

**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E
INDÚSTRIAL**

**Aplicação de Ensaios Não Destrutivos por Correntes Induzidas à
Caracterização de Propriedades Eléctricas de Materiais Processados
no Estado Sólido**

João Pedro Galante Faria

Dissertação apresentada na Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica

Orientador: Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos

Co-Orientador: Doutora Rosa Maria Mendes Miranda

Outubro de 2010

Agradecimentos

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho, o meu profundo agradecimento. Em especial:

Ao Professor Telmo Jorge Gomes dos Santos por me ter dado a oportunidade de fazer este trabalho com ele e por todo o apoio, ajuda incansável e disponibilidade que mostrou durante toda a realização do mesmo.

À Professora Rosa Maria Mendes Miranda pela disponibilidade e ajuda decisiva na discussão dos resultados obtidos e pela ajuda prestada na revisão deste trabalho.

Ao Sr. António Campos e ao Sr. Paulo Magalhães pela ajuda dada e companhia prestada na realização de todo o trabalho oficial e experimental desta tese.

Ao Engenheiro Sérgio Nascimento e ao Sr. Luís Fernandes da TAP-ME, pela disponibilidade mostrada e por terem cedido equipamento da TAP-ME para a obtenção de alguns valores necessários para a realização deste trabalho.

À minha prima, Doutora Vanda Santos pela ajuda que me deu na revisão ortográfica deste trabalho de mestrado.

À minha família, especialmente aos meus pais por todo o apoio e preocupação diária que demonstraram e força que me deram, durante a realização deste trabalho e principalmente durante toda a minha formação universitária.

Aos meus amigos, nomeadamente ao Miguel Carvalho e Nuno Boavida, pela ajuda, companhia e apoio que me deram, durante todos os momentos fossem de lazer, fossem de trabalho em que eu estive a realizar esta tese de mestrado.

À Raquel por todo o apoio, força, motivação e companhia prestada na fase final desta tese e pela grande ajuda que me deu na sua revisão.

Resumo

O processamento de materiais no estado sólido, nomeadamente a soldadura e o processamento por fricção linear, permite modificar a microestrutura do material melhorando as suas propriedades mecânicas. A condutividade eléctrica também é alterada, embora este fenómeno não seja explorado como mais-valia tecnológica ou aplicação industrial. A caracterização dos campos de condutividade, assim como a compreensão dos fenómenos metalúrgicos que lhe estão na origem também não está convenientemente descrita. No entanto, esta informação é fundamental quando se pretende aplicar ensaios não destrutivos por métodos eléctricos.

O objectivo deste trabalho é caracterizar e compreender as variações dos campos de condutividade eléctrica em diferentes ligas de alumínio processadas no estado sólido.

Foram realizados ensaios de processamento por fricção linear nas ligas AA1100, AA7075-T6, AA6061-T6, AA5083-H111 e AlScMg com diferentes parâmetros. Desenvolveram-se os meios laboratoriais para caracterizar os perfis de condutividades a diferentes profundidades, e esses resultados foram comparados com a análise metalográfica e de dureza.

Verificou-se que as variações de condutividade são significativas em algumas condições de processamento, mas quase nulas noutras, tendo-se identificado os fenómenos responsáveis por esse comportamento.

Os perfis de condutividade reproduzem com rigor as diferentes zonas do material processado, e encontrou-se uma estreita correlação com os perfis de dureza.

Palavras-Chave

Processamento no estado sólido

Processamento por fricção linear

Condutividade eléctrica

Correntes induzidas

Ligas de alumínio

Abstract

Solid state processing of materials, including welding and friction stir processing, allows to modify the microstructure of the material by improving their mechanical properties. The electrical conductivity is also changed, although this phenomenon is not operated as value-added technological or industrial application. The characterization of conductivity fields, as well understanding of microestructural evolution underneath is not properly described. However, this information is critical for the application of nondestructive test for electrical methods.

The aim of the present study is to characterize and understand the variations of electrical conductivity fields in different aluminum alloys processed by friction stir.

Tests were performed by friction stir in alloys AA1100, AA7075-T6, AA6061-T6 and AA5083-H111 AlScMg with different parameters. Laboratory methods were developed to characterize the conductivity profiles at different depths, and these results were compared with the metalografic analysis and hardness.

It was found that the conductivity variations are significant in some processing conditions, but almost no effect was seen in other, having been identified phenomena responsible for this behavior. The conductivity profiles accurately reproduce the different areas of the processed material, and was found a close correlation with the hardness profiles.

Key-Words

Processing of solid materials

Friction stir processing

Electric conductivity

Induced currents

Alluminium alloys

Índice

Agradecimentos	i
Resumo.....	iii
Palavras-Chave	iii
Abstract	v
Key-Words.....	v
Índice	vii
Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas.....	xv
Nomenclatura.....	xvii
Nomenclatura Romana	xvii
Nomenclatura Grega.....	xvii
Siglas.....	xix
Capítulo 1 - Introdução	1
1.1 Estado da Arte e Motivação	1
1.2 Resumo Alargado	2
1.2.1 Objectivos Tecnológicos e Científicos	2
1.2.2 Trabalho Realizado	3
1.2.3 Resultados Obtidos e Conclusões	5
1.3 Estrutura da tese	5
Capítulo 2 - Revisão do Estado da Arte.....	7
2.1 Introdução	7
2.2 Ensaio não Destrutivos	7
2.2.1 Considerações Gerais	7
2.2.2 Principais Técnicas de Ensaio não Destrutivos e Seus Princípios de Funcionamento ...	8
2.3 Ensaio Não Destrutivos por Correntes Induzidas	9
2.3.1 Princípio dos Ensaio Não Destrutivos por Correntes Induzidas	9
2.3.2 Variáveis com Influência no Ensaio	10
2.4 Condutividade Eléctrica de Materiais Processados no Estado Sólido.....	13
2.4.1 Considerações Gerais	13
2.4.2 Condutividade Eléctrica e Factores de Influência desta nos Metais.....	16
2.5 Soldadura e Processamento por Fricção Linear.....	17
2.5.1 Processo de Soldadura por Fricção Linear	17
2.5.2 Processamento por Fricção Linear	18

