

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

Caraterização de Juntas de Alumínio Soldadas por Fricção Linear

**Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais
2012/2013**

Autor: Fernanda Maria Brites Pinto¹

Orientador: Professor Doutor Manuel Vieira²

Coorientador: Doutor Pedro Moreira³

¹ Estudante do 5ºano do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

² Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

³ Investigador no INEGI

<i>CANDIDATO</i>	Fernanda Maria Brites Pinto	<i>Código</i>	200804832
<i>TÍTULO</i>	Caraterização de Juntas de Alumínio Soldadas por Fricção Linear		
<i>DATA</i>	15 de Julho de 2013		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 12h00		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professora Doutora Filomena Maria da C. Viana	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professor Doutor Aníbal José Reis Guedes	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Manuel Fernando G. Vieira	DEMM/FEUP

Resumo

O objetivo deste trabalho foi efetuar a caracterização metalúrgica de juntas da liga de alumínio 6082-T6, obtidas através de Soldadura por Fricção Linear. Estudaram-se amostras com diferentes parâmetros de soldadura, imediatamente após a soldadura e após um tratamento térmico T6 subsequente. O estudo das soldaduras antes do tratamento térmico compreendeu uma caracterização das diferentes zonas de soldadura e dos mecanismos que se verificaram em cada uma das zonas. O Material de Base (MB) não é afetado durante a soldadura; a Zona Termicamente Afetada (ZTA) apresenta uma estrutura semelhante à do MB, mas apresenta uma diminuição progressiva da dureza até um mínimo que deverá marcar a transição entre esta Zona e a Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA). Na ZTMA não se observaram os grãos em microscopia ótica devido à elevada deformação e temperatura que alteraram a estrutura inicial. Por último, no centro de ligação, observa-se a Zona Nugget (ZN), com estrutura modificada pela elevada deformação e temperatura causada pela ação do pino, resultando em fenómenos de recristalização dinâmica que originam uma estrutura de grão fino apenas observável em microscopia eletrónica. Nesta zona existe recuperação de dureza relativamente à ZTA e ZTMA, sendo, no entanto, inferior à do MB.

Após o Tratamento térmico T6 observou-se crescimento anormal de grão nas ZTMA e ZN e também uma recuperação da dureza na soldadura.

Os ensaios de tração pretendiam o estudo da tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2%, da tensão de rotura à tração e da extensão após rotura. Apresentaram resultados muito abaixo dos esperados para a liga 6082 no estado T6 e romperam pela zona de união, quer nas soldaduras sem tratamento térmico, quer nas juntas com tratamento térmico pós-soldadura. Não foram visíveis melhorias nas propriedades das soldaduras após tratamento térmico, exceto uma pequena subida da tensão de rotura.

Abstract

The aim of this work was a metallurgical characterization of Friction Stir Welded 6082-T6 aluminium alloys. It was studied samples with different welding parameters, immediately after the welding and with a post-welding T6 heat treatment. The study of welding before heat treatment consisted in identification of welding zones and mechanisms that occurred in each of the zones.

The structure of the Base Material (BM) and Heat Affected Zone (HAZ) was not affected during the welding. However, there was a progressive decrease in hardness in the ZTA to a minimum, which should mark the transition between this zone and the Thermo-Mechanically Affected Zone (TMAZ). In the TMAZ grains were not observed by optical microscopy due to change of initial structure caused by high temperature and plastic deformation. Lastly, the center of the weld shows the Weld Nugget (WN), marked by higher temperatures and plastic deformation due to the action of the pin tool. Dynamic recrystallization caused a fine grain structure only observable in electron microscopy. In this area, the hardness is higher than in zones HAZ and TMAZ, but lower than in BM.

After the T6 heat treatment it was observed an abnormal grain growth in the TMAZ and WN and a hardness recovery in the welding affected zones.

The tensile testes intended the study of the yield ($\sigma_{0,2}$) and tensile strengths and elongation. The results were lower than expected in 6082-T6 aluminium alloys, and the material fail in the welding line in all the samples, without and with a post-welding heat treatment. There were not detected improvements in the properties of the welds with a post-welding heat treatment, except a small increase in tensile strength.

Agradecimentos

A realização desta dissertação não teria sido possível sem a ajuda de várias pessoas às quais quero prestar agradecimento.

À minha família agradeço a todos sem exceção, aos meus padrinhos pela ajuda durante os últimos anos, aos meus pais e irmãos, com especial agradecimento à minha mãe pela ajuda incondicional em todas as situações.

Ao professor Manuel Vieira, meu orientador, pela ajuda na resolução dos problemas e pelos esclarecimentos durante todo o trabalho. À professora Sónia Simões pelos mesmos motivos. Sem essa ajuda não teria sido possível atingir os objetivos.

Também agradeço à professora Filomena Viana pelo tempo despendido em explicações e pela informação fornecida sobre variados assuntos estudados neste trabalho.

Agradeço ao Dr. Pedro Moreira pela oportunidade de trabalhar neste tema e pela disponibilidade durante a realização do trabalho.

Agradeço ao meu namorado, Diogo, pela paciência e por estar sempre ao meu lado.

Aos meus amigos, Gonçalo, Neuza, Marta, Andrea, Ricardo, Helena Souto, Helena Cardoso, Sandrina, Bruno e a todas as pessoas que direta ou indiretamente participaram na realização deste trabalho.

Índice Geral

1. Introdução.....	1
1.1) Microscopia Ótica	2
1.2) Microscopia Eletrónica de Varrimento (MEV).....	2
2. Liga de Alumínio 6082-T6.....	4
3. Soldadura por Fricção Linear.....	8
3.1) Parâmetros da soldadura.....	10
3.2) Ferramentas	10
4. Zonas Microestruturais	13
5. Evolução Microestrutural das Zonas de Soldadura	14
5.1) Zona Nugget.....	14
5.1.1) Mecanismos de Recristalização Dinâmica	15
5.1.2) Textura	17
5.2) Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA).....	19
5.3) Zona Termicamente Afetada (ZTA)	19
6. Tratamento Térmico Pós-Soldadura	20
6.1) Crescimento Anormal de Grão (Recristalização Secundária)	20
7. Vantagens e Aplicações	22
7.1) Indústria Naval.....	22
7.2) Indústria Automóvel	23
7.3) Indústria Aeroespacial	24
7.4) Indústria de Construção e Elétrica	24
8. Materiais e Métodos	24
9. Resultados e Discussão	28
9.1) Macroestruturas das amostras sem tratamento térmico.....	28
9.2) Caracterização Microestrutural das Soldaduras sem TT	28
9.3) Caracterização Metalográfica das Soldaduras com Tratamento Térmico Pós-Soldadura.....	42
9.4) Propriedades Mecânicas	46
9.4.1) Ensaios de Microdureza Vickers.....	46
9.4.2) Ensaios de Tração.....	53
10. Conclusões	55
11. Sugestões de Trabalho Futuro	55
Referências	57

Índice de Figuras

Figura 1: Radiações resultantes da interação entre a amostra e o feixe incidente [11].	3
Figura 2: Bandas de Kikuchi formadas durante a análise EBSD [15].	4
Figura 3: Diagrama de fases metaestáveis do Al-Mg ₂ Si [25].	6
Figura 4: Representação do canto destacado do diagrama ternário das ligas de Al-Mg-Si evidenciando a linha pseudo binária (a vermelho) e representação da secção pseudo binária do Al-Mg ₂ Si [25, 29].	7
Figura 5: Esboço da técnica de Soldadura por Fricção Linear [33].	9
Figura 6: Zonas de soldadura observadas no processo de Soldadura por Fricção Linear com o lado de avanço à esquerda (AS) e lado de recuo à direita (RS). As diferentes zonas são designadas por: A – Zona de Material de Base (MB) ou zona não afetada; B – Zona Termicamente Afetada (ZTA); C – Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA); D – Zona Nugget (ZN) [32, 37].	13
Figura 7: Curvas Tensão vs Deformação características de recristalização dinâmica [43].	15
Figura 8: EBSD da região em frente à ferramenta, em que as diferentes cores indicam as direções do cristal e as linhas pretas as fronteira de grão com desorientação de pelo menos 15°. A imagem de cima refere as diferentes regiões de evolução dos grãos e a textura, enquanto a parte inferior indica a textura cristalográfica desenvolvida [44].	18
Figura 9: Máquina de Soldadura por Fricção Linear instalada nos estaleiros navais do Mondego S.A. em Portugal [38].	23
Figura 10: Máquina de Soldadura por Fricção Linear instalada na SAPA Suécia para a união de estruturas de assentos [38].	23
Figura 11: Imagens obtidas na lupa após macroataque com 10 g de NaOH diluído em 90 mL de H ₂ O durante 5min a 60 °C; solução de 20 mL de HNO ₃ e 20 mL de H ₂ O. A imagem do topo corresponde à amostra 1.1 (735 rpm;78 mm/min), seguindo-se a amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min), a amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min) e por último a amostra 4.1 (1500 rpm; 78 mm/min).	29
Figura 12: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 1.1 (735 rpm;78 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e em B2 e C2 mostra-se a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.	30

Figura 13: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1); D1 representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e a imagem D2 representa a parte mais superior da Zona Nugget. Todas as imagens são correspondentes ao lado de avanço.	31
Figura 14: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 3.1 (1000 rpm;290 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e B2 e C2 mostra a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.....	32
Figura 15: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 4.1 (1500 rpm;78 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D1 representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e B2 e C2 mostra a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.....	33
Figura 16: Zonas afetadas de todas as soldaduras sem tratamento térmico.....	35
Figura 17: Macroestrutura da amostra 4.1 com a identificação das zonas onde foram obtidos os mapas EBSD; 1 – MB; 2 – ZTMA; 3 – ZN.....	35
Figura 18: Mapa EBSD correspondente à zona 1, Material de Base, da amostra 4.1.	36
Figura 19: Mapa EBSD correspondente à zona 2, Zona Térmica e Mecanicamente Afetada, da amostra 4.1.....	36
Figura 20: Mapa EBSD correspondente à zona 3, Zona Nugget, da amostra 4.1.	37
Figura 21: Imagens elucidativas dos ângulos de rotação das fronteiras de grão em cada das zonas analisadas; 1- MB; 2- ZTMA; 3-ZN.....	38
Figura 22: Imagens sobre a evolução de textura nas zonas:1- MB; 2- ZTMA; 3-ZN. ...	39
Figura 23: Partículas Z1, Z2 e Z3 analisadas no centro de ligação da amostra 4.1.	40
Figura 24: Espectro resultante da análise EDS da partícula Z1 representada na figura 23.	41
Figura 25: Espectro EDS resultante da análise da partícula Z2 identificada na figura 23.	41
Figura 26: Espectro EDS resultante da análise à partícula Z3 identificada na figura 23.	42
Figura 27: Estruturas de diferentes Zonas observadas após tratamento T6 na amostra 1.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes	

denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.....	43
Figura 28: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 2.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.	44
Figura 29: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 3.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.	45
Figura 30: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 4.2. MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.	46
Figura 31: Perfis de dureza obtidos na amostra 1.1 (735 rpm; 78 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.	47
Figura 32: Perfis de dureza obtidos na amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.	48
Figura 33: Perfis de dureza obtidos na amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.	48
Figura 34: Perfis de dureza obtidos na amostra 4.1 (1500 rpm; 78 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.	49
Figura 35: Comparação do perfil 2 (perfil do meio) de todas as soldaduras sem tratamento térmico.....	50
Figura 36: Variação média da dureza ao longo da secção transversal das amostras 1.2 (735 rpm; 78 mm/min), 2.2 (735 rpm; 290 mm/min), 3.2 (1000 rpm; 290 mm/min) e 4.2 (1500 rpm; 78 mm/min).....	51
Figura 37: Comparação das amostras antes e depois do tratamento térmico. Amostra 1: 735 rpm; 78 mm/min; Amostra 2: 735 rpm; 290 mm/min; Amostra 3: 1000 rpm; 290 mm/min e Amostra 4: 1500 rpm; 78 mm/min.	52
Figura 38: Provete tracionado da amostra 4.1.	54

Índice de Tabelas

Tabela 1: Composição química da liga 6082 estudada [7].	5
Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga 6082 no estado T6 [7, 31].	8
Tabela 3: Configuração de ferramentas de Soldadura por Fricção Linear desenvolvidas pelo “The Welding Institute” [37].	12
Tabela 4: Amostras estudadas e respectivos parâmetros de soldadura.	25
Tabela 5: Lista de microataques estudados.	26
Tabela 6: Composição em percentagem atômica das partículas analisadas.	40
Tabela 7: Propriedades resultantes dos ensaios de tração em chapas de material de base, nas soldaduras realizadas no estado T6 sem tratamento térmico subsequente e nas mesmas amostras com tratamento térmico Pós – Soldadura.	53

1. Introdução

O interesse crescente na aplicação das ligas de alumínio conduziu à investigação e desenvolvimento de novos métodos de união. A técnica de Soldadura por Fricção Linear despertou interesse na medida em que, por se tratar de um processo de união no estado sólido, colmata problemas associados a técnicas de soldadura convencionais por fusão, principalmente na eliminação de porosidades [1, 2].

Este processo consiste em colocar uma ferramenta, constituída por um pino a rodar sobre as peças a unir, esta ferramenta avança linearmente sobre a linha de junta dos dois materiais. Durante o processo o material é sujeito a elevada deformação plástica que promove uma localizada elevação da temperatura e promove a “mistura” dos materiais a unir. O processo é integralmente conduzido no estado sólido, porque a dissipação de calor resulta em temperaturas abaixo da temperatura de fusão do material. Trata-se de um processo que apresenta uma baixa distorção e menores tensões residuais quando comparado a processos de soldadura por fusão [1, 3].

O processo de Soldadura por Fricção Linear é ainda um tipo de soldadura considerado amigo do ambiente, energeticamente eficiente e versátil. Permite ainda obter juntas com boa qualidade superficial eliminando operações de limpeza posteriores e, também, juntas livres de defeitos, como porosidades ou fissuração a quente [4, 5].

Este método permite realizar soldaduras com rapidez, é autogéneo e exige uma menor intervenção da capacidade humana comparativamente a processos de fusão convencionais [6].

O comportamento do fluxo do material é principalmente influenciado pela rotação da ferramenta, velocidade de avanço da soldadura e força axial. A compreensão da influência destes parâmetros no comportamento do material, principalmente na evolução microestrutural e propriedades mecânicas das juntas tem conduzido a vários estudos sobre a melhor combinação de parâmetros a usar [5, 6].

O Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (INEGI) desenvolve atualmente um projeto de investigação cujo objetivo é otimizar a técnica de Soldadura por Fricção Linear, estudando quais os parâmetros ótimos para a realização de juntas com configuração topo-a-topo e em T em ligas de alumínio 6082-T6 [7].

Este trabalho nasceu fruto de uma colaboração do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) com o INEGI, no sentido de efetuar a caracterização das juntas elaboradas no âmbito do referido projeto. A caracterização consistiu no estudo da estrutura e das propriedades mecânicas, resistência à tração, tensão convencional de proporcionalidade ($R_{p0,2}$), alongamento e dureza Vickers. Esta caracterização foi também efetuada em amostras representativas das soldaduras

analisadas após tratamento térmico. O objetivo foi comparar as propriedades em ambos os casos, analisando os mecanismos metalúrgicos que ocorrem em cada um. A microestrutura dos metais e das suas ligas é determinada pela composição, processos de solidificação e tratamentos termomecânicos. Portanto, as variáveis de processamento determinam a resposta dos metais e ligas. Devido às relações entre estrutura e propriedades, a caracterização metalográfica é usada para especificação dos materiais, controle de qualidade, controle do processo e análise de falha. Segue-se uma breve exposição das técnicas de caracterização usadas para estudar a estrutura do material, que se relaciona com as condições do processo e comportamento mecânico do mesmo. As técnicas usadas com o fim acima descrito foram microscopia ótica e Microscopia Eletrônica de Varrimento (MEV), traduzida do inglês SEM (Scanning Electron Microscopy) conjugada com outras técnicas, nomeadamente, Dispersão de energias dos raios-X, Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) e Difração de Elétrons Retrodifundidos, Electron Back-Scattered Diffraction (EBSD) [8].

1.1) Microscopia Ótica

A caracterização realizada no microscópio ótico executou-se com luz polarizada. Este modo de observação é utilizado para examinar espécies que exibem anisotropia ótica, que ocorre quando os materiais transmitem ou refletem a luz com diferentes direções. A maioria dos materiais que exibem uma anisotropia ótica tem uma estrutura cristalina não cúbica, como por exemplo o berílio, titânio- α e urânio. Nos materiais de estrutura cristalina não cúbica pode observar-se estrutura em luz polarizada sem ataque. No entanto, podem ser efetuados ataques para produzir cor quando observados em luz polarizada, independentemente da estrutura cristalina dos materiais. São usados ataques coloridos por imersão ou eletrolíticos que revelam estruturas coloridas em campo claro, e que apresentam melhorias através do uso de luz polarizada, o que se enquadra no âmbito deste trabalho [9, 10].

1.2) Microscopia Eletrônica de Varrimento (MEV)

O microscópio eletrônico de varrimento permite efetuar a caracterização física, química e estrutural em amostras de grandes dimensões (diâmetro e altura em escalas de cm); e analisar superfícies com preparações reduzidas ou mesmo nulas, exceto quando se pretende uma caracterização da microestrutura ou microanálise quantitativa. Esta técnica permite obter imagens com algumas características semelhantes às obtidas em

microscopia ótica de reflexão, mas numa gama de ampliação extraordinariamente superior [11, 12].

As informações obtidas com esta técnica relativas a topografia, composição química, estrutura cristalina e composição elementar devem-se à interação do feixe de eletrões incidente com a superfície da amostra. De um modo simplista o que ocorre nesta técnica é o varrimento da superfície da amostra por um feixe de eletrões, gerando interações entre o feixe incidente e a amostra, resultando em vários tipos de radiação emitidas pela amostra, figura 1 [12, 13].

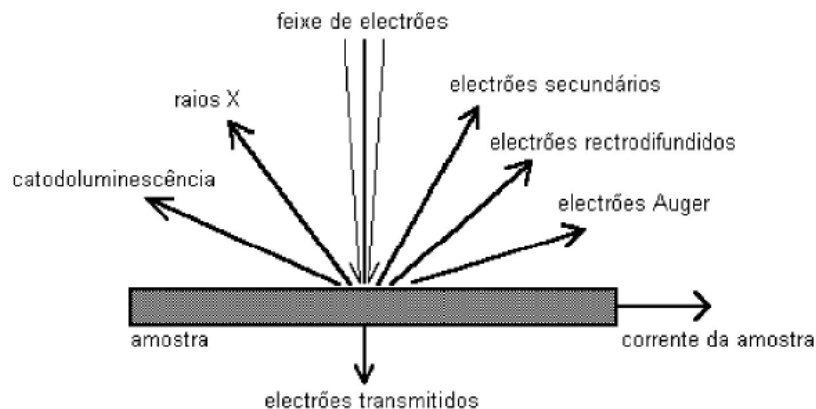


Figura 1: Radiações resultantes da interação entre a amostra e o feixe incidente [11].

A microscopia eletrónica de varrimento associada a outros modos de operação, como dispersão de energias dos raios-X (EDS), unidade que efetua a deteção dos raios-X emitidos pela amostra, permite identificar elementos com número atómico igual ou superior a cinco (boro), apesar de não ser fácil quantificar números atómicos inferiores a oito (oxigénio) [13].

Assim, as amostras que neste trabalho foram sujeitas a avaliação de EDS exibem um espetro que fornece uma análise qualitativa e semi-quantitativa de elementos presentes na amostra.

Por outro lado, a MEV pode associar-se à técnica de Difração de Eletrões Retrodifundidos (EBSD). A emissão de eletrões retrodifundidos é resultante das interações da superfície com o feixe incidente. A análise EBSD permite realizar mapas da superfície que possibilitam uma caracterização de estruturas de grãos submicrométricos, enumerem-se por exemplo a análise de textura, orientação dos grãos e fronteiras de grão [14].

O *software* necessário para a deteção e aquisição dos dados mostra a formação de bandas de Kikuchi, figura 2, que resolvem os padrões de difração em cada ponto e que serão usados para gerar uma imagem [13, 14].

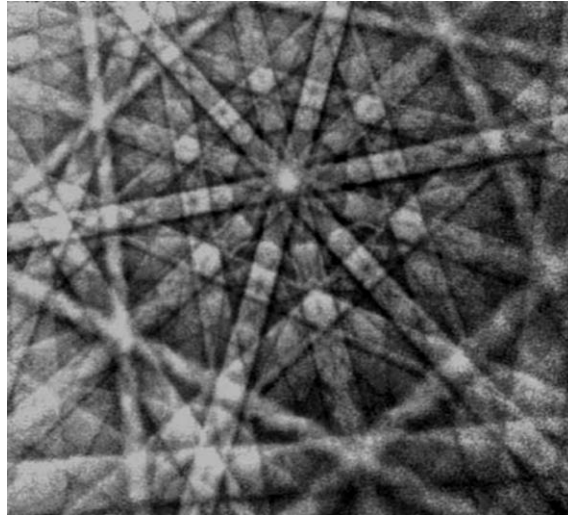


Figura 2: Bandas de Kikuchi formadas durante a análise EBSD [15].

Neste trabalho foi efetuada caracterização de uma amostra por EBSD para se observarem os grãos que não eram visíveis em microscopia ótica em algumas regiões da soldadura.

As espécies que se pretendem analisar por qualquer uma das técnicas abordadas requerem condutividade elétrica sem no entanto ser necessário qualquer ataque químico das amostras. Quando as amostras não se encontram montadas com material condutor a condutividade elétrica é facilmente assegurada por revestimentos simples e rápidos [10, 11].

2. Liga de Alumínio 6082-T6

A importância tecnológica do alumínio está diretamente relacionada com uma combinação única de propriedades que permitem a sua utilização em várias aplicações industriais, nomeadamente em construção, recipientes e embalagens, nos transportes e em condutores elétricos. Esta versatilidade das ligas de alumínio deve-se à sua alta resistência à corrosão, boa condutividade térmica e baixo peso [16].

A designação das ligas de alumínio associadas a processamento mecânico pós vazamento é realizada através de quatro dígitos, sendo que o primeiro dígito indica o grupo a que a liga pertence. Neste trabalho, a liga estudada, 6082, pertence ao grupo da série 6xxx, composta por Al-Si-Mg, cuja designação ISO é AlSiMgMn [17].

As ligas de Al-Si-Mg são amplamente utilizadas na indústria automóvel e aeroespacial. Pertencem ao grupo das ligas endurecíveis por envelhecimento, aumentando a sua resistência através da formação de precipitados, conjugando a sua boa resistência mecânica com uma boa resistência à corrosão, boa capacidade de deformação plástica e boa soldabilidade [18-20].

As vantagens da técnica de Soldadura por Fricção Linear associadas às das ligas de alumínio, inclusivamente o facto das ligas de alumínio serem relativamente macias (o que é pouco crítico para o desgaste da ferramenta) conduziram a diversos estudos para a aplicação desta técnica nestes materiais. As ligas da série 6xxx possuem precipitados nanométricos dispersos que lhes confere resistência. A evolução microestrutural do material durante a soldadura exige o conhecimento da sequência de precipitação durante o tratamento térmico uma vez que o processo de soldadura induz ciclos térmicos no material (geralmente menores de que 1 minuto) em que o pico de temperatura é suficientemente elevado (superior a 80% da temperatura absoluta de fusão) para induzir alguma transformação dos precipitados, crescimento dos mesmos ou a sua decomposição completa no centro da soldadura [21, 22].

