



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Influência da geometria da ferramenta na morfologia e comportamento à fadiga de juntas 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 Produção e Projeto

## **Influence of tool geometry on morphology and fatigue behaviour of dissimilar AA5083-AA6082 T-joints, joined by friction stir welding**

Autor

**Cláudio Alexandre Berenguer Silva**

Orientadores

**José Domingos Moreira da Costa**

**Altino de Jesus Roque Loureiro**

Júri

Presidente	<b>Professor Doutor José António Martins Ferreira</b> <b>Professor Catedrático da Universidade de Coimbra</b>
Vogais	<b>Professor Doutor Luís Filipe Pires Borrego</b> <b>Professor Coordenador do Instituto Politécnico de Coimbra</b> <b>Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro</b>
Orientador	<b>Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra</b>

Coimbra, Julho de 2016

## **Agradecimentos**

O trabalho que se segue seria significativamente mais difícil sem a estreita colaboração e apoio de algumas pessoas a quem gostaria de deixar o meu sincero agradecimento.

Em primeiro gostaria de agradecer aos meus orientadores, Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, por toda a disponibilidade, apoio, motivação e conhecimentos transmitidos.

Um agradecimento muito especial aos meus pais por todo o apoio, carinho e motivação incondicionais, assim como pela paciência, não só nesta fase mas ao longo de todo o meu percurso académico.

Aos meus amigos, dentro e fora do curso, pelos momentos de lazer e descontração, pela sua preocupação e amizade. Em destaque, um agradecimento, às pessoas que partilharam comigo o local de trabalho, no grupo de tecnologia, pelo bom clima gerado e por toda a ajuda prestada.

Por fim, deixo também o meu reconhecimento a todos os outros que direta ou indiretamente contribuíram para este trabalho, desde professores, alunos e funcionários.

A todos vocês, bem hajam e muito obrigado.

## Resumo

O objetivo deste estudo é a análise dos fatores de produção de juntas T dissimilares, sem defeitos, na configuração *T-Lap*, recorrendo ao processo de soldadura por fricção linear (FSW), e o estudo do seu comportamento à fadiga.

Foram usadas duas ferramentas progressivas com geometria diferente: uma com a extremidade do pino piramidal e outra com a extremidade do pino cônica roscada. Os materiais usados nas chapas foram as ligas de alumínio AA5083-H111 e AA6082-T6.

A morfologia das soldaduras e o fluxo e mistura dos dois materiais foram analisados com recurso à microscopia ótica, eletrónica de varrimento e à análise química EDS. Foi ainda estudado o perfil de dureza das juntas e o comportamento à fadiga das soldaduras sem defeitos.

Foram identificados vários tipos de defeitos na análise morfológica, no entanto foi possível obter juntas sem defeitos para as duas ferramentas e para as duas combinações de materiais. Conseguiu-se identificar fluxos devidos a diferentes zonas das ferramentas e verificou-se que a chapa adicionada compensa o material que migra para as concordâncias. As duas ligas são afetadas de forma diferente pelo processo, como pode ser visto nos perfis de dureza obtidos, embora sejam semelhantes para as duas ferramentas. O comportamento à fadiga das séries testadas revelou-se inferior ao de juntas similares na mesma configuração.

**Palavras-chave:** Friction Stir Welding, T-Lap, Juntas Dissimilares, Ligas de alumínio, Fadiga, Geometria de Ferramentas.

## Abstract

The aim of this study is the analysis of production factors of dissimilar T-joints, free of defects, in T-Lap configuration, using the friction stir welding (FSW) process, and the study of their behavior under fatigue.

Two progressive tools with different geometry were used: one with a pyramidal pin tip and another with a tapered threaded pin tip. The materials used in the plates were aluminum alloys AA5083-H111 and AA6082-T6.

The morphology of the welds and the flow and mixing of the two materials was analyzed using the optical microscope, scanning electron microscope and EDS chemical analysis. Also, it was studied the hardness profile of the joints and the fatigue behavior of welds free of defects.

Several types of defects were found during morphology analysis, however it was possible to produce defect-free joints for both tools and for the two combinations of materials. It was possible to identify flows due to different zones of the tools and it was found that the extra plate material fills the space of the material that migrates into the fillets. The two alloys are affected differently by the process, as can be seen in hardness profiles, although the effect is similar for the two tools. The fatigue behavior of the tested series proved to be inferior to similar joints in the same configuration.

**Keywords** Friction Stir Welding, T-Lap, Dissimilar Joints, Aluminum Alloys, Fatigue, Tools Geometry.

## Índice

Índice de Figuras .....	vi
Índice de Tabelas .....	ix
Simbologia e Siglas .....	x
Simbologia.....	x
Siglas .....	x
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. Revisão bibliográfica.....	3
2.1. O processo de Friction Stir Welding (FSW).....	3
2.1.1. Descrição do Processo .....	3
2.1.2. Vantagens e Desvantagens do Processo .....	4
2.2. Parâmetros do Processo .....	5
2.2.1. Velocidade de rotação da ferramenta .....	6
2.2.2. Velocidade de avanço .....	6
2.2.3. Penetração e força axial.....	7
2.2.4. Ângulo de inclinação da ferramenta.....	7
2.3. Ferramenta – Geometria e Material .....	8
2.4. Geração de Calor .....	10
2.5. Fluxo de Material.....	11
2.6. Microestrutura e Propriedades .....	13
2.7. Defeitos Típicos .....	15
2.8. Tipos de Juntas.....	17
2.9. FSW em Ligas de Alumínio .....	19
2.10. Fadiga em juntas T obtidas por FSW .....	20
2.11. Conclusões da revisão bibliográfica.....	22
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	23
3.1. Definição da configuração de junta .....	23
3.2. Definição das ferramentas .....	24
3.3. Preparação das chapas e realização das soldaduras .....	25
3.4. Análise morfológica.....	27
3.5. Análise do perfil de microdureza.....	28
3.6. Comportamento à tração .....	28
3.7. Ensaios de fadiga .....	29
3.8. Análise da superfície de fratura e do fluxo de material .....	29
4. RESULTADOS .....	30
4.1. Otimização dos parâmetros de soldadura .....	30
4.1.1. Séries 65 .....	30
4.1.2. Série 66.....	32
4.1.3. Séries 56 .....	33

4.2. Microestrutura.....	35
4.3. Fluxo e mistura de material .....	37
4.4. Microdureza .....	38
4.4.1. Ferramenta piramidal progressiva .....	39
4.4.2. Ferramenta cônica roscada progressiva .....	40
4.5. Comportamento à tração .....	41
4.6. Deformações Locais .....	43
4.7. Comportamento à fadiga.....	43
4.8. Análise da superfície de fratura .....	47
5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS .....	50
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	52
ANEXO A .....	56
ANEXO B .....	57
ANEXO C .....	58
ANEXO D .....	60
ANEXO E.....	61

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática do processo de FSW.....	4
Figura 2.2. Ferramenta MX Triflute™ (adaptada de Rowe e Thomas, 2006) .....	9
Figura 2.3. Posição final do marcador, nos estudos realizados por Fratini et al (2009a)...	12
Figura 2.4. Zonas típicas e suas microestruturas: A – Material base; B – ZTA; C – ZTMA; D – <i>nugget</i> . (Adaptada de Threadgill et al, 2009).....	14
Figura 2.5. Exemplos de configurações possíveis para as juntas em T (Tavares et al, 2010) .....	17
Figura 2.6. Efeito da soldadura no caminho de propagação da fenda (Adaptada de Lemmen et al, 2011).....	22
Figura 3.1. Esquema configuração T-Lap .....	24
Figura 3.2. Ferramentas: a) – Piramidal Progressiva; b) – Cônica Roscada Progressiva....	25
Figura 3.3. Montagem usada durante o processo de soldadura. ....	26
Figura 4.1. Aspecto superficial série 65LPP-1. ....	30
Figura 4.2. Macrografia da série 65LPP-1. ....	31
Figura 4.3. Linha de óxidos presente na série 65LPP-1. ....	31
Figura 4.4. Macrografias da série 65LRP-6-a e da série 65LRP-7-b. ....	32
Figura 4.5. Macrografia da série 66LPP-2. ....	32
Figura 4.6. Macrografias da série 56LPP-3-a e 65LPP-9-b. ....	33
Figura 4.7. Aspeto superficial das séries 56LRP-4 (a) e 56LRP-5 (b).....	34
Figura 4.8. Macrografias: a-56LRP-4; b-56LRP-5A e c-56LRP-5B .....	34
Figura 4.9. Macrografia da série 56LRP-8. ....	35
Figura 4.10. Microestrutura série 65LPP-1. A- <i>nugget</i> ; B-ZTMA <i>skin</i> ; C-ZTMA <i>stringer</i> . .....	35
Figura 4.11. Série 65LPP-1: a-transição ZTMA lado do recuo, b- <i>nugget</i> .....	36
Figura 4.12. Material base: a-AA5083; b-AA6082.....	36
Figura 4.13. Zona de trabalho da ferramenta (Série 65LRP-7). ....	38
Figura 4.14. Perfil de microdurezas das séries 65LPP-1 e 66LPP-2.....	39
Figura 4.15. Perfil de microdurezas das séries 56LPP-3 e 56LPP-9.....	40
Figura 4.16. Perfil de microdurezas das séries 65LRP-6 e 65LRP-7.....	40
Figura 4.17. Perfil de microdurezas das séries 56LRP-4, 56LRP-5B e 56LRP-8.....	41

Figura 4.18. Curvas tensão-deformação convencionais. ....	42
Figura 4.19. Mapa de deformações da série 65LPP-1: a) 1/3 da carga; b)-2/3 carga; c)- carga máxima .....	43
Figura 4.20. Comparativo curvas S-N das séries 65LPP-1, ACE5 e da liga AA6082 (tensões nominais). ....	44
Figura 4.21. Aspeto superficial da série 56LPP-9 .....	45
Figura 4.22. Superfície fratura dos provetes: a-56LPP-9_F7, b- 56LPP-9_F8 .....	45
Figura 4.23. Comparativo curvas S-N das séries 56LPP-9, LC11 e da liga AA5083 (tensões nominais). ....	46
Figura 4.24. Comparativo curvas S-N das séries 65LPP-1 e 56LPP-9. ....	47
Figura 4.25. Superfície de fratura do provete 65LPP-1_F6. ....	48
Figura 4.26. Superfície de fratura do provete 65LPP-1_F8. ....	49
Figura A.1. Esquema do equipamento e da montagem usada para a soldadura das juntas T na configuração <i>T-Lap</i> .....	56
Figura B.1. Composição química das ligas AA5083 e AA6082 (Adaptada de ASM International Handbook).....	57
Figura C.1. Ferramenta Piramidal Progressiva para <i>T-Lap</i> .....	58
Figura C.2. Ferramenta Cônica Roscada Progressiva para <i>T-Lap</i> .....	59
Figura D.1. Esquema dos pontos de medida das microdurezas.....	60
Figura E.1. Principais pontos de análise da série 65LPP-1. ....	61
Figura E.2. Resultado da análise da zona 1 série 65LPP-1: Sp1-AA6082, Sp2-AA5083. .	61
Figura E.3. Resultado da análise da zona 2 série 65LPP-1: Sp3-AA5083, Sp4-AA5083; Sp5-Mistura. ....	62
Figura E.4. Resultado da análise da zona 3 série 65LPP-1: Sp6-AA6082, Sp7-AA5083. .	62
Figura E.5. Principais pontos de análise da série 65LRP-7.....	63
Figura E.6. Resultado da análise da zona 1 série 65LRP-7: Sp1-AA6082, Sp2-AA5083..	63
Figura E.7. Resultado da análise da zona 2 série 65LRP-7: Sp3-AA5083, Sp4-AA6082, Sp5-AA6082, Sp6-AA5083. ....	64
Figura E.8. Principais pontos de análise da série 56LRP-8.....	64
Figura E.9. Resultado da análise da zona 1 série 56LRP-8: Sp1-AA5083, Sp2-AA6082..	65
Figura E.10. Resultado da análise da zona 2 série 56LRP-8: Sp3-Mistura, Sp4-AA6082. .	65
Figura E.11. Principais pontos de análise da série 56LPP-9. ....	66
Figura E.12. Resultado da análise da zona 1 série 56LPP-9: Sp1-AA5083, Sp2-AA6082. .	66
Figura E.13. Resultado da análise da zona 2 série 56LPP-9: Sp3-AA6082, Sp2-AA5083. .	67
Figura E.14. Principais pontos de análise da série 66LPP-2. ....	67



Figura E.15. Resultado da análise da zona 1 série 66LPP-2: Sp1-AA5083..... 67  
Figura E.16. Resultado da análise da zona 2 série 66LPP-2: Sp2-AA6082, Sp3-AA5083. 68  
Figura E.17. Resultado da análise zona 3 série 66LPP-2: Sp4-AA5083, Sp5-AA6082. .... 68

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Parâmetros utilizados nas diferentes séries.....	27
Tabela 4.1. Diâmetro médio de grão do <i>nugget</i> . .....	37
Tabela 4.2. Propriedades mecânicas das series avaliadas e dos materiais base. ....	42
Tabela 4.3. Resistência à fadiga para $10^6$ ciclos (tensões nominais). .....	44
Tabela 4.4. Resistência à fadiga para $10^6$ ciclos (tensões nominais). .....	46
Tabela 4.5. Ampliações das fratografias .....	49
Tabela B.1. Estados de tratamento das chapas usadas durante o processo. ....	57
Tabela B.2. Composição química do Poulton modificado (mistura das duas soluções). ....	57

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

B – Espessura do provete

D – Diâmetro da base

d – Diâmetro do pino (círculo inscrito)

$K_f$  – Coeficiente de concentração de tensões dinâmico

$K_t$  – Coeficiente de concentração de tensões estático

m – Inclinação das curvas S-N

p – Penetração em mm

$P_A$  – Carga alternada de fadiga

$P_M$  – Carga média de fadiga

$P_{m\acute{a}x}$  – Carga máxima de fadiga

$P_{m\acute{i}n}$  – Carga mínima de fadiga

R – Razão de tensões

W – Largura do provete

$\alpha$  – Ângulo de inclinação da ferramenta

$\Delta P$  – Gama de carga de fadiga

$\Delta\sigma$  – Gama de tensões de fadiga

$\sigma_r$  – Tensão de rotura

### Siglas

EDS – Energy Dispersive X-ray Spectroscopy

FSP – Friction Stir Processing

FSW – Friction Stir Welding

MIG – Metal Inert Gas

SEM – Scanning Electron Microscope

TWI – The Welding Institute

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTMA – Zona termomecanicamente afetada

## 1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm uma grande importância nas indústrias dos transportes pois apresentam uma excelente relação entre a resistência mecânica e a densidade, permitindo reduções significativas no peso dos componentes e estruturas.

As ligas AA6082-T6 e AA5083-H111 são dois exemplos de ligas, de famílias diferentes, bastante utilizadas na atualidade. Seria interessante poder combinar algumas das suas propriedades em juntas T. Além disso, painéis finos em ligas de alumínio não apresentam por si só uma rigidez elevada nem uma boa resistência à flexão, sendo muitas vezes necessário a aplicação de reforços, ou seja: a criação de juntas T, normalmente por soldadura.

Os métodos convencionais de soldadura por fusão, como a soldadura MIG, ocasionam problemas na soldadura destes materiais, como porosidades, fissuração a quente, empenos e forte redução das propriedades mecânicas. A dificuldade em soldar juntas dissimilares é ainda maior. A soldadura por fricção linear (FSW), por ser um processo de união no estado sólido, elimina ou reduz esses problemas.

No entanto, a soldadura de juntas T por FSW apresenta ainda alguns problemas como o aparecimento de defeitos ou o problema de redução de espessura da pele, pela migração de material para as concordâncias. Nas juntas dissimilares acresce ainda a dificuldade na escolha e otimização dos parâmetros de processo, de modo a evitar a formação de defeitos.

O presente trabalho surge no sentido de dar um contributo para a resposta a estes problemas, visando obter soldaduras de juntas T dissimilares sem defeitos significativos e, posteriormente, analisar a morfologia final e as propriedades mecânicas das juntas obtidas.

Esta tese está organizada em capítulos, conforme se descreve a seguir. Assim, no segundo capítulo apresenta-se uma revisão bibliográfica que pretende enquadrar o trabalho, explicar os fundamentos básicos do processo e mostrar o seu estado de desenvolvimento atual. No terceiro capítulo descreve-se o procedimento experimental seguido para obter os resultados que são apresentados e analisados no capítulo quatro. Por

fim são apresentadas no capítulo cinco as principais conclusões que se podem retirar do trabalho desenvolvido.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. O processo de Friction Stir Welding (FSW)

A tecnologia de soldadura por fricção linear (FSW) foi desenvolvida e patenteada pelo The Welding Institute (TWI), no Reino Unido, em 1991 (Thomas et al, 1991).

Oliviecki e Beskow (2013) referem este processo como muito promissor, considerando-o uma das inovações tecnológicas mais importantes na área da metalurgia da soldadura desde então.

Xu et al (2013) afirmam que a tecnologia FSW é um processo energeticamente eficiente, amigo do ambiente, versátil e que permite obter ligações com boas propriedades mecânicas. É maioritariamente usado em ligas leves, especialmente em ligas de alumínio, evitando alguns problemas e defeitos típicos dos métodos mais convencionais.

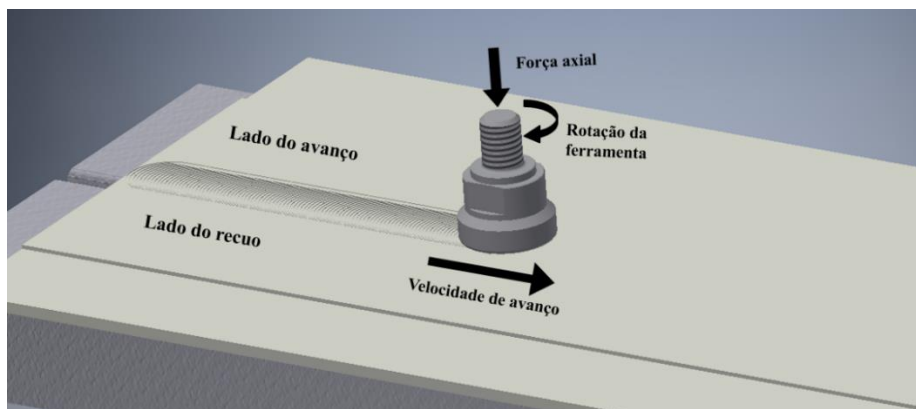
Um dos grandes avanços que esta tecnologia trouxe foi a possibilidade de combinar diferentes ligas de alumínio, de forma a conjugar e obter melhores propriedades, algo que era difícil de alcançar pelos métodos de fusão convencionais (Ilangovan et al, 2015a). Assim, é possível manter as ligas de alumínio competitivas, face ao aparecimento de novos materiais, em indústrias tão exigentes como a aeronáutica (Astarita et al, 2012).

#### 2.1.1. Descrição do Processo

Apesar do elevado número de parâmetros a considerar, os princípios básicos do processo de FSW são relativamente simples: uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por uma base (*Shoulder*) e por um pino saliente, penetra na junta até que a base entre em contacto com o material e, de seguida, começa a avançar ao longo da junta percorrendo a linha de soldadura até ser retirada no final. A conjugação dos movimentos de rotação e de avanço induz uma deformação plástica intensa e um aumento de temperatura que permite a mistura de material dando origem à ligação (Sidhu e Chatha, 2012).

A ligação é feita sem que haja fusão a nível macroscópico do material, atingindo-se temperaturas máximas na ordem dos 80% da temperatura de fusão (DebRoy e Bhadeshia, 2010; Penalva et al, 2010).

Uma representação esquemática do processo pode ser vista na Figura 2.1.



**Figura 2.1.** Representação esquemática do processo de FSW.

Deve observar-se que o processo não é simétrico, existindo o lado do avanço e o lado do recuo. O lado do avanço corresponde aquele em que a velocidade de rotação periférica e a velocidade de avanço da ferramenta têm o mesmo sentido, por outro lado, estas têm sentidos opostos no lado do recuo. Também existem diferenças no fluxo de material entre os dois lados da junta (Fratini et al, 2009a), algo a ter em conta, especialmente no caso de juntas dissimilares onde a posição inicial de cada material influencia o resultado final (DebRoy e Bhadeshia, 2010; Lee et al, 2003).

O processo é usualmente considerado uma combinação de um forjamento e extrusão de material por ação da ferramenta (Lorrain et al, 2010). A maioria do material é arrastado da frente da ferramenta e extrudido para trás, em torno do pino pelo lado do recuo, depositando-se atrás da ferramenta (Threadgill et al, 2009).

### **2.1.2. Vantagens e Desvantagens do Processo**

Mishra e Ma (2005) resumem bem as vantagens deste processo, classificando-as em diferentes naturezas. Do ponto de vista metalúrgico o processo apresenta uma microestrutura refinada e excelentes propriedades na zona soldada, ausência de fissuração e de perda de elementos de liga.

Como é um processo no estado sólido e com menor adição de calor, quando comparado com os métodos de fusão, apresenta menores deformações, boa estabilidade



dimensional, boa reprodutibilidade e tensões residuais mais baixas. Além disso permite ligar diferentes materiais com propriedades distintas, possibilitando, assim, a obtenção de juntas dissimilares tradicionalmente produzidas por outros métodos como a rebiteagem.

O facto de não ser necessário qualquer gás ou fluxo de protecção nem a adição de material, assim como o facto de não ser exigida uma preparação e limpeza cuidada da junta, são apontados como vantagens ambientais. Além disso o processo requer comparativamente pouca energia e vem permitir o emprego de estruturas e componentes mais leves no sector dos transportes, podendo levar a uma diminuição nos consumos de combustível o que se irá refletir em vantagens energéticas e ambientais.

Outra vantagem importante é a menor agressividade do processo para o operador, pois não existe a emissão de fumos ou de radiação (Oliviecki e Beskow, 2013).

Tal como fazem diversos autores, Silva et al (2015), destacam como vantagens a ausência dos problemas típicos dos processos de fusão convencionais. Em contraste, na mesma referência, são apresentados alguns defeitos típicos derivados de um mau ajuste de parâmetros tais como: falta de penetração, tuneis, cavidades, fendas superficiais, formação de rebarba, superfície com mau aspecto e *kissing bond*.

Outras desvantagens do processo passam pela dificuldade de aplicação a alguns tipos de juntas, a necessidade de fixar rigidamente as peças, a não portabilidade e baixa flexibilidade do equipamento, velocidade inferior à obtida em alguns métodos convencionais e a presença de um furo no final da linha de soldadura (Oliviecki e Beskow, 2013).

## 2.2. Parâmetros do Processo

Os principais parâmetros do processo são a velocidade de rotação, a velocidade de avanço, a força axial ou a penetração, o ângulo de inclinação da ferramenta e a própria ferramenta.

Existem vários estudos sobre a forma como os parâmetros influenciam o processo e as propriedades finais da junta. No entanto, tal como alguns autores fazem, uma análise mais global é muitas vezes necessária pois os parâmetros não têm todos o mesmo peso e efeito, nem são totalmente independentes. Além disso, sempre que seja necessária uma otimização dos parâmetros do processo, esta deve ser feita tendo em conta a geometria da junta e os materiais a unir.

### **2.2.1. Velocidade de rotação da ferramenta**

A rotação da ferramenta gera calor e promove a mistura de material, sendo considerado o parâmetro com maior influência no processo e nas propriedades finais da junta (Lombard et al, 2008; Silva et al, 2014).

Uma maior velocidade de rotação aumenta o calor gerado facilitando a plastificação e o fluxo do material, diminuindo assim a probabilidade de defeitos. Contudo, velocidades de rotação muito elevadas podem levar a uma geração de calor excessiva e a turbulência no fluxo de material o que também pode levar a defeitos (Silva et al, 2015).

Balasubramanian (2008) verificou que a velocidade de rotação deve aumentar proporcionalmente à dureza e à tensão limite de proporcionalidade e diminuir com o aumento da ductilidade do material.

Rodriguez et al (2015) realizaram soldaduras dissimilares com diferentes velocidades de rotação e concluíram que para velocidades de rotação maiores a mistura dos dois materiais é mais homogênea e a resistência mecânica da junta é superior, reduzindo no entanto o alongamento máximo. Também relataram a presença de cavidades para velocidades de rotação mais baixas, levando a uma falha na zona do *nugget*, enquanto que, para maiores velocidades de rotação, a falha se dava na zona termicamente afetada (ZTA).

### **2.2.2. Velocidade de avanço**

A velocidade de avanço é a velocidade com que a ferramenta se desloca ao longo da linha de soldadura, estando portanto ligada à taxa de produção e à quantidade de calor adicionado. Para a mesma velocidade de rotação, quanto maior a velocidade de avanço menor é a quantidade de calor adicionado por unidade de comprimento.

Velocidades de avanço elevadas podem levar a uma ligação ineficiente, especialmente para velocidades de rotação baixas. Por outro lado, a velocidade de avanço parece não ter uma influência muito significativa para maiores velocidades de rotação. Assim, a interação entre os dois parâmetros é mais importante que o parâmetro em si mesmo (Silva et al, 2015; Silva et al, 2014). A relação entre a velocidade de avanço e a velocidade de rotação é, então, muitas vezes usada como se fosse um parâmetro a que se costuma chamar passo ou avanço por revolução.