2.5.3	Parâmetros do Processo	19
2.5.4	Zonas Processadas	21
2.5.5	Propriedades Modificadas pelo Processo	23
2.5.6	Defeitos derivados da soldadura e processamento por fricção linear	33
2.6	Síntese do Capítulo	34
Capítulo 3 - Desenvolvimento de Sistema de END por CI para a Medição de Condutividade Eléctrica		35
3.1	Introdução	35
3.2	Vista Global	35
3.3	Sondas de Correntes Induzidas	36
3.4	Chassis de Posicionamento e Locomoção das Sondas	37
3.5	Dispositivo de controlo do motor passo-a-passo	40
3.6	Electrónica de Geração, Aquisição e Condicionamento de Sinal	40
3.7	Software de END Dedicado	42
3.8	Síntese do Capítulo	44
Capítulo 4 - Descrição do trabalho experimental		45
4.1	Introdução	45
4.2	Justificação do procedimento experimental	45
4.3	Caracterização de Material Base	47
4.4	Primeira fase: variação da condutividade eléctrica com a deformação plástica	48
4.5	Caracterização do equipamento de PFL	51
4.6	Segunda fase: variação da condutividade eléctrica com a temperatura de processamento e tamanho de grão	53
4.7	Terceira fase: variação da condutividade eléctrica com a temperatura, tamanho de grão e precipitados	55
4.8	Quarta fase: variação da condutividade com a sobreposição do cordão de soldadura	57
4.9	Quinta fase: Variação da condutividade eléctrica em função da profundidade de material	59
4.10	Preparação do material para as análises macrográficas e micrográficas	60
4.11	Descrição da medição de micro-dureza	61
4.12	Descrição da medição da condutividade eléctrica	63
4.13	Síntese do Capítulo	65
Capítulo 5 - Apresentação e discussão de resultados		66
5.1	Introdução	66
5.2	Alteração da condutividade eléctrica em função da deformação plástica (primeiro conjunto de ensaios)	67

5.3	Alteração da condutividade eléctrica em função da temperatura de processamento e do tamanho de grão (segunda fase do conjunto de ensaios)	72
5.4	Alteração da condutividade eléctrica em função da temperatura, tamanho de grão e precipitados (terceira fase do conjunto de ensaios).....	77
5.4.1	Resultados para a liga AA6061-T6.....	77
5.4.2	Resultados para a liga AA7075 – T6	84
5.4.3	Resultados para a liga AA5083-H111	91
5.4.4	Resultados para AlScMg.....	96
5.5	Síntese de resultados	97
5.6	Variação da condutividade eléctrica em chapas processadas com sobreposição de pistas (quinta fase do plano de ensaios)	99
5.7	Síntese do capítulo	109
Capítulo 6 -	Conclusões e Desenvolvimentos Futuros.....	111
6.1	Introdução	111
6.2	Conclusões.....	111
6.3	Desenvolvimentos futuros	113
Bibliografia	115
Anexo A – Métodos de END considerados mais importantes		i
A1 – Líquidos Penetrantes.....		i
A2 – Partículas Magnéticas		ii
A3 – Métodos Radiológicos.....		iii
A4 – Métodos por ultra – Sons.....		iv
Anexo B – Algoritmo Matlab para representação gráfica.....		i
Anexo C – Desenhos técnicos dos componentes da mesa XY projectados e produzidos.....		i
C1 – Desenho técnico fixador da correia		i
C2 – Desenho técnico suporte da Roldana		ii
C3 – Desenho técnico suporte da mola		ii
C4 – Desenho técnico do suporte dos braços.....		iii
Anexo C – Reagente de Keller		v
Anexo D – Fotomicrografias e fotomicrografias do fim dos cordões processados a quente e a frio ...		vii
D1 - AA7075 processado a quente		vii
D2 - AA7075 processado a frio.....		viii
D3 - AA6061 processado a quente.....		ix
D4 - AA6061 processado a frio.....		x
D5 - AA5083 processado a quente.....		xi
D6 - AA5083 processado a frio.....		xii

D7 - AA1100 processado a quente	xiii
D8 - AA1100 processado a frio	xiv
D9 - AA1100 X2.....	xv
D10 - AA1100 X4.....	xvi
D11 – AA1100 OL meio.....	xvii
D12 – AA1100 OL=1.....	xviii
D13 – AA1100 OL=2.....	xix
Anexo E – Descrição de alguns métodos de processamento de material no estado sólido	xxi
E1 – Friction Hydro Pillar Processing	xxi
E2 – Friction Spot Welding	xxi
E3 – Friction Stir Surfacing.....	xxii

Índice de Figuras

Figura 2.1 - Princípio do método de END por CI [7]	9
Figura 2.2 - Representação esquemática do vector impedância eléctrica, [7]	10
Figura 2.3 - Representação da intensidade das CI no material a testar[7]	11
Figura 2.4 - Variação da profundidade de penetração em função da frequência de ensaio (AA1100) 11	
Figura 2.5 – Efeito de pequenas adições de vários elementos sobre a resistividade eléctrica do cobre à temperatura ambiente [7].....	16
Figura 2.6 - Variação da Condutividade com a Temperatura da liga de alumínio AA1100	17
Figura 2.7 - Modo de Funcionamento de Soldadura por Fricção Linear [22]	18
Figura 2.8 - Ferramenta de PFL	19
Figura 2.9 - Pinos utilizados em SFL [1] e [28].....	21
Figura 2.10 - Zonas Afectadas pelo processamento no estado sólido [1]	22
Figura 2.11 - Distribuição do tamanho de grão em vários pontos do <i>nugget</i> do AA7050.....	24
Figura 2.12 - Perfil de Tensões Residuais medido por vários métodos	27
Figura 2.13 - Perfil de Dureza para uma secção processada por fricção linear da liga AA6061, [5].....	28
Figura 2.14 - Perfil de dureza para o alumínio AA6063-T5, [1,36]	29
Figura 2.15 - Gráficos tensão-extensão feitos nas ligas de alumínio A319 e A356 antes e depois do processamento por fricção linear; a)A319; b)A356 [40].....	31
Figura 2.16 – Perfil de condutividade a diferentes profundidades na junta de SFL da liga AA7075-T6 maquinada em rampa	32
Figura 2.17 - Defeitos típicos em cordões de SFL de juntas topo-a-topo: a) Rebarba do lado em avanço; b) Vazios do lado em avanço; c) Alinhamento de partículas na superfície; d) Estrias; e) Abatimento superficial; f) Abatimento da raiz do cordão; g) Defeito de falta de penetração na raiz; h) Alinhamento de partículas na raiz do cordão. [7].....	33
Figura 3.1 - Vista global do sistema de END; A) Computador; B) Mesa XY; C) Placa de aquisição de dados; D) Gerador de sinais; E) Circuito de ligação entre os terminais da sonda e os terminais da placa de aquisição de dados; F) Resistência eléctrica calibrada em série com a excitação para a medição de corrente; G) Caixa de excitação do motor passo-a-passo.....	36
Figura 3.2 - Sondas de inspecção; a)Sonda C10; b) Sonda Olympus (vista lateral); c) Sonda Olympus (Vista de cima).....	37
Figura 3.3 – Modelação geométrica da Mesa XY; a) Vista de Frente; b) Vista de perspectiva.....	38
Figura 3.4 – Protótipo laboratorial do sistema de END; a) Vista de Frente; b) Vista de perspectiva... 38	
Figura 3.5 - Mesa XY com porta sondas adaptado à sonda Olympus; a) Vista geral; b) Suporte sonda.	39
Figura 3.6 - Mesa XY com porta sondas adaptado á sonda C10 e C20;	39
Figura 3.7 - Independência dos braços do suporte.....	40
Figura 3.8 – Detalhe do dispositivo de excitação do motor passo-a-passo; a) Dispositivo de excitação; b) Constituição do dispositivo de excitação.....	40
Figura 3.9 – Circuito electrónico de geração e condicionamento de sinal	42
Figura 3.10 - Interface do programa de locomoção da mesa XY; Zona vermelha A: Definição de posição da sonda; Zona amarela B: Definições de deslocamento e aquisição de dados; Zona laranja C: Opções de gravação de dados e notas; Zona azul D: Imagem e posição da sonda; Zona verde E: Representação gráfica da parte real e imaginária da impedância eléctrica da sonda.	43
Figura 3.11 – Código desenvolvido em Labview para a criação do programa de movimentação da mesa e aquisição de dados.	43

