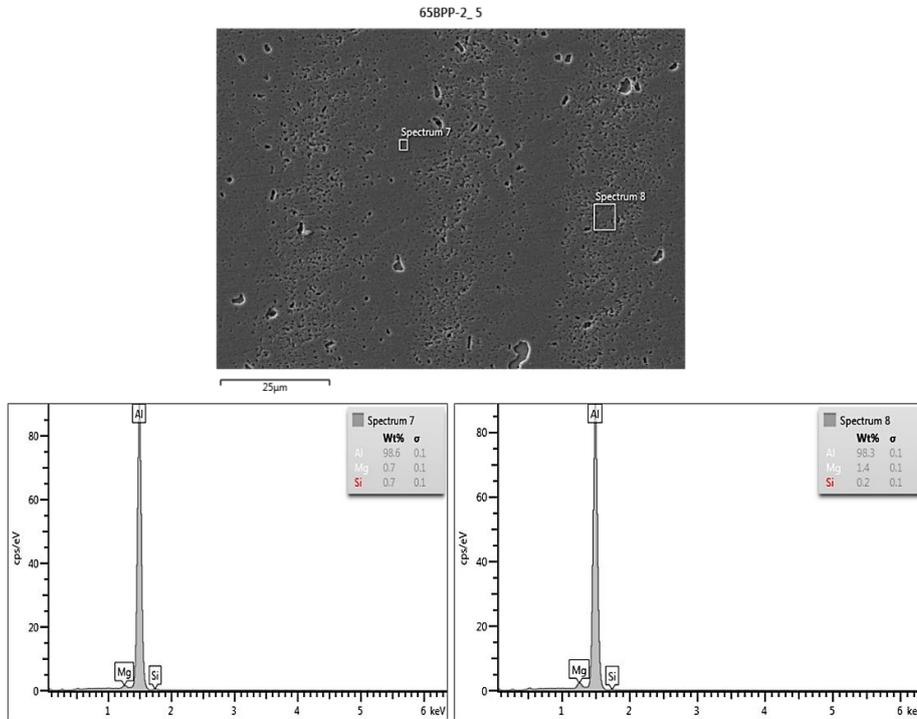
-Resultados obtidos na Zona 3 da série 65BPP-2: *Spectrum 3*, *Spectrum 4* e *Spectrum 5*.



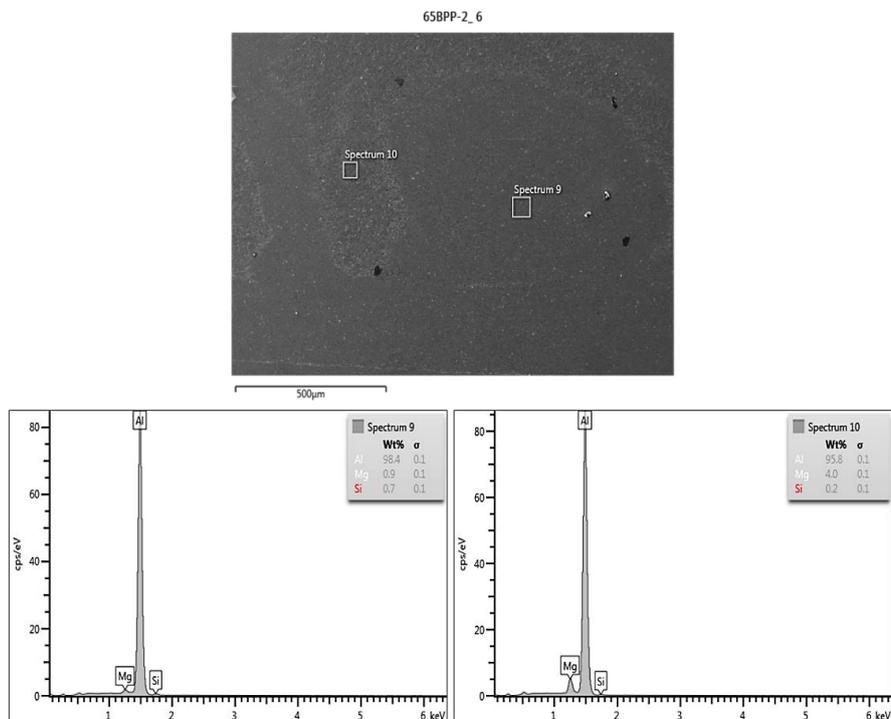
-Resultados obtidos na Zona 4 da série 65BPP-2: *Spectrum 6*.