Quanto maior for a dureza e a tensão limite de proporcionalidade do material base menor deve ser o avanço por revolução, de forma a adicionar calor suficiente para amaciar o material e obter soldaduras sem defeito (Balasubramanian, 2008). Cavaliere (2013) chegou a conclusões semelhantes, além disso, verificou que tendencialmente as tensões residuais aumentam e o comportamento à fadiga piora com o aumento do passo.

Apesar de conjugar a informação de dois parâmetros e de ser uma boa indicação do maior ou menor calor adicionado, é preciso ter algum cuidado ao tirar conclusões a partir do valor do avanço por revolução. Por exemplo, Yadava et al (2010) verificaram que, para o mesmo passo, um aumento das velocidades de rotação aumenta o fluxo vertical e horizontal de material.

### **2.2.3. Penetração e força axial**

Outro parâmetro do processo a controlar é a força axial ou a penetração, dependendo dos autores e da capacidade do equipamento para controlar forças. A força axial influencia a quantidade de calor gerado e o acabamento da soldadura. Deve ser tal que garanta o contacto da base da ferramenta com o material, sem no entanto ser excessiva ao ponto de gerar demasiado calor e causar defeitos como rebarba excessiva ou diminuição de espessura (Mishra e Ma, 2005).

Cavaliere (2013) relatou que uma força excessiva leva a formação de rebarba, no entanto, para forças pequenas, o comportamento à fadiga deteriora-se. Uma penetração pequena também pode levar ao aparecimento de uma ranhura longitudinal ao longo da superfície (Chen et al, 2006).

A penetração necessária depende ainda da geometria da junta, por exemplo, em juntas T a penetração e o tamanho da base da ferramenta usualmente são maiores de forma a empurrar mais material para as zonas de concordância (Hou et al, 2014).

### **2.2.4. Ângulo de inclinação da ferramenta**

Geralmente o eixo da ferramenta forma um pequeno ângulo com a vertical, estando inclinada em direção à retaguarda. Este ângulo assegura que o material se mantém debaixo da base da ferramenta e facilita o movimento do material da frente para a retaguarda

do pino (Sidhu e Chatha, 2012). No entanto, certas ferramentas com uma base estriada, como a usada por Tavares et al (2010), permitem obter resultados com ângulos de inclinação nulos.

Chen et al (2006) estudaram a influência do ângulo de inclinação na formação de defeitos de soldadura, obtendo bons resultados para ângulos intermédios na ordem de  $3,5^\circ$ . Quer para ângulos muito pequenos ( $\alpha < 1,5^\circ$ ) quer para ângulos maiores ( $\alpha > 4,5^\circ$ ) as soldaduras realizadas apresentavam defeitos levando à deterioração das propriedades mecânicas.

### 2.3. Ferramenta – Geometria e Material

A ferramenta é, sem dúvida, um dos aspetos mais importantes, influenciando sobretudo o fluxo de material e o calor gerado durante o processo. São atribuídas três funções primárias à ferramenta: gerar calor aquecendo e amaciando o material, mover o material promovendo a união e manter o material amaciado debaixo da base (Gungor et al, 2013).

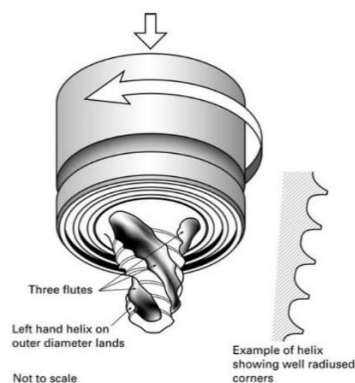
Assim, para obter boas soldaduras, é essencial a escolha de uma ferramenta adequada, quer no que diz respeito ao material quer à geometria. Em ligas leves é comum usar ferramentas produzidas em aços ferramenta para trabalho a quente, já para ligas de maior dureza e resistência pode ser necessário recorrer a outros materiais como nitreto cúbico de boro policristalino, carboneto de tungsténio, entre outros (Rai et al, 2011). Também é possível projetar e produzir ferramentas onde o pino e a base são compostos por materiais diferentes (Oliviecki e Beskow, 2013).

A geometria e dimensões da base e do pino, o tipo de pino e a relação entre o diâmetro da base e o do pino são aspetos que devem ser adequados às dimensões e tipo de junta bem como aos outros parâmetros do processo. Por exemplo, Silva et al (2015) encontraram uma forte interdependência entre a velocidade de rotação e a relação entre os diâmetros da base (D) e do pino (d) na soldadura de juntas T, mostrando que esta relação (D/d) deve ser maior do que a usada em juntas de topo e que, para relações baixas, se deve diminuir a velocidade de avanço e aumentar a de rotação.

A base pode apresentar várias formas e desenhos da superfície de modo a se adaptar a diferentes condições, juntas e materiais. Existem bases lisas, estriadas, com círculos ou espirais, entre outros desenhos. Estas podem ser planas, côncavas ou convexas, sendo que a geometria da base mais usada é a concava (Mishra e Ma, 2005).

É consensual que a fricção da base com o material é responsável pela principal componente do calor gerado. O calor gerado deve-se à fricção mas também à deformação plástica intensa. Assim, o pino tem também um contributo importante na fricção mas influencia sobretudo a deformação imposta e o fluxo de material (Ilangovan *et al*, 2015b).

O pino está sujeito a esforços elevados pelo que, comparativamente à base, o desgaste e as deformações serão maiores assim como a probabilidade de falha (Rai *et al*, 2011). As dimensões e geometria do pino são os mais variados, os mais usados são os cilíndricos e os cónicos (roscados ou não), mas outras geometrias também têm sido usadas: piramidais, quadrangulares, triangulares e outras formas prismáticas. Existem variantes facejadas, com diferentes ângulos de conicidade e introdução de alterações como rasgos. Têm sido desenvolvidas ferramentas mais complexas, um exemplo é uma ferramenta roscada com rasgos em forma de hélice, desenvolvida pelo TWI e denominada Triflute (Figura 2.2), que se acredita aumentar a taxa de geração de calor, melhorar o fluxo de material e diminuir as forças envolvidas (Mishra e Ma, 2005).



**Figura 2.2.** Ferramenta MX Triflute™ (adaptada de Rowe e Thomas, 2006)

A rosca, quando presente, desempenha um papel importante na mistura e fluxo do material, promovendo um fluxo descendente (Silva *et al*, 2011). Por esse motivo, quando a ferramenta roda no sentido horário a rosca deve ser esquerda, ou direita para o sentido inverso.

Ilangovan *et al* (2015b) realizaram um conjunto de soldaduras dissimilares em ligas de alumínio com três pinos diferentes: cilíndrico liso, cilíndrico roscado e cilíndrico facejado. Obtiveram soldaduras sem defeitos para os pinos roscado e facejado, concluindo que o fluxo era melhor guiado usando a ferramenta roscada e as propriedades mecânicas obtidas eram superiores.

Rao et al (2015) estudaram a influência do perfil do pino usando 5 pins diferentes: cônico, triangular, quadrangular, pentagonal e hexagonal. Mostraram que a microestrutura do *nugget* é fortemente influenciada pelo pino e que com o aumento do número de faces do pino se aumentava o calor adicionado mas também a deformação. Ainda assim, obtendo um menor tamanho de grão e uma menor desorientação destes pois o processo de recristalização dinâmica foi mais intenso para ferramentas com maior número de faces.

Em juntas T, um pino cônico, ao invés de um cilíndrico, permite usar maiores diâmetros e comprimentos de pino sem interferir com as bases na zona de concordância e também vai permitir um melhor enchimento das concordâncias devido ao aumento da força de forjamento (Fratini et al, 2009a).

## 2.4. Geração de Calor

A quantidade de calor gerado e a taxa de geração de calor dependem do material a soldar, dos parâmetros de soldadura e da ferramenta usada. É importante perceber como se pode controlar o calor adicionado, pois este influencia tanto a existência de defeitos como as propriedades mecânicas e a microestrutura final das juntas.

Materiais distintos têm diferentes comportamentos plásticos a quente e sofrem diferentes alterações com o calor, sendo este facto especialmente importante em juntas dissimilares. Ligas tratáveis termicamente são normalmente mais fáceis de soldar por FSW e sofrem um maior amaciamento e perda de dureza. Já nas ligas não tratáveis termicamente pode inclusive haver algum endurecimento (Leitão et al, 2008; Leitão et al, 2012).

Cavaliere (2013) refere que calor insuficiente pode levar a defeitos e que excesso de calor leva a uma microestrutura pouco homogênea e deterioramento de propriedades, acrescentando que as diferenças na tensão de rotura dependem essencialmente do calor adicionado, especialmente nas ligas tratáveis termicamente. No mesmo seguimento, Schmidt e Hattel (2008) referem que muitas das propriedades finais da junta são função do histórico térmico e que o próprio processo é afetado pela geração de calor. A geração de calor depende do fluxo, deformação e das condições de fricção, que por sua vez dependem do calor gerado. Um aumento do calor adicionado pode levar a amaciamento excessivo, nestas condições o comportamento do material aproxima-se ao de um fluido, ocorrendo deslizamento entre a

ferramenta e o material, diminuindo assim o calor gerado por fricção e a temperatura, permitindo uma recuperação de resistência do material (Schmidt e Hattel, 2008).

Um aumento do calor adicionado leva a uma diminuição do valor das tensões residuais, estendendo, no entanto, as dimensões da zona onde estas estão presentes. Uma maior temperatura leva a um maior tamanho de grão e à coalescência dos precipitados, diminuindo a sua fração e prejudicando as propriedades mecânicas (Aval, 2015).

A maior componente do calor, cerca de 80%, é gerado pela fricção da base da ferramenta com o material (Schmidt e Hattel, 2008; Ilangoan et al, 2015b). No caso de ferramentas com diâmetro da base e pino pequenos é menor a quantidade de calor gerado e a temperatura atingida na zona termicamente afetada (ZTA) tornando esta região mais estreita e com maiores valores de microdureza (Dawood et al, 2015).

Oliviecki e Beskow (2013) mediram experimentalmente as temperaturas usando vários termopares e verificaram que as temperaturas atingidas eram superiores junto à base e diminuía gradualmente como o aumento da distância à linha de soldadura. O mesmo se pode concluir das medições realizadas por Aval (2015), que registou também uma assimetria na distribuição de temperaturas, sendo superiores do lado do avanço.

## 2.5. Fluxo de Material

Uma soldadura sem defeitos superficiais e sem defeitos na zona do *nugget* é indicativa de um fluxo de material eficiente (Dawood et al, 2015). Este depende da geometria da ferramenta, dos parâmetros do processo e dos materiais a ligar (Mishra e Ma, 2005).

Lorrain et al (2010) usaram duas ferramentas não roscadas para estudar o fluxo de material na liga AA7020-T6, posicionando folhas finas de cobre segundo duas direções. O fluxo obtido com estas ferramentas é semelhante ao obtido com ferramentas roscadas, isto é, o material é depositado na retaguarda da ferramenta na parte superior do lado do avanço e na parte inferior do lado do recuo, no entanto registou-se um menor fluxo vertical de material. Identificaram uma zona de rotação junto ao pino, onde o material pode rodar várias vezes com o pino antes de ser depositado, sendo maior junto da zona de influência da base. Quando comparadas, a deformação foi mais intensa na ferramenta com o pino cilíndrico facejado do que no pino cilíndrico. Para o pino facejado há também uma maior interferência entre os fluxos gerados pela base e pelo pino.

Fratini et al (2009a) estudaram o fluxo de material em juntas T experimental e numericamente para duas ferramentas: pino cilíndrico e pino cônico. Para a ferramenta cilíndrica o marcador, inicialmente entre as interfaces da chapa, foi empurrado para baixo e para os lados, para a zona de concordância. Do lado do avanço a mistura foi mais intensa e o marcador foi separado em duas partes, uma que se moveu para baixo, para a zona do raio de concordância, e outra que se moveu para cima através do skin (Figura 2.3).

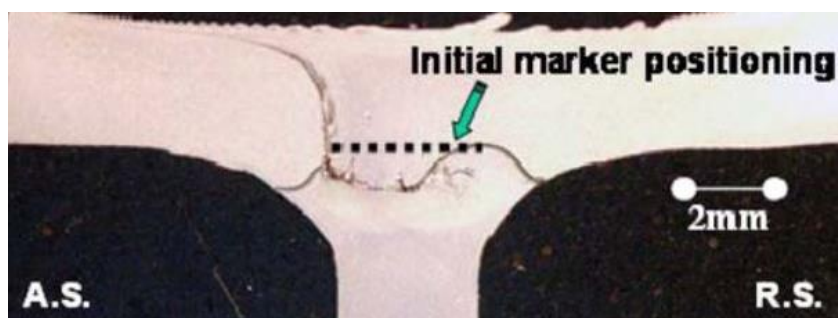


Figura 2.3. Posição final do marcador, nos estudos realizados por Fratini et al (2009a).

Os resultados obtidos usando a ferramenta com pino cônico foram semelhantes, no entanto mostrou-se melhor desempenho aumentando o fluxo vertical e a ação de forjamento o que permite um melhor enchimento das concordâncias e a ausência de defeitos.

No *skin* o fluxo de material é semelhante ao fluxo obtido em juntas de topo. A principal diferença deve-se à interface inicial que, no caso das juntas T com a configuração usada, é horizontal em vez de vertical. Além disso a parte do material do *stringer* que já não participa na ligação funciona como elemento rígido, empurrando o fluxo descendente novamente para cima (Buffa et al, 2008).

Em juntas dissimilares a posição relativa de cada material é importante, por exemplo Costa et al (2015), realizaram soldaduras dissimilares em juntas sobrepostas e verificaram que o fluxo ascendente de material era maior quando a liga AA6082 era usada na chapa inferior e a liga AA5754 era usada na chapa superior, aumentando a possibilidade do defeito de gancho. Guo et al (2014) realizaram soldaduras dissimilares em juntas de topo e também registraram diferenças no fluxo, sendo a mistura de material mais efetiva quando o material mais macio era colocado do lado do avanço.

Uma das características típicas deste processo é a estrutura em bandas ou casca de cebola visível na parte superior da chapa e muitas vezes identificável no *nugget*, num plano perpendicular ao avanço da ferramenta, onde se pode encontrar um conjunto de anéis



sucessivamente mais próximos do centro para a periferia. Na parte superior da chapa e num plano longitudinal (paralelo à linha de soldadura) o espaçamento entre cada camada corresponde ao avanço da ferramenta por rotação (Krishnan, 2002).

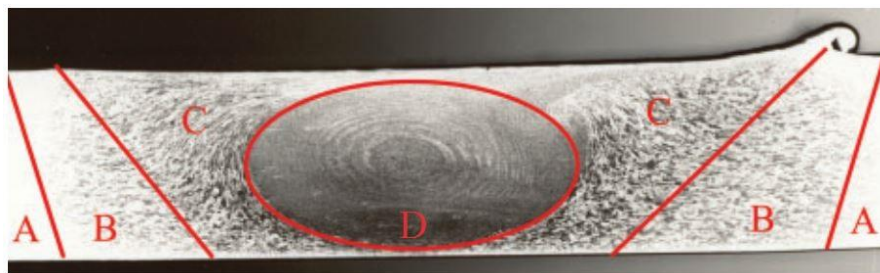
Krishnan (2002) tentou explicar a formação desta estrutura em anéis, referindo que pode ser atribuída ao efeito geométrico que se obtém quando se corta uma secção a partir de uma pilha de semicilindros. Os semicilindros devem-se ao fluxo de material, uma vez que, sempre que a ferramenta avança, aparece uma cavidade na retaguarda da ferramenta para onde é extrudido um semicilindro de material a partir do lado do recuo. Existindo uma cavidade é possível que o material quente, ao ser extrudido para trás, contacte com o ar levando à formação de uma fina camada de óxidos na superfície de cada semicilindro, ou seja, é provável que a estrutura seja também constituída por alguns óxidos.

## 2.6. Microestrutura e Propriedades

A microestrutura das juntas soldadas por FSW apresenta tipicamente três zonas com morfologia e propriedades diferentes, tal como é possível ver na Figura 2.4. A zona central, habitualmente designada por *nugget*, é resultado de uma deformação plástica intensa e da exposição a temperaturas elevadas durante o processo. Assim, esta zona sofre um processo de recristalização e apresenta normalmente grão fino e equiaxial (Penalva et al, 2010). O formato, dimensões e propriedades desta zona dependem da geometria da ferramenta, dos materiais base, do histórico térmico e dos parâmetros usados. Para certas condições, é possível identificar uma estrutura em camadas (casca de cebola) conhecida como *onion rings* (Mishra e Ma, 2005). O tamanho do grão recristalizado é maior junto ao topo da soldadura, na zona que esteve sob influência direta da base da ferramenta e que sofreu ciclos térmicos mais elevados (Xu et al, 2013).

Por sofrer alterações termomecânicas o *nugget* é o núcleo da zona termomecanicamente afetada (ZTMA), que inclui ainda uma faixa à volta deste. Esta faixa é sujeita a deformações e temperaturas elevadas durante o processo, mas sem que se dê recristalização. Desta forma, o grão apresenta-se significativamente deformado e alongado. Por fim, existe uma zona sujeita a temperaturas elevadas, sem no entanto demonstrar sinais de deformação plástica, conhecida como zona termicamente afetada (ZTA) (Threadgill et al, 2009).

De uma forma geral, uma análise da secção transversal à soldadura, mostra que a transição entre a ZTMA e ZTA é mais abrupta do lado do avanço do que do lado do recuo.



**Figura 2.4.** Zonas típicas e suas microestruturas: A – Material base; B – ZTA; C – ZTMA; D – *nugget*. (Adaptada de Threadgill et al, 2009)

Devido à exposição a temperaturas elevadas tanto na ZTMA como na ZTA, pode ocorrer dissolução ou coalescência dos precipitados nas ligas tratáveis termicamente, assim como algum recozimento e amaciamento nas ligas não tratáveis termicamente, com a consequente deterioração de propriedades. Já nas ligas não tratáveis termicamente, próximas do estado de recozido, não se verifica normalmente uma perda significativa das propriedades mecânicas face ao material base (Ilangoan et al, 2015a; Leitão et al, 2008).

As variações da dureza podem ser correlacionadas com a microestrutura (Xu et al, 2013). Assim, às ZTMA e ZTA costuma estar associada menor dureza, sendo usualmente a parte mais fraca de uma junta soldada por FSW. No caso de soldaduras dissimilares, o perfil de durezas também reflete a microestrutura e o material presente ao longo da soldadura, por exemplo Tavares et al (2010) registaram um perfil de durezas irregular na zona do *nugget* devido a uma mistura não homogênea dos dois materiais.

No caso das juntas T, a zona termomecanicamente afetada e a zona termicamente afetada também estão presentes no *stringer*, no entanto são regiões mais estreitas do que as existentes no *skin*, pois tanto a deformação imposta como o calor gerado por fricção são menores fora da zona de influência da base da ferramenta (Hou et al, 2014).

As propriedades mecânicas das juntas sem defeito obtidas por FSW revelam-se, de uma forma geral, superiores às obtidas pelos métodos convencionais de soldadura por fusão. Por exemplo, Zhou et al (2006b) obtiveram uma menor diminuição de dureza e um melhor comportamento a fadiga em juntas na liga AA5046 soldadas por FSW do que soldadas por MIG. Dudzik e Czechowski (2010), também referem melhores resultados nos testes de tração e de flexão nas juntas soldadas por FSW face às soldadas por MIG.

## 2.7. Defeitos Típicos

A soldadura por fricção linear elimina a maioria dos problemas dos métodos convencionais, especialmente os defeitos que ocorrem durante a fusão e solidificação como: porosidade, fissuração a quente, segregação e falta de fusão (Ilangovan et al, 2015b). Além disso, os defeitos e problemas derivados de pontos de fusão precoce, coeficientes de expansão térmica, condutividade térmica e composições químicas diferentes, comuns em soldaduras dissimilares por arco elétrico, tendem a diminuir (Ilangovan et al, 2015a; Luijendijk, 2000).

Por outro lado, é comum encontrar outro tipo de defeitos em juntas obtidas por FSW. A obtenção de juntas sem defeitos depende sobretudo de um fluxo de material adequando e de uma geração de calor suficiente mas não em excesso (Ilangovan et al, 2015b; Balasubramanian, 2008).

Os defeitos de túnel são cavidades alongadas, no sentido da linha de soldadura, que aparecem com maior frequência no lado do avanço ou junto às concordâncias, no caso das juntas T. São defeitos resultantes de fluxo de material e de calor insuficientes, comprometendo a resistência da junta devido à diminuição da área resistente. São mais comuns do lado do avanço pois, durante o processo de FSW, o material é removido da frente pela ferramenta e é mais facilmente depositado na retaguarda do lado do recuo (Ilangovan et al, 2015b; Hou et al, 2014).

Outro tipo de defeito relacionado com o fluxo de material são as cavidades. Estas aparecem muitas vezes no nugget, comprometendo a resistência mecânica da junta. Um regime turbulento no fluxo de material pode levar ao aparecimento deste defeito que não é contínuo ao longo da junta fazendo com que as cavidades sejam difíceis de detetar numa análise metalográfica da secção transversal (Dawood et al, 2015; Rodriguez et al, 2015).

No caso de juntas sobrepostas é comum encontrar defeitos de *hook*. Estes são defeitos em forma de gancho devidos a um fluxo ascendente de material. A probabilidade de ocorrência de um defeito de *hook* ou a sua dimensão podem ser reduzidas com a otimização da ferramenta e da posição relativa dos materiais a ligar (Costa et al, 2015). Este defeito pode levar a uma redução da espessura efetiva da junta e compromete a resistência mecânica assim como conduz a menor vida em solicitações de fadiga (Infante et al 2014). O defeito de *kissing bond* também é um defeito que compromete substancialmente a vida de

juntas sob solicitações de fadiga (Zhou et al, 2006b). Segundo Hou et al (2014) é um dos defeitos típicos das juntas T, tendo origem em óxidos superficiais e numa mistura insuficiente de material, em particular entre o *skin* e o *stringer*, levando à ausência de ligação entre os dois lados do defeito. Astarita et al (2012) referem ainda que a superfície de falha segue este defeito e que é uma zona propícia à iniciação da corrosão.

Para certas condições e dimensões da ferramenta, uma penetração insuficiente do pino ou calor insuficiente podem levar ao defeito de *root flaw*, que consiste na falta de uma boa ligação na raiz da soldadura (Zhou et al, 2006b). Silva et al (2015) afirmam que por ser um defeito perto da superfície tem uma influência negativa nos testes de flexão.

Após análise da secção transversal, é muitas vezes detetada a presença de linhas de óxidos. Estas parecem ter origem em camadas de óxidos superficiais que são quebradas, misturadas e extrudidas durante o processo de FSW. A presença destas linhas de óxidos pode levar à diminuição da ductilidade da junta (Chen et al, 2006). De acordo com Krasnowski (2015), mesmo que as chapas tenham sido limpas, durante o processo pode formar-se novamente uma camada de óxidos, que, se não for suficientemente quebrada e dispersada, leva ao aparecimento deste defeito em particular nas zonas de concordância das juntas T.

Por vezes, especialmente em juntas de materiais muito dissimilares, é possível que ocorra formação de compostos intermetálicos, que são duros e frágeis, podendo comprometer as propriedades mecânicas da junta (Ilangovan et al, 2015a). Lemmen et al (2011) observaram a presença de compostos intermetálicos na superfície de fratura por fadiga, mostrando que a presença destes compostos pode criar um caminho de propagação de fenda.

Além dos defeitos mencionados anteriormente podem surgir alguns defeitos superficiais, como a formação de rebarba excessiva ou de fendas ao longo da superfície da junta. A rebarba excessiva deve-se sobretudo a excesso de calor e de pressão, aparecendo para menores avanços por revolução; por sua vez o aparecimento de fendas superficiais ocorre para baixa quantidade de calor e de pressão (Leitão et al, 2012).

No caso particular das juntas T é necessário material para formar as concordâncias e, assim, diminuir a concentração de tensões nesta zona. Este material é necessariamente extrudido de outra zona da junta, levando a uma redução da espessura do *skin* (Acerra et al 2010). Leitão et al (2008) referem que uma redução de espessura pode comprometer seriamente a resistência de juntas em chapas finas. Como é indispensável a

criação dos raios de concordância, de forma a diminuir a concentração de tensões, a forma de evitar este defeito é com a adição de material.

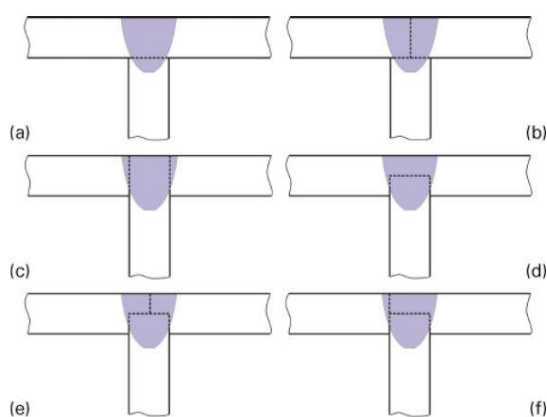
## 2.8. Tipos de Juntas

Existem três tipos essenciais de juntas que podem ser obtidas por esta tecnologia: as juntas de topo, as juntas sobrepostas e as juntas em T.

As juntas de topo são as mais vulgares e simples de obter. São constituídas por duas chapas que são encostadas topo a topo, formando uma interface vertical, ao longo da qual a ferramenta avança promovendo a mistura e união do material.