Figura 3.12 - Ficheiro *.txt criado pelo software de END com toda a informação acerca do ensaio. ...	44
Figura 4.1 - Fotomicrografias da estrutura cristalográfica da liga AA1100 em várias direcções relativamente ao sentido de extursão; a) Longitudinal à direcção de extursão; b) Transversal à direcção de extursão; c) Vista de cima em relação à direcção de extursão.....	48
Figura 4.2 – Equipamento utilizado para o corte dos paralelepípedos; a) Serra de fita; b) Serra de disco da marca ATA modelo Brilliant 221.....	49
Figura 4.3 – Diferentes ligas de alumínio deformadas plasticamente.	50
Figura 4.4 – Equipamento e Processo de deformação; a) Prensa Hidráulica; b) Processo de deformação plástica.	51
Figura 4.6 - Fresadora convencional de quatro eixos de accionamento mecânico da marca Jafo Jarocin	52
Figura 4.7 - Ferramenta de Fricção Linear utilizada em todos os ensaios de PFL.....	53
Figura 4.8 - Critério de classificação da temperatura de processamento por PFL e SFL.....	54
Figura 4.9 - Processo de PFL	55
Figura 4.10 – Chapas de alumínio da liga 1100 processadas por PFL; a) Cordão de Soldadura a quente; b) Cordão de Soldadura a frio.	55
Figura 4.11 – Chapas processadas por PFL; a) AA5083; b) AA6061; c) AA7075.....	56
Figura 4.12 - Cortes efectuados em chapas de AlScMg, para a realização de medições de condutividade; a) Vista geral; b) Vista em pormenor	56
Figura 4.13 - Esquema dos vários <i>overlapings</i> aplicados nos provetes de ensaio.	57
Figura 4.14 - Chapas processadas com <i>overlapping</i> conforme esquematizado na Figura 4.13.....	58
Figura 4.15 - Esquematisação do cordão com passagens em duas direcções e OL = 0.	58
Figura 4.16 - AA1100 processadas com OL = 0 a) 2 passagens em direcções opostas; b) 4 passagens na mesma direcção.....	58
Figura 4.17 – Esquema das chapas nas várias fases da maquinação; a) Chapa original com limites de corte para realização de macros; b) Chapa cortada sem início e fim de cordão de soldadura; c) Chapa maquinada em rampa.	59
Figura 4.18 - Chapas de diferentes ligas de alumínio processadas em rampa; AA1100 (zonas a vermelho, verde e roxo); AA5083-H111 (zona a azul); AA6061-T6 (Zona a amarelo); AA7075-T6 (zona a laranja).....	60
Figura 4.19 – Cortes transversais nas chapas, embutidas em resina, para realização de macrografias.	61
Figura 4.20 - Microscópio Olympus modelo CX40RF200, com câmara acoplada, modelo DP21 U-CMAD3 onde se realizaram as micrografias.....	61
Figura 4.21 - Micro-Durometro Mitutoyo HM112 Serial s/n 100010904	62
Figura 4.22 - Representação das distâncias de identificações de acordo com a norma ISO 6507-1.....	63
Figura 4.23 - Variação da profundidade de penetração com a frequência de inspecção para cada tipo de liga de alumínio	64
Figura 5.1 - Variação da condutividade eléctrica em função da extensão.....	68
Figura 5.2 - Variação da dureza em função da extensão.....	69
Figura 5.3 - Micrografias AA1100 embutidas; a) e b) Fotomicrografia dos corpos de prova com condutividade de 53%IACS c) e d) Fotomicrografia dos corpos de prova com condutividade de 55%IACS.....	69
Figura 5.4 - Perfil de condutividade e dureza resultante do alumínio AA1100 processado a Quente .	74
Figura 5.5 - Perfil de condutividade e dureza resultante do alumínio AA1100 processado a Frio	74

Figura 5.6 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente e correspondentes ao início do cordão processado	75
Figura 5.7 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a Frio e correspondentes ao início do cordão processado	76
Figura 5.8 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA6061 - T6 processado a Quente	79
Figura 5.9 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA6061 - T6 processado a Frio.	79
Figura 5.10 - Perfil de condutividade eléctrica da liga AA6061 para Z =-2 mm e Z = -3 mm	80
Figura 5.11 – Fotomicrografias da liga AA6061-T6 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado	81
Figura 5.12 – Fotomicrografias da liga AA6061-T6 processada a frio correspondentes ao início do cordão processado	82
Figura 5.13 - Comparação dos perfis de condutividade entre o início e o meio do cordão da liga AA6061 a frio.....	83
Figura 5.14 - Variação da condutividade eléctrica ao longo da rampa AA6061 - T6 processada a frio	84
Figura 5.15 - Esquema da chapa maquinada em rampa com as respectivas fotomicrografias da secção do cordão	84
Figura 5.16 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA7075 - T6 processado a Quente.....	87
Figura 5.17 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA7075 - T6 processado a Frio	87
Figura 5.18 – Fotomicrografias da liga AA7075-T6 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado	88
Figura 5.19 – Fotomicrografias da liga AA7075-T6 processada a frio correspondentes ao início do cordão processado	89
Figura 5.20 - Comparação dos perfis de condutividade entre o início e o meio do cordão da liga AA7075 a quente.....	90
Figura 5.21 - Variação da condutividade eléctrica ao longo da rampa AA7075 - T6	91
Figura 5.22 – Representação do campo de condutividade eléctrica na secção transversal do cordão de PFL da liga AA7075 - T6 processada a quente.....	91
Figura 5.23 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA5083 – H111 processado a Quente.....	93
Figura 5.24 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA5083 – H111 processado a Frio	93
Figura 5.25 - Fotomicrografias da liga AA5083-H111 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado	94
Figura 5.26 – Fotomicrografias da liga AA5083-H111 processada a Frio correspondentes ao início do cordão processado	95
Figura 5.27 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AlScMg.....	96
Figura 5.28 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AlScMg.....	96
Figura 5.29 - Comparação relativa das variações de condutividade eléctrica de todas as ligas processadas a quente.....	97
Figura 5.30 - Comparação relativa das variações de condutividade eléctrica de todas as ligas processadas a frio.....	98
Figura 5.31 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (2X)	100
Figura 5.32 – Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (4X)	101