As evoluções microestruturais controlam as propriedades mecânicas da soldadura, geralmente originando um abaixamento da dureza, muitas vezes com explicação complexa. As transformações microestruturais na Zona Térmica e Mecanicamente Afetada são melhor compreendidas em comparação com a Zona Nugget, onde a intensa deformação plástica e elevada temperatura causam recristalização dinâmica e textura [21].

Já foi mencionado que a liga utilizada neste trabalho se trata da liga 6082, isto é, uma liga do sistema AlSiMgMn. A composição química da liga apresenta-se na tabela 1.

Tabela 1: Composição química da liga 6082 estudada [7].

Elemento	Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Al
%	0,91	0,69	0,56	0,23	0,035	0,02	0,098	0,019	97,4

A liga encontrava-se tratada termicamente quando se realizaram as soldaduras, cujo tratamento térmico prévio foi o designado de T6 – solubilização, seguida de têmpera e envelhecimento artificial. O tratamento de solubilização pretende atingir a concentração máxima de soluto na solução sólida e deve ser realizado a uma temperatura para produzir uma solução sólida homogénea, abaixo da temperatura eutética, figura 3, porque se atingir a temperatura eutética pode iniciar-se a fusão em regiões localizadas com consequentemente diminuição das propriedades mecânicas. Após o tratamento de solubilização o material deve ser arrefecido a uma taxa suficientemente elevada para reter o soluto em solução sólida e um número elevado de lacunas à temperatura ambiente. Por fim, o tratamento de envelhecimento artificial decompõe a solução sólida sobressaturada para formar precipitados finamente dispersos que conferem um aumento de resistência ao material [23, 24].

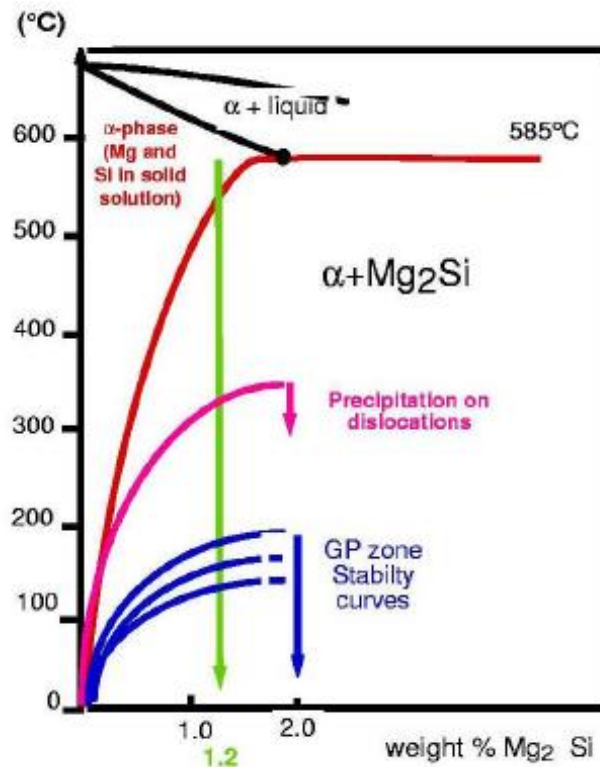


Figura 3: Diagrama de fases metaestáveis do Al-Mg₂Si [25].

A sequência de precipitação de envelhecimento nestas ligas é a seguinte: SSS (solução sólida sobressaturada) → Zonas GP (Guinier Preston) → β'' → β' → β - Mg₂Si [22].

As zonas GP são nucleadas a temperaturas baixas do envelhecimento artificial, figura 3, e resultam da concentração de Mg e Si nas lacunas resultantes de têmpera, sendo por isso a nucleação das zonas GP sensível à velocidade de têmpera. A literatura menciona que são locais onde ocorre a nucleação da fase β'' . Isto é consistente com evidências sobre a formação de aglomerados embrionários no início do envelhecimento. Os precipitados β'' são metaestáveis, totalmente coerentes e com forma de agulhas. Estes formam-se durante o envelhecimento artificial e são responsáveis pelo pico máximo de dureza nas ligas de Al-Si-Mg ternárias. A composição destes precipitados é provavelmente, Mg₅Si₆, mas varia com a composição da liga. A continuação do envelhecimento, sobre-envelhecimento, favorece o aparecimento de precipitados β' . Estes precipitados são semi-coerentes, com uma forma cilíndrica, e não existe uma composição exatamente definida, sendo indicadas composições que vão do Mg_{1.7}Si ou Mg_{0.44}Si. Os precipitados β' possuem uma capacidade endurecedora muito inferior aos precipitados β'' [22, 24-27].

O precipitado β - Mg_2Si é formado através de precipitação heterogênea a elevada temperatura. Trata-se do precipitado de equilíbrio não coerente associado ao sobreenvelhecimento, que provoca uma redução de resistência mecânica [22, 26]. A figura 4 representa o diagrama pseudo binário (Al- Mg_2Si) da superfície de líquidos do canto rico em Al do diagrama de equilíbrio ternário correspondente às ligas da série 6xxx, evidenciando a linha quasi binária [25, 28].

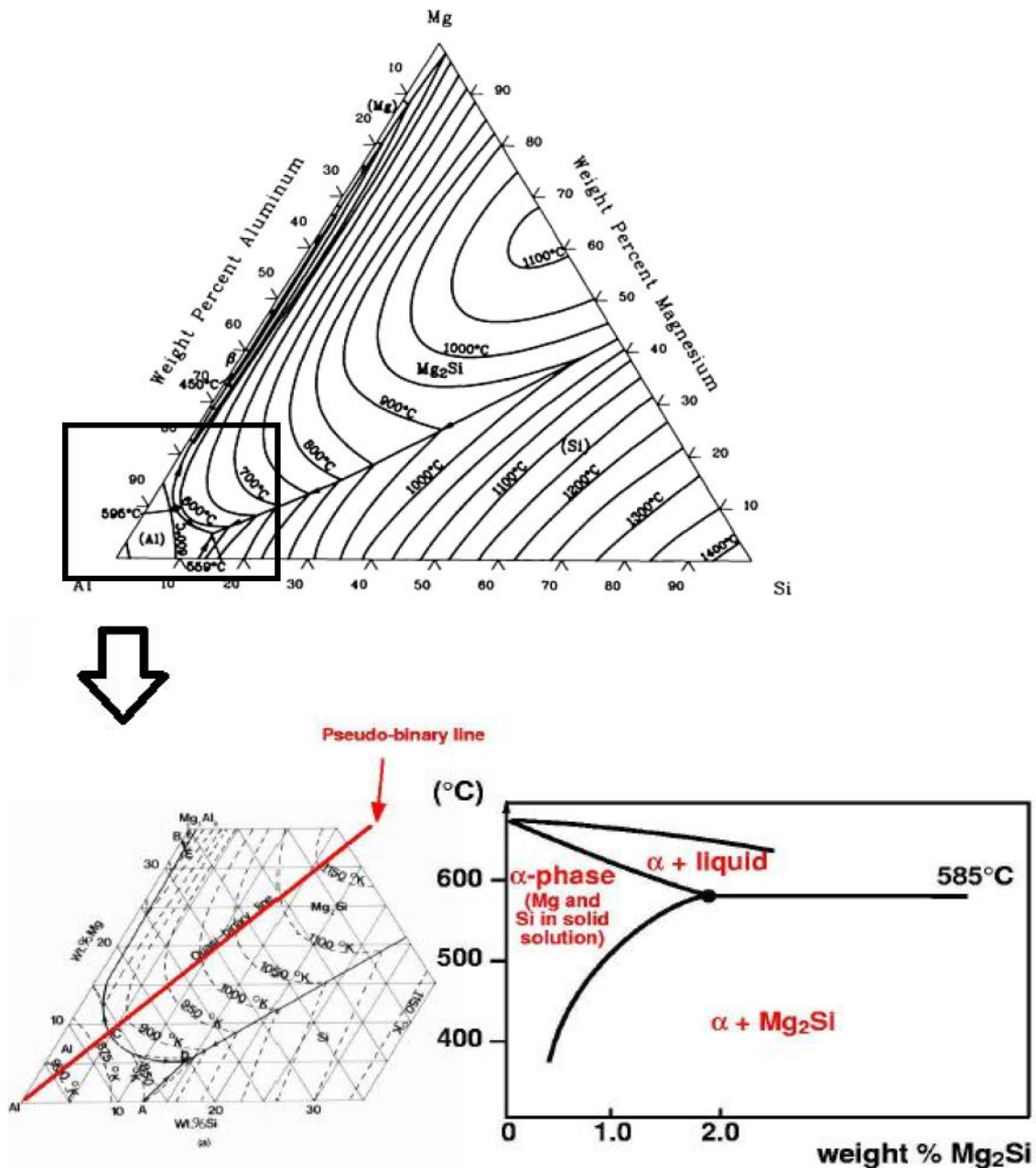


Figura 4: Representação do canto destacado do diagrama ternário das ligas de Al- Mg_2Si evidenciando a linha pseudo binária (a vermelho) e representação da secção pseudo binária do Al- Mg_2Si [25, 29].

Como já anteriormente foi mencionado as ligas da série 6xxx são de grande interesse em várias aplicações, por exemplo para a indústria de construção, aeronáutica e automóvel, devido às suas propriedades interessantes. Por esse motivo são alvo de vários estudos no que refere ao desenvolvimento de materiais resistentes e facilmente conformáveis. Contudo, as ligas comerciais da série 6xxx possuem elementos intrínsecos como Fe, Mn e Cr que formam um grande número de partículas intermetálicas durante a sua solidificação e processos termomecânicos posteriores. Estas partículas não contribuem para a resistência das ligas e são incoerentes com a matriz, podendo originar problemas como nucleação de pequenos vazios internos, os quais, sob o efeito de tensões, aumentam e desenvolvem fissuras [22, 30].

As propriedades mecânicas da liga 6082 estudada são apresentadas na tabela 2 para o estado T6, segundo duas fontes bibliográficas distintas.

Tabela 2: Propriedades mecânicas da liga 6082 no estado T6 [7, 31].

Propriedades mecânicas da liga 6082-T6				
	Tensão de rotura à tração (MPa)	Tensão limite convencional de proporcionalidade a 0,2% (MPa)	Extensão após rotura (%)	Dureza (HV)
Moreira [7]	323	276	17	-
Aalco Metals [31]	340	310	11	100

3. Soldadura por Fricção Linear

A Soldadura por Fricção Linear é um processo de união no estado sólido que surgiu em 1991 no Instituto de Soldadura do Reino Unido. Este processo foi inicialmente aplicado a ligas de alumínio difíceis de unir através de processos de soldadura por fusão. As ligas de alumínio são classificadas como não soldáveis por causa da microestrutura resultante da solidificação e da porosidade da zona de fusão, levando a uma perda de propriedades muito acentuada comparativamente ao material de base [32-34].

A técnica consiste numa ferramenta não consumível constituída por um pino e um encostador que adquire rotação e é inserida na periferia dos materiais a unir atravessando a linha da junta, figura 5 [32, 33].

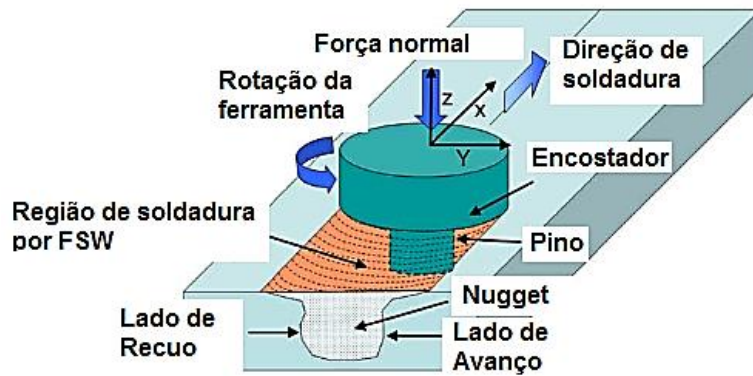


Figura 5: Esboço da técnica de Soldadura por Fricção Linear [33].

Os lados de avanço e de recuo requerem o conhecimento da orientação de rotação da ferramenta e da velocidade de avanço. A figura 5 mostra uma rotação no sentido anti-horário, bem como a direção de avanço da soldadura. O lado de avanço encontra-se à direita acompanhando o movimento de rotação da ferramenta, enquanto o lado de recuo se encontra à esquerda do lado oposto ao movimento de rotação da ferramenta e paralelo à direção do fluxo de material [32].

A ferramenta cilíndrica com movimento rotativo é lentamente mergulhada nos materiais a unir até o encostador contactar com a superfície dos materiais, aplicando-se uma força axial no sentido descendente para manter o contacto. O calor gerado por fricção entre o material e a ferramenta leva o material a um estado plástico sem atingir o seu ponto de fusão [32, 34].

A ferramenta assenta em três funções principais, que são: o aquecimento dos materiais a unir, movimentação do material para produzir a junta e a contenção do metal aquecido abaixo do encostador. O calor é gerado através do atrito entre a ferramenta e as peças a unir, e à custa da deformação plástica das peças. O aquecimento local amacia o material à volta do pino o que, combinado com o movimento de rotação e de translação, produz um movimento do material do lado de avanço para atrás do pino (lado de recuo), e assim conduz ao enchimento do furo da ferramenta à medida que esta se move. O resultado é então uma união no estado sólido [32].

Esta técnica está acoplada a mecanismos complexos de fluxo e deformação plástica do material, condicionados evidentemente pelos parâmetros de soldadura; geometria de ferramenta e configuração da junta [5, 6, 33, 35, 36].

3.1) Parâmetros da soldadura

Os parâmetros fundamentais de soldadura são a velocidade de rotação da ferramenta (rpm), a velocidade de avanço (mm/min ou mm/s) e a força axial (KN). A temperatura aumenta com o aumento da velocidade da ferramenta, responsável pela mistura de material em torno do pino de rotação, devido à elevada fricção e calor assim gerado. Por outro lado, o movimento de translação, isto é, o movimento de avanço da ferramenta, conduz o material misturado plasticamente do lado de avanço para o lado de recuo da ferramenta e a temperatura diminui levemente com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta. A temperatura das soldaduras também aumenta com o aumento da força axial, sendo que se esta for demasiado alta provoca sobreaquecimento e estreitamento da junta devido à formação excessiva de rebarba. No caso da aplicação de uma pressão axial demasiado baixa, o encostador não conecta devidamente com a superfície e o material não é corretamente transportado levando à possibilidade de formação de ranhuras superficiais e vazios [33, 37].

A obtenção de uma junta sã só é possível com a combinação de parâmetros ótimos de soldadura. Qualquer combinação inadequada dos parâmetros do processo pode resultar em soldaduras incompletas, formação de defeitos ou falhas de soldadura. Defeitos comuns em Soldadura por Fricção Linear são por exemplo: sulcos e defeitos na linha de junta, falhas de raiz, formação de vazios internos e vestígios de linha de junta (má união) [34].

3.2) Ferramentas

Como já se referiu o *design* das ferramentas é uma variável importante no processo de Soldadura por Fricção Linear. A otimização da geometria da ferramenta para produzir mais calor ou alcançar mais eficiência durante a ação do pino, traduz-se em dois benefícios principais: melhora a quebra e a mistura da camada de óxidos e produz calor mais eficientemente, alcançando-se maiores velocidades de soldadura e, evidentemente, maior qualidade. As ferramentas influenciam deste modo a quantidade de calor gerado, o fluxo plástico, a energia necessária e a uniformidade da junta. O encostador gera a maior parte do calor e o pino, por sua vez, afeta o fluxo de material [37, 38].

Os materiais para ferramentas devem apresentar dureza relativamente elevada, e devem manter essa dureza a temperaturas elevadas por um período prolongado. Devem também ser resistentes à oxidação e possuir baixa condutividade térmica para minimizar as perdas de calor e danos térmicos no equipamento. O uso da ferramenta

ideal minimiza defeitos de soldadura, induz uma mistura que origina soldaduras com boa qualidade e permite atingir velocidades de soldadura elevadas [34, 38].

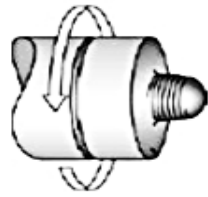


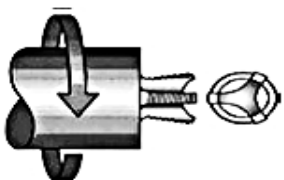
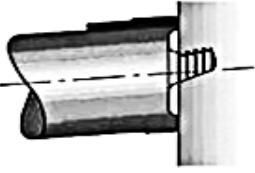
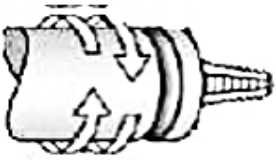
Para satisfazer estes requisitos têm sido desenvolvidas várias ferramentas com características distintas. A tabela 3 apresenta ferramentas-padrão registadas pelo “The Welding Institute” (TWI). As diferenças no tamanho, forma e geometria são adequadas para uma aplicação específica, considerando o material e tipo de junta [37, 38].

As ferramentas Whorl e MX triflute têm pinos com volume inferior às ferramentas com pinos cilíndricos. As roscas cónicas das ferramentas Whorl induzem uma componente de velocidade vertical que facilita o fluxo plástico. As estrias na MX-triflute também aumentam a área interfacial entre a ferramenta e as peças de trabalho, levando ao aumento das velocidades de criação de calor, do amaciamento e do fluxo de material [37].

Os *designs* cilíndrico, Whorl e MX triflute, são adequados para soldaduras topo a topo, não sendo úteis para juntas sobrepostas, onde o desgaste excessivo da placa superior pode ocorrer em conjunto com o aprovisionamento de óxido aderente entre as superfícies sobrepostas. Ferramentas Flared triflute e A-skew foram desenvolvidas para assegurar a fragmentação da camada interfacial de óxido e uma maior ligação do que o usual em juntas de topo. A ferramenta Flared triflute é semelhante à MX triflute com uma estriagem expandida, enquanto a ferramenta A-skew é cónica roscada, com o seu eixo inclinado relativamente ao eixo da máquina. Ambas as ferramentas aumentam o volume varrido relativo ao pino, expandindo assim a região de agitação, resultando numa maior união e no sucesso de soldaduras sobrepostas [37].

Devido ao movimento de rotação e translação da ferramenta é induzida assimetria no fluxo de material e aquecimento através do pino. Durante o processo de Soldadura por Fricção Linear o material flui principalmente no lado de recuo. Para superar este problema, o TWI, desenvolveu uma nova ferramenta, Re-stir, que aplica inversão periódica de rotação da ferramenta. Esta inversão da rotação elimina a maioria dos problemas associados à assimetria inerente ao processo tradicional. A ferramenta Re-stir pode ser usada na união de materiais dissimilares, porque as voltas alternadas nas diferentes direções compensam as diferenças de fluxo de material [37, 39].

Tabela 3: Configuração de ferramentas de Soldadura por Fricção Linear desenvolvidas pelo “The Welding Institute” [37].

Ferramenta	Esquema	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
						
Forma do pino	Cilíndrico com roscas	Cônico com roscas	Roscado cônico com três estrias	Tri-estriado com estrias alargadas para fora	Cilíndrico inclinado com roscas	Cônico roscado
Rotação invertida	Não	Não	Não	Não	Não	Sim
Aplicação	Soldadura topo-a-topo; falha em soldadura sobreposta	Soldadura topo-a-topo com menor esforço de torção	Soldadura topo-a-topo com muito menor esforço de torção	Soldadura sobreposta com menor desbaste de placa superior	Igual ao anterior	Quando é desejada a mínima assimetria nas propriedades da soldadura

4. Zonas Microestruturais

As juntas obtidas na Soldadura por Fricção Linear exibem uma morfologia única das zonas de soldadura, muito diferente das soldaduras convencionais devido à ausência de fusão. As microestruturas obtidas são classificadas em quatro zonas, as quais podem observar-se na figura 6. A Zona *Nugget* (ZN), também chamada de zona mexida (*stirred zone*), corresponde à zona que sofreu ação pelo pino. A agitação do pino origina temperaturas elevadas e conseqüentemente mecanismos de recristalização nesse local. A Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA) é a zona seguinte da ZN, a contar do centro da soldadura. Neste local o que ocorre é uma deformação plástica elevada pela ação da ferramenta, o que por sua vez também desencadeia o aquecimento naquela zona. Possivelmente ocorre deformação plástica sem recristalização ou com recristalização parcial entre a ZN e a ZTMA, e normalmente existe uma ligação distinta entre ambas [22, 32-35, 40].

Após a ZTMA existe uma zona termicamente afetada (ZTA), zona esta que experimentou um ciclo térmico responsável essencialmente por perda das propriedades mecânicas. Contudo não existe deformação plástica nessa área. Esta zona antecede a zona do Material de Base (MB), que sofreu um ciclo térmico decrescente não causador de mudanças na estrutura e propriedades do material. Na zona do Material de Base não ocorre deformação [22, 34, 40].



Figura 6: Zonas de soldadura observadas no processo de Soldadura por Fricção Linear com o lado de avanço à esquerda (AS) e lado de recuo à direita (RS). As diferentes zonas são designadas por: A – Zona de Material de Base (MB) ou zona não afetada; B – Zona Termicamente Afetada (ZTA); C – Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA); D – Zona Nugget (ZN) [32, 37].

Devido ao sentido de rotação da ferramenta, a morfologia da junta é assimétrica entre o lado de avanço (AS) e o lado de recuo (RS). No lado de avanço, em que a velocidade de avanço e a velocidade de rotação da ferramenta estão no mesmo sentido, o limite ZTMA / ZTA aparece mais nítido em comparação com o lado de recuo onde o limite é mais espalhado. Na figura 6 também se observa um braço estendido a partir da Zona Nugget para o lado de avanço, bem como círculos concêntricos na parte inferior da zona mexida. Desta forma, a variação do tamanho de grão, logo a

variação da estrutura, nos lados de avanço e recuo é um aspeto a considerar porque existe uma diferença de temperatura e dissipação de calor [33, 40].

5. Evolução Microestrutural das Zonas de Soldadura

O desenvolvimento microestrutural durante o processo de Soldadura por Fricção Linear é geralmente descrito em termos de estrutura de grão e partículas intermetálicas das diferentes zonas da soldadura [40]. As ligas de alumínio exibem uma variedade de tamanho de grão, morfologia e textura cristalográfica que depende da composição e estado da liga [32]. Uma vez que este trabalho consiste na análise de uma liga de Al-Mg-Si endurecida, procurou-se explicar a evolução da microestrutura destas ligas em cada zona da soldadura de modo a proceder-se à caracterização das juntas estudadas.

5.1) Zona Nugget

Nesta zona é desenvolvida uma estrutura equiaxial de grão fino dinamicamente recristalizado devido à intensa deformação e temperatura atingida à custa da ação do pino. A afinação do tamanho de grão é influenciada pelos parâmetros da soldadura que, por sua vez, condicionam a temperatura atingida. Sob determinadas condições podem observar-se estruturas em anéis concêntricos no interior dos grãos. Vários investigadores observaram que os pequenos grãos da Zona Nugget contêm elevada densidade de subgrãos, subfronteiras e deslocações [33, 35, 40, 41].

A bibliografia refere que o tamanho dos grãos recristalizados diminui com a diminuição da velocidade de rotação da ferramenta mantendo constante a velocidade de avanço, ou baixando o rácio rotação/velocidade de avanço. Por outro lado, o aumento da temperatura conduz ao aparecimento de grãos recristalizados mais grosseiros. Assim, o tamanho dos grãos recristalizados em ligas de alumínio habitualmente aumenta com a velocidade de rotação da ferramenta [33, 40].

Existe uma variação do tamanho de grão da parte inferior e superior da Zona Nugget. Ou seja, a parte que está em contacto com a placa de apoio exhibe uma temperatura inferior e apresenta grãos recristalizados menores que a parte superior [33].