Nas juntas sobrepostas as duas peças são colocadas uma sobre a outra, num comprimento de sobreposição que permita, pelo menos, a realização da soldadura. A interface é horizontal e a base da ferramenta só contacta com uma das chapas. É uma junta muito usada cujo principal problema é o aparecimento do defeito de *hook* que é o principal responsável pela deterioração das propriedades mecânicas destas juntas (Costa et al, 2015).

A configuração menos usada e também a menos estudada é a configuração em T. Esta configuração é aquela que apresenta mais variantes, podendo ser obtida a partir de duas ou três peças, que podem ser dispostas de diferentes formas. Consoante o número de peças usadas pode existir uma ou mais interfaces e estas podem ser horizontais ou verticais, tal como se pode ver nos exemplos da Figura 2.5.



**Figura 2.5.** Exemplos de configurações possíveis para as juntas em T (Tavares et al, 2010)

As juntas T têm forte aplicação nas indústrias aeronáutica e naval, sendo tradicionalmente obtidas por processos convencionais. Estes processos são difíceis de aplicar a algumas ligas e levam normalmente a deterioração significativa das propriedades

mecânicas e em particular do comportamento à fadiga. O pós-processamento por fricção linear (FSP) têm sido estudado, com vista a melhorar o comportamento das juntas em T, mostrando resultados encorajadores (Jesus et al, 2014; Costa et al, 2014). Apesar de algumas dificuldades, a soldadura por FSW têm-se mostrado uma alternativa viável para obter este tipo de juntas. Além disso envolve menos um processo e é, por isso, mais económica.

Nas juntas T é necessário criar zonas de concordância entre o *skin* e o *stringer*, de forma a diminuir a concentração de tensões, sendo para isso necessário um conjunto de parâmetros e equipamento apropriados, além da disponibilidade de material, que provém normalmente de outra zona, podendo levar à redução da espessura (Acerra et al, 2010). No mesmo sentido Fratini et al (2009b) indicam a importância de um equipamento adequado que garanta a fixação e a criação das concordâncias, assim como parâmetros que garantam uma ação de forjamento e um fluxo de material suficiente para estas zonas. Uma visão melhor do equipamento necessário pode ser vista no ANEXO A, onde se pode encontrar um exemplo da disposição das chapas e as matrizes usadas na produção de juntas T.

Os parâmetros ideais para juntas de topo não são necessariamente aplicáveis a esta geometria, devendo ser otimizados para o caso das juntas T. Caso os parâmetros não sejam ótimos o fluxo não é adequado o que pode levar aos dois tipos de defeitos mais comuns nesta geometria: os defeitos de túnel e os defeitos de *kissing bond* (Fratini et al, 2009b). Dada a geometria, nas juntas T, é requerido mais calor levando à necessidade de ferramentas com uma razão de  $D/d$  maior. O uso de maiores penetrações também tende a melhorar os resultados (Silva et al, 2015).

Tavares et al (2010) realizaram soldaduras em T dissimilares pelo processo de FSW, usando uma configuração em *T-Butt* que requer um menor fluxo de material e permite usar pinos mais curtos e robustos. Obtiveram juntas com resistências mecânicas próximas das juntas de topo, mostrando que estas juntas são praticáveis. Krasnowski (2015), também realizou soldaduras por fricção linear em juntas T. Comparativamente, a geometria com 3 peças (*T-Butt*) apresentou ligeiramente melhores resultados que a junta em *T-Lap*. Além disso, as juntas com concordâncias planas permitiram usar ferramentas com pinos de maiores dimensões, melhorando a mistura de material, dispersando melhor os óxidos e consequentemente melhorando as propriedades mecânicas. Hou et al (2014) testaram e compararam 3 geometrias, tendo encontrado defeitos em qualquer uma delas, mas em diferentes posições e de dimensão mais pequena em *T-Butt*. A resistência à tração no *skin*

foi maior nas juntas em *T-Lap*, mas os resultados dos ensaios de arrancamento foram melhores para *T-Butt*.

## 2.9. FSW em Ligas de Alumínio

Como suprarreferido a maioria das aplicações da tecnologia de soldadura por fricção linear são em ligas de alumínio. É de conhecimento geral que as ligas de alumínio se subdividem em dois grandes grupos, consoante os mecanismos que se usam para melhorar as propriedades mecânicas. Assim, como o processo de FSW implica deformação mecânica e a adição de calor, a forma como as diferentes ligas se comportam durante a soldadura e as propriedades finais da junta vão depender da liga e do seu estado inicial.

As ligas AA5083 e AA6082 são exemplos de ligas de alumínio de famílias diferentes. A liga AA5083 é uma liga não tratável termicamente, cujas propriedades mecânicas podem ser melhoradas por deformação e encruamento. Já a liga 6082 é tratável termicamente e a formação de precipitados é responsável pelo aumento da sua resistência. A composição química das duas ligas pode ser vista no ANEXO B.

Leitão et al (2012) analisaram as diferenças no comportamento plástico a quente para estas duas ligas e verificaram que comparativamente a liga AA6082 sofre um maior amaciamento do material e apresenta melhor soldabilidade por FSW, apresentando no entanto uma perda de dureza significativa em especial na ZTMA. Na liga AA5083, para as mesmas condições, mostrou-se difícil obter soldaduras sem defeito e a morfologia da soldadura é diferente, mais estreita e sem uma zona de influência da base claramente visível. Esta liga não sofreu amaciamento durante o processo, nem se verificou alterações significativas na dureza.

Lombard et al (2008) realizaram soldaduras na liga AA5083, indicando que menores valores de potência de fricção são indicativos de uma adição de calor adequada conduzindo a um melhor comportamento à fadiga da junta. Gruppelaar (2015) conseguiu obter algumas juntas em T por FSW na liga AA5083 sem defeitos significativos e com propriedades mecânicas próximas do material base.

O processo também já se demonstrou capaz de soldar juntas T sem defeitos na liga AA6082, sendo apenas difícil eliminar completamente linhas de óxidos. As juntas

revelam um bom comportamento à fadiga havendo, no entanto, uma perda de dureza e de resistência mecânica face ao material base (Krasnowski, 2015; Carvalho, 2015).

As juntas dissimilares são menos estudadas e mais difíceis de obter sem defeitos. Leitão et al (2008) compararam juntas dissimilares com similares e verificaram uma redução na resistência mecânica face ao material base e uma diminuição significativa no alongamento à rotura nas juntas dissimilares. Astarita et al (2012) realizaram soldaduras em T dissimilares, tendo obtido juntas com baixa eficiência e com alguns defeitos como *kissing bond*. Por outro lado, Silva et al (2011) conseguiram juntas de topo nas ligas AA2024 e AA7075 com boa eficiência face aos materiais base.

Gungor et al (2013) compararam as propriedades de juntas similares e dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, tendo obtido eficiências de junta intermédias na junta dissimilar e, de uma forma geral, resultados satisfatórios para os ensaios de tração

## 2.10. Fadiga em juntas T obtidas por FSW

Sempre que existem solicitações dinâmicas um dos possíveis modos de falha é a ruína por fadiga. A ruína por fadiga pode ocorrer após vários ciclos de carga mesmo que as cargas sejam significativamente inferiores à que levaria à falha instantânea e deve-se a um processo que se desenvolve segundo vários estágios. A primeira fase é a de nucleação da fenda que se dá normalmente junto a algum defeito interno ou externo, zonas de concentração de tensões devido a efeitos geométricos ou a tensões residuais elevadas. Depois da nucleação existe a fase de crescimento e propagação e finalmente a rotura final quando a secção resistente for insuficiente.

Desta forma, nas juntas T, para aumentar a vida à fadiga é importante evitar defeitos de soldadura e criar os raios de concordância entre o skin e o stringer de maneira a minimizar os fatores de concentração de tensões estático ( $K_t$ ) e dinâmico ( $K_f$ ).

Os estudos realizados têm mostrado que a FSW é capaz de produzir juntas com melhor comportamento à fadiga quando comparadas com juntas obtidas pelos métodos tradicionais de fusão (Threadgill et al, 2009).

Zhou et al (2006b) comparam o comportamento à fadiga de juntas de topo soldadas por FSW e por MIG pulsado, concluindo que a vida em solicitações de fadiga pode ser 6 a 14 vezes superior no caso das juntas obtidas por FSW e que para grande número de



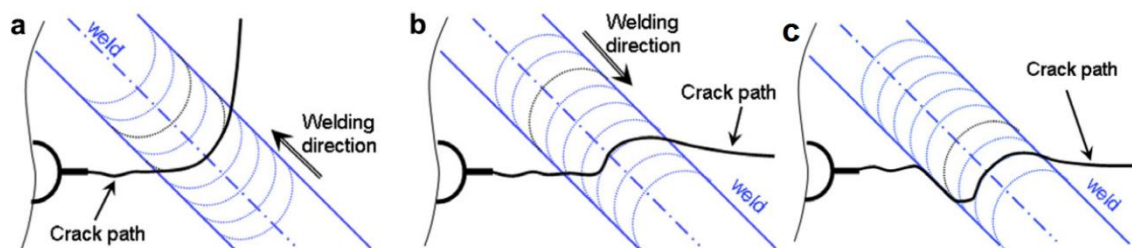
ciclos se aproxima do material base. Noutro estudo, Zhou et al (2006a), mostraram que apesar das soldaduras sem defeitos terem boas propriedades, a presença do defeito de *kissing bond* pode reduzir drasticamente a tensão limite de fadiga e a vida pode ser 21 a 43 vezes mais curta. Lombard et al (2008) tentaram maximizar a vida à fadiga de juntas na liga AA5083 e indicam que esta é muito sensível à presença de defeitos e, por isso, estes devem ser evitados.

Krasnowski (2015) realizou soldaduras em juntas T por FSW na liga AA6082 e obteve, de uma forma geral, melhores resistências à fadiga do que as classes recomendadas para o mesmo tipo de juntas realizadas com os métodos convencionais, chegando a ser duas vezes superiores para as juntas com concordância plana. O local privilegiado de fratura foi a zona de concordância do lado do recuo, onde devido ao efeito geométrico existe concentração de tensões e onde estavam presentes linhas de óxidos. Quando presentes, os planos das linhas de óxidos eram os planos preferenciais de propagação da fenda.

Tavares et al (2010) notaram uma queda na resistência à fadiga de juntas T dissimilares soldadas por FSW face ao material base. Esta queda pode ser atribuída à menor tenacidade e alongamento à rotura destas juntas. Assim, os resultados são semelhantes quando comparados com juntas de topo soldadas por fricção linear. No mesmo sentido, Infante et al (2014) também notaram uma redução na vida à fadiga de juntas soldadas por FSW face ao material base, em especial no caso das juntas dissimilares que apresentavam piores propriedades que as similares. Gungor et al (2013), que compararam juntas similares e dissimilares, obtiveram resistências à fadiga superiores para as juntas similares na liga AA5083, seguidas das similares em AA6082 e das dissimilares.

Moreira et al (2008) estudaram o crescimento e caminho de propagação de uma fenda em juntas de topo segundo várias direções usando provetes com entalhe. Mostraram que a velocidade de propagação de fenda é menor na zona soldada do que no material base, devido à presença de tensões residuais de compressão. Na superfície de fratura dos provetes longitudinais pode ver-se as marcas de avanço da ferramenta, nos transversais pôde identificar-se as diferentes zonas características do processo e o relevo da superfície relaciona-se com o fluxo de material. Por sua vez, Lemmen et al (2011) observaram que macroscopicamente a soldadura por FSW tem forte influência no caminho de propagação da fenda que segue muitas vezes as bandas circulares da ZTMA. As tensões residuais também parecem influenciar o caminho de propagação da fenda. Para certos casos e orientações

iniciais da fenda e carregamento, o caminho de propagação da fenda pode rodar até 90 graus, continuando a propagar-se numa direção paralela à carga, como é visível na Figura 2.6 a.



**Figura 2.6.** Efeito da soldadura no caminho de propagação da fenda (Adaptada de Lemmen et al, 2011).

Na mesma figura é possível identificar que a direção de soldadura também influencia o caminho de propagação, ou seja consoante a fenda entre pelo lado do avanço ou do recuo é guiada pelas bandas de diferentes formas e nem sempre pelo mesmo percurso (Figura 2.6 a, b e c).

## 2.11. Conclusões da revisão bibliográfica

Da pesquisa bibliográfica anterior é possível concluir que o processo de soldadura por fricção linear já é um processo que permite obter algumas juntas em ligas de alumínio com boas propriedades mecânicas. No entanto, ainda existem campos onde a pesquisa e informação é escassa e alguns problemas para resolver.

As juntas em T são menos estudadas e apresentam ainda algumas dificuldades específicas com a especial incidência de alguns defeitos e a necessidade de criação das concordâncias. O problema de redução da espessura nestas juntas é outra dificuldade que ainda não está completamente resolvida. Os estudos da resistência à fadiga de juntas T são escassos, sobretudo em juntas dissimilares não permitindo ainda tirar conclusões consensuais.

Neste sentido, o presente trabalho pretende ser um contributo no sentido de dar resposta e tentar encontrar soluções para as presentes dificuldades e necessidades.

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

De forma a obter resultados que fossem ao encontro dos objetivos foi desenvolvido um procedimento experimental a seguir.

Em primeiro lugar houve que definir a configuração da junta e as ferramentas a usar; além disso houve todo um trabalho de corte e preparação das chapas. Posteriormente foram realizadas as diferentes series de soldadura, sempre tentando otimizar parâmetros para evitar defeitos macroscópicos. Por fim, foi feita uma análise microestrutural e de microdurezas, foram realizados os ensaios mecânicos previstos nas juntas sem defeitos significativos e foi feita análise das superfícies de fratura.

Os procedimentos adotados em cada um destes pontos estão descritos no presente capítulo.

#### 3.1. Definição da configuração de junta

No programa experimental previsto já estava definido à partida soldar juntas T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, usando chapas de 3mm de espessura. Neste tipo de juntas, de forma a evitar problemas de concentração de tensões, é necessário criar uma zona de concordância entre as chapas do *skin* e do *stringer*. Embora se pudesse usar diferentes formas de concordância (Krasnowski, 2015), neste caso optou-se por uma concordância curvilínea de raio igual à espessura das chapas, isto é 3mm.

Para criar estas zonas é necessário que algum material seja extrudido por ação da ferramenta para as zonas nos raios de concordância. Assim, se não houver uma adição de material extra, a deslocação do material para as concordâncias vai deixar um vazio noutra zona da junta, levando, normalmente, a uma redução de espessura do *skin* com consequências na resistência mecânica da junta.

Existem essencialmente duas formas de adicionar o material necessário, dependendo da configuração usada. No caso da configuração *T-Butt*, em que o *stringer* penetra no *skin* que é constituído por duas chapas separadas, a solução passa por usar um *stringer* maior de forma a exceder um pouco o topo da junta. Por outro lado, na configuração

*T-Lap*, a solução mais simples é adicionar uma chapa extra, colocando-a em cima do *skin*. A solução adotada para as soldaduras realizadas no âmbito deste trabalho foi a configuração *T-Lap* com adição de uma chapa extra de 1mm de espessura a colocar por cima do *skin*. Um esquema desta solução pode ser visto na Figura 3.1 e em mais detalhe no ANEXO A.

De notar que apesar das juntas serem dissimilares, a chapa extra introduzida foi do mesmo material que o *skin*. Além disso, como se pretende apenas evitar uma redução da espessura, qualquer material extra depois da soldadura pode ser removido.

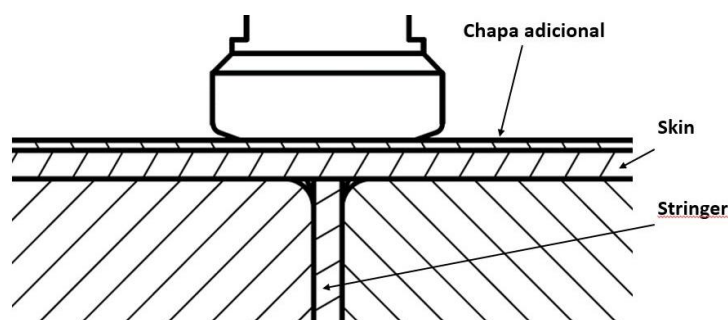


Figura 3.1. Esquema configuração T-Lap

### 3.2. Definição das ferramentas

Depois de definir a configuração de junta a usar, havia que selecionar as ferramentas. As ferramentas com pino cônico roscado são as mais usadas em FSW, no entanto ferramentas com outras configurações também tem sido usadas com sucesso.

Trabalhos anteriores mostraram resultados promissores usando uma ferramenta piramidal progressiva (Figura 3.2 a). Assim, decidiu-se continuar a usar esta ferramenta em algumas das soldaduras a realizar. Além disso decidiu-se usar uma nova ferramenta, também progressiva, mas com um pino cônico roscado (Figura 3.2 b).

As ferramentas com a configuração progressiva permitem um fluxo de material mais intenso e adicionar mais calor de forma mais localizada e próxima do *stringer*. Ambas as ferramentas foram produzidas em aço para ferramentas de trabalho a quente – H13, posteriormente temperadas e revenidas de forma a conseguir uma dureza de 50HRC. As ferramentas têm uma base côncava com um diâmetro de 18mm. Também é comum a parte cilíndrica roscada, criada com um comprimento de 3,7mm, e o comprimento do pino com 2,5mm. Os desenhos completos das duas ferramentas podem ser vistos no ANEXO C

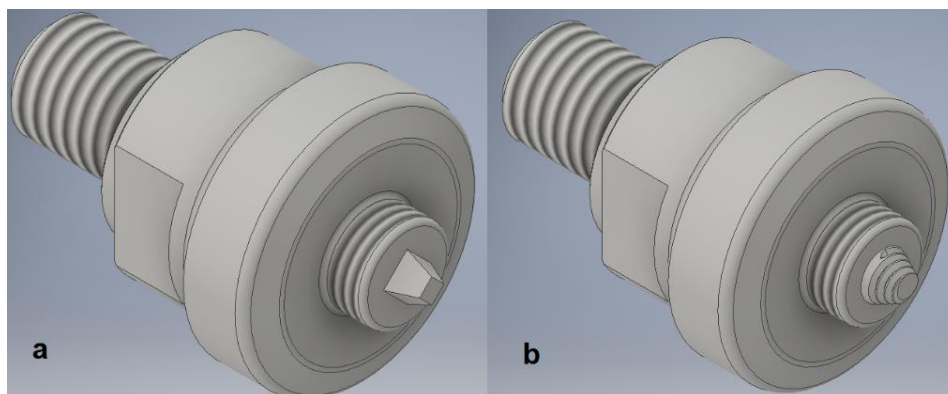


Figura 3.2. Ferramentas: a) – Piramidal Progressiva; b) – Cônica Roscada Progressiva

### 3.3. Preparação das chapas e realização das soldaduras

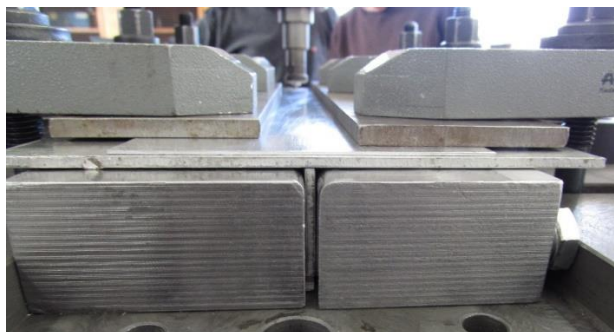
Em todas as soldaduras realizadas foram usadas 3 chapas de diferentes dimensões. Para o *stringer* foram usadas chapas de 3mm cortadas em placas de 33x333mm, para o *skin* foram cortadas chapas da mesma espessura com as dimensões 160x333mm. Finalmente foram cortadas chapas de 1mm de espessura em placas de 100x333mm para a chapa adicional.

Foram realizadas soldaduras em que o material da chapa de adição e do *skin* era a liga AA5083-H111 e o material do *stringer* era a liga AA6082-T6 e vice-versa.

Todas as chapas levaram uma passagem com uma lixa e foram limpas com álcool de forma a remover óxidos e qualquer sujidade superficial.

As soldaduras foram feitas com recurso a uma fresadora Cincinnati Milacron 207Mk que apresenta uma rigidez elevada, necessária ao processo. Nesta fresadora foi possível controlar a velocidade de rotação, a velocidade de avanço, o ângulo de inclinação da ferramenta e a penetração axial medida em milímetros a partir da superfície da chapa superior. Não se realizou nenhum controlo dos esforços envolvidos nem da pressão axial.

De forma a criar as zonas de concordância foram usadas matrizes com um raio de concordância igual a 3mm, com a forma inversa do pretendido. As chapas foram colocadas em posição entre e sobre as matrizes e foram fixas de forma a não sofrer nenhum deslocamento durante o processo e a minimizar empenos. A ferramenta escolhida é, também, montada na árvore da máquina. A montagem pode ser vista na Figura 3.3 e num esquema no ANEXO A.



**Figura 3.3.** Montagem usada durante o processo de soldadura.

Depois das chapas estarem devidamente alinhadas e fixas, são introduzidos os parâmetros escolhidos na máquina, a árvore é posta em rotação e é feito o zero da ferramenta na superfície da chapa superior. Por fim faz-se o afundamento da ferramenta até a penetração desejada e aciona-se o avanço automático, fazendo a ferramenta avançar ao longo da linha de soldadura, promovendo a união. A direção de avanço foi sempre perpendicular à direção de laminagem das chapas.

Os parâmetros utilizados durante a realização das soldaduras foram escolhidos com base em estudos anteriores e foram sendo otimizados tentando sempre obter soldaduras sem defeitos macroscópicos.

O código de designação das séries realizadas é constituído por 5 dígitos alfanuméricos, seguidos do número da série, no formato XXXXX-N. O primeiro dígito refere-se à liga usada no *skin*, 5 para o caso da liga AA5083 e 6 para a liga AA6082. O mesmo sistema é usado para o segundo dígito que, neste caso, se refere à liga usada no *stringer*. O terceiro carácter é uma letra que vem no seguimento de trabalhos anteriores e faz referência à geometria da junta usada, sendo “L” para a configuração *T-Lap*. Por fim, os últimos dois caracteres indicam a ferramenta utilizada durante o processo, sendo “PP” para a ferramenta piramidal progressiva e “RP” para a ferramenta cónica roscada progressiva.

O número de série (N) é apenas um registo histórico das series realizadas e ajuda a diferenciar amostras com parâmetros significativamente diferentes. No caso de se repetir alguma soldadura mantendo todas as condições manteve-se o nome e número de série.

Todas as soldaduras foram feitas com um ângulo de inclinação da ferramenta de 3°. As soldaduras e os restantes parâmetros podem ser vistos na Tabela 3.1. No caso em que se otimizou parâmetros ao longo da mesma chapa, os parâmetros considerados para a série estão representados a negrito. A série 66LPP-2 foi uma série em que, quer para o *skin* quer

para o *stringer*, foram usadas chapas na liga AA6082, apenas a chapa de 1mm foi na liga AA5083.

**Tabela 3.1.** Parâmetros utilizados nas diferentes séries.

Série	Ferramenta	n [rpm]	v [mm/min]	p [mm]
65LPP-1	PP	1140	60	6,5; 6,6; <b>6,8</b>
66LPP-2	PP	660	60	6,6; 6,7; <b>6,8</b> ; 6,85
56LPP-3	PP	660	60	6,8; 6,9; <b>7,0</b>
56LRP-4	CRP	870; <b>500</b>	60	6,8
56LRP-5A	CRP	500	60	6,8
56LRP-5B	CRP	380	60	6,8
65LRP-6	CRP	1140	60	6,8
65LRP-7	CRP	660	30	6,8
56LRP-8	CRP	500	30	6,8
56LPP-9	PP	500	30	6,8; <b>7,0</b>

### 3.4. Análise morfológica

O primeiro passo depois da realização das soldaduras passa por cortar provetes para análise metalográfica e medição de microdurezas. Os provetes foram cortados com aproximadamente 90x19mm e, posteriormente, polidos com lixas de água de granulometria sucessivamente menor (P320 a P2500). Numa fase final os provetes foram ainda polidos com recurso a pasta de diamante de 3 $\mu$ m, se necessário 1 $\mu$ m, de forma a ficarem sem riscos e com aspeto totalmente espelhado.

De forma a revelar a microestrutura e o grão os provetes são atacados quimicamente com recurso ao reagente Poulton modificado (ANEXO B), por um período de tempo compreendido entre 8 e 30 segundos. Finalmente as amostras são analisadas e fotografadas.

Para a análise morfológica foram usados dois microscópios óticos, um Leica DM4000 M LED e um Zeiss AxioTech 100HD, com ampliações compreendidas entre 12.5x e 500x. As imagens das amostras foram recolhidas com recurso às máquinas fotográficas Canon Powershot G5 e Leica MC 120HD e o pós-processamento foi feito com recurso ao *software* LAS (Leica Application Suite) e Axiovision. Finalmente, o tamanho de grão do

material base e do *nugget* das juntas sem defeito foi estimado pelo método de interseção de Heyn ou, nos casos em que as fronteiras de grão se apresentavam menos definidas, medindo um conjunto aleatório de grãos isolados.

### 3.5. Análise do perfil de microdureza

Foi feita uma análise de microdureza às juntas soldadas usando os provetes metalográficos. Para obter o perfil de dureza em Vickers foi aplicada uma carga de 200g durante 15 segundos recorrendo à máquina Struers Duramim 1.