Figura 5.33 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (2 passagens).....	102
Figura 5.34 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (4 passagens).....	103
Figura 5.35 - Afectação das zonas em termos de grão e de temperatura	104
Figura 5.36 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=0.5)	105
Figura 5.37 – Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=1)	105
Figura 5.38 – Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=2)	106
Figura 5.39 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 0.5).....	107
Figura 5.40 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 1).....	108
Figura 5.41 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 2).....	109
Figura A1 – Ilustração do método de END por Líquidos Penetrantes; a) Esboço da peça com defeito; b) Colocação do Penetrante; c) Absorção do penetrante pelo defeito; d) Colocação do revelador, [10] i	
Figura A2 – Esquematização do funcionamento do método de END por partículas magnéticas, e do sentido de deslocação do fluxo magnético, [10].....	ii
Figura A3 - Desvio do fluxo magnético para contornar o defeito, [9].....	iii
Figura A4 - Esquema de funcionamento de END por Raios – X [10]	iv

Índice de Tabelas

Tabela 2.1 - Algumas das variantes dos principais métodos de END [8]	9
Tabela 3.1 - Parâmetros das Sondas de Inspeção	37
Tabela 3.2 - Parâmetros da Sonda de inspeção Olympus	37
Tabela 3.3 - Características técnicas da mesa XY	40
Tabela 4.1 - Composição química das várias ligas de alumínio (% de peso) [43].....	47
Tabela 4.2 - Valores de dureza e condutividade eléctrica para as diferentes ligas de alumínio [43]...	47
Tabela 4.3 - Tipos de ligas de alumínio usadas para este ensaio	49
Tabela 4.4 - Valores máximos de extensão efectiva obtidos em cada liga de alumínio.....	51
Tabela 4.5 - Características da Ferramenta de Fricção Linear	53
Tabela 4.6 - Profundidade de penetração para cada liga quando inspeccionada a 150 KHz.	64
Tabela 5.1 - Extensões obtidas em cada uma das amostras para cada tipo de liga de alumínio em estudo.....	71
Tabela 5.2 - Síntese quantitativa dos resultados obtidos	97
Tabela 5.3 - Representação esquemática da variação da estrutura metalográfica das zonas afectadas pelo processo; (Nota: material base; superior ao material base; inferior ao material base)	98

Nomenclatura

Nomenclatura Romana

B	Indução Magnética
D	Defeitos resultantes do processamento no estado sólido
E	Campo Eléctrico (Vm^{-1})
F	Frequência (Hz)
G	Grão
H	Campo Magnético
I	Corrente Eléctrica (Ampere)
J	Densidade de Corrente Eléctrica (Am^{-2})
J_0	Densidade de Corrente Eléctrica à superfície (Am^{-2})
L	Comprimento do Material Condutor (m)
P	Precipitados
R	Resistência Eléctrica de um Material Condutor (Ω)
S	Tensão (Mpa)
t	Espessura (mm)
v	Velocidade de avanço da Ferramenta (ms^{-1})
V	Diferença de Potencial Eléctrico (V)
V_d	Velocidade de deriva dos Electrões
X	Profundidade (m)
Z	Impedância Eléctrica

Nomenclatura Grega

μ	Mobilidade do Electrão (m^2/VS) ou Permeabilidade Magnética (Hm^{-1})
α	Ângulo de Ataque da ferramenta [$^\circ$]
α_T	Coefficiente de Temperatura da Resistividade ($^\circ\text{C}^{-1}$)
δ	Profundidade de Penetração (m)
ε	Extensão Efectiva
θ	Ângulo de fase (rad)
ρ	Resistividade Eléctrica de um Metal (Ωm)
ρ_c	Resistividade devido a alterações estrutura cristalina
ρ_i	Resistividade devido a defeitos e impurezas
ρ_r	Componente Residual da Resistividade Eléctrica

- ρ_t Componente Térmica da Resistividade Eléctrica
- ρ_s Resistividade devido a deformações e a tensões residuais
- σ Condutividade eléctrica de um Condutor (%IACS)
- ω Velocidade de Rotação da ferramenta (rads^{-1})

Siglas

CI	Corrente Induzida
GUI	Graphical User Interfaces
LP	Líquidos Penetrantes
OL	Overlapping
PFL	Processamento por Fricção Linear
PM	Partículas Magnéticas
SFL	Soldadura por Fricção Linear
SZ	Stirred Zone
US	Ultra-Sons
ZAC	Zona Afectada pelo Calor
ZATM	Zona Afectada Termo-Mecanicamente
SUS	Soldadura por Ultra-Sons
FSpW	Friction Spot Welding

Capítulo 1 - Introdução

1.1 Estado da Arte e Motivação

O processamento de materiais no estado sólido, onde se incluem os processos tecnológicos de soldadura e processamento por fricção linear, conduzem à alteração das suas propriedades mecânicas, metalúrgicas, físicas e químicas. Com efeito, existem aplicações tecnológicas relacionadas com o processamento de materiais no estado sólido que visam alterar directamente algumas destas propriedades, no sentido de melhorar o desempenho dos componentes e dos materiais que os constituem. Exemplo disso é o processo *Friction Stir Processing* [1], o qual permite melhorar a resistência ao desgaste, aumentar a ductilidade e a dureza dos materiais. Também os processos *Friction Hydro Pilar Processing* (FHPP) (Anexo E) [2] e *Friction Stir Surfacing* (FSS) (Anexo E) [2] são utilizados com o objectivo de conferir novas e melhores propriedades aos materiais de base.

Existem ainda outras aplicações tecnológicas e industriais em que o objectivo principal é outro que não alterar as propriedades do material, como ligar os materiais de forma permanente. No entanto, a modificação do material torna-se inevitável em consequência da natureza do processamento no estado sólido. Exemplos disso são os processos de Soldadura por Fricção (SF)[3], Soldadura por Fricção Linear (SFL) [1], Soldadura por Ultra-Sons (SUS) [4], e *Friction Spot Welding* (FSpW) [5].

Uma outra propriedade que é significativamente alterada durante o processamento de materiais no estado sólido é a condutividade eléctrica (σ) [6].

No entanto, este fenómeno não tem sido explorado enquanto mais-valia tecnológica nem aplicação industrial. A própria caracterização e análise dos campos de condutividade de diferentes materiais processados no estado sólido em diferentes condições de processo é incipiente [6]. Um assunto igualmente pouco explorado é a compreensão e o estabelecimento de correlações entre as variações de condutividade eléctrica e os fenómenos físicos e metalúrgicos que lhes estão subjacentes. Ou seja, a correspondência entre o tipo de variação dos campos de condutividade e os aspectos relacionados com a ciência dos materiais que lhe dão origem.

Este conhecimento científico de base poderá ser útil, do ponto de vista tecnológico para estimar ou desenvolver os parâmetros do processo que conduzem à variação da condutividade eléctrica com determinada propriedade desejada.

Existe outro aspecto associado à variação da condutividade eléctrica em materiais processados no estado sólido, que está relacionado com a possibilidade de esta poder ser utilizada como método de caracterização de juntas soldadas, em complemento, ou alternativa, aos métodos já existentes e consagrados, ou seja, a medição de dureza e a análise metalográfica. Também nesta área é importante perceber a correlação entre a dureza (HV) e a condutividade (σ).

