



UNIVERSIDADE D
COIMBRA

Neves Manuel

**FRICTION STIR WELDING DE JUNTAS T EM LIGAS
DE ALUMÍNIO DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES
NAVAIS**

**Tese no âmbito de Doutoramento em Engenharia Mecânica na especialidade de
Tecnologias de Produção, orientado pelo Professor Doutor Altino de Jesus R. Loureiro e
Professor Doutor José Domingos M. da Costa e apresentada no Departamento de
Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra**

Fevereiro de 2020

Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

FRICION STIR WELDING DE JUNTAS T EM LIGAS DE ALUMINIO DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES NAVAIS

Neves Manuel

**Tese no âmbito de Doutoramento em Engenharia Mecânica na especialidade de
Tecnologias de Produção, orientada pelo Professor Doutor Altino de Jesus R.
Loureiro e Professor Doutor José Domingos M. da Costa e apresentada no
Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da
Universidade de Coimbra.**

Fevereiro de 2020



**UNIVERSIDADE D
COIMBRA**

Agradecimentos

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

Em primeiro lugar, quero expressar os meus agradecimentos aos meus Orientadores Professor Doutor Altino Roque de Jesus Loureiro e Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa pelo crédito e pelo acompanhamento contínuo durante o desenvolvimento deste projeto.

Também agradeço ao Doutor Carlos Leitão, pela ajuda concedida na utilização dos equipamentos de laboratório, assim como ao Senhor Fernando Bernado, pelo apoio prestado na realização das soldaduras e na preparação dos provetes para ensaios mecânicos.

Agradeço aos meus colegas do curso de Departamento de Engenharia Mecânica, pelo apoio e por facilitarem a minha integração no grupo. A todos que de uma forma direta ou indireta contribuíram na elaboração da tese. Um especial agradecimento ao Doutor Ivan Galvão e Gustavo Senna, pelas sugestões.

Aqui deixo de igual modo meus agradecimentos ao pessoal da empresa Fundiven S.A., em especial ao Eng^o. Manuel Ribeiro por colaborarem nos ensaios de sanidade estrutural das soldaduras por Raios X.

Agradeço também ao Ministério das Pescas e Mar de Angola, pela Bolsa concedida. Não posso deixar de agradecer ao Doutor João Cadete, Diretor da Escola Superior Politécnica do Namibe da Universidade Mandume Ya Ndemufayo, onde sou docente, pela dispensa concedida de atividades de docência. Essa decisão que foi fundamental para que me dedicasse ao projeto em tempo integral.

Gostaria de igual modo agradecer à Fundação para a Ciência e Tecnologia (FCT) pelo suporte financeiro através dos projetos “Ensino e I&D (MIX),” UID/EMS/00285/2013 e UID/EMS/00285/2019.

O Autor agradece igualmente à empresa Thyssen Portugal – *Steel and Service Ltd*, Marinha Grande por providenciar o tratamento térmico das ferramentas usadas para realização das soldaduras.

A minha esposa Laura Manuel e ao meu filho Rubén Manuel. Não poderia esquecer os meus pais, o meu muito obrigado.



Nota prévia

Neste texto, o autor optou por manter alguns nomes em língua inglesa, por ainda não haver uma tradução oficial em língua portuguesa. Exemplos disso são *Friction Stir Welding (FSW)* ou *nugget*. Utilizou também os termos *skin* e *stringer*, da terminologia aeronáutica, para se referir a placa e reforço, respetivamente, por serem comuns na literatura científica internacional.

Por último, optou por adjetivar por “tridissimilar” a soldadura entre três ligas de alumínio diferentes, por facilidade de exposição, embora o termo não seja comum ao léxico nacional.

RESUMO

O processo *Friction Stir Welding* (FSW) é um processo de soldadura no estado sólido, desenvolvido pelo *The Welding Institute*, Reino Unido, na década de 90 do século passado. O processo foi desenvolvido para a soldadura de ligas de alumínio similares, mas, posteriormente verificou-se que podia ser usado em juntas em ligas dissimilares em alumínio, ou mesmo noutros metais. Embora o processo já esteja muito estudado, há aspetos que não estão esclarecidos, como, por exemplo, a influência da geometria da junta ou das propriedades dos respetivos materiais na qualidade das soldaduras, principalmente em juntas dissimilares.

O objetivo desta tese é analisar a soldabilidade de juntas T dissimilares e tridissimilares de ligas de alumínio distintas (AA2017-T4, AA5083-H111 e AA6082-T6) por *FSW*. Nas soldaduras dissimilares são consideradas duas preparações de junta, *T-lap* e *T-butt*, e duas ferramentas com pino de geometria variável, uma com ponta piramidal e outra cónica roscada. Além disso as ligas AA5083-H111 e AA6082-T6, alternam como *skin* ou como *stringer*. Nas soldaduras tridissimilares considera-se apenas a junta *T-butt* e a ferramenta de ponta cónica roscada. Aqui as ligas AA5083-H111 e AA2017-T4 alternam de posição no *skin*, entre o lado do avanço e o do recuo. Para todos os casos, estuda-se especificamente a influência da geometria da junta e da ferramenta, dos principais parâmetros do processo e da posição das ligas na junta na morfologia, microestrutura e comportamento mecânico de soldaduras produzidas. É também analisada a influência da geometria da ferramenta e da posição das ligas na força e binário desenvolvidos nas soldaduras.

No caso de juntas dissimilares verificou-se que é possível obter soldaduras sem defeitos com qualquer das ferramentas e das preparações de junta

utilizadas. As soldaduras em juntas *T-butt* têm a vantagem de não requererem maquinagem posterior. As soldaduras em que a liga AA5083 é localizada no skin requerem velocidade de rotação da ferramenta baixa, mas o rácio entre a velocidade de rotação e a de avanço da ferramenta deve ser elevado para evitar defeitos. Os parâmetros de soldadura influenciam a qualidade das soldaduras, verificando-se a formação de defeitos em soldaduras realizadas com velocidade de avanço elevada. As juntas com a liga AA5083-H111 como skin apresentam melhor comportamento à fadiga do que as que usam a liga AA6082-T6 nessa posição. O aumento da velocidade de soldadura aumenta a resistência mecânica e o comportamento à fadiga das soldaduras.

No caso de juntas tridissimilares verificou-se que é possível produzir soldaduras sem defeitos, independentemente da liga (AA5083-H111 ou AA2017-T4) que se situa do lado do avanço ou recuo. Contudo, a posição das ligas influencia muito a morfologia do *nugget*. O aumento da velocidade de soldadura aumenta a probabilidade de formação de defeitos no *nugget*. O posicionamento da liga mais resistente (AA2017) no lado de avanço proporciona soldaduras com melhores propriedades mecânicas e melhor resistência à fadiga.

No estudo do comportamento dos binários em soldaduras dissimilares e tridissimilares em junta T, observou-se que a velocidade de soldadura, a geometria da ferramenta e a posição dos materiais influenciam os valores médios dos binários e das temperaturas máximas alcançadas na soldadura.

Finalmente, as ferramentas com pinos progressivos geram ciclos térmicos com temperaturas máximas mais elevadas em comparação com as ferramentas de pino simples.

Palavras-chave: *Friction stir welding*; Ligas de alumínio; Junta T; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The Friction Stir Welding (FSW) process is a solid-state welding process, developed by The Welding Institute, United Kingdom, in the 90's of the last century. The process was developed for welding similar aluminum alloys, but later it was found that it could be used in joints in dissimilar aluminum alloys, or even other metals. Although the process has been extensively studied, there are aspects that are still unclear, such as, for example, the influence of the joint geometry or the properties of the respective materials on the quality of the welds, especially in dissimilar joints.

The objective of this thesis is to analyse the weldability of dissimilar and three dissimilar T joints of different aluminum alloys (AA2017-T4, AA5083-H111 and AA6082-T6) by FSW. In dissimilar welds, two joint preparations are considered, T-lap and T-butt, and two tools with variable pin geometry, one with a pyramidal pin tip and the other with a conical thread one. In addition, the AA5083-H111 and AA6082-T6 alloys alternate as skin or as stinger. For tri-dissimilar welds, only the T-Butt joint and the threaded conical pin tip tool are considered. Here the AA5083-H111 and AA2017-T4 alloys alternate their position on the skin, between the advancing and the retreating sides. For all cases, the influence of the joint configuration and tool geometry, the main process parameters, and the position of the alloys in the joint on the morphology, microstructure and mechanical behavior of the welds produced are specifically studied. The influence of the tool geometry and the position of the alloys in the joint on the axial load and torque developed in the welds is also analysed

In the case of dissimilar joints, it was found that it was possible to obtain welds free of defects with any of the tools and joint preparations used. T-butt welds have the advantage that they do not require further machining. Welds

where AA5083 alloy is on the skin require low tool rotation speed, but the ratio between tool rotation speed and welding speed must be high to avoid defects. The welding parameters influence the quality of the welds, defects occurring in welds carried out with high welding speed. Joints with the AA5083 alloy as skin have better fatigue behavior than those using the AA6082 alloy in this position.

In the case of three dissimilar joints, it was found that it is possible to produce welds without defects, regardless of the alloy (AA5083 or AA2017) which is positioned on the advancing or retreating side. However, the position of the alloys greatly influences the morphology of the nugget. Increasing the welding speed increases the likelihood of defects in the nugget. The positioning of the most resistant alloy (AA2017-T4) on the feed side provides welds with better mechanical properties and better resistance to fatigue.

In the case of torque analysis at dissimilar and three dissimilar T-joints, it was observed that, the welding speed, pin geometry and material position, influence the average values of the torques and peak temperatures reached.

Finally, progressive pin tools generate thermal cycles at higher maximum temperatures than those of single pin tools.

Keywords *Friction stir welding, Aluminium alloy; T-joints; Microstructure; Mechanical properties.*

ÍNDICE

Resumo	v
<i>Abstract</i>	vii
ÍNDICE	ix
Índice de Figuras	xiii
Índice de Tabelas	xxi
Simbologia e Siglas	xxiii
Simbologia	xxiii
Siglas e Acrónimos	xxiv
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Enquadramento	2
1.2. Objetivos.....	4
1.3. Estrutura da tese.....	5
2. ESTADO DA ARTE	7
2.1. Ligas de alumínio.....	8
2.1.1. Ligas de alumínio em estudo e soldabilidade.....	10
2.2. Processo <i>FSW</i>	12
2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo	14
2.2.2. Aplicação do processo na engenharia naval	15
2.3. Geometria de junta T.....	17

2.4.	Principais parâmetros do processo	20
2.4.1.	Velocidade de rotação versus velocidade de avanço.....	21
2.4.2.	Força axial ou penetração da ferramenta.....	24
2.4.3.	Geometria da ferramenta.....	26
2.4.4.	Ângulo de inclinação da ferramenta	31
2.4.5.	Posição relativa dos materiais	32
2.4.6.	Defeitos de soldadura	36
2.4.7.	Fluxo de material	40
2.5.	Caraterização microestrutural	43
2.6	Comportamento mecânico de soldaduras.....	46
2.7.	Efeito dos parâmetros no binário de soldadura	48
2.8.	Conclusões sobre estado de arte	52
3.	MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	55
3.1.	Material base.....	56
3.2.	Preparação da configuração das juntas.....	57
3.3.	Geometria das ferramentas.....	58
3.4.	Realização das soldaduras.....	60
3.4.	Medição de temperatura	64
3.5.	Técnicas laboratoriais	65
3.6.	Ensaio mecânicos	67
3.6.1.	Medição de dureza	67
3.6.2.	Estudo do comportamento à tração	67
3.6.3.	Estudo da resistência à fadiga	69

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	71
4.1. Análise de soldaduras <i>T-lap</i> dissimilares nas ligas AA5083-H111 e AA6082-T6.....	72
4.1.1. Formação de defeitos e fluxo de material nas soldaduras em que a liga AA6082 é o <i>skin</i>	72
4.1.2. Formação de defeitos e fluxo de material nas séries 56.....	76
4.1.3. Modelo de fluxo de material.....	79
4.1.4. Microestrutura.....	82
4.1.5. Comportamento mecânico de juntas <i>T-lap</i> dissimilares.....	84
4.1.6. Conclusões parciais.....	93
4.2. Análise da soldabilidade de juntas <i>T-butt</i> dissimilares nas ligas AA5083-H111 e AA6082-T6.....	94
4.2.1. Morfologia das juntas.....	94
4.2.2. Microestrutura.....	98
4.2.3. Comportamento mecânico.....	101
4.2.4. Conclusões parciais.....	113
4.3. Análise de soldaduras tridissimilares nas ligas de alumínio AA5083-H111, AA2017-T4 e AA6082-T6.....	115
4.3.1. Caracterização morfológica.....	115
4.3.2. Microestrutura das soldaduras.....	125
4.3.3. Caracterização mecânica.....	129
4.3.4. Conclusões parciais.....	141
4.4. Análise da força axial, binário e distribuição de temperatura.....	143
4.4.1. Estágios da força axial.....	144

4.4.2. Efeito dos parâmetros de processo nas soldaduras tridissimilares	145
4.4.3. Efeito da geometria da ferramenta em juntas dissimilares	154
4.4.4. Conclusões parciais	160
5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	163
5.1. Conclusões	164
5.2. Recomendações para trabalhos futuros	166
REFERÊNCIAS	167
APÊNDICE A: Geometria das ferramentas – dimensões.	186
A.1. Ferramenta progressiva cônica roscada.....	187
A.2. Ferramenta progressiva piramidal	188
A.3. Ferramenta cônica roscada.....	189
A.4. Ferramenta piramidal	190
APÊNDICE B. Parâmetros de soldadura usados para análise de binário	191
APÊNDICE C: Composição química dos reagentes.....	193

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Seção transversal de um bloco do meio do navio, feito de ligas de alumínio [2].	12
Figura 2.2 Representação esquemática do processo: (a) aproximação da ferramenta; (b) penetração da ferramenta entre as faces das chapas até à estabilização; (c) soldadura; (d) fim da soldadura e remoção da ferramenta [37].....	13
Figura 2.3 Comparação da deformação entre soldadura por fusão e no estado sólido, adaptado de Hatachi, [62].	16
Figura 2.4 Embarcação de guarda costeira dos EUA que utiliza juntas realizadas por <i>FSW</i> [65].....	17
Figura 2.5 Outras configurações possíveis para juntas T, adaptado de Tavares <i>et al</i> , [41].....	18
Figura 2.6 Formas das zonas de concordância: (a) plana; (b) radial, adaptada de Krasnowski [69].....	19
Figura 2.7 Configuração esquemática de junta T: (a) <i>T-lap</i> e (b) <i>T-butt</i> , adaptado de Jesus <i>et al</i> , [13].....	20
Figura 2.8 Evolução do tamanho de grão na zona do <i>nugget</i> : (a) com a velocidade de rotação; (b) com a velocidade de avanço, adaptado de Yan <i>et al</i> , [82].	22
Figura 2.9 Evolução da força axial com o tempo, adaptada de Krishna <i>et al</i> , [89].	25
Figura 2.10 Diferentes tipos de base muito utilizados: (a) base lisa; (b) base plana com estrias concêntricas; (c) base plana com estrias em espiral; (d)	

base plana com estrias radiais; (e) base plana com estrias não concêntricas, adaptado de Podrzaj <i>et al</i> , [96].	26
Figura 2.11 Qualidade superficial para diferente geometria da base: (a) base côncava com estrias; (b) base lisa e concava; (c) base lisa, adaptado de Scialpi <i>et al</i> , [103].	28
Figura 2.12 Várias geometrias de pino: (a) cilíndrico com rosca; (b) <i>worl</i> , cônico com rosca; (c) <i>MX TrifluteTM</i> com rasgos em forma de hélice; (d) <i>A-skew</i> , cilíndrico inclinado com rosca; (e) cônico com rosca, adaptado de Zhang <i>et al</i> , [108].	29
Figura 2.13 Forças desenvolvidas pela ferramenta para diferentes velocidades de avanço [114].	33
Figura 2.14 Macrografia do corte transversal da junta em <i>T-butt</i> mostrando os principais de defeitos associado a juntas T [47].	37
Figura 2.15 Defeito de cavidade obtida numa soldadura dissimilar entre a AA5083 e AA2017 [96].	38
Figura 2.16 Defeito de falta de penetração (<i>kissing bond</i>) junto à concordância no lado de avanço [12].	39
Figura 2.17 Defeito de rebarba numa soldadura dissimilar por <i>FSW</i> [132].	40
Figura 2.18 Calor gerado e fluxo de material na junta: (a) <i>T-lap</i> ; (b) topo a topo [138].	42
Figura 2.19 Secção transversal de uma junta T dissimilar por <i>FSW</i> entre as ligas AA6056-T4 e AA7178-T6 [41].	43
Figura 2.20 Variação do binário com a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, adaptado de Su <i>et al</i> , [161].	51
Figura 3.1 Esquema de configuração das juntas: (a) <i>T-lap</i> e (b) <i>T-butt</i> .	58
Figura 3.2 Geometria da ferramenta: (a) pino cônico roscado-R; (b) pino cônico piramidal - P; (c) pino progressivo cônico roscado - PR; (d) pino progressivo piramidal - PP.	59

Figura 3.3 Sistema de fixação das chapas.	61
Figura 3.4 Posicionamento dos termopares nas chapas a soldar, com as respetivas distâncias entre si.	65
Figura 3.5 Esquema de medição de dureza na direção do <i>skin</i> e do <i>stringer</i> . .	67
Figura 3.6 (a) Esquema de remoção dos provetes; (b) montagem para ensaio de arrancamento e direção de aplicação de força; (c) geometria do provete para ensaio de fadiga e direção de aplicação da força.	68
Figura 4.1 Macrografias da série 65: (a) DLPP-65-116; (b) DLPR-65-116; (c) DLPR-65-663.	73
Figura 4.2 Posição relativa da ferramenta e da matriz durante a soldadura. .	76
Figura 4.3 Macrografias da série 56: (a) DLPP-56-666; (b) DLPR-56-876; (c) DLPP-56-503; (d) DLPR-56-506; (e) DLPR-56-503.	77
Figura 4.4 (a) Modelo do fluxo de material sugerido para as duas séries 65 e 56; (b) soldadura similar SLPP-66-666 com respetivos pontos indicando as regiões analisadas por EDS.	80
Figura 4.5 Diferentes zonas da microestrutura da soldadura DLPP-65-116...	83
Figura 4.6 Micrografias da soldadura DLPP-56-116: (a) – <i>nugget</i> ; (b) – material base da liga AA6082; (c) – ZATM na zona do <i>stringer</i> ; (d) – material base da liga AA5083; (e) – ZATM do lado de avanço no <i>skin</i> ; (f) – ZATM do lado do recuo no <i>skin</i>	83
Figura 4.7 Perfis da microdureza na direção do <i>skin</i> nas séries: (a) 65 e (b) 56.	85
Figura 4.8 Perfis da microdureza na direção do <i>stringer</i> nas séries: (a) 65 e (b) 56.	85
Figura 4.9 Curvas de Tensão-deformação de ensaios de arrancamento para as soldaduras das séries 65 e 56.	87
Figura 4.10 Mapa de deformação das soldaduras: (a) DLPP-65-116; (b) DLPR- 65-663; (c) DLPP-56-503; (d) DLPR-56-503.	88

Figura 4.11 Superfícies de fratura das soldaduras de ensaios de arrancamento: (a) DLPR-65-663; (b) DLPR-56-503.	88
Figura 4.12 Curvas de fadiga S-N das soldaduras DLPP-65-116 e DLPP-503.	90
Figura 4.13 Superfícies de fratura da soldadura DLPP-56-503_P5: (a) fratura dúctil, (b) fratura por fadiga com estrias.....	91
Figura 4.14 Superfícies de fratura da soldadura DLPP-65-116: (a) e (b) fraturas por fadiga; (c) e (d) fraturas dúcteis.....	92
Figura 4.15 Morfologia das soldaduras: (a) DBPP-65-663; (b) DBPR-65-663; (c) DBPP-56-503; (d) DBPR-56-503.	96
Figura 4.16 Macrografias da série 56 para diferentes velocidades de avanço: (a) DBPR-56-5012; (b) DBPR-56-5016; (c) DBPR-56-5022.....	97
Figura 4.17 Microestruturas da soldadura DBPR-56-5012: (a) transição entre <i>skin</i> e <i>stringer</i> ; (b) <i>nugget</i> ; (c) material base da liga AA6082-T6; (d) material base na liga AA5083-H111.....	99
Figura 4.18 Perfis de dureza de seções transversais das soldaduras DBPP-65-663 e DBPR-65-663: (a) na direção do <i>skin</i> ; (b) na direção do <i>stringer</i>	101
Figura 4.19 Perfis de dureza de seções transversais das soldaduras da série 56: (a) direção do <i>skin</i> ; (b) direção do <i>stringer</i>	101
Figura 4.20 (a) Evolução das curvas de tensão-deformação obtidas na direção do <i>skin</i> ; mapa de distribuição de tensões próximo da carga máxima das soldaduras: (b) DBPP-65-663; (c) DBPR-56-5012.	103
Figura 4.21 (a) e (b) Superfície de rotura com respetivo espectro da análise EDS da junta DBPP-65-503; (c) e (d) superfície de fratura e espectro de análise EDS da junta DBPP-56-503.....	106
Figura 4.22 Curvas de fadiga S-N para as soldaduras das séries 65 e 56.....	107
Figura 4.23 Superfície de fratura de amostra da soldadura DBPR-65-663_P1.	111

Figura 4.24 Superfície de fratura de amostra da soldadura DBPP-56-503_P6.	113
Figura 4.25 Qualidade superficial das soldaduras da série 562 produzidas com deferentes velocidades de avanço: (a) 562-30 e (b) 562-280.....	116
Figura 4.26 Série 562: (a) Ciclos térmicos medidos no lado de avanço para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura no início e fim da soldadura.	116
Figura 4.27 Picos de temperatura: (a) no lado de avanço e de recuo; (b) entre as séries 562 e 265.	117
Figura 4.28 Macrografias de secções transversais de juntas tridissimilares.	119
Figura 4.29 Comparação de interfaces de fluxo entre lados de avanço e de recuo para diferentes velocidades de soldadura: (a) LA 562-30; (b) LR 562-30; (c) LA 562-120; (d) LR 562-120.	121
Figura 4.30 Variação das propriedades mecânicas dos materiais base com a temperatura: (a) curvas de tensão-deformação; (b) variação da resistência à tração em função da temperatura.....	124
Figura 4.31 Análise microestrutural: (a) material base da liga AA6082; (b) zona do <i>nugget</i> da soldadura 562-120; (c) <i>nugget</i> da 562-30; (d) <i>nugget</i> da soldadura 265-30.	126
Figura 4.32 Análise EBSD da série 562-120: (a) macrografia com indicação dos pontos analisados; (b) mapa EBSD da zona 1; (c) zona 2; (d) zona 3.	128
Figura 4.33 Análise EBDS da série 265-30: (a) macrografia com indicação dos pontos analisados; (b) mapa EBDS da zona 1; (c) zona 2; (d) zona 3.	129
Figura 4.34 Microdureza na direção do <i>skin</i> para diferentes velocidades de avanço: (a) série 562; (b) série 265.....	130
Figura 4.35 Microdureza na direção do <i>stringer</i> , para diferentes velocidades de soldadura: (a) série 562; (b) série 265.....	131

Figura 4.36 Curvas de tensão-deformação para diferentes velocidades de soldadura: (a) série 562; (b) série 265.....	132
Figura 4.37 Curvas tensão – deformação nas séries 562 e 265.....	133
Figura 4.38 Distribuição de deformações nos locais de força máxima: (a) 562-30; (b) 562-60; (c) 562-120; (d) 265-30; (e) 265-60 e (f) 265-120.....	134
Figura 4.39 Curvas S-N para diferentes velocidades de avanço: (a) série 562; (b) série 265.....	136
Figura 4.40 Comportamento à fadiga das soldaduras dissimilares e tridissimilares.....	139
Figura 4.41 Superfícies de fratura da série 562-30_P11: (a) propagação da fenda; (b) fratura dúctil; (c) segunda região de nucleação e propagação da fenda por fadiga.....	140
Figura 4.42 Superfícies de fratura para série 265-30_P9: (a) região de propagação da fenda; (b) Iniciação de fenda; (c) zona da fratura dúctil.....	141
Figura 4.43 Evolução da força axial aplicada durante FSW nas séries 65R-120-7,4 e 265PR-120-6,8.....	145
Figura 4.44 Evolução das curvas de força axial, binário e morfologia das soldaduras na série 562PR: (a) 562PR-30-7; (b) 562PR-60-6,8; (c) 562PR-120-6,8; (d) 562PR-240-7.....	147
Figura 4.45 Série 562PR: (a) curvas de binário para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura entre lado de avanço e de recuo.....	148
Figura 4.46 Evolução da força axial, binário e morfologia das soldaduras na série 265PR: (a) 265PR-30-7; (b) 265PR-60-7; (c) 265PR-120-6,8; (d) 265PR-240-7.....	150
Figura 4.47 Série 265PR: (a) curvas de binário para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura nos lados de avanço e de recuo.....	152

Figura 4.48 (a) Influência da posição dos materiais (lado de avanço/recuo) nas séries 562PR e 265PR; (b) picos de temperatura para ambas séries do lado de avanço.	154
Figura 4.49 Série 65: (a) Evolução dos binários para diferentes geometrias de pinos; (b) picos de temperaturas para diferentes pinos medidos no lado de recuo.	156
Figura 4.50 Série 56: (a) Evolução do binário para diferentes geometrias de pinos; (b) temperatura de pico no lado de recuo.	158
Figura 4.51 Efeito da posição dos materiais no binário, nas soldaduras dissimilares nas séries 65 e 56.	159
Figura 4.52 Qualidade superficial das soldaduras (a) 65PP-120-7 e (b) 65PR-120-7.	159
Figura 4.53 Comparação de binário entre soldaduras dissimilares e tridissimilares.	160

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Séries de ligas de alumínio, principais elementos de liga e aplicações [25].	9
Tabela 2.2 Identificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio [24]..	9
Tabela 2.3 Trabalhos que analisam a influência da localização dos materiais em soldaduras dissimilares.	35
Tabela 3.1 Composição química das ligas (% em massa).	56
Tabela 3.2 Propriedades mecânicas das ligas em estudo.	56
Tabela 3.3 Parâmetros usados para soldaduras dissimilares na junta <i>T-lap</i> . .	63
Tabela 3.4 Parâmetros usados para soldadura dissimilares na junta <i>T-butt</i> ..	64
Tabela 3.5 Parâmetros usados para soldaduras tridissimilares <i>T-butt</i>	64
Tabela 4.1 Teores de Mg e Si (% em massa) nas zonas selecionadas.	74
Tabela 4.2 Teores em Mg e Si em soldaduras da série 56 (% massa).	78
Tabela 4.3 Tamanho médio de grão na zona do <i>nugget</i>	84
Tabela 4.4 Resistência à tração, eficiência mecânica e deformação até à rotura das soldaduras.	87
Tabela 4.5 Tamanho médio de grão no <i>nugget</i>	100
Tabela 4.6 Propriedades mecânicas e zonas de fratura das soldaduras.	104
Tabela 4.7 Resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação.	109
Tabela 4.8 Composição química de várias regiões assinaladas nas macrografias da Figura 4.28(a) e (b), (% em massa).	122
Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de tração das soldaduras tridissimilares.	132

Tabela 4.10 Equação das curvas S-N, resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos e correspondente fatores de inclinação..... 138

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

B – binário (Nm)

ω – velocidade de rotação (rpm)

v – velocidade de avanço (mm/min)

D_B – diâmetro da base da ferramenta (mm)

d_p – diâmetro do pino da ferramenta (mm)

w/v – relação entre velocidade de rotação e de avanço (r/mm)

F_Z – força axial (N)

F_X – força longitudinal (N)

α – ângulo de inclinação da ferramenta ($^\circ$)

P – penetração do pino (mm)

P_a – amplitude da carga (kN)

$Q_{méd.}$ – carga média (kN)

$Q_{min.}$ – carga mínima (kN)

$Q_{máx.}$ – carga máxima (kN)

Siglas e Acrónimos

Al – Alumínio

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

DIC – *Digital Image Correlation*

EBSD – *Electron Backscatter Diffraction*

EDS – Energy-dispersive X-ray spectroscopy

FCT – Fundação para Ciência e Tecnologia

FSP – *Friction Stir Processing*

FSW – *Friction Stir Welding*

LA – Lado de Avanço

LR – Lado de Recuo

MB – Material Base

MET – Microscópio Eletrónico de Transmissão

MIG - *Metal Inert Gas*

PP – Progressivo piramidal

PR – Progressivo roscado

SCID – Sistema de Corelação de Imagem Digital;

SEM – *Scanning Electron Microscope*

SOLAS – Safety Of Life At Sea

T-butt – Junta T topo-a-topo

TIG – *Tungsten Inert Gas*

T-lap – Junta T sobreposta

TWI – *The Welding Institute*

ZAT – Zona Afetada Termicamente

ZATM – Zona Afetada Termomecanicamente

1. INTRODUÇÃO

Neste capítulo é apresentado o enquadramento do processo *FSW*, assim como os principais objetivos da tese e por fim é apresentada a estrutura da tese.

1.1. Enquadramento

As ligas de alumínio tratáveis termicamente das séries 2xxx e 6xxx e não tratáveis termicamente da série 5xxx são muito utilizadas na fabricação de navios, automóveis, aviões e outros componentes estruturais, por apresentarem boas propriedades de resistência mecânica e à corrosão, baixa densidade e boa soldabilidade [1]. Na construção naval em ligas de alumínio, geralmente, a parte do costado que fica exposto ao ambiente marinho é fabricada nas ligas 5xxx e 2xxx e a parte de superestrutura da embarcação normalmente é feita em ligas de alumínio da série 6xxx [2]. Para aumentar a rigidez das estruturas e de cascos de navios, sem aumentar significativamente o peso destes. As chapas são reforçadas com cutelos, formando geometrias em T.

As juntas em T são também muito utilizadas na aeronáutica para reforçar a fuselagem e, nos automóveis servem para reforçar chapas finas e planas. As juntas T geralmente são soldadas pelos métodos de fusão, que são limitados na união de ligas de alumínio, pois originam deformação significativa e defeitos metalúrgicos [3]. Algumas ligas de alumínio são mesmo dificilmente soldáveis pelos métodos de fusão.

A tecnologia *FSW* serve como uma boa alternativa devido à sua capacidade de soldar ligas de alumínio sem apresentar os problemas acima mencionados. Esta tecnologia foi desenvolvida e patenteada pelo *The Welding Institute* (TWI), no Reino Unido, em 1991 [4]. Este processo é considerado uma das inovações tecnológicas mais importantes na área da soldadura pelo facto de ser energeticamente eficiente, amiga do ambiente, versátil e permitir obter ligações com boas propriedades mecânicas [5]. Por ser um processo no estado sólido e com menor adição de calor, quando comparado com os métodos de fusão, proporciona boa estabilidade dimensional e boa reprodutibilidade.

O processo *FSW* utiliza uma ferramenta rotativa constituída por uma base e um pino, a qual é inserida entre as interfaces das chapas a unir. O calor é gerado pelo atrito entre a ferramenta e as chapas a unir, bem como pela deformação plástica do material que se mistura à volta do pino, à medida que a ferramenta avança ao longo da junta [6]. O processo ocorre abaixo da temperatura de fusão, resultando em melhorias nas propriedades mecânicas da junta.

FSW é usada na indústria para soldar ligas de alumínio da mesma série, e recentemente tem sido investigada para soldar materiais dissimilares, como por exemplo alumínio de séries diferentes [7], alumínio com magnésio [8], alumínio e cobre [9] e alumínio com polímeros [10]. Além dos avanços observados com *FSW* nos últimos anos, a realização de soldaduras dissimilares é sempre complexa. A grande dificuldade está relacionada com diferenças nas propriedades físicas e mecânicas dos metais base e também da configuração da junta.

Nas soldaduras dissimilares, facilmente há formação de vários tipos de defeitos, como cavidades, excesso de rebarbas, compostos intermetálicos, túneis até mesmo linhas de óxidos, que afetam essencialmente as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga das soldaduras [11]. Grande parte dos defeitos em juntas T está relacionados com a interação inadequada do fluxo de material plastificadas em volta da ferramenta [12,13].

As soldaduras em juntas T por *FSW* em que se produzem concordâncias apresentam desafios, como a redução de espessura da chapa de pele (*skin*), provocada pela migração de material para as concordâncias. Nas juntas dissimilares acresce ainda as dificuldades na escolha e otimização dos parâmetros do processo, de modo a evitar a formação de outros defeitos, como os túneis, as fendas (*kissing bond*) ou mesmo as linhas de óxidos [14]. Nas soldaduras tridissimilares o desafio ainda é maior, já que a zona da soldadura é formada pelo fluxo de três materiais com propriedades mecânicas e físicas distintas. A maior parte dos defeitos em juntas T estão relacionadas com a

interação inadequada do fluxo de material gerado pelo pino e pela base da ferramenta [12,15].

No sentido de prevenir a formação de defeitos, é essencial a compreensão do padrão de mistura do material, o que é muito difícil, principalmente em soldaduras dissimilares devido à diferença nas propriedades físicas e mecânicas dos materiais [16], o que origina padrões de mistura muito complexos [17]. Muitas técnicas têm sido usadas para investigar o fluxo de material em soldaduras similares e dissimilares [18–21] em juntas de topo e sobreposta, mas poucos são os estudos apresentados que sugeriram um modelo de fluxo para juntas T dissimilares.

Não há dúvidas de que o método *FSW* vem colmatar as dificuldades que processos convencionais de soldadura apresentam, contudo, o conhecimento exato dos mecanismos internos e externos que governam o processo de ligação ainda não estão devidamente estabelecidos. Apesar de existir um número significativo de publicações sobre *FSW*, não existe informações científica em número considerável em soldaduras dissimilares em juntas *T-lap* e *T-butt* em comparação com soldaduras similares em juntas de topo e sobreposta. Até à data presente, ainda não foram considerados os mecanismos de formação dos defeitos característicos de *FSW* e do fluxo de material em juntas T tridissimilares.

1.2. Objetivos

Constitui objetivo da tese análise da soldabilidade de juntas T dissimilares e tridissimilares por *FSW*. Para atingir o objetivo preconizado, foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- Realizar soldaduras dissimilares para diferentes combinações de parâmetros do processo. Além disso, adotar estratégia adequada para

mitigar as concentrações de tensões que surgem junto às concordâncias e a redução da espessura;

- Caracterizar a morfologia e a microestrutura das soldaduras dissimilares e tridissimilares, com especial foco na relação entre morfologia e parâmetros, bem como na posição dos materiais na soldadura;
- Caracterizar o fluxo dos materiais para diversas condições de soldadura, de modo a compreender a dinâmica do fluxo e prevenir a formação de defeitos;
- Realizar o estudo da influência da velocidade de soldadura, geometria da ferramenta e posição/propriedades dos materiais base nas propriedades mecânicas das soldaduras;
- Analisar a influência dos parâmetros referidos no comportamento à fadiga das juntas T dissimilares e tridissimilares;
- Analisar os ciclos térmicos e binário induzidos e sua relação com os parâmetros do processo e posição dos materiais na soldadura.

1.3. Estrutura da tese

Esta tese de doutoramento está dividida em cinco capítulos. No capítulo 1 são apresentados os principais objetivos da tese, as motivações conducentes à elaboração desta e a sua estrutura.

O capítulo 2 apresenta uma revisão bibliográfica, que serviu de base na elaboração da tese. Ao longo do capítulo apresentam-se conceitos teóricos devidamente contextualizados, que incluem a descrição do processo (2.2), as ligas de alumínio, em especial as ligas utilizadas na investigação (2.1) e a influência dos principais parâmetros do processo na qualidade da soldadura.

No final do capítulo são sumariados aspetos que ainda não estão devidamente estabelecidos na literatura, em juntas T dissimilares por *FSW*.

No capítulo 3 são explicitados todos os procedimentos experimentais e equipamentos utilizados para a caracterização dos materiais base e para produção e caracterização das séries de juntas T soldadas.

O capítulo 4 é considerado como principal desta tese, por ser onde os resultados são apresentados e discutidos. Este capítulo é subdividido em quatro subcapítulos principais. No primeiro subcapítulo são apresentados resultados das soldaduras dissimilares obtidas em junta *T-lap*. Especial ênfase foi dado à influência da posição dos materiais base, dos parâmetros do processo e da geometria da ferramenta na microestrutura e nas propriedades mecânicas das soldaduras. No segundo subcapítulo apresenta-se o estudo de soldaduras dissimilares em juntas *T-butt*. No terceiro subcapítulo apresenta-se o estudo de soldaduras tridissimilares, onde a morfologia e comportamento mecânico das juntas merece especial atenção. No quarto subcapítulo analisa-se a relação entre os parâmetros do processo e a força axial e binários requeridos na soldadura.

No capítulo 5 são apresentadas as principais contribuições desta tese, bem como sugestões de trabalhos futuros. E por fim, numa seção à parte, são listadas as referências bibliográficas que serviram como base ao desenvolvimento deste trabalho. A investigação desenvolvida permitiu a publicação de três artigos em revistas científicas da especialidade.

2. ESTADO DA ARTE

Neste capítulo é apresentado o estado da arte, focando aspectos de maior relevância para o trabalho. Em primeiro lugar são apresentados os aspectos gerais do alumínio e suas ligas, bem como a classificação das mesmas e a sua soldabilidade. Na segunda parte do capítulo é apresentada a descrição do processo de soldadura *FSW*, onde são focados os parâmetros do processo e a influência dos mesmo na qualidade das juntas, em especial nas juntas T. Por fim, são apresentadas de forma sucinta as principais conclusões do estado de arte.

2.1. Ligas de alumínio

O alumínio é muito utilizado na indústria, devido à conjugação de propriedades bem conhecidas, como a boa resistência a corrosão em ambiente marinho, a baixa densidade a boa soldabilidade e excelente condutibilidade térmica e elétrica. Além disso, apresenta elevada ductilidade, permitindo conformação de componentes com elevado valor. Por fim, o alumínio não é magnético nem tóxico, e é um material infinitamente reciclável, resultando, desta forma, em benefícios para o ambiente [22,23]. O alumínio puro possui uma resistência mecânica baixa, mas pode ser endurecido pelos seguintes mecanismos [24]:

- Endurecimento por solução sólida;
- Endurecimento por dispersão de precipitados finos e coerentes com a matriz;
- Endurecimento por deformação plástica;

As ligas de alumínio podem ser classificadas em dois grupos [25]: (1) ligas para trabalho de conformação, (2) ligas para fundição. As ligas do primeiro grupo, sendo as mais utilizadas na indústria, podem ser classificadas em tratáveis e não tratáveis termicamente. As tratáveis termicamente, que englobam as séries 2xxx, 6xxx e 7xxx, são endurecidas por meio de tratamentos térmicos, enquanto nas ligas não tratáveis termicamente, que correspondem às ligas das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx, o endurecimento ocorre por deformação plástica e por solução sólida.

A obtenção de uma liga para uma aplicação específica é conseguida por meio de adição de outros elementos químicos ao alumínio. A Tabela 2.1 resume as diferentes séries em que as ligas de alumínio estão organizadas e os principais elementos de liga.

Tabela 2.1 Séries de ligas de alumínio, principais elementos de liga e aplicações [25].

Série	Elemento de liga principal	Aplicações
1xxx	Alumínio com mínimo de 99% de pureza	Refletores, permutadores de calor, condutores elétricos e embalagens
2xxx	(Al-Cu)	Indústria aeronáutica e aeroespacial
3xxx	(Al-Mn)	Peças arquitetónico e produtos de uso geral
4xxx	(Al-Si)	Varetas, eléctrodos para soldadura
5xxx	(Al-Mg)	Indústria automóvel e naval
6xxx	(Al-Mg-Si)	Produtos extrudidos de uso arquitetónico e naval
7xxx	(Al-Zn-Mg)	Indústria aeronáutica e aeroespacial
8xxx	(Al-Li)	Aplicações várias

Na identificação de uma liga de alumínio de trabalho mecânico, deve-se também indicar o método de tratamento sofrido pelo material, de acordo o código de letras e números apresentado na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 Identificação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio [24].

Código		Tratamento térmico
H	1	Encruamento
	2	Encruamento e recozimento parcial
	3	Encruamento e estabilização
	4	Endurecimento a frio seguido de recozimento determinado pela cura da camada de tinta
O	-	Recozido e recristalizado
F	-	Como fabricado
T	1	Estabilização parcial e envelhecimento parcial
	2	Arrefecimento e recozimento
	3	Solubilização a trabalho frio
	4	Solubilização e envelhecimento natural
	5	Envelhecimento artificial
	6	Solubilização e envelhecimento artificial
	7	Solubilização e estabilização
	8	Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial
	9	Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento
	10	Arrefecimento, encruamento e envelhecimento artificial

As ligas de alumínio da série 2xxx, 5xxx e 6xxx são muito utilizadas em vários setores da indústria, tais como na indústria naval, aeroespacial, construção civil e na indústria automóvel. Isto acontece porque possuem como principais características os elevados níveis de resistência mecânica, em conjugação com a baixa densidade e a sua facilidade de conformação e maquinação. Estas características fazem com que as ligas de alumínio sejam opção ideal na fabricação de peças e estruturas que requerem redução de peso [26,27]. Na Tabela 2.1 estão também resumidas as aplicações das ligas de alumínio.

2.1.1. Ligas de alumínio em estudo e soldabilidade

A liga AA2017-T4 é rica em cobre, com cerca de 4,5%. Sendo uma liga suscetível a tratamento térmico, pode ter na sua resistência mecânica um aumento considerável, devido à precipitação decorrente dos tratamentos térmicos de solubilização, tempera e envelhecimento. Outros elementos secundários, como magnésio, são adicionados para conferir propriedades desejáveis para várias aplicações. A adição de magnésio às ligas de alumínio e cobre, leva à formação de partículas de Al_2CuMg que conferem uma boa combinação de resistência, ductilidade e resistência à fadiga [28]. Como resultado, as ligas Al-Cu-Mg são muito utilizadas na indústria aeronáutica e aeroespacial. A liga em estudo apresenta um tratamento térmico T4 que indica que foi tratada termicamente com solubilização total e tempera seguida de envelhecimento natural. Este tratamento confere à liga uma melhor resistência mecânica.

A liga AA5083-H111 é rica em Mg, com 4,5%, e faz parte do grupo de ligas não tratáveis termicamente. Apresenta boas propriedades mecânicas, resistência à corrosão, boa maquinação e soldabilidade [29]. Por estas razões esta liga de alumínio é muito atrativa para muitas áreas da indústria. Na

construção naval a liga AA5083-H111 é muito utilizada na construção de cascos, superestruturas e conveses de embarcações. As suas propriedades mecânicas são determinadas pela quantidade de magnésio na solução sólida, pelo grau de deformação plástica e pelo tamanho do grão, embora este seja alterado durante a soldadura. Por exemplo Peel *et al*, [30] referem que as propriedades da soldadura na liga de alumínio AA5083 são mais influenciadas pelo calor adicionado do que pela deformação mecânica imposta pela ferramenta.

A liga AA6082-T6 apresenta percentagens de Mg (1%) e Si (0,53%) e pertence a grupo das ligas tratáveis termicamente. Tem boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão, e por isso é muito utilizada em estruturas de pontes e edifícios, e na construção naval. Esta liga foi tratada termicamente (T6) com solubilização total e seguida de tempera e envelhecimento artificial.

As ligas de alumínio mencionadas desempenham um papel importante, em particular no setor da construção naval. Muitas das embarcações de recreio, catamarãs e navios de guarda costeira são normalmente feitos de ligas de alumínio das séries 2xxx, 5xxx e 6xxx, pelas razões já citadas [2]. Na construção de navios de cruzeiro, as ligas de alumínio são empregues devido à necessidade na redução de peso e eficiência estrutural, com impacto reduzido na estabilidade do navio. Na Figura 2.1 está ilustrada uma seção transversal da estrutura do meio navio de passageiros construído com ligas de alumínio, desde o casco à superestrutura.

A soldadura de ligas de alumínio por métodos de fusão apresenta problemas, devido à elevada condutibilidade térmica e coeficiente de dilatação térmica ($23 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ contra $11 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ para o aço comum ao carbono), que afeta muito a distorção das soldaduras. A formação de porosidade e a propensão à fissuração, principalmente para algumas ligas tratáveis termicamente, são também fatores a considerar [31]. Por isso, a tecnologia *FSW* constitui uma boa alternativa aos métodos de fusão.

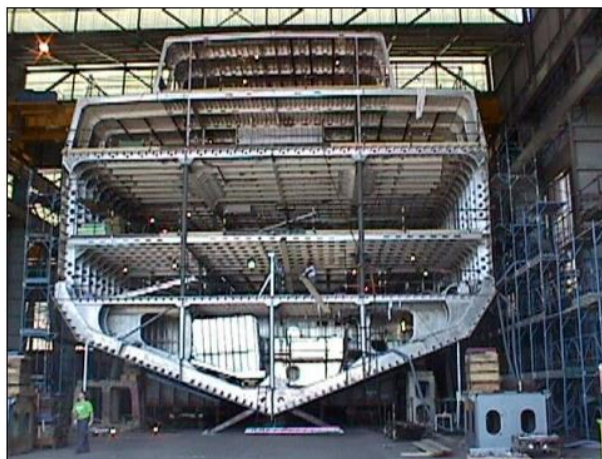


Figura 2.1 Seção transversal de um bloco do meio do navio, feito de ligas de alumínio [2].

2.2. Processo *FSW*

O processo de soldadura no estado sólido constitui um método de soldadura desenvolvido e patenteado em 1991 pelo *TWI*, no Reino Unido [4]. Cesnavicius *et al*, [32] afirmam que essa tecnologia é aceita como um método de soldadura adequado na ligação de ligas de alumínio, e utilizado em vários campos, tais como aviação, construção marítimas, indústria ferroviária, entre outros, onde são requeridas soldaduras difíceis de executar por outros processos. A união de materiais de baixa soldabilidade, tal como é o caso da liga de alumínio da série 7xxx, é possível através de *FSW* [33].

Também Krasnowki [34] refere que muitas das aplicações do processo de *FSW* estão relacionadas com ligas de alumínio, embora também seja aplicável a outros materiais, tais como magnésio, cobre, titânio, latão, compósitos, aço e respectivas ligas. Além disso, o processo é considerado amigo do ambiente, devido à sua elevada eficiência energética, e a não gerar fumos ou radiação [35].

Tal como referido por Nandan *et al*, [36], este método de soldadura consiste na união de materiais em que a ferramenta não consumível, composta

por uma base (*Shoulder*) e por um pino (*pin*) saliente na parte inferior, animada de movimento de rotação e de translação, percorre a linha de junta permitindo a junção das peças de trabalho. Na Figura 2.2 está apresentado esquematicamente o desenvolvimento deste método com todos os parâmetros relevantes.

No início do processo a ferramenta entra em contacto com a superfície das chapas com uma força aplicada residual, Figura 2.2 (a). Na fase seguinte, o pino penetra a junta até uma determinada profundidade, geralmente até que o *shoulder* pressione os materiais com uma determinada força axial, Figura 2.2 (b). Depois do tempo de estabilização, a ferramenta começa a avançar ao longo da linha de junta, Figura 2.2 (c), produzindo a soldadura, sendo retirada no final, Figura 2.2 (d). A temperatura desenvolvida durante o processo é suficientemente alta ao ponto de provocar uma deformação plástica localizada do material, mas sem atingir o ponto de fusão. Por isso é considerado um processo de soldadura no estado sólido.

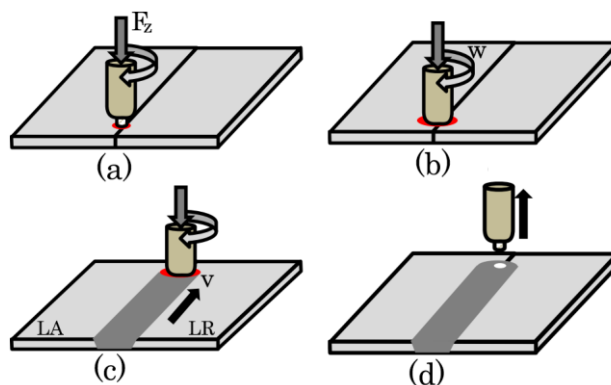


Figura 2.2 Representação esquemática do processo: **(a)** aproximação da ferramenta; **(b)** penetração da ferramenta entre as faces das chapas até à estabilização; **(c)** soldadura; **(d)** fim da soldadura e remoção da ferramenta [37].

A soldadura resultante não é simétrica; o lado da junta em que a direção de rotação é a mesma que a direção de soldadura se denomina por lado de avanço (LA), enquanto que o lado oposto designa-se por lado de recuo (LR), Figura 2.2 (c). Este tipo de movimento resulta numa morfologia assimétrica relativamente ao eixo da soldadura [38], o que causa diferença de temperatura entre os lados da soldadura [39]. *FSW* é conhecida por proporcionar uma

intensa alteração na microestrutura do material base, que pode promover aumento da resistência do metal [40]. De facto, durante o processo, a ferramenta exerce uma força axial de forjamento nas placas a serem soldadas, as quais são processadas termomecanicamente abaixo da temperatura de fusão [41].

Vários aspetos da tecnologia, como a geração de calor [42,43], a deformação plástica [28,44], o fluxo de material na soldadura [9,45], os mecanismos envolvidos na formação de defeitos [46,47] e a caracterização metalúrgica das soldaduras [48,49] têm sido alvo de muita pesquisa.

A tecnologia *FSW* é considerada como método ideal na soldadura de ligas de alumínio. Refira-se que a norma EN 1090-3, referente à construção de estruturas em alumínio já aceita esta tecnologia de soldadura (EN 1090-3, 2016) [50].

Recentemente, o estudo da sua aplicação tem-se estendido à soldadura de materiais similares e dissimilares de outras ligas com elevado ponto de fusão, como é o caso de vários tipos de aço [51], ligas de lítio [52] e ligas de níquel [53]. Também foi analisada a sua utilização na soldadura de materiais não metálicos, como polímeros e compósitos de matriz polimérica [22].

2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo

Uma vantagem do processo é a capacidade de soldar todas as séries de ligas de alumínio, incluindo as ligas (Al-Li) consideradas não soldáveis pelos métodos de fusão [54]. Além disso, apresenta outras vantagens, quer a nível metalúrgico, ambiental, energético e operacional [22,55]. Algumas vantagens do processo, são, por exemplo, menores deformações, tensões residuais e alterações estruturais, pois as temperaturas envolvidas são mais baixas, e a ausência de defeitos típicos da soldadura por fusão, como a fissuração a quente e a porosidade, pois não há fusão dos metais. Outra vantagem é a boa estabilidade dimensional e boa reprodutibilidade, além da possibilidade de

substituir ligações usualmente feitas com rebites. A soldadura por *FSW* tem muitas vantagens em comparação com ligações rebitadas, que incluem o aumento da resistência à fadiga, da rigidez estrutural e a redução do peso. Embora por questões de segurança a indústria aeronáutica prefere a utilização de estruturas rebitadas.

As vantagens ambientais, de acordo com Dawes *et al.*, [56], passam por não haver necessidade de gás de proteção ou consumíveis, nem fumos ou radiações, como acontece em muitos dos processos de soldadura por fusão. Não necessita de limpeza superficial logo após a soldadura.

As vantagens energéticas associadas ao processo são a redução de energia, necessitando apenas 2,5% da energia necessária para realizar uma soldadura por laser. Permite também expandir a utilização de ligas de alumínio, o que leva a uma redução de peso das estruturas e conseqüentemente a diminuição de consumo de combustível nos transportes [55].

A tecnologia *FSW* apresenta também algumas desvantagens como por exemplo, a dificuldade de aplicação em alguns tipos de juntas com pouco acesso [57], pouca flexibilidade na soldadura de peças com variações de espessuras ou perfis não lineares (trajetórias complexas). Necessita de sistema de fixação das chapas para garantir que não se movem durante a soldadura, de modo a evitar defeitos. Além disso, parte do calor gerado pelo processo é dissipado pela base. O processo requer também forças elevadas, o que obriga à utilização de máquinas robustas e dispendiosas [58]. Outra desvantagem do processo é a produção de um furo no final da soldadura, devido à extração da ferramenta, o que pode constituir uma fonte de concentração de tensões [59].

2.2.2. Aplicação do processo na engenharia naval

Este processo teve uma das primeiras aplicações comerciais na indústria naval, no fabrico de painéis e ossos de ligas de alumínio muito usados na construção

de embarcações de pesca. Quando comparado com outras técnicas, observou-se que painéis fabricados por *FSW* apresentavam distorções mínimas, conforme ilustrado na Figura 2.3. Além disso, a alta reprodutibilidade faz do processo uma técnica economicamente muito atrativa para produzir painéis de alumínio de grande rigidez com propriedades mecânicas melhoradas [60,61].



Figura 2.3 Comparação da deformação entre soldadura por fusão e no estado sólido, adaptado de Hatachi, [62].

O processo está a ser usado no Japão, na produção de painéis de alumínio resistentes a ambiente marinho. Estes painéis são utilizados na construção de superestruturas de navios, devido ao bom acabamento superficial, excelentes propriedades mecânicas e ductilidade que as soldaduras *FSW* apresentam [63]. As chapas soldadas por *FSW* são atualmente utilizadas nos principais estaleiros do mundo para construção de *ferry-boats* de alta velocidade, plataformas petrolíferas, aerobarcos e navios de cruzeiro. Também é muito usada na construção de estruturas de alumínio pré-fabricadas [64].

A marinha dos Estados Unidos da América utiliza a tecnologia *FSW* na construção de embarcações de guarda costeira, feitas de alumínio da série 5xxx (5083, 5456) e 6xxx (6082), conforme a Figura 2.4. Nas aplicações mais recentes, o *FSW* está a ser usado em substituição da tecnologia convencional (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*).



Figura 2.4 Embarcação de guarda costeira dos EUA que utiliza juntas realizadas por *FSW* [65].

2.3. Geometria de junta T

Existem várias configurações possíveis de juntas para o processo *FSW*, no entanto as mais empregues são as juntas de topo (*butt*), juntas sobrepostas (*lap*) e juntas em T.

As juntas de topo são as mais comuns, devido à sua distribuição de tensões e facilidade na preparação e montagem [66]. Duas peças com a mesma espessura ou não são colocadas em contato através de uma interface vertical nas quais a ferramenta rotativa promove a união destes materiais ao longo da linha da junta [22].

As juntas sobrepostas são definidas pela formação de interface de contato horizontal, ou seja, aproximadamente perpendicular ao eixo da ferramenta, em que as peças são dispostas uma sobre a outra [67,68]. Juntas *T-lap* normalmente são constituídas por duas partes denominadas por *skin* (chapa) e *stringer* (reforço), colocadas uma sobre a outra, assemelhando assim a uma junta sobreposta, conforme ilustrado na Figura 2.5(a). As juntas T também podem ser constituídas por três peças, sendo duas no *skin* colocadas lateralmente sobre a peça do *stringer*, assemelhando assim com a junta de topo, conforme a Figura 2.5(c), designada por *T-butt*. A Figura 2.5 ilustra outras formas de arranjo das chapas a soldar para formar junta T, conforme sugerido por Mishra e Ma [22] e Tavares *et al*, [41].

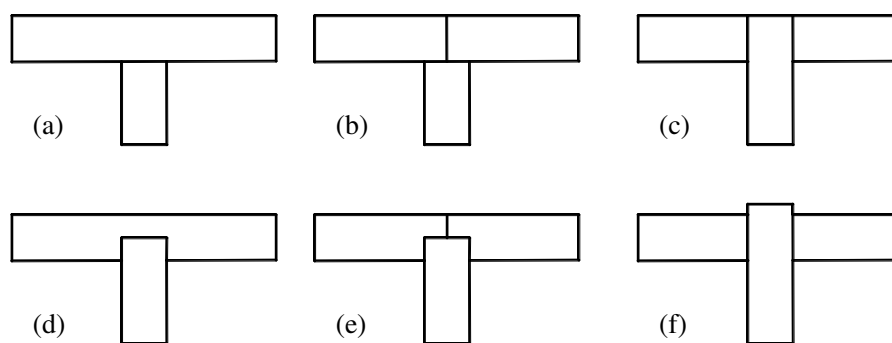


Figura 2.5 Outras configurações possíveis para juntas T, adaptado de Tavares *et al*, [41].

O uso de junta T, independentemente da disposição das chapas, necessita de uma correta fixação do *skin* e do *stringer*, de modo a garantir que estas estruturas não se movam durante a realização da soldadura [69]. Nas zonas de canto entre estas chapas, podem ser criadas geometrias de concordância, através de utilização de matrizes que possuam a forma desejada para estas zonas. Krosnowski [69] sugere que, do ponto de vista tecnológico, é preferível a utilização de matrizes com geometria plana (com 45°) nas zonas de canto entre o *skin* e o *stringer*, conforme ilustrado na Figura 2.6(a), pois permite que as ferramentas possuam maior diâmetro, fazendo com que o pino destas afete maior área e, conseqüentemente aumente o fluxo de material. A desvantagem deste tipo de zonas de canto é a criação de pontos de concentração de tensões que afetam o comportamento mecânico das soldaduras. A segunda alternativa de cantos de concordância, apresentada na Figura 2.6(b), parece ser ideal, já que elimina os cantos, minimizando assim a concentração de tensões.

Na realização de soldaduras com zonas de concordância conforme ilustrado na Figura 2.6 é necessário a correta seleção dos parâmetros de soldadura, de modo a garantir uma ação de forjamento e um fluxo eficiente de material para completo preenchimento destas regiões, conforme reportado por Astarita *et al*, [23]. Devido à grande importância deste tipo de geometria de junta na indústria dos transportes, já foram realizados alguns estudos com o objetivo de prevenir a formação de defeitos nessas zonas.