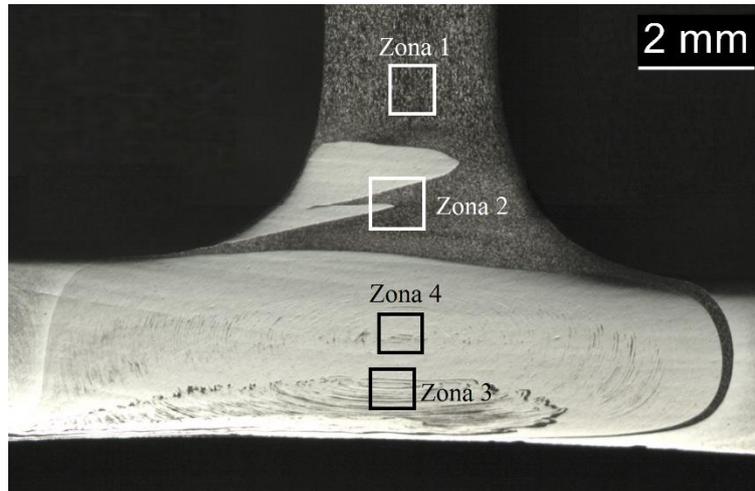
-Resultados obtidos na Zona 4 (com maior ampliação) da série 65BPP-2: *Spectrum 7* e *Spectrum 8*.



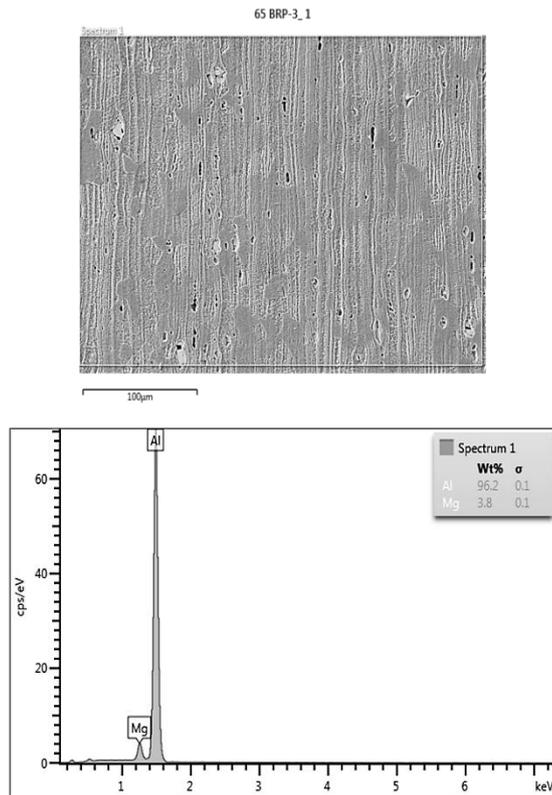
-Resultados obtidos na Zona 5 da série 65BPP-2: *Spectrum 9* e *Spectrum 10*.