1.2 Resumo Alargado

1.2.1 Objectivos Tecnológicos e Científicos

O presente trabalho tem como objectivo estudar o comportamento da condutividade eléctrica em materiais processados no estado sólido. Dentro deste assunto particularizaram-se vários aspectos, entre os quais, perceber a relação entre a condutividade eléctrica e a estrutura metalográfica dos metais, onde se padronizou comportamentos para cada zona afectada pelo processamento do material no estado sólido e compreender a relação entre a condutividade eléctrica e a dureza do material processado e tentar perceber a variação de uma propriedade em relação à outra. O objectivo tecnológico desta tese foi também criar alguns meios laboratoriais de estudar para caracterizar os campos de condutividade dos materiais. Com esse propósito foi desenvolvido um equipamento para posicionamento e locomoção de sondas de

CI que faz parte de um sistema de ensaios não destrutivos (END). Desenvolveu-se também o software de movimentação da mesa e de aquisição de dados.

O objectivo principal desta tese foi estudar o comportamento da condutividade eléctrica em várias ligas de alumínio processadas no estado sólido e desenvolver todo o aparato físico que permitisse esse estudo, com base nas metodologias que são usadas em END, mas não se tratando de Ensaios Não Destrutivos.

1.2.2 Trabalho Realizado

A condutividade eléctrica de materiais metálicos não ferrosos, como as ligas de alumínio, depende sobretudo da deformação plástica, da temperatura do processo, do tamanho de grão, dos precipitados e dos defeitos do material. Esta dependência da condutividade face a estes factores pode ser expressa de forma matemática pela seguinte equação:

$$\sigma = f(\underbrace{\varepsilon, S}_M, \underbrace{D, P, G}_T) \quad (1.1)$$

Onde:

M – Efeitos Mecânicos

T – Efeitos Termo - Mecânicos

σ – Condutividade eléctrica (% IACS)

ε – Extensão (mm/mm)

S – Tensão (Mpa)

D – Defeitos (morfologia, localização e dimensão)

P – Precipitados (Quantidade e morfologia)

G – Grão (Forma e Dimensão)

Da análise desta equação verificaram-se dois fenómenos:

1) Que existem factores que são concorrentes, isto é, que contribuem directa e inversamente para o aumento da condutividade;

2) Estas variáveis estão acopladas, ou seja, não são independentes umas das outras.

Para se compreender quais os factores mais importantes para a variação da condutividade, realizou-se uma análise experimental de modo a conseguir isolar a contribuição de cada um desses factores. Para isso o trabalho experimental foi dividido em cinco passos diferentes.

No primeiro conjunto de ensaios procurou-se isolar o efeito que a deformação plástica (extensão) tem sobre a condutividade eléctrica. Assim, com a prensa hidráulica, efectuaram-se deformações em provetes realizados para o efeito de modo a, que nenhuma das outras variáveis tivesse influência para a condutividade, medindo-se com uma sonda a condutividade no material base e no provete deformado e analisando como evolui a condutividade para os vários valores de extensão efectiva ensaiados.

No segundo conjunto de ensaios procurou-se apenas ter a influência da temperatura e do tamanho de grão. Para isso, realizaram-se cordões *bead-on-plate* por fricção linear em chapas de alumínio AA1100 e fez-se a medição da condutividade eléctrica ao longo de toda a largura das chapas de modo a perceber o comportamento destas em todas as zonas afectadas pelo processo.

O terceiro conjunto de ensaios consistiu em realizar a mesma operação para as outras ligas de alumínio em estudo, (AA5083-H111, AA6061-T6, AA7075-T6). Nestas, para além da contribuição da temperatura e do tamanho de grão também existe a influência dos precipitados uma vez que se trata de ligas com diferentes elementos de liga. Note-se que estes cordões, tanto na liga AA1100 como nas restantes foram realizados a quente e a frio de modo a analisar o efeito de temperatura.

No quarto conjunto de ensaios, processaram-se chapas da liga AA1100 com multipassagem e diferentes *overlappings*. Na multipassagem optou-se por fazer dois cordões a quente: um com duas passagens em diferentes direcções e outro com quatro passagens na mesma direcção. No *overlapping* processaram-se três chapas, também a quente, da liga AA1100. Nestes ensaios pretendeu-se medir o perfil da condutividade eléctrica nestas condições.

Por fim, e para analisar a condutividade ao longo da profundidade do cordão processado, maquinaram-se as chapas em rampa no sentido do cordão e fizeram-se medições de condutividade desde a superfície deste até completar toda a espessura da chapa em intervalos de 1 mm de profundidade. Com esta metodologia foi possível estudar o campo de condutividade a várias profundidades dos cordões. De salientar que este ensaio foi realizado em todas as ligas processadas anteriormente.

1.2.3 Resultados Obtidos e Conclusões

Verificou-se que o processamento no estado sólido afecta a condutividade eléctrica dos metais, mas afecta mais umas ligas que outras. A liga de alumínio que sofreu mais variações foi a AA7075-T6 seguida da AA6061-T6, uma vez que são ligas tratadas termicamente. As variações mais significativas de condutividade obtiveram-se principalmente em processamentos realizados a quente não se tendo, para algumas das ligas, registado nenhuma variação. Verificou-se também que é possível estabelecer uma relação entre a variação da condutividade e as zonas afectadas pelo processo, mantendo um padrão constante para cada zona de afectação. Em relação aos ensaios de dureza realizados conclui-se que é possível estabelecer uma relação entre a dureza e a condutividade eléctrica, apresentando um comportamento normalmente inverso. Em relação ao sistema de END e software desenvolvidos, estes mostraram-se fiáveis e precisos na realização dos ensaios a que foram submetidos.

1.3 Estrutura da tese

Esta tese encontra-se estruturada em 6 capítulos ao longo dos quais se distribuem as várias matérias tratadas.

No Capítulo 2 apresenta-se o resultado da pesquisa bibliográfica realizada, abordando-se o estado da arte das principais matérias envolvidas na tese, ou seja a SFL e PFL, as propriedades eléctricas dos metais e os END, em particular os END por CI. A pesquisa bibliográfica encontra-se dividida em três partes distintas: em §2.1 aborda-se as principais técnicas de (END), em §2.2 a condutividade eléctrica dos materiais processados no estado sólido, e em §2.3 descreve-se a soldadura e o processamento por fricção linear.

No capítulo 3 referencia-se o desenvolvimento do sistema de END para as medições de condutividade eléctrica. Este divide-se em 5 subcapítulos, onde se faz uma descrição detalhada de todos os componentes do sistema.

No capítulo 4 está descrito o trabalho experimental realizado. Este encontra-se dividido em 6 subcapítulos onde se justifica o procedimento experimental, faz-se a caracterização do material base e descrevem-se as três principais etapas da parte experimental desta tese. Por fim faz-se uma descrição de como foram feitos os ensaios de condutividade. No capítulo 5 apresentam-se e discutem-se os resultados e no capítulo 6 as conclusões e sugestões para desenvolvimentos futuros.