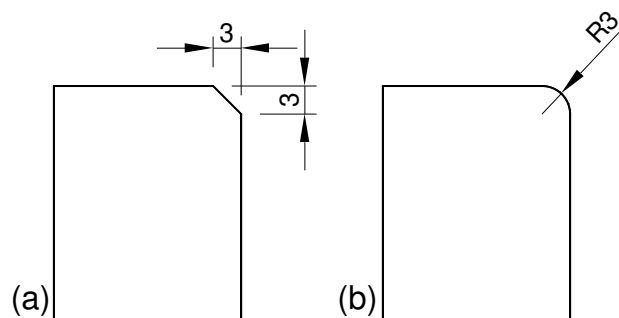


Figura 2.6 Formas das zonas de concordância: (a) plana; (b) radial, adaptada de Krasnowski [69].

Hou *et al*, [47] estudaram três configurações diferentes de junta em T. Para preencher as regiões dos raios de concordâncias, estes autores consideraram uma penetração maior da base da ferramenta na chapa superior. Como resultado observaram uma redução da espessura do *skin* e a formação de defeitos do tipo túnel, *kissing bond* e linhas de óxidos para todas geometrias de junta. Além disso, ao compararem as propriedades mecânicas das três configurações de juntas T, observaram que a junta *T-lap* mostrou ser mais eficiente em relação às outras. O problema da redução da espessura e a formação de defeitos junto às concordâncias não foi ultrapassado.

Resultados similares foram observados por Cui *et al*, [70] no estudo efetuado sobre a influência dos parâmetros do processo nas propriedades mecânicas em juntas *T-lap* e *T-butt* na liga AA6061-T4. Uma diminuição da eficiência na resistência à tração no *skin* foi observada nas soldaduras *T-butt* com aumento do rácio (w/v), onde w - velocidades de rotação e v - velocidade de avanço da ferramenta. Uma tendência inversa foi observada para ensaios de arrancamento do *stringer*. Por outro lado, os mesmos autores não conseguiram eliminar os defeitos formados junto à concordância, influenciando assim a resistência mecânica das soldaduras.

Na tentativa de resolver esse problema, recentemente Jesus *et al*, [13] adotou para soldaduras homogêneas uma estratégia de posicionamento dos materiais para junta *T-lap* e *T-butt*, conforme ilustrado nas Figura 2.7(a) e (b). A estratégia consiste em colocar uma chapa de ligas de alumínio de 1 mm sobre a chapa horizontal, Figura 2.7(a), de modo a proporcional material necessário

para preencher os espaços vazios entre a chapas e as matrizes, criando assim raios de concordância sem haver diminuição de espessura do *skin*. Para junta *T-butt*, a solução passa por deixar a chapa vertical saliente sobre as chapas horizontais, ver a Figura 2.7(b). A parte saliente tem a finalidade de providenciar material para preencher os espaços vazios nas concordâncias.

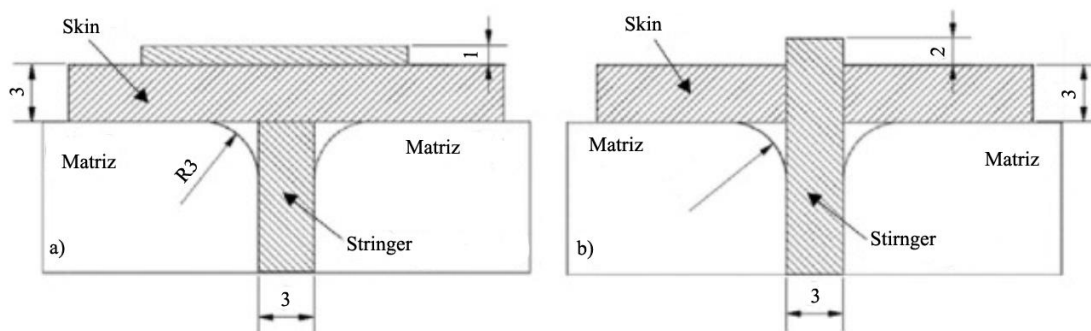


Figura 2.7 Configuração esquemática de junta T: (a) *T-lap* e (b) *T-butt*, adaptado de Jesus *et al*, [13].

Os autores concluíram que, o método adotado permite obter soldaduras sem redução de espessura do *skin* significativa e sem defeitos característicos junto às concordâncias.

A maior parte dos estudos citados referem-se a juntas T homogêneas [12,47,69,71] e poucos são os estudos direcionados para juntas T dissimilares [23,72].

2.4. Principais parâmetros do processo

Os parâmetros de soldadura podem ser divididos em três grandes grupos: (1) estáticos, (2) dinâmicos e (3) propriedades dos materiais. Os parâmetros estáticos também conhecidos como geométricos são definidos pela ferramenta, que inclui a geometria da base e do pino, bem como as dimensões dos mesmos, e o rácio entre o diâmetro da base e do pino [73,74]. Constituem parâmetros dinâmicos ou tecnológicos a velocidade rotação, a velocidade de avanço, a

penetração ou força axial e o ângulo de inclinação da ferramenta, tempo de estabilização [44]. Quando se trata de soldaduras de materiais dissimilares, são considerados outros dois parâmetros: a posição dos materiais na junta (lado de avanço e lado de recuo) e o afastamento lateral do pino para um dos materiais. As vezes é considerada a variação na espessura das chapas.

O tempo de estabilização corresponde ao período que decorre desde o contacto do pino com o material até ao início do movimento de avanço. Na literatura não é considerado com frequência como parâmetro intrínseco do processo, mas que afeta consideravelmente as características iniciais da soldadura. Durante este período, é gerado calor e o material ao redor do pino é amaciado e o fluxo é estabilizado. Um tempo de estabilização demasiado curto, pode originar defeitos no início da soldadura. O tempo de estabilização pode variar entre 0,5 e 15 segundos [75–77]. Este parâmetro não afeta a soldadura ao longo do seu movimento longitudinal.

A pesquisa bibliográfica revela que a contribuição para a soldadura de cada um dos parâmetros referidos acima varia consoante o caso onde se aplica o processo, não tendo todos estes parâmetros o mesmo peso para diferentes aplicações [78].

2.4.1. Velocidade de rotação versus velocidade de avanço

Muitos estudos já foram desenvolvidos, estudando a influência da velocidade de rotação [79], velocidade de avanço da ferramenta [80] e a razão entre as velocidades (w/v) [70]. Na soldadura de juntas T dissimilares, a seleção dos parâmetros de processo, da geometria da ferramenta e da junta influencia muito a quantidade de calor gerado e a quantidade de material deformado plasticamente em torno do pino, determinando a qualidade da soldadura [81].

O calor gerado por atrito entre a base da ferramenta rotativa e a superfície dos materiais resulta num intenso aquecimento local, que proporciona o

amaciamento e mistura dos materiais, e a formação da junta soldada [33]. O calor gerado aumenta com a velocidade de rotação da ferramenta.

O calor gerado durante o processo afeta diretamente o tamanho de grão recristalizado no *nugget* da soldadura. A Figura 2.8(a) e (b) descreve muito bem a influência das velocidades de rotação e de avanço, respectivamente no tamanho de grão nessa zona. Como se pode observar na imagem (a) à medida que aumenta a velocidade de rotação da ferramenta o tamanho de grão aumenta até à velocidade de 300 rpm. Acima dessa velocidade o aumento já não é significativo. Para velocidade de avanço, uma tendência inversa no tamanho de grão é observada, Figura 2.8(b) [40].

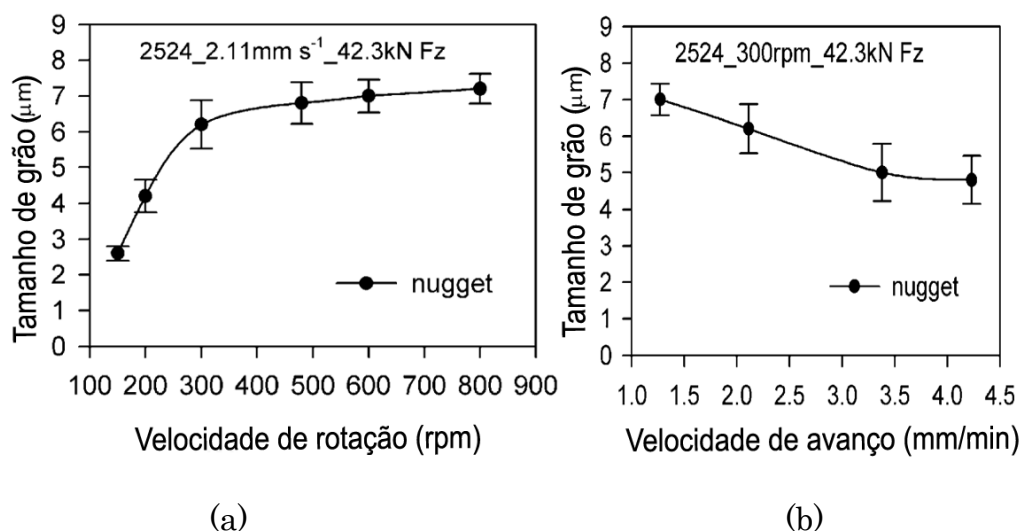


Figura 2.8 Evolução do tamanho de grão na zona do *nugget*: (a) com a velocidade de rotação; (b) com a velocidade de avanço, adaptado de Yan *et al*, [82].

Segundo Kumar e Thansekhar [83], o parâmetro velocidade de rotação constitui o fator mais significativo no que diz respeito à resistência à tração e à dureza observada na região da soldadura. Estes autores verificaram também que baixas velocidades de rotação resultavam numa reduzida geração de calor no processo, o que levava a um fluxo inadequado do material.

Patil *et al*, [84], observaram que o aumento da velocidade de rotação em soldaduras em AA7075 e AA6061 provoca uma diminuição da dureza na zona de soldadura, em comparação aos valores de dureza do metal base, devido à

dissolução de precipitados endurecedores, originada pela geração de calor excessiva. A velocidade de rotação também influencia a resistência mecânica da soldadura. Baeslask *et al*, [85], observaram na soldadura de AA8009 que, para alta velocidade de rotação (1200 rpm), a eficiência mecânica era de 60-70% em relação ao material base e, para baixa velocidade de rotação (428 rpm), a eficiência mecânica cresceu para 90%.

Por outro lado, a velocidade de avanço da ferramenta faz com que o material deformado seja arrastado da frente para trás do pino. Esta velocidade tem influência direta na produtividade do processo, quando se analisa em contexto industrial, pelo que a correta seleção de todos outros parâmetros de soldadura deve ser feita de modo a maximizar esta velocidade [86].

A velocidade de avanço, na literatura, geralmente é considerada como um parâmetro dissipador de calor, porque à medida que aumenta a velocidade de avanço diminui a taxa de calor adicionado para mesma velocidade de rotação. Por tal motivo, a velocidade de avanço tem grande influência na dimensão dos defeitos. Hou *et al*, [47] observaram que o aumento da velocidade de avanço em juntas T em AA6061-T4 diminui a largura da zona do *nugget* e aumenta o tamanho dos defeitos.

Sakthivel *et al*, [87] observaram uma boa relação entre as propriedades mecânicas e a velocidade de soldadura, em que melhores propriedades mecânicas foram obtidas a alta velocidade de avanço. No entanto, a diminuição da velocidade de avanço para o mesmo valor da velocidade de rotação levou ao aumento do tamanho de grão e da ductilidade das soldaduras, originados pelo aumento do calor adicionado ao processo.

Vários autores mencionam como parâmetro a razão entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço da ferramenta (w/v). Kumar & Thansekhar [83] referem que a combinação destes dois parâmetros é determinante na qualidade da soldadura. A utilização de velocidades de rotação elevadas e de baixas velocidades de avanço promove o aumento do tempo de interação da

ferramenta com as placas (para uma determinada região da linha de junta), o que permite um bom fluxo de material.

Li *et al*, [88] verificaram que um maior rácio (w/v) produzia grãos de maior dimensão na zona de soldadura, o que provocava uma diminuição da dureza, bem como a ocorrência de fraturas dúcteis quando os provetes são sujeitos a testes de tração uniaxiais. De acordo com Barbini *et al*, [11], o aumento da velocidade de avanço em soldadura dissimilares em ligas AA2024 e AA7075, em junta de topo, faz com que diminua o calor adicionado e a taxa de arrefecimento, o que leva a um estreitamento da área de soldadura.

2.4.2. Força axial ou penetração da ferramenta

A soldadura *FSW* é correntemente realizada em controlo de força, isto é, a máquina de soldadura procura garantir que a força axial realizada se mantém constante ao longo da soldadura. É claro que no início, quando a ferramenta penetra no material frio, a força sobe até a base ficar em contato com as chapas. Mas, após a fase de estabilização, logo no início do movimento da ferramenta a força axial tende a diminuir na ordem dos 30% depois, ao longo do percurso a força tende a manter-se aproximadamente constante, conforme ilustrado na Figura 2.9 [89]. Para que isso aconteça a ferramenta vai variando a sua posição na direção perpendicular à peça.

Quando a soldadura é realizada em fresadora, o processo decorre em controlo de posição, isto é, a distância ferramenta/peça mantém-se constante, variando a força axial.

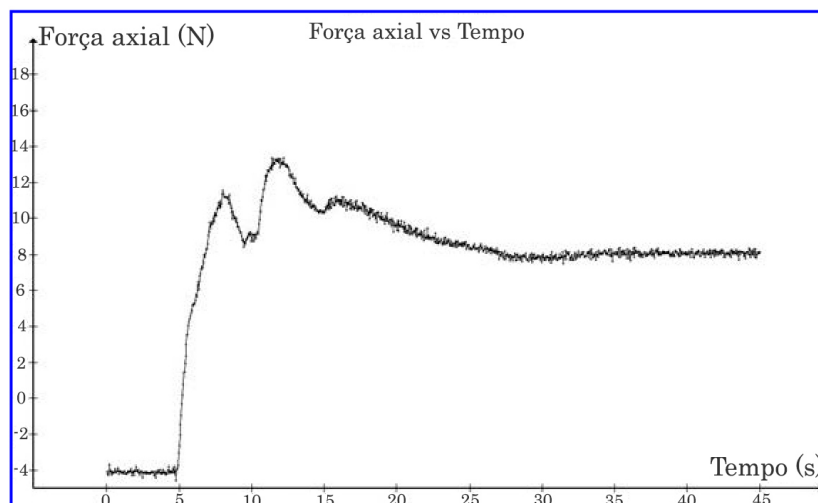


Figura 2.9 Evolução da força axial com o tempo, adaptada de Krishna *et al*, [89].

A força axial influencia a formação de defeitos internos e superficiais na junta soldada [90]. Para uma dada velocidade de rotação e avanço da ferramenta, à medida que a força axial aumenta as cavidades internas tendem a diminuir de volume e a desaparecer. A força axial afeta também as propriedades mecânicas das soldaduras. Vários autores referem que existe uma força axial ótima para cada material e conjunto de parâmetros de soldadura, aumentando a resistência da soldadura com a pressão até um valor a partir do qual decresce [90,91]. De acordo com Louro *et al*, [92], soldaduras realizadas em controlo de posição, os valores da força axial ideais para produção de soldaduras sem defeitos, são muito influenciados pelas características dos materiais base. Rajakumar *et al*, [93], afirma que determinar o valor da força axial adequada depende muito de outros fatores como o afundamento do pino. Se a força axial aplicada for menor devido ao menor afundamento da ferramenta, o atrito entre a base e a superfície das chapas também será menor, promovendo menor calor gerado no processo, favorecendo assim uma plasticização e fluxo de material insuficiente na zona da soldadura. Maior força axial aplicada significa maior calor gerado, o que provoca maior fluxo de material na zona da soldadura e cria excesso de rebarbas.

2.4.3. Geometria da ferramenta

A geometria da ferramenta e a geometria da junta são parâmetros que afetam significativamente a distribuição da temperatura e o padrão do fluxo de material, o que influencia a evolução da microestrutura do material. Segundo Lee *et al*, [94] a geometria da ferramenta é muito importante no fluxo de material na soldadura. Os principais aspectos a considerar na ferramenta são a geometria da base e do pino, o diâmetro da base e do pino, a relação entre diâmetros da base e do pino (D_B / d_P) e por fim o tipo de material de que são feitas as ferramentas. A ferramenta apresenta essencialmente duas funções primárias: a geração de calor para amaciamento das peças a unir e o fluxo de material para produzir a junta soldada [22].

A base da ferramenta é a responsável pela geração da maior parte do calor durante o processo, mas também previne o material deformado de se escapar [87]. Consoante a aplicação desejada, a base poderá ser plana, convexa ou côncava, bem como apresentar estrias em círculos, espirais ou radiais [95]. Exemplos de diferentes tipos de bases utilizadas estão ilustrados na Figura 2.10.



Figura 2.10 Diferentes tipos de base muito utilizados: **(a)** base lisa; **(b)** base plana com estrias concêntricas; **(c)** base plana com estrias em espiral; **(d)** base plana com estrias radiais; **(e)** base plana com estrias não concêntricas, adaptado de Podrzaj *et al*, [96].

Segundo Palanivel *et al*, [81], a cavidade na base da ferramenta apresenta três principais objetivos: comprimir o material plastificado em torno do pino, prevenir que material seja expelido pela ferramenta e direcionar o fluxo para o próprio pino da ferramenta. A fricção entre a base da ferramenta e a superfície dos materiais resulta em calor gerado. Este está relacionado com o tamanho da base, quanto maior o diâmetro maior será o calor gerado durante

o processo [40,97,98]. Alguns autores, como por exemplo, Frigaard *et al*, [99], Colegrove *et al*, [100] e Martinez *et al*, [98], desenvolveram equações para estimar a quantidade de calor gerado pela ferramenta.

Uma investigação baseada na modelação térmica do processo *FSW*, realizada por Schmidt & Hattel [101], mostrou que 83% do calor total de fricção gerado forma-se na interface base/junta e os restantes 17% no contacto entre o pino e os materiais a unir. De acordo com Mehta *et al*, [97], à medida que o diâmetro da base aumenta, a temperatura aumenta e o fluxo de material torna-se mais eficiente.

O diâmetro da base, bem como a sua geometria, influencia muito no fluxo de material e na qualidade da soldadura. Por exemplo, Acerra *et al*, [102], investigaram o efeito dos parâmetros do processo e da geometria da ferramenta na eficácia no fluxo de material, na formação de defeitos e nas propriedades mecânicas de juntas T soldadas nas ligas AA2024-T4 e AA7075-T6. Observaram que, bases com diâmetros maiores apresentavam melhor fluxo de material e sem defeitos superficiais, mas ocorriam defeitos de túnel no lado de recuo da soldadura.

O efeito que diferente geometria da base da ferramenta tem na morfologia e nas propriedades mecânicas das soldaduras produzidas com os mesmos parâmetros, na liga AA6082-T6 de espessura 1,5 mm, foi analisado por Scialpi *et al*, [103]. Os resultados indicaram que a ferramenta com base lisa e côncava proporciona soldaduras com melhor aspeto superficial, veja-se Figura 2.11(b), enquanto as ferramentas com base côncava com estria e sem estrias, Figura 2.11(a) e (b) produzem soldaduras com melhor eficiência mecânica. Por outro lado, a ferramenta com base lisa, Figura 2.11(c), além de apresentar rebarbas nos dois lados da junta teve pior desempenho mecânico.

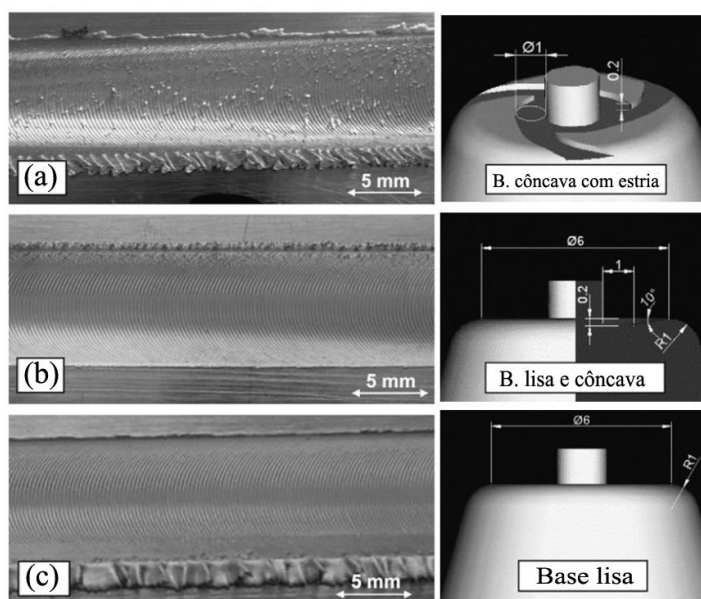


Figura 2.11 Qualidade superficial para diferente geometria da base: (a) base côncava com estrias; (b) base lisa e concava; (c) base lisa, adaptado de Scialpi *et al*, [103].

Casalino *et al*, [104] utilizaram quatro geometrias diferentes (concava e plana com diâmetros diferentes) em juntas de topo na liga AA5754-H11 e os resultados foram analisados com base na caracterização mecânica e microestrutural. Verificou-se para todas as soldaduras que ocorria refinamento de grão no *nugget*, mas apenas a ferramenta com base concava produziu qualidade superficial aceitável e com menor rebarba na soldadura. A ferramenta com base côncava proporcionou menor decaimento da dureza na região soldada em comparação aos perfis obtidos com as outras ferramentas.

Em relação ao perfil do pino, sabe-se que influencia muito o fluxo do material plasticizado e pouco no calor gerado por atrito. Desde a invenção, os avanços do processo *FSW*, geralmente são impulsionados pelo desenvolvimento de novas ferramentas. Os pinos podem ter geometria variada como por exemplo, cilíndrica, cônica, quadrangular, triangular, piramidal, sendo que as geometrias mais utilizadas são a cilíndrica e a cônica, e a superfície deste pode ser lisa ou roscada [105]. No caso de soldaduras sobrepostas em chapas muito finas podem ser usadas ferramentas sem pino.

Comparativamente à base, o pino da ferramenta sofre maior desgaste e deformação mais severa, o que leva a que a maioria das falhas que ocorrem nas ferramentas deste processo se verifiquem nesta zona [106]. Amini *et al*, [107] verificaram que a utilização de pinos com menor área de seção, traduz-se num aumento significativo da temperatura ocorrida na ferramenta quando se aumenta a velocidade de rotação desta, o que pode levar à falha deste componente. São também usadas ferramentas com pinos de geometria mais complexa [108], de que a Figura 2.12 mostra alguns exemplos.

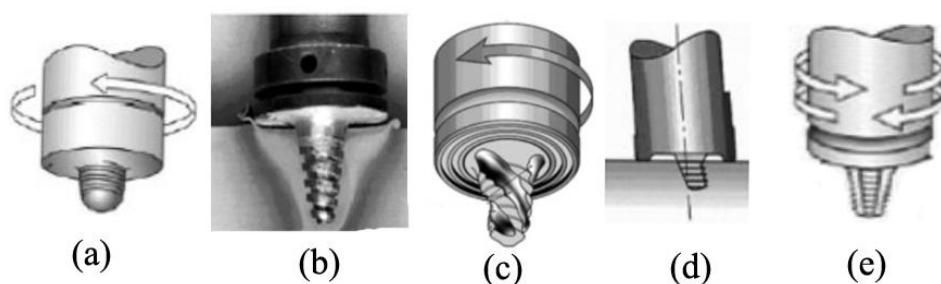


Figura 2.12 Várias geometrias de pino: **(a)** cilíndrico com rosca; **(b)** *worl*, cônico com rosca; **(c)** *MX Triflute™* com rasgos em forma de hélice; **(d)** *A-skew*, cilíndrico inclinado com rosca; **(e)** cônico com rosca, adaptado de Zhang *et al*, [108].

Nas ferramentas apresentadas na Figura 2.12 são de destacar as geometrias (b) e (c). Estas apresentam pinos com volumes inferiores em comparação com pinos cilíndricos. O design com rosca e rasgos na superfície destes pinos induzem maiores velocidades de fluxo vertical, o que facilita a mistura dos materiais. Mais precisamente, o pino (c) aumenta a interface de contato entre a ferramenta e os materiais, levando a um aumento de geração de calor, reduzindo, assim, a força axial e o binário sentido na ferramenta. Também de destacar a ferramenta (e), que permite eliminar problemas associados à assimetria das soldaduras realizadas pelo processo de *FSW* [108]. Buffa *et al*, [73] demonstrou que o aumento do ângulo de conicidade do pino resulta em temperatura mais elevada na soldadura.

Relativamente ao fluxo de material, Ilangoan *et al*, [109], demonstraram que o uso da ferramenta com pino cilíndrico roscado proporciona soldaduras

dissimilares sem defeitos entre as ligas AA6061 e AA5086. Jesus *et al*, [71] concluíram que a utilização de ferramentas com pino de geometria variável permitiu produzir soldaduras sem defeitos e com uma eficiência mecânica de aproximadamente 100%.

Alguns autores consideram a razão de diâmetros, base versus pino, como um parâmetro a considerar durante a soldadura. Por exemplo Silva *et al*, [66] verificaram que existe uma interdependência entre esta razão de diâmetros e a velocidade de rotação da ferramenta. Os autores sugerem que na soldadura em juntas T, quando esta razão apresenta valores baixos, deve-se aumentar a velocidade de rotação e diminuir a velocidade de avanço.

As ferramentas utilizadas no processo *FSW* são submetidas a solicitações estáticas e dinâmicas de compressão, flexão e torção muito severas, a solicitações de desgaste e a temperaturas elevadas. Por vezes recomenda-se que estas devem permitir soldar mais de 1000 metros de extensão em chapas de alumínio de 5 mm de espessura sem mudar de ferramenta [54].

O comportamento em serviço das ferramentas depende dos materiais a soldar, mas também dos parâmetros de soldadura e das propriedades do material da ferramenta, tais como a dureza, a resistência mecânica à temperatura, a tenacidade, o coeficiente de atrito, a condutividade e o coeficiente de expansão térmica. Os materiais mais usados nas ferramentas são os aços rápidos e as superligas de Ni e Co, para soldar materiais macios, como as ligas de Al ou Mg [108]. As ferramentas constituídas por materiais mais duros e frágeis, como por exemplo o nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) ou o carboneto de tungstênio (WC) são utilizadas para soldaduras de ligas com maior valor de dureza e mais resistentes, como as ligas de Ti ou os aços [106]. Portanto, a geometria do pino e o material de que é feito têm uma importância significativa na produção de soldaduras sem defeitos em *FSW*. Neste sentido, muitos estudos foram desenvolvidos visando o desenvolvimento de novas ferramentas e essa tendência tende a continuar no futuro.

Estudos que analisam a influência de geometrias com pino progressivo ainda são escasso.

2.4.4. Ângulo de inclinação da ferramenta

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

Segundo Elyasi *et al*, [110] este é um dos fatores chave no fluxo de material e na geração de calor. Estes autores verificaram que o aumento do ângulo de inclinação produz maiores temperaturas durante o processo e, conseqüentemente, maior deformação plástica e fluxo de material. Para valores do ângulo reduzidos, ocorre um fluxo insuficiente de material o que leva ao aparecimento de defeitos de túnel [73]. Arci *et al*, [111] notaram que o aumento do ângulo de ataque, além da redução de espessura e aumento da temperatura, diminui a resistência à tração das soldaduras.

Krishna *et al*, [89] variaram o ângulo de inclinação da ferramenta, entre 0° e 3°, na soldadura de placas de AA2014. Estes investigadores observaram que, apenas para um ângulo de 3° não ocorriam defeitos superficiais nem interno. Observaram também que a temperatura verificada no lado do avanço é superior à observada no lado do recuo, devido essencialmente ao fluxo de material mais intenso que se verifica do lado de avanço para o de recuo.

Mehta *et al*, [112] observaram, para soldaduras dissimilares de AA6061-T6 a cobre, que quando se varia o ângulo de inclinação da ferramenta entre 0° a 4°, obtiveram-se soldaduras sem defeitos e com boas propriedades mecânicas para os ângulos de 3° e 4°.

Com base na informação referida acima, é possível concluir que o parâmetro ângulo de inclinação da ferramenta deve ser considerado na definição do conjunto dos parâmetros, uma vez que afeta a qualidade da soldadura.

2.4.5. Posição relativa dos materiais

Na soldadura de materiais de famílias diferentes, as propriedades dos materiais base (físicas e mecânicas) devem ser consideradas, porque estão na origem da formação de compostos intermetálicos, que muito influenciam o fluxo de material na soldadura [72,113]. Mesmo no caso em que não há formação de intermetálicos como é o caso de soldaduras dissimilares de ligas de alumínio da mesma família, a influência das propriedades dos materiais na formação da soldadura e no seu comportamento mecânico pode ser muito significativa.

Além disso, a posição relativa das ligas na junta, quer de topo, sobreposta, e em especial na junta T é também um parâmetro muito importante nas soldaduras dissimilares, e que fortemente influencia na qualidade e nas propriedades mecânicas da soldadura. A otimização da localização dos materiais na junta, de acordo as propriedades de cada um, pode melhorar a eficiência das soldaduras. Na Tabela 2.3 estão listados trabalhos que analisam a influência da posição do material em soldaduras dissimilares, nos diferentes tipos de junta.

Sabe-se que, para haver soldadura, tem de existir mistura entre os materiais. O padrão da mistura na zona de soldadura depende muito das propriedades dos materiais, parâmetros do processo e da posição relativa das mesmas na junta [16]. Para soldaduras dissimilares não há consenso quanto ao padrão da mistura dos materiais, mas quanto à complexidade das características do fluxo na zona do *nugget* é quase unanime.

Cavaliere *et al*, [114], observaram na soldadura dissimilar de topo de AA6082-a AA2024 um fluxo de material caótico no *nugget*, principalmente quando a liga mais resistente (AA2024) era posicionada no lado de avanço. Outros autores reportam características do fluxo de materiais dissimilares em camadas intercalares [74,115]. Os mesmos autores concluíram que as forças que atuam nas chapas quando a liga AA2024 é posicionado no lado de avanço são mais elevadas do que quando a liga menos resistente (AA6082) é posicionado no lado de avanço. Esta mesma tendência é ilustrada na Figura 2.13.

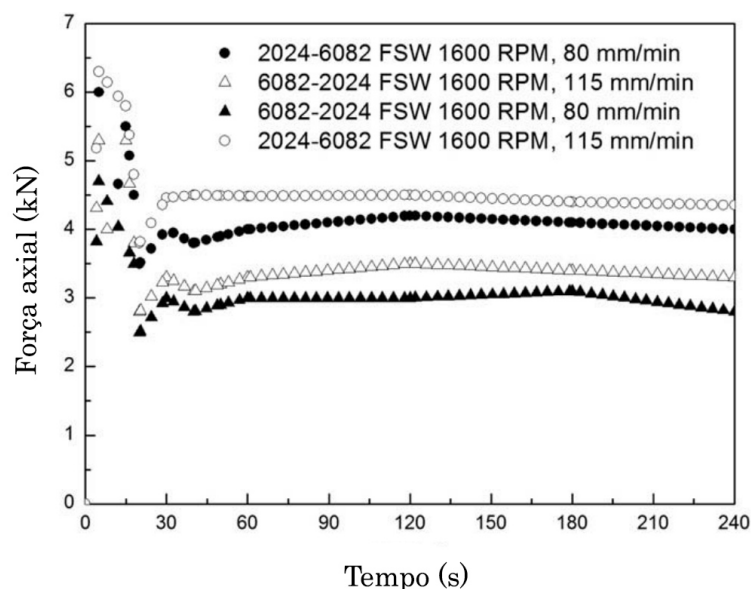


Figura 2.13 Forças desenvolvidas pela ferramenta para diferentes velocidades de avanço [114].

Pabandi *et al*, [116] estudaram o efeito dos precipitados endurecedores das ligas tratáveis termicamente numa junta de topo dissimilar. Estes autores reportam que uma boa mistura de materiais no *nugget* ocorre quando a liga AA6061-T6 é posicionado no lado de avanço, e o mesmo não acontece quando a liga AA2024-T4 é posicionado no lado de avanço. Os autores explicam que, isso acontece pelo fato de a direção do fluxo de material deformado atrás do pino sai de lado de recuo para lado de avanço, e quando a liga AA6061 é posicionado na lado de recuo, encontra dificuldade em se misturar com a liga AA2024,

resultando assim numa má mistura entre eles e conseqüentemente na formação de defeitos.

Para a junta sobreposta, as propriedades da soldadura são influenciadas pela chapa posicionada no topo. Lee *et al*, [117], ao investigar a influência das propriedades das ligas AA6061 e AA5052, observaram, para os mesmos parâmetros de soldadura, a diminuição na qualidade da soldadura quando a liga tratável termicamente é posicionada no topo e no lado de avanço. Resultado similar foi observado por Costa *et al*, [118], para soldadura sobreposta em chapas muito finas (1mm).

Devaiah *et al*, [119], analisaram a influência nas propriedades mecânicas da localização dos materiais (AA5083-AA6061) em junta de topo. O resultado mostrou que soldaduras sem defeitos e com eficiência mecânica de 63% foi conseguida posicionando a liga AA5083-H321 no lado de avanço. Essa tendência foi observada para as três velocidades de rotação (560, 900 e 1800 rpm).

Tavares *et al*, [120] investigaram soldaduras em T dissimilares em que a liga AA6056-T4 era posicionado no *skin* e a liga AA7075-T6 no stringer. Os autores obtiveram soldaduras com excelente eficiência mecânica, mas, com base neste estudo, não foi possível concluir se a posição dos materiais teve influência nas propriedades das soldaduras.

Outro fator que é influenciado pela posição dos materiais é o binário desenvolvido pela ferramenta. Segundo Cavaliere *et al*, [114], regista-se elevado binário e forças nas chapas quando a liga mais resistente, AA2024, é posicionado no lado de avanço, não acontecendo o mesmo quando a liga AA6082 é posicionado no lado de avanço. Tendência contrária foi observada por Barbini *et al*, [121] em juntas de topo dissimilares entre AA2024 e AA7050. Mostrou que, quando a liga 7075 é localizado no lado de avanço menor quantidade de calor é adicionado ao processo, o que favorece numa melhor movimentação de material no *nugget* melhorando assim as propriedades mecânicas. Isto

acontece porque, uma menor taxa de calor adicionado permite mínimas alterações na microestrutura da soldadura, preservando assim as propriedades do metal base, o que, por sua vez, se reflete num aumento das propriedades mecânicas da soldadura.

Tabela 2.3 Trabalhos que analisam a influência da localização dos materiais em soldaduras dissimilares.

Autor	Ano	Esp. (mm)	Ligas	Junta	Lado de avanço	Observação
Cavaleire <i>et al</i> , [114]	2009	4	AA2024/ AA6082	Topo	AA2024	<i>Nugget</i> apresenta uma mistura caótico independente da posição do material. Binário e calor gerado depende de a liga mais resistente posicionado no LA bem como das propriedades mecânicas dos metais.
Tavares <i>et al</i> , [120]	2010	4 3	AA6065/ AA7075	T- Butt	...	Soldaduras sem defeitos. Eficiência mecânica de até 73%.
Dilip <i>et al</i> , [122]	2010	5	AA2219- T87/ AA5083- H321	Butt	AA2219	<i>Nugget</i> composto maioritariamente pela liga 2219 quando posicionado no LA. A mistura não é efetiva entre as ligas.
Acerra <i>et al</i> , [102]	2010	2,3 2,8	AA2024- T4 AA7075- T6	T-Lap	...	Posicionando 2024 no <i>skin</i> e 7075 no <i>Stringer</i> , houve redução da espessura e defeito túnel no lado de avanço.
Parka <i>et al</i> , [48]	2010	...	AA5052- H32 AA6061- T6	Topo	AA5052	O <i>nugget</i> é predominado pelo material do lado de avanço. Melhores mistura se dá quando AA5052 é posicionado na LA. Menor dureza na ZAT do lado de AA5052 independentemente da posição. Resistência elevada quando 5052 está no LA, mas a rotura ocorreu na ZAT, também do lado do AA5052.
Astarita <i>et al</i> , [23]	2012	3 6	AA2198- T3 AA6056	T-Lap	...	Formação de defeitos <i>kissing bond</i> no <i>nugget</i> e nas concordâncias. AA2198-T3 (<i>skin</i>) e AA6056 como <i>stringer</i> .
Devaiah <i>et al</i> , [119]	2016	5	AA5083- H321 AA6061- T6	Topo	AA5083	Melhores propriedades mecânicas quando AA5083 é localizado no LA.
Pabandi <i>et al</i> , [116]	2018	...	AA6061- T6 AA2024- T6	Topo	AA6061	Melhor mistura quando AA6061-T6 é posicionado no LA. Ao contrário há formação de defeitos. Eficiência mecânica na ordem de 83%.
Ahmad <i>et al</i> , [77]	2019	9,5 mm	AA5052- H32 AA6061- T651	Topo	AA6061	Melhores propriedades (microestruturais e mecânicas) são obtidas para 6061 posicionado no LA.

Os resultados acima mencionados sugerem que o fluxo de material na zona de mistura depende não só da posição dos materiais na geometria da junta, mas também das propriedades dos materiais. A maioria dos investigadores sugerem que para soldaduras dissimilares é preferível posicionar a liga mais resistente no lado de avanço, mas no que se refere ao material predominante na mistura as opiniões dividem-se.

Na Tabela 2.3, estão resumidos os estudos que analisaram a influência do posicionamento dos materiais na junta. Com base na tabela, é possível notar que poucos estudos estão disponíveis em *FSW* em juntas T dissimilares e nenhum estudo foi encontrado que analisa juntas T tridissimilares. Isso mostra a necessidade de mais estudos.

2.4.6. Defeitos de soldadura

A tecnologia *FSW* já conta com mais de duas décadas de investigação e mostrou ser boa alternativa na soldadura similar ou dissimilar de ligas de alumínio em comparação com os métodos convencionais. Mas mesmo assim, ainda se depara com desafios na obtenção de soldadura sem defeitos e com boas propriedades mecânicas, principalmente para ligas com propriedades muito diferentes ou geometrias de junta específicas. Um estudo de Fratini *et al*, [73] reporta dificuldades em eliminar defeitos formados nos raios de concordância de juntas T produzidas por *FSW* na liga AA6082-T6.

Um dos principais desafios no uso de *FSW* tem a ver com a seleção dos parâmetros de processo e do seu impacto nas propriedades da junta. Estes desafios ainda se tornam mais complexos em soldaduras dissimilares, por estas apresentarem uma zona de mistura com materiais de propriedades diferentes, o que muitas das vezes resulta numa mistura inadequada, favorecendo assim a formação de defeitos.

Os defeitos formados durante o processo podem variar de acordo com a geometria da junta. O defeito de “*hooking*” por exemplo, é característico de

juntas sobrepostas [123]. Os defeitos característicos em soldaduras *FSW* são os defeitos de túnel [47,124], as cavidades, as linhas de óxidos, o *kissing bond*, as rebarbas e a falta de penetração. Estes últimos defeitos são comuns à generalidade das geometrias de junta.

O defeito túnel não é mais do que uma cavidade alongada que aparece na zona do *nugget*, tendencialmente do lado do avanço. Deve-se a insuficiência de fluxo do material localizado no *nugget* e frequentemente próximo da zona termomecanicamente afetada, devido a gradientes elevados de temperatura e de propriedades mecânicas. A falta de interação entre os fluxos de material ou de materiais no *nugget* é responsável pelo fenómeno, conforme reportado por Jesus *et al*, [13]. Segundo Zhou *et al*, [12] a redução da velocidade de avanço, relativamente à de rotação, atenua o aparecimento e dimensões do defeito. Além disso, a dimensão do defeito túnel aumenta com aumento do ângulo de ataque. Para o mesmo ângulo de ataque este defeito também tende de aumentar com a diminuição da penetração do pino [13].

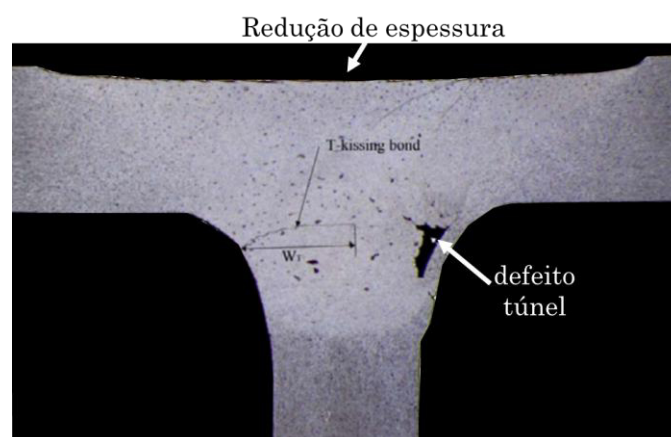


Figura 2.14 Macrografia do corte transversal da junta em *T-butt* mostrando os principais defeitos associados a juntas T [47].

O defeito de túnel afeta grandemente as propriedades mecânicas das juntas. Relativamente à resistência à fadiga, as soldaduras que apresentam defeito túnel podem apresentar uma redução até 42% [125].

Outro problema que também frequentemente se observa em juntas T é a redução de espessura do *skin*, pois o material é empurrado para baixo para

encher as concordâncias. Hou *et al*, [47], investigaram a formação e distribuição de defeitos, em três geometrias em T diferentes, na liga de alumínio AA6061-T4. Os resultados mostram que os defeitos de túnel também acompanham o fenômeno de redução de espessura, conforme mostrado na Figura 2.14. Os autores relacionam a formação de defeitos com a taxa de calor gerado e a velocidade de soldadura. Portanto, a eliminação do defeito túnel requer a quantidade de calor gerado adequada e um bom fluxo de material no *nugget*.

As cavidades e os vazios têm as mesmas causas dos defeitos de túnel. A Figura 2.15 ilustra uma cavidade, a qual tem origem na ineficiência do calor adicionado, e conseqüentemente uma mistura inadequada dos fluxos dos materiais. Os defeitos de cavidade e vazios surgem geralmente quando se aplica alta velocidade de avanço para uma determinada velocidade de rotação, pois isso faz com que a junta receba menos calor por unidade de comprimento [126]. O mesmo comportamento foi observado por Leonard *et al*, [127] quando investigou a formação de defeitos em ligas de alumínio. Os autores mostraram que a pouca pressão axial exercida pela ferramenta com o aumento da velocidade de soldadura contribui para o fenômeno.

A geometria do pino e a penetração da ferramenta são parâmetros que afetam a formação de defeitos. Quando o pino é curto em relação à espessura das chapas ocorre falta de penetração, defeito frequente em juntas de topo.

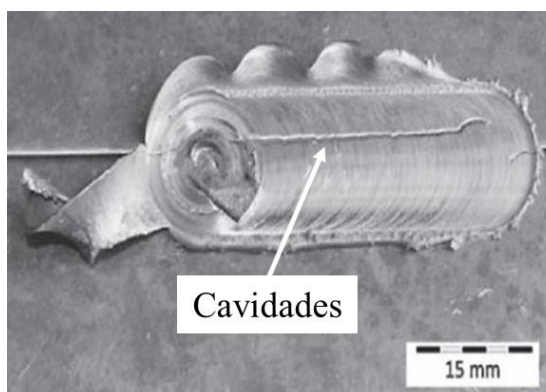


Figura 2.15 Defeito de cavidade obtida numa soldadura dissimilar entre a AA5083 e AA2017 [96].

As linhas de óxidos são defeitos que apenas pode ser observado depois de análise da microestrutura. As linhas de óxidos são formadas durante a soldadura, devido ao contacto do alumínio a alta temperatura com a atmosfera e, portanto, estão relacionadas com o modo como os fluxos de material ocorrem. Embora o material seja previamente limpo, a sua oxidação devido a exposição térmica antes da passagem da ferramenta é inevitável [47]. A eliminação dos óxidos superficiais das chapas imediatamente antes da soldadura não previne, portanto, o fenómeno. Apesar de parecer um defeito menos agressivo, ele afeta a resistência à fadiga da soldadura, constituindo região preferencial de propagação da fenda, conforme demonstrado por Hung *et al* e Krasnowski [69,128].

O defeito de *kissing bond* aparece normalmente no pé do cordão da interface original da junta e é causado por falta de interação entre diferentes fluxos no nugget, o leva à má ligação entre os materiais. Geralmente está presente no lado de avanço embora possa também aparecer no lado de recuo. A Figura 2.1 ilustra um defeito de falta de penetração ou “*kissing bond*”. Por vezes este defeito aparece na continuação de linhas de óxidos. Os defeitos de *kissing bond* são zonas preferenciais de rotura durante os ensaios de tração [12]. Este tipo de defeito influencia a resistência à fadiga, principalmente para defeitos com dimensão superior a 0,35 mm, sendo que abaixo disso, não tem influência significativa na resistência à fadiga [129,130]. Por outro lado, não afeta significativamente a resistência à tração [131]. A extensão deste defeito agrava-se com a velocidade de avanço da ferramenta, enquanto o aumento da velocidade de rotação faz com que o defeito diminua a sua extensão [12].

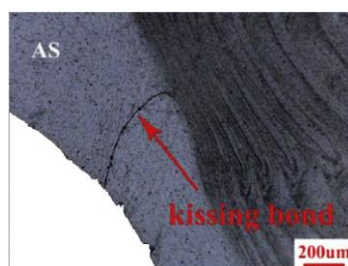


Figura 2.16 Figura 2.1 Defeito de falta de penetração (*kissing bond*) junto à concordância no lado de avanço [12].

Outro defeito característico de junta T e não só, é a formação de rebarba, que é caracterizada pelo escape do material debaixo da base devido ao amaciamento excessivo do material ou ao excesso da força axial, o que leva à geração de alta taxa de calor. Um dos métodos de se tentar evitar este tipo de defeitos é diminuir a velocidade de rotação/força axial na medida que se mantém constante a velocidade de avanço. A Figura 2.17 ilustra o exemplo de rebarbas que podem sair, quer no lado de avanço ou no lado de recuo. Normalmente este tipo de defeito não afeta muito as propriedades mecânicas, por ser meramente superficial.

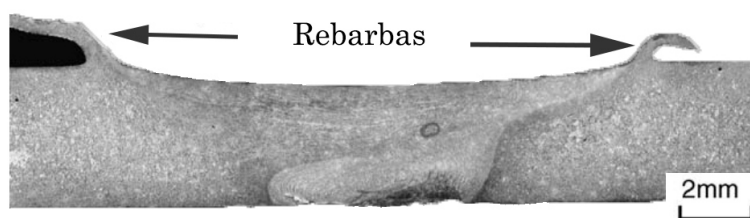


Figura 2.17 Defeito de rebarba numa soldadura dissimilar por *FSW* [132].

2.4.7. Fluxo de material

O fluxo de material na soldadura *FSW* é bastante complexo, dependendo da geometria da ferramenta, dos parâmetros do processo e do tipo de material a ser soldado, sendo em primeira análise responsável pela formação de defeitos. Daí surge a importância de compreender bem as características do fluxo de material, para melhor conceber ou escolher a geometria da ferramenta e obter soldaduras de alta eficiência.

O fluxo de materiais no *nugget* determina o seu grau de mistura, o que afeta a formação de defeitos, mas também a formação das microestruturas e o comportamento mecânico da soldadura. Isto levou a inúmeras investigações sobre o comportamento do fluxo de material usando diversos métodos. Por exemplo, Shah *et al*, [133] analisaram o fluxo de material na zona do *nugget*

com base na alteração da chapa marcador (alumínio) colocada na interface na junta topo antes da soldadura. Este método tem sido muito utilizado na análise de fluxo de material por ser um método eficaz e simples [45,134,135].

Colligan [45] utilizou esferas de aço posicionadas em diversas zonas iniciais e analisou a sua distribuição na matriz após a passagem da ferramenta. Observou que o material na zona superior da peça é movido para as zonas mais profundas da soldadura, enquanto o material das zonas intermédias é levado para cima. O material das zonas superiores e no caminho do pino é afetado diretamente pela rosca, que o leva a afundar-se mais. Colligan verificou, ainda, que a altura a que este material será depositado depende da liga a ser soldada.

A mesma técnica foi usada por Reynolds *et al*, [136] mas desta feita foi usada uma folha de alumínio de série diferente da liga AA2195. A primeira observação é que, na região próximo da base da ferramenta, o material na sua maioria era arrastado e depositado no lado de avanço, e na parte inferior da soldadura o material é arrastado e depositado no lado de recuo. O segundo aspeto observado, é que o avanço da ferramenta deixa um vazio de material na sua retaguarda para o qual o material do lado de recuo é imediatamente extrudido. Este processo de deposição dá origem à estrutura em casca de cebola que se pode observar após a soldadura. O espaçamento entre cascas é equivalente ao avanço da ferramenta por rotação.

Outro método confiável de análise do fluxo de material, consiste na soldadura de materiais dissimilares em que a diferença nos elementos de liga, fornece um contraste depois do ataque químico, o que facilita na observação no fluxo do material. Silva *et al*, [137], estudaram o fluxo de material em soldadura FSW em juntas dissimilares (AA2024-T3 – AA7075-T6) usando a técnica *Stop Action*. Este método consiste em interromper o processo de forma súbita com a ferramenta ainda inserida no material, de modo a analisar o seu fluxo. Quanto ao fluxo de material, verificou-se a existência de uma fronteira em forma de S entre os dois materiais, tornando o *nugget* mais definido e identificável. Junto às superfícies observaram que os materiais permanecem

sem se misturar. No entanto, a partir de uma profundidade intermédia verifica-se a existência de um fluxo lamelar característico de ferramenta roscadas, que resulta em bandas de material não misturado.

No estudo do fluxo de material para junta T, observou-se que o mecanismo do fluxo de material para esta geometria de junta é bastante diferente, pelo que os parâmetros otimizados em junta de topo não podem ser aplicados assim diretamente. Na junta topo-a-topo, a interface de união é vertical, enquanto na junta *T-lap* a linha de interface entre as chapas é horizontal, posicionada debaixo da chapa superior, e na junta *T-butt* tem-se duas superfícies de interface de ligação na vertical. Na junta *T-lap*, para se obter soldadura sem defeito, é necessário grande volume de fluxo de material movido na direção vertical e que uma maior taxa de calor seja adicionada ao processo, porque a linha de interface das duas chapas está afastada da fonte de calor, conforme ilustra a Figura 2.18(a). O mesmo já não acontece em junta de topo, Figura 2.18(b).

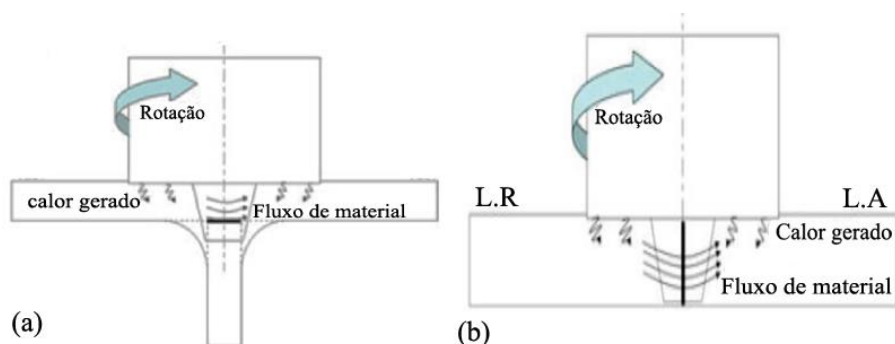


Figura 2.18 Calor gerado e fluxo de material na junta: (a) *T-lap*; (b) topo a topo [138].

Na junta *T-lap* outro fator que pode condicionar a produção da soldadura sem defeitos é a espessura da chapa horizontal. Segundo Martinez *et al*, [98] a diferença de temperatura entre o topo e a parte inferior da soldadura pode ser de 148 °C. Conforme já referido, menor calor adicionado ao processo maior é a probabilidade de formação de defeitos.

Outros estudos do fluxo de material em FSW usam a análise em modelação computacional [139,140] e ainda outros usam a combinação de vários métodos [137].

2.5. Caraterização microestrutural

Muitos estudos já foram desenvolvidos sobre a caraterização da microestrutura da zona soldada por *FSW* nas últimas duas décadas [141,142]. Na Figura 2.19 está ilustrada uma secção transversal de uma soldadura dissimilar produzida por *FSW* em junta T, nas ligas AA6056-T4 e AA7178-T6, indicando as principais regiões microestruturais. Na imagem o ponto (A) indica o material base (MB) da liga AA6056-T4, o (B) o MB da liga AA7071-T6 no *stringer*, o (C) a zona de transição entre a ZATM e a zona de mistura do lado de avanço, o (D) a zona de mistura ou *nugget*, (E) corresponde a ZATM do lado de recuo, o (F) indica a zona de transição entre a zona de mistura e a ZATM do cutelo (*stringer*) e por fim o ponto (G) a zona afetada termicamente (ZAT) no lado de recuo [41].

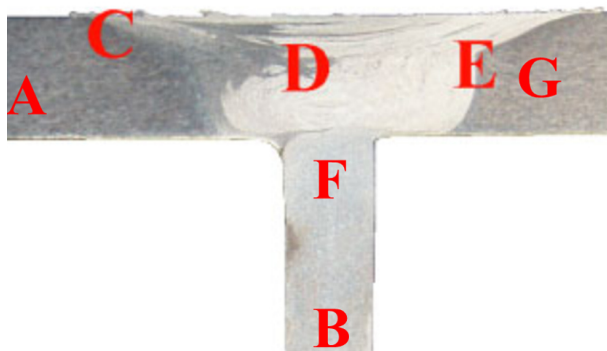


Figura 2.19 Secção transversal de uma junta T dissimilar por *FSW* entre as ligas AA6056-T4 e AA7178-T6 [41].

- (A) – material base (MB) – zona que contém o material que não foi afetado durante a soldadura, em virtude da distância ao centro da soldadura;

- (C) – Zona Afetada Termomecanicamente (ZATM) – região de transição entre o metal não deformado e a região central deformada plasticamente; ocorre deformação plástica, embora em grau e temperatura insuficiente para que a recristalização ocorra. Em geral, ocorre restauração da microestrutura. Esta zona é muito influenciada pelo calor gerado.
- (D) – *Nugget* – zona da soldadura, também conhecida como zona de mistura, é a região onde ocorre um grau elevado de deformação plástica. O aquecimento é suficiente para ocorrer recristalização dinâmica, resultando numa mistura composta por pequenos grãos recristalizados e equiaxiais. O tamanho e a forma desta zona dependem dos parâmetros do processo, bem como das propriedades do material base e geometria da ferramenta usada. Ao redor do *nugget* encontra-se a zona afetada termomecanicamente (ZATM);
- (G) – Zona Afetada Termicamente (ZAT) – uma zona caracterizada por não haver fluxo de material, mas estar a uma temperatura superior à do material base embora ainda relativamente baixa quando comparada com a zona de mistura (*nugget*).

A extensão destas regiões depende não só do material base, mas também da combinação dos diferentes parâmetros de processo e da geometria da ferramenta. As referidas zonas apresentam propriedades metalúrgicas diferentes e jogam um papel importante na eficiência da soldadura e no comportamento à fadiga [143].

Etter *et al*, [143], na soldadura de ligas AA5251-H14 e AA5251-O, verificaram na liga AA5251-H14 uma redução na dureza na ZAT face ao material base. Os mesmos autores concluíram que a principal diferença nas duas ligas (laminado a frio e recozido) está no fato de haver recristalização estática, que ocorre apenas na zona afetada termicamente na liga AA5251-H14.

Sato *et al*, [144], em soldaduras na liga AA6063, notaram que o tamanho do grão no *nugget* era refinado e com formato equiaxial, com aproximadamente metade do tamanho do grão do material base, enquanto na ZATM o grão estava deformado mecanicamente. Oertelt *et al*, [145] analisou as características de crescimento dos grãos e sua estabilização na zona de recristalização dinâmica de soldaduras na liga AA2195. Verificaram que esta zona continha grãos com deslocamentos e grãos praticamente sem deslocamentos.

Rodriguez *et al*, [146] estudaram o efeito do calor adicionado nas ligas de alumínio AA5083, variando os parâmetros velocidade de rotação e velocidade de avanço. Observaram que ao aumentar a energia adicionada, através do aumento da velocidade de rotação para mesma velocidade de avanço da ferramenta, obteve-se um aumento no tamanho de grão no “*nugget*”.

Zhao *et al*, [147] reportam que o calor adicionado em juntas T não é uniforme, visto que, a base da ferramenta é a responsável pela geração da maior parte do calor. Por isso, verifica-se um crescimento de grão menos significativo no *stringer* do que no *skin*. Os mesmos autores afirmam que na região dos raios de concordância ocorre um refinamento do grão.

De um modo geral, o calor adicionado durante a soldadura promove a variação no tamanho de grão, de acordo com os parâmetros de soldadura. O refinamento do grão nas ligas tratáveis termicamente está associado ao melhoramento das propriedades mecânicas da soldadura. Apesar desta evolução no entendimento da microestrutura, os detalhes da evolução microestrutural em condições termomecânicas severas, impostas durante o processo, ainda não estão completamente estabelecidos.

2.6 Comportamento mecânico de soldaduras

A literatura estabelece que os parâmetros do processo e a geometria da ferramenta tem uma influência significativa no padrão do fluxo de material e na distribuição da temperatura, que por sua vez afetam as propriedades mecânicas das ligas de alumínio. Também, é muito reportado na literatura de que a rotura de juntas obtidas por *FSW* ocorre frequentemente na ZAT por corresponder a zona de menor resistência mecânica em ligas endurecidas por precipitação.

Além dos parâmetros, segundo Cui *et al.*, [70], a geometria da junta também afeta as características da soldadura. As juntas T são mais complexas de se examinar em relação a juntas de topo. Relativamente ao tipo de junta, observou-se que a melhor eficiência mecânica pode ser obtida para junta *T-lap*, com cerca de 80% em relação à junta *T-butt*, com 50%.