Foi analisado o perfil de durezas ao longo do *skin* a 0.5mm da superfície inferior da soldadura até uma distância de 20mm da zona central. Além disso, também foi analisada a evolução da microdureza na zona central do *stringer*.

Um esquema dos pontos e distâncias entre indentações pode ser visto no ANEXO D. Os valores negativos da posição das indentações no *skin* correspondem às medições feitas do lado do avanço.

### 3.6. Comportamento à tração

De forma a avaliar a resistência mecânica das juntas foram realizados ensaios de tração ao *skin*. Também se realizaram ensaios de tração aos materiais base, para efeitos de comparação.

Todos os ensaios foram realizados numa máquina *Instron* 4206 e os dados correspondentes à deformação foram adquiridos recorrendo ao sistema ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Techniques, que permite visualizar o campo de deformações locais. Em alguns ensaios também foi utilizado um extensómetro mecânico de 25mm para obter a deformação global.

Para os ensaios realizados com recurso ao ARAMIS, foi necessário uma preparação prévia dos provetes que foram pintados com tinta branca e borrifados com tinta preta. O padrão criado serve de referência ao sistema ótico.

Os resultados obtidos foram analisados e tratados, com recurso ao Excel, tendo sido obtidas as curvas de tensão deformação. Além disso também foi possível retirar os campos de deformações para vários estágios de carga.



### 3.7. Ensaios de fadiga

Para a realização dos ensaios de fadiga e determinação das curvas S/N foi usada uma máquina servo-hidráulica DARTEC acoplada ao sistema de aquisição e controlo Instron Fast Track 8800. Em todos os ensaios a razão de tensões (R) usada foi de 0,2 e a gama de tensões variou entre 100 e 190 MPa. As frequências usadas variaram entre 15 e 25Hz, consoante a carga máxima aplicada.

Os valores da carga média ( $P_M$ ) e da amplitude de carga ( $P_A$ ) para cada um dos provetes testados foram determinados com base nas equações 3.1 e 3.2.

$$P_A[kN] = \frac{P_{máx}[kN] - P_{mín}[kN]}{2} \quad (3.1)$$

$$P_M[kN] = \frac{P_{máx}[kN] + P_{mín}[kN]}{2} \quad (3.2)$$

Por sua vez  $P_{min}$  e  $P_{máx}$  foram determinados com base na gama de tensões ( $\Delta\sigma$ ), espessura e largura do provete (B e W), razão de tensões (R) e gama de carga ( $\Delta P$ ) conforme indicado nas equações 3.3 e 3.4.

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

$$P_{máx}[kN] = P_{mín}[kN] + \Delta P[kN] = P_{mín}[kN] + \frac{\Delta\sigma[MPa] \times W[mm] \times B[mm]}{1000} \quad (3.4)$$

### 3.8. Análise da superfície de fratura e do fluxo de material

O microscópio SEM (Scanning Electron Microscope) Carl Zeiss ® Gemini 2 foi usado para analisar a superfície de fratura de alguns provetes de fadiga e o mesmo sistema com um analisador EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) foi utilizado no estudo do fluxo e mistura de material em algumas amostras metalográficas.

A análise da superfície de fratura foi realizada de forma a identificar os principais mecanismos de fratura dos provetes e a forma como ocorreu a propagação da fenda. Por sua vez, uma análise da composição química, particularmente do Silício (Si) e do Magnésio (Mg), em pontos específicos dos provetes metalográficos permitiu compreender melhor a forma como se deu a mistura de material nas juntas analisadas.

## 4. RESULTADOS

Neste capítulo apresenta-se os principais resultados do trabalho realizado, seguidos da sua análise e discussão.

Salvo indicações em contrário, em todas as macrografias e micrografias apresentadas o lado do avanço encontra-se à esquerda.

### 4.1. Otimização dos parâmetros de soldadura

Inicialmente os parâmetros de soldadura foram escolhidos com base em trabalhos anteriores, em juntas similares, consoante o material usado na chapa do *skin*. Ainda assim, apesar do material do *skin* ser o que mais influencia a escolha dos parâmetros, verificou-se que a morfologia das soldaduras depende de vários parâmetros e evolui de forma não linear. Desta forma, para algumas das configurações foram feitas várias tentativas usando condições intermédias.

#### 4.1.1. Séries 65

As séries 65 são constituídas por um *stringer* na liga AA5083 e as restantes chapas na liga AA6082. Para esta configuração foram realizadas soldaduras com as duas ferramentas, conforme apresentado de seguida.

##### 4.1.1.1. Ferramenta piramidal progressiva

A série 65LPP-1, soldada com 1140 rpm, 60 mm/min de velocidade de avanço e uma penetração de 6,8mm não apresentou defeitos superficiais. Para penetrações menores era visível um rasgo no lado do avanço, tal como se pode observar na Figura 4.1.



Figura 4.1. Aspecto superficial série 65LPP-1.

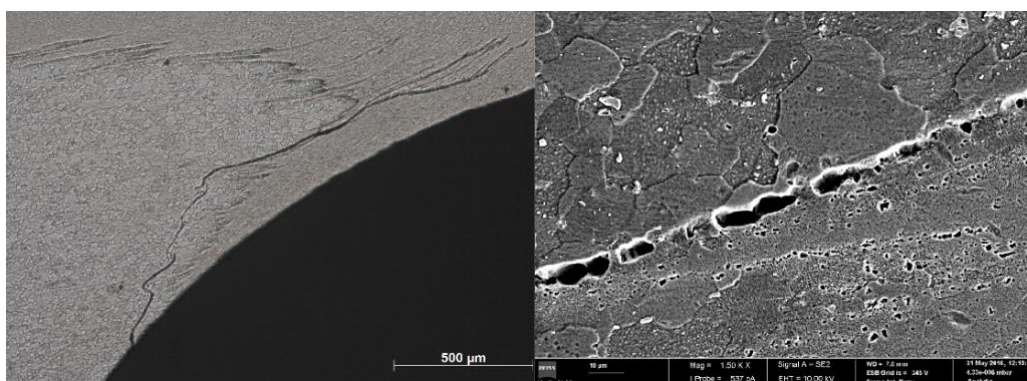
Este rasgo, para penetrações inferiores, pode ter surgido devido a uma pressão insuficiente ou a uma baixa quantidade de material movido pela base.

Para  $p=6,8$  mm foi retirada uma amostra que foi analisada com recurso ao microscópio ótico, não se tendo encontrado nenhum defeito significativo, conforma se pode verificar na macrografia da Figura 4.2.



**Figura 4.2.** Macrografia da série 65LPP-1.

No entanto, uma análise mais cuidada revelou indícios de um defeito no pé do cordão do lado do recuo. Este defeito aparenta ser uma linha de óxidos ou um defeito de *kissing bond* (Figura 4.3), sendo, mais provavelmente, uma linha de óxidos pois a linha não é contínua e não parece haver separação ou diferenças significativas entre o grão, dos dois lados da linha, ao longo da maioria do seu comprimento.



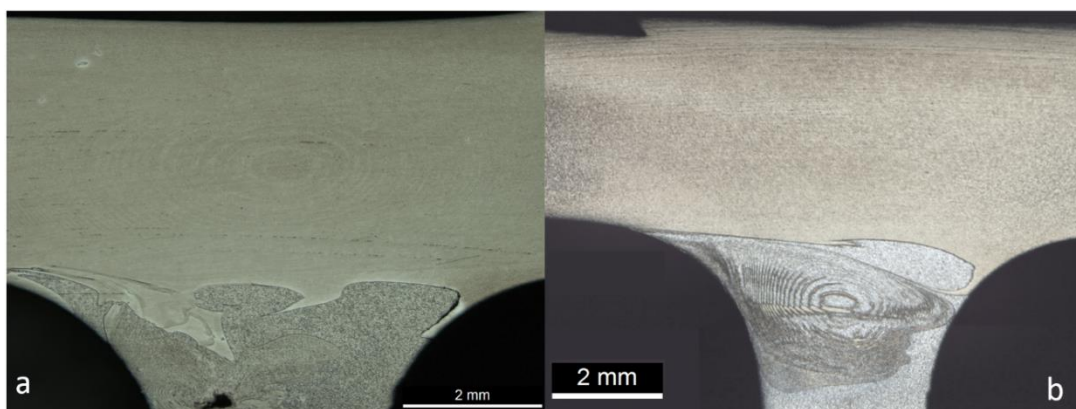
**Figura 4.3.** Linha de óxidos presente na série 65LPP-1.

#### **4.1.1.2. Ferramenta cônica roscada progressiva**

Para estas condições realizou-se uma primeira soldadura com velocidades de rotação e avanço respetivamente de 1140 rpm e 60mm/min e uma penetração de 6,8mm. Esta soldadura ficou com bom aspeto superficial para todo o comprimento, no entanto a amostra retirada revelou dois tipos de defeitos: um defeito de túnel do lado do avanço e um

*kissing bond* do lado do recuo, ambos na zona das concordâncias conforme se apresenta na Figura 4.4 a.

Os defeitos foram eliminados com a diminuição conjunta das velocidades de rotação e de avanço, conforme se pode verificar na Figura 4.4 b correspondente à série 65LRP-7. Contudo, a presença de alguns óxidos na interface dos dois materiais não foi completamente evitada.



**Figura 4.4.** Macrografias da série 65LRP-6-a e da série 65LRP-7-b.

#### **4.1.2. Série 66**

A série 66 não estava prevista inicialmente, pois o cerne deste trabalho são soldaduras em T dissimilares. No entanto, como o material da chapa extra de 1 mm foi a liga AA5083 e como foram realizados alguns ensaios mecânicos nesta junta resolveu-se incluí-la pois permite fazer algumas observações sobre o fluxo de material, conforme se verá adiante.

Assim, para uma penetração de 6,8mm, obteve-se uma soldadura sem defeitos como é visível na Figura 4.5. Quer para penetrações inferiores quer para superiores surgiram sempre defeitos superficiais como ranhuras ou falta de enchimento do lado do avanço.



**Figura 4.5.** Macrografia da série 66LPP-2.

### 4.1.3. Séries 56

As séries 56 são todas compostas por um *stringer* na liga AA6082 e as restantes peças na liga AA5083. Para estas soldaduras também foram usadas as duas ferramentas.

#### 4.1.3.1. Ferramenta piramidal progressiva

A junta 56LPP-3, realizada com 660 rpm e um avanço de 60mm/min, apresentou ao longo de todo o comprimento um defeito superficial do lado do avanço. Este foi diminuindo sucessivamente para maiores penetrações, sem nunca ter fechado totalmente. Não foram usadas penetrações ainda maiores pois poderiam levar ao risco de interferência da ferramenta com as matrizes. A zona com melhores resultados, para a qual a ranhura quase fechou, foi aquela com uma penetração de 7mm. Ainda assim, mesmo nesta zona o defeito chegou a atingir o *skin*, conforme é visível na macrografia da Figura 4.6 a.

Numa tentativa de diminuir a cavidade a encher por cada rotação, foi feita uma nova soldadura reduzindo a velocidade de avanço para metade (de 60 para 30mm/min) e chegou-se à serie 56LPP-9 onde não foram encontrados defeitos visíveis (Figura 4.7 b). De assinalar a subida de material do lado do recuo, que forma uma “língua” que atravessa praticamente todo o *skin*.

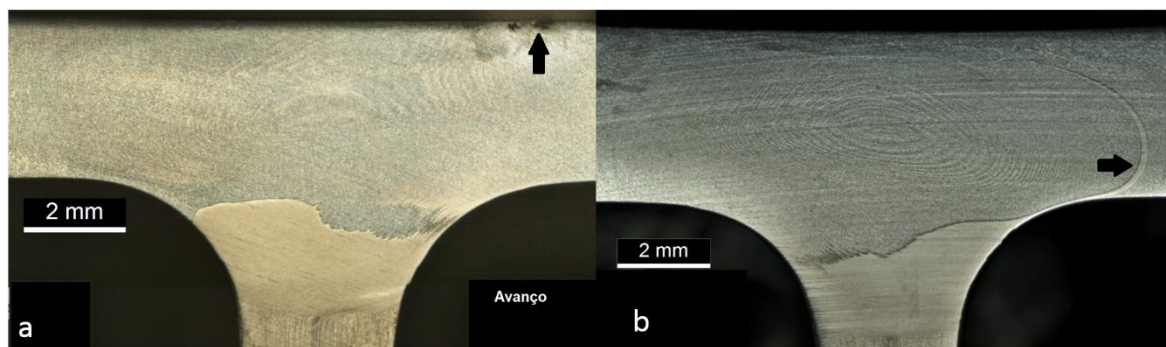


Figura 4.6. Macrografias da série 56LPP-3-a e 65LPP-9-b.

#### 4.1.3.2. Ferramenta cônica roscada progressiva

Foram produzidas várias séries 56 com a ferramenta cônica roscada progressiva, na tentativa de eliminar ou, pelo menos, diminuir a dimensão dos defeitos encontrados.

A série 56LRP-4 apresentou defeitos superficiais de grande dimensão, sobretudo para um 1º troço realizado com 870rpm. Num troço final, usando uma velocidade de rotação de 500rpm, conseguiu-se um bom aspeto superficial. No entanto, ao tentar reproduzir esse troço na série 56LRP-5A, uma ranhura na superfície tornou a aparecer. Na fase final (serie



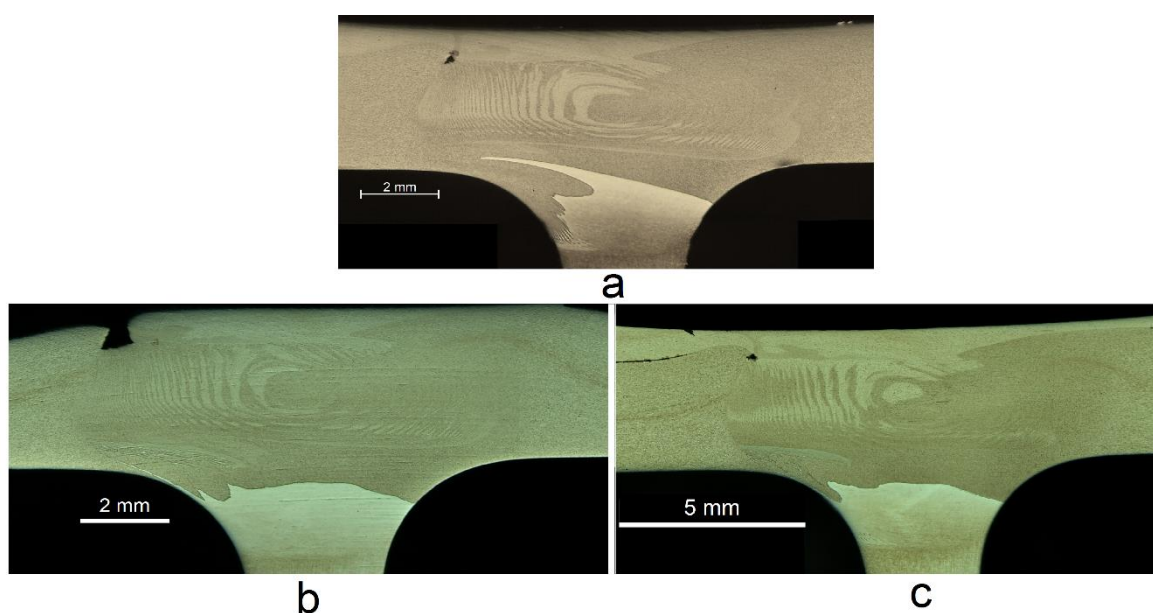
56LRP-5B), para uma rotação de 380rpm, igualmente só um pequeno troço não apresentou defeitos superficiais. O aspeto superficial destas juntas pode ser visto na Figura 4.7.



**Figura 4.7.** Aspeto superficial das séries 56LRP-4 (a) e 56LRP-5 (b)

Além do mau aspeto superficial todas as amostras retiradas apresentavam um defeito na mesma zona: do lado do avanço, junto à interface entre o *skin* e a chapa de adição, na zona termomecanicamente afetada. No caso da série 56LRP-5A a ranhura na superfície atingiu o *skin*, no caso das outras duas séries é visível um defeito de túnel sensivelmente na mesma zona (Figura 4.8).

A localização destes defeitos, na superfície do *skin*, indica que podem estar relacionados com a existência de uma interface criada pela adição da chapa extra. No entanto, se a chapa não for incluída durante o processo este irá conduzir a uma redução de espessura tal como acontece se o defeito for removido por maquinação.



**Figura 4.8.** Macrografias: a-56LRP-4; b-56LRP-5A e c-56LRP-5B

Na tentativa de eliminar este defeito foi produzida a série 56LRP-8, com uma velocidade de avanço de 30 mm/min e uma velocidade de rotação de 500rpm. O defeito de túnel desapareceu e não se encontrou nenhum defeito além da presença de óxidos na interface dos materiais (Figura 4.9).



Figura 4.9. Macrografia da série 56LRP-8.

## 4.2. Microestrutura

Todas as juntas apresentam uma microestrutura semelhante, podendo identificar-se as diferentes zonas com alguma facilidade. Apenas diferem um pouco no aspeto e nas dimensões de cada zona, assim como, existem diferenças no tamanho de grão.

A título de exemplo segue-se uma macrografia da série 65LPP-1 (Figura 4.10), onde se pode identificar o *nugget* (A) com a estrutura em casca de cebola, a zona termomecanicamente afetada do *skin* (B) e do *stringer* (C). Na proximidade das ZTMA encontra-se a zona termicamente afetada que se estende até à zona onde o material não sofreu alterações de propriedades. A transição entre zonas é mais brusca do lado do avanço e a região termomecanicamente afetada do *stringer* é, comparativamente, mais estreita.

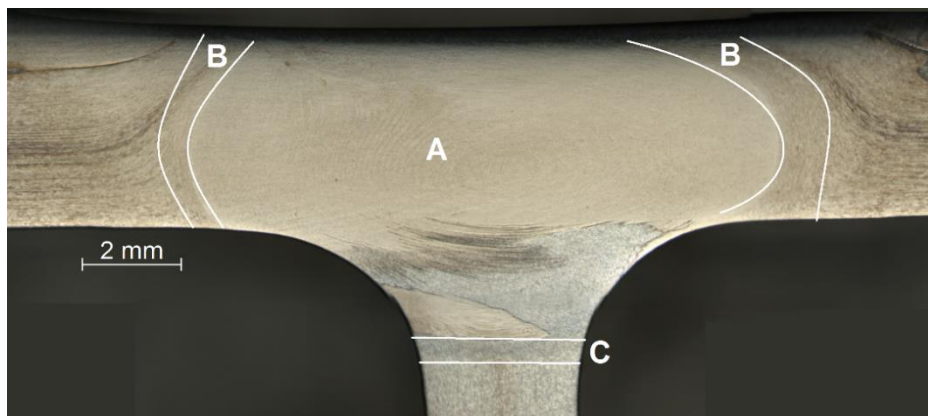
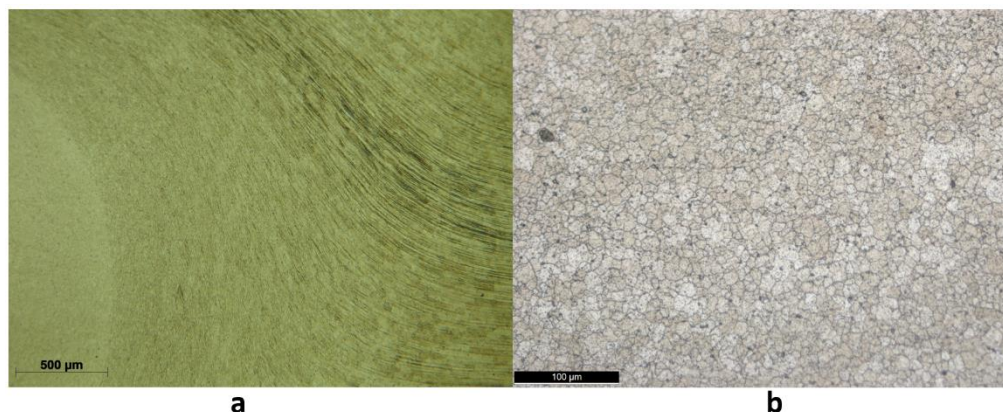


Figura 4.10. Microestrutura série 65LPP-1. A-*nugget* ; B-ZTMA *skin*; C-ZTMA *stringer*.

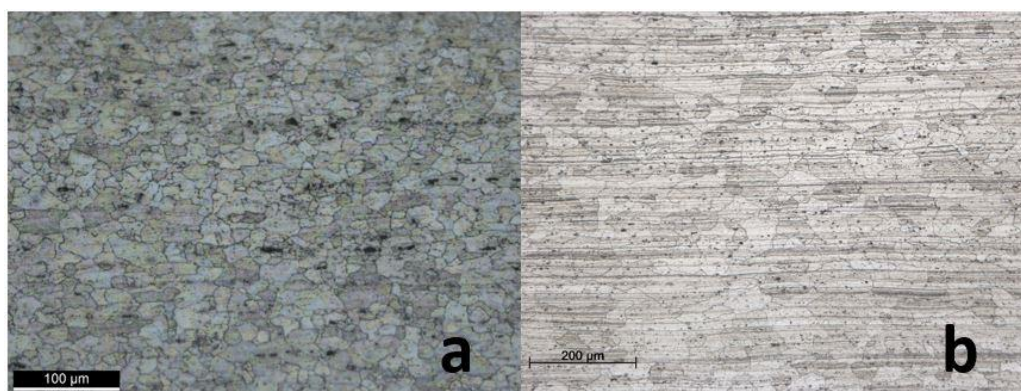
Na Figura 4.11 mostra-se em maior detalhe a ZTMA (a) e o nugget (b) da série 65LPP-1.



**Figura 4.11.** Série 65LPP-1: a-transição ZTMA lado do recuo, b- *nugget*

O tamanho medio do *nugget* diferiu ligeiramente de junta para junta, refletindo as diferenças entre os materiais e parâmetros usados. Assim, na zona central, o raio do *nugget* variou, aproximadamente, entre 4 e 6,5mm. Sendo menor nas séries 56LRP-4 e 56LRP-5 e maior na série 65LRP-7.

O grão do *nugget* apresentou-se totalmente recristalizado e de dimensões significativamente inferiores ao grão original. Este apresentava-se aproximadamente redondo nas chapas da liga AA5083, com um diâmetro médio de 15,85µm, e alongado nas chapas da liga AA6082 tendo dimensões médias aproximadas de 39,71 por 27,88µm (Figura 4.12).



**Figura 4.12.** Material base: a-AA5083; b-AA6082.

Na Tabela 4.1 encontra-se o tamanho de grão aproximado do *nugget* das series sem defeitos e da série 56LPP-3. Vê-se que o tamanho de grão é um reflexo do tamanho



inicial e do calor adicionado. É, de uma forma geral, menor nas séries 56 e é menor na série 66LPP-2 que foi obtida com uma velocidade de rotação menor que a usada na 65LPP-1.

**Tabela 4.1.** Diâmetro médio de grão do *nugget*.

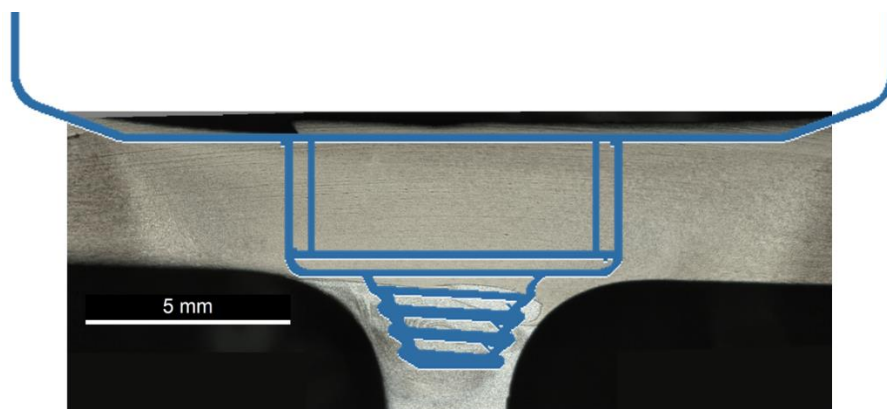
Série	65LPP-1	66LPP-2	65LRP-7	56LPP-3	56LRP-8	56LPP-9
Tamanho de grão [ $\mu\text{m}$ ]	11,3	8,8	8,9	7,6	6,6	7,4

### 4.3. Fluxo e mistura de material

As juntas dissimilares permitem identificar, pelas diferenças no ataque químico e na estrutura, a forma como se deu o fluxo e a mistura de material. Contudo, só por análise ótica não é possível certificar-se, para todos os pontos, qual é o material predominantemente presente. Assim, para alguns provetes, fez-se uma análise química com recurso ao EDS, que permitiu resolver este problema pois as diferenças de composição entre as duas ligas permitem avaliar se estamos na presença de uma delas ou de uma mistura.

Pelas macrografias identifica-se à partida que existem diferenças no fluxo entre as diferentes séries, existindo no entanto algumas semelhanças. Por exemplo nas séries 65LPP-1 (Figura 4.2), 56LRP-4 (Figura 4.7 a) e 56LRP-8 (Figura 4.9) é visível do lado do avanço uma inclusão de material do *skin*, por baixo de material do *stringer* que subiu e foi arrastado do lado do recuo para o do avanço. Várias amostras metalográficas também parecem indicar que existe uma zona onde o fluxo é maioritariamente provocado pela parte cilíndrica roscada da ferramenta e outra zona em que será sobretudo devido à influência do pino (Figura 4.8 e Figura 4.4 b).