Capítulo 2 - Revisão do Estado da Arte

2.1 Introdução

Neste capítulo apresenta-se o resultado da pesquisa bibliográfica realizada. Escreve-se sobre o estado da arte das principais matérias envolvidas na tese, ou seja a SFL e os END, em particular os END por CI. Apresentam-se algumas considerações gerais sobre os END, assim como as principais técnicas de END existentes, incluindo os seus princípios de funcionamento (§ 2.2). Em §2.3 aborda-se as propriedades eléctricas dos metais, concretamente a resistividade e condutividade eléctrica. Em §2.4 é apresentado o processo de SFL e PFL, com destaque para, os parâmetros de processo, zonas afectadas e propriedades modificadas por este. Por fim apresenta-se uma síntese do capítulo (§2.5).

2.2 Ensaios não Destrutivos

2.2.1 Considerações Gerais

Os Ensaios não Destrutivos (END) são técnicas não invasivas para verificar a integridade de um material, componente ou sistema, ou medir quantitativamente determinada característica de um objecto. Através desta técnica de ensaios é possível realizar todas estas verificações sem prejudicar as suas propriedades, performance ou utilidade futura, tendo sido definida pela *American Society for Nondestructive Testing* como “A aplicação de metodologias de teste para examinar um objecto, material ou sistema sem prejuízo das suas propriedades, performance ou utilidade futura” [7],[8].

Tendo início nos primórdios da civilização, os END, passaram de uma simples aplicação laboratorial para uma importante ferramenta a nível industrial, tendo-se verificado o maior salto durante a segunda Guerra Mundial. Este desenvolvimento deveu-se ao aparecimento de novas tecnologias e matérias de fabrico, resultantes do grande avanço a nível industrial durante a primeira metade do séc. XX. Com o aperto das regras de segurança e com a qualidade exigida nos produtos para a detecção de novos defeitos, resultantes de todo este avanço tecnológico, foi necessário criar e explorar novas e melhores tecnologias de END,[7].

2.2.2 Principais Técnicas de Ensaio não Destrutivos e Seus Princípios de Funcionamento

Existem vários tipos de tecnologias de END e vários critérios de classificação. Podem ser classificados em função da sua aplicação, em função dos princípios físicos associados, e em função da sua capacidade de detecção. Quando são classificados em função da aplicação podem ser de detecção de defeitos ou de caracterização de materiais e metrologia. Quando classificados em função dos princípios físicos associados são por ondas electromagnéticas, por ondas acústicas, por emissão de radiação e outros, como por exemplo, por absorção ou capilaridade. Por fim, quando são classificados em função da sua capacidade de detecção podem ser por ensaios volumétricos que avaliam todo o volume da peça, por ensaios sub-superficiais que permitem avaliar parte da peça e por ensaios superficiais que permitem avaliar apenas a sua superfície [9].

Existem quatro tipos principais de métodos de END, a referir os métodos baseados em inspecção visual, os métodos radiológicos, os métodos baseados em correntes induzidas e os métodos baseados em Ultra-Sons [7], como se esquematiza na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Algumas das variantes dos principais métodos de END [7]

Principais métodos de END	Variantes dos principais métodos de END	
Radiológicos	Raios-X, Raios- γ , Radiografia digital, Tomografia computadorizada	
Inspecção visual	Líquidos penetrantes, Partículas magnéticas, Endoscopia, interferometria holográfica, Termografia	US por laser, Thermosonics
Ultra-sons (US)	US convencionais de eco pulsado, Creeping, Phased Array, TOFD, US com acoplante de ar	
Correntes induzidas (CI)	CI convencionais, CI pulsadas, GMR, SQUID, RTF, MFL, ACFM	EMAT

Geralmente a aplicação de qualquer tipo de END envolve quatro passos: 1) Aplicação de um meio de teste; 2) Modificação do meio de teste pelos defeitos ou propriedades do material; 3) Detecção e conversão destes defeitos através de um detector adequado; 4) Interpretação da informação obtida [7]. Em anexo (Anexo A) encontram-se descritos os métodos de END considerados mais importantes: Partículas Magnéticas (PM), Líquidos Penetrantes (LP), Métodos Eléctricos (ME), Métodos Radiológicos e Ultra-Sons (US) [9],[10].

2.3 Ensaios Não Destrutivos por Correntes Induzidas

2.3.1 Princípio dos Ensaios Não Destrutivos por Correntes Induzidas

O método de END por Correntes Induzidas (CI) baseia-se na variação da impedância eléctrica (\vec{Z}) de uma bobina (sonda) sujeita a uma corrente eléctrica alternada (I). A bobina é percorrida por uma corrente eléctrica alternada (I) que, por sua vez, cria um campo magnético primário (H_p). O material condutor, ao ser aproximado deste campo (H_p), vai sofrer a indução de uma corrente secundária (I_s). Esta vai criar um campo magnético secundário (H_s), como se mostra na Figura 2.1, que se vai opor ao campo magnético primário, oposição essa que se reflecte na impedância através de um aumento da resistência e uma variação da reactância. Esta variação vai dar origem à curva de “*Lift-off*”.

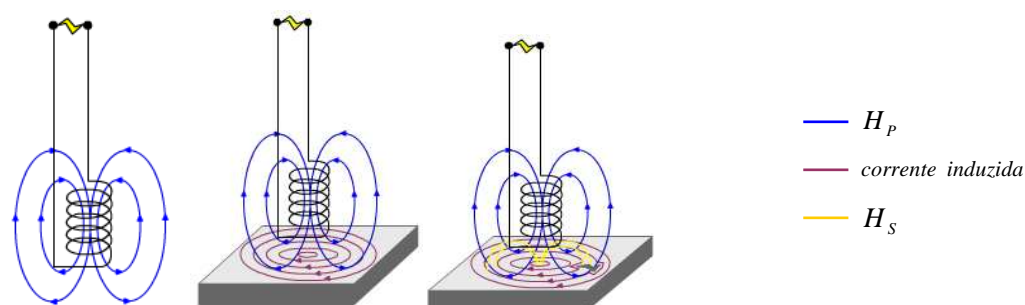


Figura 2.1 - Princípio do método de END por CI [7]

Ao existir um defeito no material condutor, este vai criar um obstáculo à corrente secundária, diminuindo assim o campo magnético secundário e reduzindo-se a oposição ao campo magnético primário. Esta alteração vai reflectir-se na impedância eléctrica da bobina, através da diminuição da resistência eléctrica e aumento da reactância.

A impedância é a resistência que um circuito eléctrico provoca à passagem de corrente, só existindo em circuitos percorridos por corrente alterna e sendo representada através de um número complexo com parte real e parte imaginária (equação 2.1).

$$\vec{Z} = a + bi \quad (2.1)$$

A parte real representa a resistência e a parte imaginária a reactância, podendo-se assim fazer a representação da impedância no plano complexo, como se mostra na Figura 2.2.