Sundaram e Murugan [148], analisaram o comportamento mecânico de juntas dissimilares (AA2024-T6 e AA5083-H321), produzidas usando cinco ferramentas diferentes. Os autores observaram que, soldaduras fabricadas usando a ferramenta cônica hexagonal apresentaram melhor comportamento à tração, enquanto as soldaduras produzidas com pino cilíndrico liso apresentaram menor eficiência mecânica, independentemente dos parâmetros do processo. O aumento da velocidade de rotação resultou na diminuição da resistência à tração e no alongamento, e, por outro lado, o alongamento cresce com a velocidade de avanço. Relativamente à força axial aplicada à ferramenta, verificou-se que quando este parâmetro aumenta a resistência à tração e o alongamento também aumentam.

Tavares *et al.*, [120], em soldaduras nas ligas AA6065-T4 e AA7075-T6, indicam que soldaduras similares apresentam melhor eficiência mecânica em relação a soldaduras dissimilares. Referiram também que não foram observadas diferenças significativas entre as soldaduras de topo e as soldaduras *T-butt*. Já no caso de Buffa *et al.*, [139] referem que o

comportamento da soldadura varia com o tipo de tratamento do material base usado. No caso da soldadura das ligas de alumínio da série 5xxx, se a liga estiver no estado recozido, o material, encrua aumentando a dureza e a resistência na soldadura. Nas ligas da série 6xxx com tratamento T6, por exemplo, a dureza e a resistência diminuem por causa da dissolução dos precipitados endurecedores.

Arora *et al*, [149] demonstraram, usando um modelo numérico de transferência de calor e fluxo de material, que a melhor resistência mecânica da soldadura é conseguida com um diâmetro otimizado da base da ferramenta.

A ruína à fadiga é uma das principais causas de falhas em sistemas mecânicos o que faz dele um tópico com grande relevância. Fratura por fadiga acontece depois da nucleação de fendas, que após se propagarem causam a rotura. O processo pode então, ser caracterizado em quatro fases, começando pela nucleação da fenda, seguido do crescimento microscópico e propagação desta mesma, finalizando na rotura final, que geralmente é catastrófica. A nucleação da fenda dá-se, normalmente, em zonas que contenham defeitos internos ou concentrações de tensões devidas a defeitos geométricos. Se o defeito for inexistente ou não possuir um tamanho que permite a iniciação da fenda, esta terá início na superfície da peça, na zona onde a tensão é máxima. Assim, para evitar e prevenir este modo de ruína, deve-se evitar a nucleação.

No que se refere ao comportamento à fadiga das soldaduras por *FSW*, foram identificados muitos fatores como responsáveis pela redução da resistência à fadiga de juntas soldadas em relação ao MB. Entre eles inclui os parâmetros do processo [150], a formação de defeitos [128,130,151,152], as estrias de rotação da ferramenta [153] e, as alterações microestruturais impostas [154–157].

Jesus *et al*, [158], verificaram em soldaduras T similares nas ligas AA 5083-H111 e AA 6082-T6, pelos processos MIG e FSW, que a resistência à fadiga das soldaduras obtidas por FSW é maior do que a obtida pelo método MIG.

Erbsloh *et al*, [159] constataram, em juntas T na liga AA6013-T4, que há formação de defeitos, como linhas de óxidos e fendas junto ao raio de concordância entre o *stringer* e o *skin*, os quais mostraram ser zonas preferenciais de iniciação da fenda de fadiga.

James *et al*, [153] determinaram a influência da velocidade de avanço na formação de defeitos e forma como os tipos de defeitos afetam o comportamento à fadiga de juntas de topo similares usando a liga AA5083-H32. Os autores reportam que defeitos como kissing bond não estão diretamente ligados com a iniciação da fenda, mas podem afetar o comportamento a fadiga.

De maneira geral, os estudos que analisam o comportamento mecânico de soldaduras similares e dissimilares por *FSW* não pára de crescer. Todavia, há falta de informação relacionada com juntas T dissimilares e tridissimilares.

2.7. Efeito dos parâmetros no binário de soldadura

A literatura refere que a maioria das características das soldaduras por *FSW* são determinadas pelo processo termomecânico, que influencia a geração de calor, o fluxo de material e o tamanho do grão na soldadura [160]. Conforme já referido, o efeito dos parâmetros do processo são cruciais para produção de soldaduras sem defeitos. A velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, a geometria do pino e da base, o ângulo de ataque e a penetração do pino, bem como as propriedades dos materiais são identificados como principais parâmetros do processo. A otimização destes parâmetros tem sido extensivamente estudada por meio da análise microestrutural e de propriedades mecânicas em soldaduras similares e dissimilares.

Recentemente, a força axial e o binário também têm sido usados como parâmetros de controlo do processo e da qualidade das soldaduras [161], devido a forte relação com o calor gerado durante o processo.

Yan *et al*, [82] reportam que o binário de soldadura aumenta com o aumento da velocidade de avanço, mas para velocidades intermédias o aumento não é tão significativo. Estes autores ainda relacionaram a evolução do binário com o tamanho do grão e os picos de temperatura nas soldaduras; referem que baixos valores de binário estão associados elevadas temperaturas e tamanhos de grãos no *nugget*. Arora *et al*, [162] explicam que a diminuição do binário com a diminuição da velocidade de avanço para mesma velocidade de rotação, pode ser atribuída ao menor volume de material deformado para cada rotação da ferramenta. Assim, o calor é gerado para menor volume de material e isso, por sua vez, faz com que a temperatura aumente.

Segundo Zimmer *et al*, [163], o aumento da velocidade de rotação diminui o binário e a força axial desenvolvida, devido à alta taxa de geração de calor na zona de mistura, promovendo o amaciamento do material. Leitão *et al*, [164], reportam que para além força axial, velocidade de avanço e de rotação, as propriedades e espessuras dos materiais são fatores preponderantes nos valores do binário, devido à sua influência no calor gerado, na distribuição do calor e no fluxo de material.

A dificuldade na medição do binário durante a soldadura é devido à combinação dos movimentos rotativo e linear da ferramenta e a deformação do material em volta da ferramenta. Por este motivo, Mehta *et al*, [165] utilizaram um método diferente para determinar o binário. Eles determinaram os valores da força longitudinal (F_x) e binário, por meio da medição da corrente e potência transiente do motor elétrico trifásico que induz o movimento rotativo e linear da ferramenta. Os parâmetros elétricos determinados previamente são substituídos nas equações 1 e 2 para determinar o binário (B) e força longitudinal (F_x), respetivamente.

$$B(Nm) = \frac{30P_8}{\pi \times w_4} \quad \text{Equação 1}$$

$$F_x(N) = \frac{P_9}{v_1} \quad \text{Equação 2}$$

Onde P_8 corresponde à potência na saída do rotor em watt; w_4 indica a velocidade de rotação do pino em rpm; P_9 corresponde à potência de alimentação em watt, e v_1 indica a velocidade de avanço em mm/min. Os cálculos intermédios podem ser consultados em Mehta *et al*, [165]. Os autores Melendez *et al*, [160], também sugerem uma equação que pode ser usada para estimar o binário na ausência de equipamentos de medição direta, quando são conhecidos os valores de potência (P) do motor elétrico e da velocidade de rotação (w).

$$B(Nm) = \frac{P}{2\pi w}$$

Equação 3

A evolução da força axial, binário e a distribuição de temperatura, são influenciadas pelos parâmetros de soldadura e parâmetros geométricos. A velocidade de rotação da ferramenta afeta a quantidade de calor gerado por unidade de tempo e a mistura do material deformado [166]. A velocidade de avanço controla a energia específica adicionada durante o processo. Para alta velocidade de avanço atingem-se picos de temperaturas baixos e altos valores de binário no que podem resultar defeitos internos, embora se consiga alta produtividade. Por outro lado, altas velocidades de rotação aumentam a temperatura do processo, diminuindo o binário requerido, podendo resultar em defeitos de superfície, geralmente no lado de avanço no limite do *nugget* [167].

A Figura 2.20, ilustra a influência da velocidade de avanço e de rotação no binário desenvolvido durante o processo. É bem claro que para mesma velocidade de avanço, o binário diminui significativamente com aumento da velocidade de rotação da ferramenta. Isso acontece porque a velocidade de soldadura influencia pouco o calor gerado a volta do pino em comparação com a velocidade de rotação [162].

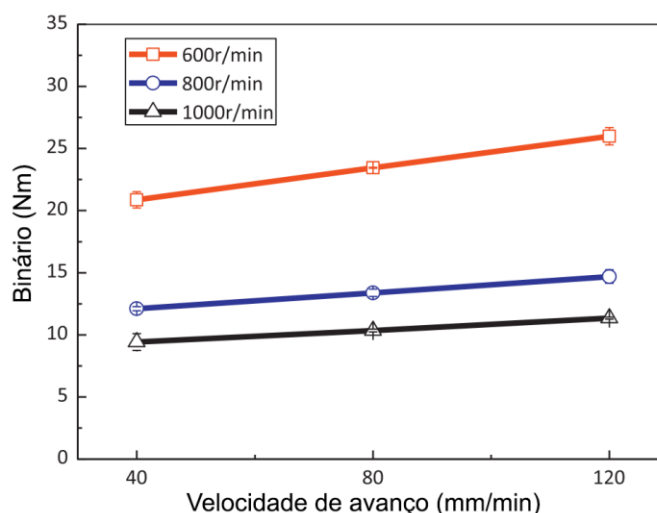


Figura 2.20 Variação do binário com a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, adaptado de Su *et al*, [161].

O efeito do diâmetro da base da ferramenta na evolução do binário foi analisado por Mehta *et al*, [165] em soldaduras similares, na liga AA2524-T351. Estes autores referem que o aumento do diâmetro da base aumenta o valor do binário para mesma velocidade de rotação. Resultados semelhante também são reportados por outros autores [105,168]. Os mesmos autores referem que o pino cônico roscado requer menos força e binário, mas por sua vez gera temperaturas mais altas que o cilíndrico.

Arora *et al*, [97], concluíram que o binário é dependente da quantidade de material misturado pela ferramenta, e que quanto maior for o diâmetro da base maior é o binário registado, devido a maior área de contacto entre a base e a superfície das chapas. . Melendez *et al*, [160] também chegaram conclusões semelhantes nas soldaduras similares das séries AA6061 e AA2524.

A modelação dos requisitos de binário em soldaduras homogêneas em AA2524 foi realizada através da resolução das equações de conservação de massa, momento e energia, apresentando resultados satisfatórias para uma vasta gama de velocidades de rotação e de avanço [162]. Recentemente têm sido desenvolvidos modelos de elementos finitos que, levando em consideração os parâmetros do processo, as características da ferramenta e as propriedades do material, procuram prever o fluxo de material, a formação de defeitos e a

microestrutura das soldaduras [169,170]. As previsões de força axial, binário e distribuição da temperatura na soldadura são frequentemente usadas para fazer a verificação de modelos finitos [171].

De uma forma geral, da análise dos estudos aqui apresentados, quer nas juntas similares ou dissimilares das ligas de alumínio, pode concluir-se que os valores da força axial, binário e a distribuição da temperatura durante o processo são muito influenciados pelos parâmetros de soldadura e da geometria da ferramenta.

Contudo, a maior parte dos estudos aqui apresentados, são focalizados em soldaduras similares em juntas de topo, mas nenhum estudo foi publicado visando o estudo da evolução do binário de juntas T dissimilares e tridissimilares em ligas de alumínio.

2.8. Conclusões sobre estado de arte

Com base na revisão bibliográfica apresentada é evidente o potencial da tecnologia FSW na soldadura de ligas de alumínio. O processo continua, contudo, a ser objeto de estudo, desenvolvimento e melhoria na soldadura destas ligas. Apesar de haver muita pesquisa em FSW, ainda existe necessidade considerável de examinar melhor o efeito das propriedades mecânicas dos materiais na qualidade das soldaduras, principalmente em geometrias de junta complexas, como as juntas T. Por outro lado, o conhecimento do efeito da geometria da ferramenta na morfologia e propriedades mecânicas em juntas T dissimilares é ainda muito reduzido.

Por fim, embora exista pesquisa sobre FSW entre três materiais diferentes [172–175], a literatura sobre soldabilidade e caracterização destas juntas, com foco na influência da posição e das propriedades dos materiais é

inexistente. Os poucos trabalhos existentes são focados na caracterização microestrutural de juntas sobrepostas.

3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Neste capítulo são descritos os materiais e os métodos empregues na produção das soldaduras, desde o fabrico das ferramentas, preparação das soldaduras, a definição dos parâmetros de processo. Na parte final do capítulo abordam-se essencialmente os métodos laboratoriais usados para a caracterização da microestrutura e de comportamento mecânico das soldaduras.

O conjunto dos parâmetros do processo usados na tese foram definidos com base em trabalhos anteriores, desenvolvidos no Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da Universidade de Coimbra [176,177]. Alguns destes parâmetros foram melhorados ao longo do desenvolvimento da tese usando o processo de tentativa e erro.

As soldaduras foram realizadas no DEM em controlo de posição, exceto as que requeriam medição do binário, que foram produzidas no Instituto Superior Técnico. A análise da microestrutura foi efetuada para todas as séries de soldaduras produzidas, enquanto que os ensaios mecânicos (dureza, tração e de fadiga) foram realizados nas séries de soldadura sem defeitos. A análise EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) foi empregue apenas para soldaduras entre três ligas diferentes, e realizada no Centro de Engenharia dos Materiais da Universidade do Porto - CEMUP. As análises SEM e EDS (*Energy Dispersive x-ray Spectroscopy*) foram todas efetuadas no Instituto Pedro Nunes. Todos os outros ensaios mecânicos e análise de microestrutura tiveram lugar nos laboratórios do DEM.

3.1. Material base

Foram utilizadas três ligas de alumínio em forma de chapa, com 3 mm de espessura. Duas ligas são tratáveis termicamente (AA2017-T4 e AA6082-T6) e uma liga não tratável termicamente (AA5083-H111). Estas ligas de alumínio foram escolhidas por serem usadas na indústria naval. A composição química e as propriedades mecânicas destas ligas estão resumidas na Tabela 3.1 e Tabela 3.2, respetivamente.

Os resultados apresentados nas tabelas foram determinados pelo autor. É de realçar que a liga AA2017-T4 apresenta resistência mecânica superior, seguida da liga AA6082-T6, de acordo o estado de tratamento que apresentam. A liga AA5083-H111 aparece com resistência de mecânica de 276 MPa, inferior às outras ligas.

Tabela 3.1 Composição química das ligas (% em massa).

Ligas	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Al
AA2017-T4	4,5	0,8	1,0	0,7	0,8	0,25	0,15	Restante
AA5083-H111	0,025	4,5	0,57	0,18	0,09	0,01	0,01	Restante
AA6082-T6	0,09	0,6	1,0	0,44	0,81	0,08	0,03	Restante

Tabela 3.2 Propriedades mecânicas das ligas em estudo.

Propriedades	AA2017-T4	AA5083-H111	AA6082-T6
Resistência à tração (MPa)	427	276	321
Tensão limite de elasticidade (MPa)	276	158	288
Alongamento até à rotura (%)	22	10,4	8,6
Dureza Vickers (HV_{0,2})	118	83,5	116

3.2. Preparação da configuração das juntas

Para realização do procedimento experimental, foi definida a produção de soldaduras de juntas T dissimilares, usando apenas dois materiais, e tridissimilares, usando chapas dos três materiais. Foram selecionados dois tipos de juntas: junta T sobreposta, que daqui em diante será designada por apenas *T-lap*, e juntas T de topo, com designação de *T-butt*. A escolha destes dois tipos de configurações de juntas T por serem representativas da maioria das aplicações práticas em estruturas que requerem rigidez e resistência.

Nas soldaduras dissimilares *T-lap*, a estratégia usada para resolver a problemática de redução de espessura está ilustrada na Figura 3.1(a). A junta *T-lap* é composta por uma chapa horizontal (*skin*) e uma chapa vertical (*stringer*). Sobreposto ao *skin* coloca-se outra chapa com 1 milímetro de espessura, do mesmo material da chapa horizontal. O objetivo da chapa fina sobreposta é proporcionar material necessário para os espaços vazios dos raios de concordância, entre as chapas e as matrizes de fixação. As matrizes têm raio de concordância igual à espessura das chapas (3 mm), favorecendo a formação de filetes. Após soldadura, o excesso de material sobre o *skin* é removido por processo de maquinagem, obtendo assim o *skin* com 3 milímetros de espessura, sem redução de espessura.

A junta *T-butt*, apresentada na Figura 3.1(b), é composta por três peças, duas chapas na horizontal e uma chapa na vertical. Os *skins* são colocados lateralmente ao *stringer*. O *stringer* é saliente 1,4 milímetros acima dos *skins*, de modo a o excesso de material ser extrudido para as zonas dos raios de concordância, evitando a redução de espessura do *skin* e reduzindo a concentração de tensões.

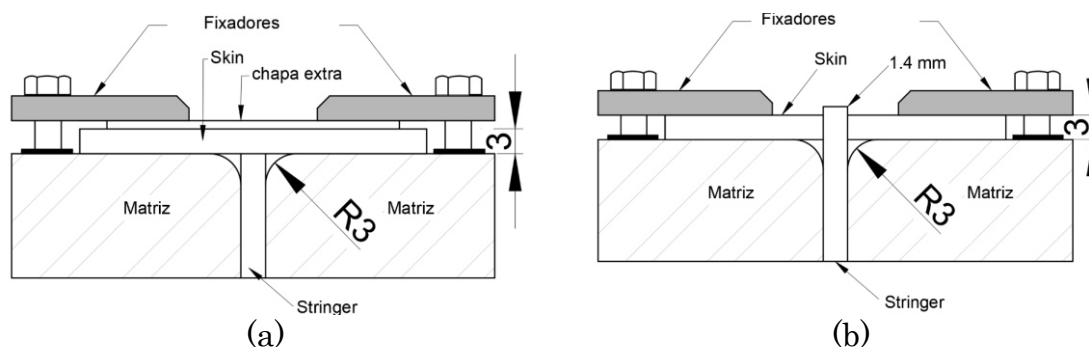


Figura 3.1 Esquema de configuração das juntas: (a) *T-lap* e (b) *T-butt*.

3.3. Geometria das ferramentas

Um dos parâmetros mais importante em FSW é a geometria da ferramenta. Para analisar a influência da geometria do pino na morfologia e nas propriedades mecânicas, quatro ferramentas com pinos distintos foram utilizadas (Figura 3.2). Todas as ferramentas são de base côncava com 18 mm de diâmetro conforme sugerido por Arora *et al*, [149]. A base tem uma dupla função de adicionar calor ao material e confinar o material extrudido. Quanto maior for o ângulo de conicidade do pino, maior o fluxo vertical e mais uniforme será a deformação plástica na zona de soldadura [40,178]. Assim, selecionou-se um ângulo de concavidade de 5 graus face ao plano da chapa horizontal. Na generalidade, para soldaduras FSW, particularmente em juntas T, alguns autores utilizam ferramentas com pino cônico roscado e com base côncava [179,180].

As ferramentas das Figuras 3.2(a) e (b), em conjunto com as ferramentas progressivas, foram utilizadas para análise de binário e distribuição da temperatura. As ferramentas progressivas, Figura 3.2(c) e (d) são compostas por um pino com duas partes, sendo, uma cilíndrica e roscada e a ponta cônica roscada ou piramidal. Esta configuração da geometria das ferramentas foi projetada com base nos resultados anteriores de otimização das ferramentas não progressivas [176,181].

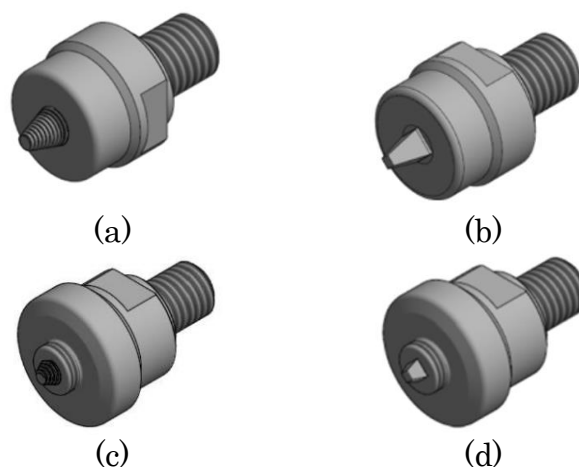


Figura 3.2 Geometria da ferramenta: (a) pino cônico roscado-R; (b) pino cônico piramidal - P; (c) pino progressivo cônico roscado - PR; (d) pino progressivo piramidal - PP.

A ferramenta de pino piramidal, este foi desenhado com a altura de 5,8 mm a partir da base, a aresta de extremidade do pino é de 2,5 mm e com ângulo de inclinação de $16,8^\circ$. Para a ferramenta de pino cônico roscado foram utilizados os seguintes parâmetros: rosca à esquerda com passo de 0,6 mm e com uma profundidade de 0,32 mm, e com ângulo de conicidade igualmente de $16,8^\circ$.

A parte cilíndrica roscada é igual para ambas ferramentas progressivas, com 9 mm de diâmetro e passo de 1 mm. Quanto ao comprimento dos pinos, admitiu-se que, quanto mais próximo das zonas dos raios de concordância este se encontrar durante o processo melhor será o fluxo do material nessa zona, e menor será a tendência de aí formar defeitos. Os pinos para juntas *T-lap* são ligeiramente maiores em comprimento (6,2 mm) em comparação com os pinos usados para juntas *T-butt* (5,2 mm), pelo fato de a junta *T-lap* ter uma chapa de um milímetro sobreposta ao *skin*.

As geometrias das ferramentas com todas as informações podem ser consultadas nos Apêndices A1 a A4. As ferramentas foram fabricadas em aço para ferramentas de trabalho a quente H13, temperado e revenido de modo a obter uma dureza superficial de 50HRC.

3.4. Realização das soldaduras

As soldaduras dissimilares e tridissimilares em juntas T foram produzidas por FSW usando três chapas de ligas de alumínio (AA2017, AA5083 e AA6082) de 3 mm de espessura. Para a realização das soldaduras dissimilares na configuração *T-lap*, as chapas foram cortadas em placas de 330x160x3 mm, 330x33x3 mm e chapas de 1 mm em placas de 100x330x1 mm. Para realização das soldaduras dissimilares na configuração *T-butt* as chapas foram cortadas em placas de 330x80x3 mm para chapas de *skin* e 330x37,4x3 mm para chapa do *stringer*.

Recorreu-se a uma fresadora *Cincinnati Milacron 207MK*, que opera em condições de controlo de posição para produzir as soldaduras. O afundamento do pino nas chapas é medido em milímetros. O ponto de referência para as penetrações é considerado a partir do momento em que a ferramenta toque a superfície da chapa superior. Para soldaduras em que foi analisado o binário foi utilizada a máquina de soldadura por FSW ESAB legio FSW 3UL contendo um componente dinamométrico para medir a força e o binário.

Na produção das soldaduras *FSW* é necessária uma mesa de suporte que garante a fixação das chapas de alumínio durante o processo. Para formar o raio de concordância nos cantos da junta conforme previsto, utilizaram-se matrizes com raio de concordância de 3 mm. As placas de alumínio são limpas com lixa de granulometria 300 e lavadas com álcool, imediatamente antes da soldadura, para remoção de impureza e óxidos da superfície nas superfícies de soldadura. O sistema de fixação das chapas permite que durante a soldadura, as chapas não se desloquem ou empenem. O esquema de montagem está ilustrado na Figura 3.3.

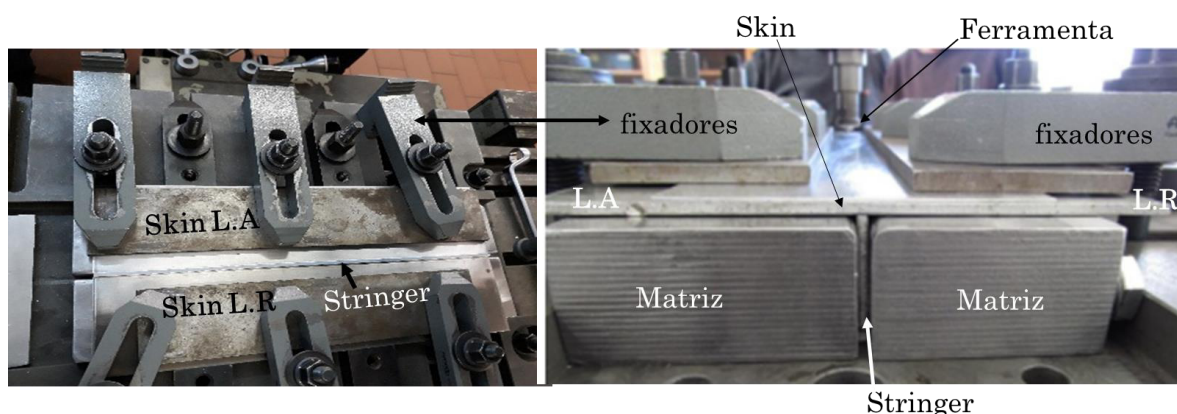


Figura 3.3 Sistema de fixação das chapas.

Após a correta fixação das peças, a ferramenta é fixada na “arvore” da máquina rodando a cabeça para a inclinação de 3° na direção de avanço. Aproxima-se a ferramenta das superfícies das chapas, seleciona-se a velocidade de avanço da ferramenta, define-se o zero da ferramenta na chapa superior e aciona-se a fresadora à velocidade de rotação desejada.

Estabelecidas as condições de soldadura, a ferramenta é pressionada sobre as chapas a soldar e por efeito do calor gerado por atrito, penetra nestas até a profundidade desejada. Após o tempo de estabilização de sete segundos, aciona-se o avanço automático da mesa de trabalho, fazendo a ferramenta avançar sobre a junta, criando uma linha de soldadura.

Nas Tabelas 3.3 a 3.5 estão apresentados as condições de soldadura e os parâmetros de processo usados nesta investigação. Utilizou-se como critérios da seleção dos parâmetros a experiência de projetos anteriores, desenvolvidos no DEM, conjugados com ensaios preliminares desta investigação. Todas as soldaduras foram produzidas com ângulo de ataque de 3° . Os principais parâmetros considerados foram as geometrias da junta e das ferramentas, as velocidades de rotação e de avanço, e por fim a penetração da ferramenta. Para todas as séries, a influência das propriedades dos materiais foi analisada, alternando a localização da liga entre *skin* e *stringer*, para soldaduras dissimilares, e entre *skin* lado de avanço e lado de recuo, para as soldaduras tridissimilares. Para cada combinação dos materiais base a velocidade de rotação ou de avanço e penetração da ferramenta foi variada.

Três séries de soldaduras foram realizadas e classificadas em função da geometria da junta. Na série 1, foram produzidas soldaduras dissimilares na junta *T-lap* usando apenas ferramentas com pino progressivo, para diferentes parâmetros de soldadura, conforme a Tabela 3.3.

Na série 2, incluíram-se as soldaduras dissimilares produzidas em junta *T-butt*, usando ferramentas com pino progressivo, para diversos parâmetros de soldadura, conforme a Tabela 3.4.

Por fim, foram produzidas as soldaduras do terceiro conjunto, que incluiu soldaduras tridissimilares em junta *T-butt*, usando apenas a ferramenta progressiva cônica roscada para diferentes velocidades de avanço. Este estudo fez-se a análise da influência da velocidade de avanço e das propriedades dos materiais na morfologia e nas propriedades mecânicas das soldaduras.

Um código de identificação das soldaduras foi criado para manter consistente a referência das mesmas. No caso das soldaduras dissimilares foi usado o seguinte padrão XXXX-XX-XXX. Para exemplificar, tomou-se como referência a soldadura dissimilar com seguinte código “DLPP-65-116” listado na Tabela 3.3. A letra D identifica as soldaduras dissimilares. A letra seguinte refere-se à configuração da junta (L: *T-lap*; B: *T-butt*). As letras seguintes indicam o tipo de ferramenta utilizada (P: Piramidal; R: cônica roscada; PP: Progressiva Piramidal; PR: Progressiva roscada). Os dois algarismos intermédios referem-se ao posicionamento dos materiais na junta: (65: liga 6082 localizada no *skin* e a liga 5083 localizada no *stringer* e vice-versa). Os últimos dígitos caracterizam as velocidades de rotação e de avanço das soldaduras: (11: 1140 rpm e 6: 60 mm/min) para o exemplo referido.

No caso de soldaduras tridissimilares, como a velocidade de rotação e o tipo de ferramenta se manteve constante, foi criado um código numérico mais simples, com base na posição das ligas na junta e na velocidade de avanço. Por exemplo, a soldadura 562-30 da Tabela 3.5, o dígito 5, significa que, a liga AA5083 como *skin* foi localizada no lado de avanço; o número 6 indica que o

stringer é a liga AA6082 e o 2 refere que a liga AA2017, está localizada no *skin* do lado de recuo. Os últimos dígitos caracterizam as velocidades de avanço das soldaduras, neste caso, 30 mm/min. Informações adicionais sobre a interpretação do código de soldadura estão apresentadas no apêndice B

Foi ainda realizada em juntas *T-butt* outra série de soldaduras, em máquina de soldadura, para analisar a influência dos parâmetros de soldadura supracitados na força axial, binário e a distribuição de temperatura desenvolvidos na soldadura. Para o efeito foram utilizadas as quatro ferramentas indicadas na Figura 3.2. Os parâmetros analisados estão indicados no apêndice B. A designação das soldaduras segue a filosofia aplicada nas soldaduras tridissimilares. Além dos dígitos que indicam a posição dos materiais na junta, também foi adicionada a referência da ferramenta e o valor da penetração real. A legenda do código das soldaduras dessa série também está apresentada no apêndice B.

Todas as soldaduras foram inspecionadas visualmente e algumas por radiografia. As soldaduras com defeito não foram consideradas para ensaios mecânicos, mas foram consideradas para análise metalográfica e dureza.

Tabela 3.3 Parâmetros usados para soldaduras dissimilares na junta *T-lap*.

Combinação	Código da soldadura	Tipo de Ferramenta	w (rpm)	v (mm/min)	w/v (r/mm)	Penetração (mm)
65	DLPP-65-116	PP	1140	60	19	6,8
	DLPR-65-116	PR	1140	60	19	6,8
	DLPR-65-663	PR	660	30	22	6,8
56	DLPP-56-666	PP	660	60	11	7,0
	DLPP-56-503	PP	500	30	16,6	7,0
	DLPR-56-876	PR	870	60	14,5	6,8
	DLPR-56-506	PR	500	60	8,3	6,8
	DLPR-56-503	PR	500	30	16,6	6,8
66	SLPP-66-666	PP	660	60	11	6,8

Tabela 3.4 Parâmetros usados para soldadura dissimilares na junta *T-butt*.

Série	Código da soldadura	Tipo de Ferramenta	w (rpm)	v (mm/min)	w/v (r/mm)	Penetração (mm)
65	DBPP-65-663	PP	660	30	22	5,7
	DBPR-65-663	PR	660	30	22	5,6
56	DBPP-56-503	PP	500	30	16,6	5,7
	DBPR-56-503	PR	500	30	16,6	5,7
	DBPR-56-5012	PR	500	120	4,1	5,7
	DBPR-56-5016	PR	500	160	3,1	5,7
	DBPR-56-5022	PR	500	220	2,5	5,7

Tabela 3.5 Parâmetros usados para soldaduras tridissimilares *T-butt*.

Série	Código da soldadura	Tipo de Ferramenta	w (rpm)	v (mm/min)	(w/v) (r/mm)	Penetração (mm)
562	562-30		500	30	16,7	7,1
	562-60		500	60	8,3	7,1
	562-120	PR	500	120	4,2	7,1
	562-280		500	280	1,8	7,1
265	265-30		500	30	16,7	7,1
	265-60		500	60	8,3	7,1
	265-120	PR	500	120	4,2	7,1
	265-230		500	230	2,2	7,1

3.4. Medição de temperatura

A quantidade de calor gerado ao longo da soldadura tem um papel preponderante na formação de defeitos, na alteração das microestruturas e das propriedades mecânicas, em especial para ligas tratáveis termicamente [22]. No sentido de monitorizar o ciclo térmico para cada soldadura, foram usados termopares do tipo k, posicionados nos dois lados da linha de soldadura. A

fixação foi feita mediante pequenos orifícios de 0,75 mm de diâmetro e com profundidade de 2 mm a partir na superfície das chapas do *skin*, e encerrados por deformação plástica. Como sistema de aquisição dos dados utilizou-se o módulo *Data Translation DT9828*, com uma frequência de leitura da temperatura de 75 Hz e circuito de compensação de junta fria. A Figura 3.4 ilustra o esquema do posicionamento dos sensores e a distância entre eles. O distanciamento dos termopares ao centro da soldadura foi determinado em função do diâmetro da base da ferramenta, no sentido de que ao passar a ferramenta os sensores não sejam destruídos.

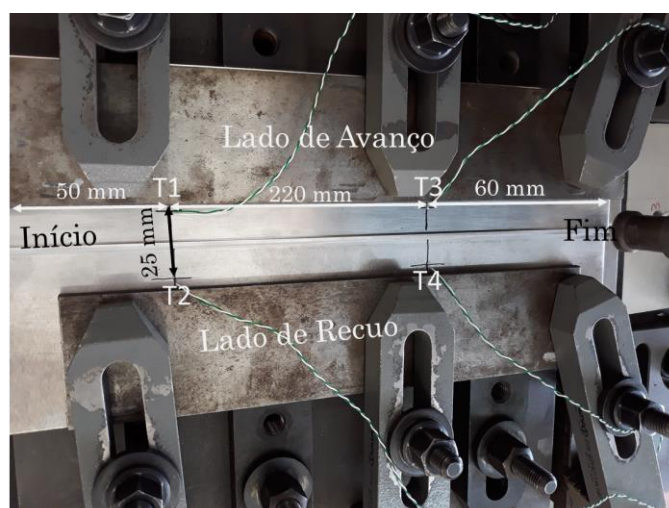


Figura 3.4 Posicionamento dos termopares nas chapas a soldar, com as respectivas distâncias entre si.

3.5. Técnicas laboratoriais

Os provetes foram cortados transversalmente à direção de soldadura para análise morfológica, foram polidos com recurso a lixas de granulometria de P320, P500, P1000, P2000 e, finalmente, com pasta de diamante de 3 μm e de 1 μm . Posteriormente foram sujeitos a ataque químico com reagente *Poultons* modificado e *Keller* para revelar as características da microestrutura. Para revelar a microestrutura da zona de mistura das soldaduras tridissimilares,

composta por três materiais, foi utilizado mais do que um reagente químico. Para amostras submetidas a análise EBSD, as superfícies foram sujeitas a um polimento adicional com sílica gel durante 60 minutos. O estado superficial final é conseguido com polimento eletrolítico durante 30 segundos numa solução com 70% de ácido nítrico e 30% de etanol a -10°C, aplicando uma tensão contínua de 15 volts. A indexação do padrão de qualidade das amostras foi obtida utilizando o microscópio eletrônico de varrimento FEI 400F-DAI equipado com sistema detetor EBSD.

A lista das composições química dos reagentes pode ser consultada no apêndice C. O tamanho de grão das microestruturas foi calculado aplicando o método das interseções linear de Heyn, método estatístico de acordo a norma ASTM E 112-2 [182].

Para as soldaduras tridissimilares, foram selecionadas amostras específicas que incluem as duas combinações dos materiais 562 e 265 para análise EBSD para avaliar a microestrutura e a orientação de grão.

A análise metalográfica foi feita com recurso a um microscópio Ótico Leica DM4000M LED usando o software LAS. A análise SEM - EDS foi utilizada no estudo do fluxo do material, rastreando a presença dos elementos químicos como é o caso do silício (Si), magnésio (Mg), e cobre (Cu) em pontos específicos das amostras.

As superfícies de fratura resultantes de ensaios de arrancamento, tração e fadiga foram analisadas utilizando um microscópio eletrônico de varrimento *Zeiss Merlin VP Compact*.

3.6. Ensaios mecânicos

3.6.1. Medição de dureza

As medições de dureza Vickers nas soldaduras FSW em juntas T foram realizadas num durômetro HMV-G da SHIMADZU, aplicando uma carga de 200 g durante 15 segundos. Na direção do *skin* foram obtidos 24 pontos a meia espessura da chapa de 3 mm, espaçados entre si de 0,5 mm e 1 mm. Na direção do *stringer*, o perfil foi obtido igualmente no centro da chapa. O primeiro ponto corresponde ao ponto central medido na direção do *skin*, depois, realizaram-se mais duas indentações acima deste ponto, com espaçamento de 0,5 mm, e abaixo do ponto central mais 11 indentações, com intervalo de 0,5 mm e 1 mm. A Figura 3.5 ilustra o esquema das indentações realizadas. Todos ensaios de dureza foram realizados à temperatura ambiente.

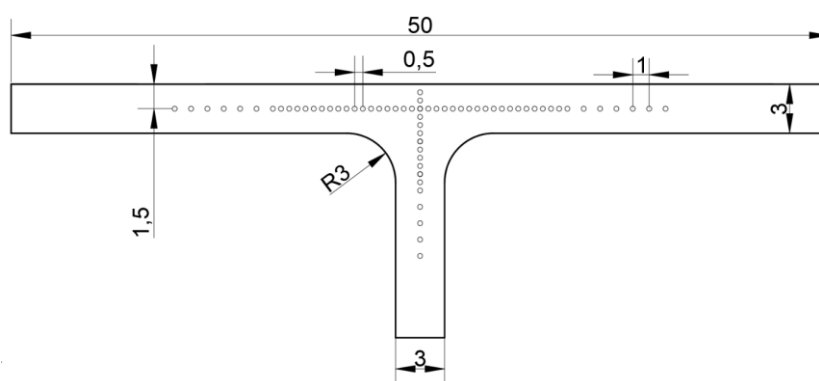


Figura 3.5 Esquema de medição de dureza na direção do *skin* e do *stringer*.

3.6.2. Estudo do comportamento à tração

Com o objetivo de analisar a resistência mecânica das soldaduras foram realizados ensaios de arrancamento no *stringer* e ensaios de tração no *skin*. Também se realizaram ensaios de tração aos materiais base à temperatura ambiente e a alta temperatura, com velocidades da amarra de 5 e 72 mm/min, respetivamente. Para cada soldadura, foram extraídos quatro provetes para o

ensaio de tração, cortados e maquinados nas dimensões 20x160 mm. A direção de aplicação da força está ilustrada na Figura 3.6(c).

A Figura 3.6(a) mostra a forma como foram extraídos os provetes das diferentes soldaduras. No início da soldadura foram retirados os provetes para análise metalográfica e análise de dureza. Os quatros provetes seguintes são para ensaios de tração e os restantes foram utilizados para ensaios de fadiga. A Figura 3.6 (b) apresenta a forma de fixação e aplicação de forças para ensaios de arrancamento.

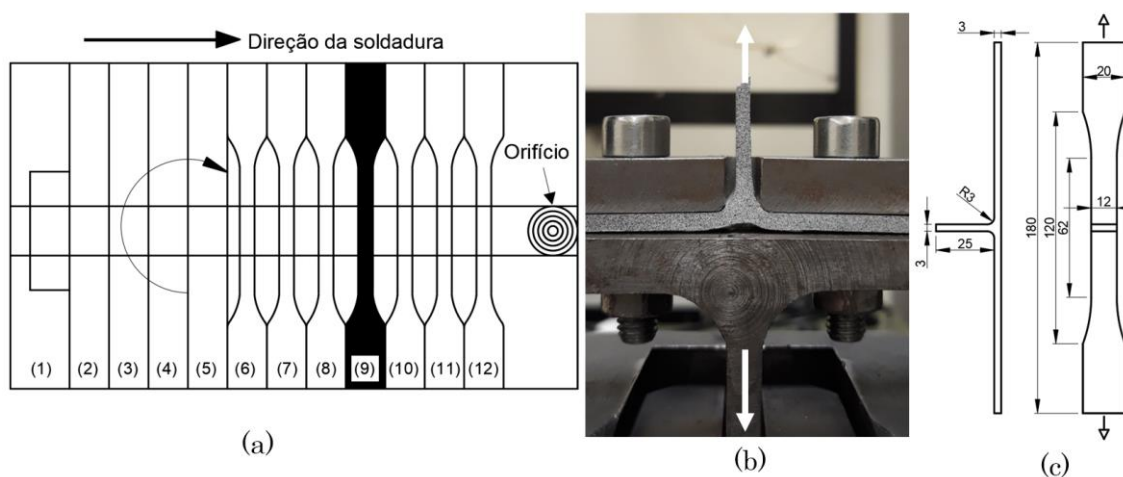


Figura 3.6 (a) Esquema de remoção dos provetes; (b) montagem para ensaio de arrancamento e direção de aplicação de força; (c) geometria do provete para ensaio de fadiga e direção de aplicação da força.

Os ensaios foram realizados numa máquina de tração/compressão *Instron* 4206. Para o estudo do campo de deformações locais a que os provetes foram sujeitos, recorreu-se ao sistema ótico ARAMIS da GOM – *Optical Measuring Techniques*. Em alguns ensaios também foi utilizado um extensómetro mecânico de 25 mm, para obter a deformação global. Para este ensaio as superfícies das amostras foram polidas e pintadas com um padrão de pingos de tinta preta sobre base branca. O objetivo é conseguir um padrão de referência para o sistema ótico. Os resultados registados foram analisados e tratados com recurso a software do sistema ótico, obtendo-se os campos de deformação para vários estágios de carga, bem como as curvas representativas de tensão-deformação.

3.6.3. Estudo da resistência à fadiga

Todos os provetes foram cortados com ajuda do serrote mecânico e posteriormente maquinados com forma osso de cão, ver Figura 3.6(c), de acordo com a norma ASTM A8M. Um polimento sucessivo das superfícies maquinadas foi efetuado, com o objetivo de reduzir a rugosidade e imperfeições superficiais, que são zonas preferenciais de nucleação e propagação de fendas sob solicitação mecânica cíclica.

Para execução dos ensaios à fadiga e definição das respetivas curvas S-N (gama de tensão- Número de ciclos) foi utilizada uma máquina servo-hidráulica *Instron* 1341, com sistema de aquisição e controlo *Instron Fast Track* 8800. A razão de tensões (R) considerada foi de 0,02 e a gama de tensões variou entre 120 e 200 MPa e uma frequência de registo de ensaio a variar entre os 15 e os 25 Hz, dependendo da carga máxima aplicada. A carga foi exercida na direção do *skin*, conforme indicado na Figura 3.6(c).

Foi então preciso determinar a carga média ($Q_{\text{méd}}$) e a amplitude da carga (P_a) através das equações (4) e (5).

$$Q_{\text{méd}}[\text{kN}] = \frac{Q_{\text{máx}}[\text{kN}] + Q_{\text{mín}}[\text{kN}]}{2} \quad \text{Equação 4}$$

$$P_a[\text{kN}] = \frac{Q_{\text{máx}}[\text{kN}] - Q_{\text{mín}}[\text{kN}]}{2} \quad \text{Equação 5}$$

Por sua vez, para o cálculo da carga mínima ($Q_{\text{mín.}}$) e da carga máxima ($Q_{\text{máx.}}$), estas foram determinadas tendo em conta a gama de tensões $\Delta\sigma$, a espessura das chapas (E) e a largura do provete (L), razão de tensões (R) e gama de carga (ΔQ) conforme as equações (6) e (7).

$$Q_{\text{mín.}}(\text{kN}) = \frac{R}{1 - R} \times \Delta Q(\text{kN}) \quad \text{Equação 6}$$

$$Q_{\text{mín.}}(\text{kN}) = \frac{R}{1 - R} \times \frac{\Delta\sigma(\text{MPa}) \times L(\text{mm}) \times E(\text{mm})}{1000}$$

$$Q_{\text{máx.}}(\text{kN}) = Q_{\text{mín.}}(\text{kN}) + \Delta Q(\text{kN}) \quad \text{Equação 7}$$

Os ensaios de fadiga foram realizados à temperatura ambiente, tendo especial cuidado no sentido de evitar o deslizamento das amostras nas amarras.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A soldadura entre metais dissimilares ainda apresenta muitos desafios. Estudos já publicados em soldaduras dissimilares apresentam avanços em termos de facilidade do processo, na mistura de materiais e ainda nas propriedades mecânicas, por exemplo, na eficiência de soldadura. No entanto, devido à possibilidade da tecnologia *FSW* permitir um grande leque de parâmetros, ainda existe a necessidade de continuar com estudos em juntas T dissimilares e agora também em juntas T entre três materiais.

Neste capítulo, os resultados obtidos são apresentados em quatro subcapítulos principais. Para melhor analisar a influência dos parâmetros do processo, a aposição dos materiais e a geometria das ferramentas, as soldaduras dissimilares foram divididas em duas séries, com base na geometria da junta: a série 1 correspondente às soldaduras produzidas em junta *T-lap*, e a série 2, corresponde às soldaduras produzidas na junta *T-butt*.

Na secção seguinte apresenta-se o estudo da influência dos parâmetros de processo (geometria da ferramenta, velocidades de rotação e de avanço, penetração da ferramenta e posição do material na junta) na morfologia e comportamento mecânico de juntas T dissimilares, na geometria *T-lap* nas ligas de alumínio AA5083-H111 e AA6082-T6.

No segundo subcapítulo (série 2) são apresentados e discutidos os resultados relativos a soldaduras dissimilares obtidos em juntas *T-butt*, analisando os mesmos parâmetros discutidos no subcapítulo anterior.

No terceiro subcapítulo (série 3) são apresentados e discutidos os resultados de soldaduras tridissimilares nas ligas AA2017-T4, AA5083-H111 e

AA6082-T6. Aqui foi feito um estudo idêntico ao anterior, mas onde foi dado especial ênfase aos aspectos morfológicos e microestruturais no *nugget* das soldaduras. As propriedades mecânicas das soldaduras tridissimilares são comparados com os resultados das soldaduras *T-butt* dissimilares para as mesmas condições de soldadura.

Finalmente, o quarto subcapítulo apresenta a relação entre os parâmetros do processo e binário desenvolvido para cada condição de soldadura. Variaram-se os seguintes parâmetros: geometria da ferramenta, velocidade de avanço e a posição dos materiais. Salvo indicação em contrário, em todas as macrografias apresentadas o lado de avanço encontra-se à esquerda.

4.1. Análise de soldaduras *T-lap* dissimilares nas ligas AA5083-H111 e AA6082-T6

4.1.1. Formação de defeitos e fluxo de material nas soldaduras em que a liga AA6082 é o *skin*

A Figura 4.1 ilustra macrografias de três soldaduras da série 65, as duas primeiras (DLPP-65-116, DLPR-65-116), Figura 4.1(a) e (b), respetivamente, foram realizadas com os mesmos parâmetros de soldadura, as ferramentas diferentes. A terceira soldadura (DLPR-65-663), Figura 4.1(c), foi produzida com velocidades de rotação e de avanço da ferramenta mais baixas. Analisando as macrografias, verifica-se que a chapa do *skin* aparece mais espessa. Isso acontece porque a chapa de 1 mm colocada sobre *skin* ainda não foi removida por maquinagem.

A qualidade superficial das soldaduras mostrou ser mais influenciada pelo material do *skin* e dos parâmetros e evolui de forma não linear.

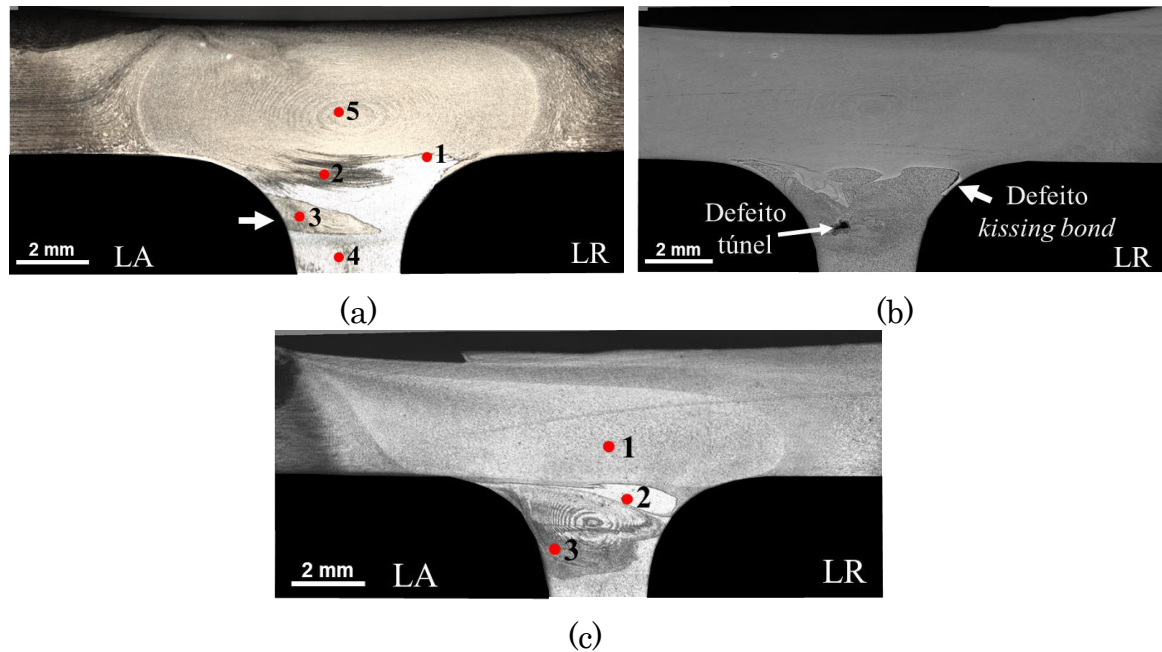


Figura 4.1 Macrografias da série 65: (a) DLPP-65-116; (b) DLPR-65-116; (c) DLPR-65-663.

A ocorrência de defeitos na soldadura é muito influenciada pelo fluxo de material na soldadura, tal como referido acima. Com objetivo de elucidar como ocorreu o fluxo dos dois materiais no *nugget* de juntas *T-lap* foi efetuada a análise EDS nos locais indicados com dígitos nas Figuras 4.1(a) e (c). Esta análise foi possível por meio do rastreamento do conteúdo de Mg (4,5%) presente na liga AA5083 e do Mg (0,6%) e Si (0,81%) presentes na liga AA6082.

A macrografia ilustrada na Figura 4.1(a) corresponde à soldadura DLPP-65-116, e não apresenta defeitos. A imagem apresenta na zona de atuação da parte do pino cilíndrico roscado uma estrutura em “casca de cebola” e na zona de atuação do pino piramidal, um fluxo de material com formato de “língua”, conforme indicado pela seta no lado de avanço junto ao raio de concordância. É possível também ver o movimento ascendente do material do *stringer* (AA5083) nos dois lados da soldadura, junto às concordâncias. A Tabela 4.1 apresenta a quantidade de Mg e Si determinada em diferentes zonas das soldaduras. Na zona 5 a composição química coincide com a da liga AA6082. Isto mostra que a quantidade de material do *stringer* extrudido entre a ferramenta e a matriz de

fixação é muito reduzida e a zona do *nugget* é essencialmente constituído pela liga do *skin* (AA6082).

Tabela 4.1 Teores de Mg e Si (% em massa) nas zonas selecionadas.

Séries	Zona	Mg	Si	Observação
DLPP-65-116	Zona 1	4,4	0,3	5083
	Zona 2	1,9	0,4	Mistura
	Zona 3	1,6	0,5	Mistura
	Zona 4	4,1	0,2	5083
	Zona 5	0,7	0,8	6082
DLPR-65-663	Zona 1	0,7	0,8	6082
	Zona 2	4,4	0,3	5083
	Zona 3 a)	1,0	0,7	6082
	Zona 3 b)	4,4	0,2	5083

A análise da composição química da zona 4 indica que é formada pela liga AA5083 enquanto que na zona 3 é constituída pela mistura das duas ligas. Isso significa que, a base e o pino empurram o material do *skin* para baixo até chegar à zona do *stringer*. Morisada *et al*, [183] sugerem que, na parte de trás da ferramenta, a pressão do fluxo aumenta no lado de avanço, o que promove a extrusão do material na zona do *stringer*. A quantidade de material que sobe e desce é muito reduzida devido ao espaço entre a ferramenta e a matriz ser muito reduzido, conforme se mostra na Figura 4.2. Nesta figura, os contornos da ferramenta são desenhados sobre a macrografia, para melhor ilustrar o espaço disponível. A zona 2 é composta por uma mistura das duas ligas, mas a composição química indica maior proporção da liga AA5083.

No sentido de perceber a influência da geometria da ferramenta na microestrutura e formação de defeitos, foi produzida a série com referência DLPR-65-116, com os mesmos parâmetros da soldadura anterior, alternando apenas a ferramenta para progressiva cónica roscada - PR. O resultado está

apresentado na Figura 4.1(b). Nesta soldadura, é possível observar que, apesar de apresentar bom acabamento superficial, a seção transversal revelou defeitos internos, como túnel no lado de avanço e *kissing bond* no lado de recuo. Ambos os defeitos aparecem na zona dos raios de concordância onde a liga AA5083 é predominante. Na zona de atuação da parte cilíndrica do pino é possível observar uma estrutura em “casca de cebola”.

Na tentativa de eliminar os defeitos nesta soldadura, adotou-se a estratégia de manter o afundamento do pino de 6,8 mm mas reduzir as velocidades de rotação e de avanço para 660 rpm e 30 mm/min, respectivamente, o que aumentou a taxa de adição de calor, pois aumentou o rácio (w/v) de 19 para 22 r/mm, (ver a Tabela 3.3). O resultado da seção transversal da soldadura DLPR-65-663 está ilustrado na Figura 4.1(c), onde se mostra que os defeitos foram eliminados na sua totalidade.

Este método é contrário aquele usado por Zeng *et al*, [184] para eliminar defeitos nas soldaduras produzidas em chapas de AA1050. Este resultado indica que a taxa de calor adicionado tem grande influência na movimentação do material e na formação de defeitos. Esta diferença deve-se não só ao calor adicionado, mas também às características da liga AA5083. A liga AA5083 tem um limite de elasticidade (158 MPa) inferior à liga AA6082 (288 MPa), no entanto, apresenta elevado endurecimento, conforme definido pela razão das tensões de cedência e de rotura, indicadas na Tabela 3.2 do capítulo 3. Além disso, a liga AA5083, para os mesmos parâmetros de soldadura, em condição quase estática, apresenta maior deformação plástica que a liga AA6082 [185]. Este fato dificulta o estabelecimento de condições de adesão ideais entre a ferramenta e o material, o que reduz o volume de material arrastado pela ferramenta, favorecendo assim a formação de defeitos. Este fenómeno foi observado também por Schmidt & Hattel [186] no seu trabalho sobre modelação local das condições termomecânicas em *FSW*.

A soldadura DLPR-65-663, produzida com a ferramenta PR apresenta uma estrutura de casca de cebola bem definida na zona dos raios de concordância.

Análise química efetuada na zona 1 coincide com a liga AA6082, enquanto que na zona 3, a estrutura de “casca de cebola” é composta por camadas intercaladas dos dois materiais, sendo que as camadas claras correspondem à liga AA5083 e camadas escuras à liga AA6082.

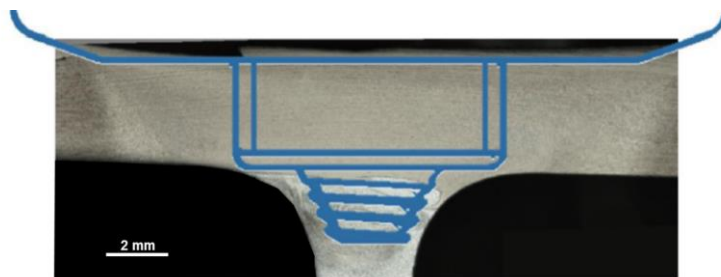


Figura 4.2 Posição relativa da ferramenta e da matriz durante a soldadura.

Diante do exposto, pode-se concluir que, a ferramenta PP cria um fluxo de material descendente proveniente do *skin* e um volume mínimo de material proveniente do *stringer* que sobe nos espaços entre a matriz e a ferramenta. A ferramenta PR promove um fluxo de material descendente, proveniente do material do *skin*, dando origem a uma estrutura em casca de cebola junto aos raios de concordância. Além disso, a ferramenta PR requer maior taxa de calor adicionado para produzir soldaduras sem defeitos.

4.1.2. Formação de defeitos e fluxo de material nas séries 56

Para pesquisar a influência das propriedades dos materiais e dos parâmetros do processo, foram produzidas soldaduras da série 56, compostas por um *stringer* da liga AA6082 e o *skin* na liga AA5083. Para esta série também foram utilizadas as ferramentas PP e PR.

A soldadura DLPP-56-666, realizada com 660 rpm e uma velocidade de avanço de 60 mm/min, apresentou, ao longo de todo o comprimento, um defeito superficial do lado de avanço, conforme indica a seta na Figura 4.3(a). Na tentativa de eliminar o defeito de cavidade que surgiu, reduziram-se as velocidades de rotação e de avanço para 500 rpm e 30 mm/min, respetivamente, o que aumentou a taxa de adição de calor, pois o rácio w/v passou de 11 para

16,6 r/mm, ver a Tabela 3.3. A Figura 4.3(c) apresenta o resultado da macrografia, onde nenhum defeito foi encontrado. No entanto, é de assinalar a subida do material do lado de recuo, que forma um “veio” que atravessa praticamente todo *skin* conforme a seta indica. A imagem (c) também apresenta dígitos que especificam as zonas analisadas por EDS.