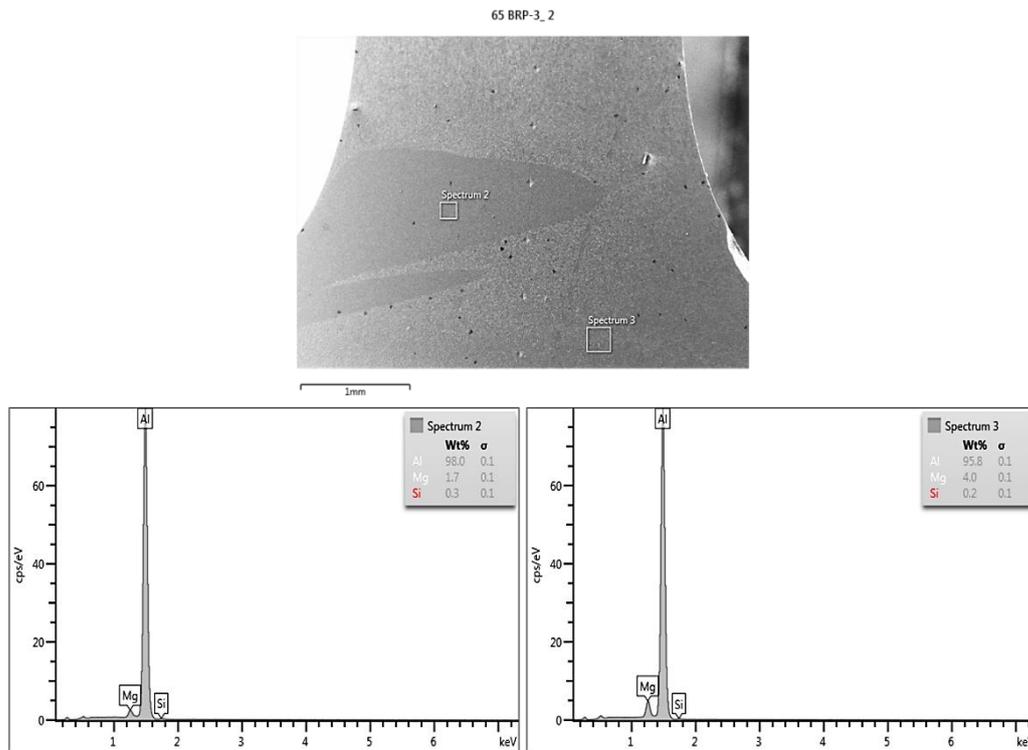
- Pontos de análise da série 65BRP-3.



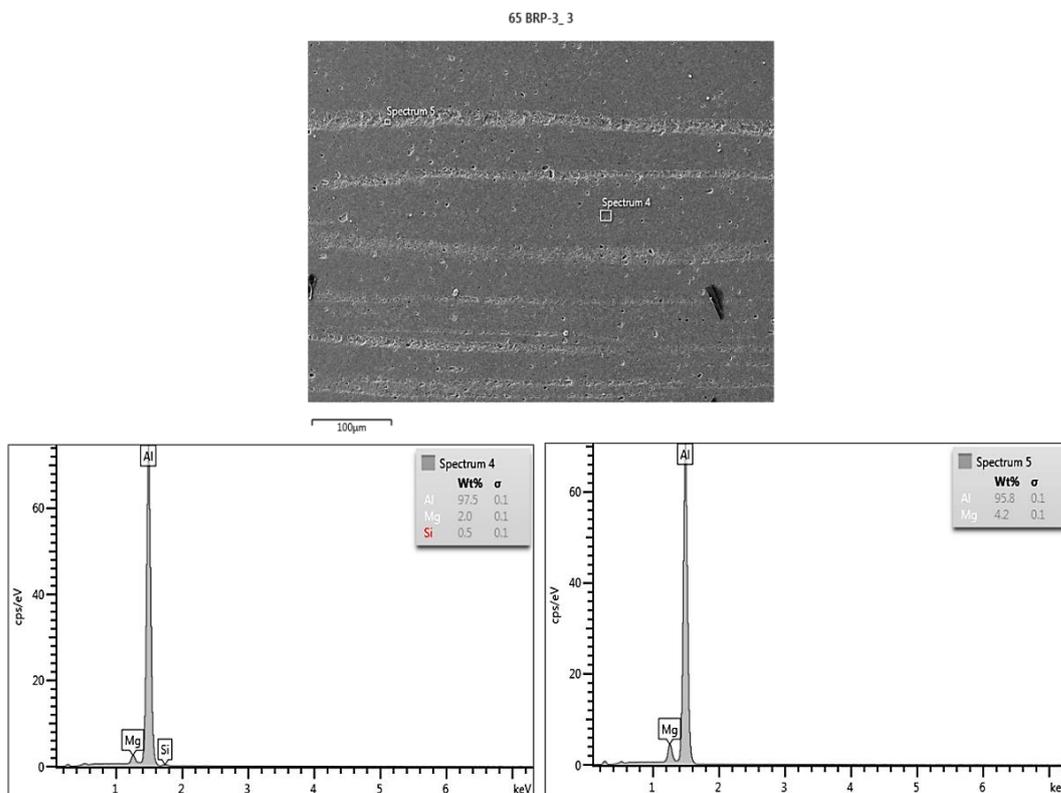
-Resultados obtidos na Zona 1 da série 65BRP-3: *Spectrum 1*.