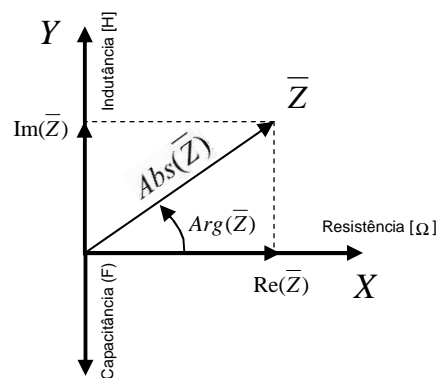


Figura 2.2 - Representação esquemática do vector impedância eléctrica, [7]

Esta medição da alteração de impedância torna possível o controlo da condutividade eléctrica, da permeabilidade magnética, das variações estruturais, dos defeitos e da corrosão no material, [7] - [12],[13].

2.3.2 Variáveis com Influência no Ensaio

Existem vários factores que influenciam os ensaios por CI, a nomear: efeito de pele; condutividade eléctrica; permeabilidade magnética; distancia ao condutor (*Lift-off*); efeito de Bordo [7],[9].

O efeito de *Lift-off* é uma das principais limitações para a detecção de defeitos em END, por CI [7],[9]. Este efeito é caracterizado pelas variações da impedância eléctrica, detectadas pela sonda, devido a alterações da posição desta em relação à superfície da peça a ensaiar. A variação de impedância resultante do efeito de *Lift-off* pode ser superior à variação provocada

pela existência do defeito. Quando isto acontece a detecção torna-se impossível uma vez que as alterações provocadas pelo defeito são absorvidas pelo ruído do *Lift-off*, [7],[14].

Existem vários métodos para contornar este problema e um desses métodos consiste em alterar os parâmetros de inspeção de modo a ocorrer uma separação entre a curva de “*Lift-off*” e a curva de condutividade eléctrica.

Para se conseguirem estas condições de inspeção, a frequência de funcionamento da sonda terá de ser criteriosamente escolhida.

O efeito de pele é um factor caracterizado pelo facto das correntes induzidas não se distribuírem uniformemente ao longo da secção da peça, como se pode observar na Figura 2.3, tendo maior intensidade à superfície e indo diminuindo à medida que a profundidade vai aumentando (Figura 2.4). Devido a esta característica este tipo de ensaios adequa-se mais à detecção de defeitos à superfície do material em ensaio.

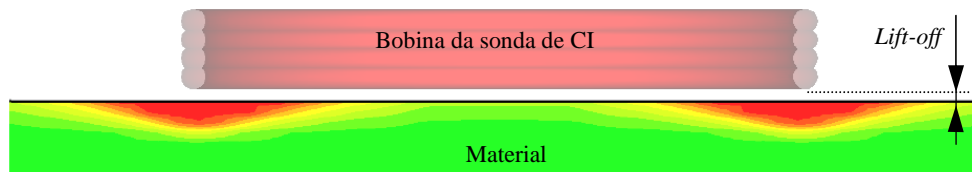


Figura 2.3 - Representação da intensidade das CI no material a testar[7]

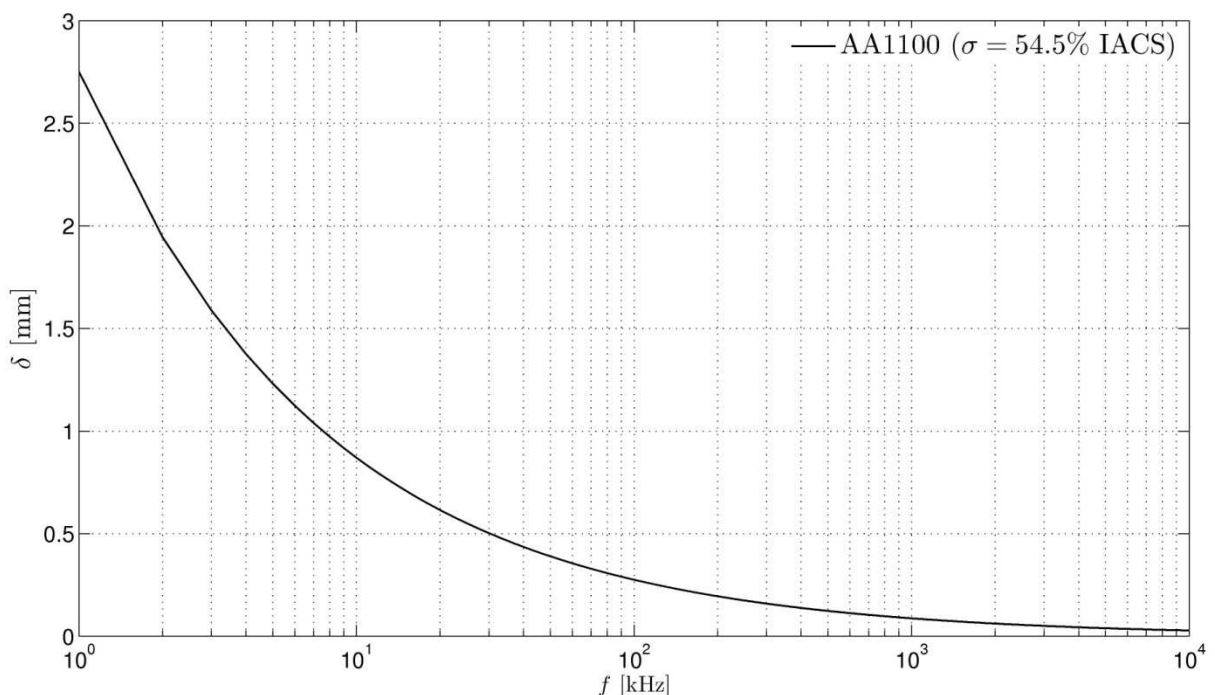


Figura 2.4 - Variação da profundidade de penetração em função da frequência de ensaio (AA1100)

A densidade de corrente J [Am^{-2}] depende da profundidade X [m] de acordo com a equação 2.2. A profundidade a que se pode controlar uma peça define-se por profundidade de penetração δ [m], sendo esta correspondente à profundidade em que a densidade de corrente toma um valor 37% (e^{-1}) inferior ao da densidade de corrente à superfície de acordo com a equação 2.3.

$$J = J_0 e^{-X(\pi/\mu\sigma)} \quad (2.2)$$

$$\delta = \frac{1}{e} \quad (2.3)$$

Deduzindo das equações 2.2 e 2.3 chega-se à conclusão que a profundidade de penetração se traduz na equação 2.4. Como se pode verificar, a profundidade de penetração depende da frequência da corrente eléctrica f [Hz], da condutividade eléctrica σ [%IACS] e da permeabilidade magnética do material μ [H/m]. Sendo assim, se se pretender analisar duas peças com diferentes condutividades eléctricas, teremos de usar frequências diferentes para a mesma profundidade de penetração. Esta frequência será tanto menor quanto maior forem as condutividades.

$$\delta = (\pi f \mu \sigma)^{-1/2} \Leftrightarrow \delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (2.4)$$

A permeabilidade magnética de um material é outro factor que tem importância para os END por CI. Tal propriedade consiste na capacidade de se criar um campo magnético num material, ou seja, quanto maior for a permeabilidade magnética, maior é a facilidade de se lhe induzir um campo magnético. Nos materiais ferrosos a permeabilidade magnética é maior que um ($\mu > 1$) e nos não ferrosos é aproximadamente um ($\mu \approx 1$), o que leva a que a curva de variação de impedância com os defeitos assumam trajectórias diferentes.