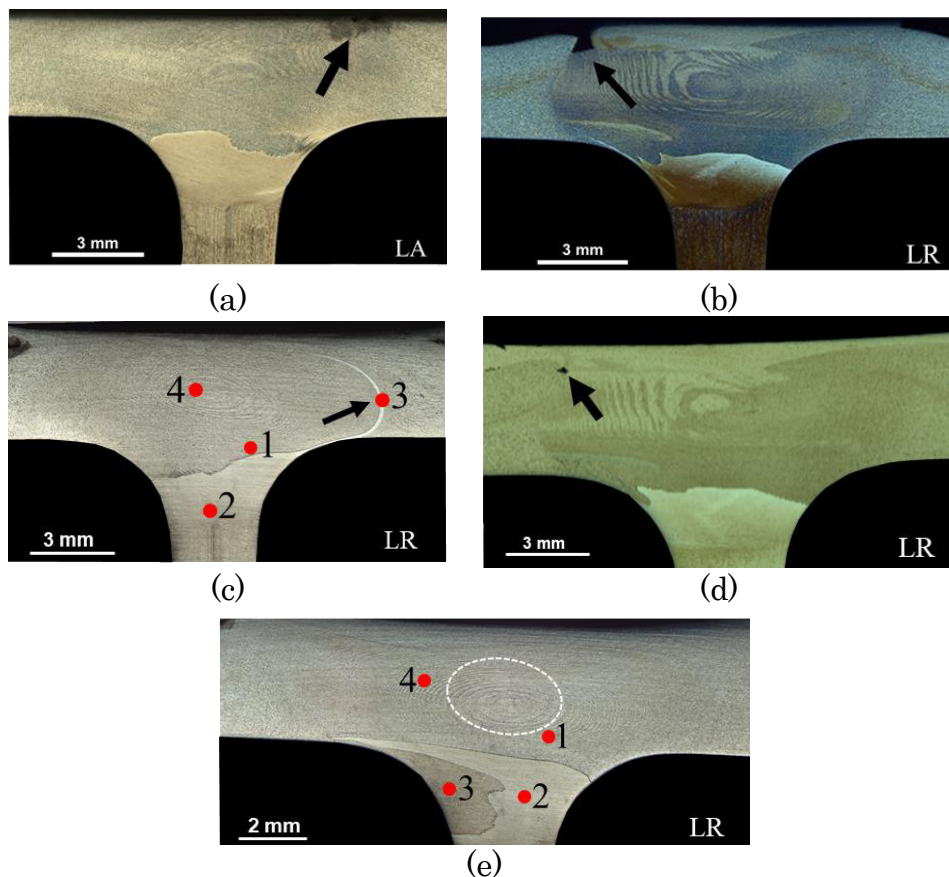


Figura 4.3 Macrografias da série 56: (a) DLPP-56-666; (b) DLPR-56-876; (c) DLPP-56-503; (d) DLPR-56-506; (e) DLPR-56-503.

Os resultados da composição química dos pontos de interesse estão listados na Tabela 4.2. Com base nos resultados da Figura 4.3 (c) e da Tabela 4.2 é possível notar que, em soldaduras produzidas com a ferramenta progressiva piramidal (PP), não ocorre uma mistura efetiva entre os dois materiais. Na zona de atuação do pino piramidal, há uma clara separação dos fluxos, onde na zona 1 é constituída essencialmente pela liga AA5083 assim como na zona 4. A zona 2 é composta pela liga AA6082. Uma análise química no veio do material que sobe no lado de recuo (zona 3), revelou ser a liga AA6082 localizada no *stringer*. Fratini *et al*, [187] em solduras dissimilares em junta T nas ligas AA6082-T6 e

AA2024-T4, observaram, recorrendo a marcadores, que se formava uma linha de separação bem definida entre materiais, assemelhando-se à separação de materiais obtida neste trabalho.

Tabela 4.2 Teores em Mg e Si em soldaduras da série 56 (% massa).

Séries	Zona	Mg	Si	Observação
DLPP-56-503	Zona 1	4,2	0,1	5083
	Zona 2	0,6	0,9	6082
	zona 3	0,7	1,0	6082
	Zona 4	4,2	0,5	5083
DLPR-56-503	Zona 1	4,1	0,1	5083
	Zona 2	0,7	0,9	6082
	Zona 3	2,8	0,5	Mistura
	Zona 4	4,3	0,0	5083

Alterando a ferramenta para progressiva cónico roscada, produziu-se a soldadura DLPR-56-876, usando a velocidade de rotação de 870 rpm e 60 mm/min de avanço. A análise visual revelou defeitos superficiais de grande dimensão no lado de avanço conforme indicado pela seta na macrografia da Figura 4.3 (b). A formação do defeito é devida à elevada velocidade de rotação da ferramenta, pelo que se reduziu a velocidade para 500 rpm mantendo a velocidade de avanço de 60 mm/min, soldadura DLPR-56-506. O resultado mostrou que o defeito superficial desapareceu, mas deu lugar à formação de um defeito túnel na interface entre a chapa extra e o *skin* na zona afetada termomecanicamente no lado de avanço, conforme em Figura 4.3 (d). A localização do defeito, na superfície do *skin* pode estar relacionada 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 uma redução de espessura no *skin*. Para eliminar o defeito túnel, reduziu-se desta vez a velocidade de avanço para 30 mm/min, mantendo os outros parâmetros. A macrografia da soldadura assim produzida, DLPR-56-503, está representada na

Figura 4.3 (e) e mostra que o defeito túnel desapareceu e não se encontrou nenhum defeito, além da presença de óxidos na interface dos materiais. Nesta imagem é visível a estrutura em “casca de cebola”, na região de atuação da parte cilíndrica roscada do pino, conforme indica um círculo tracejado.

Para soldadura da série DLPR-56-503 foi efetuada a análise EDS e observou-se que o material que desce para região de concordância (Zona 3) que forma um fluxo com formato de “língua” sendo composto por uma mistura das duas ligas de acordo a Tabela 4.2. A análise na Zona 2 mostrou ser constituída apenas pela liga AA6082. Nas zonas 1 e 4, que corresponde à região do *nugget*, com uma estrutura circular em camadas são constituídas principalmente pela liga AA5083.

4.1.3. Modelo de fluxo de material

Analisando as soldaduras das séries 65 e 56, pelas macrografias identifica-se que existem diferenças no fluxo entre as diferentes séries e na forma como os defeitos se formam. De acordo Zeng *et al*, [184] e Morisada *et al*, [188] a formação de defeitos durante o processo *FSW* está intimamente ligada ao comportamento do fluxo à volta do pino. Assim, muitos autores estudaram a formação de defeitos e o comportamento mecânico em juntas T similares, como por exemplo Hou *et al*, [47] na liga AA6061, Zhao *et al*, [12] na liga AA6013, Cui *et al*, [124] na liga AA6061 e Fratini *et al*, [134] na liga AA6082-T6, mas nenhum propôs uma modelo do padrão do fluxo para junta T dissimilares.

Propor um modelo de fluxo para estas séries de soldaduras é ainda mais desafiador pelo fato da movimentação do fluxo depender além da geometria da ferramenta e dos parâmetros do processo, mas também das propriedades dos materiais e da relação existente entre estes e as matrizes de fixação.

Relativamente à formação de defeitos, observou-se que nas soldaduras da série 65 os defeitos túnel eram formados na região das concordâncias no lado de avanço, enquanto que na série 56 os defeitos eram formados na região do *skin*

na liga AA5083. A grande dificuldade sentida no movimento do material atrás da ferramenta, até ao ponto de preencher os vazios deixados no lado de avanço, é porque a liga AA5083 apresenta algum endurecimento a alta temperatura, conforme já referido.

Em qualquer dos casos, verificou-se a existência de três fluxos de material distintos, conforme proposto pela Figura 4.4 (a). Para melhor compreender a ação de cada parte do pino na morfologia do fluxo, foram desenhados os limites da ferramenta com linhas a tracejado sobrepostas à geometria da soldadura. Na parte superior da soldadura, a liga do *skin* em conjunto com a chapa fina extra são arrastadas pela base quase até à região do pino cilíndrico roscado, conhecido em inglês como *shoulder-driven flow*, e indicado na imagem por **Sdf**. A parte cilíndrica roscada do pino envia o material para baixo por meio dos filetes de rosca, criando o fluxo conhecido no inglês como *pin-driven flow*, e na figura indicado por **Pdf1**. Quando o material atinge a parte inferior do pino cilíndrico roscado, é extrudido para cima entre as partes laterais do pino e o material frio, devido às tensões de compressão exercidas, interagindo assim, com o fluxo da base da ferramenta. Este mecanismo dá origem à estrutura em “casca de cebola”, que se observa nas macrografias.

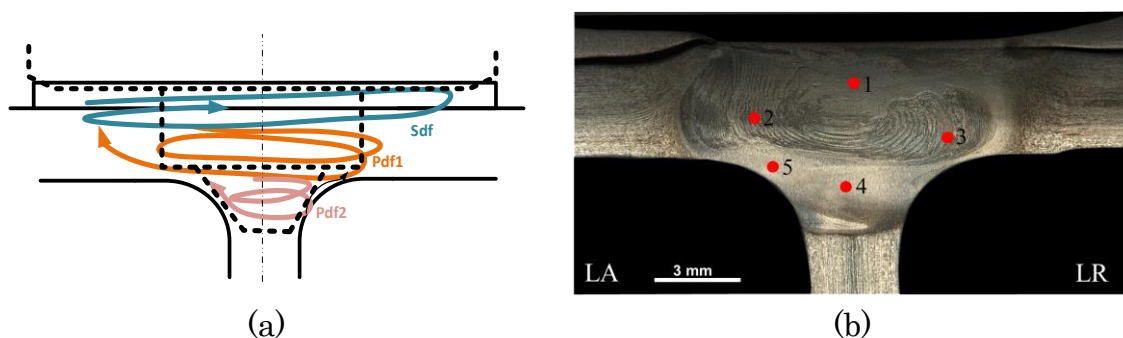


Figura 4.4 (a) Modelo do fluxo de material sugerido para as duas séries 65 e 56; (b) soldadura similar SLPP-66-666 com respetivos pontos indicando as regiões analisadas por EDS.

Quanto ao material que se move para baixo é extrudido entre a ferramenta e as matrizes atravessando o *stringer*. Quando este fluxo de material interage com o material movimentado pela ação do pino cónico, cria o segundo fluxo (*pin driven flow 2*) indicado na Figura 4.4(a) como **Pdf2**. Este fluxo pode levar a que

algum material seja extrudido para cima. O volume destes fluxos de material é influenciado pelos parâmetros de soldadura, em particular, quanto maior a relação w/v , maior o calor adicionado e o fluxo de material e menor a tendência à formação de defeitos.

Outros aspetos importantes têm a ver com a influência das propriedades do material e a geometria das ferramentas. Se o material do *skin* for da liga AA6082 o fluxo desce em direção ao *stringer* independentemente da ferramenta; por outro lado, se o *skin* for na liga AA5083 o fluxo de material só desce no caso da ferramenta de ponta cónica roscada. As principais diferenças entre as duas ferramentas está no fato de a ponta cónica roscada promover uma mistura efetiva entre os materiais e favorecer a formação de estrutura “casca de cebola” (Figura 4.3 (c)), enquanto o pino progressivo piramidal cria um fluxo horizontal significativo e ascendente de material.

Com base análise do fluxo, pode-se concluir que, durante a soldadura *T-lap* dissimilares por FSW, há formação de três fluxos de acordo com a geometria do pino e das matrizes: primeiro fluxo determinado pela base da ferramenta denominado de **Sdf**. O segundo fluxo denominado de **Pdf1** que tem lugar na região do pino cilíndrico roscado e por último, a formação do fluxo designado **Pdf2**, que tem lugar na parte inferior da soldadura na zona dos filetes.

Os resultados demostram que, para liga AA5083 há melhores resultados no fluxo de material quando o rácio w/v é superior a 16 r/mm. Valores maiores de penetração da ferramenta são requeridos para garantir maior pressão no fluxo de material, que neste caso é favorecido pela chapa fina extra. A questão que se levanta é saber até onde viaja o material dessa chapa.

Na tentativa de demonstrar o contributo da chapa adicional sobre o *skin* na eliminação de defeitos e no preenchimento dos espaços vazios entre as chapas e as matrizes, foi realizada uma soldadura similar na liga AA6082, mas com a chapa fina extra da liga AA5083, servindo como chapa marcador e permitiu identificar até aonde o material da chapa chegava. A macrografia e os pontos analisados por EDS estão ilustrados na Figura 4.4 (b). Na análise da junta

verificou-se que o material chega até a zona da influência da parte cilíndrica roscada (**Pdf 1**) e que o *nugget* é composto por camadas alternadas das duas ligas, conforme indica a análise química nos pontos 2 e 3. A análise dos pontos 4 e 5 revelaram serem rico em silício, indicando claramente que o material da chapa fina não atinge as zonas das concordâncias. A zona 1 é composta apenas pela liga AA6082. Assim, verifica-se que de fato o material adicional vai compensar o material que migra para as zonas de concordância sem formação de defeitos internos ou redução de espessura do *skin*. A análise do fluxo de material aqui descrito, também está disponível em Manuel *et al* [189]

4.1.4. Microestrutura

Conforme estabelecido na literatura, a microestrutura de uma soldadura por *FSW* é caracterizada por três regiões principais: ZAT, a ZATM e por fim a zona do *nugget*. Na Figura 4.5 estão especificadas as diferentes zonas da microestrutura obtidas na soldadura DLPP-65-116. Todas as soldaduras apresentam microestruturas similares, que diferem apenas ligeiramente na aparência e nas dimensões de cada região, assim como no tamanho de grão no *nugget*.

Na Figura 4.6 estão ilustradas as microestruturas das zonas especificadas na Figura 4.5. A imagem (a) corresponde ao *nugget*, onde o grão apresentou-se totalmente cristalizado e de dimensões significativamente inferiores ao grão original apresentado nas micrografias (b) e (d). As ZATMs são apresentadas nas imagens (c), (e) e (f) no *stringer* e no *skin*, respetivamente. A micrografia da Figura 4.6(b) ilustra a microestrutura do material base da liga AA6082, onde apresenta grãos alongados na direção de laminagem com tamanho médio de 38,5 μm de comprimento e 28,4 μm de largura. A micrografia da Figura 4.6(d) apresenta a microestrutura do material base da liga AA5083. Este apresenta geometria variável, com grãos aproximadamente redondos e outros alongados, com um diâmetro médio de 14,8 μm por 15,8 μm . Observando as microestruturas das duas zonas afetadas termomecanicamente nota-se que na zona do *stringer*

apresenta uma região muito estreita e com uma transição brusca entre os grãos deformados. Por outro lado, nas ZATMs do lado de avanço, Figura 4.6(e) e do lado de recuo, Figura 4.6(f) é perceptível a assimetria no mecanismo do fluxo do material. A transição é mais abrupta no LA e mais suave e larga no LR.

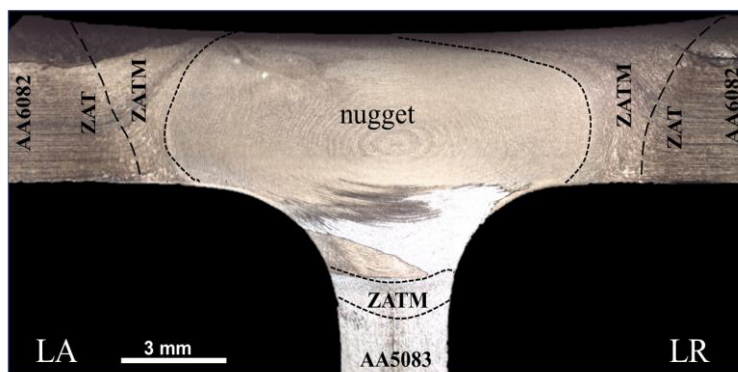


Figura 4.5 Diferentes zonas da microestrutura da soldadura DLPP-65-116

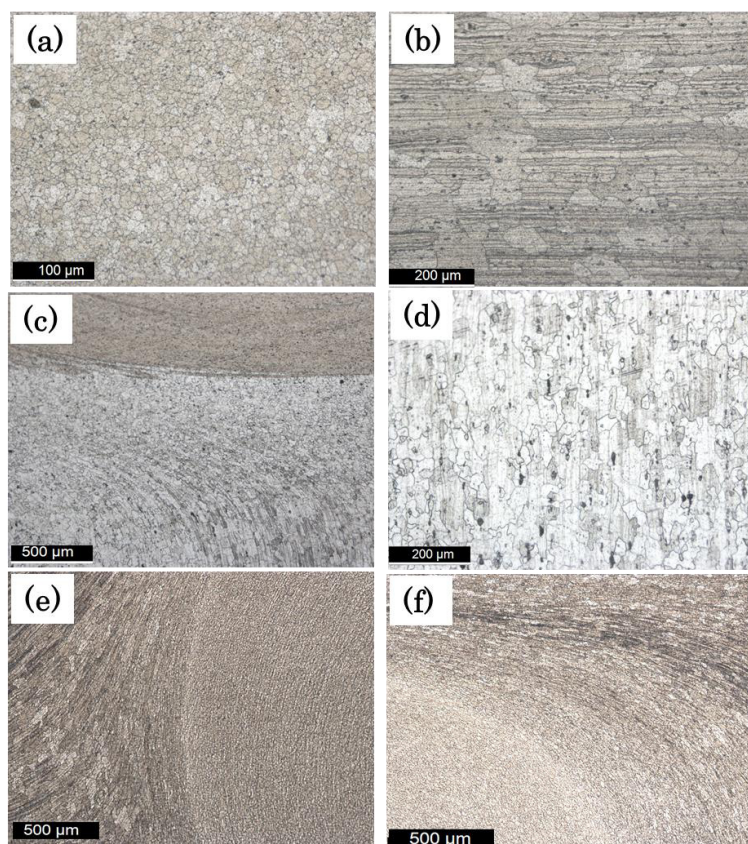


Figura 4.6 Micrografias da soldadura DLPP-56-116: (a) – *nugget*; (b) – material base da liga AA6082; (c) – ZATM na zona do *stringer*; (d) – material base da liga AA5083; (e) – ZATM do lado de avanço no *skin*; (f) – ZATM do lado do recuo no *skin*.

Na Tabela 4.3 estão resumidos os tamanhos médios de grão nas zonas do *nugget* das soldaduras sem defeitos. Com base a tabela percebe-se que o tamanho de grão das soldaduras produzidas com a liga AA5083 localizado no *skin* apresentaram tamanho de grão relativamente menor em comparação com as soldaduras em que o *skin* era a liga AA6082. Essa diferença pode estar relacionada com a taxa de calor gerado. As soldaduras da série 65 apresentaram um rácio de velocidades (w/v) elevado em comparação com as soldaduras da série 56, conforme indicado na Tabela 4.3. Outro fator pode estar relacionado com o tamanho de grão da liga AA6082 ser muito superior ao da liga AA5083.

Tabela 4.3 Tamanho médio de grão na zona do *nugget*.

Séries	Código da soldadura	w/v (r/mm)	Tamanho de grão (μm)
65	DLPP-65-116	19	11,3
	DLPR-65-663	22	8,9
56	DLPP-56-503	16,6	7,4
	DLPR-56-503	16,6	6,6
MB	AA5083-H111	...	14,8 x 15,8
	AA6082-T6	...	28,4 x 38,5

4.1.5 Comportamento mecânico de juntas *T-lap* dissimilares

4.1.5.1 Microdureza

No sentido de explorar o comportamento mecânico das soldaduras *T-lap* dissimilares foram realizados ensaios de dureza na direção do *skin* e do *stringer*. Para fins comparativos, a dureza dos materiais base das ligas AA5083-H111 e AA6082-T6 também foram medidas e são, respetivamente, 83,5 HV_{0,2} e 116 HV_{0,2}.

A Figura 4.7 apresenta os perfis de dureza das duas séries 65 e 56, assim como a dureza dos materiais base. Analisando os perfis é possível notar que as soldaduras em que a liga AA6082 (Figura 4.7 (a)) é o *skin*, existiu uma perda da dureza significativa (quase 50%) na zona do *nugget* e na ZAT. Comparando os

perfis de dureza das soldaduras da série 65 é possível notar que a soldadura DLPP-65-116 produzida com o pino progressivo piramidal apresenta um ligeiro aumento da dureza no *nugget* em relação a soldadura DLPR-65-663 produzida com pino roscado. A perda da dureza verificada no *nugget* na liga tratável termicamente está relacionada com a dissolução dos precipitados endurecedores, e na ZAT é devido ao crescimento de precipitados endurecedores, conforme amplamente estudado e relatado na literatura [72,190].

Quando se alterna o posicionamento das ligas, DLPP-56-503 e DLPR-56-503, observa-se uma perda da dureza ligeira na ZAT e um aumento de dureza, também ligeiro, no *nugget* (Figura 4.7 (b)).

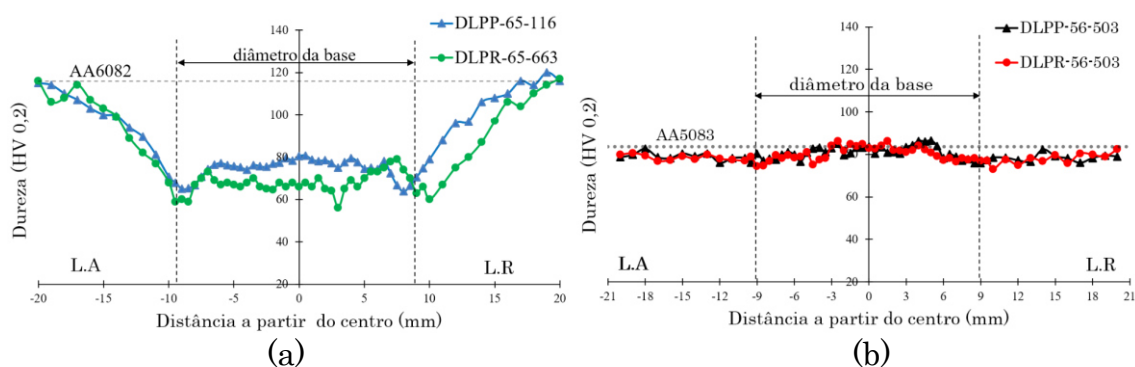


Figura 4.7 Perfis da microdureza na direção do *skin* nas séries: (a) 65 e (b) 56.

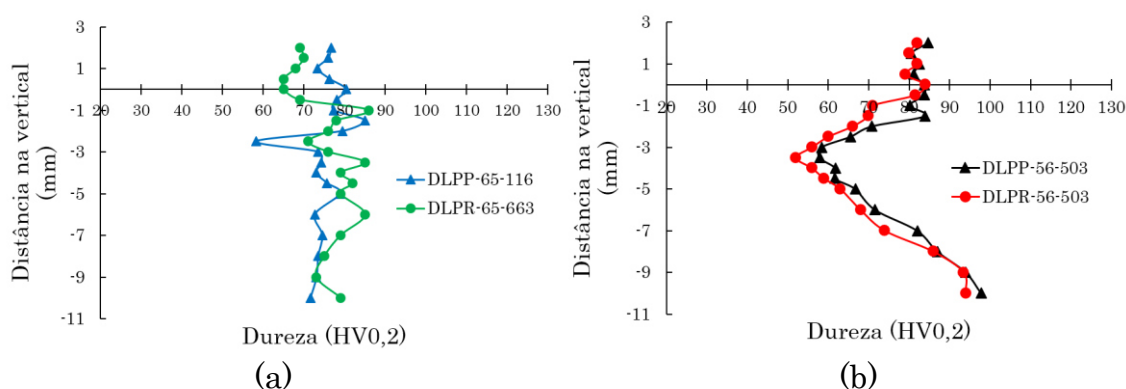


Figura 4.8 Perfis da microdureza na direção do *stringer* nas séries: (a) 65 e (b) 56.

O ligeiro aumento de dureza no *nugget* pode ser atribuído pelo refinamento do grão e encruamento, enquanto a redução da dureza nas ZATs é devida ao efeito de recozimento. As pequenas variações de dureza que se observaram nas soldaduras da série 56 é pelo facto de a liga usada AA5083-H111 estar num estado pouco deformado plasticamente.

Relativamente os perfis de dureza na direção do *stringer*, Figura 4.8, as variações de dureza estiveram, na generalidade, em sintonia com o observado para cada uma das ligas quando posicionado no *skin*.

4.1.5.2 Ensaios de arrancamento

Foram efetuados ensaios de arrancamento ao *stringer* para verificar a sanidade estrutural das soldaduras. Na Figura 4.9 são apresentadas as curvas de tensão-deformação para soldaduras da série 56 e 65. Os valores das tensões máximas, eficiências estimadas das soldaduras e as deformações impostas até à rotura estão resumidos na Tabela 4.4.

A soldadura DLPP-65-116 apresentou valor elevado da tensão máxima, superior à tensão de rotura da liga AA5083, porque a tensão da soldadura é determinada pela razão entre a força e a seção transversal estimada do *stringer*, que varia ao longo da deformação. Neste sentido o ensaio de arrancamento difere do ensaio de tração convencional. Este resultado está de acordo com os resultados obtidos no estudo morfológico das soldaduras, onde nenhum defeito foi detetado, quer defeito túnel ou *kissing bond*. A curva dessa soldadura apresenta um serrilhado devido ao efeito *Portevin-Le Chatelier*, o que é característico a liga AA5083 [191].

Analisando as curvas de tensão-deformação da série 56, pode-se concluir que a geometria do pino não teve influência na resistência ao arrancamento. O posicionamento da liga AA5083 no *stringer* levou a uma melhoria na resistência mecânica das soldaduras. A diferença na resistência ao arrancamento entre as séries é devida às propriedades dos materiais base. A liga AA6082 é tratável termicamente, e quando sofre intenso aquecimento ocorre dissolução de precipitados, o que conduz a redução de resistência mecânica, conforme já referido.

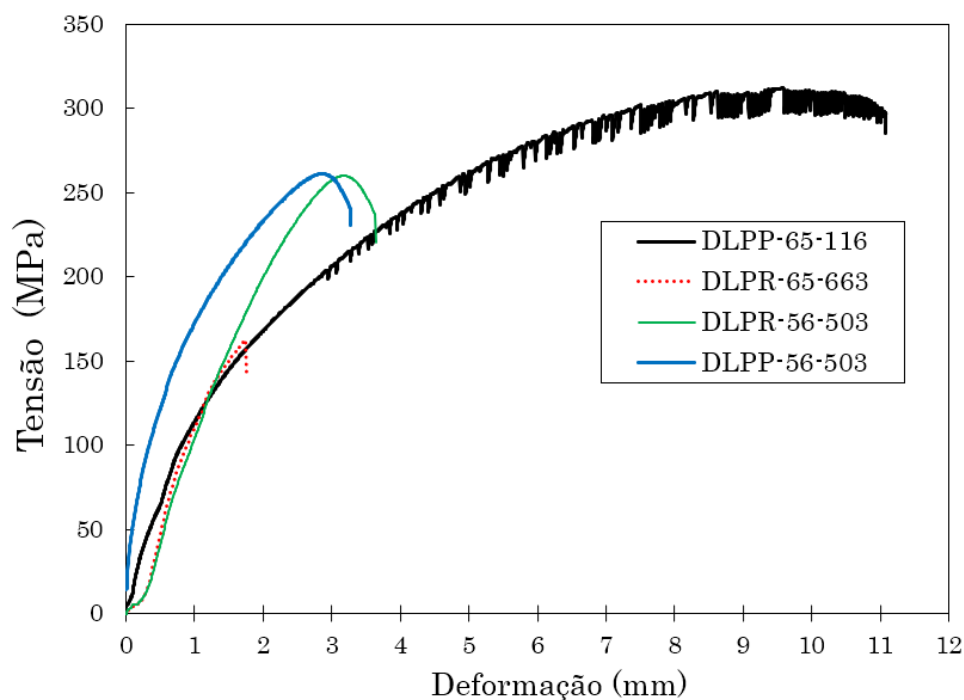


Figura 4.9 Curvas de Tensão-deformação de ensaios de arrancamento para as soldaduras das séries 65 e 56.

Tabela 4.4 Resistência à tração, eficiência mecânica e deformação até à rotura das soldaduras.

Séries	Código da soldadura	Tensão máxima (MPa)	Eficiência (%)	Deformação (%)
65	DLPP-65-116	312	92	11,0
	DLPR-65-663	162	48	1,7
56	DLPR-56-503	260	76	3,6
	DLPP-56-503	261	77	3,2

A Figura 4.10 ilustra os mapas de deformação para ensaios de arrancamento. Os mapas foram obtidos com recurso a extensómetro ótico com correlação digital de imagem (DIC).

A zona de rotura na série 65 variou de acordo com a qualidade da soldadura. Na soldadura DLPP-65-116, Figura 4.10 (a) a rotura ocorreu no material base. Além disso, o *skin* sofreu grande deformação plástica, o que indica

ausência de defeito na soldadura. Por outro lado, na soldadura DLPR-65-663, Figura 4.10 (b), a rotura ocorreu na ZATM e o *skin* apresenta uma deformação plástica muito baixa de 1,7 (%), como mostra a curva a vermelho da Figura 4.9. Isso pode ser explicado pela presença de defeitos, especificamente, linhas de óxidos, detetadas apenas na análise fractográfica, conforme ilustrado na Figura 4.11(a). Com base neste resultado é possível concluir que, a presença de linhas de óxidos afeta a resistência à tração na soldadura.

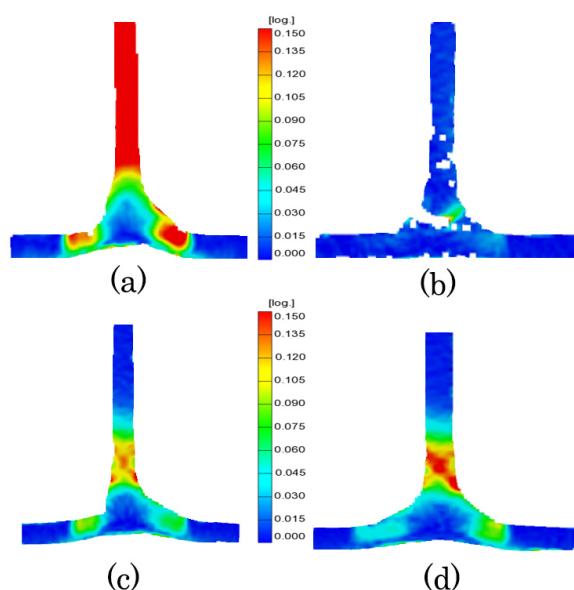


Figura 4.10 Mapa de deformação das soldaduras: (a) DLPP-65-116; (b) DLPR-65-663; (c) DLPP-56-503; (d) DLPR-56-503.

Soldaduras da série 56, Figuras 4.10 (a) e (b), a rotura ocorreu na ZAT ao longo do *stringer*.

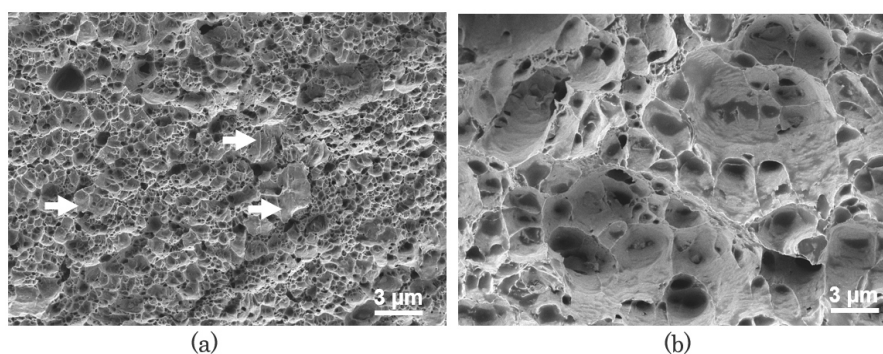


Figura 4.11 Superfícies de fratura das soldaduras de ensaios de arrancamento: (a) DLPR-65-663; (b) DLPR-56-503.

As superfícies de fratura apresentam caráter dúctil, com *dimples*, mas, existem também pequenas regiões planas, e algumas delas apresentam um padrão próprio, sugerindo a existência de compostos frágeis, como por exemplo os óxidos, conforme indicado pelas setas na Figura 4.11(a). Estes óxidos não têm como origem as superfícies das chapas a soldar, como sugere Yutaka *et al*, [192], porque as superfícies das placas foram limpas cuidadosamente imediatamente antes da soldadura. Estes óxidos, provavelmente, têm como origem a oxidação das chapas a alta temperatura durante a soldadura, o que envolve o contacto entre o material muito quente e o oxigénio presente na atmosfera. Estes óxidos foram encontrados nessa soldadura, precisamente produzida com um rácio (w/v) elevado, o que indica alta energia adicionada.

Para analisar a influência da geometria do pino no comportamento mecânico das soldaduras, foram efetuados ensaios de arrancamento nas séries DLPP-56-503 e DLPR-56-503, ambas produzidas com mesmos parâmetros, mas com ferramentas diferentes. As curvas obtidas estão apresentadas na Figura 4.9. Comparando as duas curvas observa-se que apresentam um comportamento mecânico muito similar, o que indica que os perfis da ponta dos pinos, piramidal e cónico roscado, não têm influência significativa na resistência ao arrancamento da soldadura.

As roturas dos provetes para estas duas soldaduras ocorreram na zona afetada termicamente por deformação plástica localizada, conforme indicado nas Figura 4.10(c) e (d). Estas imagens sugerem linhas de maior deformação a 45° em relação a direção de aplicação da carga. Isto ocorre devido a redução da dureza nestas zonas, conforme demonstrado na Figura 4.7. As fraturas nestas soldaduras são essencialmente dúcteis, com *dimples* maiores, conforme ilustra a Figura 4.11(b).

4.1.5.3. Resistência à fadiga

No sentido de avaliar a influência do posicionamento das ligas na junta, foram analisadas à fadiga as soldaduras produzidas com a mesma ferramenta,

DLPP-65-116 e DLPP-56-503, embora realizadas com parâmetros de soldadura diferentes. A Figura 4.12 compara as curvas de fadiga S-N das soldaduras com o material base. Os resultados mostram que soldaduras em T apresentam uma resistência à fadiga inferior ao respectivo material base, cerca de 56 % na série DLPP-65-116, e cerca de 63% na série DLPP-56-503, para 5×10^5 ciclos.

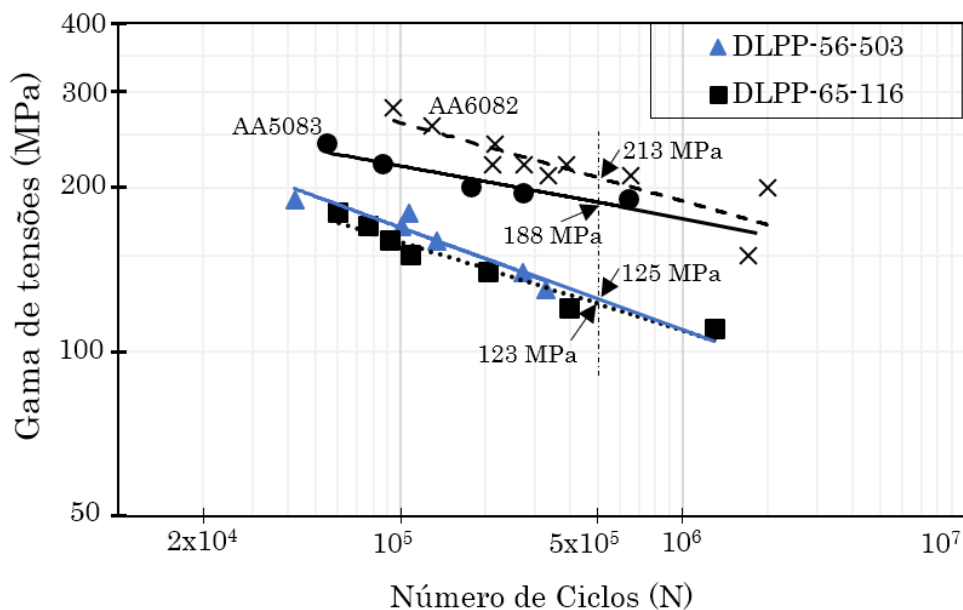


Figura 4.12 Curvas de fadiga S-N das soldaduras DLPP-65-116 e DLPP-503.

Comparativamente as duas séries 65 e 56, apresentam uma resistência à fadiga similar para 5×10^5 ciclos, embora a liga AA6082 apresente maior resistência mecânica do que a liga 5083. A similaridade na resistência à fadiga das soldaduras tem como base a redução de dureza que a liga AA6082 sofre a alta temperatura (ver Figura 4.7), e que conseqüentemente afeta a resistência à fadiga. Isso mostra que a elevada resistência mecânica que a liga AA6082 apresenta antes da soldadura não tem correspondência direta na resistência à fadiga das soldaduras.

As duas curvas das soldaduras apresentam reduzida dispersão de resultados, o que indica a ausência de defeitos conforme foi mostrado na análise morfológica.

Os provetes da soldadura DLPP-65-116 fraturaram na generalidade na ZAT, que corresponde à zona de menor dureza, enquanto que, os provetes da soldadura DLPP-56-503, romperam em zonas diferentes, *nugget*, ZAT ou material base. Para identificar o mecanismo de fratura dos provetes, foi efetuada a análise das superfícies de fratura. São apresentados os resultados de dois provetes, sendo um de cada série de soldadura.

Na Figura 4.13 estão ilustradas as superfícies de fratura de um provete da soldadura DLPP-65-116, que rompeu na zona afetada termomecanicamente. Este provete foi testado com uma gama de tensão ($\Delta\sigma$) de 130 MPa, e apresentou uma vida à fadiga de 326035 ciclos. A macrografia apresentada no topo da figura à esquerda, mostra uma vista geral da superfície de fratura do provete, com a identificação de duas áreas de fratura distintas. A imagem da esquerda, identificada com a letra “a”, corresponde à zona de fratura dúctil, e mostra uma fratura com *dimples* pequenos, conforme a imagem ampliada da Figura 4.13(a). A Figura 4.13(b) mostra uma fratura por fadiga, em que a iniciação da fenda ocorreu na superfície do provete, conforme indicado pela seta, seguida da sua propagação até à rotura. A superfície mostra uma fratura por fadiga transgranular, que ocorreu em diferentes planos, com variações no espaçamento das estrias, devido a condições de carga diferentes ou a heterogeneidade estrutural.

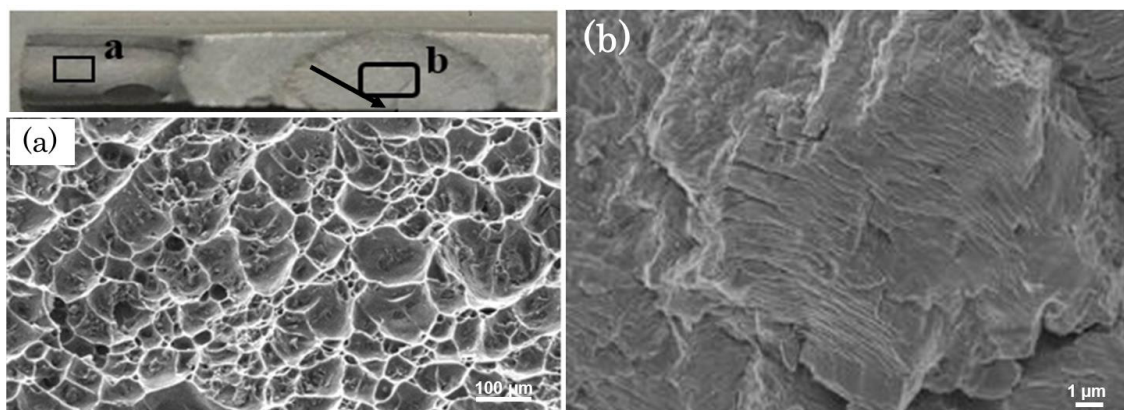


Figura 4.13 Superfícies de fratura da soldadura DLPP-56-503_P5: (a) fratura dúctil, (b) fratura por fadiga com estrias.

Na Figura 4.14 apresentam-se as superfícies de fratura de diferentes zonas de um provete da série DLPP-65-116, testado com gama de tensão ($\Delta\sigma$) de 180 MPa, tendo apresentado uma vida à fadiga de apenas 60490 ciclos. Na macrografia no topo da Figura 4.14 estão sinalizadas as zonas analisadas. Nas Figura 4.14(a) e (b) é possível identificar as zonas constituídas essencialmente por estrias características de propagação por fadiga em materiais dúcteis. Nas Figuras 4.14(c) e (d) observam-se para mesma ampliação, *dimples* característicos de deformação plástica, indicando que a fase final de crescimento rápido da fenda e a rotura final são essencialmente dúcteis.

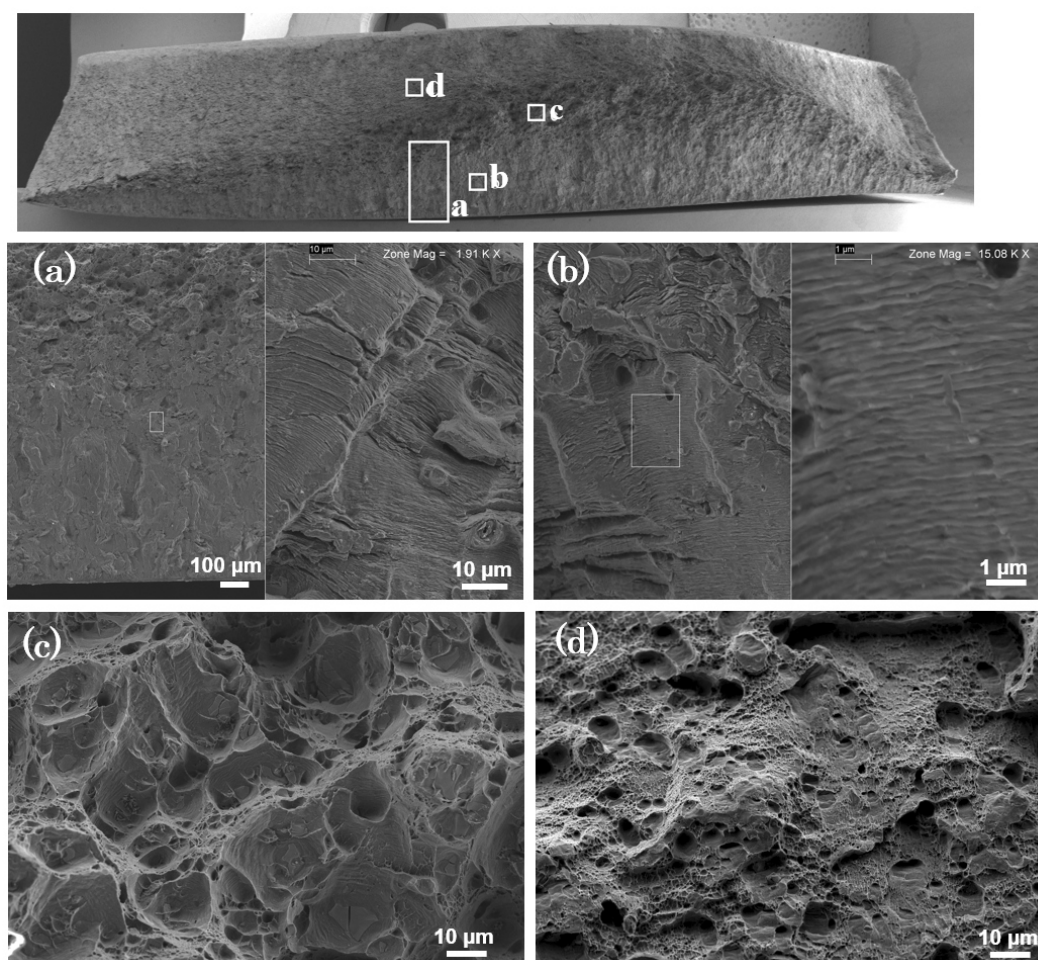


Figura 4.14 Superfícies de fratura da soldadura DLPP-65-116: (a) e (b) fraturas por fadiga; (c) e (d) fraturas dúcteis.

4.1.6 Conclusões parciais

Nesta secção foi analisada a soldabilidade de juntas *T-lap* dissimilares, nas ligas de alumínio AA5083-H111 e AA6082-T6, ambas com 3 mm de espessura. A influência dos parâmetros do processo, propriedades dos materiais e da geometria das ferramentas foram estudadas por meio de análise metalográfica e ensaios mecânico. As principais conclusões que podem ser retiradas são:

- É possível a soldadura de juntas T dissimilares por *FSW* sem defeitos;
- A problemática de redução de espessura do *skin*, causada pela necessidade de material para encher as concordâncias foi resolvida pela adição da chapa extra sobreposta ao *skin*;
- As linhas de óxidos formadas na soldadura mais quente afetaram a resistência mecânica das soldaduras no ensaio de arrancamento, mas não tiveram influência significativa no comportamento à fadiga;
- As duas ferramentas usadas permitiram obter soldaduras sem defeitos significativos, tendo sido mais difícil eliminar defeitos para a ferramenta cônica roscada progressiva;
- Neste caso observaram-se três fluxos de material distintos na zona da soldadura: um fluxo sob influência da base (*shoulder driven flow*) e dois fluxos sob influência do pino da ferramenta (*pin driven flow*);
- As soldaduras em que a liga AA5083 é localizada no *skin*, requerem velocidades de rotação da ferramenta baixas, mas com um valor do rácio (w/v) acima de 16 r/mm para evitar defeitos;
- A posição da liga na junta não afetou de forma significativa o comportamento à fadiga.

4.2. Análise da soldabilidade de juntas *T-butt* dissimilares nas ligas AA5083-H111 e AA6082-T6

As juntas *T-butt* são uma variante de montagem das chapas para obter juntas T por soldadura. Uma dificuldade comum às juntas *T-butt* está relacionada com a produção de raios de concordância entre as chapas (*skin* e *stringer*) sem ocorrer redução da espessura do *skin*. É de extrema importância desenvolver uma estratégia para este tipo de geometria capaz de evitar a redução de espessura e promover a criação de raios de concordância, no sentido de prevenir concentração de tensões e melhorar o seu comportamento em serviço.

Nestas séries, a estratégia adotada foi fazer com que a chapa do *stringer* sobressaísse do *skin* cerca de 1,4 mm, de modo a proporcionar material suficiente para preencher os filetes. A questão que se levanta é a de saber se o método funciona e se proporciona soldaduras com a qualidade requerida. O objetivo associado a este capítulo é analisar a influência do posicionamento das ligas na junta, da geometria da ferramenta e da velocidade de avanço na morfologia e no comportamento mecânico deste tipo de juntas.

4.2.1. Morfologia das juntas

Para analisar a influência da geometria das ferramentas e parâmetros de processo na morfologia das juntas, foram produzidas soldaduras nas séries 65 e 56. Foi analisada de igual modo a influência da velocidade de avanço nas soldaduras da série 56. A lista completa de todos parâmetros usados para cada série de soldaduras pode ser consultada na Tabela 3.4.

As soldaduras DBPP-65-663 e DBPR-65-663, ambas da série 65, foram produzidas usando os mesmos parâmetros, com uma pequena diferença na profundidade de penetração, mas com ferramentas diferentes. Em todas as macrografias apresentadas nesta seção, o lado de avanço corresponde o lado direito.

Nas Figuras 4.15(a) e (b) estão ilustradas macrografias de soldaduras da série 65, realizadas com os mesmos parâmetros, mas ferramentas diferentes. Verifica-se que praticamente não há redução da espessura do *skin* e observa-se um eficiente preenchimento dos raios de concordância. Este resultado mostra que a técnica adotada, de deixar saliente o *stringer* 1,4 mm além do *skin*, resolve a problemática da redução da espessura do *skin* e providencia material suficiente para preenchimento das concordâncias.

Relativamente à mistura dos materiais, parece ser mais eficiente na soldadura DBPP-65-663, (Figura 4.15(a)), produzida com a ferramenta piramidal, onde se nota a formação de uma estrutura “casca de cebola” bem definidas, em comparação com a soldadura produzida com a ferramenta cônica roscada. Essa diferença na morfologia do *nugget*, não deve ser atribuída à geometria da ferramenta, porque a ferramenta tem o mesmo perfil (cilíndrica roscada) na zona do *skin*. Portanto, essa diferença na forma como ocorre a mistura, só poderá ser influenciada pela diminuição da profundidade de penetração da ferramenta. Com aumento da penetração da ferramenta, e conseqüentemente o incremento da pressão exercida localmente, aumenta a taxa de calor gerado [193].

A geometria da extremidade do pino influencia o mecanismo do fluxo de material no *stringer*, junto aos raios de concordância, em que, um fluxo em forma de “língua” é observado, conforme indicado pelas setas curvas nas Figuras 4.15(a) e (b). O volume do fluxo de material movimentado nestas regiões é maior para ferramenta progressiva cônica roscada (Figura 4.15 (b)).

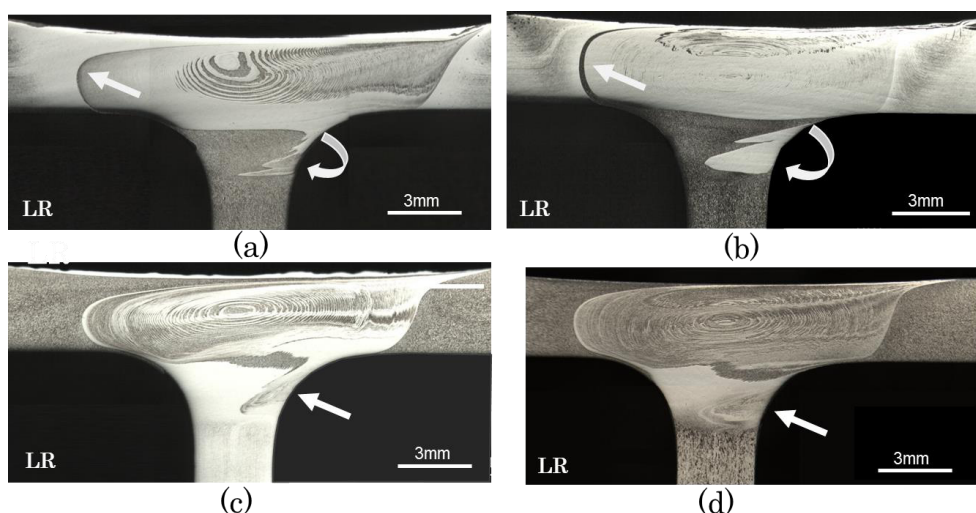


Figura 4.15 Morfologia das soldaduras: (a) DBPP-65-663; (b) DBPR-65-663; (c) DBPP-56-503; (d) DBPR-56-503.

A prevenção de defeitos internos nesta série, como por exemplo, defeitos de túnel ou mesmo de cavidades foi possível devido à elevada taxa de calor adicionado, conforme sugere o valor elevado do rácio (w/v) de 22 r/mm (ver Tabela 3.4). Esta situação corresponde à condição ideal de geração de calor, tornando o processo de soldadura mais estável [86]. Os resultados sugerem que é possível aumentar a velocidade de soldadura e ao mesmo tempo prevenir a formação de defeitos. Este aspeto é analisado na série 56, como se segue.

Nas Figuras 4.15(c) e (d) estão ilustradas as macrografias das soldaduras DBPP-56-503 e DBPR-56-503 da série 56, produzidos com os mesmos parâmetros, mas com a geometria da ferramenta diferente. As macrografias não revelam quaisquer defeitos nem redução da espessura do *skin*. Além disso, os parâmetros velocidade de rotação de 500 rpm, velocidade de soldadura de 30 mm/min e uma penetração do pino de 5,7 mm permitiram produzir um preenchimento perfeito das concordâncias.

Analisando a morfologia das soldaduras, percebe-se a formação de três fluxos bem distintos: um fluxo na parte superior, determinado pela base da ferramenta, um fluxo na zona do *skin*, induzido pela parte cilíndrica e roscada do pino e o outro na zona das concordâncias, induzido pela geometria da ponta do pino. O primeiro fluxo determina o material na superfície da soldadura, o

segundo produz a estrutura em *onion rings* no *nugget*. O terceiro fluxo tem o formato de uma “língua,” e tem lugar na concordância do lado de avanço da soldadura, conforme indicado pelas setas nas Figuras 4.15(c) e (d). Este fluxo é influenciado pelo formato do pino, sendo mais largo na soldadura produzida com a ferramenta com ponta cônica roscada, como se observou na série 65. Isso mostra que a ferramenta PR aumenta o fluxo de material na vertical, conforme observado por Zhao *et al*, [179]. Com base nestes resultados, foi analisada a influência da velocidade de soldadura na qualidade das soldaduras, usando a ferramenta com ponta cônica roscada, por ser um parâmetro que afeta diretamente a produtividade de soldadura.

A velocidade de soldadura foi aumentada para 120 mm/min (DBPR-56-5012), 160 mm/min (DBPR-56-5016) e 220 mm/min (DBPR-56-5022), mantendo constantes os restantes parâmetros. A Figura 4.16 mostra macrografias obtidas para cada velocidade de soldadura.

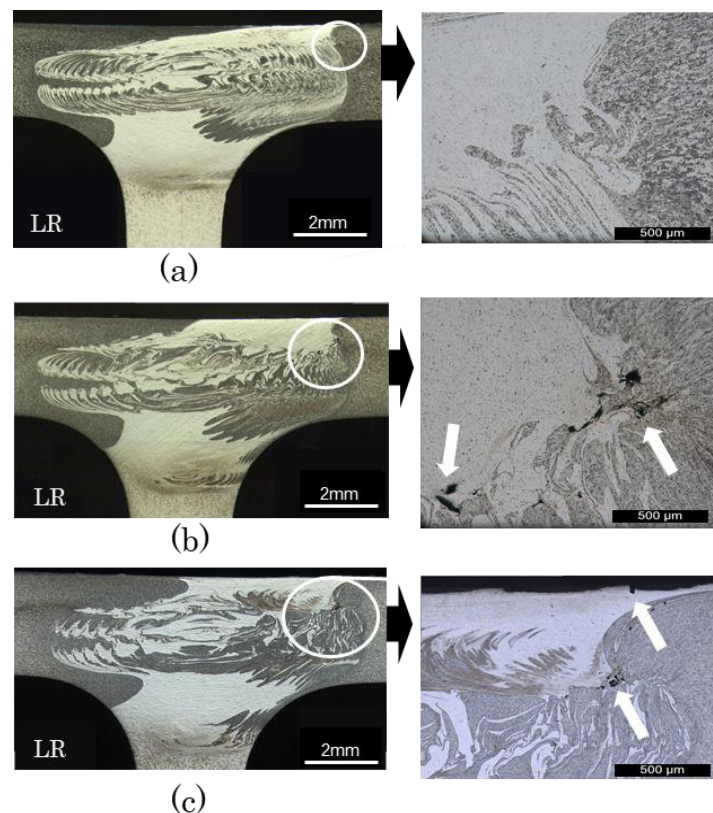


Figura 4.16 Macrografias da série 56 para diferentes velocidades de avanço: (a) DBPR-56-5012; (b) DBPR-56-5016; (c) DBPR-56-5022.

Analisando os resultados, observou-se que o aumento da velocidade para 120 mm/min não produziu defeitos, ver Figura 4.16 (a) com respectivo detalhe. Mas para a velocidade de 160 mm/min, são formados defeitos túnel no lado de avanço, na zona do *skin*, conforme indicado na Figura 4.16 (b). Aumentando ainda a velocidade para 220 mm/min, além da presença dos defeitos túnel, houve também a formação de defeito de cavidades na superfície da soldadura, conforme indicado pelas setas na Figura 4.16 (c).

O surgimento de defeitos deve-se ao facto de que, a altas velocidades de avanço, diminuem a quantidade de calor adicionado ao processo, penalizando o fluxo de material na zona de transição entre o *nugget* e a zona afetada termomecanicamente. Tendência similar também foi observada por outros autores [15,194]. Talvez uma das opções seria aumentar a velocidade de rotação com a finalidade de aumentar a taxa de calor adicionado. Contudo, conforme referido por Rodrigues *et al*, [86], no caso de ligas de alumínio da série 5xxx, não se verificam vantagens substanciais quando altas velocidades de rotação são utilizadas.

4.2.2. Microestrutura

As mudanças microestruturais observadas nas soldaduras, quer na série 65 quer na 56 são muito semelhantes. A título de exemplo, apresenta-se na Figura 4.17 algumas das microestruturas da soldadura DBPR-56-5012. A Figura 4.17 (a) dá uma visão genérica das zonas microestruturais do *stringer*. Nesta figura é visível a transição entre o *nugget*, a ZATM e a ZAT. A extensão desta última região depende da quantidade calor gerado durante o processo.

Um detalhe da zona do *nugget* está ilustrado na Figura 4.17 (b), onde se pode observar a presença das duas ligas, diferenciadas pela coloração. A liga AA5083 apresenta grãos escuros, enquanto que a liga AA6082 é identificada pela cor clara dos grãos. Nesta imagem é perceptível a definição de um grão com tamanho mais reduzido quando comparado com o tamanho do grão dos materiais

base devido ao efeito da recristalização dinâmica. A Figura 4.17 (c) ilustra a microestrutura da liga AA6082, que apresenta grãos alongados na direção de laminagem, com um tamanho médio de 28,4 μm por 38,5 μm . Na Figura 4.17 (d) está ilustrada a microestrutura da liga AA5083, caracterizada por grãos mais arredondados, com tamanho médio de 14,8 μm por 15,8 μm .

No sentido de efetuar uma análise comparativa entre as microestruturas das várias soldaduras, foi determinado o tamanho médio dos grãos de cada soldadura no *nugget* do *skin*, e os resultados estão listados na Tabela 4.5. Na mesma tabela também é apresentado o rácio (w/v), de forma a ter uma ideia comparativa do calor adicionado em cada soldadura.