O fluxo ascendente de material parece ser travado pela base da parte cilíndrica roscada da ferramenta que chega perto das concordâncias (Figura 4.13). Quando este existe, é sempre mais exterior, isto é, ascende por zonas próximas das concordâncias, contornando a parte cilíndrica roscada. Também parece haver maior fluxo ascendente quando a liga AA6082 está inicialmente no *stringer*.



**Figura 4.13.** Zona de trabalho da ferramenta (Série 65LRP-7).

Além da análise visual, as amostras 65LPP-1, 66LPP-2, 56LPP-3, 56LRP-4, 65LRP-6, 65LRP-7, 56LRP-8 e 56LPP-9 foram analisadas com recurso ao EDS. É possível identificar a liga AA5083 pelo maior teor em magnésio e a liga AA6082 pelo baixo teor em magnésio e a presença de silício. Composições intermédias indicam que pode ter havido uma mistura mais intensa dos dois materiais na zona analisada. Os resultados correspondentes aos principais pontos analisados das juntas sem defeitos podem ser vistas no ANEXO E.

A análise da junta 66LPP-2 permitiu fazer algumas observações interessantes. Como o material da chapa de adição de 1mm de espessura foi a liga AA5083 esta funcionou como chapa marcadora e permitiu identificar até onde o material da chapa de adição chegava. Verificou-se que o material chega até à zona de influência da parte cilíndrica roscada e que o *nugget* é composto por bandas alternadas das duas ligas (Figura E.16 e Figura E.17). Assim, verifica-se que de facto o material adicionado vai compensar o material que migra para as zonas de concordância sem que para isso se originem defeitos internos ou redução de espessura.

#### 4.4. Microdureza

Foi feita a análise de microdureza, ao longo do *skin* e do *stringer*, para a maioria das séries realizadas. As durezas dos materiais base das ligas AA5083 H111 e AA6082 T6 também foram medidas e são, respetivamente, 83,5 HV<sub>0,2</sub> e 116 HV<sub>0,2</sub>.

#### 4.4.1. Ferramenta piramidal progressiva

Os gráficos da Figura 4.14 mostram os perfis de durezas das juntas com a liga AA6082 no *skin*, produzidas com a ferramenta piramidal progressiva.

É possível identificar de imediato a típica curva em W associada às ligas tratáveis termicamente, muito próxima para as duas séries. Esta proximidade mostra que a liga presente no *stringer* ou na chapa de adição não influenciam significativamente o perfil de durezas ao longo do *skin*. É também visível a grande queda de dureza das juntas quando comparada com a liga AA6082 T6. A série 66LPP-2 apresenta uma dureza inferior na zona do *nugget*, mesmo tendo sido usado um passo maior (que corresponde a menor calor adicionado) que o usado na série 66LPP-1. Este facto indicia que houve maior dissolução e reprecipitação na série 65LPP-1.

O perfil vertical mostra uma perda de dureza mais significativa para o caso da liga AA6082 (junta 66LPP-2) na zona próxima à soldadura, mesmo tendo sido adicionado uma menor quantidade de calor nesta junta.

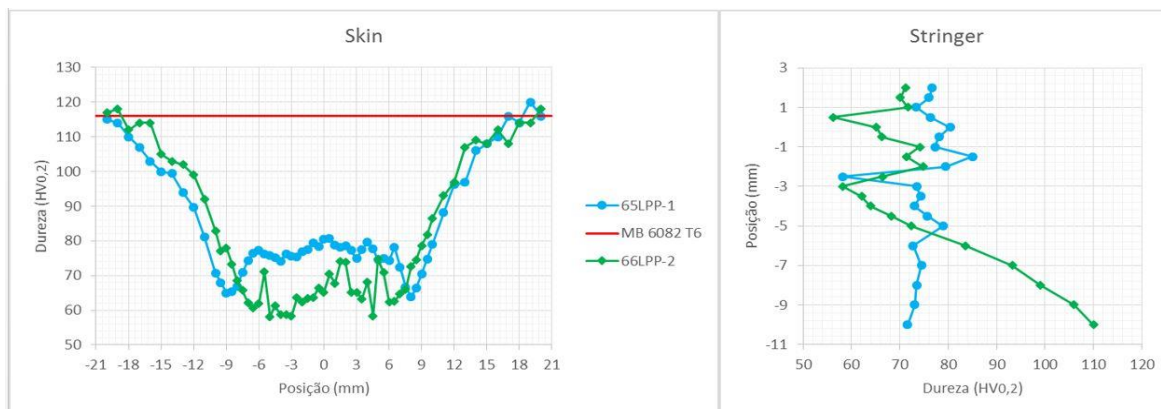


Figura 4.14. Perfil de microdurezas das séries 65LPP-1 e 66LPP-2.

As séries 56LPP-3 e 56LPP-9 têm perfis de durezas muito próximos, conforme é visível na Figura 4.15. Verifica-se uma ligeira perda de dureza face ao material base na ZTA e na ZTMA, com um pequeno aumento na zona do *nugget*. Ao longo do *stringer* nota-se a gradual recuperação da dureza à medida que nos afastamos da zona da soldadura. A série 56LPP-9 apresenta uma dureza um pouco inferior, o que é previsível tendo em conta que foi produzida com um menor avanço e, expectavelmente, maior adição de calor e menor taxa de deformação imposta.

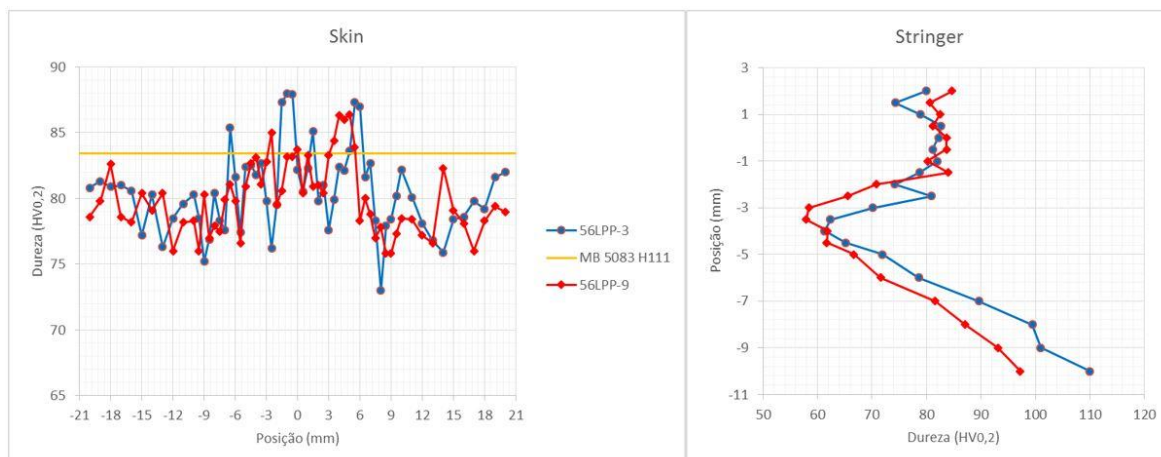


Figura 4.15. Perfil de microdurezas das séries 56LPP-3 e 56LPP-9.

#### 4.4.2. Ferramenta cônica roscada progressiva

Para as juntas realizadas com a ferramenta cônica roscada progressiva os perfis de durezas não foram significativamente diferente dos obtidos com a ferramenta piramidal.

A Figura 4.16 mostra o perfil de durezas das juntas 65 realizadas com esta ferramenta sendo, mais uma vez, visível a curva em W. Quer para o perfil vertical quer para o horizontal não há diferenças significativas entre as juntas 65LRP-7 e 65LRP-8, o que pode ser explicado pela diminuição em proporções semelhantes das velocidades de avanço e de rotação. Ao longo do *stringer* não se verificou uma diminuição significativa da dureza, tal como é usual na liga AA5083.

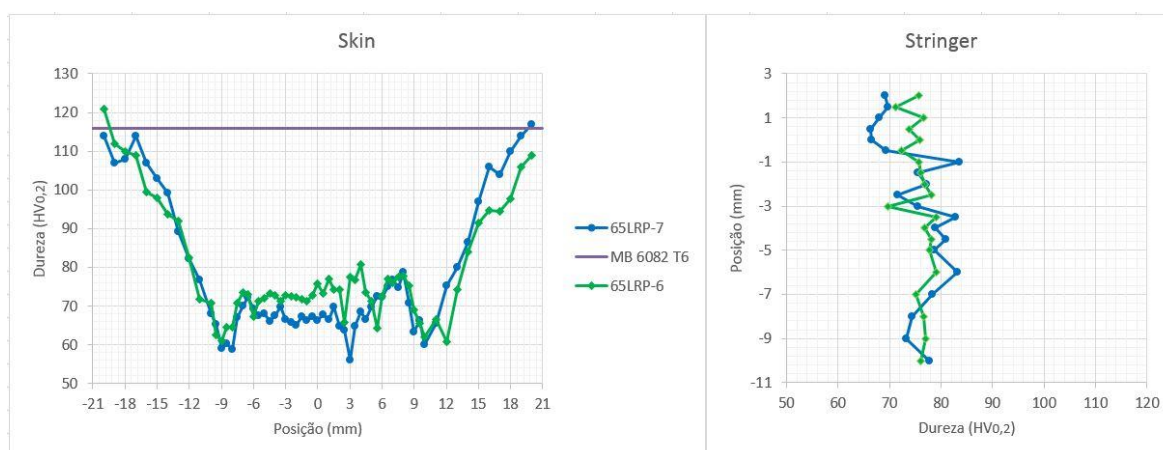


Figura 4.16. Perfil de microdurezas das séries 65LRP-6 e 65LRP-7.

Para as juntas com o skin na liga AA5083 também não houve queda significativa de durezas para a ferramenta cônica roscada progressiva, sendo que a junta 56LRP-4 foi a que apresentou maior queda, não apresentando endurecimento na zona do *nugget*.

Ao longo do *stringer* verifica-se um aumento da dureza gradualmente com o aumento da distância à soldadura. Para a junta 56LRP-8, mesmo a 10mm do ponto de referência ainda se estava numa zona afetada pelo calor (Figura 4.17), ou seja a ZTA é mais larga que nas outras duas séries, reflexo do maior calor adicionado.

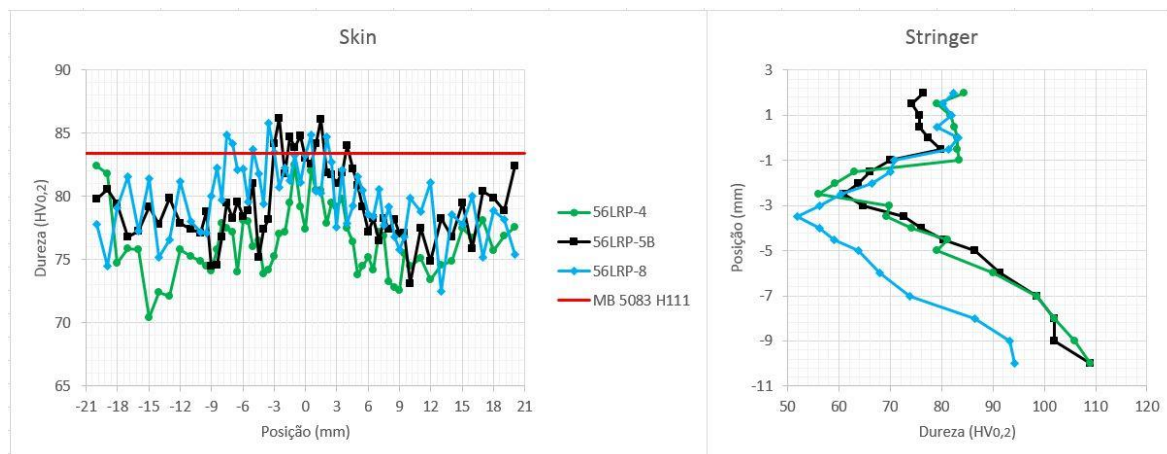


Figura 4.17. Perfil de microdurezas das séries 56LRP-4, 56LRP-5B e 56LRP-8.

#### 4.5. Comportamento à tração

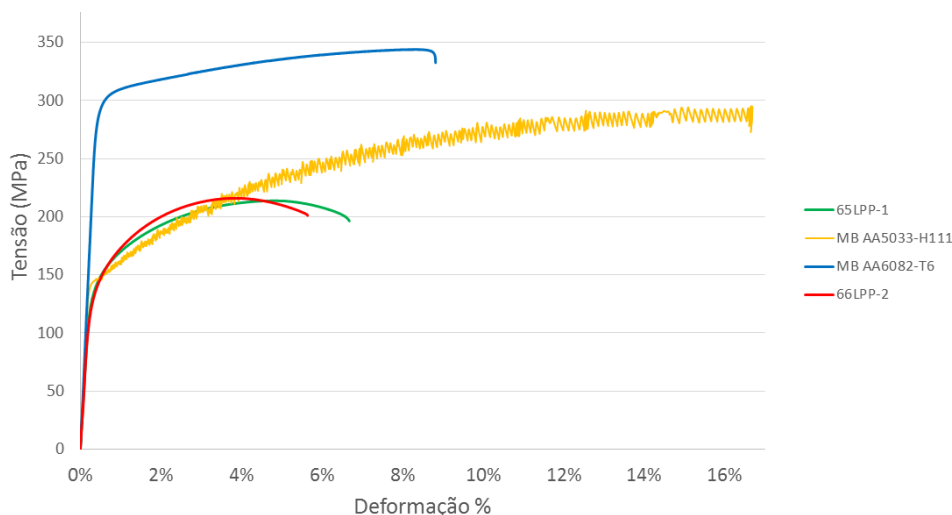
As juntas 65LPP-1 e 66LPP-2 foram sujeitas a ensaios de tração de forma a avaliar a sua resistência mecânica e alongamento à rotura. Na Figura 4.18 apresenta-se uma das curvas tensão/deformação obtidas para cada série assim como as curvas referentes aos materiais base. As curvas apresentadas são convencionais, ou seja: a tensão é calculada dividindo a carga pela área da secção inicial do provete.

É possível observar de imediato que houve uma redução de resistência mecânica face à liga AA6082 usada inicialmente no *skin*, comportamento que vai ao encontro dos resultados obtidos para os perfis de dureza destas series. Verifica-se também uma queda no alongamento à rotura para as duas juntas. De notar que nos provetes de tração dos materiais base não existe concentração de tensões devido às concordâncias.

As zonas termomecanicamente afetada e termicamente afetada apresentam menor resistência mecânica que o material base, pelo que a deformação se concentra nestas zonas, o que explica a menor deformação global à rotura, a menor resistência mecânica e a localização da fratura, que ocorreu na ZTA.

As curvas estão próximas da curva obtida para a liga AA5083 na zona referente a baixas deformações. Por ultimo, outra observação imediata é o efeito de Portevin–Le Chatelier que se identifica através do serrilhado presente na curva referente à liga AA5083.

A resistência mecânica das juntas encontra-se relativamente próxima o que parece indicar que o facto da chapa de adição ou do *stringer* serem de outro material não tem grande influencia na resistência à tração do *skin*, sendo o material inicialmente presente o mais importante. Assim, a contribuição para a resistência mecânica do *stringer* na série 65LPP-1 deve ser muito reduzida e a contribuição da chapa de adição na série 66LPP-2 é difícil de avaliar.



**Figura 4.18.** Curvas tensão-deformação convencionais.

A resistência à tração e a deformação na rotura encontram-se resumidos na Tabela 4.2.

**Tabela 4.2.** Propriedades mecânicas das series avaliadas e dos materiais base.

	$\sigma_r$ (MPa)	$\epsilon_{max}$ (%)
AA6082-T6	344,0	8,82
AA5083-H111	295,4	16,7
Serie 65LPP-1	213,8	6,7
Serie 66LPP-2	216,1	5,6

## 4.6. Deformações Locais

O sistema ótico ARAMIS permite obter o mapa de deformações locais e identificar as zonas onde esta se concentra. Na Figura 4.19 apresenta-se o mapa de deformações de um dos provetes de tração ao *skin* da série 65LPP-1, para 3 estágios de carga.

Verifica-se que para uma tensão baixa não existe praticamente deformação e a distribuição é homogênea. Para 2/3 da carga a deformação começa a concentrar-se na zona de menor dureza (limite entre as ZTMA e ZTA), zona onde, na fase final, se concentra praticamente toda a deformação e por onde o provete acabou por partir. Pode assim dizer-se que, apesar de também apresentar alguma deformação, a zona mais próxima da soldadura e as concordâncias não são a zona crítica.

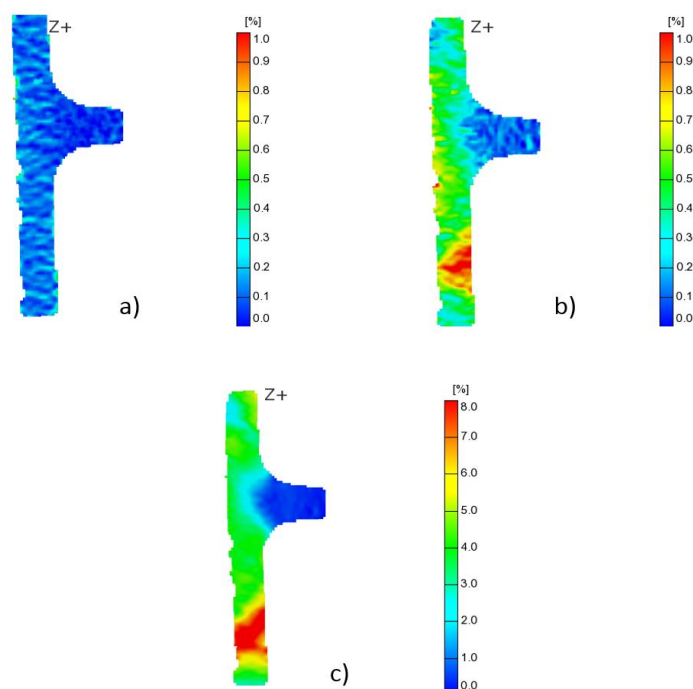


Figura 4.19. Mapa de deformações da série 65LPP-1: a) 1/3 da carga; b)-2/3 carga; c)- carga máxima

## 4.7. Comportamento à fadiga

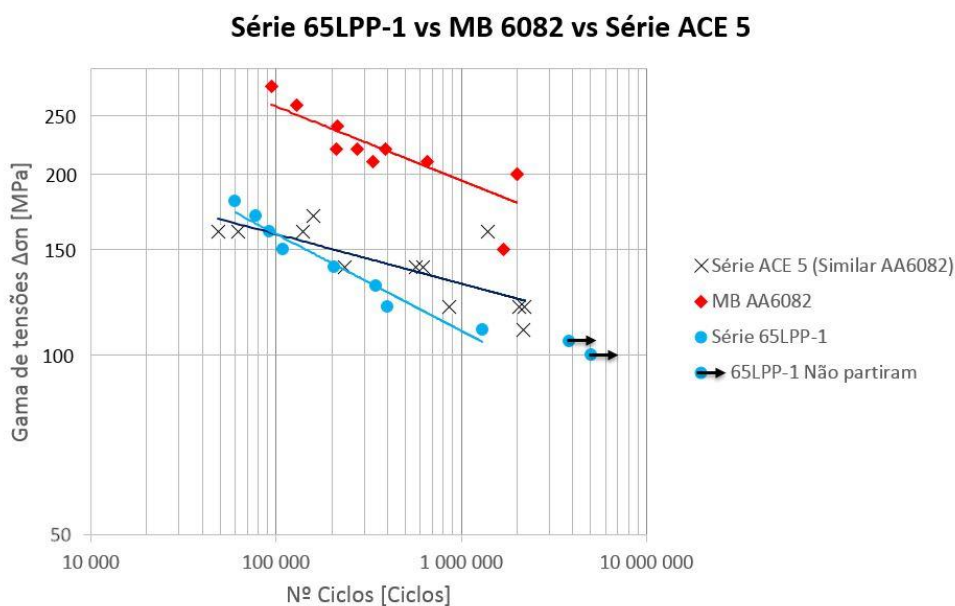
Foram sujeitos a ensaios de fadiga 10 provetes da série 65LPP-1 e 8 provetes da série 56LPP-9. A gama de tensões ( $\Delta\sigma$ ) usada variou entre 100 e 180 MPa para a serie 65LPP-1 e entre 105 e 190 MPa para a serie 56LPP-9. Ambas as séries foram produzidas com a ferramenta piramidal progressiva e não apresentavam defeitos nos provetes metalográficos analisados.



A maioria dos provetes testados fraturaram fora da zona da soldadura e também do pé do cordão, partindo, maioritariamente, nas zonas termomecanicamente afetada ou termicamente afetada. Na série 56LPP-9 houve inclusive alguns provetes a fraturarem longe da soldadura, já no material base, indicando que na ausência de defeitos o processo leva a boas propriedades da junta.

Na Figura 4.20 apresenta-se a curva obtida para a série 65LPP-1, juntamente com as curvas S-N referentes ao material base do *skin* e à série ACE 5. As curvas da série ACE 5 e do material base foram obtidas em trabalhos anteriores (retiradas de Carvalho, 2015). A série ACE 5 corresponde a uma junta similar na liga AA6082 obtida por FSW na configuração *T-Lap* com uma ferramenta cónica roscada.

Dois dos provetes testados para menores gamas de tensão não fraturaram e, apesar de apresentados, não foram considerados para obtenção da curva. Na Tabela 4.3 pode ver-se as equações das curvas e a tensão limite de fadiga para  $10^6$  ciclos.



**Figura 4.20.** Comparativo curvas S-N das séries 65LPP-1, ACE5 e da liga AA6082 (tensões nominais).

**Tabela 4.3.** Resistência à fadiga para  $10^6$  ciclos (tensões nominais).

	Equação da curva	Tensão para $10^6$ ciclos [MPa]	m	R <sup>2</sup>
Série 65LPP-1	$\sigma = 1019,14N^{-0,161}$	110	6,2	0,952
Série ACE 5	$\sigma = 485,43N^{-0,097}$	127	10,3	0,598
MB-AA6082	$\sigma = 1071,8N^{-0,123}$	196	8,1	0,690



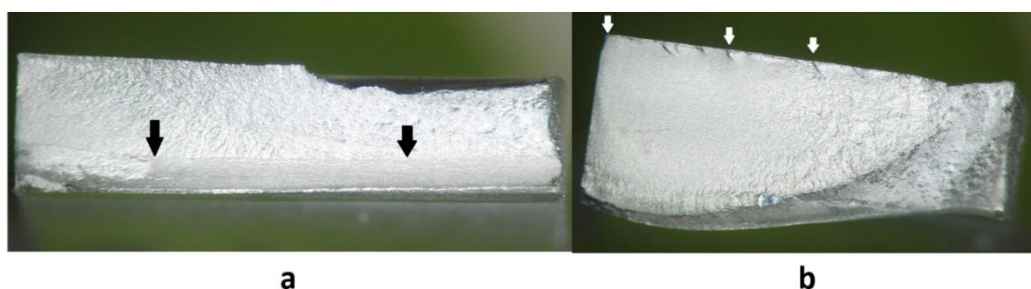
Por análise das curvas da Figura 4.20 e da Tabela 4.3 é possível verificar que a série 65LPP-1 tem, no geral, um comportamento à fadiga inferior quer ao material base quer à serie similar ACE 5. Sendo a tensão limite de fadiga cerca de 44% inferior ao material base da chapa do *skin* e 13% inferior à serie similar Além disso, o parâmetro  $m$  (obtido pelo inverso do simétrico do expoente da equação da curva) é menor para a série 65LPP-1 indicando que comparativamente esta série fará um menor número de ciclos no regime de iniciação de fenda.

Contudo, apesar do comportamento inferior, o comportamento da série 65LPP-1 é consistente, havendo pouca dispersão de resultados o que indicia, mais uma vez, a não existência de defeitos.

Dois dos ensaios realizados para a série 56LPP-9 não foram considerados para obtenção da curva pois ficaram claramente a baixo desta, indicando que estes provetes deveriam conter algum defeito. Os provetes, 56LPP-9\_F7 e 56LPP-9\_F8, foram retirados da extremidade oposta ao provete metalográfico e, nesta zona, o aspeto superficial da soldadura não era o melhor (Figura 4.21), revelando uma fenda do lado do avanço que, no entanto, não atingiu o *skin*. Ainda assim é um indício de pressão e fluxo insuficientes o que pode levar a defeitos internos. Outra possível causa da fratura precoce é a introdução de algum defeito superficial durante a maquinação do provete. Assim, o provete F7 apresenta indícios de um defeito interno e o provete F8 de múltiplos defeitos superficiais (Figura 4.22).