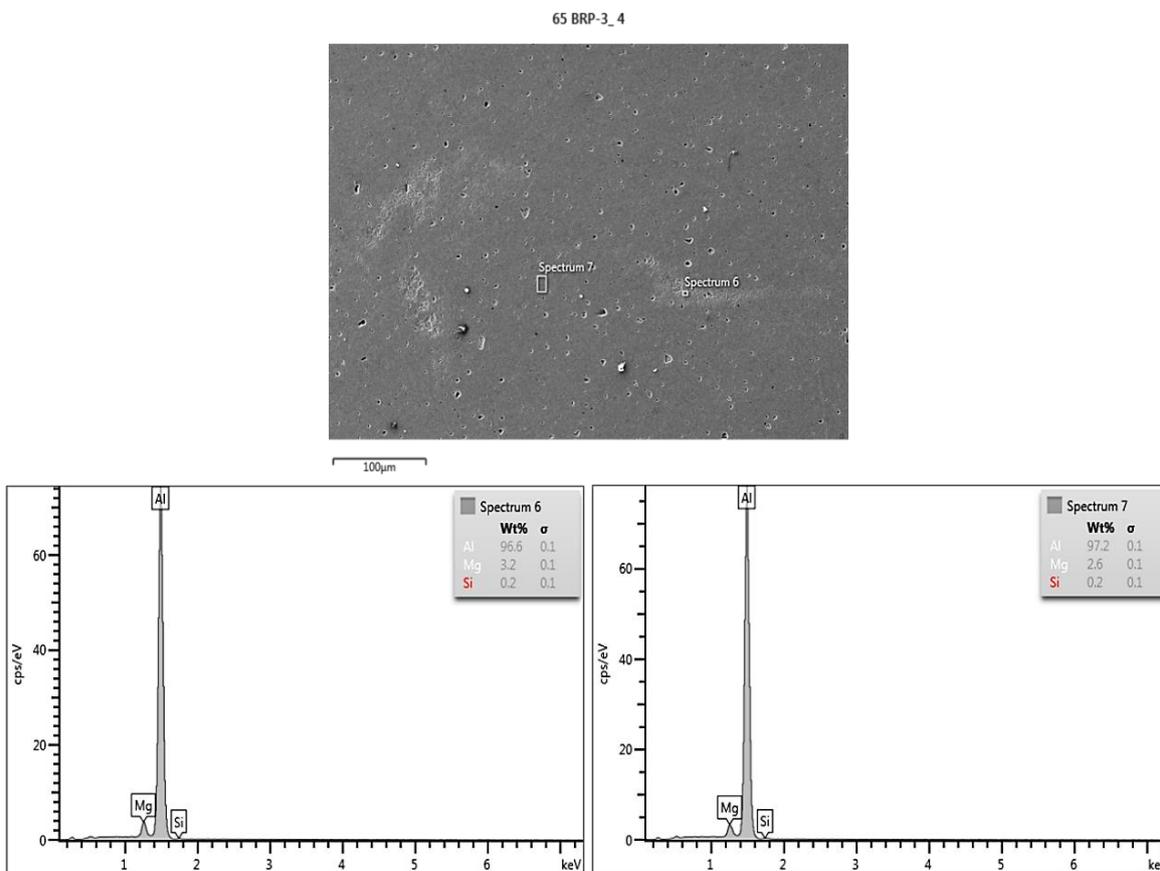
-Resultados obtidos na Zona 2 da série 65BRP-3: *Spectrum 2* e *Spectrum 3*.