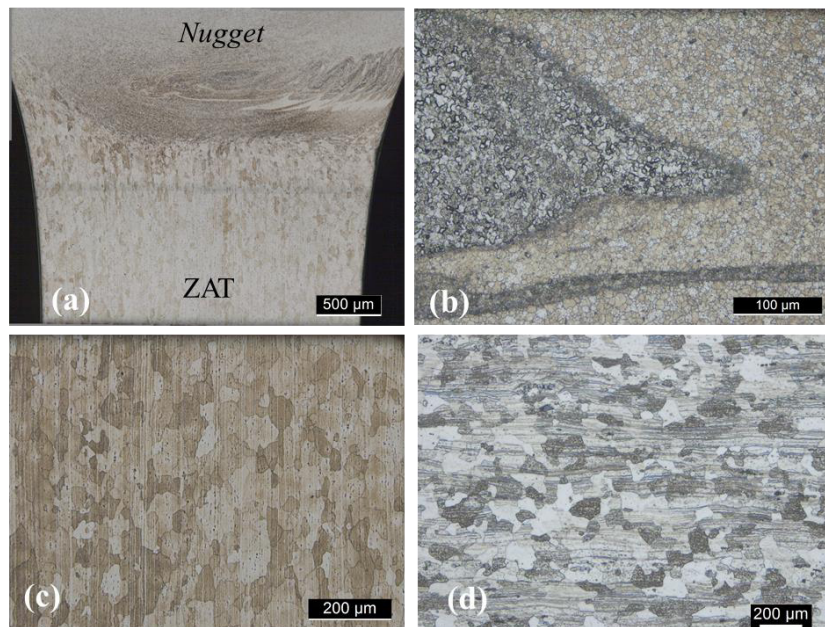


Figura 4.17 Microestruturas da soldadura DBPR-56-5012: (a) transição entre *skin* e *stringer*; (b) *nugget*; (c) material base da liga AA6082-T6; (d) material base na liga AA5083-H111.

Quando se compara os valores do tamanho de grão presente na última coluna da Tabela 4.5, percebe-se que, independentemente da combinação dos materiais base, soldaduras produzidas com a ferramenta progressiva piramidal (DBPP-65-663 e DBPP-56-503) apresentam tamanho de grão na zona do *nugget* maior, cerca de 37% em relação às soldaduras produzidas com ferramenta cônica roscada DBPR-65-663 e DBPR-56-503. Isso sugere que a ferramenta PP gera mais calor que a ferramenta PR. O estudo mais detalhado da influência da

geometria do pino na distribuição de temperatura é apresentado mais adiante, na seção 4.4.3. Resultado semelhante foi reportado por Srinivasa *et al*, [195], onde referem que um pino com perfil quadrático permite produzir soldaduras com melhores propriedades mecânicas em com as soldaduras produzidas com pino cônico roscado. Refira-se, contudo, que a geometria da ferramenta na zona do *skin* é idêntica para os dois casos, cilíndrica roscada.

Com base na Tabela 4.5 também é possível notar que, à medida que a velocidade de avanço aumenta, diminui o tamanho de grão, devido ao menor calor adicionado no processo. Isso justifica o fluxo de material ineficiente, observado nas Figura 4.16 (b) e (c), favorecendo assim a formação de defeitos. Estes resultados são diferentes daqueles obtidos pelo Paidar *et al*, [196] que observaram um aumento do tamanho de grão com aumento da velocidade de soldadura da liga AAA5182. Contudo, esta observação deveu-se ao facto de a liga AA5182 ser reforçada com nanopartículas de Carbetto de Tungstênio (WC).

Tabela 4.5 Tamanho médio de grão no *nugget*.

Série	Código da soldadura	w/v (r/mm)	Tamanho de grão (μm)
65	DBPP-65-663	22	13,1
	DBPR-65-663	22	8,2
56	DBPP-56-503	16,7	11,8
	BBPR-56-503	16,7	9,2
	DBPR-56-5012	4,2	5,7
	DBPR-56-5016	3,1	5,4
	DBPR-56-5022	2,3	3,3
MB	AA5083-H111	...	14,8x15,8
	AA6082-T6	...	28,4x38,5

4.2.3. Comportamento mecânico

4.2.3.1. Análise dos perfis de microdureza

Os resultados obtidos na medição dos perfis de dureza estão apresentados nas Figura 4.18 e Figura 4.19.

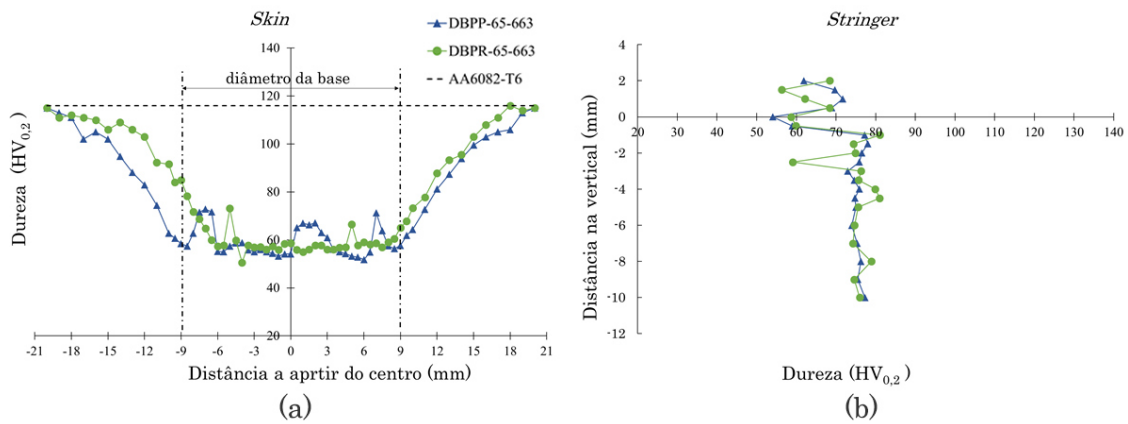


Figura 4.18 Perfis de dureza de seções transversais das soldaduras DBPP-65-663 e DBPR-65-663: (a) na direção do *skin*; (b) na direção do *stringer*.

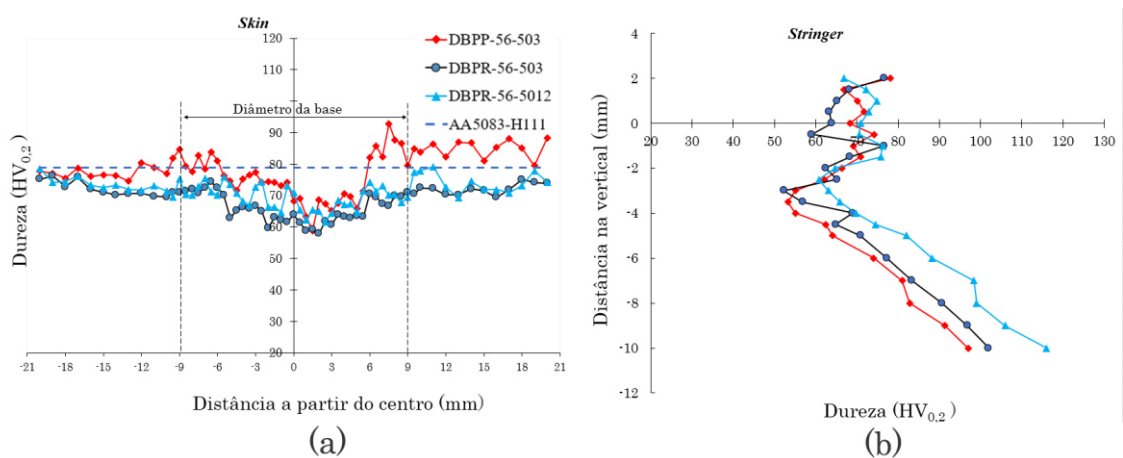


Figura 4.19 Perfis de dureza de seções transversais das soldaduras da série 56: (a) direção do *skin*; (b) direção do *stringer*.

Para fim de comparação, as durezas dos materiais base do *skin* são sobrepostas ao gráfico, conforme indicado pela linha tracejada. Os valores médios da dureza das ligas AA6082 e AA5083 são 116 HV_{0,2} e 83,5 HV_{0,2}, respectivamente.

A Figura 4.18(a) mostra as soldaduras da série 65 produzidas com os mesmos parâmetros, exceto a geometria da ferramenta. A análise dos perfis de

dureza permitiu verificar uma perda da dureza de cerca de 50% no *skin*. A perda de dureza verificada nas soldaduras da série 65 apresentam uma evolução em W, e pode ser explicada pela dissolução dos precipitados endurecedores no *nugget* [197], tal como observado anteriormente. Além disso, ocorreu perda de dureza na ZAT, devido ao crescimento de precipitados, conforme reporta Pabandi *et al*, [116]. Os perfis de dureza não mostram diferença significativa nestas soldaduras, o que sugere que estes não são influenciados pela geometria da ferramenta.

Nas soldaduras da série 56 a perda de dureza é de apenas de 25%, Figura 4.19(a), e pode ser atribuída ao efeito de recozimento, porque a liga AA5083 é ligeiramente deformada a frio (H111). Outro fator está associado à incorporação da liga AA6082, no *nugget*. Os perfis de dureza são semelhantes, embora a ferramenta PP origine um ligeiro aumento na dureza na soldadura, principalmente do lado de recuo, mas que não pode ser atribuído à ferramenta.

No que concerne à variação da velocidade de avanço na série 56, de igual modo, não foram observadas diferenças significativas nos perfis de dureza. Contudo, o aumento da velocidade de avanço na soldadura DBPR-56-5012 permitiu uma menor redução da dureza na região do *nugget*, Figura 4.19(a)) bem como na direção do *stringer*, Figura 4.19(b).

Outro aspeto a destacar na análise dos perfis de dureza são as extensões das regiões do *nugget*. Quer na série 65, quer na série 56, o *nugget* tem dimensão semelhante, não sendo afetado pela geometria da ferramenta. O parâmetro que maior influência apresentou na dureza das zonas soldadas é a velocidade de avanço, onde se verificou que as soldaduras produzidas com velocidade de 120 mm/min apresentavam menor extensão do *nugget*, devido ao menor calor adicionado.

4.2.3.2. Resistência à tração

Para analisar a influência da geometria das ferramentas e dos parâmetros do processo, bem como o posicionamento dos materiais, no comportamento à

tração, foram efetuados ensaios de tração na direção do *skin*, para soldaduras sem defeitos. As curvas obtidas, incluindo as curvas dos materiais base, estão apresentadas na Figura 4.20(a). Todas as soldaduras apresentam uma redução da resistência mecânica assim como menor deformação na rotura em relação ao material base, independentemente da ferramenta, dos parâmetros de soldadura e da posição dos materiais. Os resultados dos ensaios estão listados na Tabela 4.6. A eficiência mecânica está definida em relação à liga menos resistente, a AA 5083.

Analisando as curvas é possível observar que a posição dos materiais na junta tem influência na resistência mecânica. As soldaduras da série 65 apresentaram perda da resistência à tração em 40%, enquanto que nas soldaduras da série 56, a perda varia de 4% a 13%.

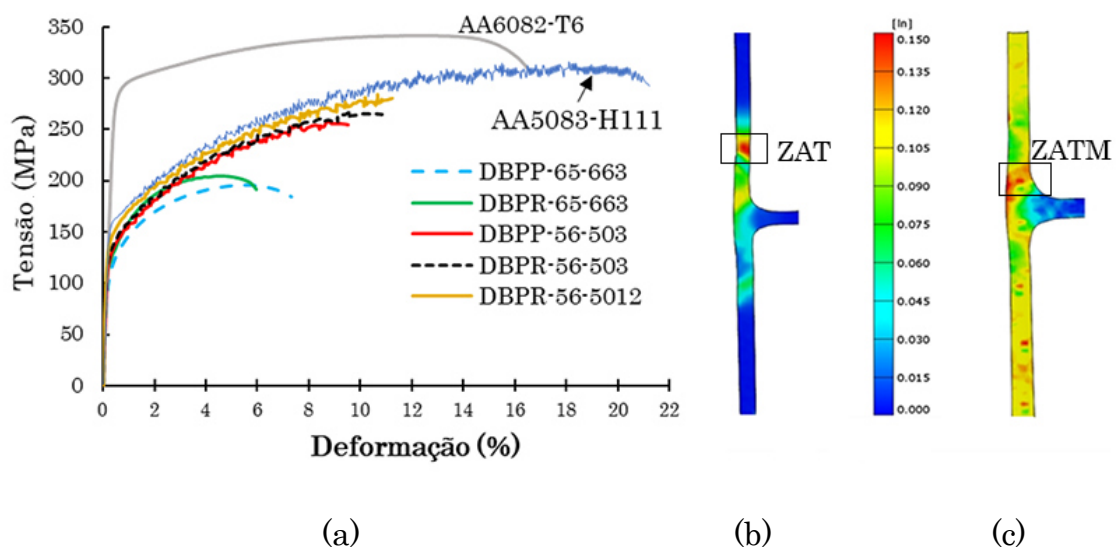


Figura 4.20 (a) Evolução das curvas de tensão-deformação obtidas na direção do *skin*; mapa de distribuição de tensões próximo da carga máxima das soldaduras: (b) DBPP-65-663; (c) DBPR-56-5012.

Estes resultados estão de acordo com os resultados da dureza, apresentados anteriormente, em que a série 65 apresentou uma redução de dureza na soldadura de 50%. As melhores condições de resistência e ductilidade foram obtidas na soldadura com AA5083 posicionado no *skin* e com a velocidade de avanço de 120 mm/min.

Tabela 4.6 Propriedades mecânicas e zonas de fratura das soldaduras.

Série	Código da soldadura	Tensão máxima (MPa)	Deformação (%)	Zona de fratura	Eficiência (%)
65	DBPP-65-663	184,3	7,33	ZAT	60,1
	DBPR-65-663	190,9	5,97	ZAT	62,2
56	DBPP-56-503	254,9	9,52	ZATM	87,2
	BBPR-56-503	264,3	10,86	ZATM	90,5
	DBPR-56-5012	280,1	11,22	ZATM	95,9
MB	AA5083-H111	292,2	21,22
	AA6082-T6	306,8	16,54

Na Tabela 4.6 onde estão resumidas as zonas de rotura dos provetes, também se pode verificar que estas são função do material do *skin*. Para série 65, as roturas ocorrem essencialmente nas ZAT, conforme indicado pela coloração a vermelho no mapa de deformações na Figura 4.20 (b). Na série 56, a rotura deu-se na fronteira entre ZATM e ZAT, Figura 4.20 (c). Um dado importante, que vale a pena realçar, é que as roturas não ocorreram nas regiões de menor dureza (*nugget*), porque esta zona é reforçada pelo *stringer*.

Relativamente a influência da velocidade de avanço na resistência à tração, o estudo permite observar que, a resistência à tração nas soldaduras produzidas com velocidades de avanço mais elevadas de 120 mm/min (DBPR-56-5012) apresentaram maior eficiência mecânica em relação as soldaduras produzidas com velocidade de 30 mm/min (DBPR-56-503). Isso pode ser explicado pelo fato de uma velocidade de avanço elevada adicionar menos calor ao processo, conforme indicado pelo rácio (w/v) de 4,2 r/mm, (ver a Tabela 4.5). Cavaliere *et al*, [198] observaram comportamento similar em soldaduras dissimilares em juntas de topo, nas ligas de alumínio 6082-2024.

Para analisar a influência do perfil da geometria da ferramenta na resistência mecânica, duas soldaduras, DBPP-56-503 e DBPR-56-503, foram consideradas. Ambas as soldaduras foram produzidas com os mesmos

parâmetros, exceto a ferramenta. Na Figura 4.20 (a) observa-se que as curvas das duas soldaduras são muito semelhantes o que permite concluir que as ferramentas progressivas piramidal e cônica roscada não têm influência nas propriedades mecânicas, embora a soldadura produzida com a ferramenta com pino cônico roscado apresente um ligeiro aumento de resistência à tração de 4%.

A Figura 4.21 ilustra as superfícies de rotura de dois provetes produzidos com os mesmos parâmetros de soldadura, mas com o material do *skin* diferente. A Figura 4.21(a) apresenta a superfície de rotura de um provete da soldadura DBPP-65-503 e a Figura 4.21(c) a superfície de fratura do provete da soldadura DBPP-56-503. Ambas as superfícies apresentam fraturas dúcteis, com *dimples* irregulares e profundos, mas de dimensões muito diferentes. Isto resulta de as roturas ocorrerem em ligas diferentes, na AA6082 no primeiro caso e na AA5083, no segundo. Os precipitados detetados no interior dos *dimples* apresentam dimensões variando entre 0,5 e 1,5 μm e composições diferentes, os primeiros ricos em Fe, Mg e Si, Figura 4.21(b) e os segundos em Mg e Si, Figura 4.21(d).

Estes precipitados não são responsáveis pela redução localizada de dureza, mas estão na origem das fraturas. A perda de dureza é atribuída geralmente à dissolução de precipitados, como os do tipo β'' - Mg_5Si_6 , que são observáveis apenas em microscópio eletrónico de transmissão (MET), conforme reportado por Svensson *et al*, [199].

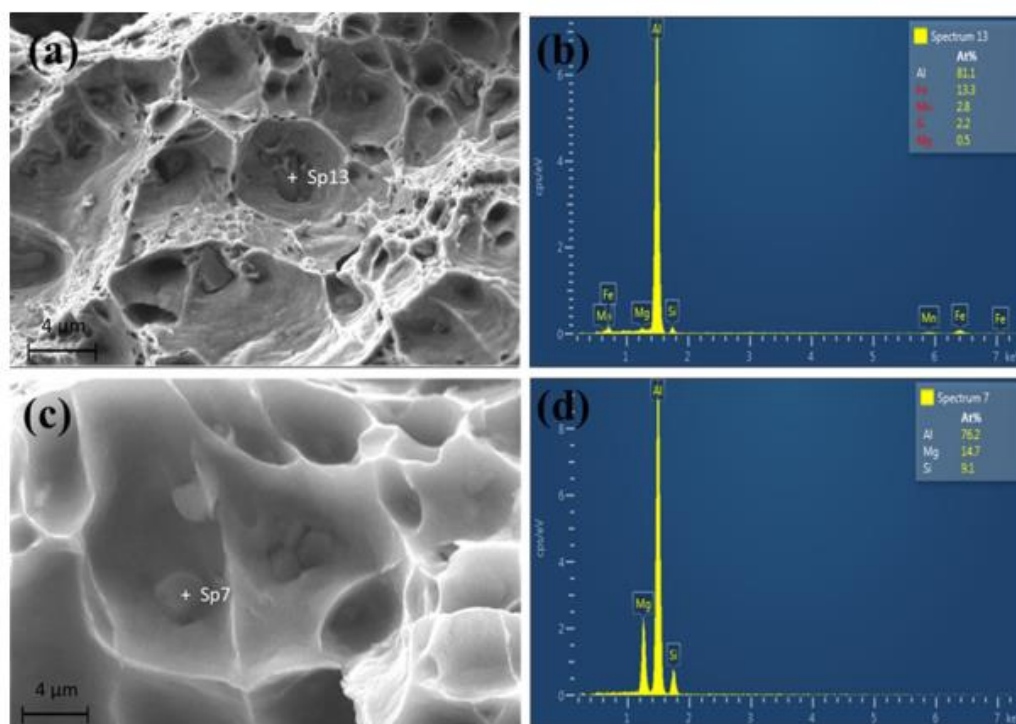
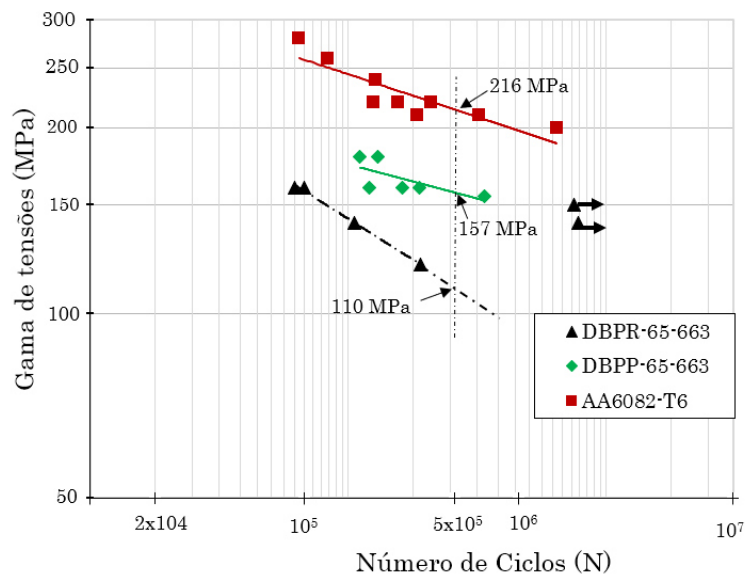


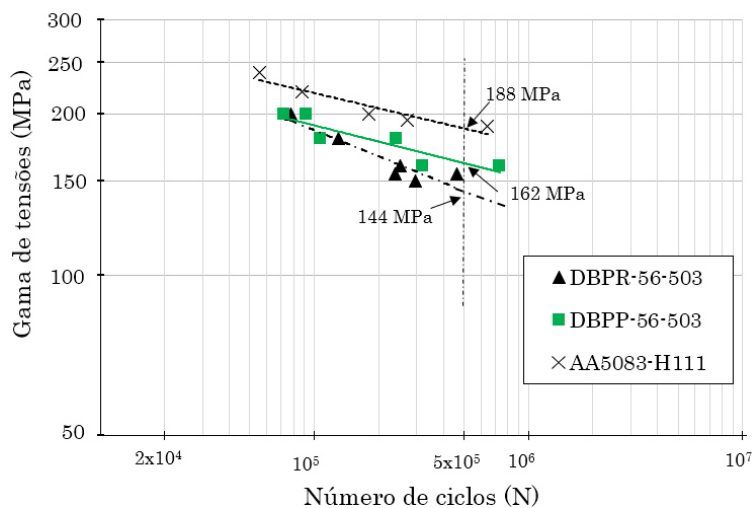
Figura 4.21 (a) e (b) Superfície de rotura com respetivo espetro da análise EDS da junta DBPP-65-503; (c) e (d) superfície de fratura e espetro de análise EDS da junta DBPP-56-503.

4.2.3.3. Comportamento à fadiga

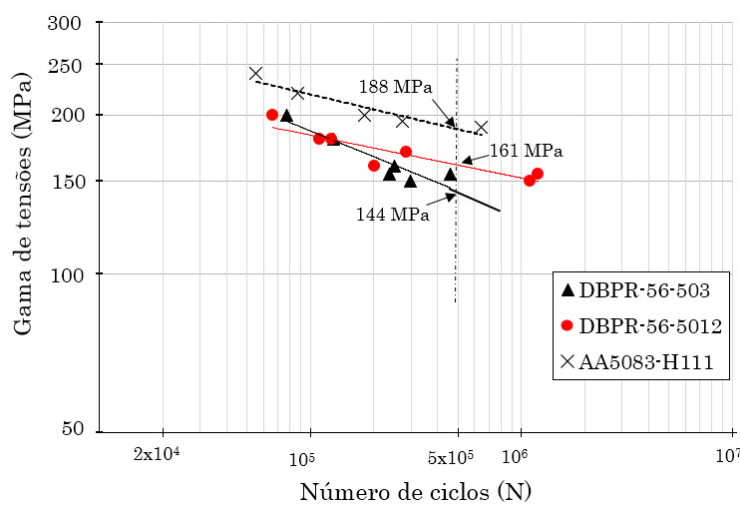
Os resultados dos ensaios da resistência à fadiga, efetuados para soldaduras dissimilares sem defeitos superficiais estão apresentados da Figura 4.22. O comportamento à fadiga dos materiais base (AA5083-H111 e AA6082-T6) é também apresentado para fins comparativos. Os ensaios de fadiga foram efetuados para gamas de tensão entre 100 e 200 MPa. A Tabela 4.7 apresenta o resumo dos valores de resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos, assim como os valores do fator (m) para cada curva. De um modo geral, todas soldaduras dissimilares em junta *T-butt*, independentemente da série, apresentam resistência à fadiga inferior quando comparados com a resistência dos materiais base.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.22 Curvas de fadiga S-N para as soldaduras das séries 65 e 56.

A Figura 4.22 (a) analisa a influência da geometria da ferramenta na resistência à fadiga de soldaduras da série 65, produzidas com os mesmos parâmetros, sendo a velocidade de rotação de 660 rpm e a velocidade de avanço de 30 mm/min. Os resultados permitem concluir que as soldaduras feitas com ferramenta cônica roscada apresentam menor resistência à fadiga em relação à soldadura produzida com pino piramidal. Este comportamento é devido à presença de linhas de óxidos no lado de recuo, conforme se refere no tópico seguinte, na análise fractográfica. Possivelmente estes óxidos são causados por um veio de fluxo de material na zona do *skin*, conforme indicado pela seta na Figura 4.15 (b). Segundo Hung *et al*, [200] as linhas de óxidos são zonas preferenciais de iniciação de fendas na presença de solicitação cíclica. A natureza das linhas de óxidos, torna-as difíceis de detetar por meio da análise metalográfica.

A maioria dos provetes romperam no lado de recuo, junto à ZATM, coincidente na região do fluxo. Os pontos indicados com setas, à direita na Figura 4.22 (a), correspondem aos provetes que não fraturam acima de um milhão e meio de ciclos, na gama de tensões entre 120 e 180 MPa.

A resistência à fadiga para a soldadura DBPR-65-663 foi de 110 MPa, para uma vida à fadiga de 5×10^5 ciclos. O declive da curva S-N para essa soldadura é muito baixo ($m = 4,5$), indicando um estágio muito curto da iniciação da fenda e consequentemente, a fase de propagação da fenda é predominante. A soldadura produzida com a ferramenta progressiva piramidal (DBPP-65-663), apresentou melhor resistência à fadiga de 157 MPa, para a mesma vida.

Para analisar a influência da geometria da ferramenta e da posição das ligas na resistência à fadiga das soldaduras da série 56, foram consideradas as juntas (DBPP-56-503 e DBPR-56-503), produzidas com os mesmos parâmetros, mas com ferramentas diferentes.

Tabela 4.7 Resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação.

Série	Código da soldadura	Resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos (MPa)	Perda da resistência à fadiga em relação a MB (%)	Fator m
65	DBPP-65-663	157	27	13,5
	DBPR-65-663	110	49	4,5
56	DBPP-56-503	162	14	9,9
	BBPR-56-503	144	23	6,1
	DBPR-56-5012	161	14	12,3
MB	AA5083-H111	188	...	10,5
	AA6082-T6	216	...	8,7

Os resultados da Figura 4.22 (b) mostram que a geometria da ferramenta não influencia significativamente o valor da resistência à fadiga, por apresentar resultados bastantes semelhantes, e com uma perda de resistência na ordem de 14-23% em relação ao material base, conforme listado na Tabela 4.7. Com base nos valores de declive das curvas S-N, pode concluir-se que, independentemente da posição dos materiais, as juntas *T-butt* dissimilares produzidas com a ferramenta progressiva cônica roscada, apresentam valores do fator “m” muito baixos, o que indica a ocorrência de iniciação da fenda para menor número de ciclos. Com isso pode-se dizer que juntas produzidas com a ferramenta piramidal tem melhor comportamento à fadiga.

Na Figura 4.22 (c) mostra o comportamento à fadiga de duas soldaduras com diferentes velocidades de avanço. Quando comparadas entre si, a soldadura (DBPR-56-5012), produzida com velocidade de 120 mm/min, apresenta uma melhoria substancial da resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos. Esta mesma tendência foi observada para a resistência à tração das juntas.

Notou-se também que soldaduras em que a liga AA6082 era posicionado no *skin* (série 65) apresentaram grande perda de resistência à fadiga, compreendida entre 27-49%. Nas juntas em que a liga AA5083 era posicionado no *skin* a perda foi apenas de 14-23%. De modo geral, comparando todas as séries

das soldaduras apresentadas na Figura 4.22, verifica-se que a série 56 exibiu melhores propriedades de fadiga, em particular para vida longa. Assim, dos resultados apresentados pode concluir-se que, para se obter melhores propriedades à fadiga em junta *T-butt* dissimilares, recomenda-se que a liga AA5083-H111 seja posicionado como *skin* e a liga AA6082-T6 como *stringer*.

4.2.3.4. Análise de superfícies de fratura

As superfícies de fratura dos provetes submetidos a ensaios de fadiga, foram analisadas, para melhor compreender os mecanismos de fratura envolvidos. Dos casos analisados apresentam-se apenas os dos provetes P1 e P6 das soldaduras DBPR-65-663 e DBPP-56-503, respetivamente.

O provete P1 foi ensaiado com uma amplitude de tensão de 160 MPa, tendo completado 33 ciclos até à rotura que ocorreu na ZATM do lado de recuo. O número de ciclos muito baixo até à rotura é uma clara indicação da presença de defeitos. A Figura 4.23, apresenta as diferentes regiões observadas na superfície de fratura. Para este provete (P1), a fratura ocorreu junto da camada de fluxo de material ascendente no lado de recuo, na zona superior do *skin*, conforme indicado com a seta na macrografia da Figura 4.15(b). No topo da Figura 4.23, está apresentada a vista geral da região de fratura, em que as letras indicam as regiões analisadas com mais detalhe. Na Figura 4.23 (a) estão indicadas com setas duas regiões estreitas, que ofereceram maior resistência à fratura. A região côncava localizada entre estas áreas marcadas com setas não parece ter contribuído para a resistência à fadiga do provete. A Figura 4.23 (a.1) é uma ampliação de uma região da imagem (a), em que é evidente a coalescência de vazios, fenómeno tipo de fratura dúctil.

Na Figura 4.23 (b) observa-se a formação de estrias de propagação por fadiga, o que é estranho, atendendo à vida reduzida do provete, apenas 33 ciclos. No entanto, pelo número de estrias formado e pelo espaçamento entre si, o fenómeno pode ser explicado pela ressonância da alta-frequência que ocorreu,

neste caso no equipamento de teste de fadiga (servo-hidráulico), devido à descida brusca de carga aquando da rotura.

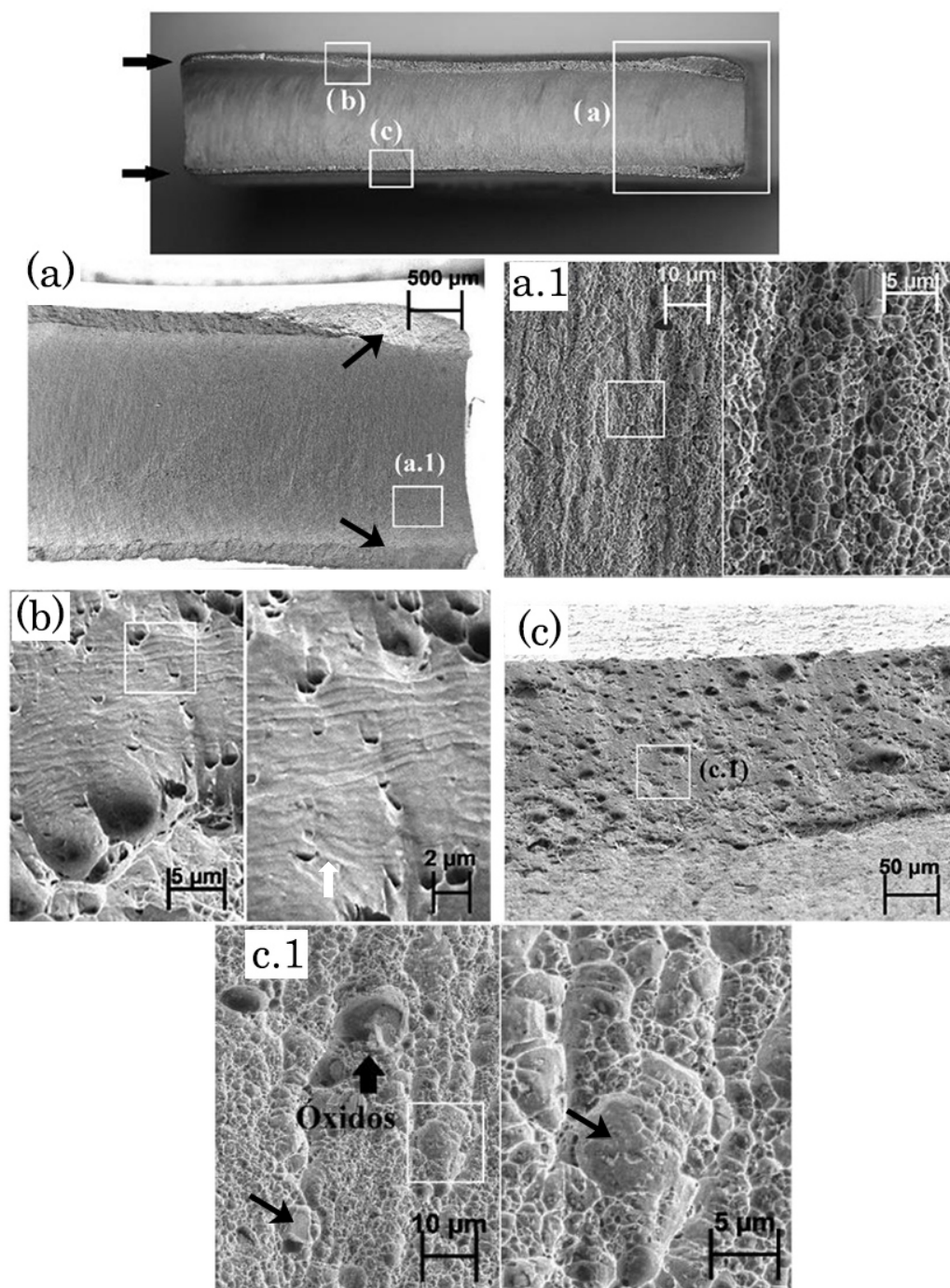


Figura 4.23 Superfície de fratura de amostra da soldadura DBPR-65-663_P1.

Por outro lado, as estrias foram observadas apenas na zona superior indicada com uma seta, enquanto na zona inferior (Figura 4.23(c)), e com a respetiva imagem ampliada na Figura 4.23(c.1), também foi observada

coalescência de vazios, indicando que na região (c) ocorreu uma fratura dúctil. Na superfície da Figura 4.23(c.1) observa-se também a presença de fraturas de produtos frágeis, presumivelmente óxidos, conforme indicado com setas, bem como na imagem ampliada à direita.

Analisa-se agora a superfície de fratura do provete P6 da soldadura DBPP-56-503, igualmente ensaiado com uma amplitude de tensão de 160 MPa, tendo completado 734763 ciclos até à rotura na ZAT. Na Figura 4.24 estão ilustradas as imagens das superfícies de fratura obtidas com recurso a SEM. No topo está apresentada a vista geral da superfície de fratura, onde são visíveis duas morfologias de fratura bem distintas. O lado esquerdo da imagem corresponde à região onde ocorreu a propagação de fenda por fadiga, e onde não foi observada redução de espessura do provete. No lado direito observa-se um comportamento dúctil, com redução de espessura.

Na Figura 4.24(a), os contornos que definem a existência de degraus (destacados com setas), foram formados através de iniciações múltiplas de fendas, que se propagaram em diferentes planos, muito antes da junta fraturar. Uma das zonas de iniciação da fenda está destacada com círculos concêntricos.

Com a utilização da ampliação superior na região indicada no quadrado com contornos branco, é possível visualizar (imagem a.1) as estrias de propagação de fadiga. No lado direito da macrografia, a superfície de fratura apresenta uma região semelhante à apresentada pelo provete DBPR-65-503_P1, onde na parte central é côncava, possivelmente causada pela presença de linha de óxidos. Nessa região observa-se a ocorrência de estrição do provete, o que provocou a redução da espessura nesta zona. As imagens das Figura 4.24 (b) e (b.1) apresentam um número maior de *dimples*, indicando uma fratura essencialmente dúctil.

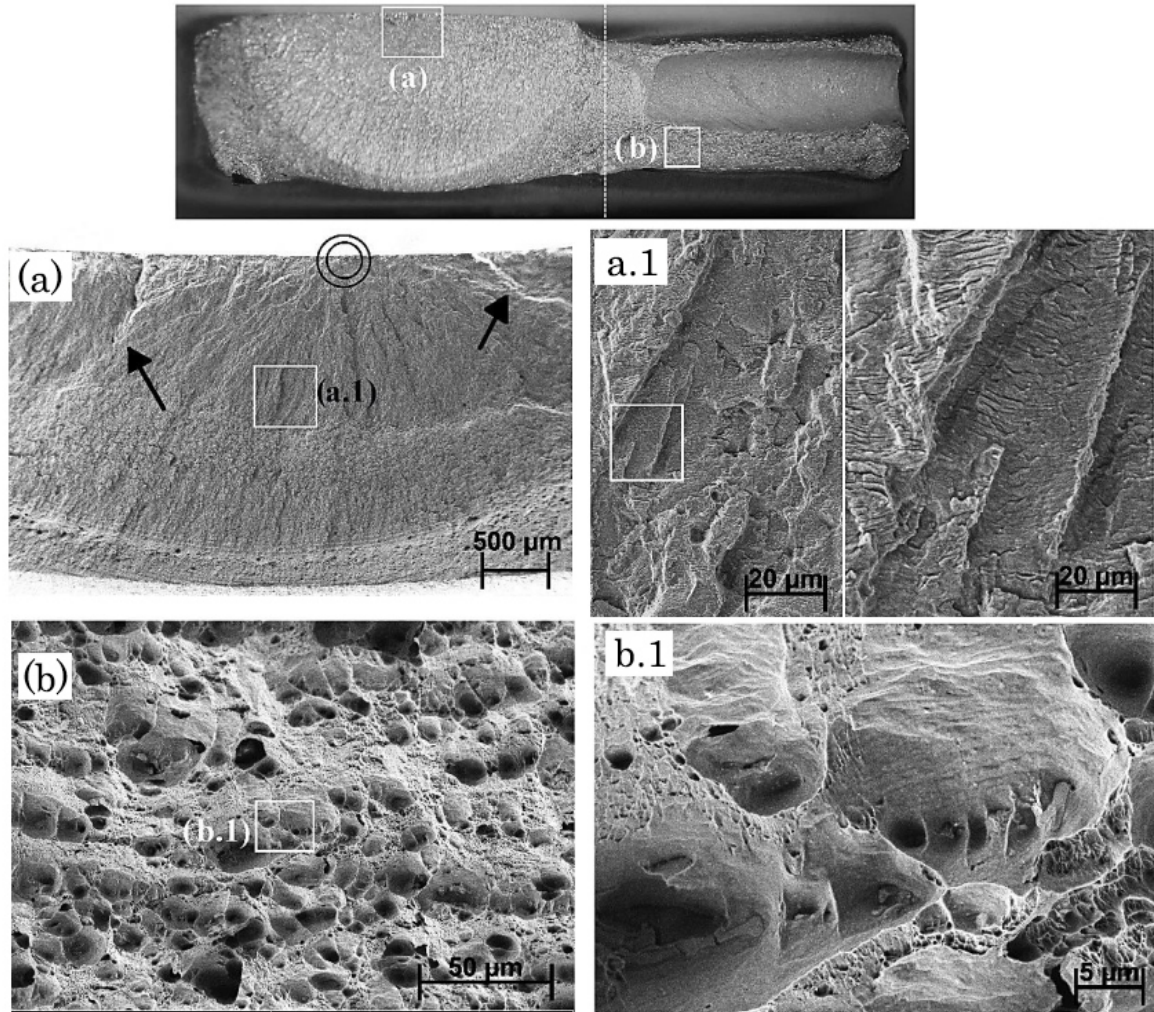


Figura 4.24 Superfície de fratura de amostra da soldadura DBPP-56-503_P6.

4.2.4. Conclusões parciais

A análise da soldabilidade de junta *T-butt* dissimilares nas ligas de alumínio AA5083 e AA6082, permitiu concluir o seguinte:

- É possível produzir soldaduras dissimilares em junta *T-butt* usando a tecnologia FSW sem defeitos significativos, e sem redução de espessura no *skin*. Esta estratégia de preparação de junta, com o *stringer* saliente 1,4 mm, permitiu obter soldaduras com raios de concordância devidamente preenchidos;

- Este estudo mostrou também que o fluxo dos materiais na zona dos filetes é fortemente condicionado pela geometria do pino da ferramenta progressiva;
- Os parâmetros do processo influenciam a qualidade das soldaduras. Velocidades de soldadura excessivas conduzem a juntas com defeitos;
- A geometria do pino não influencia a resistência à tração das soldaduras, independentemente do tipo da soldadura (*T-lap* ou *T-butt*);
- As juntas com AA5083 como *skin* apresentam melhor comportamento à fadiga;
- O aumento da velocidade de soldadura aumenta a resistência mecânica estática e à fadiga das soldaduras;
- As soldaduras *T-butt* não requerem maquinagem posterior.

4.3. Análise de soldaduras tridissimilares nas ligas de alumínio AA5083-H111, AA2017-T4 e AA6082-T6

Nesta secção é analisada a exequibilidade da soldadura entre três ligas de alumínio distintas (tridissimilar) em juntas *T-butt*, com recurso a *FSW*. É dada especial atenção à influência das propriedades dos materiais e da velocidade de soldadura na morfologia, microestrutura e comportamento estático e dinâmico das soldaduras. Na análise da influência das propriedades dos materiais, as ligas AA2017 e AA5083 foram alternando entre o lado de avanço e de recuo e a liga AA6082 manteve-se posicionado no *stringer*. Os parâmetros velocidade de rotação, geometria da ferramenta e o ângulo de ataque mantiveram-se constante, mas variou-se a velocidade de avanço. A nomenclatura adotada e os restantes parâmetros de processo estão resumidos na Tabela 3.5.

4.3.1. Caraterização morfológica

Na Figura 4.25 estão ilustradas as morfologias de duas soldaduras da série 562 produzidas com as velocidades de 30 mm/min e 280 mm/min, Figura 4.25(a) e (b), respetivamente. O resultado mostra que para diferentes valores de rácio (w/v) resulta uma qualidade superficial da soldadura diferente.

Na generalidade, as soldaduras das duas séries, 562 e 265 apresentaram boa qualidade superficial, soldadura constante e com estrias regulares. A morfologia da Figura 4.25 (a) aparece com estrias mais espessas o que é devido à pouca distância percorrida pela ferramenta por cada revolução ($v/w=0,06$ mm), originando a sobreposição das estrias. Relativamente à Figura 4.25 (b), apesar de apresentar bom acabamento superficial, pequenos defeitos de cavidade na superfície no lado de avanço são formados, conforme indicam as setas.

A formação destes defeitos superficiais pode ser atribuída à menor calor adicionado ($w/v=1,8$ r/mm), que por sua vez provoca um fluxo de material pouco plastificado à volta do pino. Todos os fatores são controlados pelos parâmetros do processo [201,202].

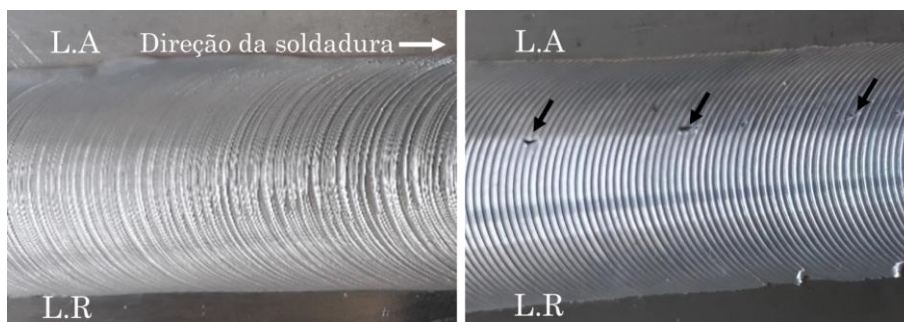


Figura 4.25 Qualidade superficial das soldaduras da série 562 produzidas com diferentes velocidades de avanço: (a) 562-30 e (b) 562-280.

Na Figura 4.26(a) estão ilustradas as curvas dos ciclos térmicos das soldaduras da série 562 medidos no lado de avanço. Como era espectável, as curvas mostram que à medida que a velocidade de avanço aumenta, diminuem os picos de temperaturas atingidas assim como o tempo do ciclo de arrefecimento por causa do menor calor adicionado. A Figura 4.26 (b) faz a análise dos picos de temperaturas atingidos no início e no fim do processo. Não foram registadas diferenças de temperatura significativas entre os dois pontos de medição, pelo fato de estarem distanciados apenas 220 mm, (ver, Figura 3.4), distância insuficiente para que haja uma maior dissipação de calor.

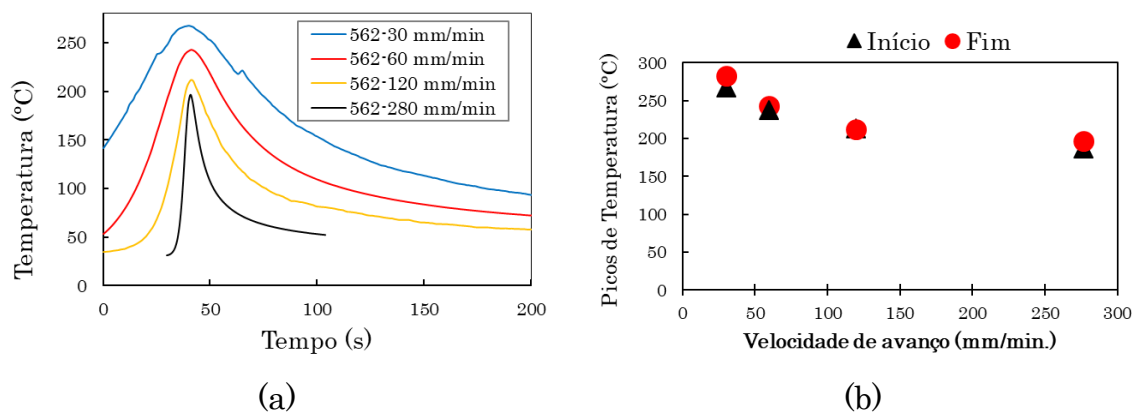


Figura 4.26 Série 562: (a) Ciclos térmicos medidos no lado de avanço para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura no início e fim da soldadura.

Por outro lado, é de frisar que os valores de temperatura lidos não são os valores máximos atingidos no centro de soldadura, em virtude dos termopares estarem localizados a uma distância fixa de 14 mm a partir do eixo central da soldadura, mas as curvas obtidas ilustram muito bem a influência da velocidade de avanço na quantidade de calor gerado.

Os máximos de temperatura medidos no lado de avanço na série 265 são consistentemente mais altos quando comparados com os máximos de temperatura atingidos no lado de recuo para todas amostras, cerca de 19°C em média, conforme mostrado na Figura 4.27 (a). Isso pode ser explicado pela forma como o pino movimento o material entre o lado de recuo e de avanço, conforme demonstrado experimental e numericamente por Jamshidi *et al*, [203] e Nanda *et al*, [193]. O ciclo térmico gerado durante o processo mostrou ser dependente da liga posicionada no lado de avanço ou de recuo. A Figura 4.27(b) mostra os picos de temperatura nas duas séries. Os resultados indicam que as temperaturas registadas são mais altas quando a liga AA2017-T4 é posicionada no lado de avanço, do que quando está no lado de recuo, independente da velocidade de soldadura utilizada. Isto indica que há maior consumo de energia para deformar plasticamente a liga AA2017 do que para deformar a liga AA5083, tendo assim um efeito mais significativo no ciclo térmico do que a assimetria do processo. Essas diferenças nos ciclos térmicos podem influenciar o modo como a zona da soldadura se forma.

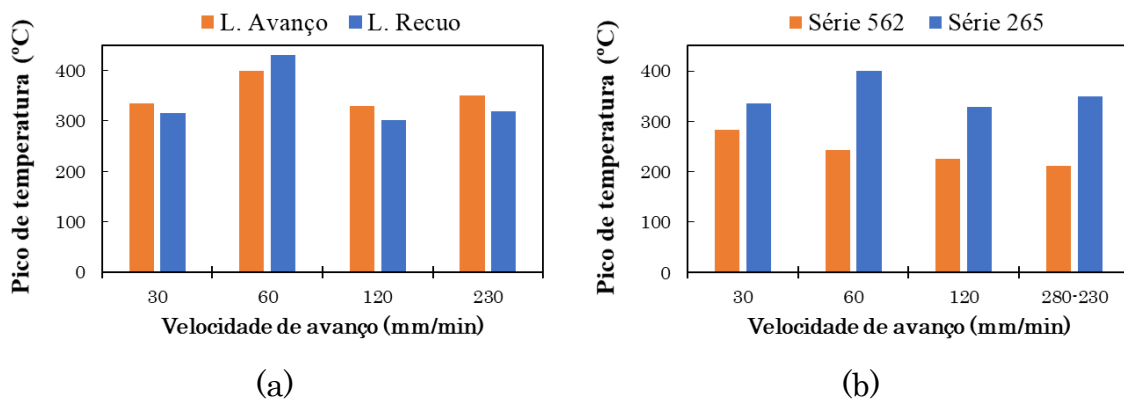


Figura 4.27 Picos de temperatura: (a) no lado de avanço e de recuo; (b) entre as séries 562 e 265.

A Figura 4.28 apresenta as secções transversais das macrografias das soldaduras de todas as amostras das séries 562 e 265. Nas macrografias (a) e (b) estão assinaladas com numeração as zonas onde análise química por EDS foi efetuada para melhor interpretar o fluxo de material. A composição química das várias zonas, está resumida na Tabela 4.8. Outras macrografias também foram analisadas por EDS, mas a título de exemplo, foram selecionadas as macrografias (a) e (b). O contraste na coloração das macrografias é devido à variação no tempo de ataque e ao tipo de reagentes químicos utilizados.

Diferenças na morfologia do *nugget* de cada soldadura podem ser observadas, as quais variam muito com aumento da velocidade de avanço e com a posição dos materiais base no lado de avanço ou no lado de recuo. Em todas as macrografias é possível observar a diferença na forma como o fluxo de material se movimenta entre o lado de recuo e de avanço.

Na soldadura 562-30 da Figura 4.28 (a) observa-se a formação de três estruturas em “casca de cebola”, sendo duas estruturas localizados na região da chapa horizontal, sinalizados por elipses seguida de dígitos 1 e 2, e uma estrutura na região do *stringer*, junto aos raios de concordância (3). A presença da estrutura em “casca de cebola” é uma indicação de que há boa mistura dos materiais envolvidos. A zona Z1 na parte superior é constituída essencialmente pela liga AA2017 posicionada no lado de recuo, que foi arrastada pela base da ferramenta e permaneceu no topo do *nugget* confinado pela base, e na zona Z2, a estrutura em “casca de cebola” é essencialmente compostos pelas três ligas dos materiais base, onde as camadas escuras correspondem à liga AA2017, conforme listado na Tabela 4.8.

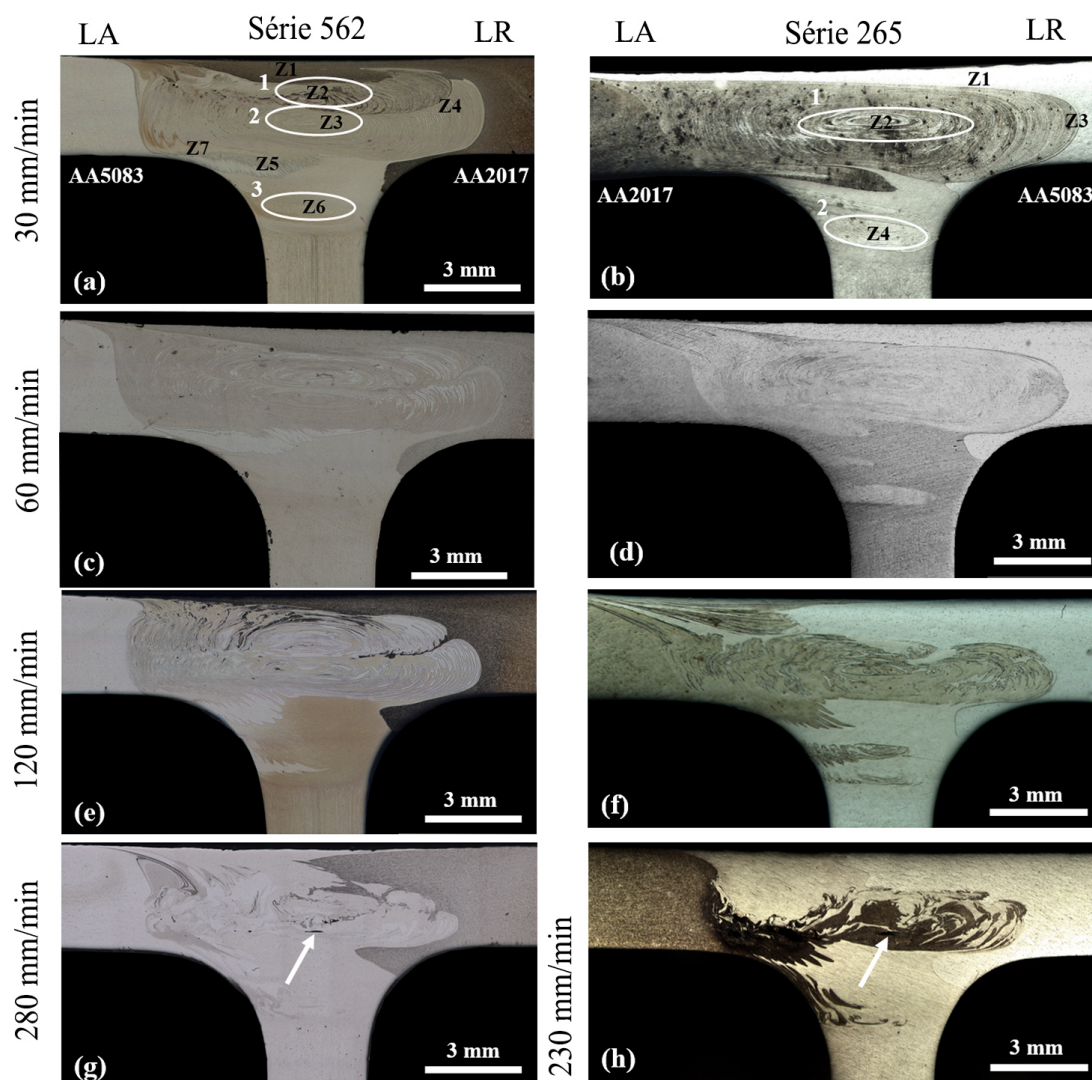


Figura 4.28 Macrografias de secções transversais de juntas tridissimilares.

A segunda estrutura (2), em “casca de cebola”, também é constituída pelo fluxo dos três materiais base distribuídos em forma de camadas, de composição variável com a localização, sendo menos presente a liga AA2017, conforme confirmado pelas composições das zonas Z4 e Z3. Adicionalmente, na zona Z4 foi identificada uma boa contribuição da liga AA5083. A presença da liga AA5083 no lado de recuo, está de acordo com o modelo de fluxo apresentado por Leitão *et al*, [20], que diz que o fluxo de material induzido pela base engloba materiais dos dois lados (avanço e recuo) na zona de mistura. A zona Z5 é constituída pelo material que vem do lado de avanço (AA5083). O fluxo de material no topo da soldadura, conhecido como (*Shoulder-Drive flow*) é induzido pela base, enquanto

o fluxo na parte inferior é induzido pelo pino (*Pin-Drive flow*), de modo similar ao que foi observado nas soldaduras dissimilares anteriormente descritas.

A zona Z6, que corresponde à região do *stringer*, junto à concordância do lado de avanço, sofre influência do pino roscado. Nesta zona é formada a terceira estrutura em “casca de cebola” (3) com o fluxo a movimentar-se na horizontal. A análise EDS nesta zona revela que este fluxo é predominantemente formado pelas ligas AA6082 e AA2017. Isso indica que apenas o material do *skin* do lado de recuo (AA2017) é empurrado para baixo, para preencher os espaços vazios formados entre as chapas e as matrizes. Este mecanismo de fluxo é contrário aquele sugerido na soldadura dissimilar em *T-lap* descrito no ponto 4.1 [189]. A principal diferença das soldaduras tridissimilares é a formação de duas estruturas em “casca de cebola”, com quantidades diferentes de material proveniente do *skin* localizado no lado de recuo.

O aumento da velocidade de avanço, faz com que a estrutura em casca de cebola tende a desaparecer na região do *stringer*, e as duas estruturas do material que se formam na região do *skin* tendem a separar, conforme se pode ver na macrografia da soldadura 562-60 da Figura 4.28(c). Essa tendência é mais acentuada para a velocidade de avanço elevada, 562-120 da Figura 4.28 (e), ao mesmo tempo que se observa uma maior presença do material posicionado no lado de recuo na zona do *nugget*.

A Figura 4.29 faz a comparação dos mecanismos de fluxo dos materiais entre os lados do avanço e do recuo nas soldaduras 562-30 e 562-120. As Figuras 4.29 (a) e (c) comparam o lado de avanço e as Figuras 4.29.(b) e (d) comparam o lado de recuo. A diferença é particularmente significativa no lado do recuo, onde a separação entre os dois fluxos tende a aumentar com a velocidade de avanço.

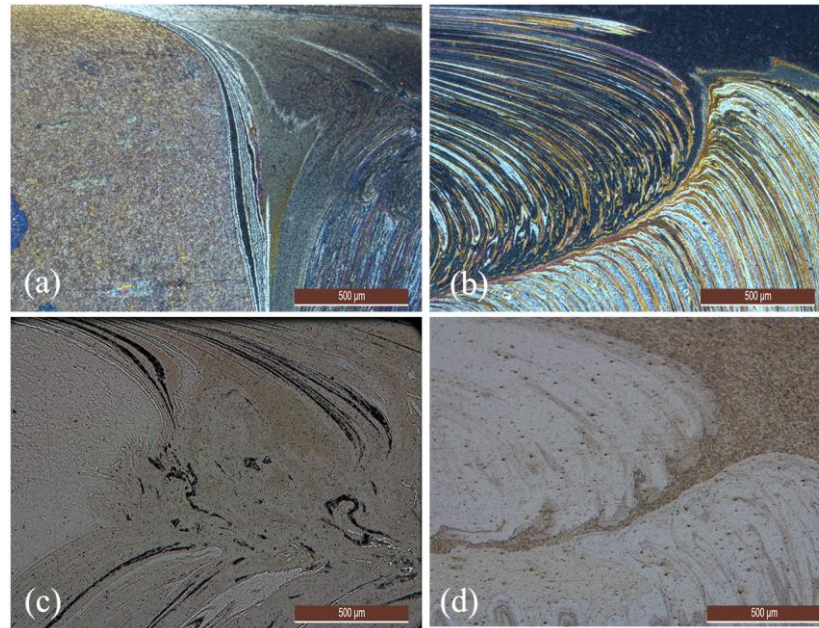


Figura 4.29 Comparação de interfaces de fluxo entre lados de avanço e de recuo para diferentes velocidades de soldadura: (a) LA 562-30; (b) LR 562-30; (c) LA 562-120; (d) LR 562-120.