A agitação térmica no centro da soldadura também leva à dissolução de precipitados e formação de textura na Zona Nugget. As temperaturas entre os 400-500°C que se podem atingir nessa área, bem como a elevada deformação provocada pelo movimento de rotação do pino potenciam o crescimento de precipitados grosseiros e a dissolução dos precipitados de endurecimento. É então normal que a dureza seja afetada de forma negativa [33, 35, 40, 42].

5.1.1) Mecanismos de Recristalização Dinâmica

Como foi referido anteriormente mecanismos de recristalização dinâmica são a causa da estrutura de grão fino no centro da soldadura. A recristalização dinâmica ocorre quando a temperatura e a deformação são suficientemente elevadas. O forte efeito de amaciamento causado pela recristalização dinâmica devido à eliminação de um grande número de deslocações, através da migração das fronteiras de alto ângulo, conduz a uma queda do fluxo de tensão depois de esta atingir o seu máximo [24].

O comportamento deste mecanismo é muitas vezes expresso numa curva Tensão real vs Deformação real. Na figura 7 observam-se duas curvas em que uma representa um único pico no fluxo de tensão e a outra múltiplos picos com amplitude de deformação decrescente. Esta última pode transformar-se numa única curva quando a temperatura diminui ou se a taxa de deformação aumentar [24].

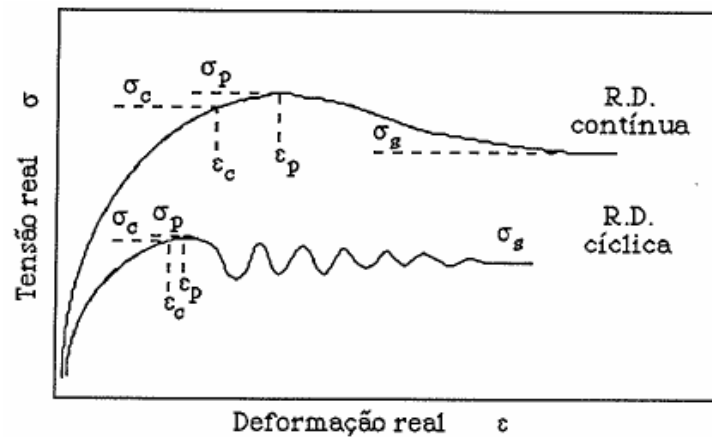


Figura 7: Curvas Tensão vs Deformação características de recristalização dinâmica [43].

O primeiro período de recristalização começa quando é atingida a deformação crítica (ϵ_c), isto é, a quantidade de energia de deformação armazenada é suficiente elevada para permitir a nucleação de novos grãos. A energia armazenada nos grãos recristalizados aumenta imediatamente à custa dos processos de deformação contínuos e o estágio seguinte de recristalização irá começar se a ϵ_c nos grãos anteriormente recristalizados for mais uma vez suficientemente elevada. Portanto, a recristalização dinâmica consiste numa série de ciclos de recristalização. Se ocorrer deformação a temperatura elevada ou com uma velocidade de deformação baixa, uma grande parte da matriz deformada recristaliza num ciclo antes de se acumular deformação suficiente para se iniciar o seguinte ciclo de recristalização, consequentemente observa-se uma curva com múltiplos picos. No caso de uma temperatura de deformação baixa e uma elevada taxa de deformação a matriz deformada no último ciclo não recristaliza antes do início do estágio de recristalização

seguinte. O efeito de endurecimento ou amaciamento nos diferentes ciclos de recristalização durante a deformação a quente são sobrepostos e integrados o que resulta numa curva de um único pico [24].

Os mecanismos de recristalização dinâmica podem ser classificados como mecanismos de recristalização dinâmica descontínua (DDRX), mecanismos de recristalização dinâmica contínua (CDRX).

Quanto ao processo de nucleação dinâmico observado na Zona Nugget em ligas de alumínio, os mecanismos anteriormente referidos (DDRX e CDRX) têm sido propostos como possíveis mecanismos que ocorrem nas bandas de corte [33].

O DDRX é característico de materiais com baixa energia de falha de empilhamento e, portanto, normalmente não é observado em ligas de alumínio. No entanto estes mecanismos observaram-se em ligas de alumínio com grandes quantidades de fases secundárias. O mecanismo de recristalização dinâmica descontínuo é caracterizado pela nucleação de novos grãos em antigas fronteiras de grande ângulo e migração destas fronteiras [33, 40].

Por outro lado, o mecanismo de CDRX tem sido amplamente estudado em ligas de alumínio comerciais superplásticas e aços inoxidáveis *dual phase*. Vários estudos sobre este mecanismo afirmam que os subgrãos rodam e atingem um ângulo de desorientação elevado com pouca migração das fronteiras. Neste mecanismo acredita-se que os grãos são desenvolvidos a partir da evolução da estrutura celular de deslocação através do processo de rotação gradual do grão induzida por deformação [32, 33].

Alguns autores acrescentam que, neste mecanismo, a deformação induz rotação progressiva dos subgrãos com pouca migração da fronteira. Este processo de rotação transforma gradualmente as fronteiras dos subgrãos em juntas de grão de ângulo elevado. Contudo, é importante salientar que muitos grãos recristalizados na Zona Nugget são mais finos que o tamanho do subgrão original. Alternativamente, mecanismos de recristalização dinâmica descontínua são usados para explicar a ocorrência de grãos finos na Zona Nugget [33].

A questão dos mecanismos pela recristalização dinâmica em ligas de alumínio durante o processamento de Soldadura por Fricção Linear é controversa sendo defendido por vários autores a existência de diversos mecanismos [32]. A influência dos parâmetros do material, por exemplo, o tratamento térmico prévio e a presença de partículas intermetálicas e precipitados, raramente são considerados na recristalização. Sabe-se que a presença de solutos, como Zn e Mn, nas ligas de alumínio promovem a recristalização por rotação da estrutura de deformação. As partículas intermetálicas

proporcionam efeito de fixação de deslocações que podem potenciar a recristalização por nucleação nestas partículas [40].

5.1.2) Textura

A textura influencia uma variedade de propriedades, como a resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão. É então importante o estudo da textura durante este processo, apesar do estudo ser dificultado pelo reduzido tamanho de grão em algumas regiões, pelo estado complexo de tensões e pela existência de regiões em que estão ativados diferentes mecanismos de recristalização dinâmica [33, 44].

A evolução de textura no centro da soldadura é essencialmente associada às tensões no lado de recuo da ferramenta provocadas quer pelo movimento rotativo do pino, quer pela ação do encostador. A ação rotativa do encostador afeta o fluxo plástico da superfície superior, enquanto a tensão provocada pela rotação do pino influencia globalmente toda a zona na linha central da soldadura. Sato S. et al analisaram a textura numa secção transversal de uma liga 6XXX para estudar as diferenças entre o lado de avanço e o lado de recuo, examinando ainda a variação de textura da superfície do material em contacto com o encostador para o interior da Zona Nugget [33, 45].

A zona mais à superfície na linha central de soldadura possui uma orientação de grãos no plano $\{111\}$ com direção $\langle 001 \rangle$. Os ângulos de rotação são de aproximadamente 9° ao longo da direção de avanço da soldadura e 14° relativamente à direção normal (eixo dos ZZ). Por outro lado as regiões abaixo da anteriormente supracitada, onde o efeito do encostador não é significativo, apresentaram orientações $\{110\} \langle 001 \rangle$ e $\{114\} \langle 221 \rangle$ [45].

A direção $\langle 110 \rangle$ no plano $\{111\}$ para uma estrutura cúbica de faces centradas, como é o caso, corresponde às direções com máxima tensão crítica de corte, corroborando que as zonas sem influência do encostador apresentam textura de corte que provém da superfície do pino. Relativamente à zona mais superficial, o movimento rotativo do encostador produz tensões de corte em direção ao avanço da soldadura o que provoca o desenvolvimento de outra componente de textura [44, 45].

Ainda inserida nesse estudo está a questão da variação da textura ao longo da direção transversal (eixo dos XX) a partir da linha de união da soldadura. Foram investigados mecanismos em diferentes zonas a partir da linha central, quer para o lado de recuo, quer para o lado de avanço, até se atingir o diâmetro do encostador. Na zona central, cuja rotação se deu a 90° relativamente à direção transversal, há obtenção de textura através de tensões de corte que diminuem na zona imediatamente a seguir do lado de recuo, apresentando uma textura pouco marcada. Ou seja, as zonas mais externas

não são sujeitas aos mesmos mecanismos de corte que a linha central. Existem tensões provocadas pelo movimento de rotação do pino e outras pelo movimento de avanço do pino rotativo. No lado de avanço, as tensões de corte junto da superfície do pino têm uma direção próxima à do movimento de avanço da soldadura. Contudo, essas direções geram estados complexos de tensão de conduzem a um fluxo plástico complexo no lado de avanço. O lado de recuo, por sua vez apresenta um estado de tensão ainda mais complexo que o lado de avanço [45].

A análise da textura na zona central não é um processo simples uma vez que, como se verificou, esta consiste em pequenos subdomínios, por exemplo, a camada superior sofre uma deformação pelo encostador após a passagem do pino. Durante o processo o material é submetido simultaneamente a corte intenso e recristalização dinâmica. O estudo da textura durante este processo é complexo; observa-se desorientação da distribuição das fronteiras dos grãos e a Zona Nugget é predominantemente composta de fronteiras de grão de elevado ângulo. A figura 8 evidencia a região em frente à ferramenta caracterizada por EBSD, em que as diferentes cores expõem as direções do cristal e as linhas pretas indicam a fronteira de grão com desorientação de pelo menos 15°. A imagem de cima refere as diferentes regiões de evolução dos grãos e a textura, enquanto a parte inferior indica as componentes de textura cristalográfica desenvolvidas [33, 44].

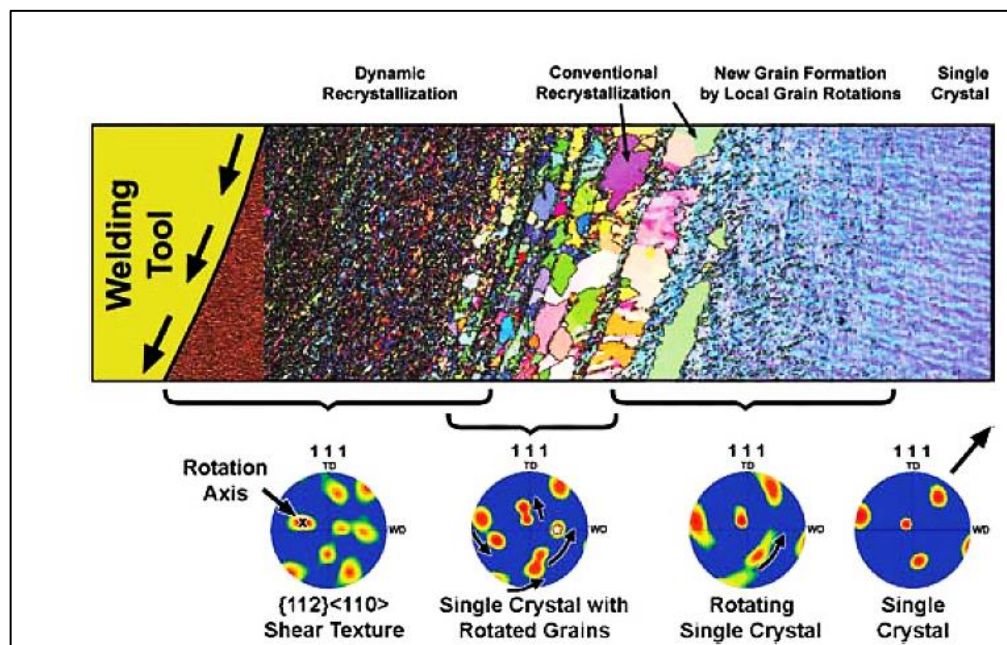


Figura 8: EBSD da região em frente à ferramenta, em que as diferentes cores indicam as direções do cristal e as linhas pretas as fronteiras de grão com desorientação de pelo menos 15°. A imagem de cima refere as diferentes regiões de evolução dos grãos e a textura, enquanto a parte inferior indica a textura cristalográfica desenvolvida [44].

5.2) Zona Térmica e Mecanicamente Afetada (ZTMA)

A zona próxima à Zona Nugget é sujeita a elevada deformação plástica mas insuficiente tensão de deformação para haver recristalização. No entanto as temperaturas são suficientemente elevadas para permitir a dissolução de precipitados [33, 35, 42].

5.3) Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A ZTA sofre um ciclo térmico, sem deformação plástica, em que a estrutura do Material de Base é pouco afetada uma vez que o processo tem relativamente pouca influência sobre o tamanho de grão nessa zona. A bibliografia menciona que a temperatura nessa zona se encontra acima dos 250°C numa liga de alumínio termicamente tratável, como é o caso. Nesta zona vários acontecimentos termicamente ativados podem ocorrer, principalmente nos precipitados que podem aparecer sob a forma de precipitados mais grosseiros ou zonas isentas de precipitação. É o local de dureza mínima porque a precipitação é heterogénea e a diminuição de dureza não é compensada pela deformação plástica e diminuição de tamanho de grão [33, 35, 42].

A diminuição de dureza relativamente ao material de base é essencialmente explicada pela formação de precipitados grosseiros. No entanto, a transição entre a ZTMA e ZTA apresenta o pico de dureza mínimo, inferior à dureza na Zona Nugget. A explicação pode advir do facto de haver uma precipitação mais grosseira entre a ZTA e a ZTMA que no centro da soldadura, onde se verifica uma maior dissolução de precipitados pela ação do pino que provocam um abaixamento da dureza comparativamente ao material de base. Não existem diferenças muito significativas entre esta zona no lado de avanço e lado de recuo mas, a falha do material é propícia a ocorrer entre a ZTA e ZTMA, geralmente no lado de recuo [35, 42].

Nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação é necessário um tratamento térmico de envelhecimento pós-soldadura, a fim de melhorar a resistência e a tensão limite convencional de proporcionalidade, mesmo que a recuperação completa do alongamento do material de base não seja geralmente atingida [35].

A liga de alumínio estudada neste trabalho (6082) encontrava-se inicialmente no estado endurecido com precipitados β'' finamente dispersos na matriz de alumínio. No entanto, considerando a evolução metalúrgica acima estudada durante o processo de Soldadura Por Fricção Linear, é esperada uma diminuição da dureza da ZN até à ZTA devido, respetivamente, à dissolução dos precipitados e precipitação de partículas com menor efeito endurecedor durante o arrefecimento da soldadura ou coalescimento desses precipitados. Desta forma, partículas β' formam-se na região de mínima

dureza (ZTA), enquanto na Zona Nugget ocorre dissolução dos precipitados β'' devido ao pico de temperatura máxima atingido nesse local. No entanto, a formação de precipitados β' não é provável na Zona Nugget devido às grandes velocidades de arrefecimento [42].

6. Tratamento Térmico Pós-Soldadura

Apesar das inúmeras vantagens obtidas através do uso de Soldadura por Fricção Linear nas ligas de Al-Mg-Si em detrimento de processos de soldadura convencionais, observa-se uma perda das propriedades ao longo da secção transversal comparativamente ao Material de Base. Esse amaciamento é essencialmente resultante da dissolução dos precipitados endurecedores e formação de outros precipitados grosseiros devido aos ciclos térmicos induzidos pela ação do pino [46, 47].

Como tal, um tratamento pós-soldadura é sugerido como uma forma eficaz de colmatar a perda de dureza nas zonas de soldadura. Nas ligas da série 6XXX um tratamento de solubilização e envelhecimento pode ser o mais eficaz na recuperação de dureza de maneira mais uniforme ao longo da secção transversal. O tratamento de solubilização provoca a dissolução de todos os precipitados ao longo da secção transversal e o aumento de resistência posterior é tanto maior quanto maior for a temperatura de solubilização [46, 48]. Os novos precipitados formados durante o envelhecimento provocam um endurecimento homogéneo em toda a secção do material.

Por outro lado, o crescimento de grão na Zona Nugget ocorre após tratamento de solubilização a temperaturas superiores a 400°C. Isso acontece porque aquela zona é marcada por instabilidade durante o tratamento de solubilização. Essa instabilidade resulta do desequilíbrio entre a termodinâmica do crescimento de grão, favorecida pela deformação ainda retida nestes grãos, e as forças que impedem a migração das juntas de grãos. Estas últimas forças são reduzidas durante o tratamento de solubilização devido à dissolução dos precipitados o que leva ao crescimento anormal de grão, ou mecanismos de recristalização secundária [48].

6.1) Crescimento Anormal de Grão (Recristalização Secundária)

O crescimento anormal de grão, também pode ser interpretado como a eliminação de defeitos na microestrutura através da migração das fronteiras de grande ângulo. A migração prossegue até que os grãos se encontrem. A recristalização primária pode continuar em alguns grãos e causar crescimento anormal de grão. Os fatores que

determinam esse crescimento anormal são a heterogeneidade do tamanho de grão, partículas de segunda fase, a textura pronunciada e a espessura da amostra [24].

- **Partículas de Segunda Fase**

A elevada temperatura as partículas de segunda fase podem crescer, unir-se umas às outras ou dissolver-se na matriz. Esta alteração da dimensão e número destas partículas não é constante ao longo de toda a matriz e pode promover as condições para um crescimento heterogéneo dos grãos. Devido à diferente obstrução das partículas de segunda fase ao crescimento de grão, alguns poderão deixar de crescer ou crescer muito lentamente enquanto outros, normalmente os maiores, continuam a crescer de forma anormal [24].

- **Textura**

Existe muitas vezes uma forte componente de textura numa matriz, em conjunto com outros componentes fracos da mesma textura. Neste caso, dois grãos vizinhos com a mesma componente de textura resulta em fronteiras de baixo ângulo, que são pouco móveis, entre os grãos. Assim, os grãos com orientação da forte componente de textura raramente crescem ao contrário dos grãos vizinhos com outra orientação, cujas fronteiras de elevado ângulo são geralmente muito móveis. Estes grãos orientados segundo componentes de textura fracos desaparecem rapidamente se as suas dimensões forem muito pequenas, mas podem crescer rapidamente como grãos secundários e induzir um crescimento anormal de grão quando as suas dimensões são maiores [24].

- **Superfície do material**

Quando as ligas de alumínio são muito finas e a razão entre a área de superfície e a área de fronteira de grão é relativamente elevada, a diminuição da energia de superfície pode controlar o processo de crescimento dos grãos e induzir um crescimento anómalo de grão. Neste caso, os grãos apenas podem crescer se a sua energia superficial for baixa, e outros grãos com energia superficial relativamente elevada serão consumidos [24].

Um estudo em ligas de Al-Mg soldadas por Fricção Linear e posteriormente expostas termicamente mostrou, que a uma temperatura de 450 °C aparecem grãos grosseiros na parte superior da Zona Nugget e na Zona Térmica e Mecanicamente Afetada [49]. Esse fenómeno de crescimento anormal de grão é tanto maior quanto maior for a presença de Si e Mg. Foi também observado que entre 500 e 600 °C todas as espécies apresentaram crescimento anormal de grão das zonas mencionadas devido à total dissolução das partículas dispersas. No Material de Base foi observado um crescimento normal de grão [49].

7. Vantagens e Aplicações

O processo de Soldadura por Fricção Linear possui inúmeras vantagens, principalmente a capacidade de efetuar juntas em materiais difíceis de soldar por processos de fusão tradicionais. Realiza-se no estado sólido, experimentando dessa forma temperaturas inferiores a processos de soldadura por fusão e, conseqüentemente, os problemas associados a porosidade por aprisionamento de gases no poço de fusão, tensões residuais e distorção são drasticamente diminuídos com o uso deste método de soldadura [1, 50].

É considerado um processo eficiente a nível energético que não necessita de material de adição nem de gás protetor, ao contrário do que acontece na maioria dos processos de soldadura convencionais. Estes são os motivos essenciais para o crescente interesse do uso desta técnica em várias aplicações industriais [35, 50].

As indústrias onde este tipo de processo é mais aplicado em ligas de alumínio são: indústria de construção naval, indústria automóvel, indústria ferroviária, indústria aeroespacial, indústria de construção e indústria elétrica [34, 38, 51].

7.1) Indústria Naval

As baixas temperaturas atingidas no processo de Soldadura por Fricção Linear e a elevada precisão oferecem às indústrias que usam este método para construção de painéis para pavimentos laterais, divisórias, seções de barcos, cascos de navios, entre muitos outros componentes, uma enorme vantagem competitiva [38, 51]. O uso desta técnica de união de chapas de alumínio pré fabricadas para aplicações navais acarreta vários benefícios como uma produção industrial com elevado nível de acabamento; elevada repetibilidade que garante um nível uniforme de desempenho; qualidade e tolerâncias estreitas. Há quem afirme que o uso do alumínio não supera a resistência do aço, contudo as ligas de alumínio de levada resistência são comumente usadas para construção de componentes navais que mostram um comportamento tão ou mais resistente que alguns aços, com a vantagem da diminuição de peso estrutural desses mesmos componentes [38].

A figura 9 mostra a aplicação da técnica de Soldadura por Fricção Linear nos estaleiros navais do Mondego S.A. em Portugal, para a construção de pequenos lotes de painéis unidos pela técnica mencionada [38].



Figura 9: Máquina de Soldadura por Fricção Linear instalada nos estaleiros navais do Mondego S.A. em Portugal [38].

7.2) Indústria Automóvel

Na indústria automóvel, com grandes lotes de fabrico, a vantagem deste processo é permitir a união de componentes em períodos de tempo muito curtos como é exemplo da máquina usada pela SAPA na Suécia para soldar estruturas de assentos, figura 10, com ciclo inferior a 1minuto por assento [38].



Figura 10: Máquina de Soldadura por Fricção Linear instalada na SAPA Suécia para a união de estruturas de assentos [38].

Vários problemas de união de materiais com diferentes espessuras e de ligas difíceis de soldar por técnicas mais convencionais são resolvidos através desta técnica. Praticamente todos os componentes de alumínio de um carro podem ser unidos através deste método de soldadura. Algumas das muitas aplicações da técnica de Soldadura por Fricção Linear em união de componentes automóveis são: chassis, carroçaria de camiões, plataformas elevatórias para camiões, jantes de liga leve, eixos de transmissão, pistões, entre muitas outras [34, 38, 51].

7.3) Indústria Aeroespacial

A principal justificação para o emprego da técnica de Soldadura por Fricção Linear no fabrico de componentes aeroespaciais de alumínio é a redução de peso que se traduz diretamente em reduções nos custos. Esta técnica elimina operações de aparafusamento e já existem empresas como a Boeing que qualificou e certificou o processo. O método de Soldadura por Fricção Linear é constantemente alvo de I&D para novas aplicações quer para aviação civil ou militar ou ainda aplicações em foguetões. Uma boa unidade de fabrico é a base para o trabalho de investigação. Não existe qualquer utilização na criação de valores de testes excelentes em laboratório se os parâmetros e condições não poderem ser aplicados em produção [34, 38].

Algumas das aplicações específicas desta técnica em ligas de alumínio nesta indústria são: tanques de combustível, asas e fuselagens [34, 51].

7.4) Indústria de Construção e Elétrica

A indústria de construção usa um equipamento portátil de Soldadura por Fricção Linear para uniões de alumínio em pontes, estruturas de janelas, ar condicionado e canos. Esta técnica tem permitido que o alumínio esteja a ser utilizado na substituição de materiais como aço e PVC. Quanto a aplicações na indústria elétrica, juntas em alumínio obtidas através desta técnica de soldadura substituem o cobre no fabrico de transformadores e geradores [38, 51].