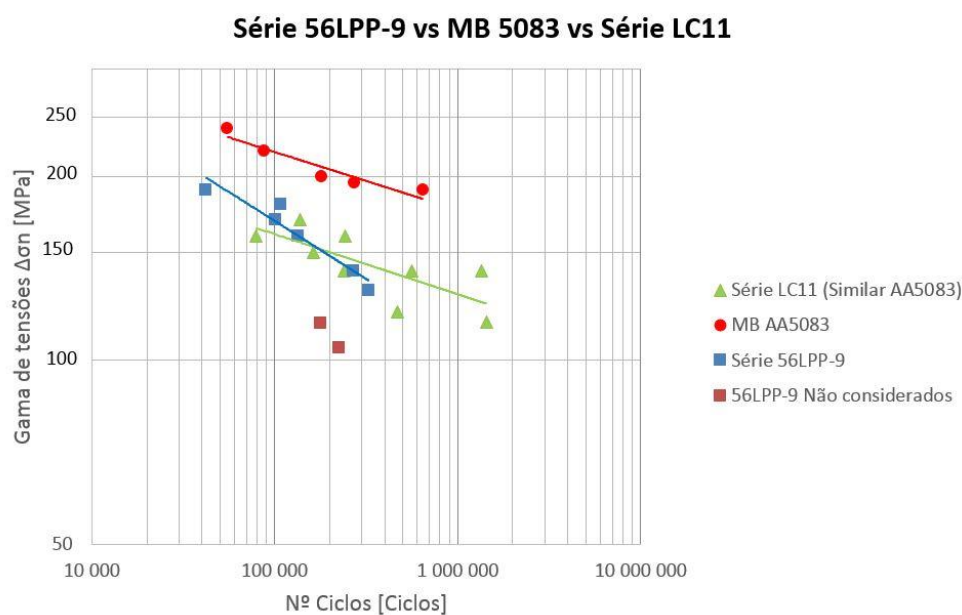


**Figura 4.21.** Aspeto superficial da série 56LPP-9



**Figura 4.22.** Superfície fratura dos provetes: a-56LPP-9\_F7, b- 56LPP-9\_F8

Na Figura 4.23 apresenta-se agora a curva S-N obtida para a série 56LPP-9, assim como as curvas referentes à série LC11 e ao material base do *skin*, neste caso a liga AA5083. As curvas S-N para o material base e para a série LC11 foram obtidas a partir de trabalhos prévios (retiradas de Gruppelaar, 2015) A série LC11 corresponde a uma junta similar na liga AA5083 produzida na configuração *T-Lap* com uma ferramenta roscada progressiva. Na Tabela 4.4 apresentam-se as equações das curvas e a tensão limite de fadiga.



**Figura 4.23.** Comparativo curvas S-N das séries 56LPP-9, LC11 e da liga AA5083 (tensões nominais).

**Tabela 4.4.** Resistência à fadiga para  $10^6$  ciclos (tensões nominais).

	Equação da curva	Tensão para $10^6$ ciclos [MPa]	m	$R^2$
Série 56LPP-9	$\sigma = 1497,1N^{-0,189}$	110	5,3	0,911
Série LC11	$\sigma = 499,26N^{-0,098}$	129	10,2	0,573
MB- AA5083	$\sigma = 653,15N^{-0,095}$	176	10,5	0,889

A série 56LPP-9 tem um comportamento próximo da série similar LC11, chegando a ser superior para as gamas de tensão mais elevadas. No entanto o parâmetro m é inferior indicando um regime de iniciação de fenda com menos ciclos. Devido à maior inclinação da curva a série 56LPP-9 também apresenta uma tensão limite de fadiga cerca de 15% inferior à junta similar e 38% menor que a tensão limite fadiga para o material base.

Uma última observação interessante é a grande proximidade entre as duas séries estudadas. Apesar da troca entre os materiais do *skin* e do *stringer* quer o valor da tensão limite de fadiga quer as curvas S-N são muito próximas (Figura 4.24).

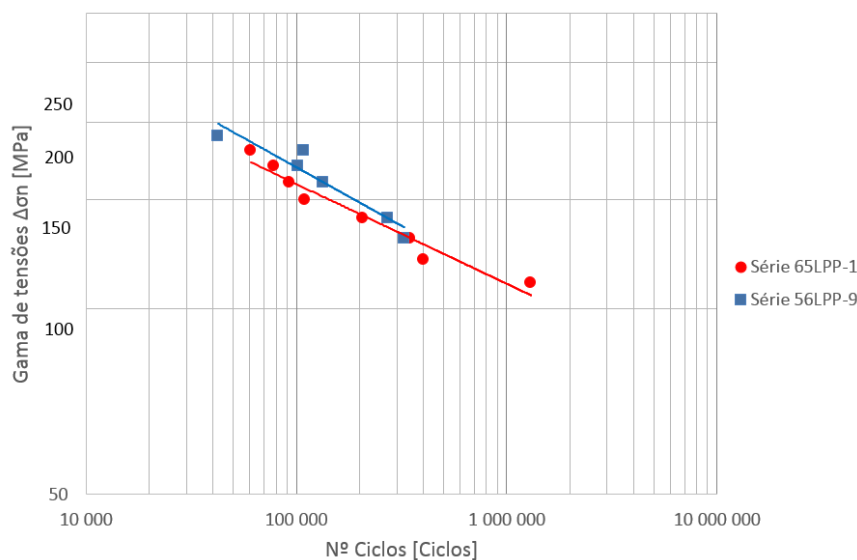


Figura 4.24. Comparativo curvas S-N das séries 65LPP-1 e 56LPP-9.

## 4.8. Análise da superfície de fratura

Foram escolhidos dois provetes que apresentavam uma superfície de fratura significativamente diferente. O provete 65LPP-1\_F6 foi testado para um  $\Delta\sigma$  de 180 MPa tendo uma vida relativamente curta, de apenas 60490 ciclos, por outro lado o provete 65LPP-1\_F8 foi testado para uma tensão ligeiramente superior à tensão limite de fadiga e atingiu uma vida de 1299845 ciclos.

As principais ampliações usadas no SEM, correspondentes às fractografias, podem ser consultadas na Tabela 4.5

Na Figura 4.25 é possível ver as fractografias de diferentes zonas do provete F6. Na imagem a) é possível identificar uma zona constituída essencialmente por estrias características de propagação por fadiga, na imagem b) observa-se também uma rotura essencialmente por fadiga, com estrias de fadiga bem definidas mas só visíveis para uma ampliação de 12080 vezes. Nas figuras c) e d) vêem-se, para a mesma ampliação, alvéolos característicos de deformação plástica indicando que a rotura é essencialmente dúctil. Estes têm maior dimensão na zona central do provete (imagem c) indicando uma deformação plástica mais intensa nesta zona.

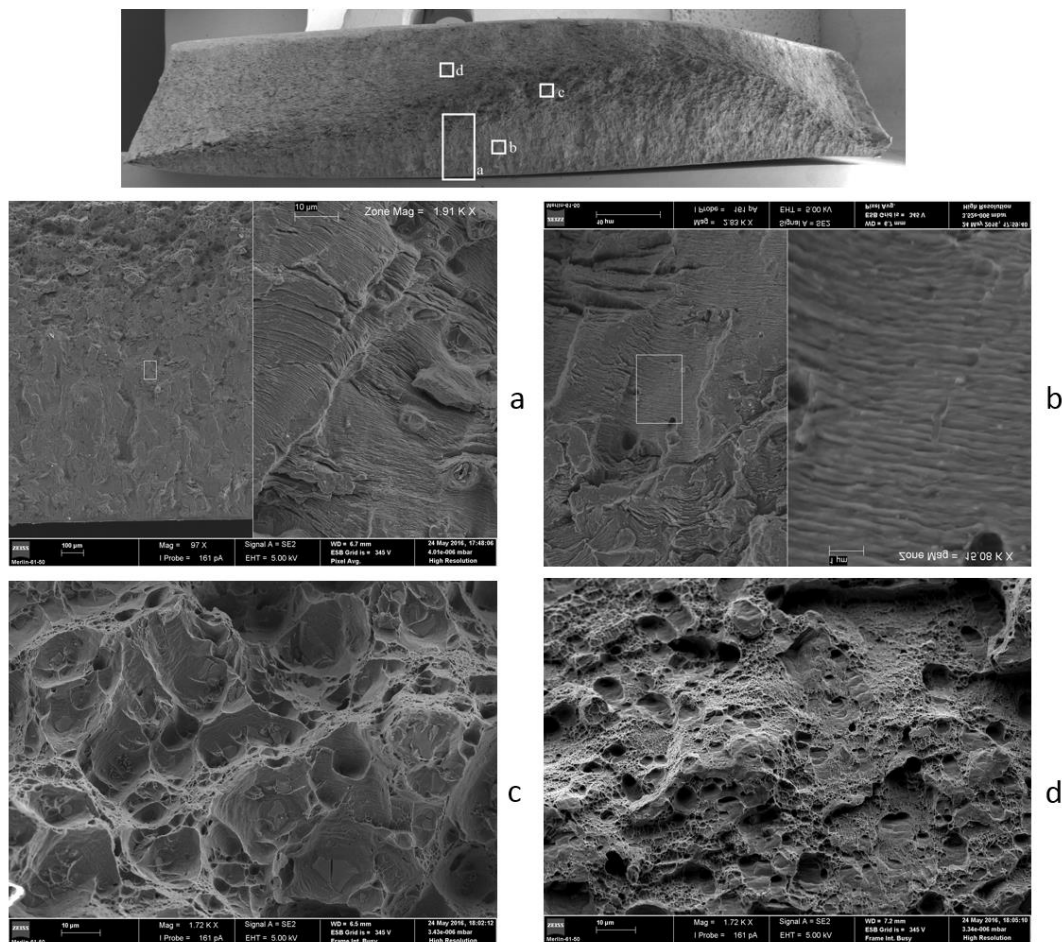
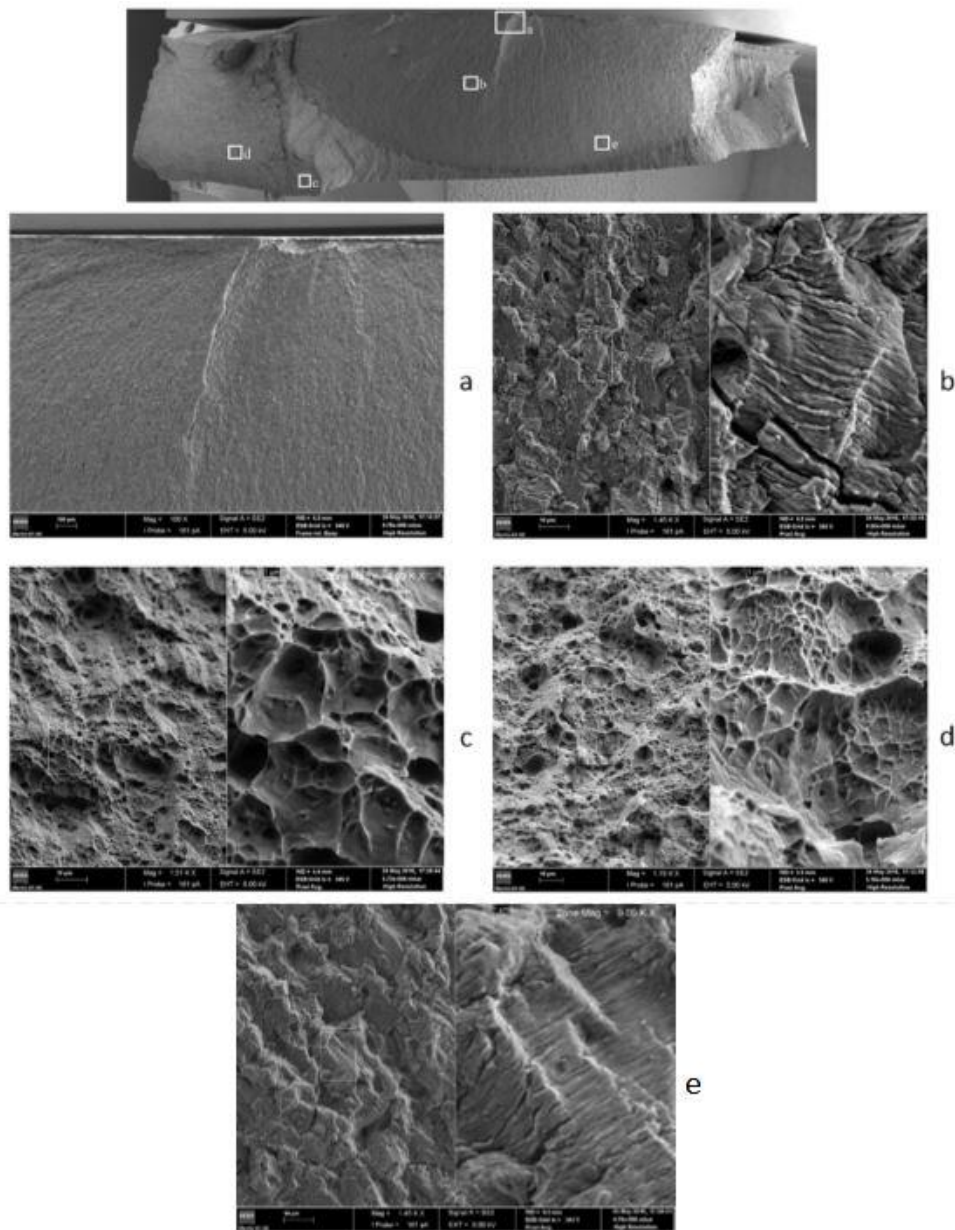


Figura 4.25. Superfície de fratura do provete 65LPP-1\_F6.

Na Figura 4.26 encontram-se agora as fotografias referentes ao provete F8.

A fotografia a) mostra o degrau formado pela junção de fendas iniciadas em duas zonas distintas da superfície do provete; sobre a parte direita do degrau é possível identificar defeitos superficiais a partir dos quais se terá iniciado uma ou mais fendas, que mais tarde virão a unir-se formando os referidos degraus; é possível ainda ver outros degraus de menor dimensão resultantes do mesmo fenómeno – multinucleação de fendas. Na imagem b) é possível identificar as estrias de propagação por fadiga e algumas microfissuras, a zona e) apresenta uma superfície de fratura semelhante, apenas com uma orientação diferente. As fotografias c) e d), correspondentes à zona de fratura final a 45°, mostram alvéolos de deformação plástica indicando que, mesmo para um número de ciclos elevados, a fratura final é essencialmente dúctil, variando somente a área da rotura final em função da carga máxima aplicada nos ciclos de fadiga.



**Figura 4.26.** Superfície de fratura do provete 65LPP-1\_F8.

**Tabela 4.5.** Ampliações das fraturas

Provete	Imagem				
	a	b	c	d	e
65LPP-1_F6	97x	2830x	1720x	1720x	---
65LPP-1_F8	100x	1450x	1510x	1150x	1450x

## 5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

O trabalho desenvolvido permite retirar algumas conclusões importantes. Em primeiro e mais importante verificou-se a possibilidade de obter juntas T dissimilares por FSW sem defeitos significativos.

O problema de redução de espessura foi completamente resolvido pela adição da chapa extra pois, tal como se observou, o material adicionado é suficiente e chega suficientemente longe para compensar a saída do que se desloca para as concordâncias. Por sua vez, a presença de linhas de óxidos não foi completamente evitada, no entanto devido à sua localização mais próxima do *stringer*, não parecem ter uma influência significativa nos ensaios mecânicos realizados.

As duas ferramentas usadas permitiram obter juntas sem defeitos significativos, ainda assim, devido ao menor volume dinâmico, foi mais difícil eliminar defeitos para a ferramenta cônica roscada progressiva. Tal só foi possível para velocidades de avanço menores. Independentemente da ferramenta parece haver alguma separação entre os fluxos gerados pela parte cilíndrica roscada e pelo pino, sendo ligeiramente mais perceptível para as series obtidas com a ferramenta roscada progressiva.

Tendencialmente os defeitos encontrados surgiram numa zona associada à liga AA5083, mais difícil de soldar por FSW devido ao menor amaciamento durante o processo. Os elementos constituídos essencialmente pela liga AA5083 não sofreram uma perda de dureza significativa, enquanto, tal como era esperado, as séries 65 e 66 sofreram uma queda muito mais significativa na dureza. A zona de menor dureza encontra-se por norma na ZTA próximo à ZTMA levando a que a maioria dos provetes de tração e de fadiga partissem nesta zona.

As curvas S-N das séries 65LPP-1 e 56LPP-9, sujeitas a ensaios de fadiga, revelaram um comportamento à fadiga relativamente próximo de juntas similares na mesma configuração. Ainda assim ficaram aquém das juntas similares e longe das curvas dos materiais base. As duas séries apresentaram um comportamento muito próximo e há espaço

para tentar melhorar o comportamento à fadiga, sobretudo seria interessante aumentar o número de ciclos em regime de iniciação de fenda e a tensão limite de fadiga.

Os resultados dos ensaios de tração das series 65LPP-1 e 66LPP-2 revelaram também algum espaço para melhoria, pois houve uma quebra considerável na resistência mecânica e no alongamento à rotura.

Apenas com base nos resultados apresentados não é possível afirmar qual das ferramentas conduz a melhores propriedades mecânicas, pois não foi possível realizar ensaios a todas as juntas.

Deixa-se assim, como sugestão de trabalhos futuros, a realização de mais ensaios mecânicos e de mais séries com estas ferramentas.

O projeto de novas ferramentas, que permitam um maior arrastamento de material pela base, pode ser uma possibilidade a considerar na tentativa de diminuir os vários defeitos superficiais ou próximos da superfície que apareceram nestas séries.

Seria também interessante uma análise mais detalhada do fluxo, comparando-o não só entre ferramentas mas também entre as configurações *T-Lap* e *T-Butt*.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Acerra, F., Buffa G., Fratini L. e 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): 1149–1157.
- ASM International Handbook, Volume 2. 1990. “Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.” *ASM Metals Handbook 2*: 1300.
- Astarita, A., Squillace A., Scala A. e 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), 1763–1771.
- Aval, J. H. (2015). “Microstructure and Residual Stress Distributions in Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminium Alloys.” *Materials & Design* 87. Elsevier Ltd: 405–413.
- Balasubramanian, V. (2008). “Relationship between Base Metal Properties and Friction Stir Welding Process Parameters.” *Materials Science and Engineering A* 480 (1-2), 397–403.
- Buffa, G., Fratini L., Micari F. e Shivpuri R. (2008). “Material Flow in FSW of T-Joints: Experimental and Numerical Analysis.” *International Journal of Material Forming* 1: 185–188.
- Carvalho, D. A. C. V. (2015). “Comportamento Mecânico de Juntas T Soldadas Por Fricção Linear Na Liga AA6082.” Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica, na área de especialização Produção e Projeto. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Cavaliere, P. (2013). “Friction Stir Welding of Al Alloys: Analysis of Processing Parameters Affecting Mechanical Behavior.” *Procedia CIRP* 11. Elsevier B.V., 139–144.
- Chen, H. B., Yan K., Lin T., Chen S. B., Yu J. C. e Zhao Y. (2006). “The Investigation of Typical Welding Defects for 5456 Aluminum Alloy Friction Stir Welds.” *Materials Science and Engineering A* 433 (1-2), 64–69.
- Costa, J. D M., Jesus J. S, Loureiro A., Ferreira J. A M, e Borrego L. P. (2014). “Fatigue Life Improvement of Mig Welded Aluminium T-Joints by Friction Stir Processing.” *International Journal of Fatigue* 61. Elsevier Ltd: 244–254.
- Costa, M. I., Verdera D., Leitão C. e 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, Elsevier Ltd, 721–731.
- Dawood, H. I., Mohammed K. S., Rahmat A. e 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). The Nonferrous Metals Society of China, 2856–2865.
- DebRoy, T. e Bhadeshia H. K. D. H. (2010). “Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys – a Perspective.” *Science and Technology of Welding & Joining*, 15 (4), 266–270.



- Dudzik, K. e Czechowski M. (2010). “Analysis of Possible Shipbuilding Application of Friction Stir Welding (FSW) Method to Joining Elements Made of AlZn5Mg1 Alloy.” *Polish Maritime Research* 16 (4): 37–40.
- Fratini, L., Buffa G. e Shivpuri R. (2009b). “Influence of Material Characteristics on Plastomechanics of the FSW Process for T-Joints.” *Materials and Design* 30 (7). Elsevier Ltd: 2435–2445.
- Fratini, L., Buffa G., Micari, F., e Shivpuri, R. (2009a). “On the material flow in FSW of T-joints: Influence of geometrical and technological parameters.” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 44 (5-6), 570–578.
- Gruppelaar, M. J. (2015). “Comportamento À Fadiga de Juntas T Soldadas Por FSW Na Liga AA5083.” Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica, na área de especialização Produção e Projeto. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Gungor, B., Kaluc E., Taban E. e Sik A. (2013). “Mechanical, Fatigue and Microstructural Properties of Friction Stir Welded 5083-H111 and 6082-T651 Aluminum Alloys.” *Materials and Design* 56. Elsevier Ltd, 84–90.
- Guo, J. F., Chen H. C., Sun C. N., Bi G., Sun Z. e Wei J. (2014). “Friction Stir Welding of Dissimilar Materials between AA6061 and AA7075 Al Alloys Effects of Process Parameters.” *Materials and Design* 56: 185–192.
- Hou, X., Yang X., Cui L. e Zhou G. (2014). “Influences of Joint Geometry on Defects and Mechanical Properties of Friction Stir Welded AA6061-T4 T-Joints.” *Materials and Design* 53. Elsevier Ltd, 106–117
- Ilangovan, M., Boopathy S. R., e Balasubramanian V. (2015b). “Effect of Tool Pin Profile on Microstructure and Tensile Properties of Friction Stir Welded Dissimilar AA 6061–AA 5086 Aluminium Alloy Joints.” *Defence Technology* 11 (2). Elsevier Ltd, 174–184.
- Ilangovan, M., Boopathy, S. R. e Balasubramanian, V., (2015a). “Microstructure and Tensile Properties of Friction Stir Welded Dissimilar AA6061–AA5086 Aluminium Alloy Joints.” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25 (4). The Nonferrous Metals Society of China: 1080–1090.
- Infante, V., Braga D. F O, Duarte F., Moreira P. M. G., Freitas M. e Castro P. M. S. T. (2014). “Study of the Fatigue Behaviour of Dissimilar Aluminium Joints Produced by Friction Stir Welding.” *International Journal of Fatigue* 82. Elsevier Ltd: 310–316.
- Jesus, J. S., Loureiro A., Costa J. M. e Ferreira J. M.. (2014). “Effect of Tool Geometry on Friction Stir Processing and Fatigue Strength of MIG T Welds on Al Alloys.” *Journal of Materials Processing Technology* 214 (11). Elsevier B.V.: 2450–2460.
- 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), 256–268.
- Krishnan, K. N. (2002). “On the Formation of Onion Rings in Friction Stir Welds.” *Materials Science and Engineering A* 327 (2): 246–251.
- Lee, W. B., Yeon Y. M., e Jung S. B. (2003). “The Joint Properties of Dissimilar Formed Al Alloys by Friction Stir Welding according to the Fixed Location of Materials.” *Scripta Materialia* 49 (5), 423–428.

- Leitão, C., Leal R. M., Rodrigues D. M., Loureiro A. e Vilaça P. (2008). “Mechanical Behaviour of Similar and Dissimilar AA5182-H111 and AA6016-T4 Thin Friction Stir Welds.” *Materials and Design* 30 (1), 101–108.
- Leitão, C., Louro R. e 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, 402–409.
- Lemmen, H. J. K., Alderliesten R. C. e Benedictus R. (2011). “Macro and Microscopic Observations of Fatigue Crack Growth in Friction Stir Welded Aluminum Joints.” *Engineering Fracture Mechanics* 78 (6). Elsevier Ltd: 930–943.
- Lombard, H., Hattingh D. G., Steuwer A. e James, M. N. (2008). “Optimising FSW Process Parameters to Minimise Defects and Maximise Fatigue Life in 5083-H321 Aluminium Alloy.” *Engineering Fracture Mechanics* 75 (3-4), 341–354.
- Lorrain, O., Favier V., Zahrouni H. e Lawrjanec D., (2010). “Understanding the Material Flow Path of Friction Stir Welding Process Using Unthreaded Tools.” *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (4), 603–609.
- Luijendijk, T. (2000). “Welding of Dissimilar Aluminium Alloys.” *Journal of Materials Processing Technology* 103 (1): 29–35.
- Mishra, R.S. e Ma, Z.Y., (2005). “Friction stir welding and processing”. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50, 1–78.
- Moreira, P. M. G. P. Jesus A. M. P, Ribeiro A. S. e Castro P. M. S. T. (2008). “Fatigue Crack Growth in Friction Stir Welds of 6082-T6 and 6061-T6 Aluminium Alloys: A Comparison.” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 50 (2). Elsevier Ltd: 81–91.
- Oliviecki, N. J. e Beskow, A. B. (2013). “Análise dos Parâmetros do Processo.” *Perspectiva* 37 (138), 15–29..
- Penalva, M. L., Otaegi A., Pujana J. e Rivero A. (2009). “Development of a New Joint Geometry for FSW.” *AIP Conference Proceedings*, 1181, 1–11.
- Rai, R., De A., Bhadeshia H. K. D. H. e DebRoy T. (2011). “Review: Friction Stir Welding Tools.” *Science and Technology of Welding and Joining* 16 (4), 325–342.
- Rao, C.V., Reddy G. M. e Rao K. S. (2015). “Influence of Tool Pin Profile on Microstructure and Corrosion Behaviour of AA2219 Al-Cu Alloy Friction Stir Weld Nuggets.” *Defence Technology* 11 (3). Elsevier Ltd, 197–208.
- Rodriguez, R. I., Jordon J. B., Allison P. G., Rushing T. e Garcia L. (2015). “Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welding of 6061-to-7050 Aluminum Alloys.” *Materials & Design* 83. Elsevier Ltd, 60–65.
- Rowe, C. E. D. e Thomas W. (2006). “Advances in Tooling Materials for Friction.” *TWI and Cedar Metals Ltd*, 1–11.
- Schmidt, H. B. e Hattel J. H. (2008). “Thermal Modelling of Friction Stir Welding.” *Scripta Materialia* 58 (5), 332–337
- Sidhu, M. S. e Chatha S. S., (2012). “Friction Stir Welding – Process and Its Variables : A Review.” *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering*, 2 (12), 275–279

- Silva, A. A M, Arruti E., Janeiro G., Aldanondo E., Alvarez P. e Echeverria A. (2011). “Material Flow and Mechanical Behaviour of Dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 Aluminium Alloys Friction Stir Welds.” *Materials and Design* 32 (4). Elsevier Ltd, 2021–2027.
- Silva, A. C. F., Braga D. F. O., M. Figueiredo A. V. e 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), 805–814
- Silva, A. C. F., Braga D. F. O., Figueiredo M. A. V. e Moreira P. M. G. P. (2014). “Friction Stir Welded T-Joints Optimization.” *Materials and Design* 55. Elsevier Ltd: 120–127.
- Tavares, S. M. O., Castro R. A. S., Richter-Trummer V., Vilaça P., Moreira P. M. G. P. e 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), 312–318.
- Thomas, W.M., 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. e Withers P. J. (2009). “Friction Stir Welding of Aluminium Alloys.” *International Materials Reviews* 54 (2), 43-93.
- Xu, W., Liu, J., Zhu, H. e Fu, L. (2013). “Influence of Welding Parameters and Tool Pin Profile on Microstructure and Mechanical Properties along the Thickness in a Friction Stir Welded Aluminum Alloy.” *Materials and Design*, 47, 599–606.
- Yadava, M. K., Mishra R. S., Chen Y. L., Carlson B. e Grant G. J. (2010). “Study of Friction Stir Joining of Thin Aluminium Sheets in Lap Joint Configuration.” *Science and Technology of Welding and Joining* 15 (1): 70–75
- Zhou, C., Yang X. e Luan G. (2006b). “Investigation of Microstructures and Fatigue Properties of Friction Stir Welded Al-Mg Alloy.” *Materials Chemistry and Physics* 98 (2-3): 285–290
- Zhou, C., Yang X., e Luan G. (2006a). “Effect of Kissing Bond on Fatigue Behavior of Friction Stir Welds on Al 5083 Alloy.” *Journal of Materials Science* 41 (10): 2771–77.