Para a velocidade de avanço de 280 mm/min, soldadura 562-280, as estruturas formadas nas séries anteriores desaparecem, dando lugar a uma estrutura do material bastante caótico com formação de cavidades distribuídas entre o centro e o lado de avanço, conforme se pode ver na macrografia da Figura 4.28 (g), assinaladas com uma seta.

A formação de estrutura em “casca de cebola” está associada ao fluxo de material à volta do pino, que é muito influenciado pela geometria do mesmo e pelos parâmetros de processo, conforme reportado por Yoon *et al*, [204]. Portanto, na série 562, pode dizer-se que, à medida que a velocidade de avanço aumenta, a estabilização e a movimentação do fluxo por camada tende a desaparecer, tornando-se num fluxo caótico. Isto indica que, a altas velocidades de avanço, ocorre uma menor interação entre materiais, favorecendo a formação de defeitos túnel.

Na série 265, a estrutura da zona de mistura é bastante diferente. Para uma baixa velocidade de avanço, soldadura 265-30, há formação de apenas duas estruturas em “casca de cebola”, sendo uma na região do *skin* e outra na região do *stringer*, ver a Figura 4.28 (b). Na parte superior da soldadura, zona Z1 é

predominante a presença do material da liga AA6082, que corresponde à chapa vertical, contrariamente ao que ocorre na série 562-30, em que, nessa região, é predominante a presença do material que vem do lado de recuo. Na parte central da soldadura, indicada como Z2, a estrutura em “casca de cebola” é formada por camadas intercaladas dos três materiais. Na periferia do *nugget*, do lado de recuo, apenas as ligas AA5083 e AA2017 (Z3) participam na mistura, e no lado de avanço o *nugget* é composto pelos três materiais. Na zona Z4, foram detetadas as composições das ligas AA6082 e AA2017, sem nenhum vestígio da liga AA5083. Isto indica que o material do *skin* do lado de recuo não atravessa o espaço entre o pino e as matrizes, como acontece na série 562-30.

Tabela 4.8 Composição química de várias regiões assinaladas nas macrografias da Figura 4.28(a) e (b), (% em massa).

Materiais e séries	Zona	Mg	Si	Cu	Observação
AA5083		4,5	0,09	0,02	-
AA6082		0,70	0,53	0,09	-
AA2017		0,80	0,80	4,50	-
562-30	Z1	0,66	0,45	1,75	2017
	Z2	0,81	0,79	0,14	2017/5083/6082
	Z3	2,3	0,57	0,4	2017/5083/6082
	Z4	3,32	0,32	0,37	5083/2017
	Z5	4,85	5083
	Z6	0,72	0,64	0,4	2017/5083/6082
265-30	Z1	0,6	0,7	0	6082
	Z2	4,3	0,6	4,7	2017/5083/6082
	Z3	1,2	...	3	2017/5083
	Z4	0,6	0,8	1,6	2017/6082

Com o aumento da velocidade de avanço para 60, 120 e 230 mm/min, Figura 4.28 (d), (f) e (h), respetivamente, o padrão definido do fluxo nas regiões do *skin* e *stringer* tende a desaparecer, verificando-se maior predominância da liga AA2017. Essa tendência sugere que a liga AA2017 sofre maior grau de

amaciamento, o que permite que seja arrastada e empurrada na região do stringer com mais facilidade. Na soldadura 265-230, o fluxo de material é insuficiente, propiciando a formação de defeitos (cavidades) no lado de avanço. Adicionalmente, observou-se que a liga AA5083, não migra nas zonas de concordância independentemente da sua posição (lado de avanço ou de recuo). Pode concluir-se que a estrutura do *nugget* é influenciada, para além da posição dos materiais na junta, pelos parâmetros do processo e sobretudo pela capacidade intrínseca de deformação a alta temperatura dos materiais.

A Figura 4.30 (a) mostra as curvas de tensão-deformação dos materiais base, obtidas a 320°C e a 450°C, para uma velocidade de deslocamento da amarra de 72 mm/min. A Figura 4.30 (b) mostra a variação da tensão limite de elasticidade com a temperatura. Com base nos resultados, é possível notar que a 320°C as ligas apresentam valores bem diferentes de tensão máxima e de tensão limite de elasticidade, apresentando a liga AA2017 os valores mais elevados.

As ligas AA2017 e AA6082 mostraram uma deformação à carga máxima muito baixo, seguido de um amaciamento significativo logo após atingir a resistência máxima à tração, diferente da liga AA5083, que encruou durante 5% de deformação plástica até atingir a carga máxima. Além disso, a liga AA5083 exibiu grande deformação plástica até à rotura, provavelmente por se encontrar no estado relativamente macio. Para a temperatura de 450°C, é bem notável a perda de resistência mecânica em todas as ligas, e um aumento considerável na deformação até à rotura, que variou entre 20 até 55%. A dissolução e crescimento de precipitados endurecedores e a recristalização parcial dos grãos pode explicar a perda da resistência e o aumento da ductilidade nas ligas tratáveis termicamente (AA2017 e AA6082) [205,206]. A liga não tratável termicamente (AA5083), para além da perda de resistência, apresentou grande deformação plástica em estado quase estacionário, causada pela recristalização dinâmica, segundo Agarwal *et al*, [207]. Para a temperatura de 450°C, todas as ligas apresentam resistência à tração semelhante, conforme ilustra a Figura 4.30 (b),

embora se observe um ligeiro aumento da resistência da liga AA5083 face à liga AA6082.

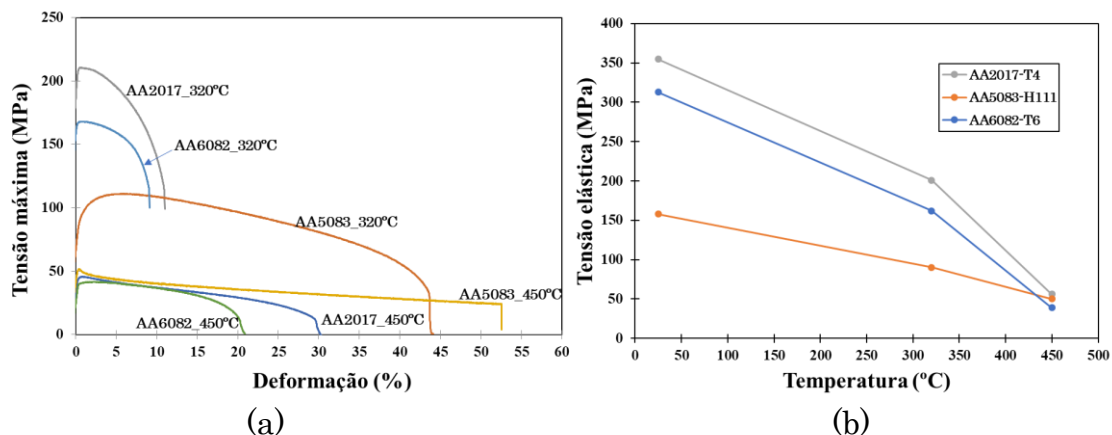


Figura 4.30 Variação das propriedades mecânicas dos materiais base com a temperatura: (a) curvas de tensão-deformação; (b) variação da resistência à tração em função da temperatura.

No entanto, na zona da soldadura, os materiais são sujeitos a tensões de compressão e de corte, resultantes da interação complexa entre o material e a ferramenta [208], e, portanto, diferentes das observadas no ensaio de tração. Contudo, as informações do comportamento à tração dos diferentes materiais são relativamente fáceis de obter, e auxiliam na compreensão do fluxo dos materiais na zona da mistura.

Na soldadura a temperatura baixa rapidamente à medida que a distância à ferramenta cresce, e, no caso da liga AA5083, a ferramenta encontra dificuldades em arrastar material nesta zona devido à ocorrência de endurecimento a baixa temperatura. Assim, o pino arrasta camadas muito finas de material, o que implica menor volume de material arrastado, resultando numa soldadura de baixa qualidade. Isso justifica a dificuldade que a liga AA5083 tem em ser empurrada para baixo, do *skin* para junto do *stringer*, conforme descrito nas soldaduras apresentadas acima. No caso das ligas AA2017 e AA6082, estas sofrem amaciamento significativo com a temperatura, o que permite que a liga AA2017 flua para baixo, junto às concordâncias, conforme descrito acima. Um comportamento similar foi observado por Leitão *et al*, [208] para as ligas AA6082 e AA5083 em juntas de topo. As macrografias

apresentadas na Figura 4.28 revelam também que todos as soldaduras, independentemente da posição dos materiais base e parâmetros do processo, apresentam raios de concordância bem definidos. Isto mostra a eficácia da metodologia usada na configuração da junta *T-butt*.

4.3.2. Microestrutura das soldaduras

As microestruturas das soldaduras tridissimilares na zona do *nugget* são bastantes complexas e difíceis de revelar, especialmente a definição das fronteiras dos grãos. De facto, o modo como cada material reage ao contrastante químico é diferente, conforme os materiais estão isolados ou associados, e, por isso, foram testados vários reagentes químicos. No caso da liga AA2017, as fronteiras dos grãos foram reveladas usando o reagente de *Keller* modificado, enquanto a liga AA6082 foi contrastado com o reagente de *Weck's*. Na liga AA5083 não foi possível revelar a fronteira de grão com nenhum dos reagentes testados. A composição dos reagentes químicos testados está listada no apêndice C.

A Figura 4.31 ilustra as micrografias da soldadura 562-120, atacada com reagente de *Weck's*. Neste caso, o reagente conseguiu atacar as três ligas, mas apenas revelou as fronteiras de grão da liga AA6082, quer no material base quer na zona de mistura. Na Figura 4.31(a) está apresentada a microestrutura da liga AA6082, que apresenta grãos alongados na direção de laminagem, com tamanho médio de 59x26,3 μm . Na zona do *nugget* a distribuição do material é bastante complexa, conforme já foi referido no ponto anterior. Na imagem (b) observa-se a estrutura complexa do fluxo, onde é possível ver, com menor ampliação, os grãos refinados nas regiões onde está a liga AA6082. As regiões vizinhas são predominadas pelo material das outras ligas, onde não foi possível revelar a fronteira de grãos.

As Figuras 4.31 (c) e (d) mostram a microestrutura da mesma liga na zona do *nugget* das soldaduras 562-30 e 265-30, respetivamente. Comparando essas duas microestruturas com a do material base (Figuras 4.31 (a)), é bem notável o

refinamento de grão na região do *nugget*, tendo este a forma aproximadamente equiaxial, com diâmetro a variar entre 4 μm e 5,2 μm . O tamanho de grão entre as duas soldaduras, 562-30 e 265-30 não difere muito, variando apenas entre 5,1 \pm 1,5 μm e 5,2 \pm 1,6 μm , respetivamente.

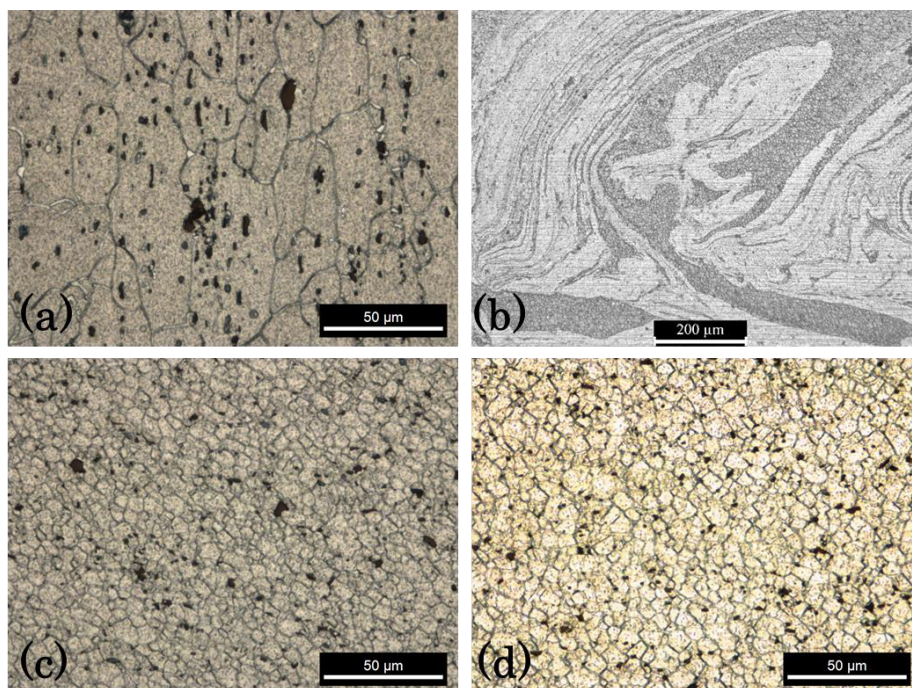


Figura 4.31 Análise microestrutural: (a) material base da liga AA6082; (b) zona do *nugget* da soldadura 562-120; (c) *nugget* da 562-30; (d) *nugget* da soldadura 265-30.

Nesta zona da soldadura, a maioria dos grãos são arredondados, mas existem grãos muito pequenos em relação a outros, conforme pode ser visto nas Figuras 4.31 (c) e (d), o que resultou num grande desvio padrão. De acordo com os ciclos térmicos registados, conforme mostrado no tópico anterior, era espectável que houvesse alguma diferença no tamanho dos grãos destas soldaduras, o que não aconteceu. Isto é devido à dificuldade de revelar o grão na zona da mistura, apenas tendo sido determinado o tamanho de grão na zona central do *nugget*, ou mesmo no lado de recuo, onde as fronteiras de grão foram reveladas.

O aumento da velocidade de soldadura não teve influência significativa no tamanho de grão no *nugget*; os valores medidos permaneceram próximos dos determinados nas soldaduras produzidas com velocidade de avanço de 30

mm/min. Por exemplo, a liga AA2017, tem como tamanho médio grão de 20,2x9,5 μm , inferior em comparação com a liga AA6082, mas o tamanho do grão na região do *nugget* é à volta de 4 e 5 μm . Isto acontece por causa da grande deformação plástica que os materiais sofrem na zona da soldadura e porque a recristalização ocorre em espaços pequenos e áreas muito confinadas, conforme se pode ver Figura 4.31 (b). Estes fatores podem impedir o crescimento de grão com aumento instantâneo do calor adicionado.

De acordo com a literatura [209–211], o tamanho de grão na zona de mistura diminui com aumento da velocidade de avanço, devido à menor quantidade de calor adicionado. Neste estudo, era expectável o decréscimo do tamanho de grão com aumento da velocidade de soldadura, por exemplo de 30 para 280 mm/min. Um estudo de Ahmed *et al*, [211] reporta que o tamanho de grão diminui com a velocidade de soldadura para soldaduras similares, mas o mesmo efeito não ocorre para soldadura dissimilares. Os autores afirmam que, a coexistência de dois materiais no *nugget* cancela o efeito que a velocidade de avanço tem no tamanho de grão.

Para melhor compreender a microestrutura da zona do *nugget*, duas soldaduras da série 562-120 e 265-30 foram selecionadas para análise EBSD. As macrografias e micrografias estão ilustrados nas Figuras 4.32 e 33, respetivamente. As regiões analisadas estão indicadas com pontos e numeradas nas Figura 4.32 (a) e Figura 4.33 (a), para facilitar na distinção, embora os varrimentos dos pontos tenham sido obtidos na vertical e noutros na horizontal.

Analisando as microestruturas, percebe-se que as zonas com estrutura em casca de cebola, nas duas soldaduras, tendem a apresentar microestrutura refinada, tal como foi observado na análise metalográfica, mas não apresenta uniformidade no tamanho de grão na zona do *nugget*. Isto é particularmente evidente nas Figuras 4.32 (b) e (c) e Figuras 4.33 (b) a (d). Um gradiente na estrutura de grão é visível nos mapas, com os grãos que constituem a estrutura em casca de cebola apresentar tamanho menor e equiaxial do que os grãos das áreas adjacentes.

Outro detalhe também a realçar, é o fato dos grãos das zonas do *nugget* sofrerem deformação plástica, o que vai de encontro com as características do fluxo descrito acima, embora possam ser observados grãos com estrutura quase equiaxial, conforme indica o mapa da Figura 4.32 (c). Na zona 3 da Figura 4.32 (d), que corresponde à região do *stringer*, sob ação do pino roscado, os grãos são ainda mais refinados, com tamanho médio de 2 μm . Com base nestes resultados pode-se afirmar que, na zona do *nugget*, existe uma grande heterogeneidade microestrutural. Como foi referido acima, a maior parte das regiões do *nugget* são compostas por mais de uma liga, e caracterizadas por fluxo de material muito complexo, em especial na zona de atuação do pino, o que contribui muito para a formação de um *nugget* muito heterogêneo.

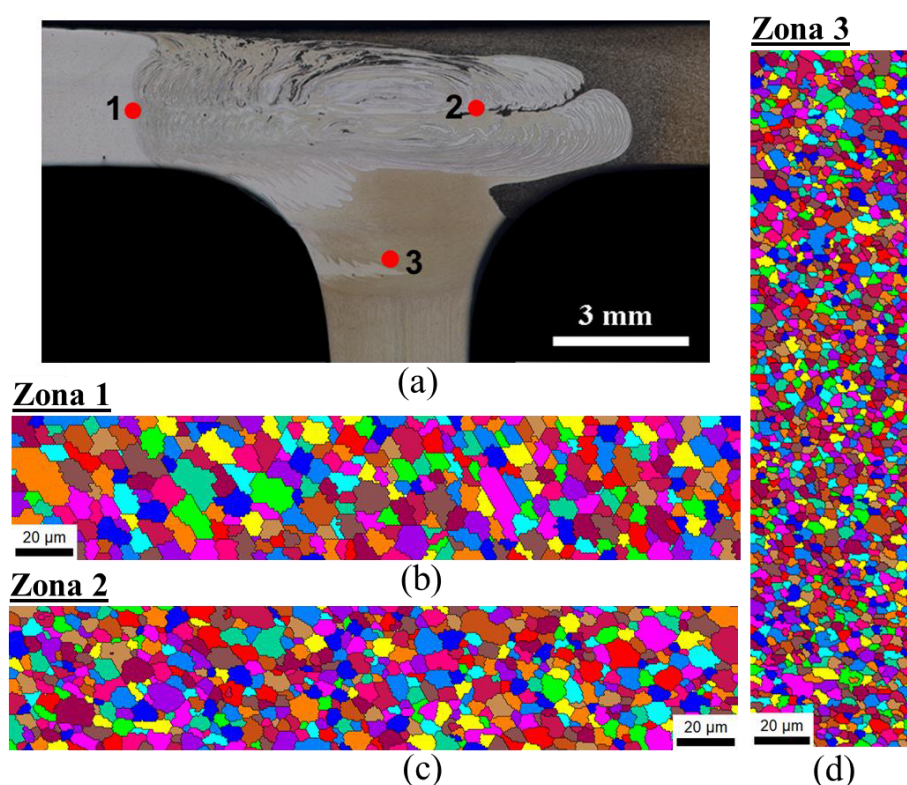


Figura 4.32 Análise EBSD da série 562-120: (a) macrografia com indicação dos pontos analisados; (b) mapa EBSD da zona 1; (c) zona 2; (d) zona 3.

Importa realçar que não é possível estabelecer uma comparação direta entre a estrutura de grão apresentado pelo EBSD e os tamanhos dos grãos

obtidos pelo método metalográfico, nas ligas AA6082 e AA2017, porque os mapas EBSD cobrem zonas que incluem diferentes ligas de alumínio.

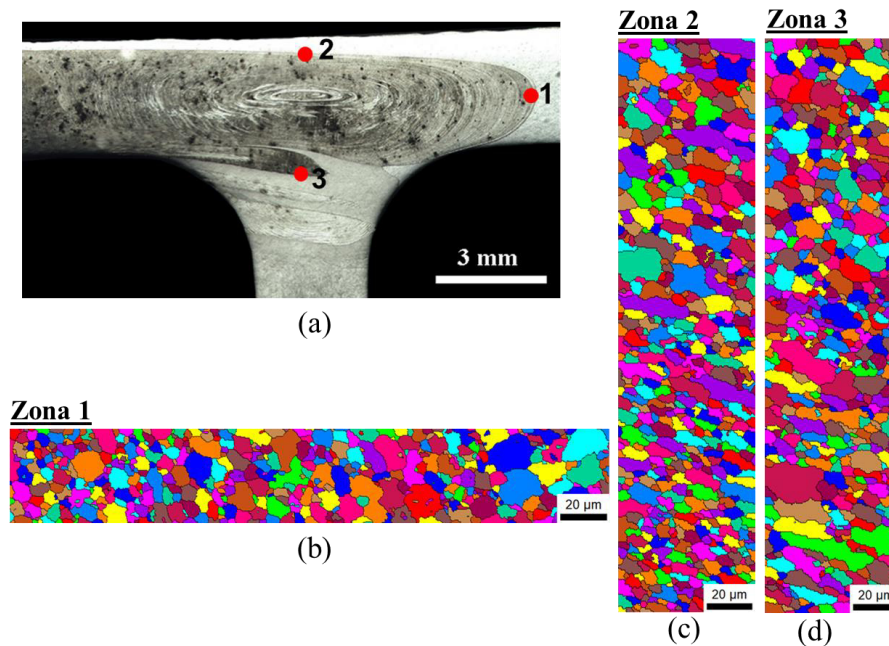


Figura 4.33 Análise EBSD da série 265-30: (a) macrografia com indicação dos pontos analisados; (b) mapa EBSD da zona 1; (c) zona 2; (d) zona 3.

4.3.3. Caracterização mecânica

A caracterização do comportamento mecânico das soldaduras foi realizada por meio do estudo de perfis de dureza, curvas de tensão-deformação e curvas S-N, que relacionam a amplitude de tensão com o número de ciclos até à rotura por fadiga. Por fim é apresentada a análise de superfícies de fraturas de provetes de tração e de fadiga. A relação entre os parâmetros do processo e as propriedades mecânicas das soldaduras é apresentada e discutida.

4.3.3.1. Análise dos perfis de microdureza

Os perfis de dureza na direção do *skin* das soldaduras da série 562 e 265, para diferentes velocidades de soldadura, estão apresentados nas Figura 4.34(a)

e (b), respetivamente. Nas mesmas imagens são apresentadas de igual modo as durezas dos metais base, para servir de referência. A linha sólida indica a dureza da liga AA2017 e a linha pontuada a dureza da liga AA5083.

Analisando as curvas é possível concluir que, a velocidade de avanço não influencia de forma significativa a dureza, mesmo na zona afetada termicamente ou na zona termomecanicamente afetada. Isto acontece porque os materiais base se encontram num estado macio, com exceção a liga AA6082-T6. No entanto, os valores da dureza nas ZATM e ZAT são bastante similares no lado de avanço, lado da liga AA5083, para ambas séries. Estes resultados diferem daqueles obtidos por Song *et al*, [212], onde reportam que os valores da dureza tendem a aumentar com a velocidade de avanço, em soldaduras dissimilares nas ligas AA2014-AA7075, em junta sobreposta.

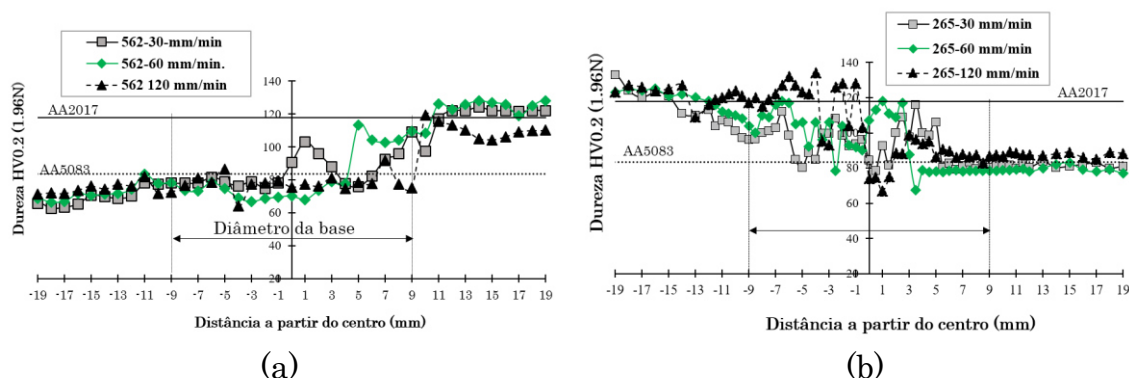


Figura 4.34 Microdureza na direção do *skin* para diferentes velocidades de avanço: (a) série 562; (b) série 265.

No presente estudo, a ZATM apresenta valores de dureza com padrão irregular, como resultado da mistura não homogénea das três ligas. As variações dos picos de dureza são acentuadas na série 265, o que sugere a presença das ligas AA6082 e AA2017 no *nugget*, conforme já descrito no ponto 4.3.1.

Foram também analisados os perfis de dureza na direção do *stringer* das soldaduras de ambas séries, para diferentes velocidades de avanço, e os resultados estão apresentados nas Figuras 4.35 (a) e (b), respetivamente.

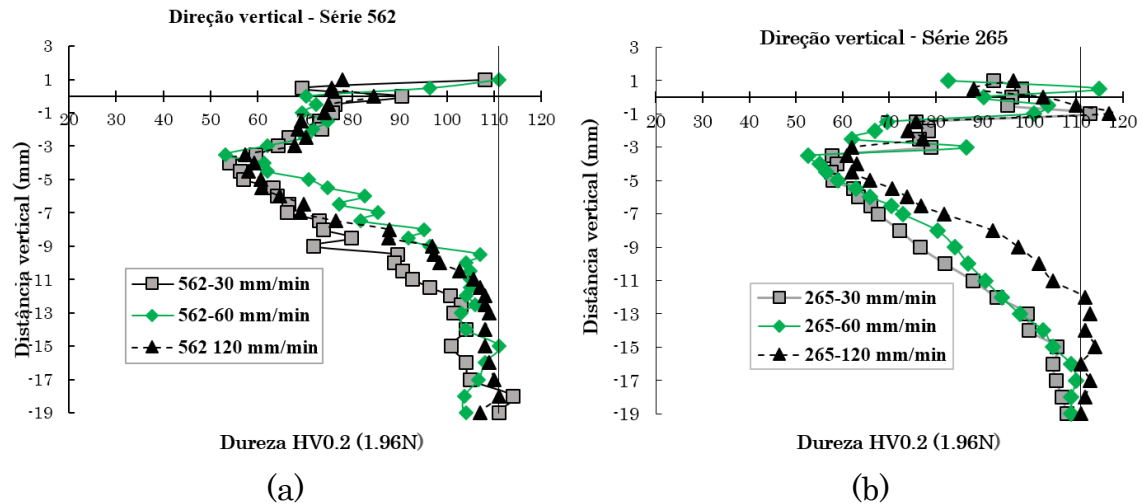


Figura 4.35 Microdureza na direção do *stringer*, para diferentes velocidades de soldadura: (a) série 562; (b) série 265.

Todas as soldaduras apresentam grande diminuição da dureza (46%) na ZAT e ZATM, independentemente da posição dos materiais. A chapa do *stringer* é tratável termicamente e está endurecida por precipitação. A diminuição da dureza neste tipo de liga, é geralmente atribuída à dissolução e redução dos precipitados endurecedores [213]. A diminuição da dureza é ligeiramente mais alta nas soldaduras produzidas com baixas velocidades, devido ao longo ciclo térmico imposto, conforme discutido no ponto 4.3.1, ver a Figura 4.26(a).

Este estudo mostrou que, os valores médios da dureza são mais influenciados pelas propriedades e posição dos materiais (LA/LR) do que pela velocidade de avanço.

4.3.3.2. Resistência à tração

A resistência das juntas foi analisada por meio de ensaios de tração nas séries 562 e 265. As soldaduras com defeitos também foram consideradas e os valores das tensões máximas, das deformações na rotura e as respectivas zonas de rotura estão resumidos na Tabela 4.9. Além disso, a tabela apresenta também os valores da eficiência das soldaduras, que é definida pela razão entre a resistência da soldadura e do material base de menor resistência mecânica, que neste caso é a liga AA5083.

Na Figura 4.36 estão comparadas as curvas de tensão-deformação das soldaduras para diferentes velocidades de soldadura, bem como as curvas dos

materiais base. A análise do comportamento à tração das soldaduras permite concluir que a resistência à tração e a zona de rotura são dependentes dos parâmetros do processo e das propriedades dos materiais. A eficiência mecânica aumenta com a velocidade de avanço. Relativamente ao posicionamento dos materiais, observou-se que soldaduras da série 265 a velocidades elevadas são mais eficientes mecanicamente que soldaduras da série 562.

Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de tração das soldaduras tridissimilares.

Nomenclatura	Tensão máxima (MPa)	Eficiência (%)	Deformação (%)	Zona de rotura
562	562-30	273,47	86,0	ZAT
	562-60	265,15	83,4	ZAT
	562-120	277,21	87,2	AA5083
265	265-30	271,74	85,5	AA5083
	265-60	270,76	75,2	Nugget
	265-120	296,72	93,2	AA5083

As Figuras 4.36 (a) e (b) também mostram que a principal variação nos resultados está relacionada com a tensão máxima e a deformação até a rotura para cada provete. Todas as curvas dos materiais base apresentam maior deformação face às soldaduras.

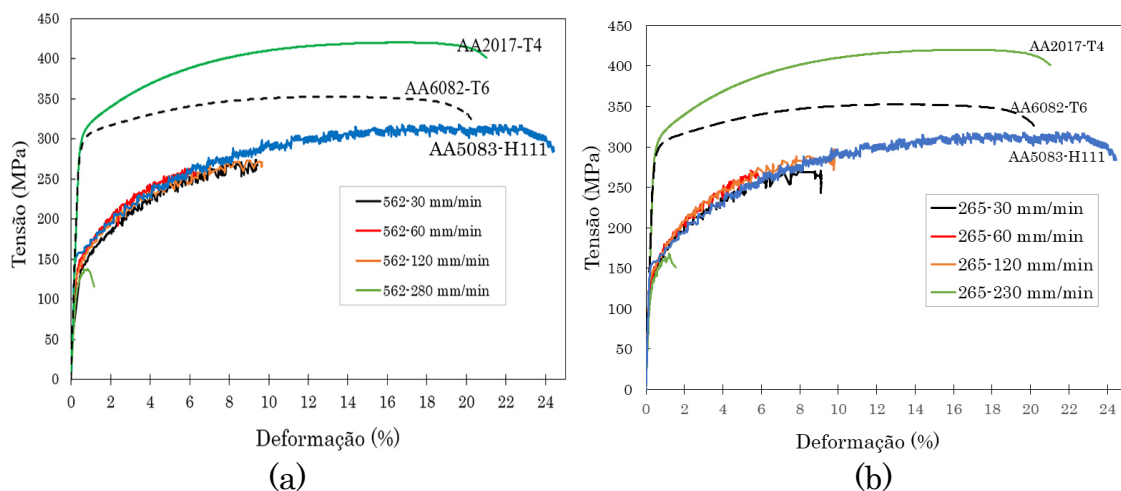


Figura 4.36 Curvas de tensão-deformação para diferentes velocidades de soldadura: (a) série 562; (b) série 265.

A resistência mecânica aumenta com a velocidade de avanço até à velocidade de 120 mm/min e acima deste valor, os defeitos que são formados afetam significativamente a resistência da soldadura.

Para analisar o efeito da posição relativa dos materiais, foram selecionadas as soldaduras produzidas com a velocidade de 120 mm/min para ambas as séries. A Figura 4.37 apresenta as curvas tensão-deformação das respectivas soldaduras. Os resultados indicam, além da similaridade nas curvas, que a melhor resistência mecânica foi obtida quando a liga AA2017 é posicionada no lado de avanço no valor de 276 MPa.

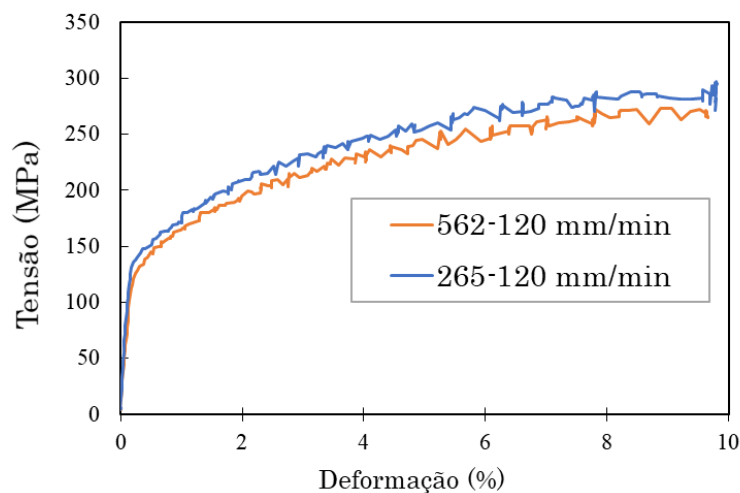


Figura 4.37 Curvas tensão – deformação nas séries 562 e 265.

Os resultados listados na Tabela 4.9 mostram que, em soldaduras produzidas com baixa velocidade de soldadura (30 e 60 mm/min), a rotura ocorreu sempre na ZAT. Esta região apresenta perda da dureza, conforme descrito nos perfis de dureza da Figura 4.34. As soldaduras produzidas com velocidade de 120 mm/min fraturaram no material base (AA5083), o que é indicativo da maior resistência das soldaduras. As posições dos materiais (lado de avanço ou de recuo) não tiveram influência na rotura das soldaduras porque sempre ocorreram no lado da liga AA5083.

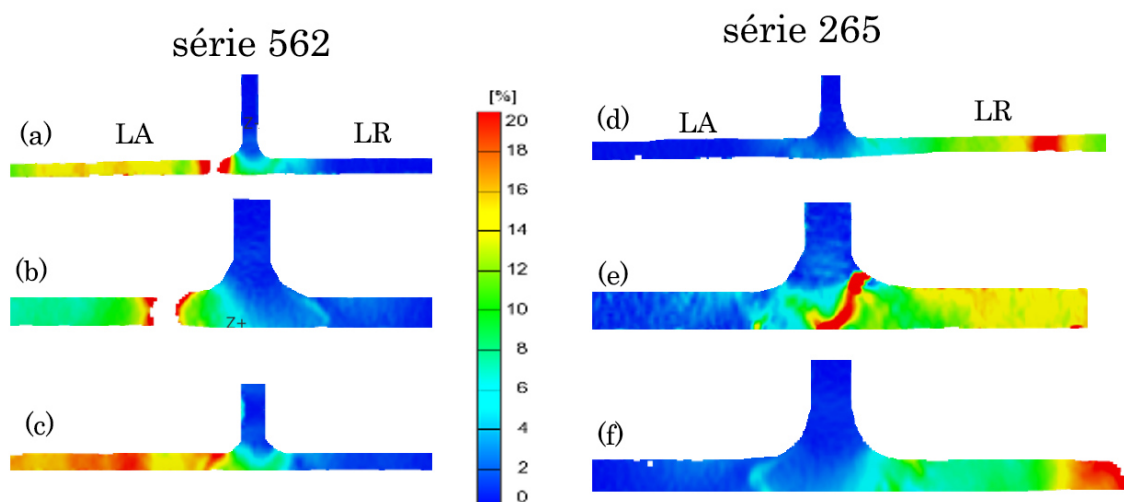


Figura 4.38 Distribuição de deformações nos locais de força máxima: (a) 562-30; (b) 562-60; (c) 562-120; (d) 265-30; (e) 265-60 e (f) 265-120.

Para melhor ilustrar as zonas de roturas das soldaduras para diferentes velocidades de avanço, um mapa de distribuição de deformações foi obtido e está apresentado na Figura 4.38. Os resultados são bem ilustrativos quanto às zonas de rotura. É evidente que à medida que muda a localização da liga AA5083, altera de igual modo o lado de rotura dos provetes. Os mapas de distribuição estão de acordo com as curvas tensão-deformação. Adicionalmente, pode-se dizer que, um certo grau de deformação plástica ocorreu na liga AA5083 e quase nenhuma deformação ocorreu para liga AA2017. Essa foi a razão da eficiência ser calculada com base nas propriedades da liga AA5083. Comparativamente a todos mapas, o maior grau de deformação teve lugar na soldadura 265-120, Figura 4.38 (f), cuja rotura ocorreu no material base.

Nenhuma relação foi encontrada entre a forma como o fluxo de material se desenvolveu à volta do pino e a resistência mecânica. As superfícies de fraturas analisadas mostraram na maior parte dos casos fraturas dúcteis com presença de *dimples* de tamanhos variados, e com grande deformação plástica [214].

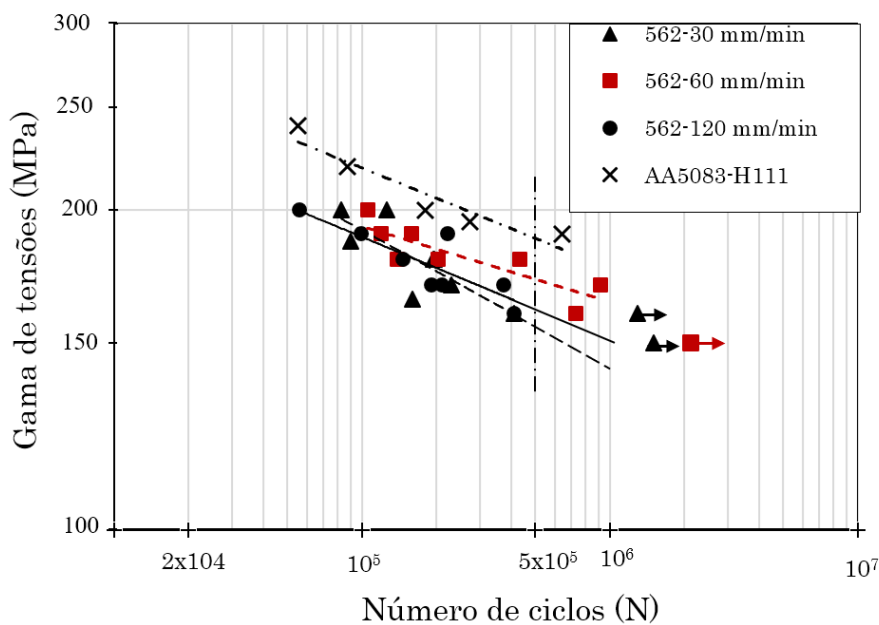
4.3.3.3. Comportamento à fadiga

Os resultados obtidos para os ensaios de resistência à fadiga são apresentados e discutidos a seguir. Nestas experiências procurou-se entender como a velocidade de avanço afeta o comportamento à fadiga das juntas. Procurou-se estabelecer também a relação entre a posição, ou propriedades dos materiais, em junta *T-butt* tridissimilares e os parâmetros do processo. Os resultados obtidos são comparados com os resultados das soldaduras dissimilares DBPR-120.

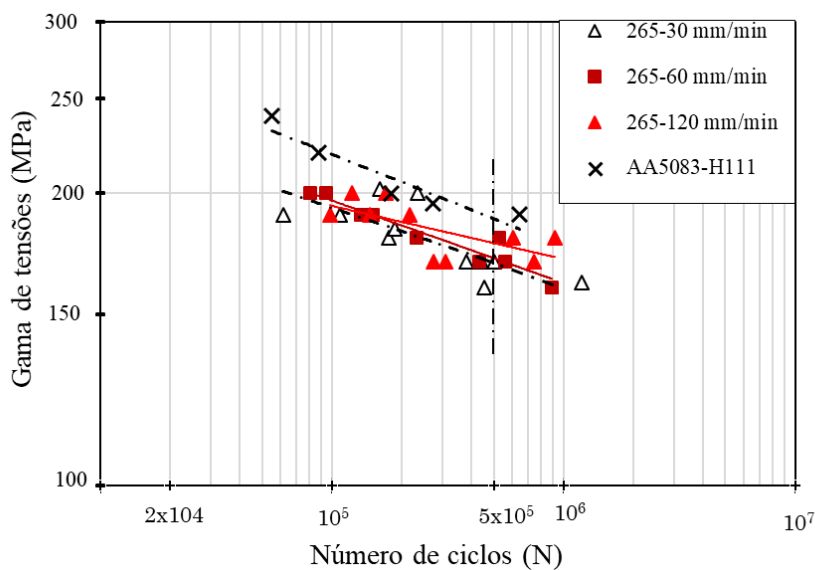
Nas Figuras 4.39 (a) e (b) estão ilustradas as curvas S-N dos testes de fadiga das soldaduras nas séries 562 e 265, incluindo também a curva do material base da liga AA5083, por ser a liga de menor resistência mecânica. As curvas S-N foram traçadas tendo em conta o número de ciclos até à rotura que é função da gama de tensões aplicada. Os pontos assinalados com seta, à direita na imagem, correspondem a provetes que não fraturaram até um milhão de ciclos. Valores de resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos foram determinados para todas as soldaduras e resumidos na Tabela 4.10.

Para todos parâmetros utilizados, incluindo as duas combinações dos materiais na junta, foi observada uma redução da resistência à fadiga das soldaduras em relação ao material base. Isto indica que, apesar de FSW ser um processo no estado sólido e que está isento dos defeitos associados à soldadura por fusão, apresenta diminuição das propriedades à fadiga durante a soldadura, devido à diminuição das propriedades mecânicas da soldadura e possíveis imperfeições superficiais do provete.

A Figura 4.39 (a) mostra como a resistência à fadiga é influenciada pela velocidade de avanço para soldaduras da série 562. Ao analisar os resultados, a soldadura produzida com velocidade de avanço de 60 mm/min mostrou melhor resistência à fadiga em relação a juntas produzidas com 30 e 120 mm/min, com uma perda da resistência em relação ao material base de apenas 8,5%. A redução da resistência à fadiga nas soldaduras 562-30 e 562-120, para 5×10^5 ciclos são de 16,5% e 12,7%, respetivamente.



(a)



(b)

Figura 4.39 Curvas S-N para diferentes velocidades de avanço: (a) série 562; (b) série 265.

Relativamente à série 265, as curvas S-N estão ilustradas na Figura 4.39 (b) em conjunto com a do material base. De acordo os resultados desta série, a resistência à fadiga melhora com aumento da velocidade de avanço. Ericsson e Sandstrom [79] observaram que, em soldadura similar na liga AA6082 a baixa velocidade de avanço, melhora ligeiramente as propriedades mecânicas e à fadiga em comparação com soldaduras obtidas a altas velocidades de avanço, devido ao aumento da quantidade de calor adicionado por unidade de

comprimento, durante o processo. No presente estudo, comportamento similar foi observado para soldadura da série 562, mas uma tendência oposta foi observada na série 265, o que pode ser explicado pelo aumento da resistência mecânica com aumento da velocidade de avanço, conforme listado na Tabela 4.9.

A Tabela 4.10 apresenta as equações das curvas definidas nas Figuras 4.39 (a) e (b), os valores da resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos e correspondentes fatores de inclinação das curvas (m). As soldaduras com maior valor de resistência à fadiga para quinhentos mil ciclos em ambas séries, apresentam menor declive (maior valor do fator m), conforme evidenciado na Tabela 4.10. Um valor alto do fator m evidencia a predominância da fase de iniciação da fenda, indicando uma excelente resistência à fadiga.

As soldaduras 562-30 e 265-60, apresentam menor valor do fator m , o que revela que a fase de propagação é significativa, ocorrendo em termos relativos, um número menor de ciclos na fase de iniciação da fenda, diminuindo assim a resistência à fadiga.

Estes resultados também mostram que a posição/propriedades dos materiais contribui ligeiramente no melhoramento das propriedades à fadiga. Em relação à série 562, em média, foi obtida uma redução da resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos, igual a 12,9% e para série 265, foi registrada uma redução da resistência à fadiga de apenas 7,9%, relativamente à resistência à fadiga do material base da liga AA5083.

Para melhor analisar a influência da posição dos materiais, na Figura 4.40 estão ilustradas as curvas S-N, que relacionam a resistência à fadiga das soldaduras dissimilares e tridissimilares para a mesma ferramenta e velocidade de soldadura de avanço de 120 mm/min.

De modo geral, soldaduras da série 265 tiveram melhor desempenho à fadiga para 5×10^5 ciclos do que as soldaduras da série 562, tendo como referência a resistência à fadiga do material base, que neste caso é a liga AA5083.

Tabela 4.10 Equação das curvas S-N, resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos e correspondente fatores de inclinação.

Série	Código da soldadura	Equação da reta	Resistência à fadiga para 5×10^5 ciclos (MPa)	Fator m
562	562-30	$\sigma = 850,51N^{-0,129}$	156,5	7,8
	562-60	$\sigma = 437,65N^{-0,071}$	172,4	14,1
	562-120	$\sigma = 577,22N^{-0,097}$	161,6	10,3
265	265-30	$\sigma = 487,24N^{-0,08}$	170,5	12,5
	265-60	$\sigma = 521,79N^{-0,085}$	171,0	11,8
	265-120	$\sigma = 364,44N^{-0,055}$	177,1	18,2
MB	AA5083-H111	$\sigma = 653,15N^{-0,095}$	188	10,5

A tendência para o aumento da resistência à fadiga observada na série 265, pode estar relacionada com a alta resistência mecânica apresentada nesta série, de acordo com os valores resumidos na Tabelas 4.9. Outros fatores que também influenciam a resistência à fadiga têm que ver com a qualidade de acabamento superficial dos provetes, bem como a presença de pequenos defeitos superficiais, que são pontos propícios à iniciação da fenda, que conduz a uma rotura prematura dos provetes [215]. No presente estudo, os provetes foram previamente polidos, no entanto, o polimento na zona da face da soldadura causa sempre uma ligeira redução da espessura do *skin*, o que provoca uma certa variabilidade nos resultados.

As soldaduras tridissimilares, quando são comparadas com as dissimilares nas mesmas condições de soldadura, apresentam um ganho na resistência à fadiga na ordem de 17%, ver a Figura 4.40.

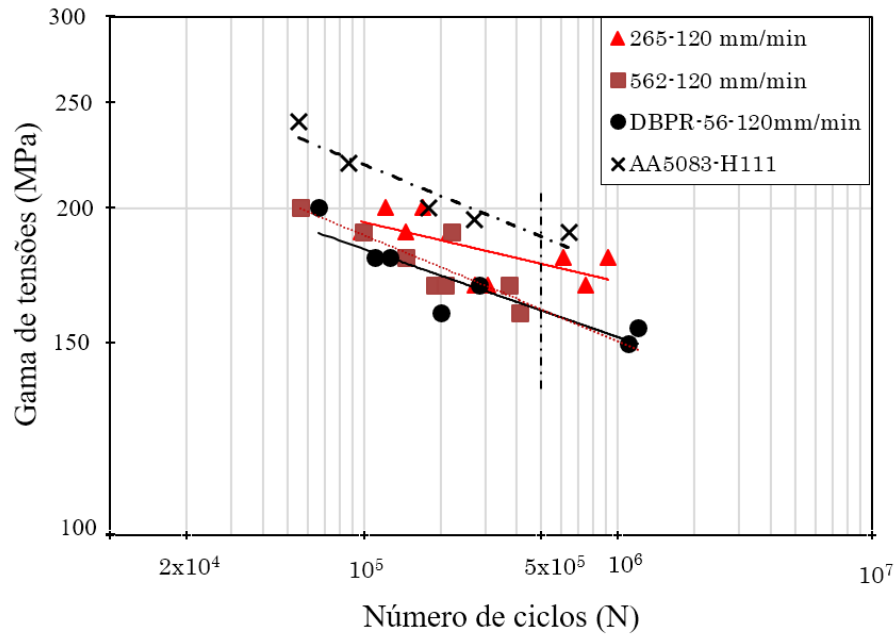


Figura 4.40 Comportamento à fadiga das soldaduras dissimilares e tridissimilares.

4.3.3.4. Análise de superfícies de fratura

A seguir são apresentadas as superfícies de fratura dos provetes selecionados nas séries 562 e 265, produzidos com velocidade de avanço de 30 mm/min. Independentemente do valor da tensão aplicada a maioria dos provetes romperam na ZATM, na interface com a ZAT onde ocorreu a menor deformação plástica. Outros provetes fraturaram no material base, indicando que a soldadura tinha mais resistência à fadiga do que o material base onde ocorreu a fratura. Nenhum provete rompeu tendo como zona de iniciação da fenda a região do raio de concordância, o que sugere que a estratégia adotada para mitigar a concentração de tensões nas concordâncias é ideal. A rotura ocorreu em todos os provetes no lado da liga AA5083, de modo semelhante ao que ocorreu nos ensaios de tração. A iniciação da fenda por fadiga ocorreu sempre na superfície da amostra, possivelmente devido as imperfeições superficiais, conforme indicado com círculos na macrografia da Figura 4.41.

Entre os ensaios de fadiga realizados selecionaram-se dois provetes P11 e P9 das séries 562-30 e 265-30, respetivamente, para análise SEM. O provete P11

foi ensaio com uma amplitude de tensão de 200 MPa, tendo completado 82311 ciclos até à rotura, que ocorreu no material base. Ao provete P9, foi aplicada uma gama de tensão de 190 MPa, tendo completado 61433 ciclos até a rotura na ZATM. Ambos provetes romperam com número de ciclos muito mais baixo do que o material base, indicando uma eventual presença de defeitos.

A Figura 4.41 mostra as superfícies de fratura da soldadura 562-30_P11. A partir da macrografia verifica-se que houve dupla nucleação de fendas na superfície do provete, onde a concentração das tensões é mais elevada. As Figuras 4.41 (a) e (c) mostram a propagação das fendas que avançaram muito rapidamente com cada ciclo de tensão aplicada. Tendo atingido o tamanho crítico, para a ocorrência de uma rotura catastrófica, perfeitamente dúctil, com *dimples* de tamanho variado conforme indicado pela Figura 4.41 (b). Comparando as imagens (a) e (c), é bem evidente a existência de estrias com dimensões microscópicas diferentes, sendo que na imagem (a) a distância de avanço da fenda durante um ciclo de carga aplicada é maior do que na imagem (c).

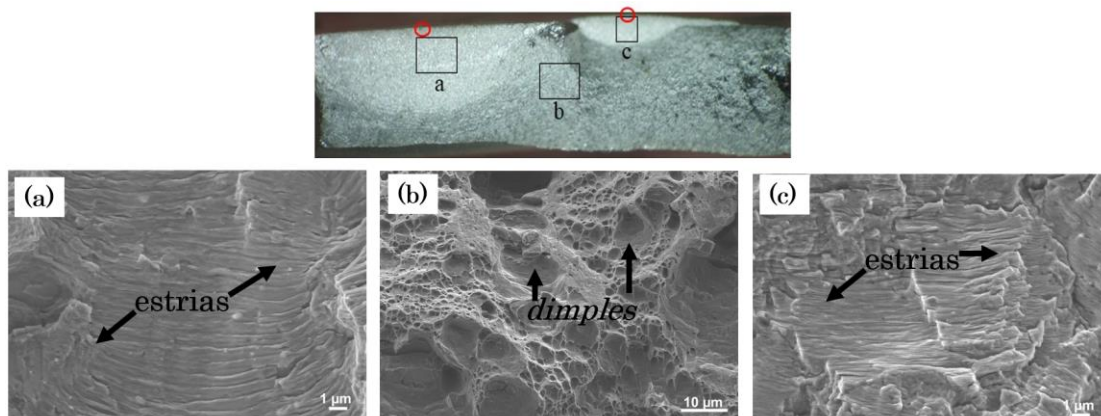


Figura 4.41 Superfícies de fratura da série 562-30_P11: (a) propagação da fenda; (b) fratura dúctil; (c) segunda região de nucleação e propagação da fenda por fadiga.

A Figura 4.42 mostra algumas fractografias tiradas no provete P9 da série 265-30. Com base na macrografia, é possível observar que ocorreu uma rotura mista (por fadiga e dúctil). Na imagem (a) observa-se uma rotura por fadiga, caracterizada pelas estrias na superfície, mecanismo típico de fratura por fadiga

em que a fenda cresce progressivamente deixando marcas. Na mesma imagem também apresenta facetas de uma rotura intergranular ou rotura por quase-clivagem, conforme indicado pelas setas, Figura 4.42 (a).

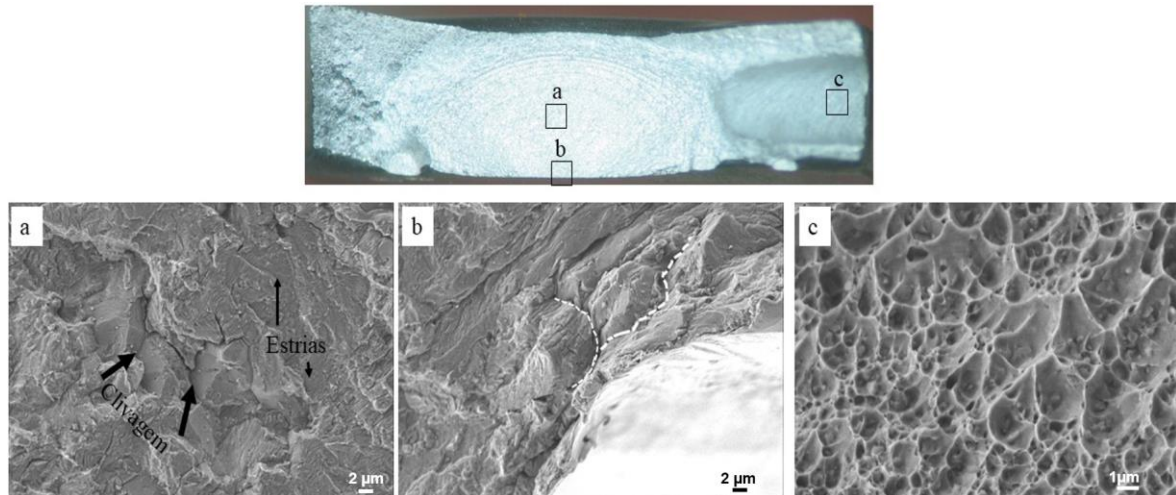


Figura 4.42 Superfícies de fratura para série 265-30_P9: (a) região de propagação da fenda; (b) Iniciação de fenda; (c) zona da fratura dúctil.

A Figura 4.42 (b) ilustra a zona de iniciação da fenda, que apresenta dois mecanismos típicos de rotura por fadiga, rotura na fronteira do grão, conforme indicado pelas linhas tracejadas, e rotura com estrias típicas de fadiga. Na Figura 4.42 (c) observa-se uma rotura essencialmente dúctil, por deformação plástica, com precipitados em cada *dimple*.

4.3.4. Conclusões parciais

A soldabilidade de juntas tridissimilares foi analisada, tendo-se extraído as principais conclusões:

- É possível produzir soldaduras tridissimilares em ligas de alumínio, sem defeitos significativos;
- A estrutura do *nugget* entre as três ligas de alumínio é fortemente influenciada pela posição das ligas na junta (lado de avanço/recuo) e pela velocidade de soldadura, sendo que o baixo rácio (w/v) propicia a

formação de defeitos. Além disso foi observado uma grande dispersão no tamanho de grão.

- Posicionando a liga mais resistente (AA2017-T4) no lado de avanço gera temperaturas mais altas e melhora as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga das soldaduras;
- Na gama de velocidades testada, o estudo mostrou que a velocidade de avanço de 120 mm/min produziu soldaduras com excelentes propriedades mecânicas.

4.4. Análise da força axial, binário e distribuição de temperatura

A influência dos parâmetros do processo, geometria da ferramenta e posicionamento dos metais base na qualidade e comportamento mecânico das soldaduras foi analisada nos pontos anteriores. Contudo, não foi efetuada nenhuma análise da soldabilidade dos materiais em juntas T dissimilares e tridissimilares em ligas de alumínio, com recurso ao estudo de forças, binários e temperaturas desenvolvidas.

Esta secção pretende fornecer informações sobre a influência da geometria do pino, velocidade de avanço e posição relativa dos materiais na força axial, binário e ciclos térmicos desenvolvidos durante a soldadura.

A monitorização da força, binário e temperatura é de grande importância na compreensão dos mecanismos da interação termomecânica entre a ferramenta e as chapas, o que auxilia na otimização de parâmetros e no desenvolvimento de ferramentas. Além disso, a força axial e binários desenvolvidos condicionam a qualidade e o comportamento mecânico das soldaduras [161].

As soldaduras aqui analisadas foram produzidas em máquina de soldadura por *FSW* no IST-Lisboa. As soldaduras foram realizadas em controlo de posição e precauções foram consideradas (fixação das chapas, as matrizes para o raio de concordância e o posicionamento dos termopares) para evitar interferência na aquisição dos parâmetros de saída. Todas soldaduras sem defeitos superficiais foram analisadas por Raios X.

Quatro ferramentas foram usadas, conforme ilustrado na Figura 3.2 . Os ensaios foram agrupados em tridissimilares e dissimilares. O primeiro grupo engloba as soldaduras tridissimilares, em que se efetua a análise da influência da velocidade de avanço e da posição dos materiais, nas séries 562 e 265, usando apenas a ferramenta progressiva cónica roscada.