8. Materiais e Métodos

Como já foi referido este trabalho prático é fruto de uma colaboração com o INEGI. Esta mesma identidade efetuou juntas através de Soldadura por Fricção Linear em chapas de alumínio da liga 6082 com determinados parâmetros de soldadura. Foram realizadas quatro soldaduras topo-a-topo com diferentes parâmetros que nos foram fornecidas para a realização do estudo. O INEGI procedeu à realização dos ensaios de tração das soldaduras após a sua realização, enquanto este trabalho se focou na caracterização metalográfica e ensaios de dureza Vickers das quatro soldaduras sem e com tratamento térmico pós-soldadura, comparando-as com as propriedades resultantes dos ensaios de tração. O tratamento térmico realizado nas soldaduras também foi efetuado ao mesmo tempo em chapas que posteriormente foram maquinadas e tracionadas. O objetivo foi também, como é evidente, comparar os resultados das propriedades mecânicas nas juntas sem e com tratamento térmico pós-soldadura.

Para caracterização das juntas foram retiradas duas pequenas amostras de cada soldadura; uma amostra para caracterizar de imediato e outra para posterior tratamento térmico e análise. As amostras foram numeradas da 1 à 4, representando as quatro variações de parâmetros usadas na concepção das soldaduras, e dividem-se em 1.1 e 1.2 até à 4.1 e 4.2 para juntas sem tratamento térmico posterior e com tratamento térmico posterior, respetivamente. A tabela 4 apresenta as várias amostras analisadas.

Tabela 4: Amostras estudadas e respetivos parâmetros de soldadura.

Amostras	Parâmetros das soldaduras	
	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/min)
1.1) Soldadura sem tratamento térmico posterior	735	78
1.2) Soldadura com tratamento térmico posterior		
2.1) Soldadura sem tratamento térmico posterior	735	290
2.2) Soldadura com tratamento térmico posterior		
3.1) Soldadura sem tratamento térmico posterior	1000	290
3.2) Soldadura com tratamento térmico posterior		
4.1) Soldadura sem tratamento térmico posterior	1500	78
4.2) Soldadura com tratamento térmico posterior		

De maneira a simplificar a explicação daquilo que foi executado neste trabalho o procedimento experimental pode dividir-se em duas partes. A primeira parte consistiu na caracterização das amostras 1.1, 2.1, 3.1 e 4.1 sem qualquer tratamento térmico posterior e a segunda parte na realização do tratamento térmico T6 nas amostras 1.2, 2.2, 3.2 e 4.2 e subsequente caracterização das mesmas.

Assim, explicando a primeira parte do trabalho, após o corte das pequenas amostras, foram montadas a frio. Seguiu-se o desbaste nas lixas 240 – 400 – 600 – 1000 – 4000 mesh e acabamento com solução de suspensão de diamante de 1 μ m e solução de OPS (solução de suspensão de sílica de 0,6 μ m).

Posteriormente foi efetuado um macroataque às amostras na tentativa de observar as diferentes zonas de soldadura. Para o efeito estudou-se um ataque na bibliografia adequado às ligas a analisar. Mergulhou-se a amostra em 10 g de NaOH diluído em

90 mL de H₂O durante 5 min a 60 °C; seguindo-se o mergulho numa solução com 20 mL de HNO₃ e 20 mL de H₂O e por último lavou-se apenas com água [52]. Posto isso procedeu-se à observação das macroestruturas na lupa.

Após a observação macroscópica seguiu-se a caracterização microscópica das microestruturas. Procedeu-se então à remoção do macroataque na da lixa de 4000 mesh e subsequente acabamento com solução de suspensão de diamante de 1µm e solução de OPS. De seguida efetuou-se uma sequência de ataques químicos e eletrolíticos recomendados para as ligas de alumínio da série 6XXX na tentativa de revelar a microestrutura das diferentes estruturas características do tipo de soldadura estudada.

Os vários ataques utilizados estão indicados na tabela 5. De todos os ataques, o que acabou por ser usado por apresentar melhores resultados foi o ataque 4, os restantes não funcionaram ou não revelaram adequadamente a estrutura e não constam nos resultados deste trabalho.

Tabela 5: Lista de microataques estudados.

Microataques Usados
1º) Keller's (2 mL de HF; 3 mL de HCl; 5 mL HNO ₃ ; 190 mL H ₂ O) + Wecks (10 mL H ₂ O; 4g de KMNO ₄ ; 1 g de NaOH) [9, 52].
2º) Eletrolítico Barker's (4 a 5 mL de HBF ₄ (48%) em 200 mL de H ₂ O; 20V e 0,2A com cátodo de aço inoxidável) [2, 52].
3º) 1 g de NaOH + 100 mL de H ₂ O, durante 15 minutos [52].
4º) Poulton's (12 mL HCl; 6 ml HNO ₃ ; 1 mL de HF; 1 mL de H ₂ O) + 12,5 de mL HNO ₃ com 6 g de Óxido de Crómio e 20 ml de H ₂ O. Atacado com algodão durante 1-4 min (repetiu-se quando necessário) [52].

O ataque 4 deve ser seguido de observação no microscópio ótico com luz polarizada. Assim as imagens das microestruturas foram todas retiradas com luz polarizada, incluindo as que foram tratadas termicamente.

Relativamente à dureza Vickers, três perfis de dureza transversais foram efetuados em cada amostra. Usou-se uma carga de 300 g durante 15 s e as indentações foram realizadas de 0,5 em 0,5 mm quer na direção transversal, quer na distância do perfil 1 para o 2 e para o 3, sucessivamente. O perfil 2 corresponde ao perfil do meio, enquanto o 1 é o mais superficial, junto do encostador e o 3 é inferior, junto da zona que está em contacto com as placas de apoio. As condições do ensaio de dureza

Vickers tiveram por base a consulta de um artigo que realizou um estudo semelhante a este trabalho [4].

O ensaio efetuou-se com as amostras macroatacadas de maneira a ser possível retirar imagens na lupa com as indentações ao longo das diferentes zonas da soldadura. O objetivo foi sobrepor a imagem com a evolução gráfica dos perfis de dureza obtidos, e tentar identificar a zona do pico de menor dureza.

Relativamente ao tratamento térmico de solubilização seguindo de têmpera e envelhecimento artificial (T6) que fundamentou a segunda parte do trabalho, não foi possível encontrar as condições para efetuar este tratamento, pelo que se utilizaram as melhores condições de tratamento para uma liga 6061, com composição semelhante à liga 6082.

Para essa mesma liga, é referido que as espessuras compreendidas entre 2,31 – 3,15 mm devem ser solubilizadas durante 30 a 40 min numa gama de temperaturas entre os 510 e os 579 °C [24]. A mesma fonte informa que a têmpera deve ser executada em água quente (não inferior a 50 °C) para evitar distorções no material. Recomenda ainda um envelhecimento artificial durante 8 a 10h a uma temperatura de 177°C [24]. Nos tratamentos efetuados foi utilizada uma temperatura de solubilização de 510 °C durante 40 min, seguindo-se têmpera em água quente e posterior envelhecimento artificial a 177 °C durante 9 h.

A temperatura de solubilização justificou-se pelo facto do material estar num estado T6 quando se realizaram as soldaduras. A bibliografia refere que o ponto de fusão das ligas 6082 no estado T6 é de 555 °C, por esse motivo usou-se a temperatura de solubilização mais baixa do intervalo recomendado [7].

O tratamento foi executado nas amostras 1.2, 2.2, 3.2 e 4.2 e ainda em chapas cortadas para subsequente maquinação e ensaios de tração. Estas amostras experimentaram um procedimento semelhante às mesmas amostras sem qualquer tratamento térmico. Foram montadas a frio e sujeitas à sequência de polimento e acabamento acima referida.

O ataque usado foi o número 4 da tabela 5 que permitiu bons resultados a nível de revelação da microestrutura. No que respeita às durezas, foram realizados o mesmo número de perfis à mesma distância entre si de 0,5 mm e indentações em toda a secção transversal de 0,5 em 0,5 mm. A carga usada foi de 300 g durante 15 s, tal como para as amostras sem tratamento térmico. Neste caso, não se pretendeu sobrepor a evolução dos perfis de dureza nas diferentes zonas da soldadura uma vez que se espera que a dureza seja constante ao longo de toda a secção transversal da amostra. Assim, as indentações foram realizadas nas amostras por atacar.

A amostra 4.1 foi analisada no SEM cuja preparação foi idêntica à preparação para observação no microscópio ótico. A diferença foi que todo o acabamento foi efetuado com a mínima força durante mais tempo.

9. Resultados e Discussão

Este trabalho resultou num conjunto de resultados que se apresentam de seguida e se analisam à medida da sua exposição.

9.1) Macroestruturas das amostras sem tratamento térmico

Na figura 11 apresentam-se as imagens das macroestruturas 1.1, 2.1, 3.1 e 4.1, indicando-se os lados de avanço e recuo da soldadura e as diferentes zonas visíveis. Observam-se três zonas distintas. O Material de Base (MB), uma zona com uma orientação diferente, que deverá ser a ZTMA e a Zona Nugget junto da linha de união, que se destaca por ser ligeiramente mais escura. Não se consegue observar a ZTA que deverá estar imediatamente a seguir à ZTMA.

Nenhuma das soldaduras está isenta de defeitos, como fica evidente pela observação da figura 11. Estes observam-se essencialmente na zona central, que sofreu ação do pino, parecem ser falha de ligação por união insuficiente dos dois materiais. Contudo, as causas desses defeitos não são objetivo de análise neste trabalho. É apenas importante a sua referência porque são zonas onde o material deve falhar e os resultados dos ensaios de tração serão por isso condicionados.

9.2) Caracterização Microestrutural das Soldaduras sem TT

A análise das microestruturas das zonas das soldaduras foi difícil uma vez que estas não são facilmente reveláveis devido ao conjunto de aspetos metalúrgicos ocorrentes durante as soldaduras. Zonas muito próximas umas das outras apresentam características distintas. No entanto, é evidente a diferença de dimensão dos grãos de zona para zona nas imagens que se vão apresentar.

Na figura 12 podem observar-se as microestruturas correspondentes às zonas destacadas da imagem macrográfica da secção transversal estudada na amostra 1.1, cujos parâmetros de soldadura foram uma velocidade de rotação da ferramenta de 735 rpm e uma velocidade de avanço de 78 mm/min. Observam-se facilmente os grãos no Material de Base e na Zona Termicamente Afetada. No entanto não se visualizam os grãos nas restantes Zona Térmica e Mecanicamente Afetada e Zona Nugget.

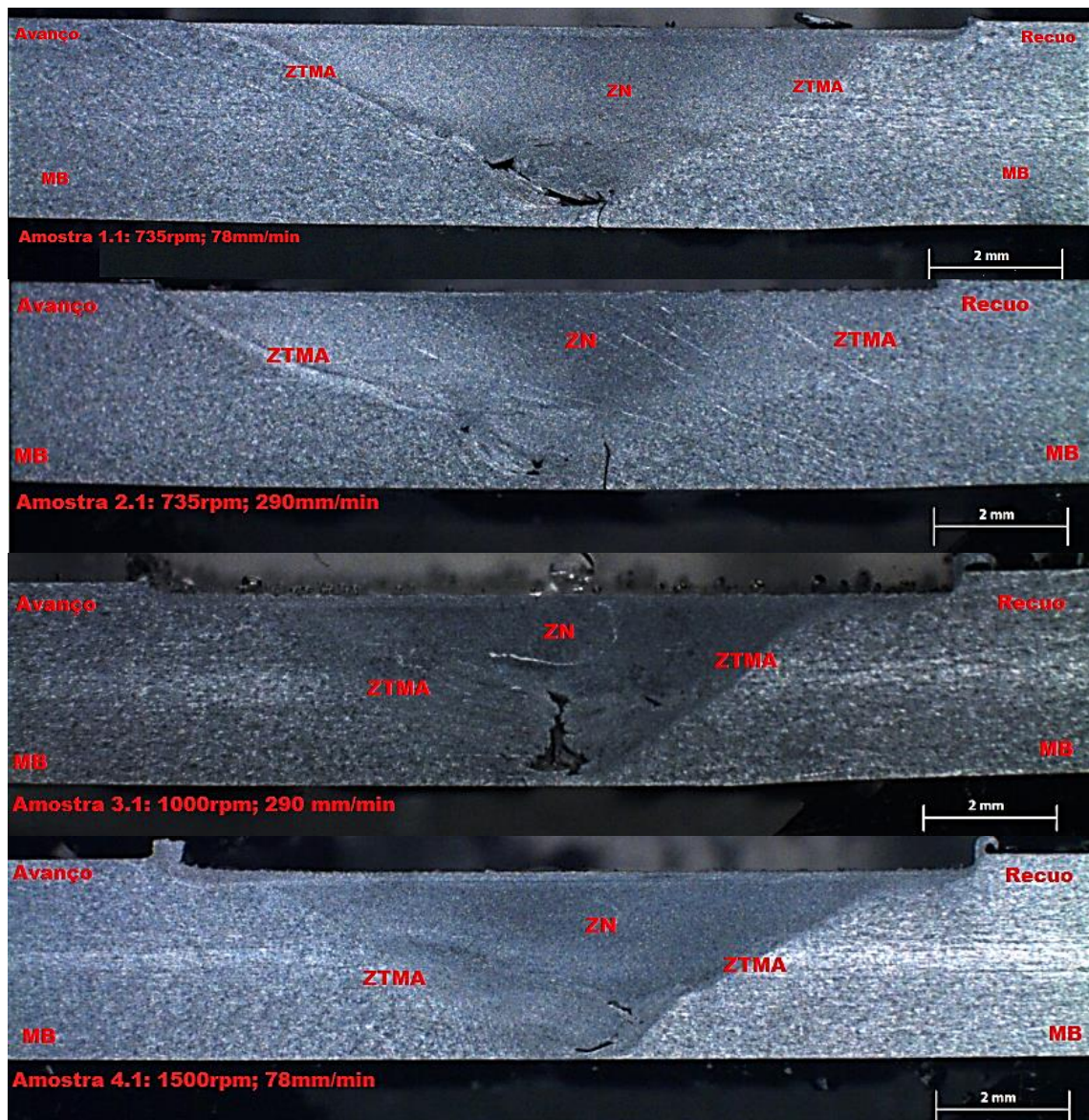


Figura 11: Imagens obtidas na lupa após macroataque com 10 g de NaOH diluído em 90 mL de H₂O durante 5min a 60 °C; solução de 20 mL de HNO₃ e 20 mL de H₂O. A imagem do topo corresponde à amostra 1.1 (735 rpm;78 mm/min), seguindo-se a amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min), a amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min) e por último a amostra 4.1 (1500 rpm; 78 mm/min).

O facto de não se observar os grãos no centro da soldadura, isto é, na zona Nugget, deve-se aos mecanismos de deformação e recristalização dinâmica provocados pela rotação do pino e pelas elevadas temperaturas causadas pela fricção nesse local. Na ZTMA a deformação plástica e temperaturas elevadas, embora menores que na linha de junta, provocam uma alteração dos grãos que se distingue facilmente da ZTA. Nas imagens B1 e C1 e B2 e C2 da figura 12 é apresentada uma linha a tracejado que representa a zona de transição entre as Zonas Térmica e Mecanicamente Afetadas (letras C) e as Zonas Termicamente Afetadas (letra B). Essa linha de transição deverá

representar o pico de menor dureza e é sempre muito difícil de se identificar pelas imagens da microestrutura ótica.

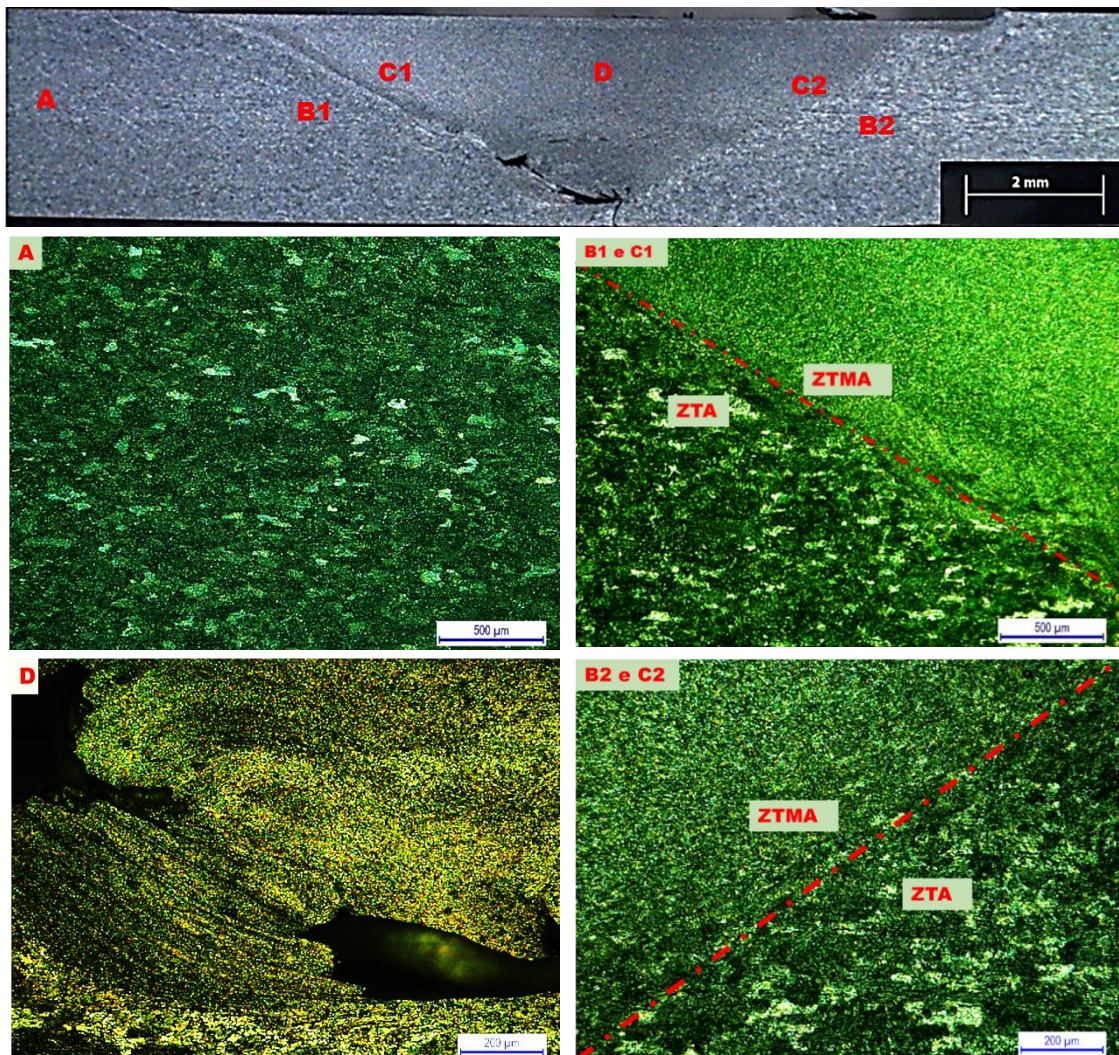


Figura 12: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 1.1 (735 rpm;78 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e em B2 e C2 mostra-se a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.

A caracterização microestrutural da amostra 2.1, cujos parâmetros de realização de soldadura foram uma velocidade de rotação da ferramenta de 735 rpm e uma velocidade de avanço de 290 mm/min está apresentada na figura 13.

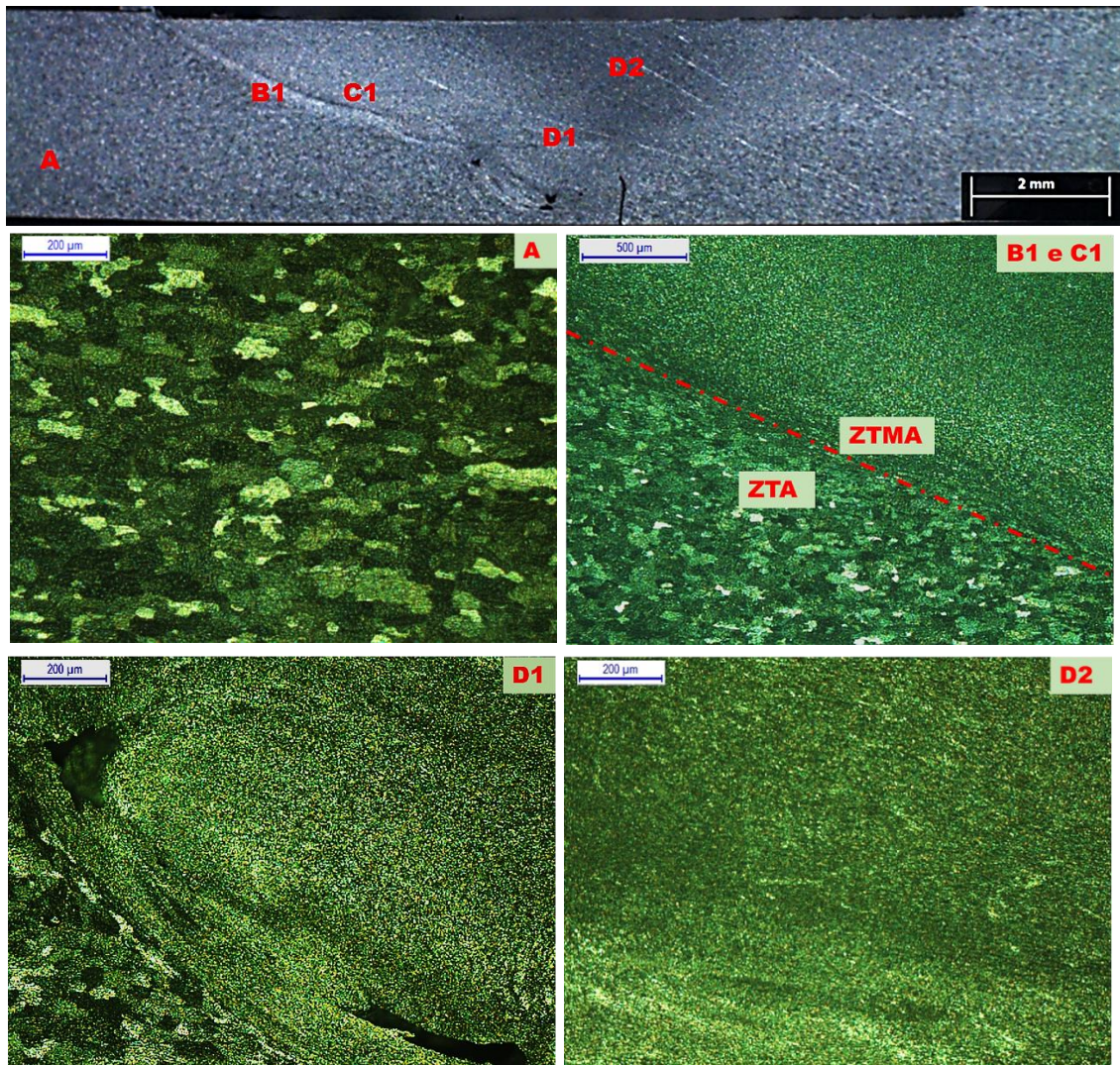


Figura 13: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1); D1 representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e a imagem D2 representa a parte mais superior da Zona Nugget. Todas as imagens são correspondentes ao lado de avanço.