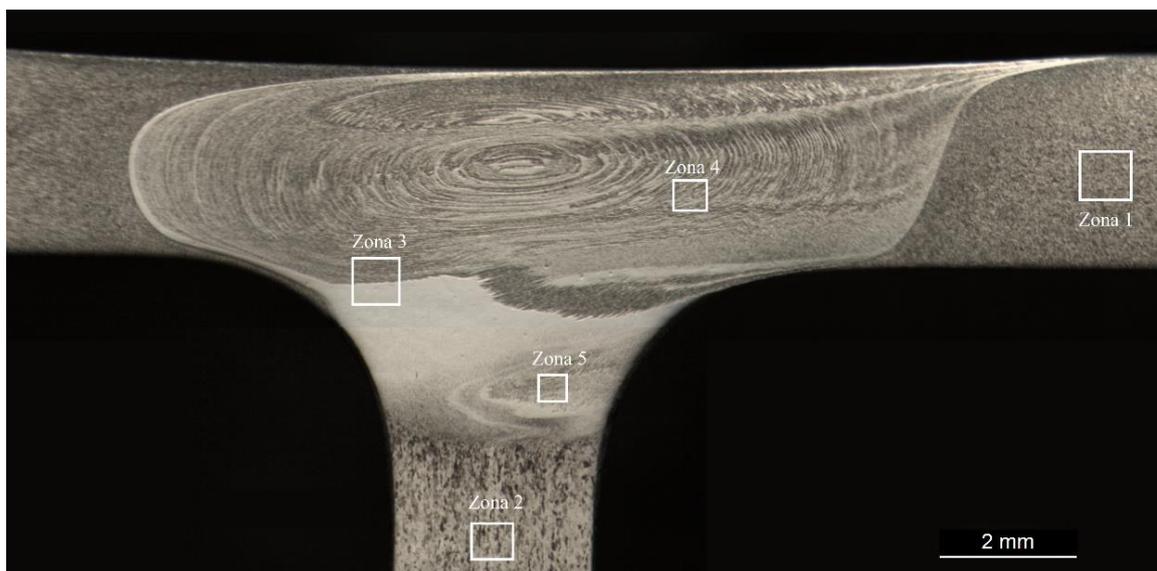
-Resultados obtidos na Zona 3 da série 65BRP-3: *Spectrum 4* e *Spectrum 5*.



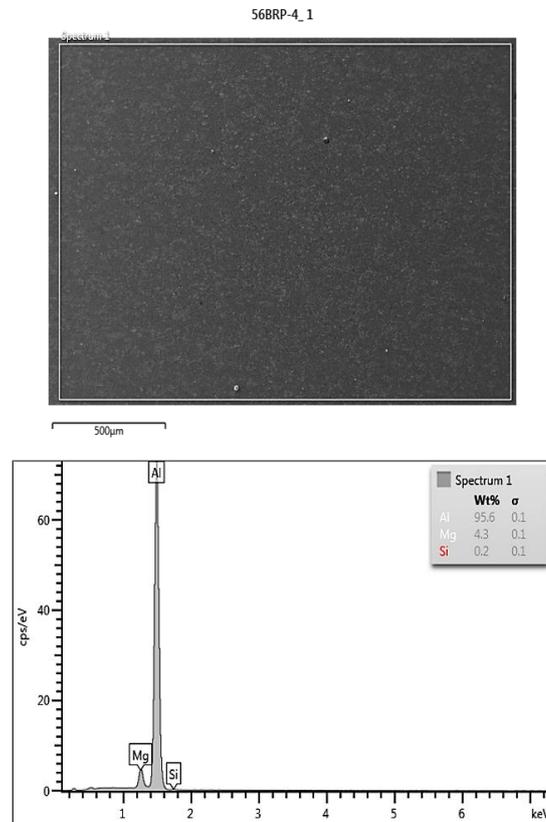
-Resultados obtidos na Zona 4 da série 65BRP-3: *Spectrum 6* e *Spectrum 7*.



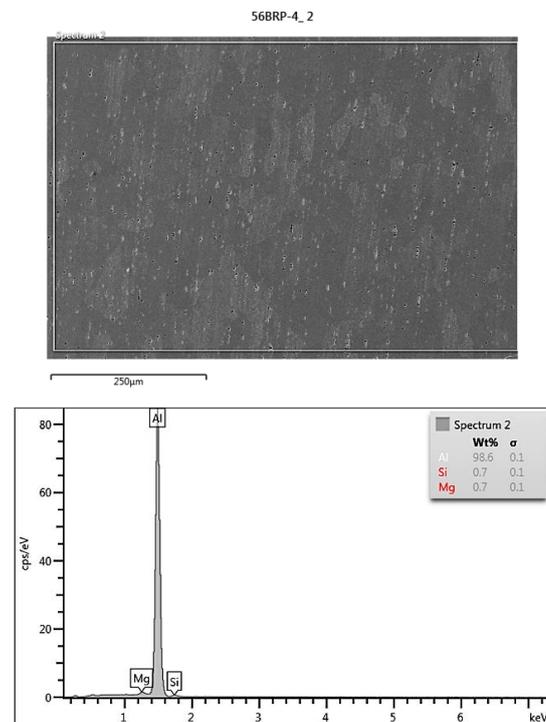
- Pontos de análise da série 56BRP-4.