O segundo grupo que constitui as soldaduras dissimilares, onde se analisa a influência das quatro geometrias de ferramenta, da velocidade de avanço e da posição dos materiais (*skin/stringer*), nas séries 65 e 56. O conjunto de parâmetros de soldadura usado nesta fase do trabalho, pode ser consultado no apêndice B.

4.4.1. Estágios da força axial

As forças (axial, longitudinal e transversal) e binário desenvolvidos durante o processo FSW são sensíveis à interação mecânica entre a base da ferramenta e a superfície dos materiais [163]. A Figura 4.43 ilustra os estágios desenvolvidos pela ferramenta ao longo do tempo, durante a penetração e movimento ao longo da soldadura, para soldaduras dissimilares e tridissimilares em T da série 65R-120-7,4 e 265PR-120-6,8, respectivamente.

No estágio inicial (estágio 1) o pino não consumível, animado de velocidade de rotação constante, é inserido na interface entre as chapas. Nesta fase, a força axial (F_z) exercida cresce até atingir o valor máximo devido à resistência oferecida pelo material frio. Este estágio corresponde ao período de contato do pino com as chapas até à sua inserção total. De acordo com Zimmer *et al*, [163], os valores máximos atingidos pela força axial neste estágio, dependem dos parâmetros do processo pré-estabelecidos. Na imagem é possível observar que a soldadura tridissimilar (265PR-120-6,8), realizada com pino progressivo roscado apresenta uma evolução da força axial elevados em comparação com a soldadura dissimilar realizada com pino cônico roscado (65R-120-7,4).

O segundo estágio (estágio 2), considerado como tempo de indentação (neste estudo foi de 7 segundos), corresponde ao tempo em que a ferramenta é animada apenas com velocidade de rotação (w). Neste período, tanto o material como a ferramenta são aquecidos devido a atrito entre eles, gerando assim calor e originando deformação plástica do material. O aumento de temperatura faz

com que ocorra amaciamento do material em volta do pino, baixando assim a força axial necessária, e facilitando o movimento da ferramenta. Ainda neste estágio, assim que o material extrudido pelo pino atinge a base, a força axial aplicada volta a subir, garantindo a base e a pressão necessária para empurrar o material para baixo. É nessa fase que a força registra outro valor de pico, que em alguns casos é superior ao primeiro pico.

Assim que o fluxo de material é estabelecido (estágio 3), a soldadura é produzida sob condições de estabilidade com uma força axial e binário quase constante. O estágio 4 corresponde à extração do pino. As etapas da força aqui descrita não diferem das já identificadas anteriormente por outros autores [105,163,168] para soldaduras similares.

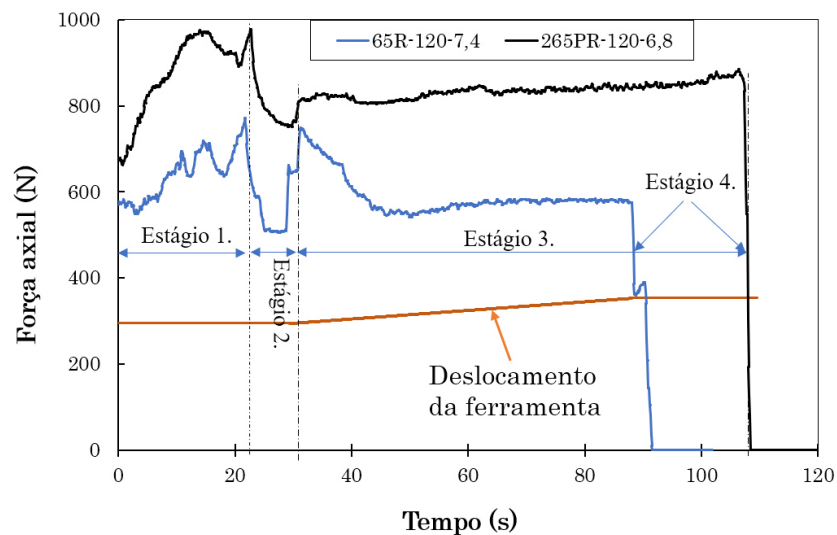


Figura 4.43 Evolução da força axial aplicada durante FSW nas séries 65R-120-7,4 e 265PR-120-6,8.

4.4.2. Efeito dos parâmetros de processo nas soldaduras tridissimilares

Neste ponto fez-se à análise da influência dos parâmetros de processo na força axial, binário, temperatura gerada e qualidade superficial de soldaduras das séries 562PR e 265PR.

4.4.2.1. Série 562PR

A evolução ao longo da distância da parte útil das curvas de força axial e binário das soldaduras da série 562PR, bem como a morfologia das soldaduras para diferentes velocidades de avanço, está apresentada na Figura 4.44.

Com base na figura é possível notar que a velocidade de avanço tem influência significativa na qualidade da soldadura e no valor máximo do binário desenvolvido. Com exceção da soldadura 562PR-60-6,8, Figura 4.44 (b), todas as restantes soldaduras apresentam defeitos de cavidade mais no lado de avanço. Mantendo a penetração de 6,8 mm e aumentando a velocidade de soldadura para 120 mm/min, surgiu um defeito de cavidade no lado de avanço, Figura 4.44 (c). Na tentativa de eliminar esse defeito, na soldadura da Figura 4.44 (d), além de se aumentar a velocidade de avanço, aumentou-se também a penetração do pino para 7 mm, no sentido de compensar a menor taxa de calor adicionado, resultante de um baixo rácio (w/v), de apenas 2,08 r/mm. Mesmo assim não foi possível eliminar o defeito, pelo contrário, o defeito aumentou de volume e de extensão ao longo da soldadura.

Nas Figuras 4.44 (c) e (d) além dos defeitos, observa-se também uma flutuação maior nos valores da força axial e binário. A soldadura obtida com velocidade de avanço de 60 mm/min, Figura 4.44 (b), não apresenta defeito e tem melhor acabamento superficial. Além disso, nenhum defeito interno foi encontrado na análise Raio X efetuada a essa soldadura. Refira-se que para soldaduras da mesma série realizadas em fresadora com parâmetros de soldadura idênticos (562PR-120-6,8), não se observaram defeitos, o que sugere que a rigidez da máquina de soldadura é inferior à da fresadora.

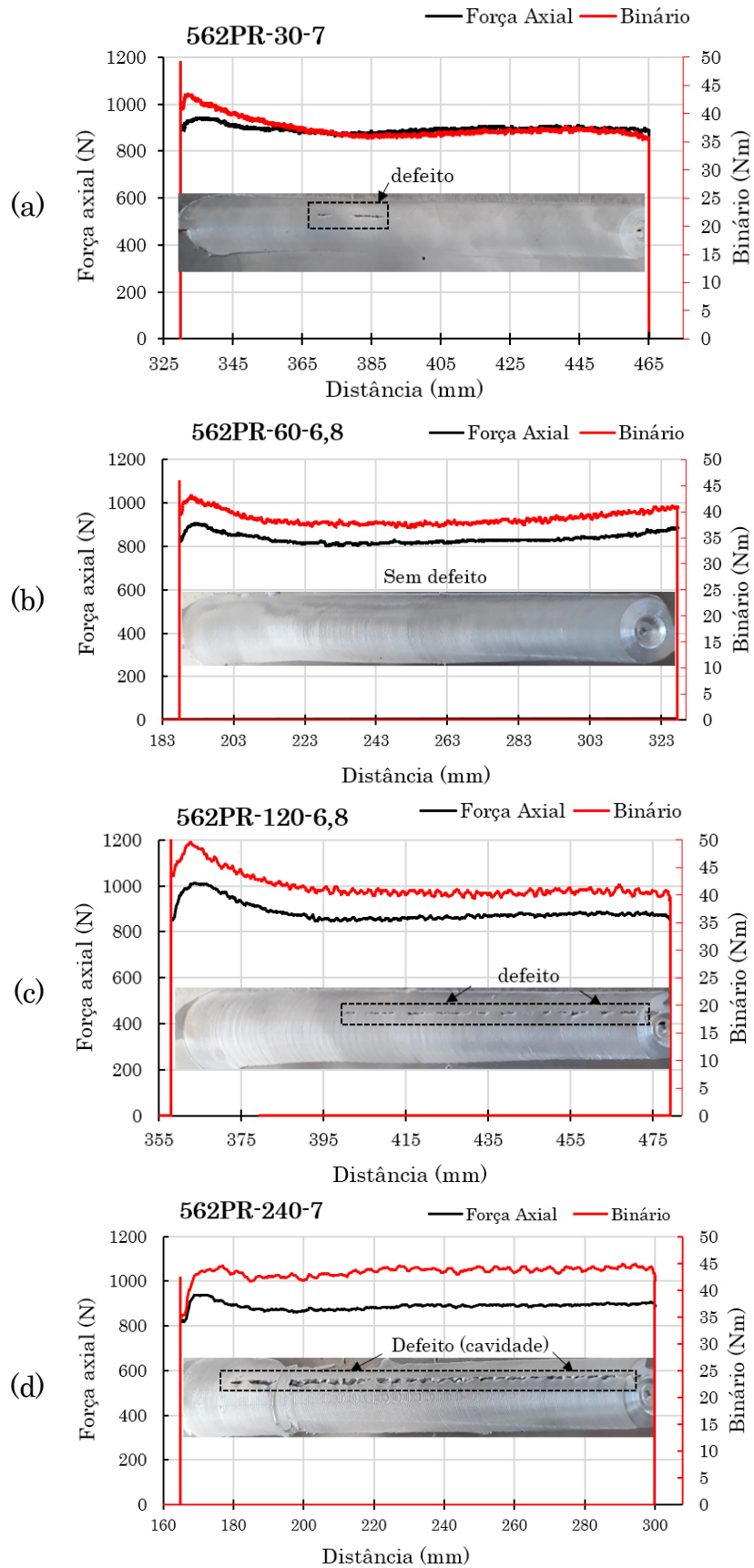


Figura 4.44 Evolução das curvas de força axial, binário e morfologia das soldaduras na série 562PR: (a) 562PR-30-7; (b) 562PR-60-6,8; (c) 562PR-120-6,8; (d) 562PR-240-7.

A Figura 4.45 (a) faz a comparação dos binários gerados para diferentes velocidades de avanço. Analisando as curvas é possível concluir que a velocidade e a penetração do pino, afetam o comportamento do binário. Segundo Arora *et al.*, [162], a velocidade de soldadura afeta menos a energia adicionada no processo do que a velocidade de rotação da ferramenta. De acordo com Mishra e Ma, [22], a temperatura elevada causada pela baixa velocidade de avanço, leva a uma menor viscosidade do material em volta do pico, exigindo assim uma menor valor de binário, enquanto que, maior taxa de dissipação de energia, associado a altas velocidade de avanço, leva a menor valores da temperatura.

As temperaturas máximas medidas nos lados de avanço e de recuo, para diferentes velocidades de avanço, estão apresentados na Figura 4.45 (b) e também na tabela dos parâmetros do apêndice B. Verifica-se que a temperatura medida do lado de avanço é superior à do lado de recuo, embora a diferença tenda a diminuir com aumento da velocidade de avanço. No caso da soldadura realizada com 30 mm/min tal não se verificou porque houve um ligeiro desalinhamento da soldadura e a ferramenta aproximou-se mais do termopar do lado de recuo.

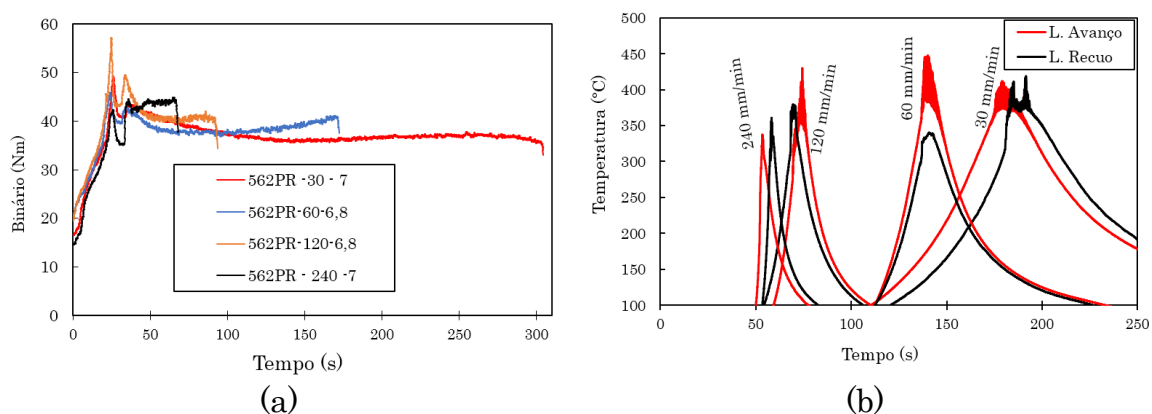


Figura 4.45 Série 562PR: (a) curvas de binário para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura entre lado de avanço e de recuo.

4.4.2.2. Série 265PR

Para analisar a influência que a posição dos materiais pode apresentar no comportamento da força axial e binário, foram realizadas as soldaduras da série 265PR. Nesta série, a liga AA2017-T4 foi posicionada no lado de avanço do *skin* e a liga AA5083-H111 no lado de recuo, usando os mesmos parâmetros das soldaduras da série 562PR. Na Figura 4.46 Figura 4.46 é apresentada a evolução das curvas da força axial e binário em função da distância da soldadura para diferentes velocidades de avanço. Para cada condição de soldadura são apresentadas as imagens das superfícies das soldaduras. As soldaduras foram inspecionadas visualmente e por meio de Raios X, no sentido de detetar defeitos superficiais e internos.

A inspeção visual permite identificar estrias excessivas e pequenas rebarbas no lado de recuo, nas soldaduras realizadas com as velocidades de 30 e 60 mm/min, Figuras 4.46 (a) e (b), possivelmente causada pelas grandes flutuações da força axial, na ordem de 870 N devido a falta de rigidez da máquina. No entanto, na análise de Raios X não foram detetados quaisquer defeitos internos.

Para evitar a criação de estrias na superfície das soldaduras, reduziu-se a penetração do pino para 6,8 mm para a velocidade de 120 mm/min, (265PR-120-6,8) e o resultado está apresentado na Figura 4.46 Figura 4.46 (c). Com o desaparecimento de estrias superficiais, e a redução da flutuação da força axial, deu lugar à formação de defeito de cavidade no lado de avanço, em toda extensão da soldadura. A redução do valor de penetração da ferramenta, provocou uma redução no valor da força axial. De acordo Rajakumar *et al*, [93], a força axial influencia na geração do calor bem como no comportamento do fluxo de material sob influência da base da ferramenta. No caso específico a força axial média de 846 N foi insuficiente para proporcionar a plasticização adequada e um fluxo suficiente de material na zona da soldadura.

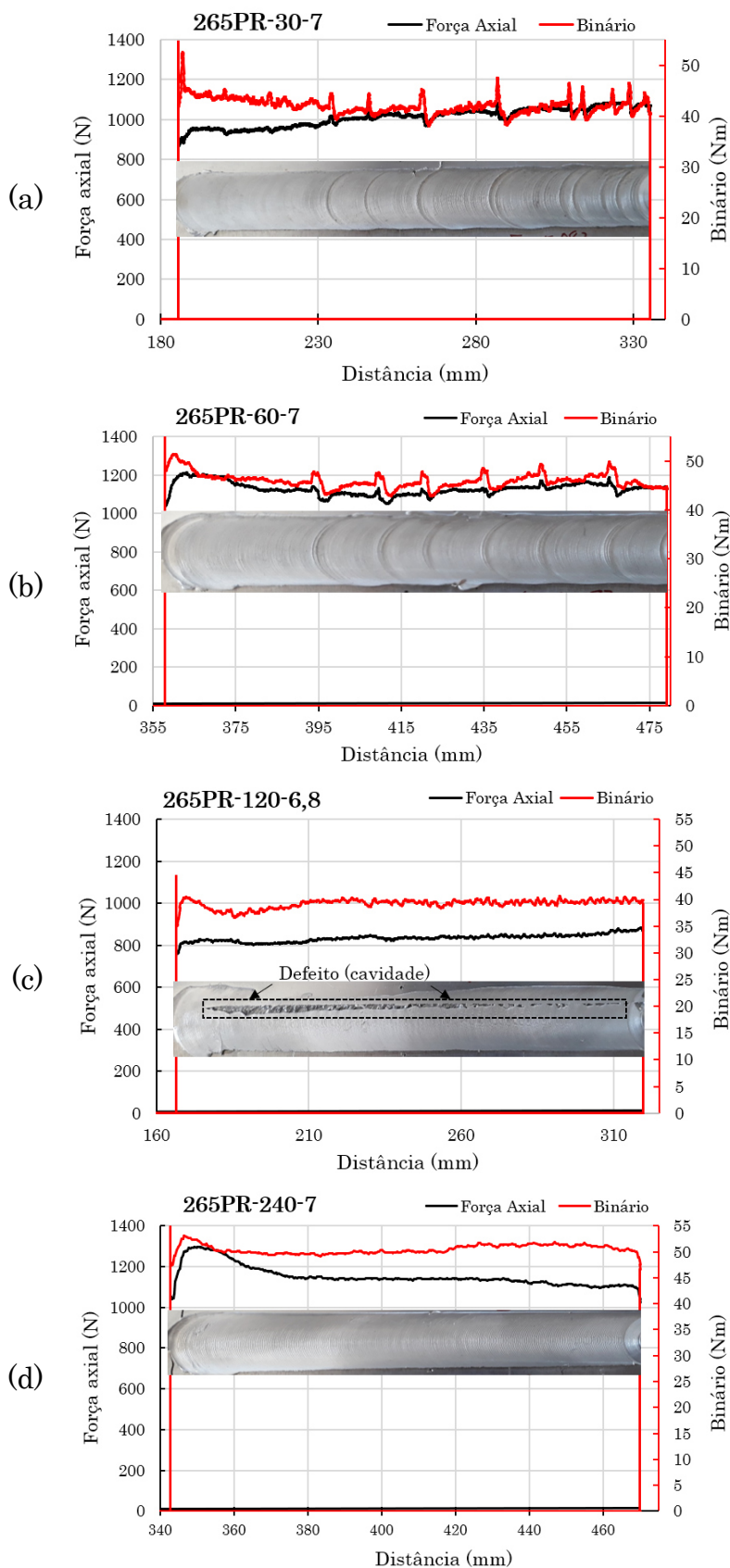


Figura 4.46 Evolução da força axial, binário e morfologia das soldaduras na série 265PR: (a) 265PR-30-7; (b) 265PR-60-7; (c) 265PR-120-6,8; (d) 265PR-240-7.

Finalmente, com a velocidade de soldadura de 240 mm/min e com a penetração do pino de 7 mm, obteve-se uma soldadura sem defeito e com cordão regular, conforme indicado na Figura 4.46 (d). Isso mostra uma grande sensibilidade do processo à penetração da ferramenta, ou seja, à força axial.

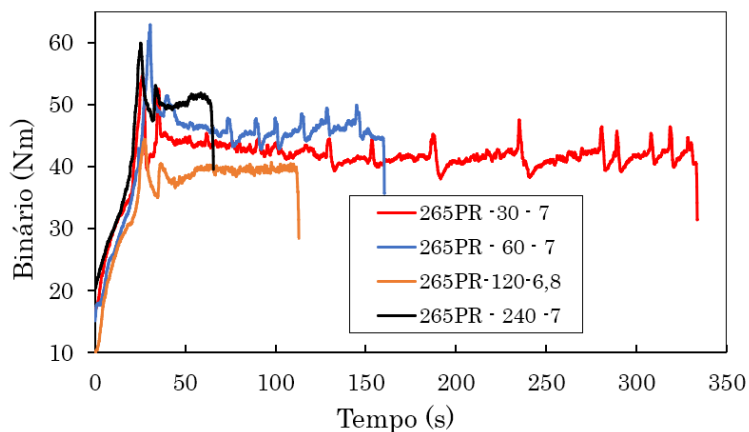
A Figura 4.47 (a) ilustra a variação do binário ao longo do tempo com a velocidade de soldadura. Ao analisar os resultados da Figura 4.47 (a) observa-se que o binário apresenta uma tendência similar aquela apresentada nas soldaduras da série 562PR, em que se regista o aumento do binário com o aumento da velocidade de avanço, para a mesma velocidade de rotação e geometria da ferramenta. A soldadura realizada com velocidade de avanço de 240 mm/min (265PR-240-7) foi aquela que apresentou valor médio de binário mais alto, à semelhança da série 562PR. O aumento do binário com a velocidade de avanço, pode ser explicado pelo fato de as altas velocidades de avanço provocarem menor energia específica adicionada e, portanto, menor amaciamento do material.

A soldadura 265PR-120-6,8, realizada com menor penetração do pino (6,8 mm), apresenta um valor médio do binário mais baixo, na ordem de 40 Nm. Isto mostra que a penetração da ferramenta influencia mais a qualidade da soldadura do que a velocidade de avanço.

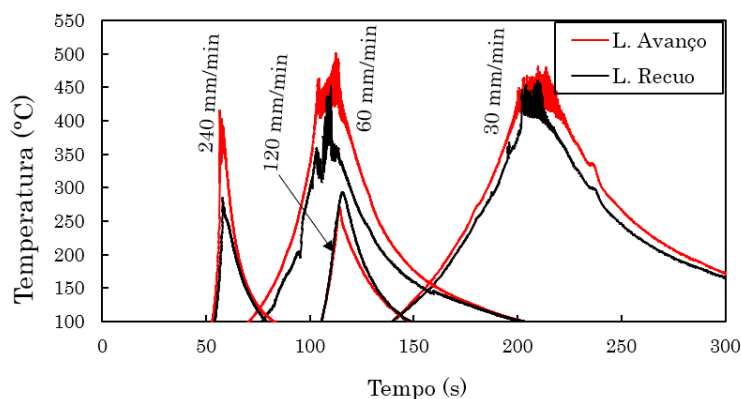
A Figura 4.47 (b) apresenta os picos de temperatura medidos nos lados de avanço e de recuo, para diferentes velocidades de avanço na série 265PR. Tal como no caso anterior, as temperaturas medidas são mais elevadas do lado de avanço. Resultados similares já foram reportados por outros autores [216]. Exceção a este comportamento é a soldadura 265PR-120-6,8, onde se verificou um pequeno desalinhamento, com aproximação da ferramenta ao termopar do lado de recuo.

O aumento da temperatura que se regista no lado de avanço, geralmente é atribuído à maior quantidade de deformação plástica sofrida no lado de avanço [39]. Outro aspeto relacionado com as Figuras 4.47 (a) e (b) é que, a soldadura que registou baixos picos de temperatura, quer no lado de avanço ou de recuo,

foi aquela para a qual se verificou valor médio mais baixo de binário e a formação de defeito na superfície.



(a)



(b)

Figura 4.47 Série 265PR: (a) curvas de binário para diferentes velocidades de avanço; (b) picos de temperatura nos lados de avanço e de recuo.

4.4.2.3. Influência do material no *skin*

A seguir é apresentada uma análise comparativa das duas séries no sentido de perceber a influência que a posição dos materiais tem nas forças axiais e nos binários requeridos e nas temperaturas geradas. Todas as soldaduras foram realizadas em controlo de posição, pelo que as forças axiais foram determinadas pelos parâmetros do processo.

A evolução do binário para diferentes velocidades de avanço e para duas combinações das ligas é apresentada na Figura 4.48 (a). A figura mostra que,

para as duas combinações dos materiais, a evolução dos binários com aumento da velocidade de avanço é semelhante. A Figura 4.48 (a) também mostra claramente que, os binários desenvolvidos na série 265PR são mais altos do que aquelas registadas na série 562PR, independentemente da velocidade de soldadura. Verificou-se um aumento de binário de aproximadamente de 10% em média na série 265PR, em comparação com os valores médios dos binários da série 562PR.

Essa diferença nos valores médios dos binários pode ser atribuída ao facto de liga AA5083-H111 ter uma dureza (83,5 HV) mais baixa que a liga AA2017-T4 (118 HV), necessitando de menor energia para sua deformação plástica. Estes resultados estão de acordo com estudos apresentados por Cavaliere *et al*, [114], em soldaduras dissimilares entre as ligas de alumínio AA2024 e AA6082, nos quais registaram aumento dos binário quando a liga mais resistente (AA2024) era posicionada no lado de avanço.

A Figura 4.48 (b) faz a comparação de picos de temperatura medida no lado de avanço de cada série, para mesmas condições de soldadura. O valor médio do binário e da temperatura relativo ao ensaio 265PR-120-6,8 não foram incluídos nas curvas de comparação, por apresentarem valores fora da linha média, devido ao defeito gerado durante a soldadura.

A Figura 4.48 (b) faz a comparação de picos de temperatura medidos do lado de avanço para diferentes velocidades de avanço nas duas séries. Observa-se que a série 265PR apresenta picos de temperatura mais elevados do que a série 562PR. A diferença de temperatura é na ordem de 40 a 60 °C, muito superior ao resultante da assimetria de processo.

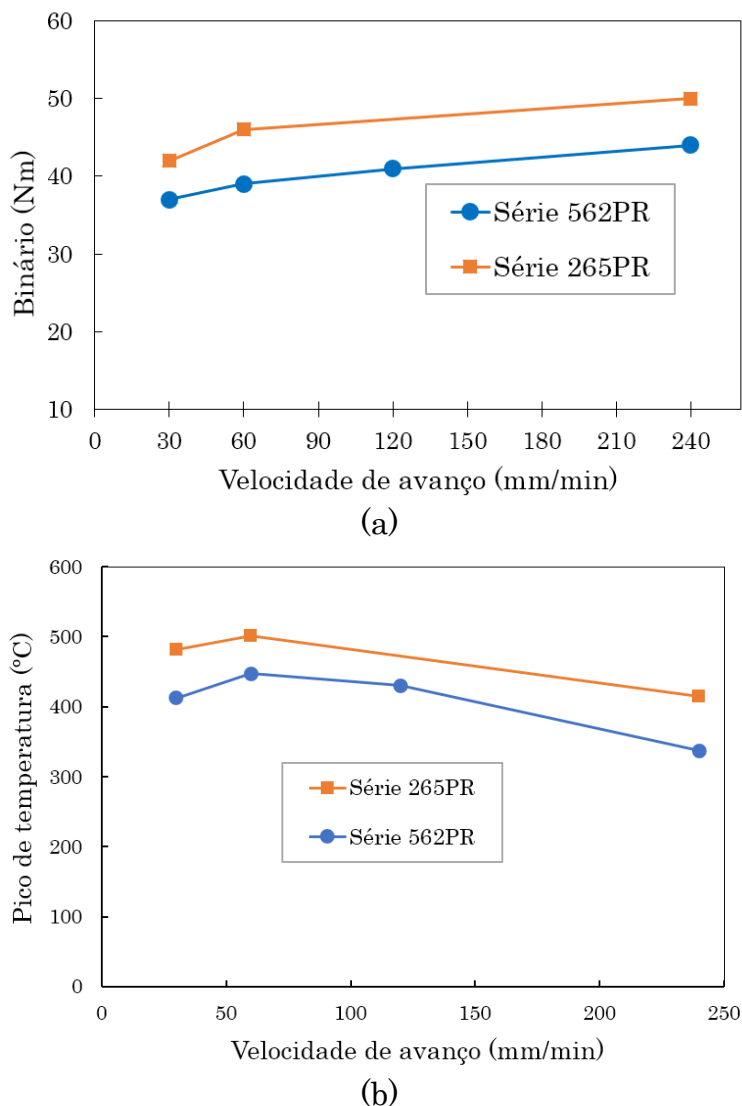


Figura 4.48 (a) Influência da posição dos materiais (lado de avanço/recuo) nas séries 562PR e 265PR; (b) picos de temperatura para ambas séries do lado de avanço.

4.4.3. Efeito da geometria da ferramenta em juntas dissimilares

Um dos parâmetros que influencia a qualidade da soldadura no processo FSW é a geometria da ferramenta. Muitos estudos já demonstraram que a geometria da ferramenta, e em particular a forma do pino influencia significativamente as propriedades das soldaduras [105].

Na seção anterior analisou-se a influência da velocidade de avanço e da posição relativa dos materiais na evolução da força axial, binário e picos de temperaturas, considerando soldaduras tridissimilares. Os resultados foram relacionados com a qualidade superficial das soldaduras.

Nesta seção realiza-se um estudo similar, mas para além dos parâmetros, velocidade de avanço e posição dos materiais, é analisado também o efeito da geometria do pino da ferramenta.

As soldaduras dissimilares foram produzidas em junta T, nas ligas de alumínio AA5083 e AA6082, utilizando quatro tipos diferentes de ferramentas, ver Figura 3.2 e duas velocidades de avanço, 60 e 120 mm/min. Além disso, a posição das ligas desta vez alternou entre *skin* e *stringer*, de maneira que uma análise conjugada entre o efeito da geometria do pino e a posição do material fosse efetuada.

4.4.3.1. Série 65

Nas Figuras 4.49 (a) e (b) estão ilustrados os valores médios dos binários para cada tipo de pino, nas duas velocidades de avanço, bem como os picos de temperaturas na série 65. Analisando a Figura 4.49 (a) é possível concluir que, independentemente da geometria do pino, o binário aumenta com a velocidade da soldadura, pelas mesmas razões expostas anteriormente.

Outra conclusão que pode ser tirada é que o binário nas séries 65 depende da geometria da ferramenta. Binários elevados são desenvolvidos para ferramentas com pino progressivo, PP e PR, respetivamente, em comparação com ferramentas não progressiva. Além disso, os aumentos dos valores de binários estão associados a picos de temperatura mais elevados, conforme se pode observar na Figura 4.49 (b). Isso ocorre porque, as ferramentas com pinos progressivos são constituídas por duas partes, uma cilíndrica roscada e a outra cónica roscada ou piramidal, e que permite movimentar maior quantidade de materiais à volta do pino, gerando dessa forma mais calor, e conseqüentemente

maiores picos de temperatura [160]. Repara-se que os pinos das ferramentas progressivas têm diâmetro superior aos outros pinos. A similaridade da configuração dos pinos progressivos, também está na base da proximidade dos valores de binários observados, com ligeiro aumento na ferramenta PP.

Analisando o efeito dos pinos piramidal e cónico roscado, observa-se que este último, apresenta valores mais baixos do binário, bem como baixos picos de temperatura.

A diminuição dos binários para pino cónico roscado pode ser atribuída, para além de menor área de contato, também à facilidade no movimento vertical do material proporcionado pela presença das roscas, conforme demonstrado por Papahn *et al*, [105]. Este resultado sugere menor consumo de energia e uma vida longa para a ferramenta, devido ao menor esforço desenvolvido.

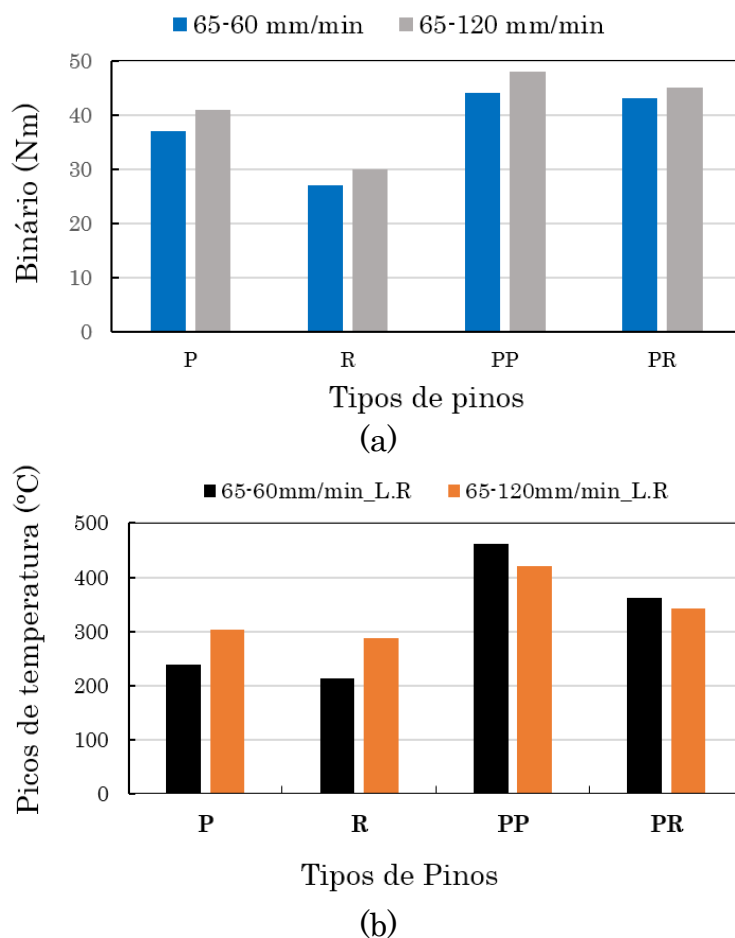


Figura 4.49 Série 65: (a) Evolução dos binários para diferentes geometrias de pinos; (b) picos de temperaturas para diferentes pinos medidos no lado de recuo.

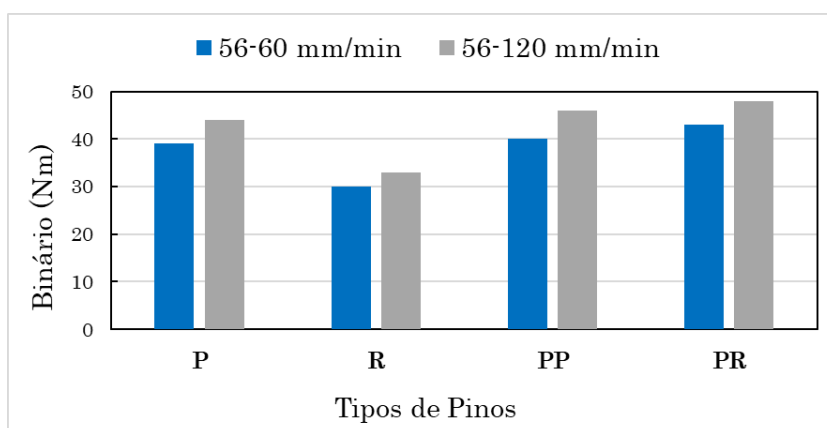
Finalmente, com base na Figura 4.49 (b) é possível observar que, binários menores estão associados a picos de temperatura menores, por causa da interação termomecânica gerada entre a ferramenta e as chapas. Outra observação a ser feita na Figura 4.49 (b), é que os picos de temperatura para a ferramenta simples, P e R, para velocidade de 120 mm/min são superiores aqueles registados com a velocidade de 60 mm/min, devido ao aumento de penetração do pino, sendo 7,65 mm e 7,4 mm, respetivamente. Segundo Zimmer *et al*, [163], quanto mais o pino penetrar entre as chapas, maior será a área de contato entre a base da ferramenta e as chapas, o que promove maior resistência na rotação do pino, provocando um aumento na força axial e binário para estabelecer a soldadura.

No caso específico, das soldaduras da série 65, produzidas com pino piramidal houve um aumento na penetração do pino de 0,1 mm e registou-se uma diferença de temperatura de 65°C, de uma velocidade para outra. Para o pino roscado, a variação da penetração do pino foi de 0,5 mm, e registou-se uma diferença de temperatura de 75°C. Isso mostra que os valores de binário e os respetivos picos de temperatura são mais influenciados pela penetração do pino do que pela variação da velocidade de avanço.

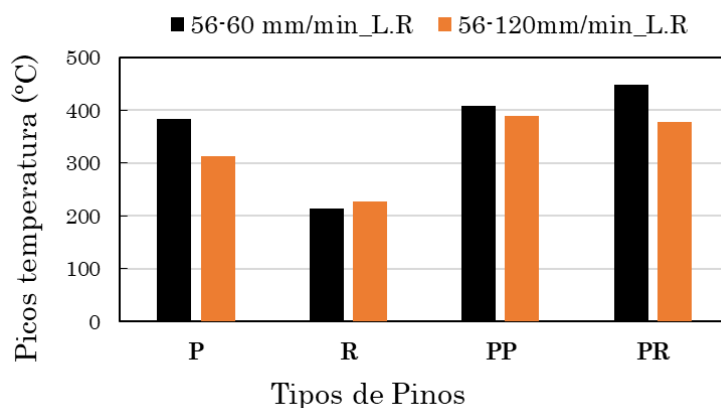
4.4.3.2. Série 56

Uma análise similar foi efetuada para a série 56, e os respetivos binários e picos de temperatura estão apresentados nas Figuras 4.50 (a) e (b), respetivamente. Para esta série (56) a evolução do binário em função da geometria da ferramenta é idêntica ao caso anterior. A ferramenta de pino cónico roscado simples requer binário significativamente inferior às restantes ferramentas. Verifica-se também que, para todas as geometrias de ferramenta, o aumento da velocidade de soldadura aumenta o binário requerido.

Por outro lado, as maiores temperaturas de pico foram registadas novamente para as soldaduras produzidas com ferramentas com pinos progressivos, conforme indicado na Figura 4.50 (b). Verifica-se também que, na generalidade a temperatura máxima de pico baixa com aumento da velocidade de soldadura, sendo a temperatura registada muito sensível ao posicionamento dos termopares. A variação de temperatura causada pelo aumento da velocidade de avanço é em média de 44°C inferior aquela que foi registada na série 65.



(a)



(b)

Figura 4.50 Série 56: (a) Evolução do binário para diferentes geometrias de pinos; (b) temperatura de pico no lado de recuo.

Para melhor estabelecer uma relação entre as ferramentas e a posição dos materiais no comportamento do binário nas soldaduras em T dissimilares, são comparados, na Figura 4.51, os respetivos binários para velocidade de 120

mm/min nas séries 65 e 56. Os resultados mostram que, soldaduras em que a liga AA5083 é colocada no *skin* requerem binários mais elevados para a maioria dos pinos, com exceção do pino progressivo piramidal.

A ferramenta progressiva roscada, apesar de apresentar binário maior, não origina defeitos, ao contrário da ferramenta progressiva piramidal, que embora apresente binário elevado, origina excesso de rebarba na soldadura 65PP-120-7, conforme ilustra a Figura 4.52.

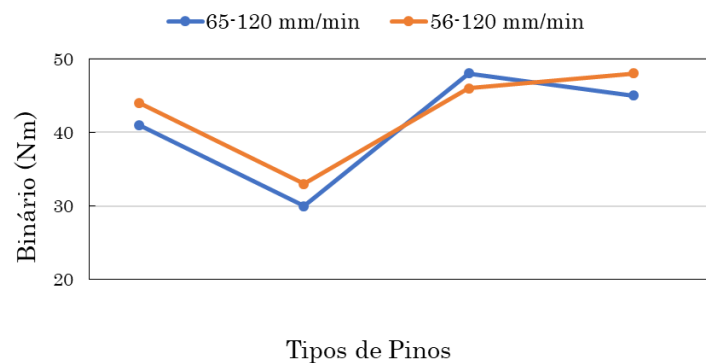


Figura 4.51 Efeito da posição dos materiais no binário, nas soldaduras dissimilares nas séries 65 e 56.

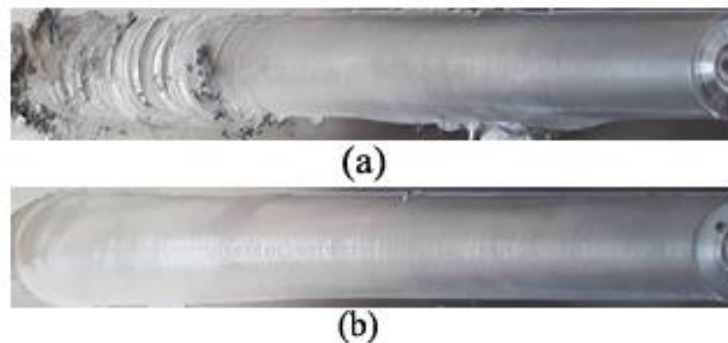


Figura 4.52 Qualidade superficial das soldaduras (a) 65PP-120-7 e (b) 65PR-120-7.

Relativamente à comparação dos esforços gerados entre as soldaduras dissimilares e tridissimilares, o estudo mostrou que os binários desenvolvidos não diferem muito de uma série para outra. A Figura 4.53 apresenta as curvas de binário para soldaduras dissimilares e tridissimilares produzidas com mesmos parâmetros de soldadura, exceto no número de materiais presentes na soldadura. Com base na figura, verifica-se que as soldaduras tridissimilares requerem quase mais 10% de binário.

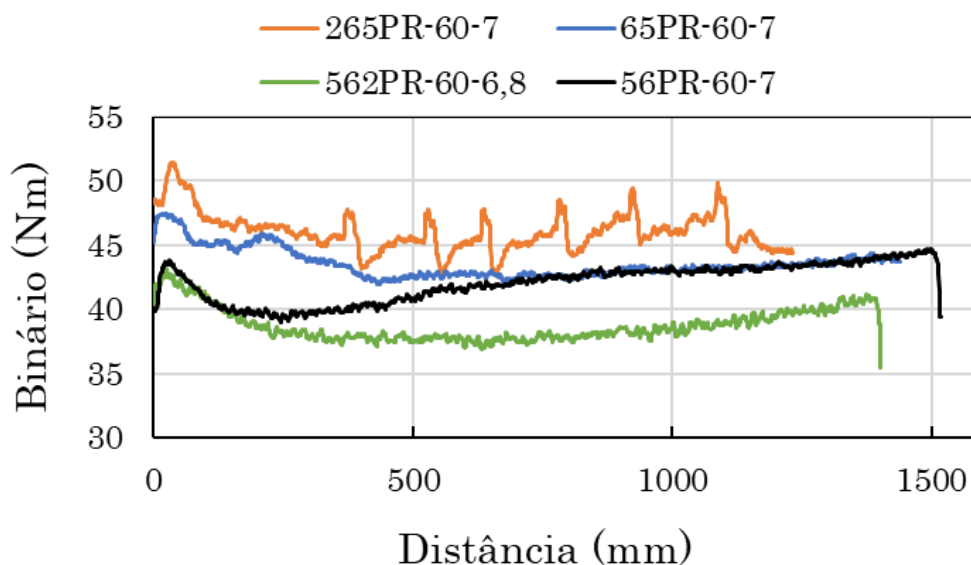


Figura 4.53 Comparação de binário entre soldaduras dissimilares e tridissimilares.

4.4.4. Conclusões parciais

Neste estudo, analisou-se a influência da velocidade de avanço e da posição dos materiais a soldar, bem como da geometria do pino, na força axial, binário e temperatura desenvolvida durante as soldaduras dissimilares e tridissimilares na configuração *T-butt*. Com base nos resultados apresentados, as seguintes conclusões podem ser retiradas:

- A força axial, binário, temperatura e qualidade superficial das soldaduras dissimilares dependem muito da velocidade de soldadura, penetração do pino e posição relativa dos materiais na configuração da junta T.
- O aumento da velocidade de avanço faz aumentar a força axial e o binário e baixar o pico de temperatura, independentemente da geometria da ferramenta e da soldadura (dissimilar ou tridissimilar);
- Nas juntas tridissimilares é visível a influência da posição dos materiais, no binário para as mesmas condições de soldadura. Valores elevados de binário e temperatura foram registados quando a liga AA2017 é

posicionado no lado de avanço. Quando esta liga é posicionada no lado de recuo, a soldadura é propensa à formação de defeitos de superfície no lado de avanço, em especial para velocidades de soldadura elevadas;

- Para soldaduras dissimilares, a força axial, binário e temperatura são influenciadas pela geometria da ferramenta e pela posição dos materiais. Força axial, binário e temperatura mais elevadas foram obtidos para ferramentas de pino progressivo (roscado ou piramidal), independentemente da série 56 ou 65.

5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo são apresentadas de forma sucinta as principais conclusões retiradas. São ainda apresentadas as perspectivas de trabalhos futuros, referindo alguns aspetos com interesse para o tema, mas que não houve oportunidade de tratar no decurso do trabalho de investigação.

5.1. Conclusões

Nesta tese foi estudada a soldabilidade de três ligas de alumínio, com 3 mm de espessura, nas configurações *T-lap* e *T-butt* aplicando a tecnologia *FSW*. Dois tipos de ferramenta foram utilizados. Um conjunto de parâmetros foi testado. A influência dos parâmetros do processo, a geometria das ferramentas e as propriedades dos materiais na morfologia, microestrutura e nas propriedades mecânicas foi discutida. Estudo similar foi realizado para soldaduras entre três ligas de alumínio diferentes. Além disso, foi ainda analisada a influência destes parâmetros nos binários e temperaturas desenvolvidas durante a soldadura. As principais conclusões são sumariadas como se segue.

No caso de juntas dissimilares verificou-se que:

- É possível a soldadura de juntas T dissimilares por FSW sem defeitos significativos e sem redução de espessura do skin, com qualquer das preparações de junta, T-lap ou T-butt;
- A presença de linhas de óxidos, formadas na soldadura mais quente, não tiveram influência significativa no seu comportamento à fadiga;
- As duas ferramentas usadas permitiram obter soldaduras sem defeitos significativos, mas foi mais difícil eliminar defeitos para ferramenta cônica roscada progressiva;
- As soldaduras em que a liga AA5083 é localizada no skin, requerem velocidades de rotação da ferramenta baixas, mas com um valor do rácio w/v acima de 16 para evitar defeitos;
- A posição da liga na junta afetou o seu comportamento à fadiga. As juntas com AA 5083 como skin apresentam melhor comportamento à fadiga;
- O aumento da velocidade de soldadura aumenta a resistência mecânica estática e à fadiga das soldaduras;

- As soldaduras *T-butt* não requerem maquinagem posterior, ao contrário das T-lap.

No caso de juntas tridissimilares:

- É possível produzir soldaduras tridissimilares em ligas de alumínio, sem defeitos significativos, independentemente da posição dos materiais no skin;
- A morfologia do nugget é fortemente influenciada pela posição das ligas na junta e pela velocidade de soldadura, sendo que o baixo rácio (w/v) propicia a formação de defeitos;
- Na soldadura tridissimilar a análise do fluxo mostrou que a liga 5083 tem limitação na sua movimentação na zona da soldadura. O material desta liga não migra nas zonas dos raios de concordância independentemente da sua localização (lados de avanço ou de recuo).
- A colocação da liga mais resistente (AA2017-T4) no lado de avanço melhora as propriedades mecânicas e a resistência à fadiga das soldaduras;
- O aumento da velocidade de soldadura melhora a resistência mecânica e à fadiga das soldaduras;
- As soldaduras tridissimilares apresentam melhores propriedades mecânicas que as dissimilares.

No que se refere a forças e binários concluiu-se que:

- O aumento da velocidade de soldadura faz aumentar o binário independentemente da geometria da ferramenta e da soldadura (dissimilar ou tridissimilar);
- Valores elevados de binário e da temperatura de pico do ciclo térmico foram registados quando a liga mais resistente (AA2017) é posicionada no lado de avanço, nas soldaduras tridissimilares;
- Nas soldaduras dissimilares, o binário é influenciado pela geometria da ferramenta e pelas propriedades dos materiais. Os binários mais

elevados são obtidos para a ferramenta de pino progressivo roscado, nas séries 65.

5.2. Recomendações para trabalhos futuros

O trabalho apresentado foi realizado usando um conjunto de parâmetros baseados na experiência anterior e usando o processo tentativa e erro. O planejamento de experiências com base, por exemplo, no método Taguchi poderia ser outra abordagem, embora, neste momento, já se tenha uma noção clara da influência relativa dos parâmetros do processo.

A realização deste estudo com base na simulação numérica, principalmente no caso de soldaduras tridissimilares, representaria um avanço importante no conhecimento do processo. Em particular, a simulação do fluxo dos diversos materiais no *nugget*, em função da geometria das ferramentas apresenta desafios importantes.

Uma das principais dificuldades sentidas foi a realização de ataque químico para revelar as fronteiras dos grãos e a distribuição de materiais no *nugget* em soldaduras tridissimilares. O desenvolvimento de técnicas que resolvam este problema constitui também um avanço importante.

REFERÊNCIAS

- [1] T. Luijendijk, Welding of dissimilar aluminium alloys, *J. Mater. Process. Technol.* 103 (2000) 29–35. doi:10.1016/S0924-0136(00)00415-5.
- [2] S. Ferraris, L.M. Volpone, Aluminum alloys in third millennium shipbuilding: materials, technologies, perspectives, 5th Int. Forum Alum. Ships. (2005) 1–10.
- [3] P. Kah, R. Rajan, J. Martikainen, R. Suoranta, Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys, *Int. J. Mech. Mater. Eng.* 10 (2015) 1–10. doi:10.1186/s40712-015-0053-8.
- [4] W. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Church, P. Templesmith, C.J. Dawes, Friction stir butt welding, *Int. Pat. Appl. N° PCT/GB92/02203.* (1991).
http://scholar.google.com/scholar?q=friction+stir+butt+welding+thomas&hl=en&btnG=Search&as_sdt=1,1&as_sdt=on#0.
- [5] W.J. Choi, J.D. Morrow, F.E. Pfefferkorn, M.R. Zinn, The Effects of Welding Parameters and Backing Plate Diffusivity on Energy Consumption in Friction Stir Welding, *Procedia Manuf.* 10 (2017) 382–391. doi:10.1016/j.promfg.2017.07.011.
- [6] P.L. Threadgill, A.J. Leonard, H.R. Shercliff, P.J. Withers, Friction stir welding of aluminium alloys, 54 (2009) 49–94. doi:10.1179/174328009X411136.
- [7] K. Colligan, Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum, *Weld. Res. Suppl. to weld J.* (1999) 229–237.
- [8] C.B. Jagadeesha, Dissimilar friction stir welding between aluminum alloy and magnesium alloy at a low rotational speed, *Mater. Sci. Eng. A.* 616 (2014) 55–62. doi:10.1016/j.msea.2014.07.090.
- [9] I. Galvão, R.M. Leal, A. Loureiro, D.M. Rodrigues, Material flow in heterogeneous friction stir welding of aluminium and copper thin sheets, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15 (2010) 654–660. doi:10.1179/136217110X12785889550109.
- [10] H.A. Derazkola, A. Simchi, An investigation on the dissimilar friction stir welding of T-joints between AA5754 aluminum alloy and poly(methyl methacrylate), *Thin-Walled Struct.* 135 (2019) 376–384.

doi:10.1016/j.tws.2018.11.027.

- [11] A. Barbini, J. Carstensen, J.F. dos Santos, Influence of a non-rotating shoulder on heat generation, microstructure and mechanical properties of dissimilar AA2024/AA7050 FSW joints, *J. Mater. Sci. Technol.* 34 (2018) 119–127. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.10.017.
- [12] Y. Zhao, L. Zhou, Q. Wang, K. Yan, J. Zou, Defects and tensile properties of 6013 aluminum alloy T-joints by friction stir welding, *Mater. Des.* 57 (2014) 146–155. doi:10.1016/j.matdes.2013.12.021.
- [13] J.S. Jesus, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira, Assessment of friction stir welding aluminium T-joints, *J. Mater. Process. Technol.* 255 (2018) 387–399. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.12.036.
- [14] A.C.F. Silva, D.F.O. Braga, M.A.V. de Figueiredo, P.M.G.P. Moreira, Friction stir welded T-joints optimization, *Mater. Des.* 55 (2014) 120–127. doi:10.1016/j.matdes.2013.09.016.
- [15] L. Cui, X. Yang, G. Zhou, X. Xu, Z. Shen, Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints, *Mater. Sci. Eng. A.* 543 (2012) 58–68. doi:10.1016/j.msea.2012.02.045.
- [16] A.A.M. da Silva, E. Arruti, G. Janeiro, E. Aldanondo, P. Alvarez, A. Echeverria, Material flow and mechanical behaviour of dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminium alloys friction stir welds, *Mater. Des.* 32 (2011) 2021–2027. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.059.
- [17] H. Jamshidi Aval, Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys, *Mater. Des.* 87 (2015) 405–413. doi:10.1016/j.matdes.2015.08.050.
- [18] W.-Y. Li, J.F. Li, Z.H. Zhang, D.L. Gao, Y.J. Chao, Metal Flow during Friction Stir Welding of 7075-T651 Aluminum Alloy, *Exp. Mech.* 53 (2013) 1573–1582. doi:10.1007/s11340-013-9760-3.
- [19] P. Alvarez, G. Janeiro, A.A.M. Silva, E. Aldanondo, A. Echeverri, Material flow and mixing patterns during dissimilar FSW, 15 (2010) 648–654. doi:10.1179/136217110X12785889549543.
- [20] R.M. Leal, C. Leitão, A. Loureiro, D.M. Rodrigues, P. Vilaça, Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry, *Mater. Sci. Eng. A.* 498 (2008) 384–391. doi:10.1016/j.msea.2008.08.018.
- [21] C.M. Chen, R. Kovacevic, Finite element modeling of friction stir welding—thermal and thermomechanical analysis, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 43 (2003) 1319–1326. doi:10.1016/S0890-6955(03)00158-5.
- [22] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Mater. Sci. Eng. R Reports.* 50 (2005) 1–78. doi:10.1016/j.mser.2005.07.001.
- [23] A. Astarita, A. Squillace, A. Scala, A. Prisco, On the Critical

- Technological Issues of Friction Stir Welding T-Joints of Dissimilar Aluminum Alloys, *J. Mater. Eng. Perform.* 21 (2012) 1763–1771. doi:10.1007/s11665-011-0073-3.
- [24] D. Olson, T. Siewert, S. Liu, G. Edwards, O. Materials Park, ASM Handbook, Vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, ASM Int. 6 (1993) 1993.
- [25] ASM-International, Aluminum: Properties and Physical metallurgy, ASM Int. (1984).
- [26] E. Burcu, L.C. Kumruoglu, 5083 type Al-Mg and 6082 type Al-Mg-Si alloys for ship building, *Am. J. Eng. Research.* 4 (2015) 146–150.
- [27] K. Doherty, R. Squillacioti, B. Cheeseman, B. Placzankis, D. Gallardy, Expanding the Availability of Lightweight Aluminum Alloy Armor Plate Procured from Detailed Military Specifications, em: ICAA13 Pittsburgh, 2012: pp. 541–546. doi:hpps://doi.org/10.1007/978-3-319-48761-8_79.
- [28] A.A. Tihamiyu, R. Basu, A.G. Odeshi, J.A. Szpunar, Plastic deformation in relation to microstructure and texture evolution in AA 2017-T451 and AA 2624-T351 aluminum alloys under dynamic impact loading, *Mater. Sci. Eng. A.* 636 (2015) 379–388. doi:10.1016/j.msea.2015.03.113.
- [29] H. Kasman, Sefika; Kahraman, Fatih; Emiralioglu, Anil; Kahraman, A Case Study for the Welding of Dissimilar EN AW 6082 and EN AW 5083 Aluminum Alloys by Friction Stir Welding., *Metals (Basel).* 7 (2016) 6. doi:10.3390/met7010006.
- [30] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Withers, Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds, *Acta Mater.* 51 (2003) 4791–4801. doi:10.1016/S1359-6454(03)00319-7.
- [31] G. Çam, G. İpekoğlu, Recent developments in joining of aluminum alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 91 (2017) 1851–1866. doi:10.1007/s00170-016-9861-0.
- [32] R. Česnavičius, S. Kilikevičius, P. Krasauskas, R. Dundulis, H. Olišauskas, Research of the friction stir welding process of aluminium alloys Research of the friction stir welding process of aluminium alloys, 22 (4) (2016) 291–297. doi:10.5755/j01.mech.22.4.16167.
- [33] G. Çam, S. Mistikoglu, Recent Developments in Friction Stir Welding of Al-alloys, *J. Mater. Eng. Perform.* 23 (2014) 1936–1953. doi:10.1007/s11665-014-0968-x.
- [34] K. Krasnowski, Experimental Study of FSW T-joints of EN-AW 6082-T6 and Their Behaviour Under Static Loads, (2014) 9083–9092. doi:10.1007/s13369-014-1465-0.
- [35] P.A. Rometsch, Y. Zhang, S. Knight, Heat treatment of 7xxx series

- aluminium alloys - Some recent developments, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.* 24 (2014) 2003–2017. doi:10.1016/S1003-6326(14)63306-9.
- [36] R. Nandan, T. DebRoy, H.K.D.H. Bhadeshia, Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties, *Prog. Mater. Sci.* 53 (2008) 980–1023. doi:10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
- [37] S. Kang, J. Kim, Y. Jang, K. Lee, Welding Deformation Analysis, Using an Inherent Strain Method for Friction Stir Welded Electric Vehicle Aluminum Battery Housing, Considering Productivity, *Appl. Sci.* 9 (2019) 3848. doi:10.3390/app9183848.
- [38] A. Mishra, Friction Stir Welding Of Dissimilar Metal: A Review, Available SSRN <https://ssrn.com/abstract=3104223>. (2018) 1–12. doi:<http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3104223>.
- [39] A.C.F. Silva, J. De Backer, G. Bolmsjö, Temperature measurements during friction stir welding, *Int J. Adv. Des. Manuf. Technol.* 88 (2017) 2899–2908. doi:10.1007/s00170-016-9007-4.
- [40] R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Friction Stir Welding and Process*, ASM International, Material Park, Ohio, USA, 2007.
- [41] S.M.O. Tavares, R. a. S. Castro, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, P.M.G.P. Moreira, P.M.S.T. de Castro, Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: mechanical joint characterisation, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15 (2010) 312–318. doi:10.1179/136217109X12562846839114.
- [42] M.B. Durdanovic, M.M. Mijalovic, D.S. Milcic, D.S. Stamenkovi, Heat Generation During Friction Stir Welding Process, *Tribol. Ind.* 31 (2009) 8–14.
- [43] M. Mijajlovic, N. Pavlovic, S. Jovanovic, D. Jovanovic, M. Milcic, Experimental studies of parameters affecting the heat generation in friction stir welding process, *Therm. Sci.* 16 (2012) 351–362. doi:10.2298/TSCI120430174M.
- [44] C. Leitão, Influence of Base Material Plastic Properties and Process Parameters on Friction Stir Weldability, PhD Thesis Mech. Engg., Univ. Coimbra. 1 (2013) 1–201.
- [45] K. Colligan, Material flow behaviour during friction welding of aluminum, *Weld. J.* (1999) 229–237. http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1999_07_s229.pdf (acedido 21 de Outubro de 2014).
- [46] N. Zaman, A. Noor, Z.A. Khan, S.K. Shihab, Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys, *J. Alloys Compd.* 648 (2015) 360–367. doi:10.1016/j.jallcom.2015.06.246.