A amostra 2.1 é semelhante à amostra 1.1. A imagem B1 e C1 revela uma transição mais nítida entre a ZTA e a ZTMA que na amostra anterior. Ainda na imagem B1 e C1 a linha tracejada a vermelho representa a possível transição entre a ZTA e ZTMA, onde é esperado o pico de menor dureza, como já foi referido. Neste caso também, como aliás era de esperar, não se conseguiram observar os grãos na Zona Nugget e na ZTMA. Como a velocidade de rotação da ferramenta se manteve em 735 rpm mas a velocidade de avanço foi de 290 mm/min, poderá eventualmente esperar-se ter sido atingida uma temperatura inferior na Zona Nugget, com conseqüente diminuição do tamanho de grão recristalizado dinamicamente. Através da análise destas microestruturas não foi possível concluir nada a esse respeito.

A amostra 3.1, com velocidade de rotação da ferramenta de 1000 rpm e velocidade de avanço da soldadura de 290 mm/min, apresenta as mesmas características nas diferentes zonas de soldadura que as amostras anteriores. A amostra mais comparável a esta é a 2.1 em que a velocidade de rotação foi de 735 rpm mas a velocidade de avanço foi, tal como acontece na amostra 3.1, 290 mm/min. Na amostra 3.1 espera-se que a temperatura no centro da soldadura tenha sido superior à atingida pela amostra 2.1 e, conseqüentemente, o tamanho de grão recristalizado dinamicamente na Zona Nugget deverá ser superior. Contudo, tal evidência não é observada nas imagens que se apresentam. Na figura 14 é exibida a caracterização das microestruturas das zonas destacadas na secção transversal da amostra 3.1.

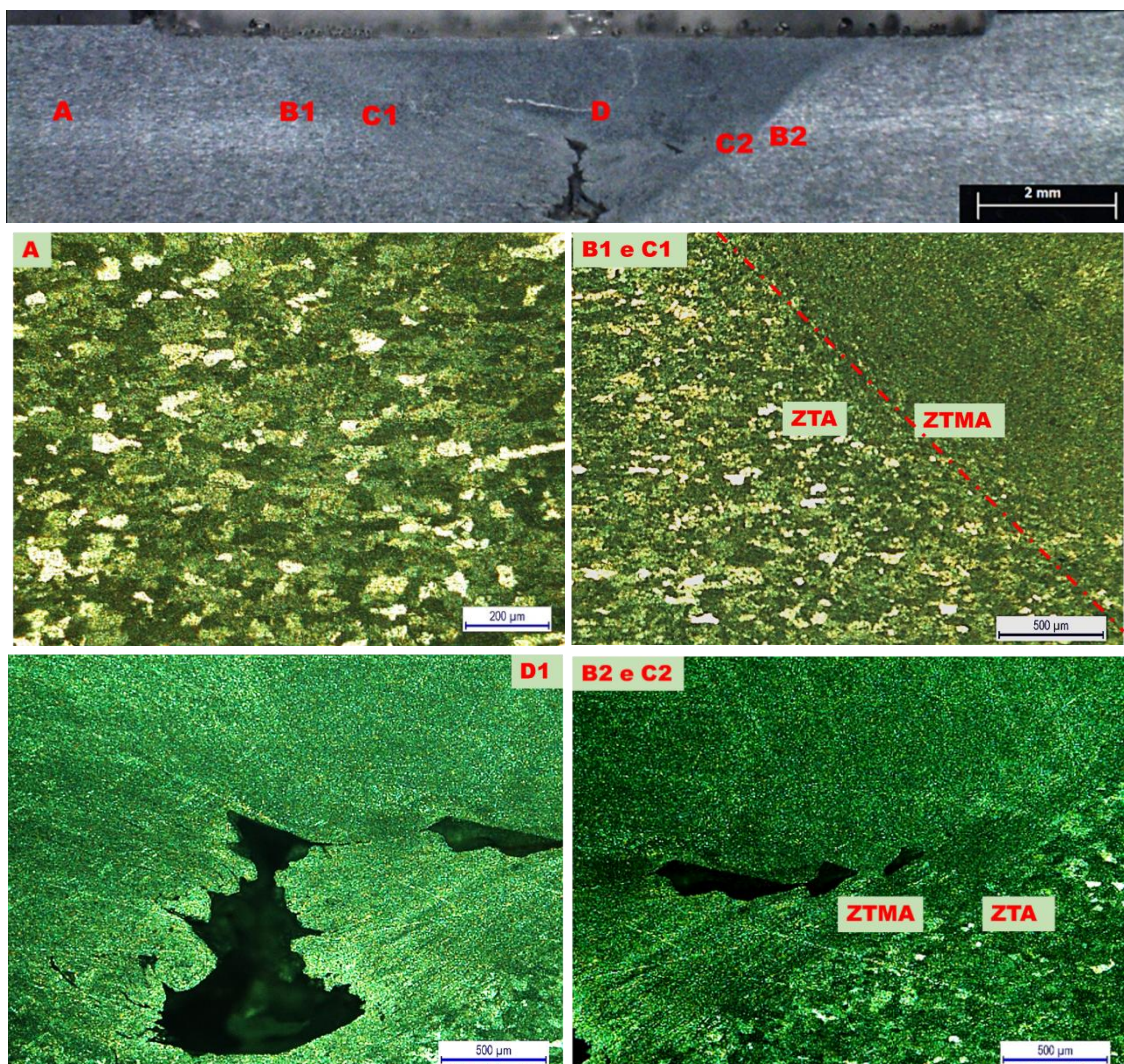


Figura 14: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 3.1 (1000 rpm;290 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e B2 e C2 mostra a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.

Nesta figura observam-se os grãos do Material de Base e da Zona Termicamente Afetada e uma zona de transição com diferente orientação, marcada também pela linha a tracejado no lado de avanço (imagem B1 e C1 da figura 14). Os grãos nesse local e no centro da soldadura não são visíveis. No lado de recuo, a transição entre a ZTA e ZTMA é menos evidente (imagem B2 e C2 da figura 14).

A última soldadura, cujos parâmetros foram uma velocidade de rotação da ferramenta de 1500 rpm e velocidade de avanço de 78 mm/min, é apresentada na figura 15.

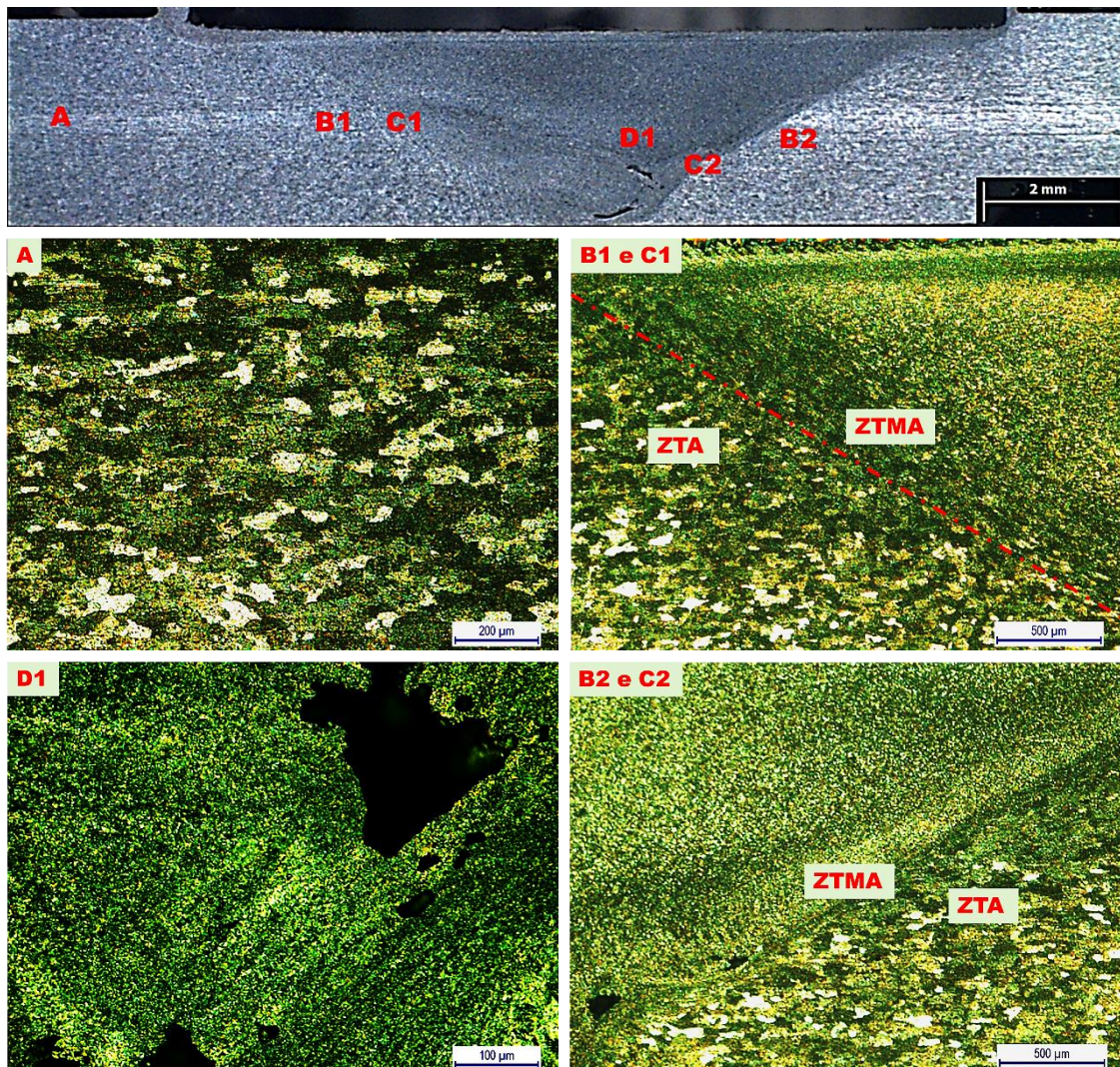


Figura 15: Imagens da macroestrutura e microestruturas das zonas destacadas na imagem macrográfica (no topo) da amostra 4.1 (1500 rpm;78 mm/min). A microestrutura identificada pela letra A corresponde ao material de base; B1 e C1 refere-se à microestrutura da ZTA (B1) e ZTMA (C1) no lado de avanço; D1 representa uma imagem da parte de baixo da Zona Nugget e B2 e C2 mostra a ZTA (B2) e a ZTMA (C2) no lado de recuo.

Tal como nas soldaduras anteriores, os grãos no Material de Base e na Zona Termicamente Afetada são observados na figura. No lado de avanço (imagem B1 e

C1) a transição entre a ZTA e a ZTMA é mais notória que no lado de recuo (imagem B2 e C2). É evidente uma diferença de tamanho dos grãos entre a ZTA e ZTMA. Similarmente às amostras anteriores na ZTMA e na Zona Nugget (D1) não se observam os grãos ao microscópio ótico.

No que respeita à comparação com as restantes soldaduras, a amostra 1.1 apresenta a mesma velocidade de avanço, sendo mais comparável com amostra 4.1. As diferenças entre ambas não são muito manifestas. A transição entre a ZTA e a ZTMA está ligeiramente mais evidenciada na amostra 4.1 do que na amostra 1.1, essencialmente no lado de avanço. Relativamente à Zona Nugget de ambas as amostras não se visualizam os grãos. No entanto, seria de esperar que a amostra 4.1 apresentasse grãos recristalizados maiores em virtude da maior velocidade de rotação, mantendo constante a velocidade de avanço. Porém, não se conseguem observar estas diferenças através da técnica de caracterização usada.

As quatro soldaduras foram executadas com parâmetros distintos. Esses parâmetros têm influência no resultado da estrutura e propriedades. Quanto maior a velocidade de rotação, a uma dada velocidade de avanço, maior a temperatura atingida e maior deverá ser o tamanho de grão recristalizado dinamicamente na Zona Nugget. O mesmo cenário ocorre através do aumento do rácio rotação/velocidade de avanço.

Assim, comparando os parâmetros de soldadura das várias amostras, e apesar de não ser possível constatar essas observações, é esperado que:

- A amostra 1.1 com velocidade de rotação de 735 rpm e velocidade de avanço de 78 mm/min possua um tamanho de grão recristalizado maior que a amostra 2.1, cujas velocidade de rotação são de 735 rpm velocidade de avanço de 290 mm/min;
- A amostra 2.1 possua um menor tamanho de grão recristalizado que a amostra 3.1, executada a uma velocidade de rotação da ferramenta de 1000 rpm e velocidade de avanço de 290 mm/min;
- A amostra 4.1, realizada a 1500 rpm e velocidade de avanço de 78 mm/min, tenha um tamanho de grão recristalizado maior que a amostra 1.1.

Na figura 16 são apresentadas imagens de todas as soldaduras acima discutidas, onde consta a identificação das zonas afetadas pela soldadura. Todas as imagens apresentam uma zona ligeiramente mais escura que sugere a ocorrência de grãos muito pequenos impossíveis de observar com esta técnica de caraterização. Nota-se uma clara diferença entre a ZTMA e a ZTA marcada pela orientação estrutural distinta entre ambas.

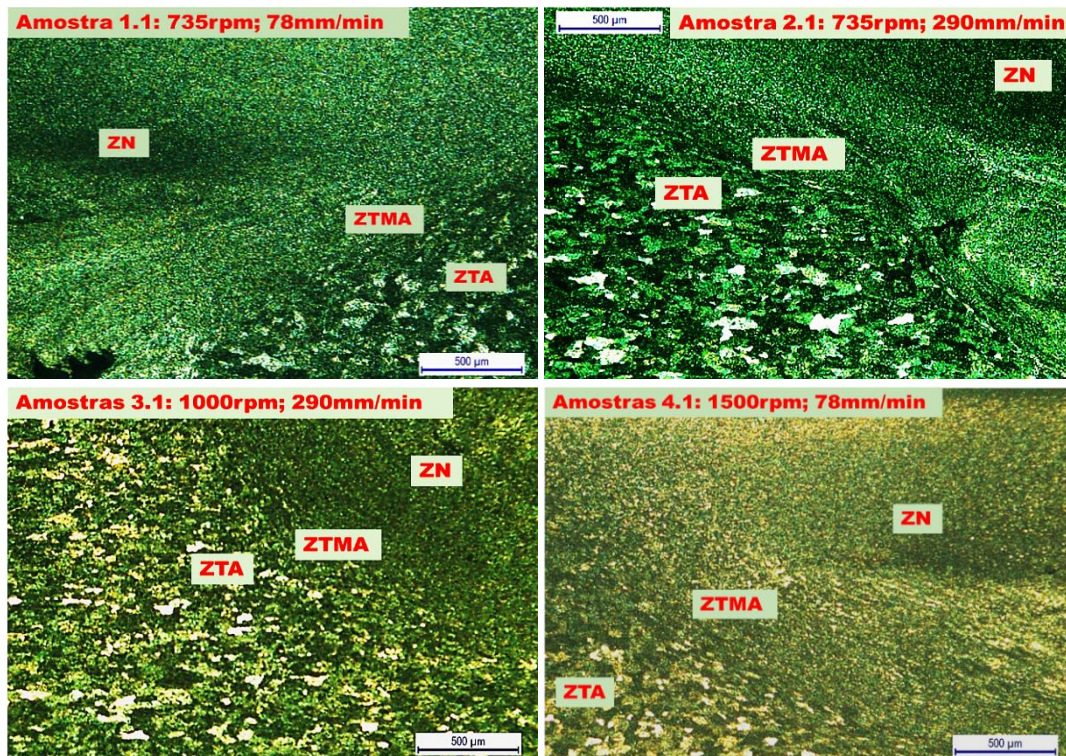


Figura 16: Zonas afetadas de todas as soldaduras sem tratamento térmico.

Como referido, não foi possível visualizar os grãos na Zona Nugget e na Zona Térmica e Mecanicamente Afetada em microscopia ótica. Para ultrapassar este problema foi feita uma análise da amostra 4.1 por SEM. Durante esta análise foi efetuado um estudo EBSD e uma caracterização química por EDS.

Inicialmente retiraram-se os mapas EBSD de diferentes zonas, assinaladas na figura 17, e observou-se a evolução do tamanho de cada zona analisada.

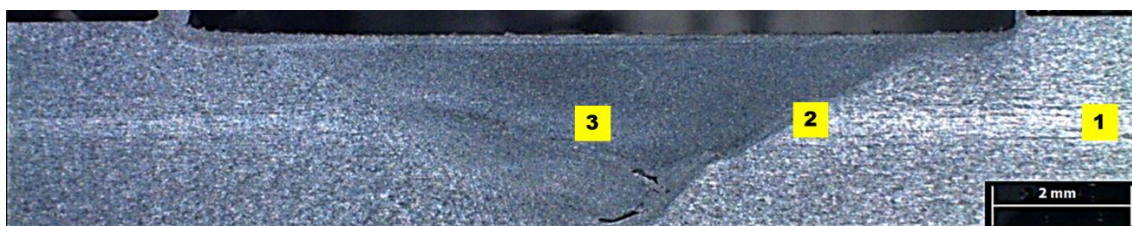


Figura 17: Macroestrutura da amostra 4.1 com a identificação das zonas onde foram obtidos os mapas EBSD; 1 – MB; 2 – ZTMA; 3 – ZN.

O mapa EBSD obtido na zona correspondente ao material de base, figura 18, apresenta um tamanho de grão médio de $29,4 \pm 9,1 \mu m$.

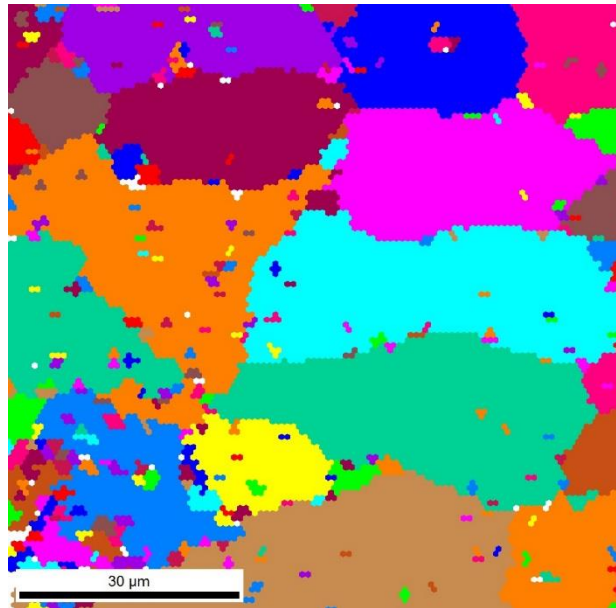


Figura 18: Mapa EBSD correspondente à zona 1, Material de Base, da amostra 4.1.

Os pequenos pontos coloridos da imagem anterior não são considerados grãos. Podem ser resultantes de falta de sinal, porosidade ou precipitados.

Relativamente à ZTMA, zona identificada com o número 2 na figura 17, esta apresentou um tamanho médio de grão de $2,6 \pm 1,5 \mu m$. O mapa EBSD do local correspondente à ZTMA é exibido na figura 19.

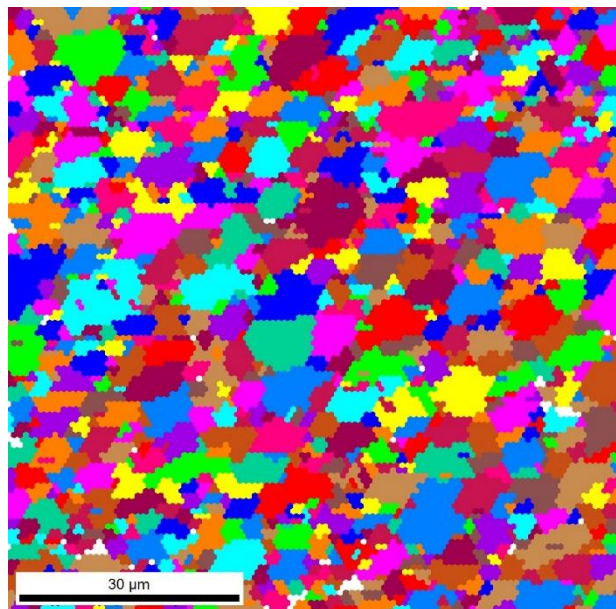


Figura 19: Mapa EBSD correspondente à zona 2, Zona Térmica e Mecanicamente Afetada, da amostra 4.1.

Por último foi obtido um mapa da zona central da soldadura (figura 20), representativo da ZN, identificado com número 3 na figura 17. O tamanho médio de grão no mapa

analisado foi $2,5 \pm 1,3 \mu m$. Foi o mapa no qual o tamanho de grão apresentou um menor tamanho, como seria de esperar.

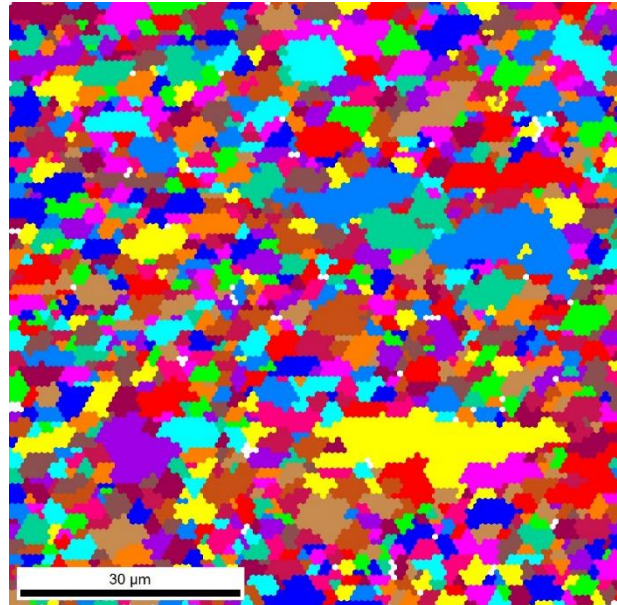


Figura 20: Mapa EBSD correspondente à zona 3, Zona Nugget, da amostra 4.1.

Um dos aspectos mais marcantes destas figuras é que em todas elas são observados grãos equiaxiais e que nas ZN e ZTMA se produziu uma significativa redução do tamanho de grão; estas observações provam a existência de fenômenos de recristalização mecânica em ambas as zonas.

Apesar de só se ter analisado uma região de cada zona da amostra e ser difícil tecer considerações com este reduzido número de resultados, da análise da desorientação entre grãos adjacentes, figura 21, importa destacar o elevado número de fronteiras de pequeno ângulo, desorientações entre 2 e 15° , que exibem os grãos da Zona Nugget. Este efeito poderá indicar a existência de um elevado número de grãos resultantes de mecanismos de nucleação por coalescimento de subgrãos.

Esta região é também a única em que existe aparentemente uma textura mais marcada, como se pode ver na figura 22.3. Nesta região o efeito conjugado dos mecanismos de deformação e recristalização promove a existência de uma orientação cristalográfica bem marcada dos grãos.