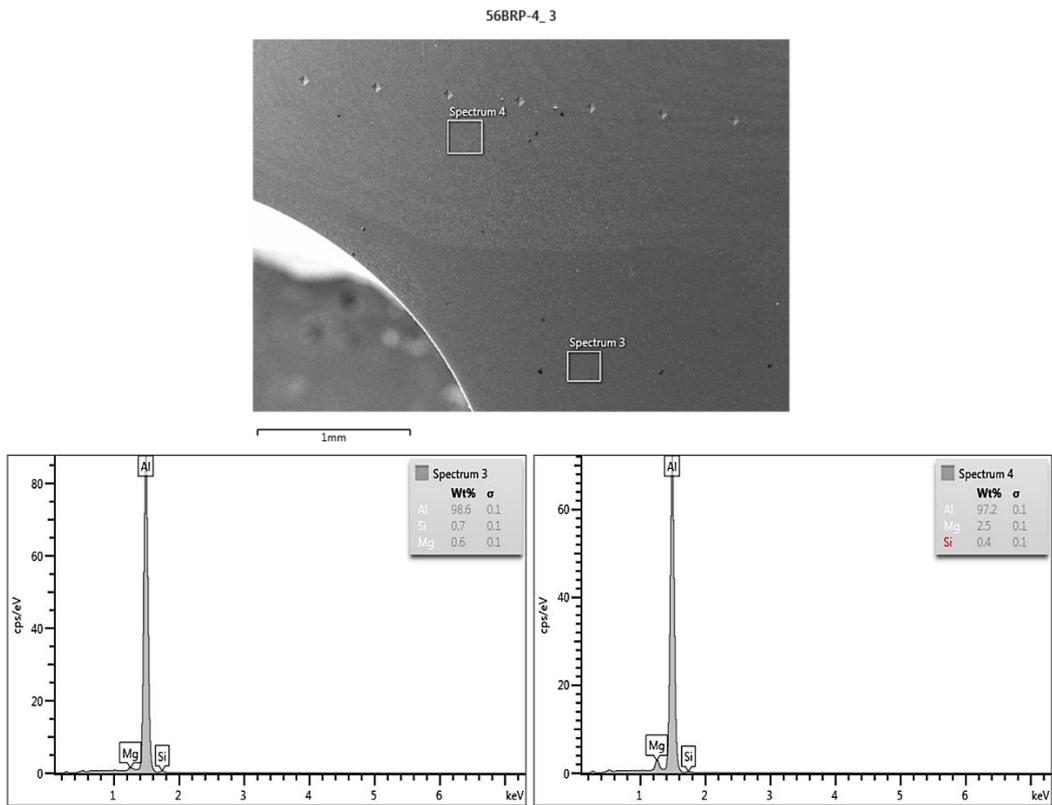
-Resultados obtidos na Zona 1 da série 56BRP-4: *Spectrum 1*.