- [47] X. Hou, X. Yang, L. Cui, G. Zhou, Influences of joint geometry on defects and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T4 T-joints, *Mater. Des.* 53 (2014) 106–117. doi:10.1016/j.matdes.2013.06.061.
- [48] S.-K. Park, S.-T. Hong, J.-H. Park, K.-Y. Park, Y.-J. Kwon, H.-J. Son, Effect of material locations on properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15 (2010) 331–336. doi:10.1179/136217110X12714217309696.
- [49] W.-B. Lee, Y.-M. Yeon, S.-B. Jung, The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials, *Scr. Mater.* 49 (2003) 423–428. doi:10.1016/S1359-6462(03)00301-4.
- [50] L. GIAGI- Consultores em gestão Industrial, Execução de estruturas de aço e de alumínio- EN 1090-Parte 3: requisitos técnicos para estruturas de alumínio, WWW.giagi.pt/curso.asp?id=717. (2016).
- [51] H.K.D.H. Bhadeshia, T. Debroy, Critical assessment: Friction stir welding of steels, *Sci. Technol. Weld. Join.* 14 (2009) 193–196. doi:10.1179/136217109X421300.
- [52] Y. Zhang, Y.S. Sato, H. Kokawa, S.H.C. Park, S. Hirano, Grain structure and microtexture in friction stir welded commercial purity titanium, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15 (2010) 500–505. doi:10.1179/136217110X12785889549624.
- [53] S.-W. Song, B.-C. Kim, T.-J. Yoon, N.-K. Kim, I.-B. Kim, C.-Y. Kang, Effect of Welding Parameters on Weld Formation and Mechanical Properties in Dissimilar Al Alloy Joints by FSW, *Mater. Trans.* 51 (2010) 1319–1325. doi:10.2320/matertrans.M2010032.
- [54] S. Kallee, Application of Friction Stir Welding in the Shipbuilding Industry, (2000) 1–19.
- [55] M.S. Sidhu, S.S. Chatha, Friction Stir Welding – Process and its Variables : A Review, *Int. J. Emerg. Technol. Adv. Eng.* 2 (2012) 275–279.
- [56] C.J. Dawes, W.M. Thomas, Friction stir process welds aluminium alloys, *Weld. J.* 75 (1996) 41–45.
- [57] J.P. Martin, C. Stanhope, S. Gascoyne, Novel Techniques for Corner Joints Using Friction Stir Welding, em: *Frict. Stir Weld. Process. VI*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2011: pp. 177–186. doi:10.1002/9781118062302.ch22.
- [58] J. Martin, S. Wei, Friction stir welding technology for marine applications, *Frict. Stir Weld. Process. VIII.* (2016) 219–226. doi:10.1007/978-3-319-48173-9_24.
- [59] Y.X. Huang, B. Han, Y. Tian, H.J. Liu, S.X. Lv, J.C. Feng, J.S. Leng, Y. Li, New technique of filling friction stir welding, *Sci. Technol. Weld.*

- Join. 16 (2011) 497–501. doi:10.1179/1362171811Y.0000000032.
- [60] D.C. W.M. Thomas, Nicholas ED, Needham JC, Nurch MG, Temple-Smith P, Friction stir butt welding, G.B Pat. Appl. N^o. 9125978.8. USA. (1991).
- [61] R.W. Fonda, J.F. Bingert, K.J. Colligan, Development of grain structure during friction stir welding, *Scr. Mater.* 51 (2004) 243–248. doi:10.1016/j.scriptamat.2004.04.017.
- [62] Hitach P.S, Friction Stir Welding (FSW) Equipment., Desponivel online <https://www.hitachi-power-solutions.com/en/products/production-line-solution/core/fsw/index.html>. Acessado a 11 dezembro. (2019).
- [63] F. Delany, S.W. Kallee, M.J. Russel, Friction Stir Welding of Aluminium, em: *Int. Forum Weld. Technol. Shipp. Ind.*, 2007: pp. 1–10.
- [64] P. Sensharma, M. Collette, J. Harrington, Effect of Welded Properties on Aluminium structures, *Sh. Struct. Commettee.* (2010).
- [65] B.T. Gibson, D.H. Lammlein, T.J. Prater, W.R. Longhurst, C.D. Cox, M.C. Ballun, K.J. Dharmaraj, G.E. Cook, A.M. Strauss, Friction stir welding: Process, automation, and control, *J. Manuf. Process.* 16 (2014) 56–73. doi:10.1016/j.jmapro.2013.04.002.
- [66] A.C.F. Silva, D.F.O. Braga, M.A. V de Figueiredo, P.M.G.P. Moreira, Ultimate tensile strength optimization of different FSW aluminium alloy joints, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 79 (2015) 805–814. doi:10.1007/s00170-015-6871-2.
- [67] Z. Gui-feng, S.U. Wei, Z. Jun, Effects of shoulder on interfacial bonding during friction stir lap welding of aluminum thin sheets using tool without pin, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 20 (2010) 2223–2228. doi:10.1016/S1003-6326(10)60632-2.
- [68] M.I. Costa, D. Verdera, C. Leitão, D.M. Rodrigues, Dissimilar friction stir lap welding of AA 5754-H22 / AA 6082-T6 aluminium alloys : In fl uence of material properties and tool geometry on weld strength, *JMADE.* 87 (2015) 721–731. doi:10.1016/j.matdes.2015.08.066.
- [69] K. Krasnowski, Technology of friction stir welding of aluminium alloy 6082 T-joints and their behaviour under static and dynamic loads, *Materwiss. Werksttech.* 46 (2015) 256–268. doi:10.1002/mawe.201400320.
- [70] L. Cui, X. Yang, Y. Xie, X. Hou, Y. Song, Process parameter influence on defects and tensile properties of friction stir welded T-joints on AA6061-T4 sheets, *Mater. Des.* 51 (2013) 161–174. doi:10.1016/j.matdes.2013.04.013.
- [71] J.S. Jesus, M. Gruppelaar, J.M. Costa, A. Loureiro, J.A.M. Ferreira, Effect of geometrical parameters on Friction Stir Welding of AA 5083-H111 T-joints, *Procedia Struct. Integr.* 1 (2016) 242–248.

- doi:10.1016/j.prostr.2016.02.033.
- [72] M.L. Saremi, S.E. Mirsalehi, A. Shamsipur, Investigation on Metallurgical Structure and Mechanical Properties of Dissimilar Al 2024/Cu FSW T-joints, *Trans. Indian Inst. Met.* 70 (2017) 1869–1877. doi:10.1007/s12666-016-0991-8.
- [73] L. Fratini, G. Buffa, L. Filice, F. Gagliardi, Friction Stir Welding of AA6082-T6 T-joints: Process Engineering and Performance Measurement, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 220 (2006) 669–676. doi:10.1243/09544054JEM327.
- [74] M.M. Abd Elnabi, A.B. Elshalakany, M.M. Abdel-Mottaleb, T.A. Osman, A. El Mokadem, Influence of friction stir welding parameters on metallurgical and mechanical properties of dissimilar AA5454-AA7075 aluminum alloys, *J. Mater. Res. Technol.* 8 (2019) 1684–1693. doi:10.1016/j.jmrt.2018.10.015.
- [75] A. Reilly, H. Shercliff, Y. Chen, P. Prangnell, Modelling and visualisation of material flow in friction stir spot welding, *J. Mater. Process. Technol.* 225 (2015) 473–484. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.06.021.
- [76] Y.C. Lin, J.N. Chen, Influence of process parameters on friction stir spot welded aluminum joints by various threaded tools, *J. Mater. Process. Technol.* 225 (2015) 347–356. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.06.024.
- [77] L.H. Ahmad Shah, S. Sonbolestan, A.R.H. Midawi, S. Walbridge, A. Gerlich, Dissimilar friction stir welding of thick plate AA5052-AA6061 aluminum alloys: effects of material positioning and tool eccentricity, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 105 (2019) 889–904. doi:10.1007/s00170-019-04287-9.
- [78] B. Das, S. Pal, S. Bag, Defect detection in friction stir welding process using signal information and fractal theory, *Procedia Eng.* 144 (2016) 172–178. doi:10.1016/j.proeng.2016.05.021.
- [79] M. Ericsson, R. Sandstrom, Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG, *Int. J. Fatigue.* 25 (2003) 1379–1387. doi:hpps://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00059-8.
- [80] J.S. Jesus, J.M. Costa, A. Loureiro, J.M. Ferreira, Assessment of friction stir welding aluminium T-joints, *J. Mater. Process. Technol.* 255 (2018) 387–399. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.12.036.
- [81] R. Palanivel, P. Koshy Mathews, N. Murugan, I. Dinaharan, Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys, *Mater. Des.* 40 (2012) 7–16. doi:10.1016/j.matdes.2012.03.027.

- [82] J. Yan, M.A. Sutton, A.P. Reynolds, J. Yan, M.A. Sutton, A.P. Reynolds, Process-structure-property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524-T351 friction stir welds, *Sci. Technol. Weld. Join.* 10 (2005) 725–736. doi:10.1179/174329305X68778.
- [83] R.A. Kumar, M.R. Thansekhar, Property Evaluation of Friction Stir Welded Dissimilar Metals : AA6101-T6 and AA1350 Aluminium Alloys, 23 (2017).
- [84] C. Patil, H. Patil, H. Patil, Experimental investigation of hardness of FSW and TIG joints of aluminium alloys of AA7075 and AA6061, *Frat. ed Integrita Strutt.* 10 (2016) 325–332. doi:10.3221/IGF-ESIS.37.43.
- [85] W.A. Baeslack, K. V. Jata, T.J. Lienert, Structure, properties and fracture of friction stir welds in a high-temperature Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy (AA-8009), *J. Mater. Sci.* 41 (2006) 2939–2951. doi:10.1007/s10853-006-5089-y.
- [86] D.M. Rodrigues, C. Leitão, R. Louro, H. Gouveia, A. Loureiro, High speed friction stir welding of aluminium alloys, *Sci. Technol. Weld. Join.* 8 (2010) 676–681. doi:10.1179/136217110X12785889550181.
- [87] T. Sakthivel, G.S. Sengar, J. Mukhopadhyay, Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded aluminum, (2009) 468–473. doi:10.1007/s00170-008-1727-7.
- [88] B.W. Li, R. Jiang, Z. Zhang, Y.E. Ma, Effect of Rotation Speed to Welding Speed Ratio on Microstructure and Mechanical Behavior of Friction Stir Welded Aluminum – Lithium Alloy Joints **, (2013) 1051–1058. doi:10.1002/adem.201300147.
- [89] G.G. Krishna, P.R. Reddy, M.M. Hussain, Effect of Tool Tilt Angle on Aluminum 2014 Friction Stir Welds, *Glob. J. Res. Eng. J Gen. Eng.* 14 (2014).
- [90] A. Razal Rose, K. Manisekar, V. Balasubramanian, Effect of axial force on microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ61A magnesium alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.* 21 (2011) 974–984. doi:10.1016/S1003-6326(11)60809-1.
- [91] P. Sreenivas, R. Anil Kumar, P.S. Sreejith, Effect of applied axial force on FSW of AA 6082 - T6 aluminium alloys, *Int. J. Mech. Eng. Technol.* 8 (2017) 88–99.
- [92] R. Louro, H. Gouveia, A. Loureiro, D.M. Rodrigues, C. Leita, High speed friction stir welding of aluminium alloys, 000 (2010) 6–11. doi:10.1179/136217110X12785889550181.
- [93] S. Rajakumar, V. Balasubramanian, Correlation between weld nugget grain size, weld nugget hardness and tensile strength of friction stir welded commercial grade aluminium alloy joints, *Mater. Des.* 34 (2012) 242–251. doi:10.1016/j.matdes.2011.07.054.
- [94] H. Lee, Y.R. Lee, K.J. Min, Effects of Friction Stir Welding Speed on

- AA2195 alloy, MATEC Web Conf. 45 (2016) 5–8. doi:10.1051/ mateconf 2016 0003.
- [95] R. Miranda, J. Gandra, P. Vilaça, Surface Modification by Friction Based Processes, *Mod. Surf. Eng. Treat.* (2013) 1–20. doi:10.5772/55986.
- [96] P. Podrzaj, B. Jerman, D. Klobcar, Welding defects at friction stir welding, *Metalurgija*. 54 (2015) 387–389.
- [97] A. Arora, A. De, T. DebRoy, Tool Geometry for Friction Stir Welding—Optimum Shoulder Diameter, *Metall. Mater. Trans. A*. 42 (2011) 2716–2722. doi:10.1007/s11661-011-0672-5.
- [98] N. Martinez, N. Kumar, R.S. Mishra, K.J. Doherty, Effect of tool dimensions and parameters on the microstructure of friction stir welded aluminum 7449 alloy of various thicknesses, *Mater. Sci. Eng. A*. 684 (2017) 470–479. doi:10.1016/j.msea.2016.12.077.
- [99] Frigaard, Grong, O.T. Midling, A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 32 (2001) 1189–1200. doi:10.1007/s11661-001-0128-4.
- [100] P.A. Colegrove, Modelling of Friction Stir Welding by Paul Andrew Colegrove, (2003). doi:https://doi.org/10.17863/CAM.14008.
- [101] H.B. Schmidt, J.H. Hattel, Thermal modelling of friction stir welding, *Scr. Mater.* 58 (2008) 332–337. doi:10.1016/j.scriptamat.2007.10.008.
- [102] F. Acerra, G. Buffa, L. Fratini, G. Troiano, On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints : an industrial case study, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 48 (2010) 1149–1157. doi:10.1007/s00170-009-2344-9.
- [103] A. Scialpi, L.A.C. De Filippis, P. Cavaliere, Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy, *Mater. Des.* 28 (2007) 1124–1129. doi:10.1016/j.matdes.2006.01.031.
- [104] G. Casalino, S. Campanelli, M. Mortello, Influence of Shoulder Geometry and Coating of the Tool on the Friction Stir Welding of Aluminium Alloy Plates, *Procedia Eng.* 69 (2014) 1541–1548. doi:10.1016/j.proeng.2014.03.153.
- [105] H. Papahn, P. Bahemmat, M. Haghpanahi, I. Pour Aminaie, Effect of friction stir welding tool on temperature, applied forces and weld quality, *IET Sci. Meas. Technol.* 9 (2015) 475–484. doi:10.1049/iet-smt.2014.0150.
- [106] R. Rai, H.K.D.H. Bhadeshia, T. Debroy, Review : friction stir welding tools, *Sci. Technol. Weld. Join.* 16 (2011) 325–343. doi:10.1179/1362171811Y.0000000023.
- [107] S. Amini, M.R. Amiri, A. Barani, Investigation of the effect of tool

- geometry on friction stir welding of 5083-O aluminum alloy, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 76 (2014) 255–261. doi:10.1007/s00170-014-6277-6.
- [108] Y.N. Zhang, X. Cao, S. Larose, P. Wanjara, Review of tools for friction stir welding and processing, *Can. Metall. Q.* 51 (2012) 250–261. doi:10.1179/1879139512Y.0000000015.
- [109] M. Ilangovan, S. Rajendra Boopathy, V. Balasubramanian, Effect of tool pin profile on microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA 6061–AA 5086 aluminium alloy joints, *Def. Technol.* 11 (2015) 174–184. doi:10.1016/j.dt.2015.01.004.
- [110] M. Elyasi, H.A. Derazkola, M. Hosseinzadeh, Investigations of tool tilt angle on properties friction stir welding of A441 AISI to AA1100 aluminium, *J. Eng. ma.* (2016) 1–8. doi:10.1177/0954405416645986.
- [111] A. Arici, S. Selale, Effects of tool tilt angle on tensile strength and fracture locations of friction stir welding of polyethylene, *Sci. Technol. Weld. Join.* 12 (2007) 536–539. doi:10.1179/174329307X173706.
- [112] K.P. Mehta, V.J. Badheka, Effects of tilt angle on the properties of dissimilar friction stir welding copper to aluminum, *Mater. Manuf. Process.* 31 (2016) 255–263. doi:10.1080/10426914.2014.994754.
- [113] J.W. Choi, H. Liu, H. Fujii, Dissimilar friction stir welding of pure Ti and pure Al, *Mater. Sci. Eng. A.* 730 (2018) 168–176. doi:https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.117.
- [114] P. Cavaliere, A. De Santis, F. Panella, A. Squillace, Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082-AA2024 joints produced by friction stir welding, *Mater. Des.* 30 (2009) 609–616. doi:10.1016/j.matdes.2008.05.044.
- [115] J.J.S. Dilip, M. Koilraj, V. Sundareswaran, G.D. Janaki Ram, S.R. Koteswara Rao, Microstructural characterization of dissimilar friction stir welds between AA2219 and AA5083, *Trans. Indian Inst. Met.* 63 (2010) 757–764. doi:10.1007/s12666-010-0116-8.
- [116] H.K. Pabandi, H.R. Jashnani, M. Paidar, Effect of precipitation hardening heat treatment on mechanical and microstructure features of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA6061-T6 alloys, *J. Manuf. Process.* 31 (2018) 214–220. doi:https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.11.019.
- [117] C.Y. Lee, W.B. Lee, J.W. Kim, D.H. Choi, Y.M. Yeon, S.B. Jung, Lap joint properties of FSWed dissimilar formed 5052 Al and 6061 Al alloys with different thickness, *J. Mater. Sci.* 43 (2008) 3296–3304. doi:10.1007/s10853-008-2525-1.
- [118] M.I. Costa, D. Verdera, C. Leitão, D.M. Rodrigues, Dissimilar friction stir lap welding of AA 5754-H22/AA 6082-T6 aluminium alloys: Influence of material properties and tool geometry on weld strength, *Mater. Des.* 87 (2015) 721–731. doi:10.1016/j.matdes.2015.08.066.

- [119] D. Devaiah, D.K. Kishore, D.P. Laxminarayana, Effect of Material Location and Tool Rotational Speed on the Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welded Aluminum Alloys (5083-H321 to 6061-T6), *Bonfring Int. J. Ind. Eng. Manag. Sci.* 6 (2016) 186–190. doi:10.9756/bijiems.8311.
- [120] S.M.O. Tavares, R.A.S. Castro, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, P.M.G.P. Moreira, P.M.S.T. de Castro, Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: mechanical joint characterisation, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15 (2010) 312–318. doi:10.1179/136217109X12562846839114.
- [121] A. Barbini, J. Carstensen, J.F. Dos Santos, Influence of Alloys Position, Rolling and Welding Directions on Properties of AA2024/AA7050 Dissimilar Butt Weld Obtained by Friction Stir Welding, *Metals (Basel)*. 8 (2018) 202. doi:https://doi.org/10.3390/met8040202.
- [122] J.J.S. Dilip, M. Koilraj, V. Sundareswaran, G.D. Janaki Ram, S.R. Koteswara Rao, Microstructural characterization of dissimilar friction stir welds between AA2219 and AA5083, *Trans. Indian Inst. Met.* 63 (2010) 757–764. doi:10.1007/s12666-010-0116-8.
- [123] M.I. Costa, C. Leitao, D.M. Rodrigues, Influence of the Aluminium Alloy Type on Defects Formation in Friction Stir Lap Welding of Thin Sheets, *Soldag. Inspeção*. 23 (2018) 32–42.
- [124] L. Cui, X. Yang, G. Zhou, X. Xu, Z. Shen, Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints, *Mater. Sci. Eng. A*. 543 (2012) 58–68. doi:10.1016/j.msea.2012.02.045.
- [125] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego, L.P. Abreu, Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings, *Int. J. Fatigue*. 37 (2012) 8–16. doi:10.1016/j.ijfatigue.2011.10.001.
- [126] N. Soni, S. Chandrashekar, K. A., C. V.R., Defects Formation during Friction Stir Welding : A Review, *Int. J. Eng. Manag. Res.* 7 (2017) 121–125.
- [127] A.J. Leonard, S.A. Lockyer, Flaws in Friction Stir Welds, *4th Int. Symp. Frict. Stir Weld.* 4 (2003) 14–16.
- [128] T.T. Hung, M. Okazaki, K. Suzuki, Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5 : Roles of residual stress and microstructure, *Int. J. Fatigue*. 43 (2012) 23–29. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.02.003.
- [129] Z. Caizhi, Y. Xinqi, Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy, *J. Mater. Sci.* 1 (2006) 2771–2777. doi:10.1007/s10853-006-6337-x.
- [130] T.L. Dickerson, J. Przydatek, Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws, *Int. J. Fatigue*. 25 (2003) 1399–1409. doi:10.1016/S0142-1123(03)00060-4.

- [131] M. Kadlec, R. Růžek, L. Nováková, Mechanical behaviour of AA 7475 friction stir welds with the kissing bond defect, *Int. J. Fatigue*. 74 (2015) 7–19. doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.12.011.
- [132] S. Ji, X. Meng, L. Ma, H. Lu, S. Gao, Vertical compensation friction stir welding assisted by external stationary shoulder, *Mater. Des.* 68 (2015) 72–79. doi:10.1016/j.matdes.2014.12.009.
- [133] L.H. Shah, S. Guo, S. Walbridge, A. Gerlich, Effect of tool eccentricity on the properties of friction stir welded AA6061 aluminum alloys, *Manuf. Lett.* 15 (2018) 14–17. doi:10.1016/j.mfglet.2017.12.019.
- [134] L. Fratini, G. Buffa, F. Micari, R. Shivpuri, On the material flow in FSW of T-joints: Influence of geometrical and technological parameters, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 44 (2009) 570–578. doi:hpps://doi.org/10.1007/s00170-008-1836-3.
- [135] T. Dickerson, H.R. Shercliff, H. Schmidt, a Weld Marker Technique for Flow Visualization in Friction Stir Welding, 4th Int. Symp. Frict. Stir Weld. (2003) 14–16. doi:10.1007/s00227-003-1132-6.
- [136] A.P. Reynolds, Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds, *Sci. Technol. Weld. Join.* 5 (2000) 120–124. doi:10.1179/136217100101538119.
- [137] A.A.M. da Silva, E. Arruti, G. Janeiro, E. Aldanondo, P. Alvarez, A. Echeverria, Material flow and mechanical behaviour of dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminium alloys friction stir welds, *Mater. Des.* 32 (2011) 2021–2027. doi:10.1016/j.matdes.2010.11.059.
- [138] S.B. Thakare, V.D. Kalyankar, Friction stir welding of T joints of dissimilar aluminum alloy: A review, em: *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2018: p. 020058. doi:10.1063/1.5029634.
- [139] G. Buffa, L. Fratini, F. Micari, R. Shivpuri, Material Flow in FSW of T-joints: Experimental and Numerical Analysis, *Int. J. Mater. Form.* 1 (2008) 1283–1286. doi:10.1007/s12289-008-0137-6.
- [140] H.N.B. Schmidt, T.L. Dickerson, J.H. Hattel, Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3, *Acta Mater.* 54 (2006) 1199–1209. doi:10.1016/j.actamat.2005.10.052.
- [141] S.A. Khodir, T. Shibayanagi, M. Naka, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA2024-T3 aluminum alloy, *Mater. Trans.* 47 (2006) 185–193. doi:10.1016/S1003-6326(15)63782-7.
- [142] R.I. Rodriguez, J.B. Jordon, P.G. Allison, T. Rushing, L. Garcia, Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welding of 6061-to-7050 aluminum alloys, *Mater. Des.* 83 (2015) 60–65. doi:10.1016/j.matdes.2015.05.074.
- [143] A.L. Etter, T. Baudin, N. Fredj, R. Penelle, Recrystallization mechanisms in 5251 H14 and 5251 O aluminum friction stir welds, *Mater. Sci. Eng. A.* 445–446 (2007) 94–99.

- doi:10.1016/j.msea.2006.09.036.
- [144] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan, Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 30 (1999) 2429–2437. doi:10.1007/s11661-999-0251-1.
- [145] G. Oertelt, S.S. Babu, S.A. David, E.A. Kenik, Effect of Thermal Cycling on Friction Stir Welds of 2195 Aluminum Alloy, *Weld. Res. Suppl.* (2001) 71–79.
- [146] D. Klobčar, L. Kosec, B. Kosec, J. Tušek, Thermo fatigue cracking of die casting dies, *Eng. Fail. Anal.* 20 (2012) 43–53. doi:10.1016/j.engfailanal.2011.10.005.
- [147] Y.H. Zhao, S.B. Lin, L. Wu, F.X. Qu, The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy, *Mater. Lett.* 59 (2005) 2948–2952. doi:10.1016/j.matlet.2005.04.048.
- [148] N.S. Sundaram, N. Murugan, Tensile behavior of dissimilar friction stir welded joints of aluminium alloys, *Mater. Des.* 31 (2010) 4184–4193. doi:10.1016/j.matdes.2010.04.035.
- [149] A. Arora, A. De, T. Debroy, Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter, 64 (2011) 9–12. doi:10.1016/j.scriptamat.2010.08.052.
- [150] S. Lomolino, R. Tovo, J. Dos Santos, On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys, *Int. J. Fatigue.* 27 (2005) 305–316. doi:10.1016/j.ijfatigue.2004.06.013.
- [151] H. Lombard, D.G. Hattingh, A. Steuwer, M.N. James, Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy, *Eng. Fract. Mech.* 75 (2008) 341–354. doi:10.1016/j.engfracmech.2007.01.026.
- [152] Z. Caizhi, X. Yang, G. Luan, Effect of kissing bond on fatigue behavior of friction stir welds on Al 5083 alloy, *J. Mater. Sci.* 41 (2006) 2771–2777. doi:10.1007/s10853-006-6337-x.
- [153] M.N. James, D.G. Hattingh, G.R. Bradley, Weld tool travel speed effects on fatigue life of friction stir welds in 5083 aluminium, *Int. J. Fatigue.* 25 (2003) 1389–1398. doi:10.1016/S0142-1123(03)00061-6.
- [154] M. Kurita, K. Toyama, Effects of strengthening mechanisms on fatigue properties of ferrite-pearlite hot-rolled sheet steel, *Tetsu-To-Hagane/Journal Iron Steel Inst. Japan.* 80 (1994) 66–71. doi:10.2355/tetsutohagane1955.80.1_66.
- [155] T.L. Anderson, *Fracture mechanics - Fundamentals and Applications*, 2005.
- [156] S. Kim, C.G. Lee, S.J. Kim, Fatigue crack propagation behavior of friction stir welded 5083-H32 and 6061-T651 aluminum alloys, *Mater.*

- Sci. Eng. A. 478 (2008) 56–64. doi:10.1016/j.msea.2007.06.008.
- [157] M. Besel, Y. Besel, U. Alfaro Mercado, T. Kakiuchi, Y. Uematsu, Fatigue behavior of friction stir welded Al–Mg–Sc alloy, *Int. J. Fatigue*. 77 (2015) 1–11. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.02.013.
- [158] L.P. Borrego, J.D. Costa, J.S. Jesus, A.R. Loureiro, J.M. Ferreira, Fatigue life improvement by friction stir processing of 5083 aluminium alloy MIG butt welds, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 70 (2014) 68–74. doi:10.1016/j.tafmec.2014.02.002.
- [159] K. Erbsloh, D. Donne, D. Lohwasser, Friction stir welding of T-joints, *Mater. Sci. Forum.* 426 (2003) 2965–2970.
- [160] M. Melendez, W. Tang, C. Schmidt, J.C. McClure, A.C. Nunes, L.E. Murr, Tool forces developed during friction stir welding, (2005) 1–38. <https://www.chapters.indigo.ca/en-ca/books/tool-forces-developed-during-friction/9781289292843-item.html>.
- [161] H. Su, C.S. Wu, A. Pittner, M. Rethmeier, Simultaneous measurement of tool torque, traverse force and axial force in friction stir welding, *J. Manuf. Process.* 15 (2013) 495–500. doi:10.1016/j.jmapro.2013.09.001.
- [162] A. Arora, R. Nandan, A.P. Reynolds, T. DebRoy, Torque, power requirement and stir zone geometry in friction stir welding through modeling and experiments, *Scr. Mater.* 60 (2009) 13–16. doi:10.1016/j.scriptamat.2008.08.015.
- [163] S. Zimmer, L. Langlois, J. Laye, R. Bigot, Experimental investigation of the influence of the FSW plunge processing parameters on the maximum generated force and torque, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 47 (2010) 201–215. doi:10.1007/s00170-009-2188-3.
- [164] C. Leitão, R. Louro, D.M. Rodrigues, Using torque sensitivity analysis in accessing Friction Stir Welding/Processing conditions, *J. Mater. Process. Technol.* 212 (2012) 2051–2057. doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.05.009.
- [165] M. Mehta, K. Chatterjee, A. De, Monitoring torque and traverse force in friction stir welding from input electrical signatures of driving motors, *Sci. Technol. Weld. Join.* 18 (2013) 191–197. doi:10.1179/1362171812Y.0000000084.
- [166] A. Steuwer, M.J. Peel, P.J. Withers, Dissimilar friction stir welds in AA5083 – AA6082 : The effect of process parameters on residual stress, 441 (2006) 187–196. doi:10.1016/j.msea.2006.08.012.
- [167] C. Sharma, D.K. Dwivedi, P. Kumar, Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of AA7039 aluminum alloy, *Mater. Des.* 36 (2012) 379–390. doi:10.1016/j.matdes.2011.10.054.
- [168] P. Shahi, M. Barmouz, P. Asadi, Force and torque in friction stir

- welding, 2014. doi:10.1533/9780857094551.459.
- [169] N. Dialami, M. Cervera, M. Chiumenti, Numerical modelling of microstructure evolution in friction stir welding (FSW), *Metals (Basel)*. 8 (2018) 1–15. doi:10.3390/met8030183.
- [170] R. Padmanaban, V.R. Kshore, V. Balusamy, Numerical Simulation of Temperature Distribution and Material Flow During Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum Alloys _ Elsevier Enhanced Reader.pdf, *Procedia Eng.* 97 (2014) 854–863.
- [171] H. Luo, T. Wu, P. Wang, F. Zhao, H. Wang, Y. Li, Numerical Simulation of Material Flow and, *Metals (Basel)*. (2019). doi:hpps://doi.org/10.3390/met9060621.
- [172] S. Hussein, S. Thiru, R. Izamshah, A. Salam, The Joining of Three dissimilar metallic alloys by a Single-Pass Friction Stir Welding, *Int. Symp. Res. Innov. Sustain.* 26(4) (2014) 1569–1574.
- [173] A. Boşneag, M.A. Constantin, E. Nițu, M. Iordache, Friction Stir Welding of three dissimilar aluminium alloy used in aeronautics industry, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 252 (2017). doi:hpps://doi.org/10.1088/1757-899X/252/1/012041.
- [174] S. Delijaicov, D.Y. Yakabu, B. De Macedo, H.B. Resende, M.H.F. Batalha, Characterization of the surface and mechanical properties of the friction stir welding in tri-dissimilar joints with aluminum alloys and titanium alloy, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 95 (2018) 1339–1355. doi:10.1007/s00170-017-1306-x.
- [175] A. Bosneag, M.A. Constantin, E. Nitu, M. Iordache, Friction Stir Welding of three dissimilar aluminium alloy: AA2024, AA6061 and AA7075, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 400 (2018). doi:hpps://doi.org/10.1088/1757-899X/400/2/022013.
- [176] G.J. Melle, Comportamento à fadiga de juntas T soldadas por FSW na liga AA5083, Master Thesis, Univ. Coimbra, Fac. Cience Technol. (2015).
- [177] D.A.V.C. Carvalho, J.D.M. Da Costa, A.J.R. Loureiro, Comportamento mecânico de juntas T soldadas por fricção linear na liga AA6082, Tese Mestrado, Univ. Coimbra. (2015).
- [178] G. Buffa, L. Fratini, J. Hua, R. Shivpuri, Friction Stir Welding of Tailored Blanks : Investigation on Process Feasibility, 55 (2006) 2–5.
- [179] Y.-H. Zhao, S.-B. Lin, F.-X. Qu, L. Wu, Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process, *Mater. Sci. Technol.* 22 (2006) 45–50. doi:10.1179/174328406X78424.
- [180] M. Koilraj, V. Sundareswaran, S. Vijayan, S.R. Koteswara Rao, Friction stir welding of dissimilar aluminum alloys AA2219 to AA5083 - Optimization of process parameters using Taguchi technique, *Mater.*

- Des. 42 (2012) 1–7. doi:10.1016/j.matdes.2012.02.016.
- [181] D. Carvalho, A. Loureir, J. Domingos, Comportamento mecânico de juntas T soldadas por fricção linear na liga AA6082, Diss. Mestrados - Univerisidade Coimbra. (2015) 1–69.
- [182] Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, E112-12, ASTM Standard, ASTM Int. (2012) 1–27. doi:10.1520/E0112-12.1.4.
- [183] Y. Morisada, T. Imaizumi, H. Fujii, Clarification of material flow and defect formation during friction stir welding, *Sci. Technol. Weld. Join.* 20 (2015) 130–137. doi:10.1179/1362171814Y.0000000266.
- [184] X.H. Zeng, P. Xue, D. Wang, D.R. Ni, B.L. Xiao, K.S. Wang, Z.Y. Ma, Material flow and void defect formation in friction stir welding of aluminium alloys, *Sci. Technol. Weld. Join.* 23 (2018) 677–686. doi:10.1080/13621718.2018.1471844.
- [185] C. Leitão, R. Louro, D.M. Rodrigues, Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6, *Mater. Des.* 37 (2012) 402–409. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.01.031.
- [186] H. Schmidt, J. Hattel, A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 13 (2005) 77–93. doi:10.1088/0965-0393/13/1/006.
- [187] L. Fratini, G. Buffa, R. Shivpuri, Influence of material characteristics on plastomechanics of the FSW process for T-joints, *Mater. Des.* 30 (2009) 2435–2445. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.014.
- [188] Y. Morisada, T. Imaizumi, H. Fujii, Clarification of material flow and defect formation during friction stir welding, *Sci. Technol. Weld. Join.* 20 (2015) 130–137. doi:10.1179/1362171814Y.0000000266.
- [189] N. Manuel; J.M. Costa; A. Loureiro, FSW OF T-JOINTS IN DISSIMILAR MATERIALS: Influence of tool geometry and materials properties, *Weld World.* (2019) 1–22.
- [190] Y.C. Chen, J.C. Feng, H.J. Liu, Precipitate evolution in friction stir welding of 2219-T6 aluminum alloys, *Mater. Charact.* 60 (2009) 476–481. doi:10.1016/j.matchar.2008.12.002.
- [191] R. Nogueira de Codes, A. Benallal, Influence of specimen geometry on the Portevin–Le Châtelier effect due to dynamic strain aging for the AA5083-H116 aluminum alloy, *J. Mech. Mater. Struct.* 6 (2011) 951–968. doi:10.2140/jomms.2011.6.951.
- [192] Y.S. Sato, H. Takauchi, S.H.C. Park, H. Kokawa, Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050, *Mater. Sci. Eng. A.* 405 (2005) 333–338. doi:10.1016/j.msea.2005.06.008.
- [193] R. Nandan, G.G. Roy, T. Debroy, Numerical Simulation of Three-

- Dimensional Heat Transfer and Plastic Flow During Friction Stir Welding, *Metall. Mater. Trans. A.* 37A (2006) 1247–1259. doi:<https://doi.org/10.1007/s11661-006-1076-9>.
- [194] A.K. Kadian, P. Biswas, The study of material flow behaviour in dissimilar material FSW of AA6061 and Cu-B370 alloys plates, *J. Manuf. Process.* 34 (2018) 96–105. doi:10.1016/j.jmapro.2018.05.035.
- [195] P.R. Srinivasa, A. Faozi, O. Bawazir, M. Awang, A.M.A. Rani, S. Jebaraj, Effect of Tool Geometrical Parameters on Friction Stir Welding Joint Properties of Aluminium Alloy Aa6061, 11 (2016) 13053–13058.
- [196] M. Paidar, A. Asgari, O.O. Ojo, A. Saberi, Mechanical Properties and Wear Behavior of AA5182/WC Nanocomposite Fabricated by Friction Stir Welding at Different Tool Traverse Speeds, *J. Mater. Eng. Perform.* 27 (2018) 1714–1724. doi:10.1007/s11665-018-3297-7.
- [197] J. Osten, B. Milkereit, C. Schick, O. Kessler, Dissolution and precipitation behaviour during continuous heating of Al-Mg-Si alloys in a wide range of heating rates, *Materials (Basel)*. 8 (2015) 2830–2848. doi:10.3390/ma8052830.
- [198] P. Cavaliere, A. Squillace, F. Panella, Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding, *J. Mater. Process. Technol.* 200 (2008) 364–372. doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.09.050.
- [199] L.-E. Svensson, L. Karlsson, H. Larsson, B. Karlsson, M. Fazzini, J. Karlsson, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082, *Sci. Technol. Weld. Join.* 5 (2000) 285–296. doi:10.1179/136217100101538335.
- [200] T.H. Tra, M. Okazaki, K. Suzuki, Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5: Roles of residual stress and microstructure, *Int. J. Fatigue.* 43 (2012) 23–29. doi:10.1016/J.IJFATIGUE.2012.02.003.
- [201] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata, Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 415 (2006) 250–254. doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.072>.
- [202] N.Z. Khan, Z.A. KHAN, A.N. Siddiquee, A.M. Al-Ahmari, M.H. Abidi, Analysis of defects in clean fabrication process of friction stir welding, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 27 (2017) 1507–1516. doi:[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60171-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60171-7).
- [203] H. Jamshidi Aval, S. Serajzadeh, A.H. Kokabi, A. Loureiro, Effect of tool geometry on mechanical and microstructural behaviours in dissimilar friction stir welding of AA 5086-AA 6061, *Sci. Technol. Weld. Join.* 16 (2011) 597–604.

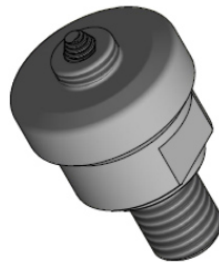
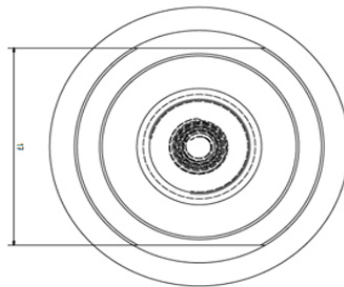
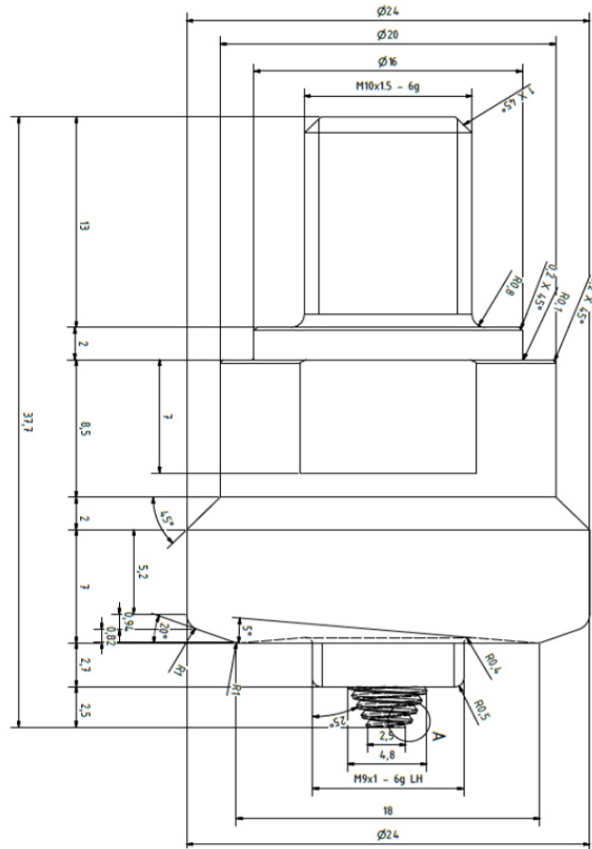
doi:hpps://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000044.

- [204] T.J. Yoon, J.G. Yun, C.Y. Kang, Formation mechanism of typical onion ring structures and void defects in friction stir lap welded dissimilar aluminum alloys, *Mater. Des.* 90 (2016) 568–578. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.014.
- [205] C. Shi, J. Lai, X.-G. Chen, Microstructural Evolution and Dynamic Softening Mechanisms of Al-Zn-Mg-Cu Alloy during Hot Compressive Deformation, *Materials (Basel)*. 7 (2014) 244–264. doi:hpps://doi.org/10.3390/ma7010244.
- [206] T. Ye, Y. Wu, W. Liu, B. Deng, A. Liu, L. Li, Dynamic Mechanical Behavior and Microstructure Evolution of an Extruded 6013-T4 Alloy at Elevated Temperatures, *Metals (Basel)*. 9 (2019) 629. doi:hpps://doi.org/10.3390/met9060629.
- [207] S. Agarwal, P.E. Krajewski, C.L. Briant, Dynamic recrystallization of AA5083 at 450 °C: The effects of strain rate and particle size, *Metall. Mater. Trans. A*. 39 A (2008) 1277–1289. doi:hpps://doi.org/10.1007/s11661-008-9476-7.
- [208] M. Imam, Y. Sun, H. Fujii, N. MA, S. Tsutsumi, S. Ahmed, V. Chintapenta, H. Murakawa, Deformation characteristics and microstructural evolution in friction stir welding of thick 5083 aluminum alloy, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 99 (2018) 663–681. doi:hpps://doi.org/10.1007/s00170-018-2521-9.
- [209] I. Kalembe-Rec, M. Kopyściański, D. Miara, K. Krasnowski, Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir welded dissimilar 7075-T651 and 5083-H111 aluminum alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 97 (2018) 2767–2779. doi:hpps://doi.org/10.1007/s00170-018-2147-y.
- [210] Ş. Kasman, Z. Yenier, Analyzing dissimilar friction stir welding of AA5754/AA7075, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 70 (2014) 145–156. doi:10.1007/s00170-013-5256-7.
- [211] M.M.Z. Ahmed, S. Ataya, M.M. El-Sayed Seleman, H.R. Ammar, E. Ahmed, Friction stir welding of similar and dissimilar AA7075 and AA5083, *J. Mater. Process. Technol.* 242 (2017) 77–91. doi:hpps://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.024.
- [212] Y. Song, X. Yang, L. Cui, X. Hou, Z. Shen, Y. Xu, Defect features and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar AA2024–AA7075 aluminum alloy sheets, *Mater. Des.* 55 (2014) 9–18. doi:10.1016/j.matdes.2013.09.062.
- [213] C. Gallais, A. Denquin, Y. Bréchet, G. Lapasset, Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterisation and modelling, *Mater. Sci. Eng. A*. 496 (2008) 77–89. doi:10.1016/j.msea.2008.06.033.

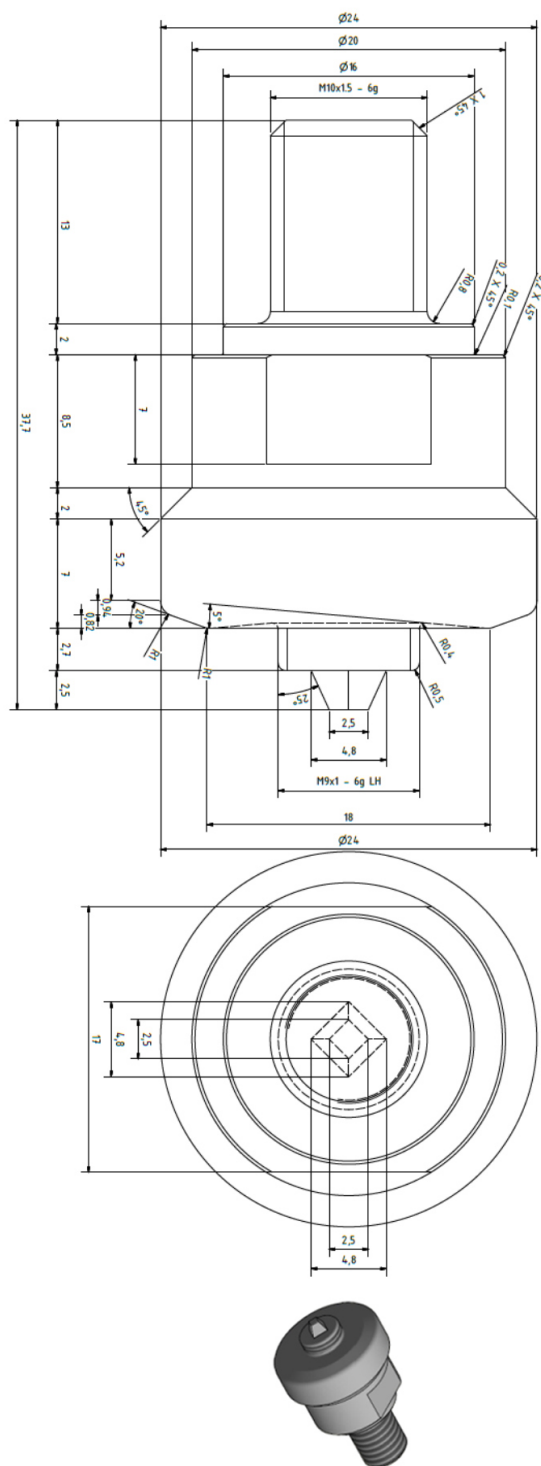
-
- [214] N. Manuel, I. Galvão, R.M. Leal, J.D. Costa, A. Loureiro, Nugget Formation and Mechanical Behaviour of Friction Stir Welds of Three Dissimilar Aluminum Alloys, *Materials (Basel)*. 13 (2020) 2664. doi:10.3390/ma13112664.
- [215] V.I. Lukin, E.N. Ioda, A.A. Skupov, M.D. Panteleev, V. V. Ovchinnikov, D. V. Malov, Effect of the surface roughness of friction stir welded joints on the fatigue characteristics of welded joints in V-1461 and V-1469 aluminium–lithium alloys, *Weld. Int.* 31 (2017) 974–978. doi:hpps://doi.org/10.1080/09507116.2017.1369062.
- [216] C. Hamilton, M. Kopyściański, O. Senkov, S. Dymek, A coupled thermal/material flow model of friction stir welding applied to Sc-modified aluminum alloys, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 44 (2013) 1730–1740. doi:10.1007/s11661-012-1512-y.

APÊNDICE A: GEOMETRIA DAS FERRAMENTAS – DIMENSÕES.

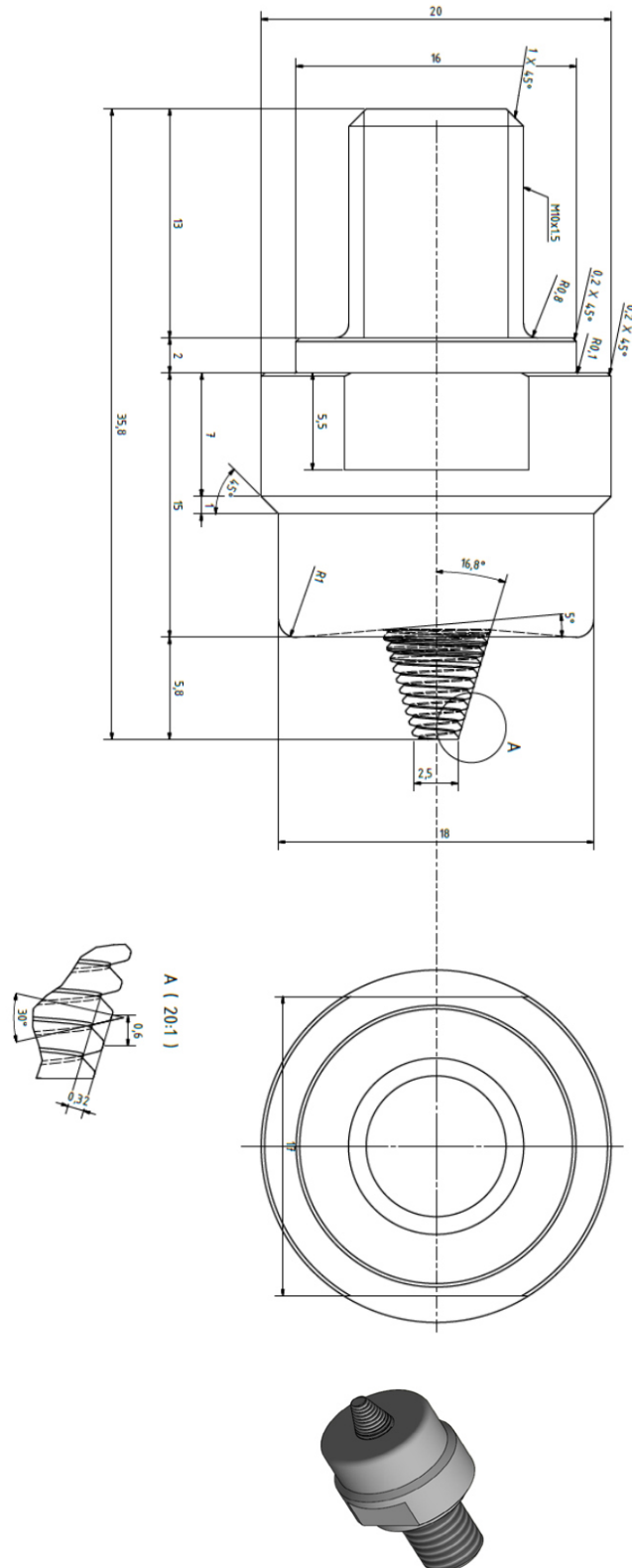
A.1. Ferramenta progressiva cônica roscada



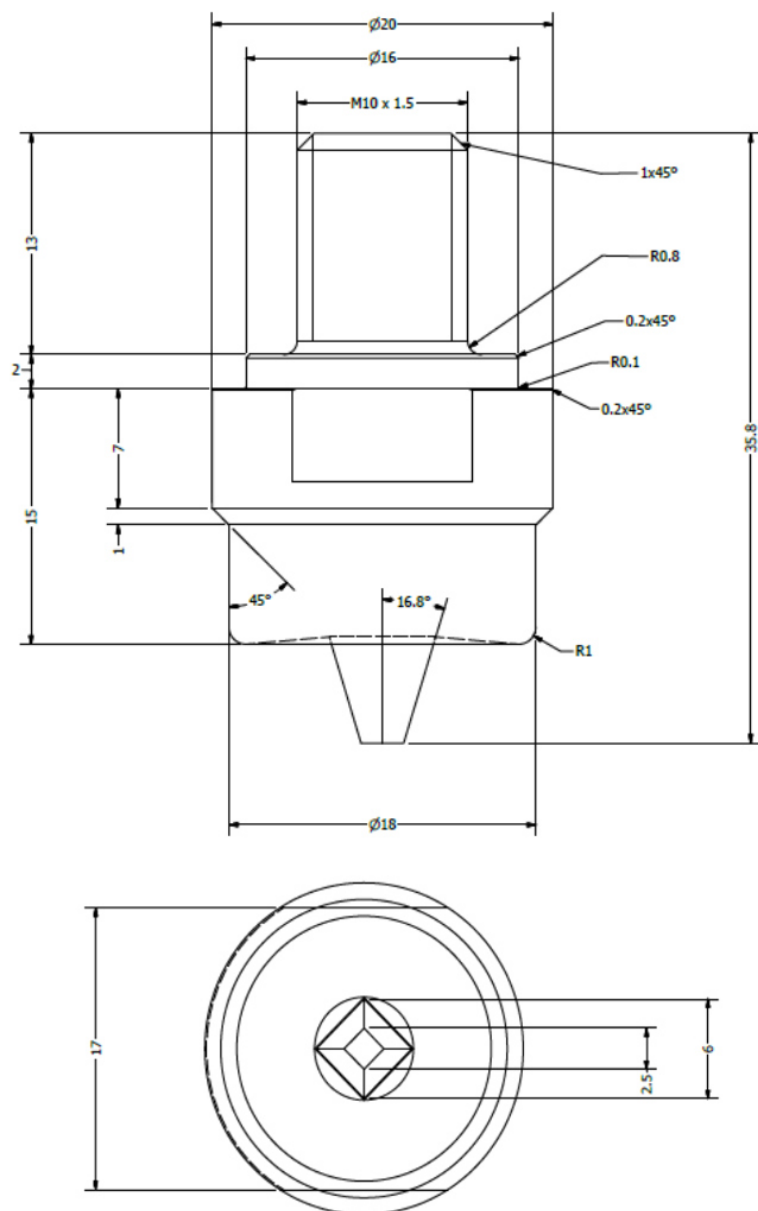
A.2. Ferramenta progressiva piramidal



A.3. Ferramenta cônica roscada



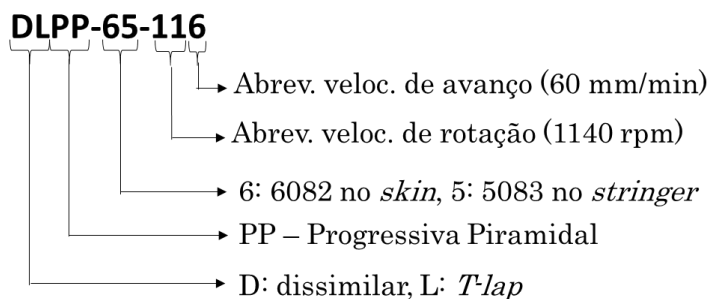
A.4. Ferramenta piramidal



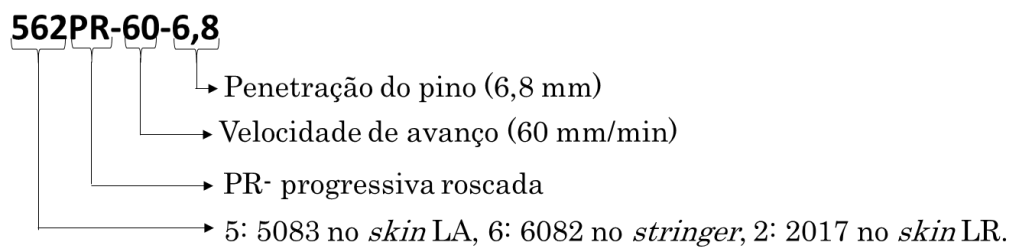
APÊNDICE B. PARÂMETROS DE SOLDADURA USADOS PARA ANÁLISE DE BINÁRIO

	Nº	Série	Código soldadura	Ferramenta	W (rpm)	V (mm/min)	Ângulo (°)	P (mm)	T(°C)	
									LA	LR
Tridissimilar	1	562	562PR-30-7	PR	500	30	3	7	412	418
	2	562	562PR-60-6,8	PR	500	60	3	6,8	447	340
	3	562	562PR-120-6,8	PR	500	120	3	6,8	430	379
	4	562	562PR-240-7	PR	500	240	3	7	337	361
	5	265	265PR-30-7	PR	500	30	3	7	481	460
	6	265	265PR-60-7	PR	500	60	3	7	501	452
	7	265	265PR-120-6,8	PR	500	120	3	6,8	271	293
	8	265	265PR-240-7	PR	500	240	3	7	415	285
Dissimilar	9	65	65P-60-7,55	P	500	60	3	7,55	294	239
	10	65	65P-120-7,65	P	500	120	3	7,65	328	304
	11	56	56P-60-7,65	P	500	60	3	7,65	350	383
	12	56	56P-120-7,65	P	500	120	3	7,65	460	313
	13	65	65R-60-6,9	R	500	60	3	6,9	175	213
	14	65	65R-120-7,4	R	500	120	3	7,4	291	288
	15	56	56R-60-7,5	R	500	60	3	7,5	205	214
	16	56	56R-120-7,55	R	500	120	3	7,55	303	228
	17	65	65PP-60-7	PP	500	60	3	7	425	462
	18	65	65PP-120-7	PP	500	120	3	7	436	420
	19	56	56PP-60-7	PP	500	60	3	7	396	409
	20	56	56PP-120	PP	500	120	3	7	494	389
	21	65	65PR-60-7	PR	500	60	3	7	349	362
	22	65	65PR-120-7	PR	500	120	3	7	426	343
	23	56	56PR-60-7	PR	500	60	3	7	362	449
	24	56	56PR-120-7	PR	500	120	3	7	340	377

Legenda do código de soldaduras da Tabela 3.3 para soldaduras dissimilares



Legenda do código de soldadura da tabela do apêndice B, para soldaduras tridissimilares



APÊNDICE C: COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS REAGENTES

Reagente	Composição	Quantidade
<i>Poultons</i>	HCl – ácido hidrocloreídrico	30 ml
	HNO ₃ – ácido nítrico	15 ml
	HF – ácido fluorídrico	2,5 ml
	H ₂ O – água destilada	2,5 ml
<i>Poultons modificado</i>	Reagentes do Poultons	50 ml
	HNO ₃ – ácido nítrico	25 ml
	H ₂ O – água destilada	25 ml
	H ₂ CrO ₄ - ácido crómico	12 ml (12g)
<i>Keller modificado</i>	HCl – ácido hidrocloreídrico	30 ml
	HNO ₃ – ácido nítrico	77,5 ml
	HF – ácido fluorídrico	2,5 ml
	H ₂ O – água destilada	65 ml
	H ₂ CrO ₄ -ácido crómico	30 g
<i>Keller tradicional</i>	H ₂ O – água destilada	190 ml
	HNO ₃ - ácido nítrico	5 ml
	HCl – ácido Hidrocloreídrico	3 ml
	HF – ácido fluorídrico	2 ml
(S/N)	H ₂ O – água destilada	99 ml
	HF- ácido fluorídrico	1 ml
Weck's	KMnO ₄	4 g
	NaOH	1g
	H ₂ O	100 ml