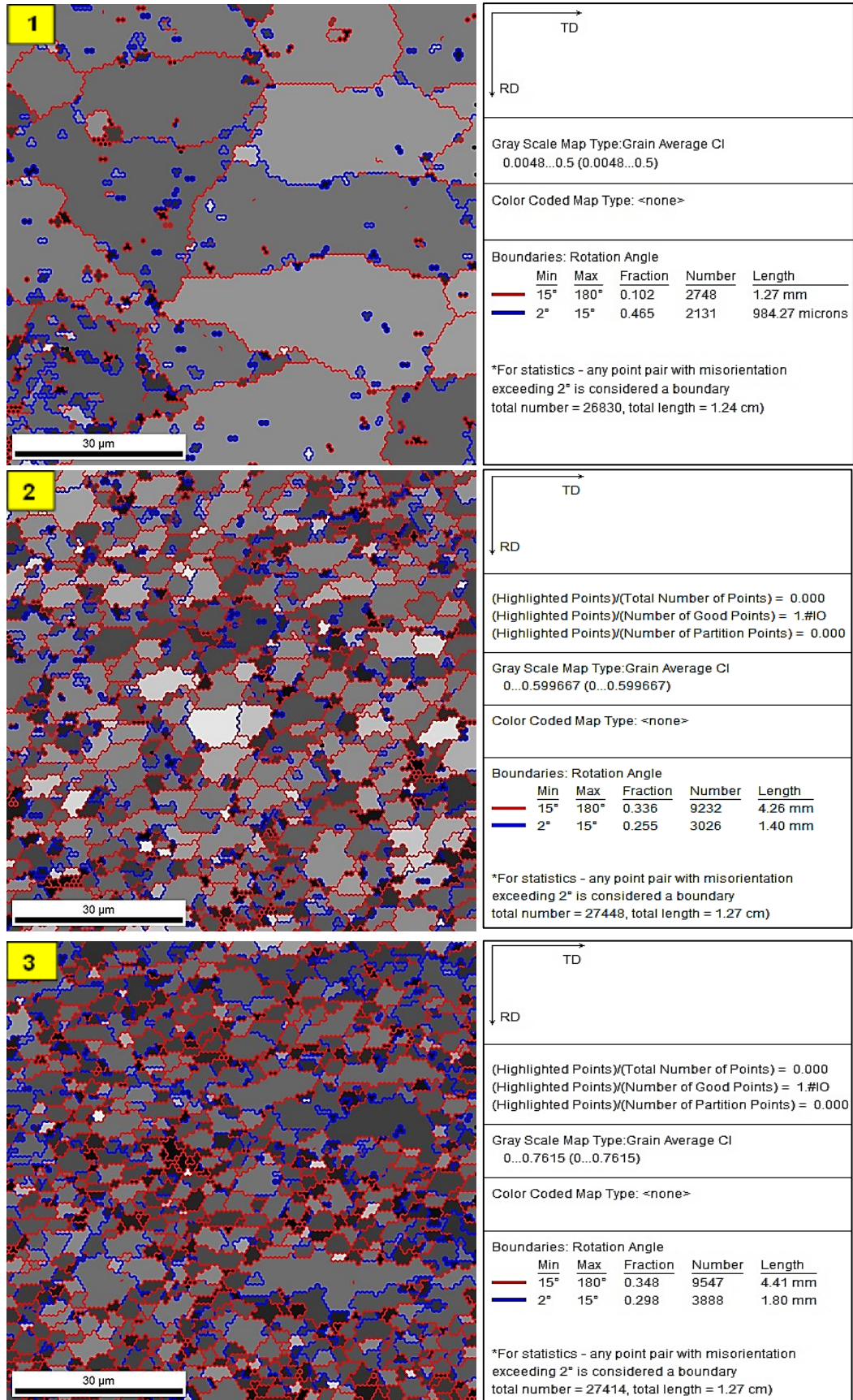


Figura 21: Imagens elucidativas dos ângulos de rotação das fronteiras de grão em cada das zonas analisadas; 1- MB; 2- ZTMA; 3-ZN.

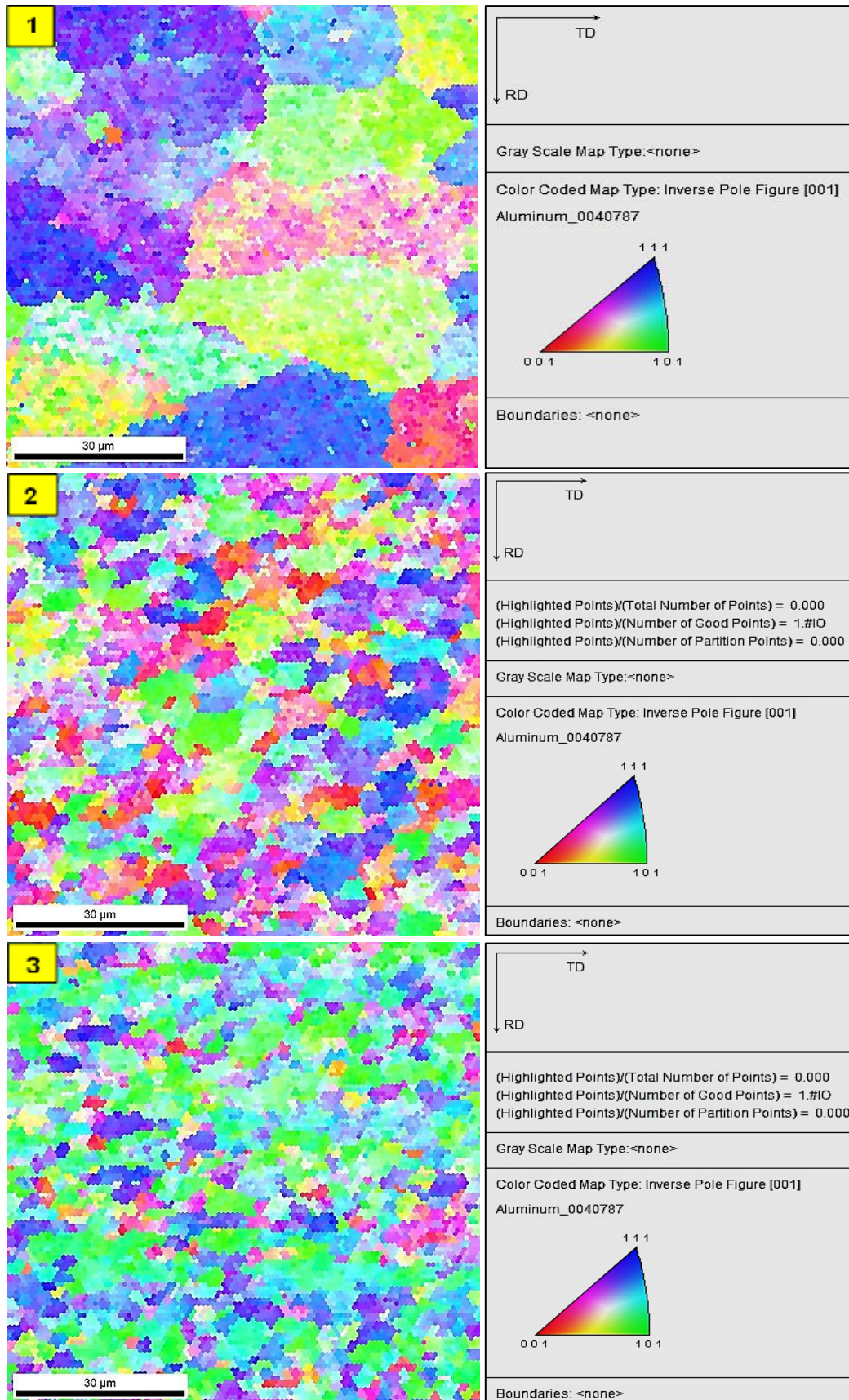


Figura 22: Imagens sobre a evolução de textura nas zonas:1- MB; 2- ZTMA; 3-ZN.

Para além da análise EBSD foi efetuado um estudo por EDS na amostra 4.1 na tentativa de identificar possíveis precipitados na Zona Nugget. A análise permitiu uma análise semi-quantitativa de três partículas com aspeto diferente no centro da soldadura como se pode verificar através da figura 23.

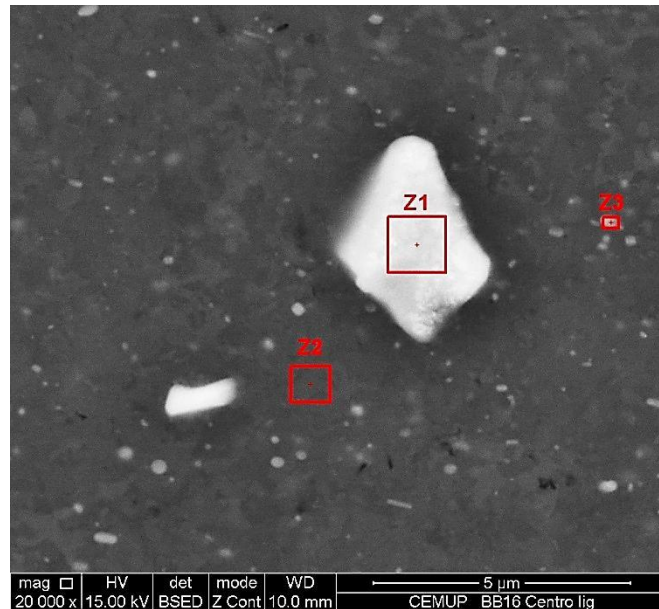


Figura 23: Partículas Z1, Z2 e Z3 analisadas no centro de ligação da amostra 4.1.

O espectro EDS resultante da análise das três partículas está apresentado nas figuras 24 a 26. A tabela 6 indica a composição química das três partículas. A reduzida dimensão das partículas Z1 a Z3 não permite retirar grandes conclusões quanto à sua composição já que elas são significativamente menores do que o volume de interação (que é da ordem de 1 µm).

A partícula Z1, figura 24, é maioritariamente constituída por elementos de ferro, silício e manganês além do alumínio. Desse modo constata-se que não se trata de um precipitado de equilíbrio (AlMg₂Si).

Tabela 6: Composição em percentagem atómica das partículas analisadas.

At (%)						
	C	Al	Si	Mg	Mn	Fe
Z1	8,69	71,2	7,30	-	3,65	9,13
Z2	10,45	85,15	1,84	1,08	1,49	-
Z3	-	98,59	-	1,41	-	-

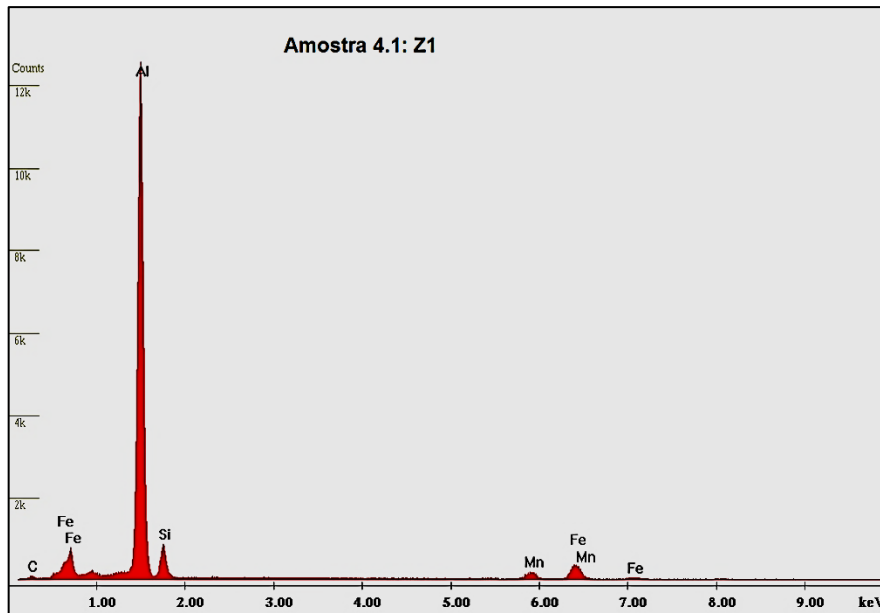


Figura 24: Espectro resultante da análise EDS da partícula Z1 representada na figura 23.

Relativamente a Z2, figura 25, a análise química revela a presença de magnésio, silício e ainda manganês, para além do alumínio. É possível que seja referente ao precipitado de equilíbrio, no entanto, a confirmação desta sugestão só seria possível através de uma análise em Microscopia Eletrónica de Transmissão (TEM).

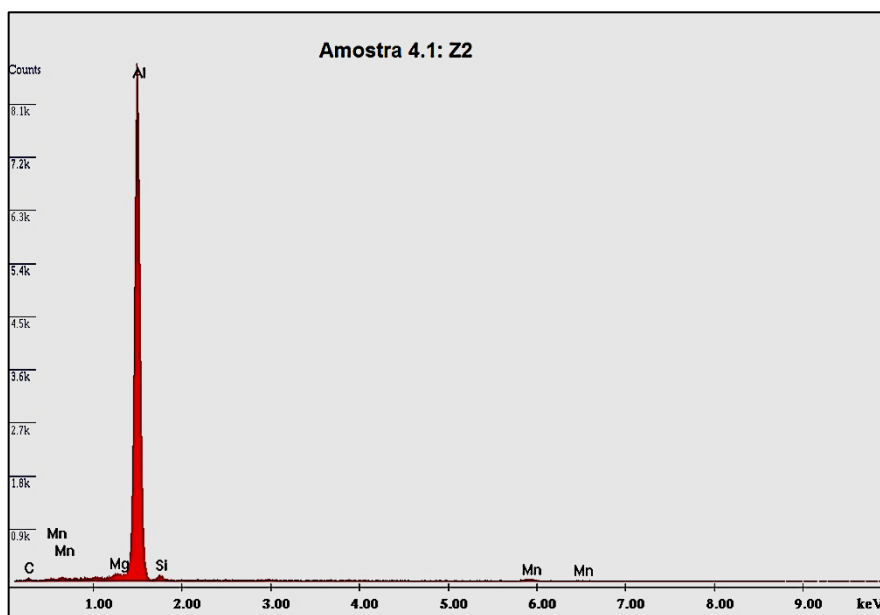


Figura 25: Espectro EDS resultante da análise da partícula Z2 identificada na figura 23.

Por último, analisou-se a partícula Z3, cujo espectro obtido em EDS, figura 26, revela apenas existência de magnésio, para além do alumínio.

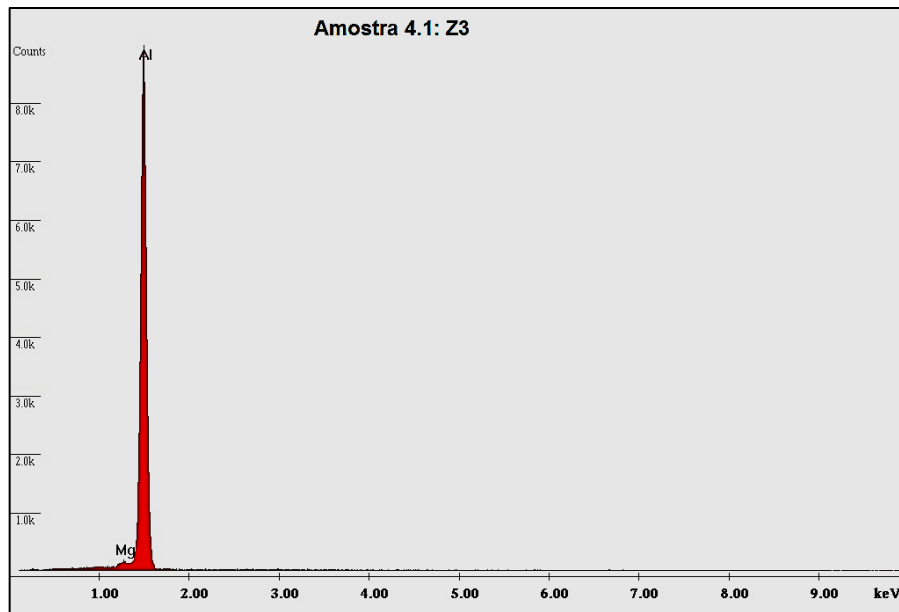


Figura 26: Espectro EDS resultante da análise à partícula Z3 identificada na figura 23.

9.3) Caracterização Metalográfica das Soldaduras com Tratamento Térmico Pós-Soldadura

Os tratamentos térmicos pós soldadura resultaram no crescimento anormal de grão na Zona Nugget e na Zona Térmica e Mecanicamente Afetada. Os grãos da ZTA apresentam uma estrutura semelhante à que apresentavam nas soldaduras antes de serem tratadas termicamente. O objetivo do tratamento T6 era a recuperação da resistência mecânica perdida durante a soldadura.

A figura 27 apresenta a estrutura da amostra 1.2, cujos parâmetros de soldadura foram os mesmos que a amostra 1.1 (735 rpm e 78 mm/min). Nestas imagens é possível marcar claramente a distinção entre as zonas mecanicamente afetadas pelo processo de soldadura (ZN e ZTMA) e as outras zonas.

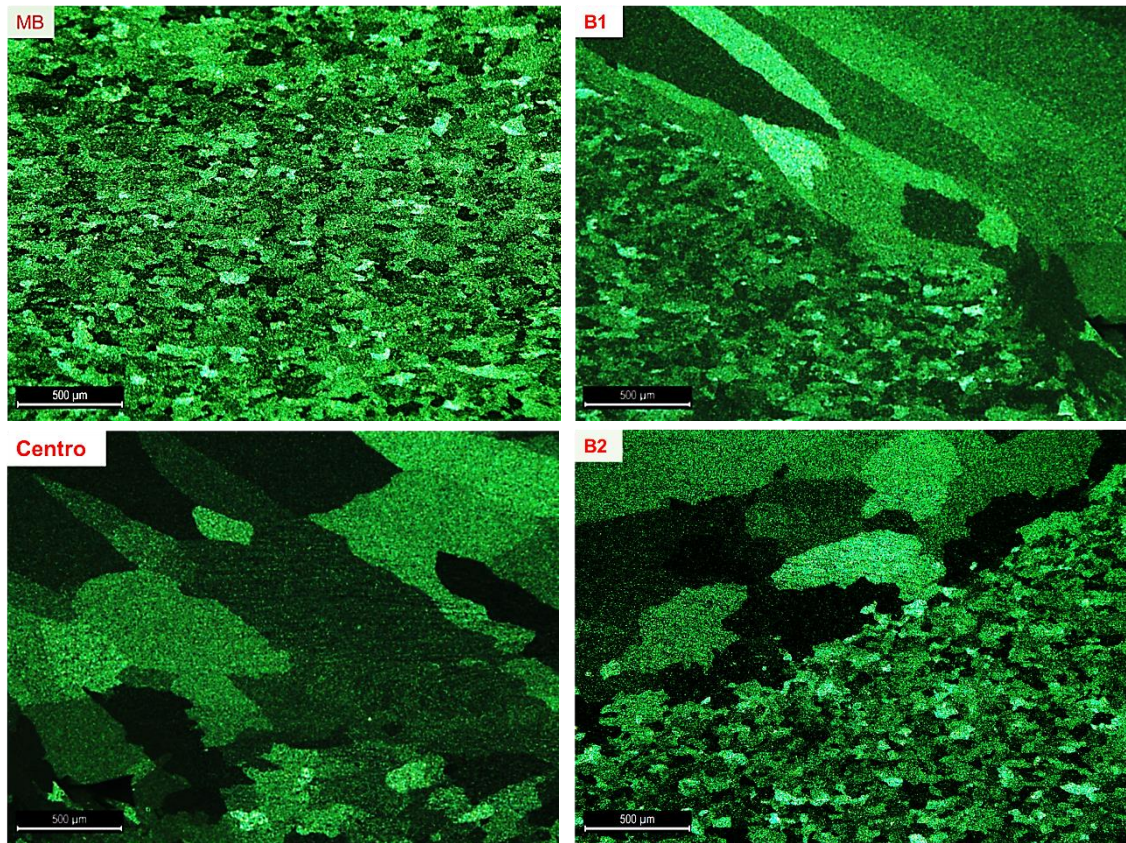


Figura 27: Estruturas de diferentes Zonas observadas após tratamento T6 na amostra 1.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.

Observou-se a existência de crescimento anormal de grão em toda a zona central de soldadura (englobando a ZN e a ZTMA). Este crescimento será o resultado de um conjunto de fatores: textura desenvolvida durante a soldadura, deformação da matriz e dissolução dos precipitados durante a solubilização a 510°C, o que diminui os obstáculos à movimentação da fronteira. Os grãos finos tornaram-se instáveis termicamente quando expostos a temperaturas elevadas, o que resultou no crescimento acentuado do grão mesmo para tempos de solubilização relativamente curtos. Estes resultados são semelhantes aos de outros estudos do mesmo gênero, como já foi referido no capítulo 6 deste trabalho.

As diferentes estruturas da amostra 2.2 apresentam-se na figura 28. Os parâmetros de soldadura foram uma velocidade de rotação de 735 rpm e 290 mm/min. As observações nesta amostra foram idênticas às discutidas na amostra 1.2, indicando terem-se observado os mesmos fenômenos de recristalização secundária que na amostra anterior.

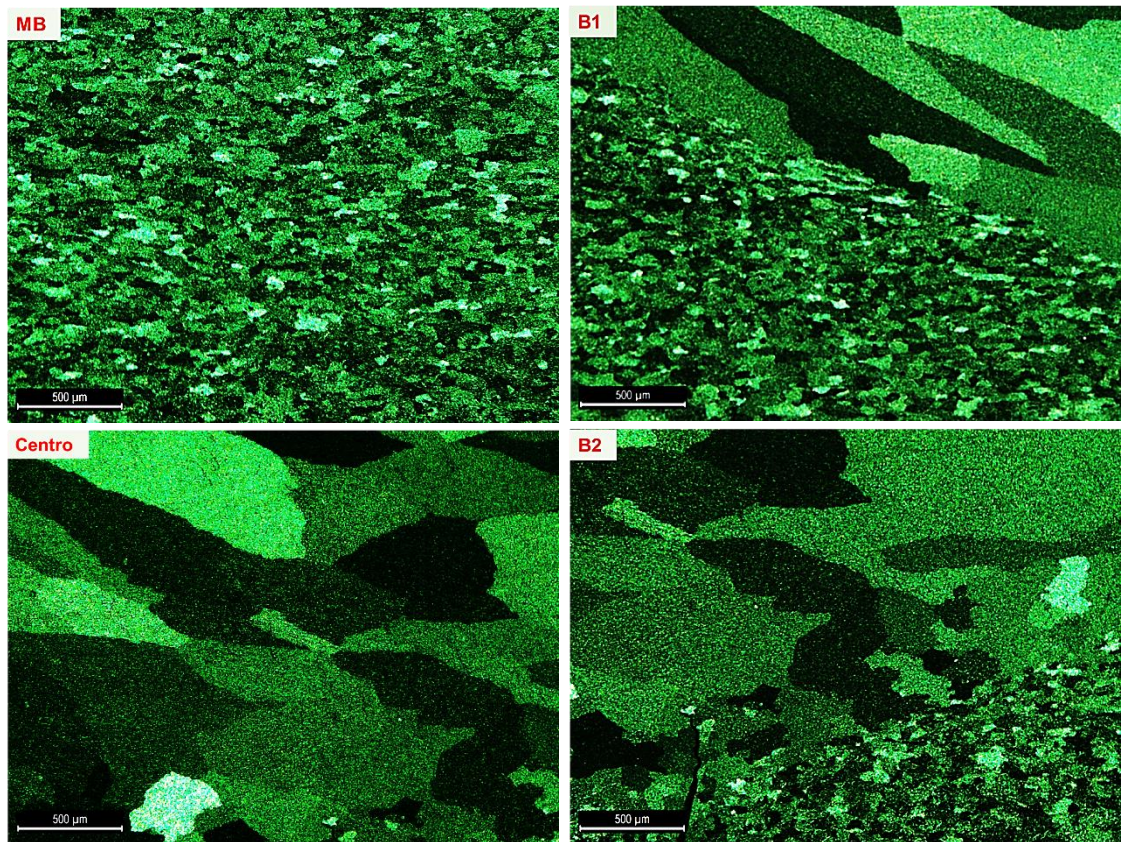


Figura 28: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 2.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.

Na amostra 3.2 também se observou crescimento anormal de grão nas ZN e ZTMA. Contudo, não é observada uma estrutura de grão tão evidente na ZTMA como nas duas amostras anteriores. Talvez seja devido à história anterior do material ser distinta da das duas soldaduras anteriores, isto é, o facto de ter sido usada uma velocidade de rotação de 1000 rpm e velocidade de avanço de 290 mm/min, originou temperaturas mais elevadas e evolução metalúrgica diferente durante o processo e, conseqüentemente, a resposta ao tratamento térmico não foi a mesma. A amostra 3.2 e o crescimento anormal dos grãos no centro da soldadura pode ser observado na figura 29.