## ANEXO A

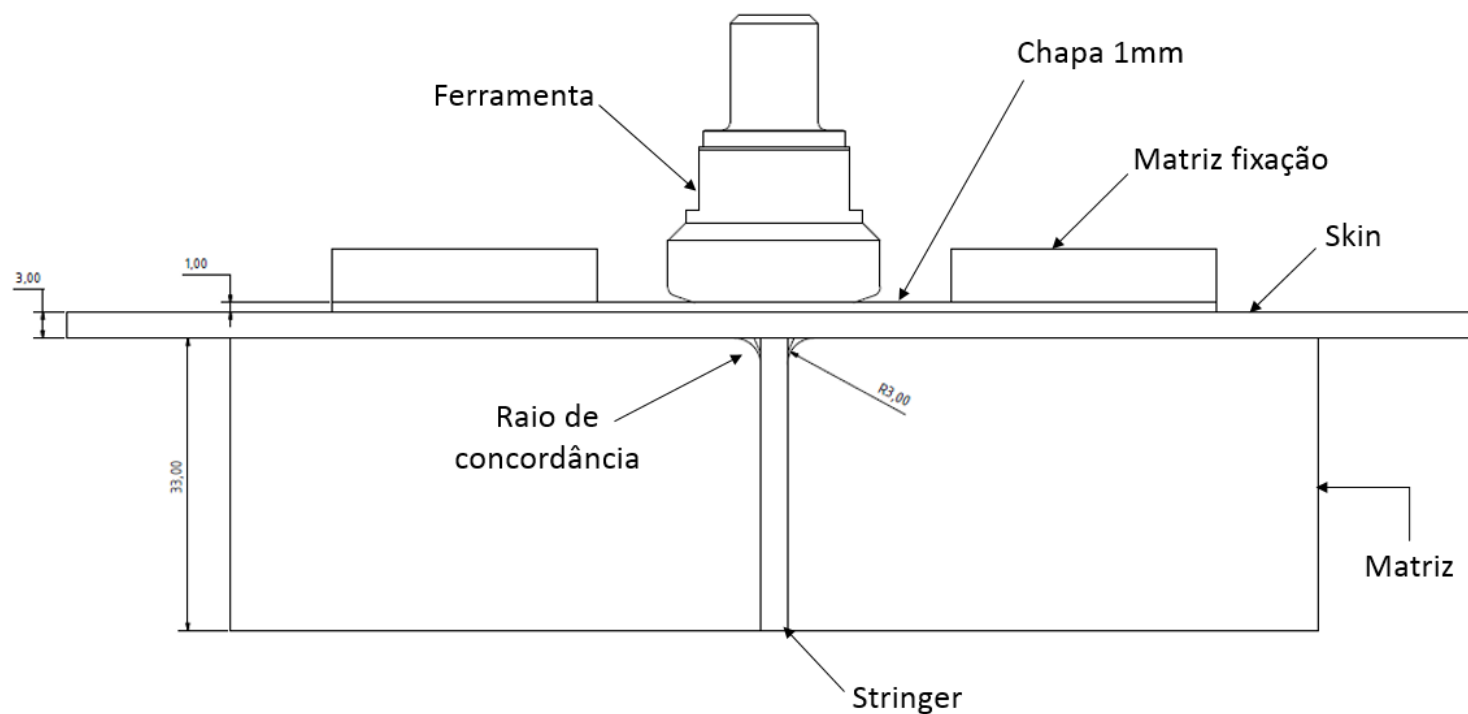


Figura A.1. Esquema do equipamento e da montagem usada para a soldadura das juntas T na configuração *T-Lap*..

## ANEXO B

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

Figura B.1. Composição química das ligas AA5083 e AA6082 (Adaptada de ASM International Handbook).

Tabela B.1. Estados de tratamento das chapas usadas durante o processo.

Material das chapas	Estado
AA6082 T6	Tratado termicamente - envelhecimento artificial
AA5083 H111	Recozido e ligeiramente deformado a frio

Tabela B.2. Composição química do Poulton modificado (mistura das duas soluções).

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

## ANEXO C

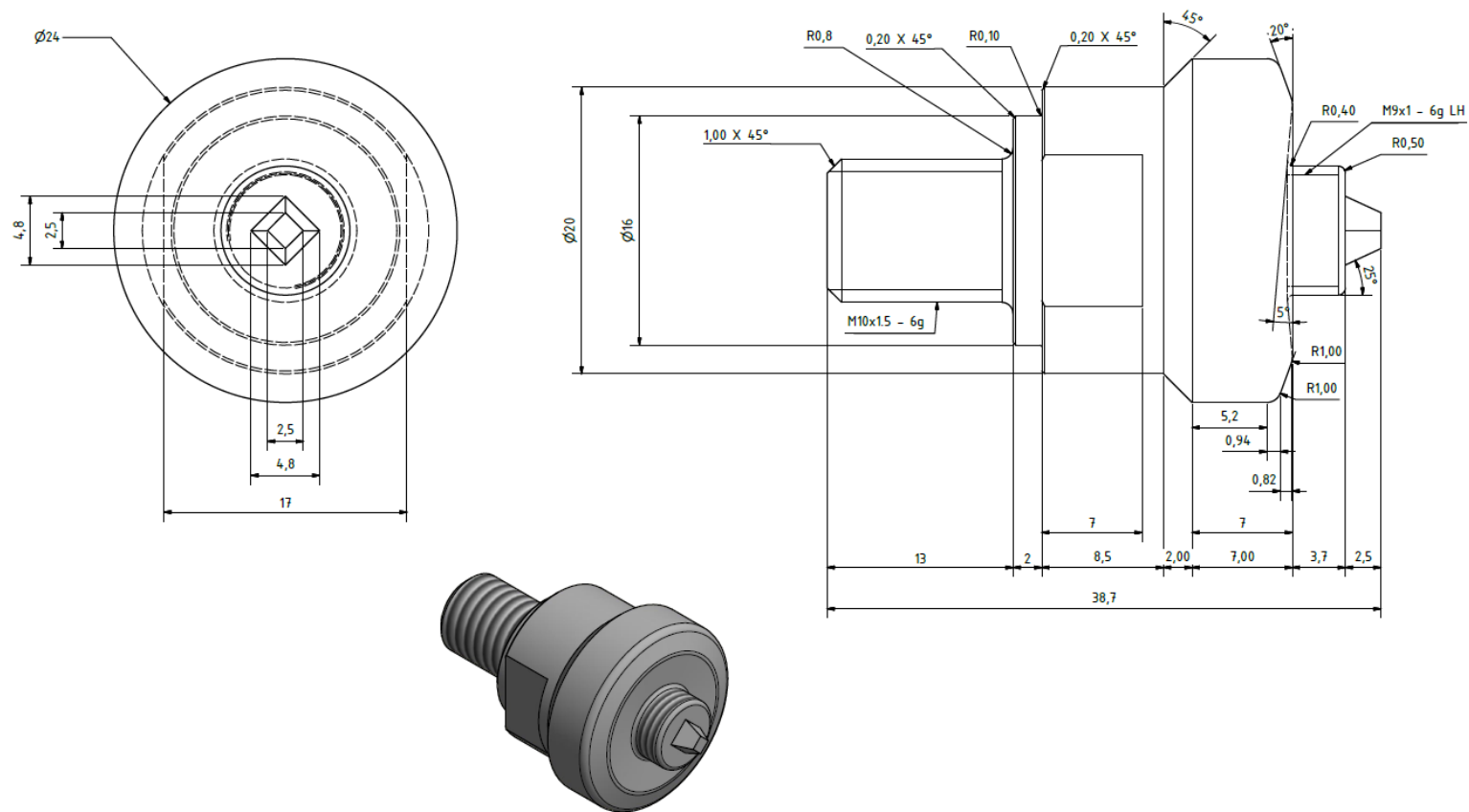


Figura C.1. Ferramenta Piramidal Progressiva para T-Lap



## ANEXO D

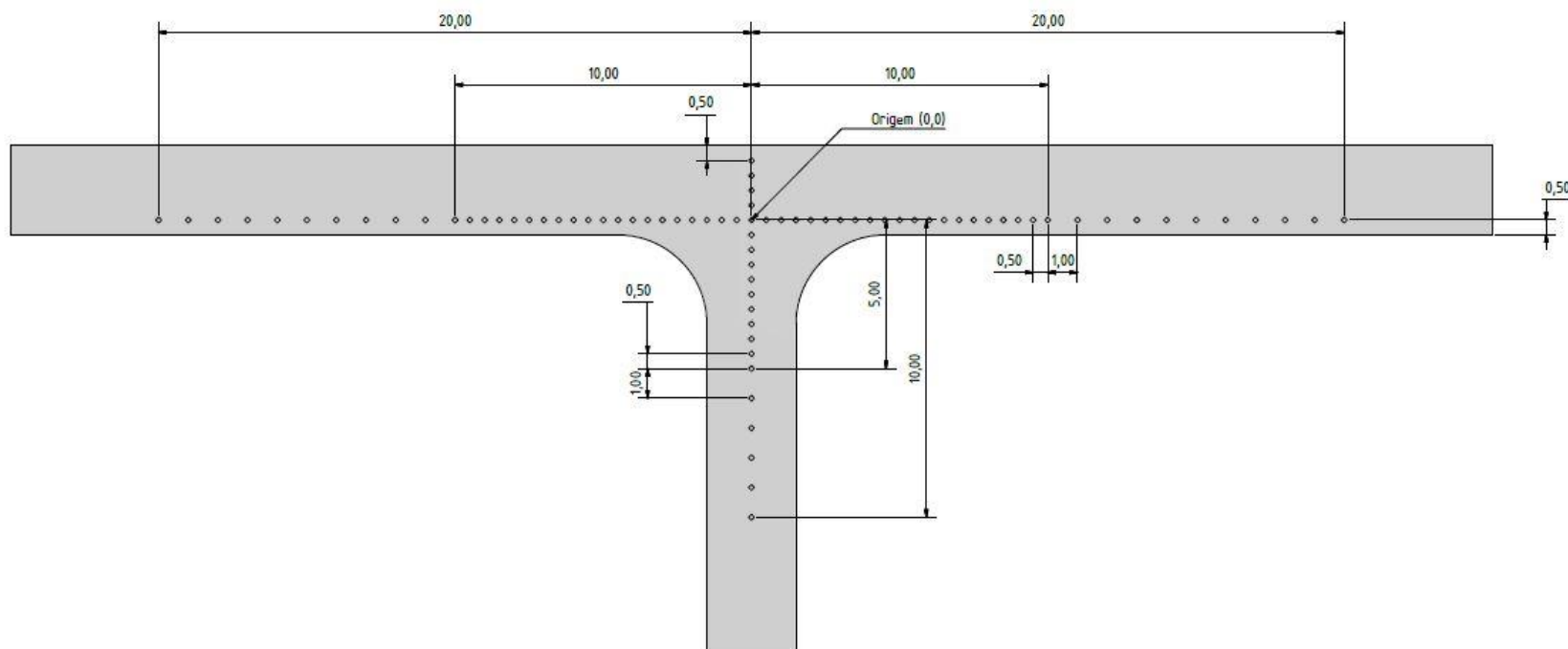


Figura D.1. Esquema dos pontos de medida das microdurezas



## ANEXO E

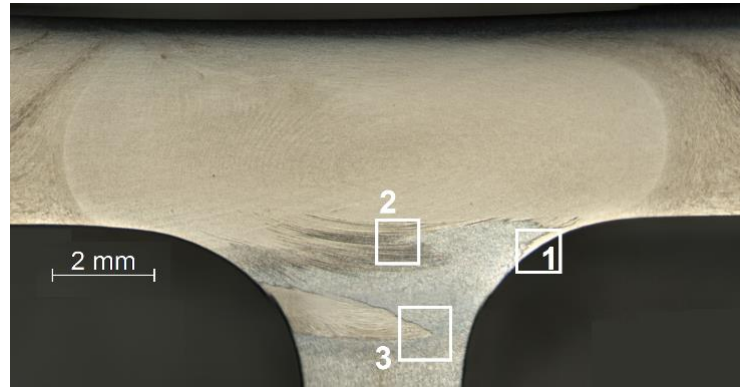


Figura E.1. Principais pontos de análise da série 65LPP-1.

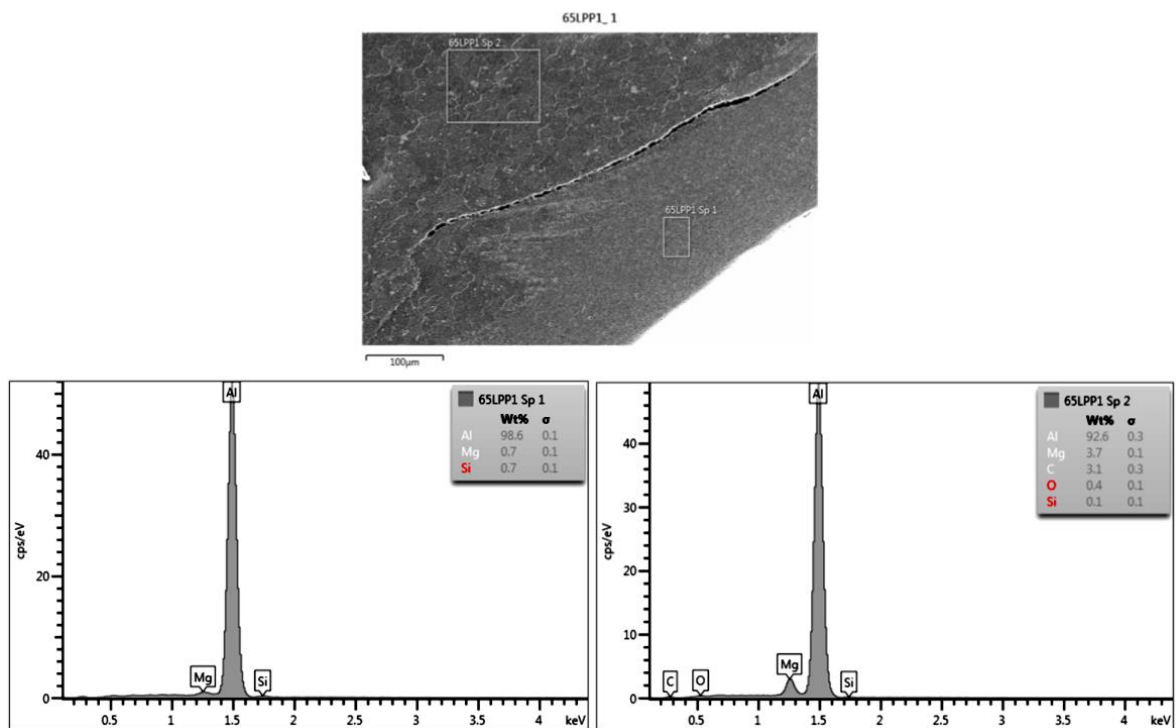


Figura E.2. Resultado da análise da zona 1 série 65LPP-1: Sp1-AA6082, Sp2-AA5083.

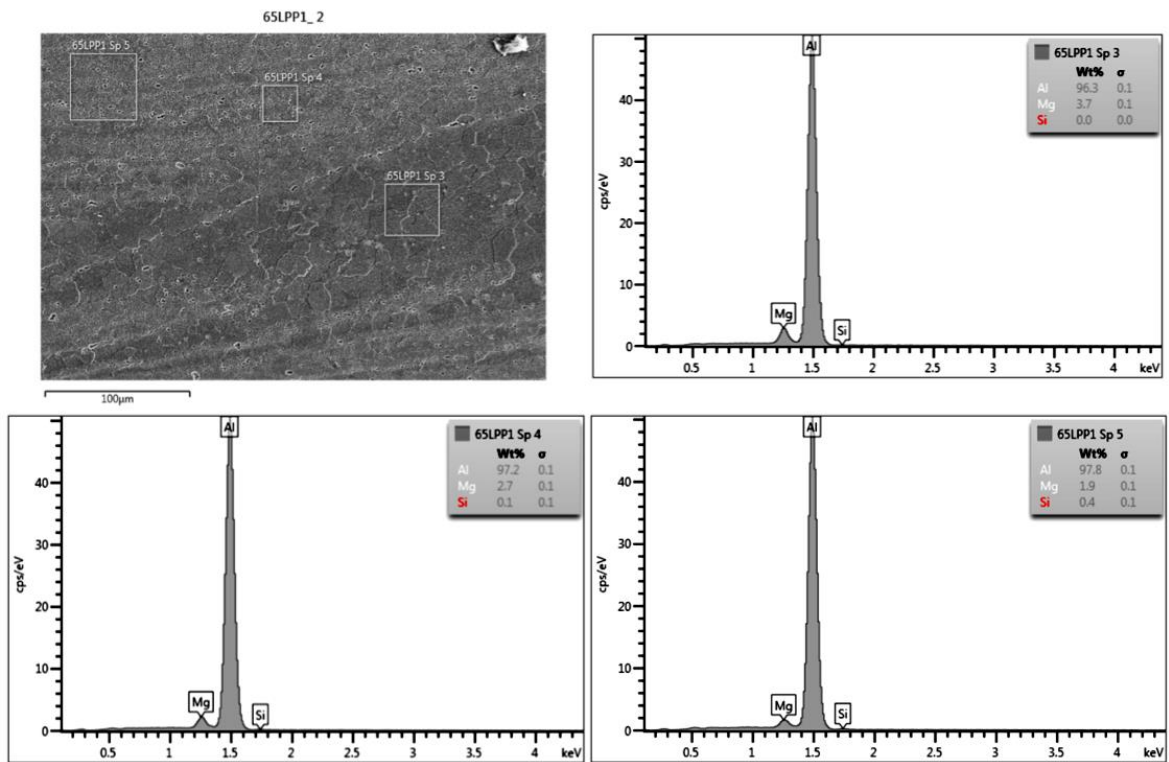


Figura E.3. Resultado da análise da zona 2 série 65LPP-1: Sp3-AA5083, Sp4-AA5083; Sp5-Mistura.

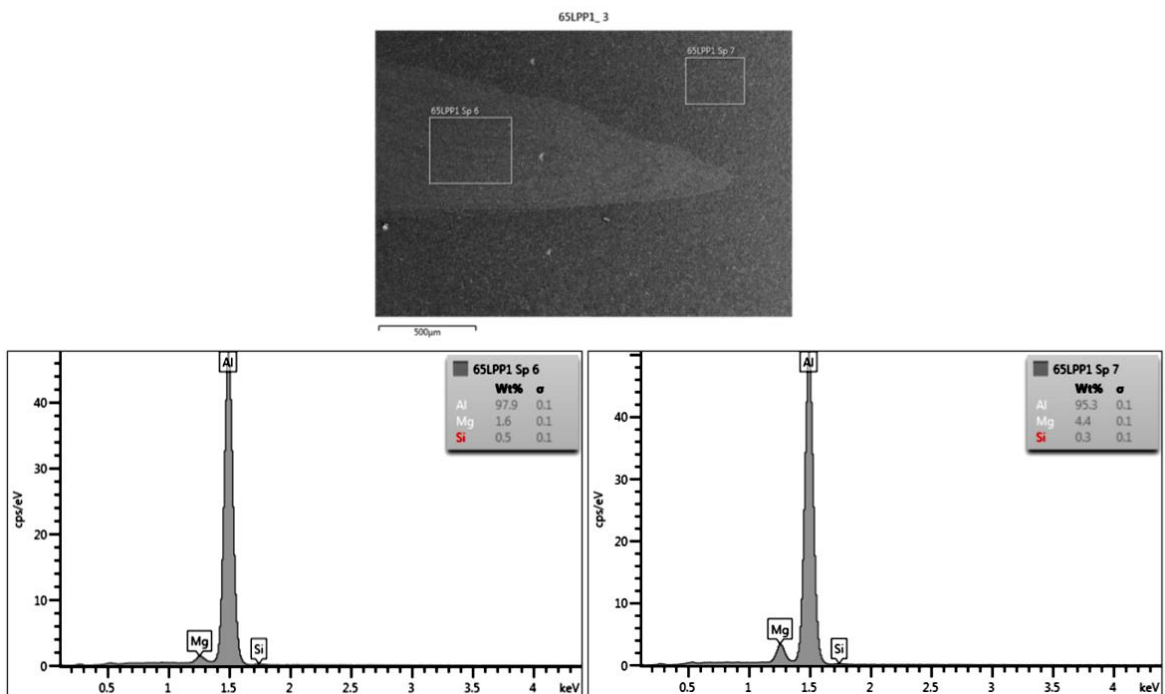


Figura E.4. Resultado da análise da zona 3 série 65LPP-1: Sp6-AA6082, Sp7-AA5083.

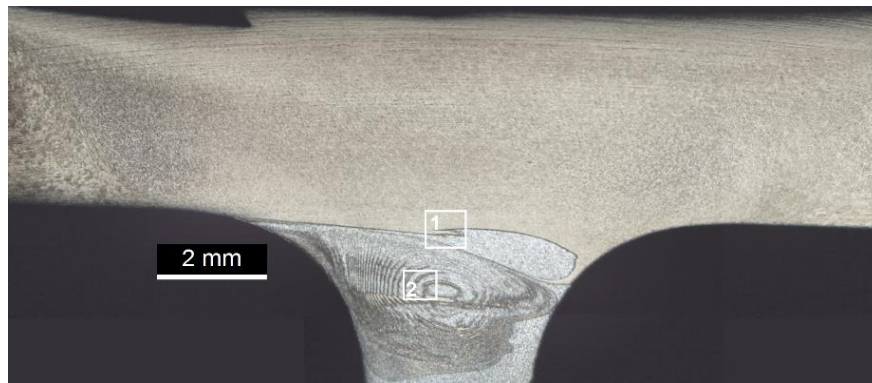


Figura E.5. Principais pontos de análise da série 65LRP-7.