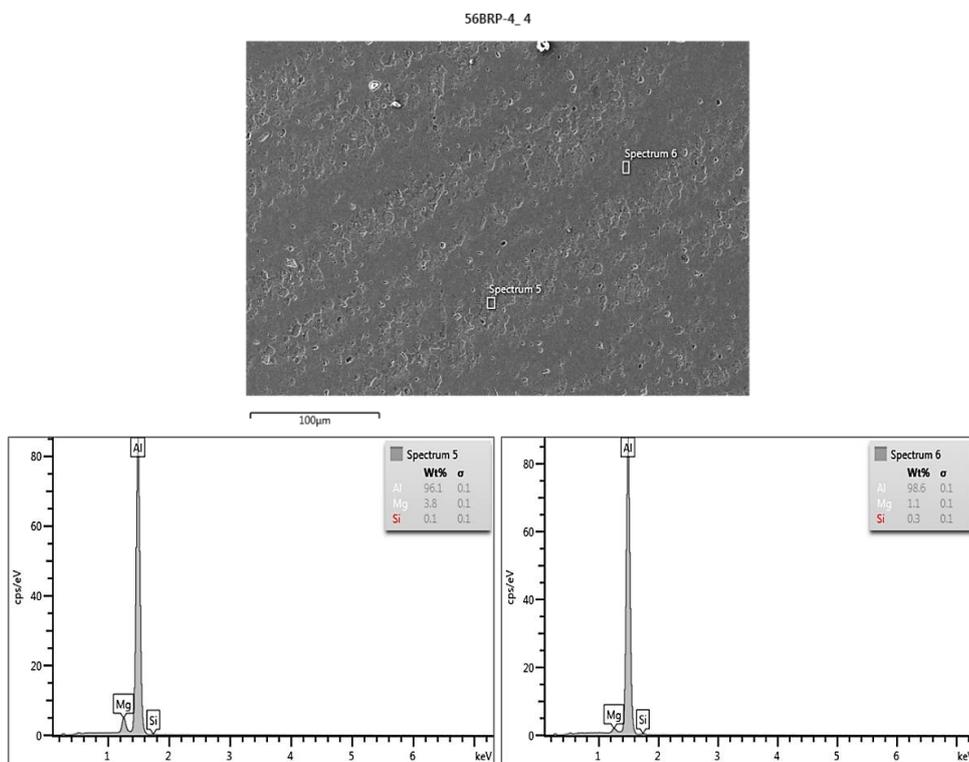
-Resultados obtidos na Zona 2 da série 56BRP-4: *Spectrum 2*.



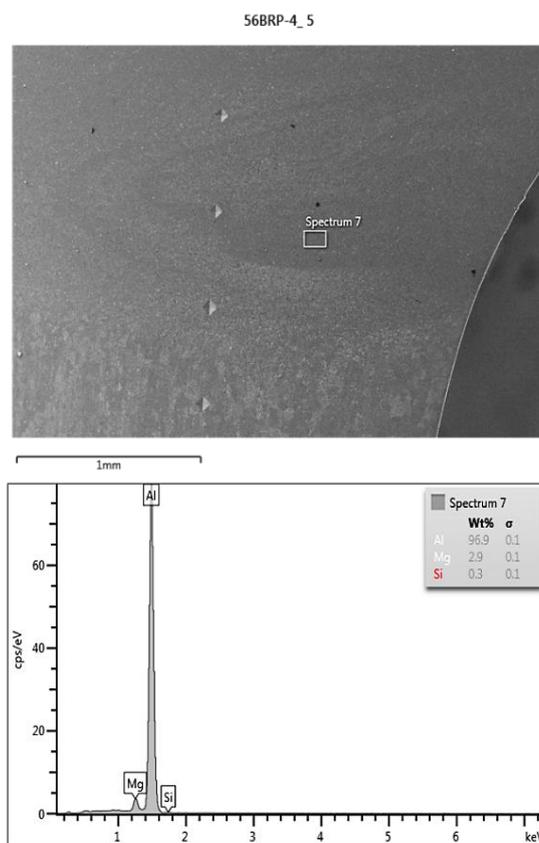
-Resultados obtidos na Zona 3 da série 56BRP-4: *Spectrum 3* e *Spectrum 4*.



-Resultados obtidos na Zona 4 da série 56BRP-4: *Spectrum 5* e *Spectrum 6*.