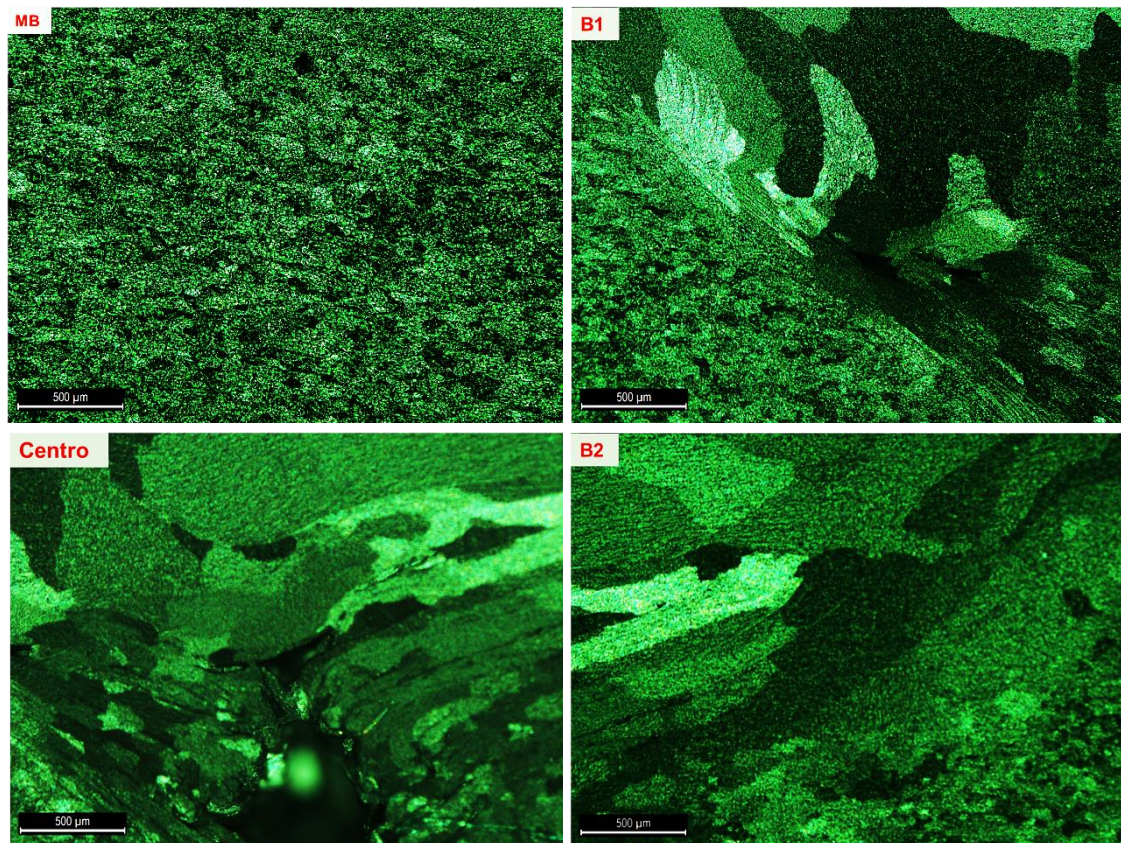


Figura 29: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 3.2; MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.

Por último a amostra 4.2, figura 30, cujos parâmetros de soldadura foram uma velocidade de rotação da ferramenta de 1500 rpm e velocidade de avanço de 78 mm/min, mostra resultados diferentes daquilo que foi observado nas amostras anteriores.

O material de base não apresenta diferenças relativamente às soldaduras acima apresentadas, no entanto, na zona de transição no lado de avanço, B1, e no lado de recuo, B2, não se observa um tão acentuado crescimento de grão na ZTMA e na parte superior da Zona Nugget. No centro da soldadura observa-se uma estrutura com grandes grãos, mas apenas na parte inferior, próxima da placa de apoio. Assim, esta amostra não respondeu ao tratamento do mesmo modo que as amostras anteriores. As razões que levaram a este acontecimento não são fáceis de se averiguar uma vez que a história térmica sofrida pelo material é complexa e desconhecida.

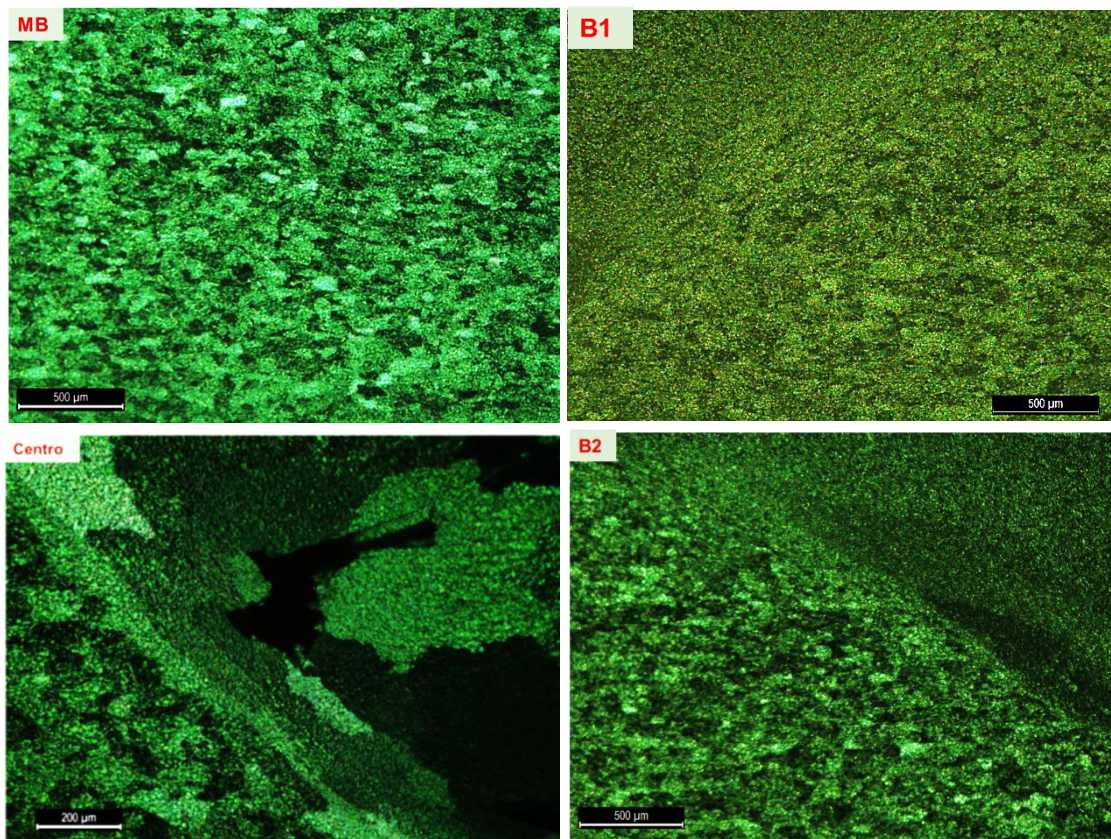


Figura 30: Estruturas de diferentes Zonas observadas após T6 na amostra 4.2. MB – Material de Base; B1 – transição para o centro da soldadura, antes denominada de Zona Nugget, no lado de avanço; Centro – correspondente à antiga ZN e B2 – Transição para o centro da soldadura no lado de recuo.

9.4) Propriedades Mecânicas

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers e ensaios de tração para avaliação das propriedades mecânicas das soldaduras, antes e depois dos tratamentos térmicos.

9.4.1) Ensaios de Microdureza Vickers

Os ensaios de dureza são aqueles que mais informações transmitem sobre a evolução da resistência ao longo de toda a secção transversal das juntas. Permitem também relacionar as propriedades mecânicas com os parâmetros de soldadura.

A figura 31 apresenta os três perfis de dureza obtidos ao longo da junta, da amostra 1.1 (735 rpm; 78 mm/min). A figura reflete um claro abaixamento da dureza à medida que há aproximação do centro da soldadura. Existe uma zona onde a dureza é mínima nos três perfis, observada no lado de avanço. No perfil 1 a menor dureza observada foi 56 HV; no perfil 2 o menor pico de dureza foi de 50 HV e no perfil 3 foi de 49 HV.

Relativamente ao lado de recuo a dureza não foi tão baixa, seguramente porque a temperatura nesse local é mais rapidamente dissipada durante o processo e a dissolução de precipitados de endurecimento ou formação de precipitados grosseiros é diferente do lado de avanço.

De uma maneira geral o centro da soldadura apresenta uma ligeira subida de dureza comparativamente à transição entre a ZTA e a ZTMA. Apenas no perfil 3 tal não sucedeu. O facto da ZTA e da ZTMA apresentarem uma dureza menor que a ZN poderá resultar de nesta última o endurecimento provocado pela deformação e afinação do tamanho de grão compensar mais o amaciamento resultante da recristalização dinâmica e, fundamentalmente, da alteração de morfologia e tamanho dos precipitados.

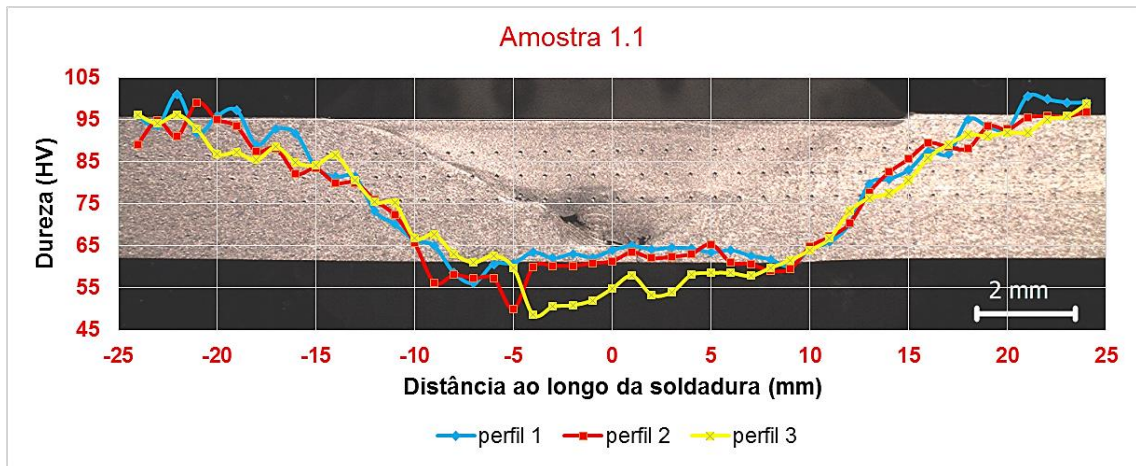


Figura 31: Perfis de dureza obtidos na amostra 1.1 (735 rpm; 78 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.

A amostra 2.1 é apresentada na figura 32 onde também se observa uma diminuição progressiva de dureza até se atingir o pico de menor dureza. Isto acontece quer do lado de avanço (esquerda), quer do lado de recuo (direita). Neste caso as durezas mínimas foram detetadas no lado de recuo no caso do perfil 1 (64 HV) e perfil 2 (61 HV) e no lado de avanço no caso do perfil 3 (54 HV). No centro da soldadura a dureza sobe ligeiramente em todos os perfis obtidos.

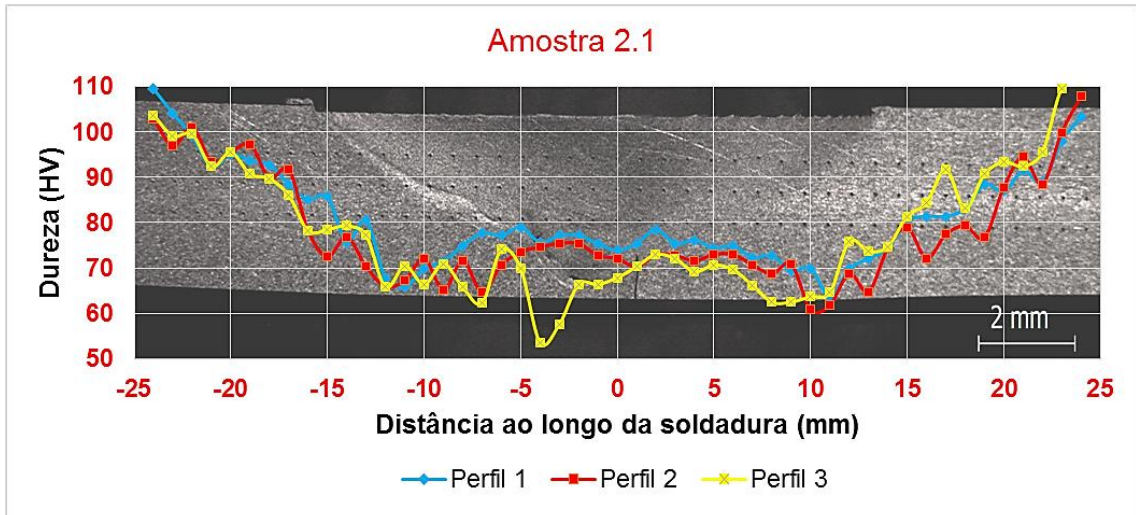


Figura 32: Perfis de dureza obtidos na amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.

Relativamente à amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min) observa-se a mesma diminuição de dureza progressivamente até se atingir a dureza mínima naquela que é esperada que seja a transição entre a ZTA e a ZTMA, voltando a subir ligeiramente a partir daí até ao centro da soldadura (figura 33). Nesta soldadura as durezas mais baixas foram observadas no lado de avanço, sendo no caso do perfil 1 de 62 HV, perfil 2 de 62 HV e perfil 3 de 63 HV.

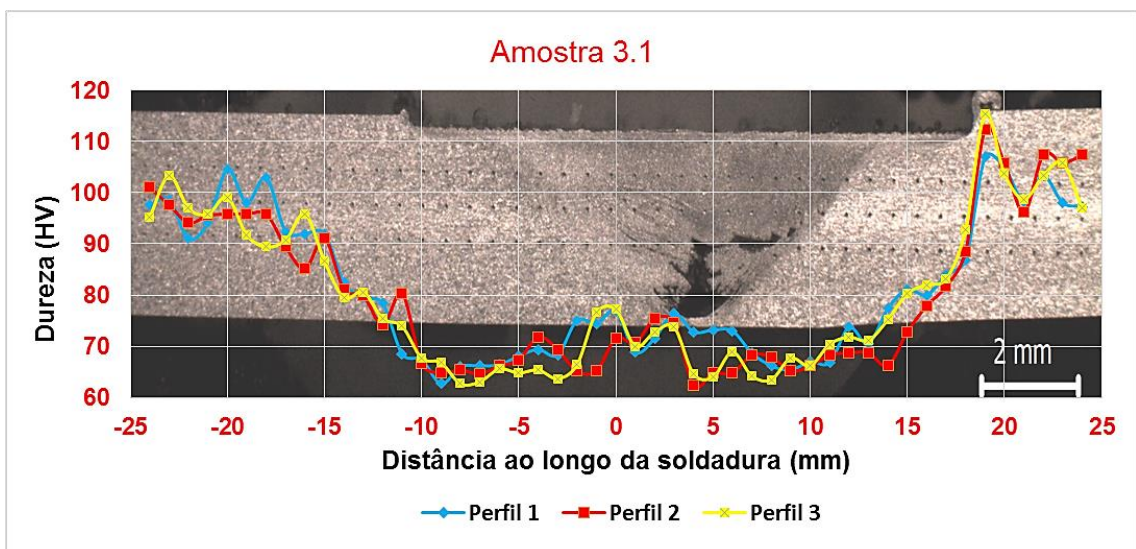


Figura 33: Perfis de dureza obtidos na amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.

De seguida apresentam-se os perfis de dureza obtidos na amostra 4.1, figura 34. Observa-se a mesma variação de dureza na secção transversal já descrita para as outras soldaduras. Contrariamente ao que foi observado nas amostras anteriores, neste caso é no lado de recuo (direita) que se encontram as menores durezas, o perfil 1 apresentou um mínimo de 56 HV, 54 HV no perfil 2 e 56 HV no perfil 3. Evidentemente existe também um pico de menor dureza no lado de avanço, como se comprova na figura 34.

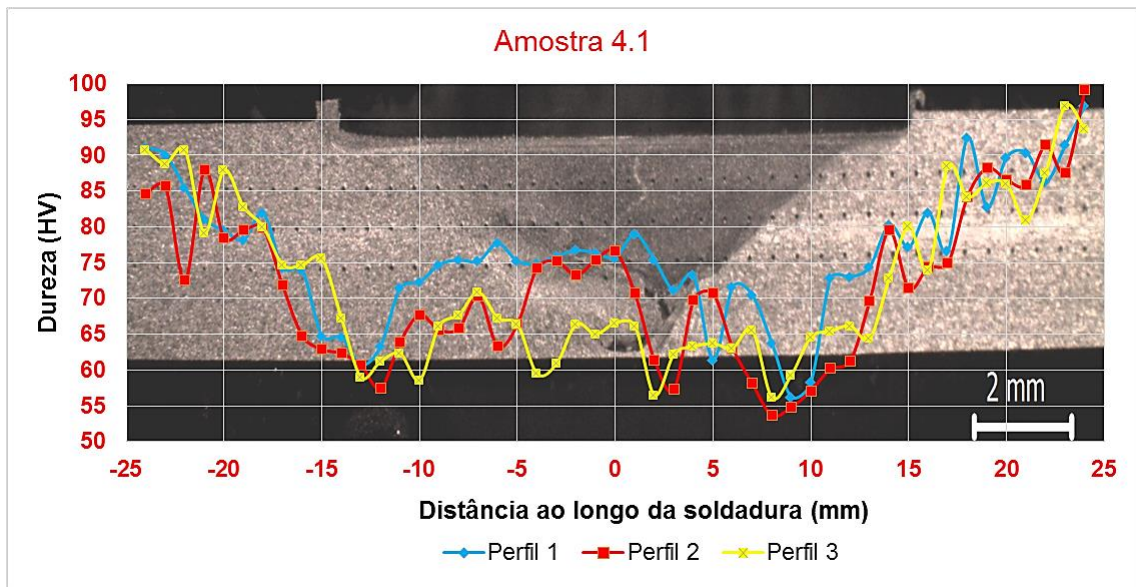


Figura 34: Perfis de dureza obtidos na amostra 4.1 (1500 rpm; 78 mm/min). O perfil 1 corresponde à primeira fila de indentações, o 2 à fila do meio e o perfil de dureza 3 encontra-se imediatamente abaixo do 2.

A comparação de todas as amostras, com o objetivo de averiguar qual a influência dos parâmetros de soldadura nos resultados de dureza, é efetuada através do perfil 2 das amostras 1.1, 2.1, 3.1 e 4.1 e pode ser observada na figura 35. Antes de mais, é importante referir que a comparação das soldaduras é apenas efetuada naquelas que possuem parâmetros comuns.

Assim, confrontando a amostra 1.1 (735 rpm/78 mm/min) com a amostra 2.1 (735 rpm; 290 mm/min) é possível verificar que as ZTA, ZTMA e ZN têm menor dureza no caso da amostra 1.1. Neste caso concreto devem ser atingidas menores temperaturas na amostra 2.1, pois é diminuído o rácio rotação/velocidade de avanço, podendo resultar numa maior dureza devido à menor dissolução de precipitados e formação de precipitados grosseiros.

É então possível concluir que a diminuição da dureza é inversamente proporcional à velocidade de avanço, mantendo a velocidade de rotação constante.

Comparando a amostra 2.1 com a amostra 3.1 (1000 rpm; 290 mm/min) observa-se uma diferença menor na dureza entre a ZTA e a ZTMA das duas amostras e o centro de ligação. No centro da soldadura a amostra 2.1 apresentou uma dureza superior à amostra 3.1; a causa possível poderá ser o resultado de uma maior dissolução de precipitados endurecedores devido às maiores temperaturas causadas pelo aumento de temperatura na amostra 3.1. Contudo a variação não é significativa e este aumento na velocidade de rotação, mantendo constante a velocidade de avanço, não tem um efeito endurecedor tão vincado como no caso anterior.

Comparando ainda a amostra 4.1 (1500 rpm; 78 mm/min) com a amostra 1.1 apenas existe uma dureza superior da amostra 4.1 no centro da soldadura. Não se observou esse efeito na ZTA e na ZTMA, exceto no lado esquerdo da dispersão de durezas da amostra 1.1. Portanto, mais uma vez pode afirmar-se que não existe um efeito significativo da velocidade de rotação na dureza.

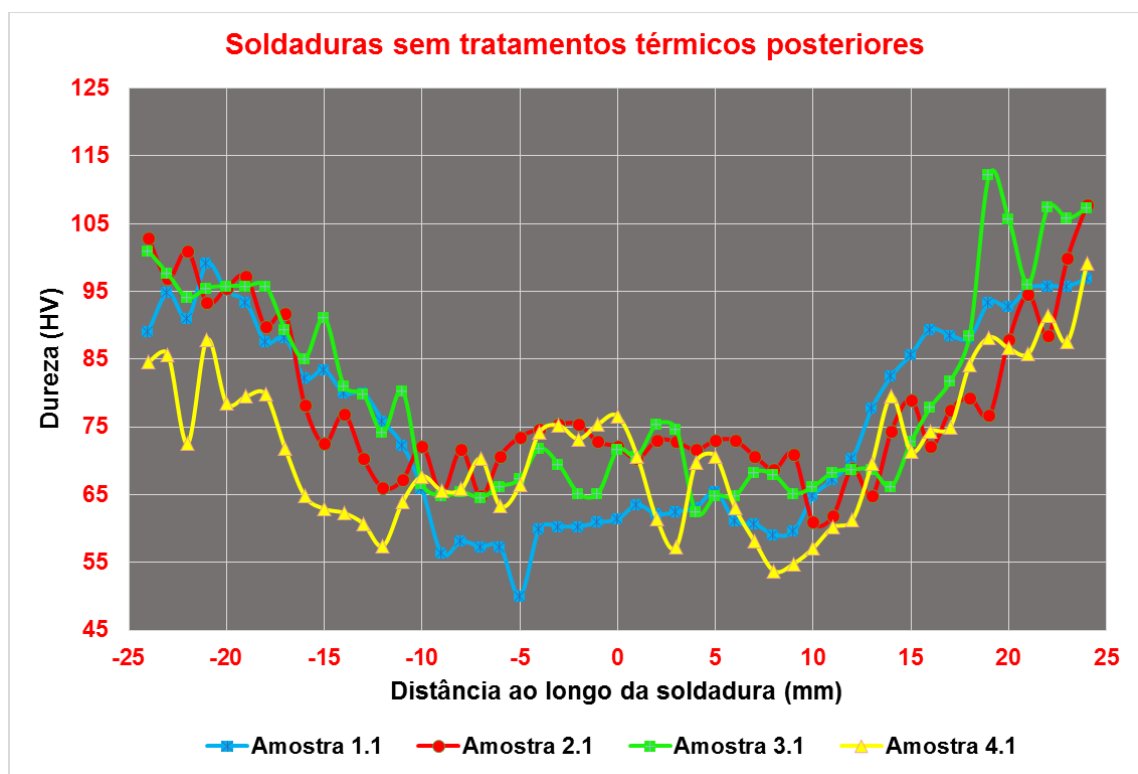


Figura 35: Comparação do perfil 2 (perfil do meio) de todas as soldaduras sem tratamento térmico.