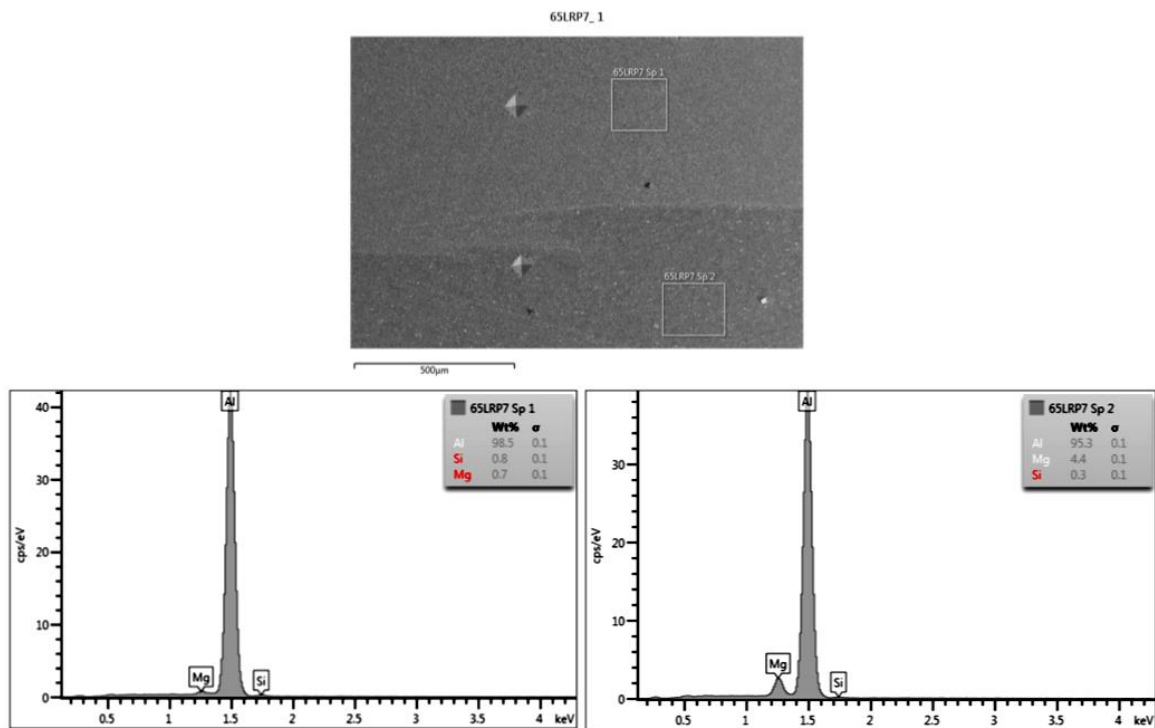


Figura E.6. Resultado da análise da zona 1 série 65LRP-7: Sp1-AA6082, Sp2-AA5083.

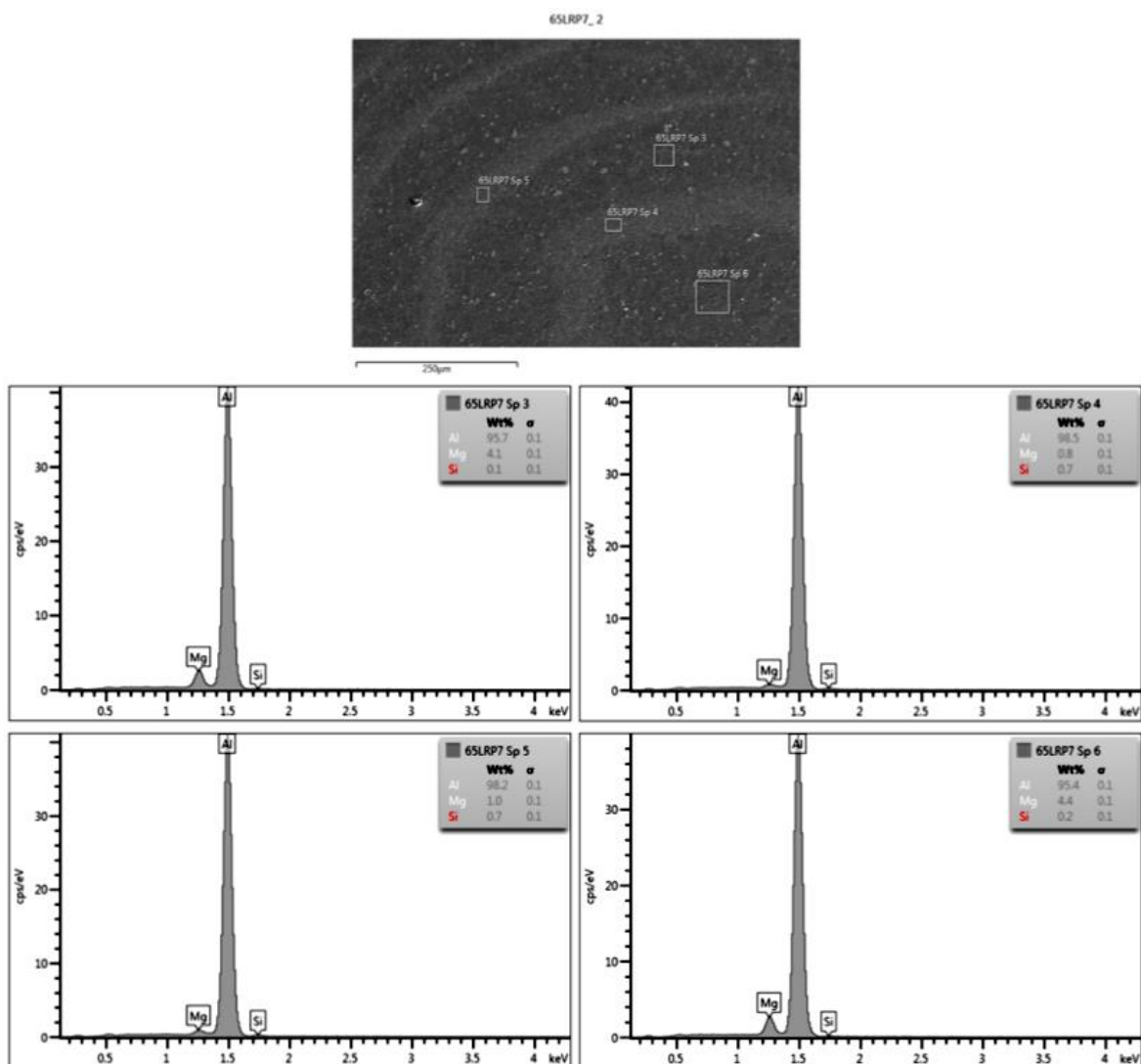


Figura E.7. Resultado da análise da zona 2 série 65LRP-7: Sp3-AA5083, Sp4-AA6082, Sp5-AA6082, Sp6-AA5083.

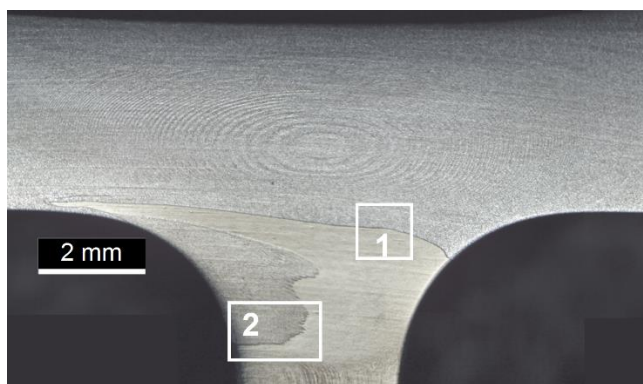


Figura E.8. Principais pontos de análise da série 56LRP-8.

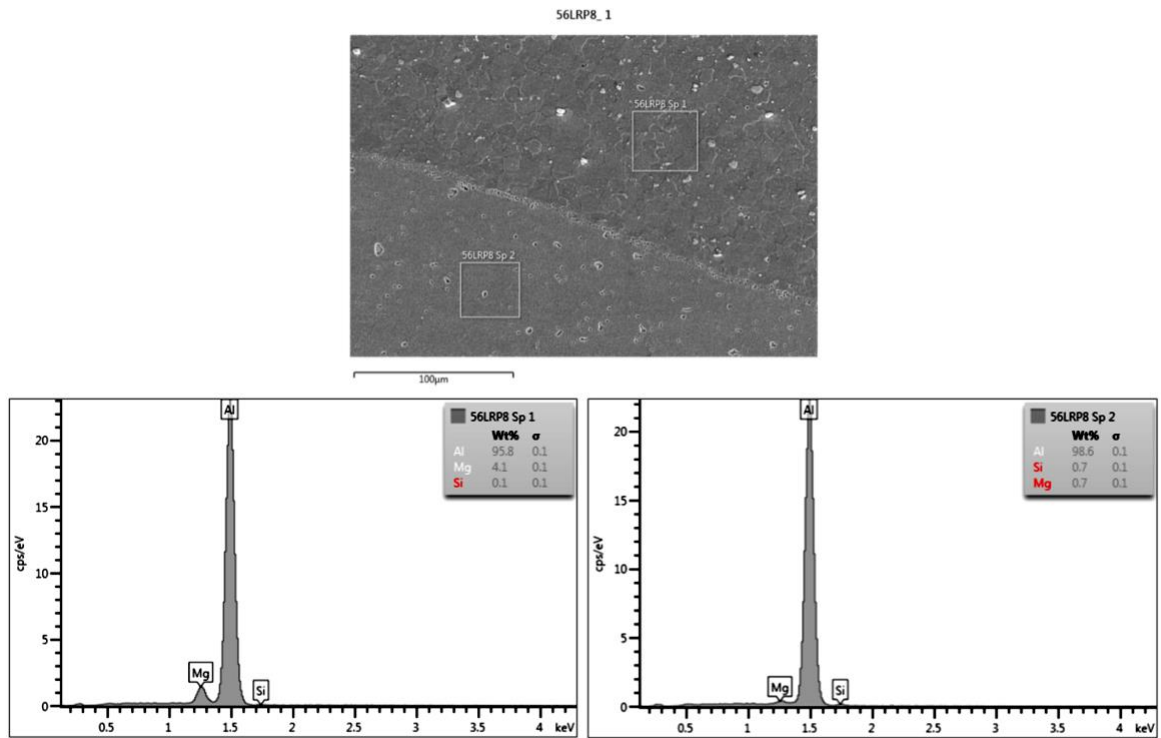


Figura E.9. Resultado da análise da zona 1 série 56LRP-8: Sp1-AA5083, Sp2-AA6082.

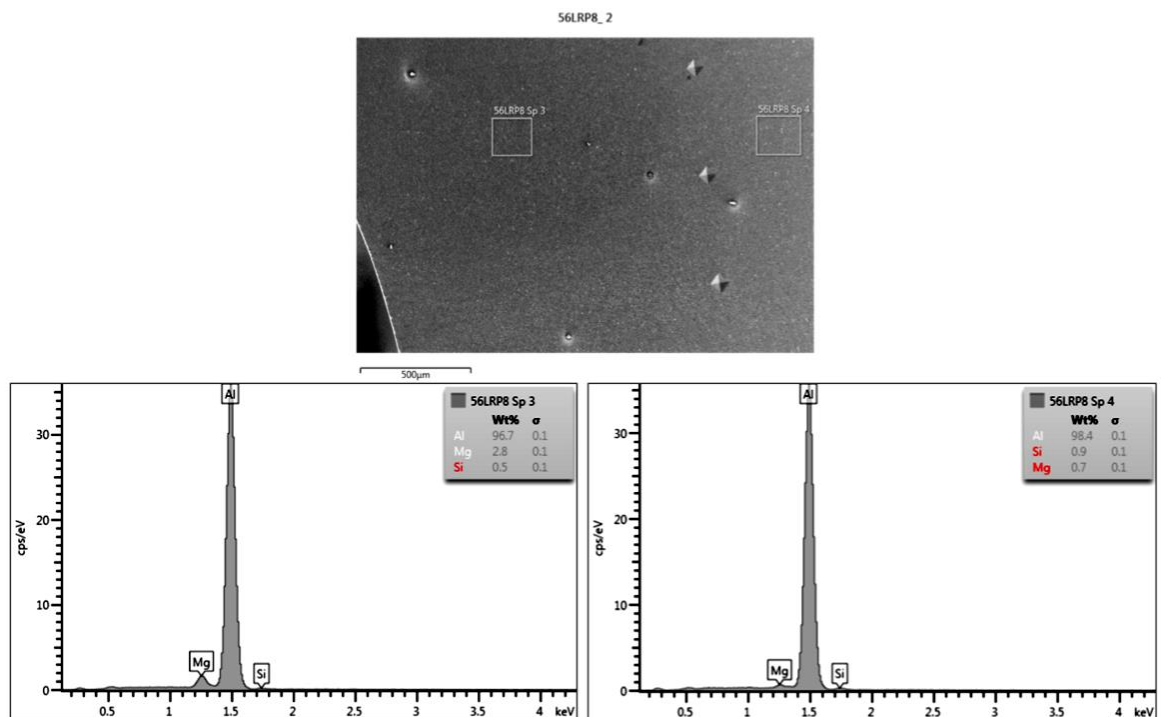


Figura E.10. Resultado da análise da zona 2 série 56LRP-8: Sp3-Mistura, Sp4-AA6082.

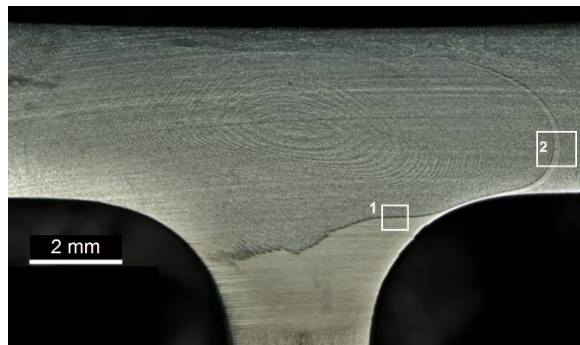


Figura E.11. Principais pontos de análise da série 56LPP-9.

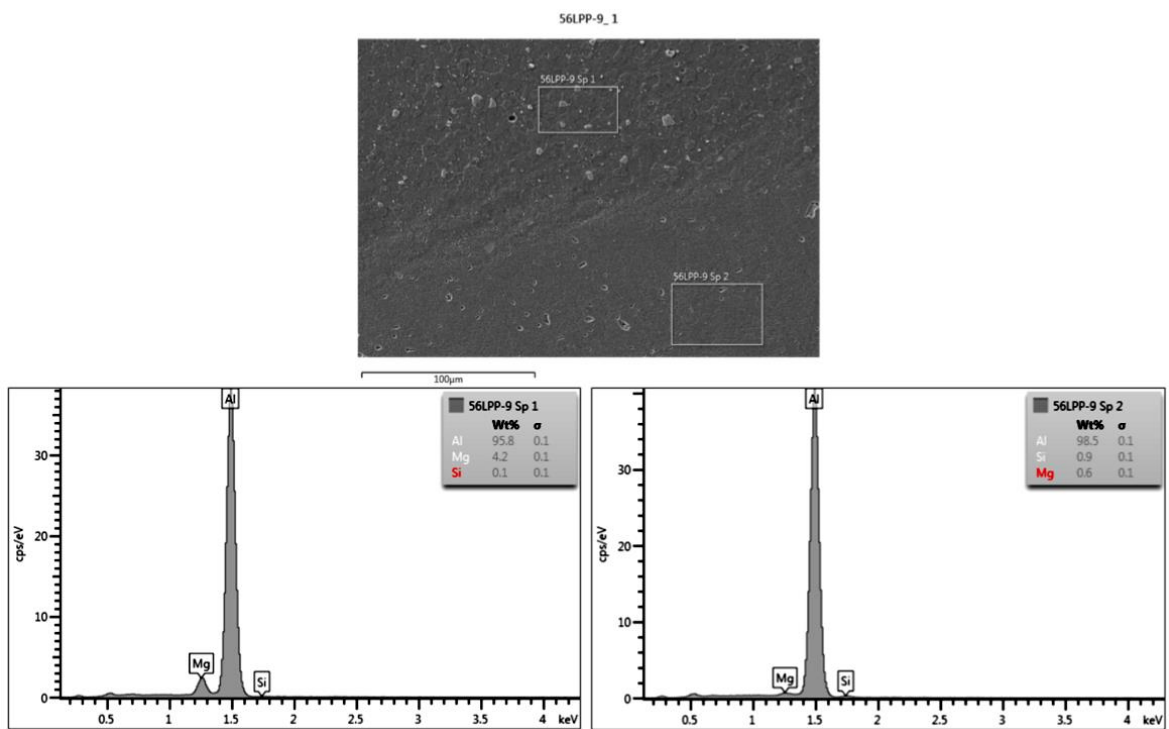


Figura E.12. Resultado da análise da zona 1 série 56LPP-9: Sp1-AA5083, Sp2-AA6082.



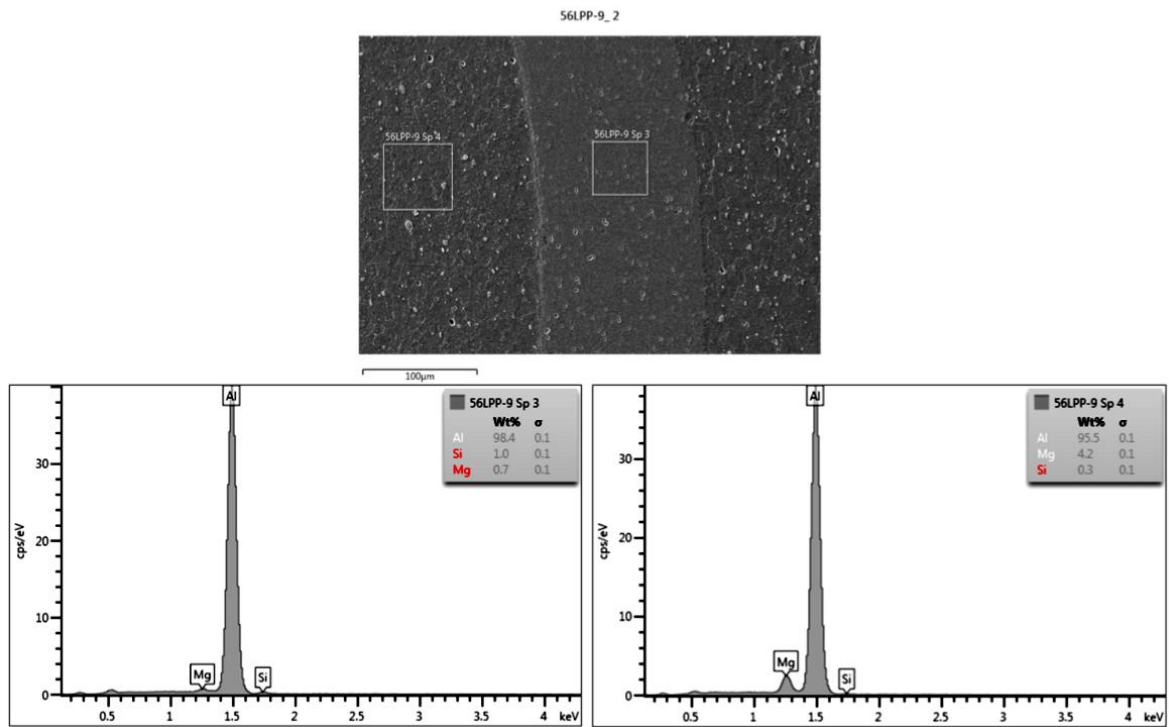


Figura E.13. Resultado da análise da zona 2 série 56LPP-9: Sp3-AA6082, Sp2-AA5083.



Figura E.14. Principais pontos de análise da série 66LPP-2.

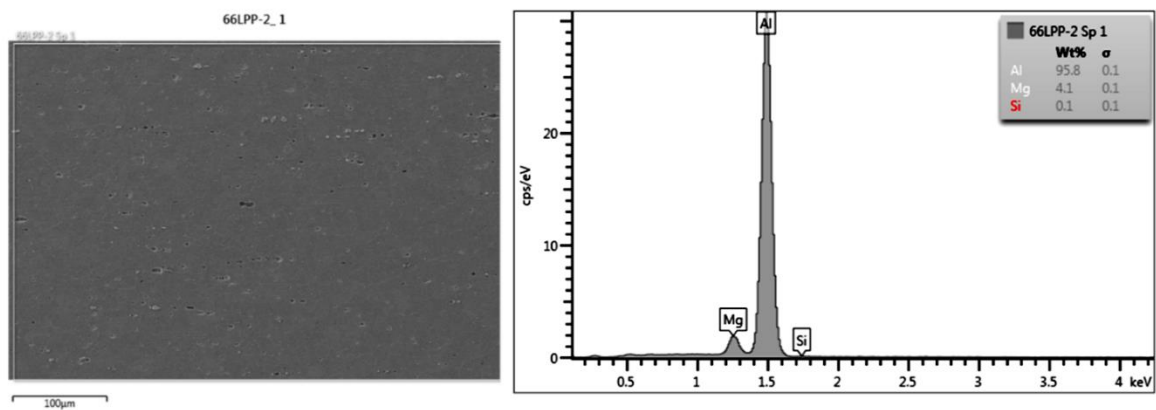


Figura E.15. Resultado da análise da zona 1 série 66LPP-2: Sp1-AA5083.

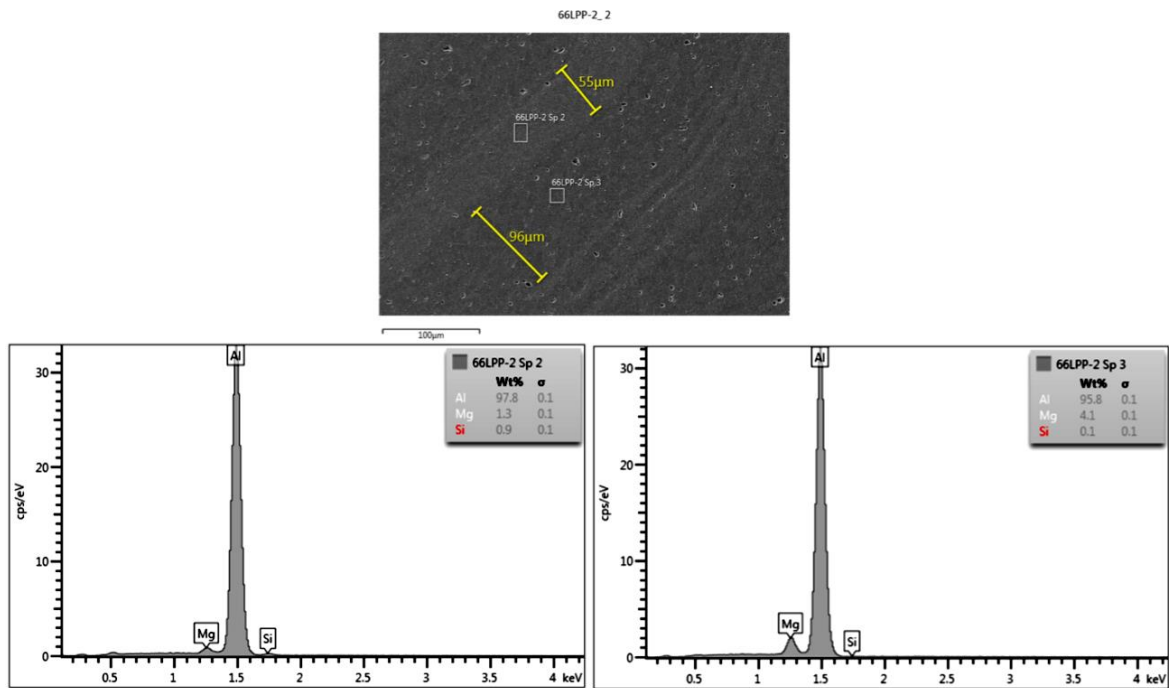


Figura E.16. Resultado da análise da zona 2 série 66LPP-2: Sp2-AA6082, Sp3-AA5083.

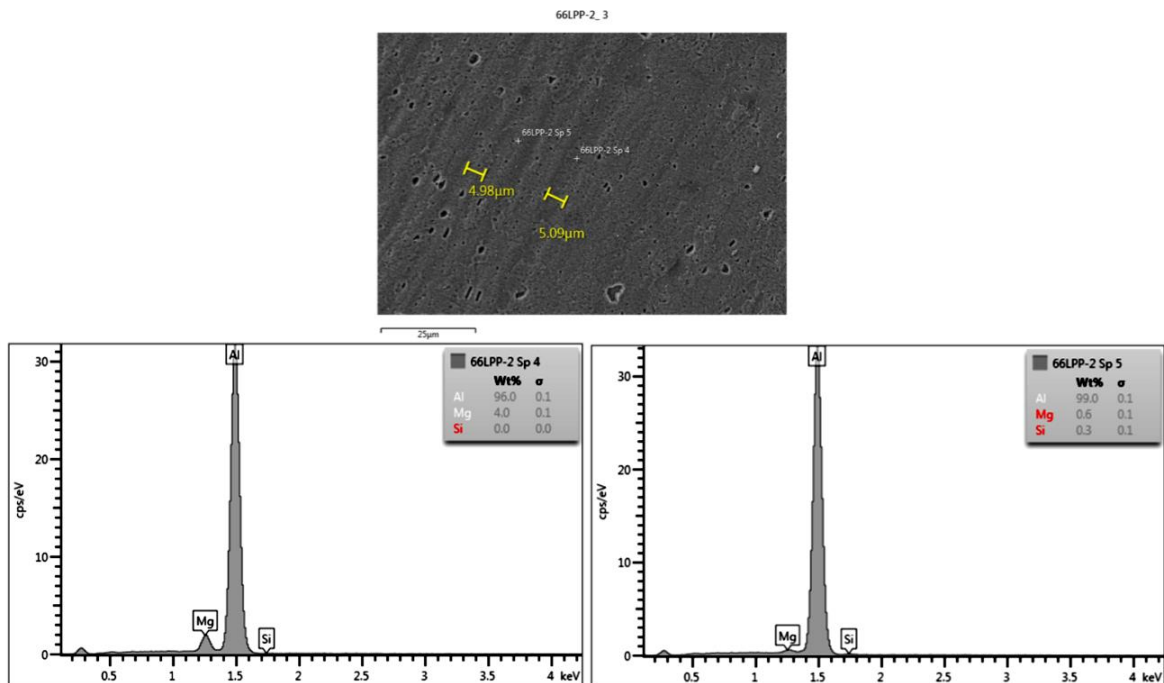


Figura E.17. Resultado da análise zona 3 série 66LPP-2: Sp4-AA5083, Sp5-AA6082.