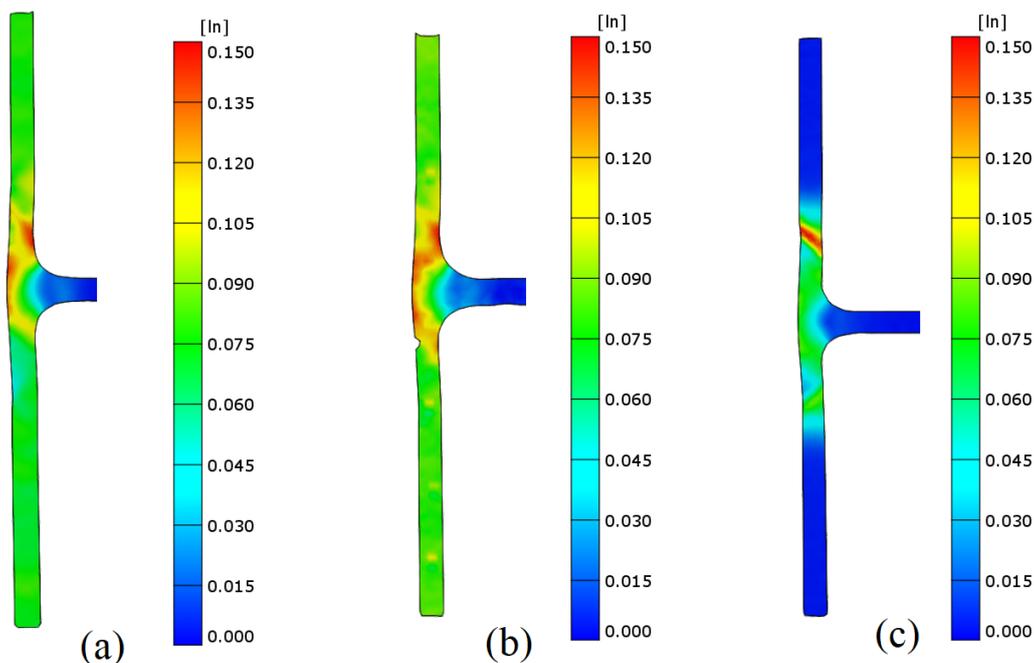


-Resultados obtidos na Zona 5 da série 56BRP-4: *Spectrum 7*.

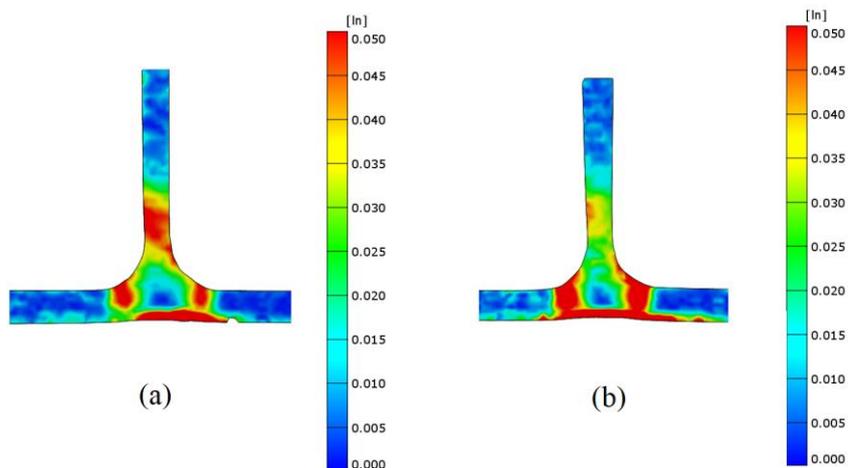


APÊNDICE H

- Mapeamento de deformações locais das séries (a) 56BPP-1, (b) 56BRP-4 e (c) 65BRP-3, correspondente aos ensaios de tração no *skin*.



- Mapeamento de deformações locais das séries (a) 56BRP-4 e (b) 56BRP-5, relativo aos ensaios de tração ao longo do *stringer*.



Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.

APÊNDICE I

- Ficheiro Excel relativo ao ensaio de fadiga do provete 65BRP-3.1.

Ciclo	Carga máxima [kN]	Carga mínima [kN]
1	5,421	0,608
17	0,000	-0,026
18	0,005	-0,037
19	0,004	-0,033
20	0,107	-0,108
21	0,142	-0,081
22	0,011	-0,029
23	0,007	-0,020
24	0,004	-0,012
25	0,004	-0,012
26	0,004	-0,011
27	0,003	-0,010
28	0,004	-0,009
29	0,003	-0,011
30	0,002	-0,014
31	0,002	-0,010
32	0,002	-0,012
33	0,002	-0,010

Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear.