O tratamento térmico T6 realizado nas soldaduras tinha como objetivo recuperar as propriedades mecânicas perdidas durante a soldadura. Como tal efetuou-se um tratamento completo para que o material de base e as restantes zonas apresentassem

uma dureza o mais uniforme possível. O resultado de dureza na secção transversal das amostras 1.2 (735 rpm; 78 mm/min), 2.2 (735 rpm; 290 mm/min), 3.2 (1000 rpm; 290 rpm) e 4.2 (1500 rpm; 78mm/min) é apresentado na figura 36. A variação de dureza apresentada foi obtida através da média de três perfis em cada uma das amostras. Pode verificar-se que a dureza não apresenta variações muito significativas entre as amostras. No entanto, existem observações possíveis como o abaixamento da dureza com o aumento da distância ao centro da soldadura.

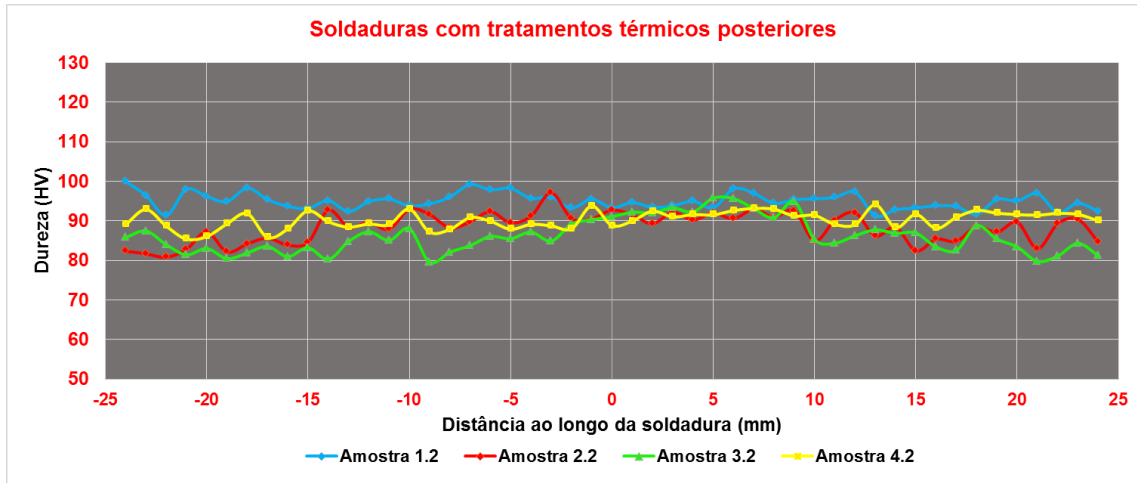


Figura 36: Variação média da dureza ao longo da secção transversal das amostras 1.2 (735 rpm; 78 mm/min), 2.2 (735 rpm; 290 mm/min), 3.2 (1000 rpm; 290 mm/min) e 4.2 (1500 rpm; 78 mm/min).

Foi ainda efetuada uma comparação da dureza após o tratamento com o perfil 2 de cada soldadura sem tratamento térmico (figura 37). Em todas as amostras é possível observar a recuperação da dureza das zonas afetadas pela soldadura. No entanto, no material de base é observado em algumas amostras uma dureza inferior à medida antes do tratamento térmico. Na figura 37 é apresentado o desvio padrão no caso das amostras com tratamento térmico, uma vez que a dureza apresentada é uma média de três perfis. O perfil 2 das amostras sem tratamento térmico foi selecionado e usado em todas as comparações por ser o perfil central. Nesses casos o perfil médio das durezas não resulta numa apresentação rigorosa de dureza no mesmo local devido à configuração em V das juntas.

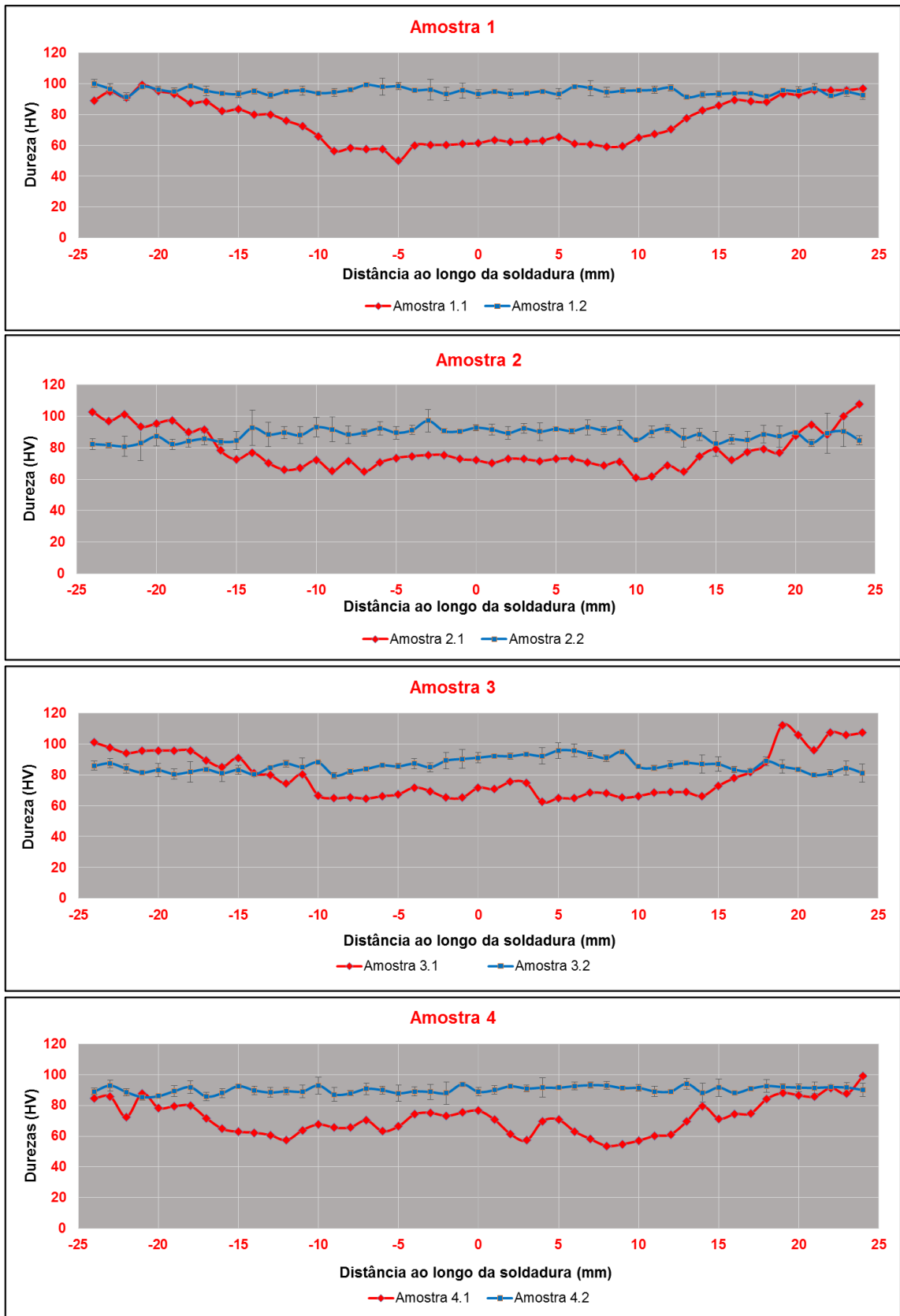


Figura 37: Comparação das amostras antes e depois do tratamento térmico. Amostra 1: 735 rpm; 78 mm/min; Amostra 2: 735 rpm; 290 mm/min; Amostra 3: 1000 rpm; 290 mm/min e Amostra 4: 1500 rpm; 78 mm/min.

9.4.2) Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração apresentam-se na tabela 7. Nessa tabela constam os resultados dos ensaios do Material de Base fornecidos pelo INEGI, das amostras que representam as juntas sem tratamento térmico e com tratamento térmico pós soldadura e, ainda, uma comparação com o que é referido pela bibliografia.

Tabela 7: Propriedades resultantes dos ensaios de tração em chapas de material de base, nas soldaduras realizadas no estado T6 sem tratamento térmico subsequente e nas mesmas amostras com tratamento térmico Pós – Soldadura.

	Tensão limite convencional de proporcionalidade (MPa)	Tensão de rotura à tração (MPa)	Extensão após rotura (%)
Material de Base	276	323	18
Amostras antes do Tratamento Térmico			
Amostra 1.1	145	200	4
Amostra 2.1	132	143	2
Amostra 3.1	128	141	2
Amostra 4.1	140	170	3
Amostras após Tratamento Térmico			
Amostra 1.2	240	241	2
Amostra 2.2	-	209	1
Amostra 3.2	-	237	2
Amostra 4.2	-	217	2
Propriedades observadas na bibliografia para a liga e Alumínio 6082-T6			
Moreira [7]	276	323	17
Aalco [31]	310	340	11

Em primeiro lugar é possível observar que os resultados para o Material de Base assemelham-se à primeira referência bibliográfica. Dessa forma seria desejável que os resultados dos ensaios de tração fossem os mais próximos possíveis dessa referência o que indicaria que a soldadura não afetou a resistência do material. No entanto, observa-se que as amostras das soldaduras sem tratamento térmico subsequente

perdem as propriedades originais, o que era de esperar tendo em conta o decréscimo de resistência já observado nos perfis transversais de dureza e os defeitos observados no centro da soldadura. Estes defeitos explicam o alongamento ter sido muito baixo em todas estas as soldaduras e ter ocorrido rotura sempre pela zona de ligação. Na figura 38 está apresentado um provete tracionado representativo da amostra 3.1 onde se pode verificar a rotura pela zona de ligação.

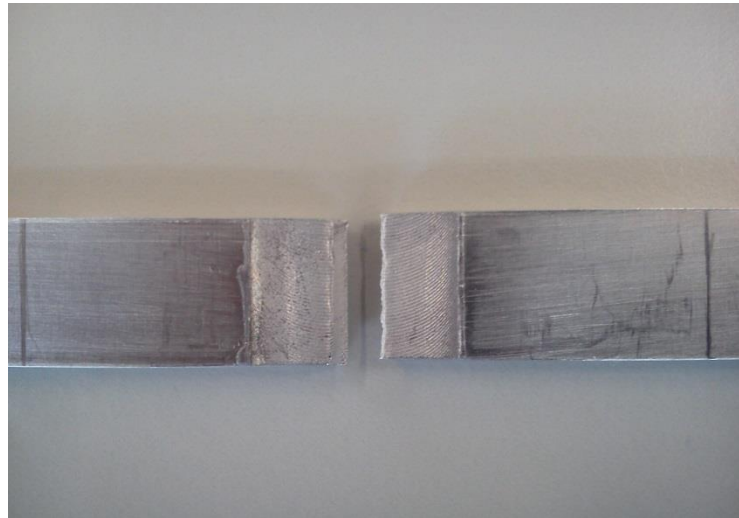


Figura 38: Provete tracionado da amostra 4.1.

A dimensão dos defeitos não permite tecer considerações sobre o efeito das condições de processamento nas propriedades de tração destas soldaduras.

Por outro lado, da observação da tabela 7, é possível observar os resultados obtidos nos ensaios de tração das soldaduras após tratamento térmico, amostras 1.2, 2.2, 3.2 e 4.2. Esses resultados não foram satisfatórios e na maioria das situações não foi possível obter a tensão limite convencional de proporcionalidade. O alongamento obtido em todas as amostras foi semelhante ao que se observa nas mesmas amostras sem tratamento térmico, ficando muito aquém das características do material de base. Apenas se observou uma subida da tensão de rotura à tração nas amostras com tratamento pós-soldadura comparativamente às mesmas amostras antes do tratamento térmico. Estes resultados são coerentes com o aumento de dureza que se observa após o tratamento térmico.

Neste caso também não é possível concluir nada sobre a influência dos parâmetros nestes resultados uma vez que as amostras detinham grandes defeitos internos. Todos os provetes romperam pela zona de ligação, análogo ao que aconteceu antes dos tratamentos térmicos.

10. Conclusões

Neste trabalho foi analisada a estrutura e propriedades mecânicas de juntas de alumínio obtidas por Soldadura por Fricção Linear. A análise dos resultados permitiu retirar as seguintes conclusões:

Houve uma afinação do tamanho de grão na ZTMA e na ZN. A causa deverá ter sido a ocorrência de recristalização dinâmica no centro da soldadura que se estendeu à ZTMA, devido às elevadas temperaturas e deformação plástica. Os mapas EBSD propõem a existência de grãos na ZTMA com tamanho pouco maior do observado na ZN.

Ocorreu uma diminuição progressiva da dureza a partir da ZTA até um mínimo, que marca a transição para a ZTMA. Esta variação da dureza deverá ser o resultado de uma variação de precipitação ao longo da junta com dissolução dos precipitados de endurecimento e formação de precipitados grosseiros, que justifiquem o amaciamento local. A ZN apresentou uma ligeira subida da dureza, comparativamente àquelas zonas, mas inferior ao MB. O endurecimento provocado pela deformação e afinação do tamanho de grão é ultrapassado pelo amaciamento resultante da recristalização dinâmica e, fundamentalmente, da alteração de morfologia e tamanho dos precipitados.

Relativamente às soldaduras com tratamento térmico posterior, ocorreu, na generalidade dos casos, um crescimento anormal de grão na ZTMA e ZN e uma subida da dureza nas zonas que tinham sido afetadas pela soldadura. A dureza apresentada foi uniforme ao longo de toda a secção transversal da soldadura, devido aos precipitados endurecedores que se deverão ter formado durante o envelhecimento.

Por último os ensaios de tração revelaram resultados muito abaixo daquilo que era esperado para as ligas 6082-T6. Todos os provetes romperam pela zona de união, muito provavelmente devido aos defeitos que as soldaduras apresentaram.

11. Sugestões de Trabalho Futuro

Este trabalho permitiu definir condições de observação microestrutural e análise mecânica que permitem uma caracterização de juntas de alumínio unidas por Soldadura por Fricção Linear. No entanto, a análise pode ser mais completa e são apontadas várias sugestões daquilo que ainda pode ser estudado no sentido de aprofundar a caracterização metalográfica neste tipo de juntas.

Em primeiro lugar, pode efetuar-se um estudo EBSD ao longo de toda a secção transversal da soldadura, para comparar-se a evolução do tamanho de grão quer no

lado de avanço, quer no lado de recuo e, eventualmente, comparar os resultados com parâmetros de soldadura variáveis. O mesmo estudo poderia ser realizado ao longo da ZN, isto é, estudando a evolução do tamanho de grão na zona em contacto com o encostador até à zona em contacto com a placa de apoio. Os estudos sobre a evolução da textura poderão ser complementados se forem observados mais campos. O recurso às técnicas de caracterização por Microscopia Eletrónica de Transmissão (TEM) permitiria analisar o efeito da soldadura no tamanho e distribuição dos precipitados, comprovando as sugestões mencionadas sobre a evolução de dureza ao longo da secção transversal da soldadura. Com esta técnica poderia também ser analisada a distribuição das deslocações no interior dos grãos e a evolução das fronteiras com o processo de recristalização dinâmica.

A utilização de um nanoindentador permitiria aprofundar o estudo da evolução da dureza nas zonas de transição.

Finalmente, a utilização das chapas no estado solubilizado para execução das soldaduras, seguindo-se têmpera imediata e envelhecimento artificial, poderia resultar numa melhoria das propriedades mecânicas das soldaduras além de ser um processo mais económico, poupando o tratamento T6 previamente executado.

Referências

1. Moreira, P., et al., *Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6*. Materials & Design, 2009. **30**(1): p. 180-187.
2. Koumoulos, E.P., et al., *Nanomechanical properties of friction stir welded AA6082-T6 aluminum alloy*. Materials Science and Engineering B, 2011. **176**(19): p. 1585-1589.
3. Cavaliere, P., et al., *Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082-AA2024 joints produced by friction stir welding*. Materials & Design, 2009. **30**(3): p. 609-616.
4. A., E.-D. and E.-R. M., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 AA in as welded and post weld heat treated conditions*. Materials & Design, 2013. **46**: p. 561-572.
5. Lakshminarayanan, A.K. and V. Balasubramanian, *Process parameters optimization for friction stir welding of RDE-40 aluminium alloy using Taguchi technique*. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008. **18**(3): p. 548-554.
6. Jayaraman, M., et al., *Optimization of process parameters for friction stir welding of cast aluminium alloy A319 by Taguchi method*. Journal of Scientific and Industrial Research, 2009. **68**(1): p. 36.
7. Moreira, P., *FSW, optimization and joint strength prediction based on the Taguchi and Artificial Neural Network methods*, in *1st year progress report 2009*, INEGI, Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial: Porto.
8. Brent L. Adams and R.W. Armstrong, *Materials Characterization*. 9 edition ed. Vol. 10 - Metals Handbook. 1998, United States of America: ASM International. p. 142, 624.
9. Voort, G.F.V. and B. Ltd., *Color Metallography*, in *Volume 9: Metallography and Microstructures*. 2004, ASM International. p. 493-512.
10. Leng, Y., *Materials Characterization: Introduction to microscopic and spectroscopy methods*. 2008, Hong Kong: John Wiley & Sons (Asia) Pte Ltd.
11. Sá, C., *Caraterização morfológica, microestrutural e micranalítica de materiais por: Microscopia Eletrónica de Varrimento e Microanálise por Raios-x*. 2006, CEMUP - Centro de Materiais da Universidade do Porto.
12. **CAPÍTULO 4 – TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO DE REVESTIMENTOS FINOS**. 03/05/2013]; Available from: <http://repositorium.sdum.uminho.pt/bitstream/1822/3280/5/Cap%C3%ADtulo%204.pdf>.
13. Laigo, J., et al., *SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD characterization of carbides in HP type heat resistant alloys*. Materials Characterization, 2008. **59**(11): p. 1580-1586.
14. Humphreys, F.J., *Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD)*. Scripta Materialia, 2004. **51**(8): p. 771-776.
15. Schwartz, A.J., M. Kumar, and B.L. Adams, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, Springer, Editor 2000: New York. p. 2.
16. Starke Jr, E.A., *Aluminum Alloys: Properties and Applications*, in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition)*, K.H.J. Buschow, et al., Editors. 2001, Elsevier: Oxford. p. 114-116.
17. Adams, J.H., et al., *Properties and Selection: Nonferrous and Special-Purpose Materials*, 1992, ASM International Handbook. p. 3,40,111.
18. Cerri, E. and P. Leo, *Influence of severe plastic deformation on aging of Al-Mg-Si alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2005. **410-411**: p. 226-229.
19. Teichmann, K., et al., *TEM study of β' precipitate interaction mechanisms with dislocations and β' interfaces with the aluminium matrix in Al-Mg-Si alloys*. Materials Characterization, 2013. **75**: p. 1-7.

20. Borrego, L.P., et al., *Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys*. Engineering Failure Analysis, 2004. **11**(5): p. 715-725.
21. Sauvage, X., et al., *Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al–Mg–Si and Al–Mg–Sc alloys*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **491**(1–2): p. 364-371.
22. Simar, A., et al., *Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: Process, microstructure and properties*. Progress in Materials Science, 2012. **57**(1): p. 95-183.
23. Dahle, A.K., *Aluminum Alloys, Heat Treatment of*. Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition), 2001: p. 111-113.
24. Totten, G. and S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum*, in *Physical Metallurgy and Processes*, M. DEKKER, Editor 2003: New York. p. 240-241, 266- 267, 277-280, 894-895, 925, 250-244.
25. Jacobs, M.H., *TALAT Lecture 1204: Precipitation Hardening*, 1999, The University of Birmingham: UK.
26. Edwards, G.A., et al., *The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys*. Acta Materialia, 1998. **46**(11): p. 3893-3904.
27. Murayama, M. and K. Hono, *Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys*. Acta Materialia, 1999. **47**(5): p. 1537-1548.
28. Jacobs, M.H., *TALAT Lecture 1203: Phase Diagrams*, 1999, The University of Birmingham,: UK.
29. Erickson, W.H., N.A. Gjostein, and G. Krauss, *Volume 3- Alloy Phase Diagrams*, 1992, ASM Handbook. p. 1537.
30. Mrówka-Nowotnik, G., J. Sieniawski, and M. Wierzińska, *Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy*. International Scientific Journal, 2007. **28**: p. 69-76.
31. *Company Profile, Stainless Steel, Aluminium, Copper, Brass & Bronze, General Data*, Aalco, Editor 2011: UK.
32. Mishra, R.S. and M.W. Mahoney, *Friction Stir Welding and Processing*. 2007, Ohio: ASM International.
33. Mishra, R.S. and Z.Y. Ma, *Friction stir welding and processing*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2005. **50**(1–2): p. 1-78.
34. Kumbhar, N., G. Dey, and K. Bhanumurthy, *Friction Stir Welding of Aluminium Alloys*. BARC NEWSLETTER, 2011. **321**: p. 11-17.
35. Kvaččaj, T. and R. Bidulský, *Aluminium Alloys, Theory and Applications*, 2011, InTech: Croatia. p. 73-76.
36. Mohamadreza, N., S. Abbas, and Y. Spiro, *Taguchi Optimization of Process Parameters in Friction Stir Welding of 6061 Aluminum Alloy: A Review and Case Study*. Scientific Research, 2011. **3**: p. 144-155.
37. Nandan, R., T. DebRoy, and H. Bhadeshia, *Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties*. Progress in Materials Science, 2008. **53**(6): p. 980-1023.
38. *Friction Stir Welding - Technical Handbook*, ESAB AB, Welding Automation: Sweden, <http://www.esab.de/de/de/support/upload/FSW-Technical-Handbook.pdf>.
39. T., W.M., K.I. J., and C.S. W., *Friction Stir Welding - Recent Developments in Tools and Process Technologies*. Advanced Engineering Materials 2003. **5**.
40. Attallah, M., *Microstructure property development in friction stir welds of aluminum based alloys*, 2007, University of Birmingham. p. 65-66, 87-91.
41. Parida, B., et al., *Study of Mechanical and Micro-structural Properties of Friction Stir Welded Al-Alloy*. International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering, 2012. **2**(10): p. 307-312.
42. Carron, D., et al., *Modelling of precipitation during friction stir welding of an Al-Mg-Si alloy*. TECHNISCHE MECHANIK, 2009. **1-3**(30): p. 29- 44.

43. *Recristalização in Ciência de Materiais*, Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais-FEUP: .
44. Fonda, R., et al., *Initial Microstructural Evolution during Friction Stir Welding*, 2007, DTIC Document.
45. Sato, Y.S., et al., *Microtexture in the friction-stir weld of an aluminum alloy*. Metallurgical and Materials Transactions 2001. **32**(4): p. 941-948.
46. Krishnan, M.M., *Overview of the Effect of Post Welded Heat Treatment on Friction Stir Welding Of Aluminum Alloys*. International Journal of Engineering and Innovative Technology (IJEIT), 2013. **2**(9): p. 76-80.
47. Elangovan, K. and V. Balasubramanian, *Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints*. Materials Characterization, 2008. **59**(9): p. 1168-1177.
48. Reddy, G.M., et al., *Microstructure and mechanical property correlations in AA 6061 aluminium alloy friction stir welds*. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2009. **62**(1): p. 49-58.
49. Lin, C.-Y., T.-S. Lui, and L.-H. Chen, *A Study of Microstructural Stability of Friction Stir Welded Joints of Al-Mg Alloys during Subsequent Thermal Exposure*. Light Metals 2012, 2012: p. 527-532.
50. Gibson, B.T., et al., *Friction stir welding: Process, automation, and control*. Journal of Manufacturing Processes, 2013.
51. Dawes, C.J., *Lecture 4410 - Friction Stir Welding*. TALAT, 1999.
52. Adams, J.H., et al., *Metallography and Microstructures*, 1992, ASM Handbook.: United States of America. p. 708, 712-713, 713-717.