O efeito de bordo é outra das variantes dos ensaios por CI. Quando a sonda se aproxima das extremidades da peça a ensaiar ocorre uma distorção das correntes induzidas, semelhante à ocorrida quando existe um defeito. Este fenómeno pode ocultar defeitos existentes, uma vez que estas distorções produzem sinais de grande amplitude. Devido a este efeito, e por norma, não se controla a menos de 3,5 mm das extremidades da peça, [9].

2.4 Condutividade Eléctrica de Materiais Processados no Estado Sólido

2.4.1 Considerações Gerais

Nos materiais sólidos metálicos os átomos encontram-se ligados numa estrutura cristalina através dos respectivos electrões de valência, designando-se este tipo de ligação por ligação metálica. Estas ligações permitem o movimento livre dos electrões de valência, sendo estes partilhados por muitos átomos. Os electrões de valência podem ser representados por uma nuvem electrónica em redor dos iões positivos ou como electrões livres individuais [15].

No modelo clássico de condução eléctrica em metais, admite-se que os electrões de valência têm liberdade total entre os cernes iónicos positivos na rede do metal. À medida que a temperatura aumenta, a vibração dos cernes iónicos positivos também aumenta, provocando uma troca de energia entre os iões positivos e os electrões de valência. Na presença de uma diferença de potencial eléctrico, os electrões adquirem uma velocidade de deriva segundo a direcção do campo, velocidade que vai ser proporcional ao campo, mas em sentido oposto [15].

2.4.1.1 Lei de Ohm

De acordo com a lei Ohm, a corrente eléctrica I [A] é proporcional à diferença de potencial V [V] e inversamente proporcional à resistência R [Ω] do fio ou do condutor, de acordo com a equação 2.5.

$$I = \frac{V}{R} \quad (2.5)$$

A resistência R [Ω] é directamente proporcional ao comprimento do condutor l [m] e inversamente proporcional à área de secção recta do condutor. Tal está relacionado com a resistividade eléctrica do material ρ [$\Omega \cdot m$], como é demonstrado na Equação 2.6 [15].

$$\rho = R \times \frac{A}{l} \quad (2.6)$$

A condutividade eléctrica σ [Ωm^{-1}] é o inverso da resistividade eléctrica (Equação 2.7).

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (2.7)$$

A lei de Ohm também pode ser representada de uma forma microscópica, que é independente da forma do condutor eléctrico (equação 2.8), onde J [Am^{-2}] representa a densidade de corrente e E [Vm^{-1}] representa o campo eléctrico.

$$J = \frac{E}{\rho} \Leftrightarrow J = \sigma \times E \quad (2.8)$$

2.4.1.2 Velocidade de Deriva dos Electrões num Metal

À temperatura ambiente os cernes iónicos positivos de um metal condutor contêm energia cinética, existindo por isso variações dos mesmos em relação à sua posição de equilíbrio, estando os electrões sempre a trocar energia com os iões positivos, devido às constantes colisões elásticas e inelásticas entre eles.

Se for aplicado um campo eléctrico ao condutor, estes electrões vão ser acelerados até uma determinada velocidade, no sentido oposto ao do campo, colidindo periodicamente com os cernes iónicos positivos e perdendo assim energia cinética. Após a colisão, os electrões são de novo acelerados pelo campo aplicado. O tempo médio entre colisões é designado por tempo de relaxação. Devido a este fenómeno os electrões adquirem uma velocidade média de deriva que é directamente proporcional ao campo eléctrico E [Vm^{-1}] aplicado. A relação entre a velocidade de deriva e o campo aplicado verifica-se na Equação 2.9 [15].

$$V_d = -\mu E \quad (2.9)$$

Onde μ [m^2/VS] é a mobilidade do electrão e o sinal menos é devido aos sentidos opostos de E [Vm^{-1}] e V_d . A corrente de electrões num condutor metálico depende da carga do electrão (e), do número de electrões por unidade de volume e da velocidade de deriva dos electrões [15].

$$J = -neV_d \quad (2.10)$$

2.4.1.3 Resistividade Eléctrica dos Metais

A resistividade eléctrica ρ [Ωm] de um metal pode ser expressa em dois termos: componente térmica e componente residual. ($\rho(T)$ e ρ_0).

$$\rho_{Total} = \rho(T) + \rho_0 \quad (2.11)$$

A componente térmica resulta das vibrações dos cernes iónicos positivos em torno das suas posições de equilíbrio na rede cristalina do metal. À medida que a temperatura aumenta, aumenta a vibração dos cernes iónicos positivos e um grande número de ondas elásticas, termicamente excitadas, difundem ou dispersam os electrões de condução, o que vai dar origem a uma diminuição dos percursos livres médios e dos tempos de relaxação entre colisões. Logo, pode concluir-se que à medida que aumenta a temperatura, a resistividade eléctrica dos metais puros também aumenta, sendo esta dependência expressa pela equação 2.12, [16]. A condutividade eléctrica (σ) diminui assim uma vez que estas duas grandezas são inversamente proporcionais, como se pode ver pela equação 2.3, [15].

$$\rho(T) = \rho_0 + \rho_0 \alpha_T (T - T_0) \quad (2.12)$$

T_0 é a temperatura de referência (normalmente a temperatura da sala), ρ_0 é a resistividade intrínseca a T_0 e α é o coeficiente de temperatura para a resistividade do material.

A componente residual ρ_0 da resistividade eléctrica dos metais puros é pequena, e completamente independente da temperatura, dependendo apenas de imperfeições estruturais tais como deslocações, limites de grão e átomos de impurezas, as quais dispersam os electrões [13], [15],[17]. Esta componente da resistividade, independente da temperatura, pode ser dividida segundo a lei de *Matthiessen*, em pequenas contribuições de vários factores para a resistividade total. De acordo com esta lei a componente residual tem várias contribuições, depende da estrutura cristalina ρ_c , das impurezas e defeitos ρ_i , e das deformações e tensões residuais ρ_s , como se mostra na equação 2.13, [13], [17].

$$\rho_r = \rho_c + \rho_i + \rho_s \quad (2.13)$$

Através da substituição da equação 2.7 na equação 2.12 pode concluir-se que a condutividade eléctrica decresce com a temperatura de acordo com a equação 2.15.[6]

$$\sigma = \frac{\sigma_0}{1 + \alpha(T - T_0)} \quad (2.16)$$

No caso de haver diferentes elementos de liga em metais puros ocorre uma maior dispersão dos electrões de condução e, por isso, aumenta a resistividade eléctrica dos mesmos, como se pode comprovar pelo gráfico da Figura 2.5 [56].

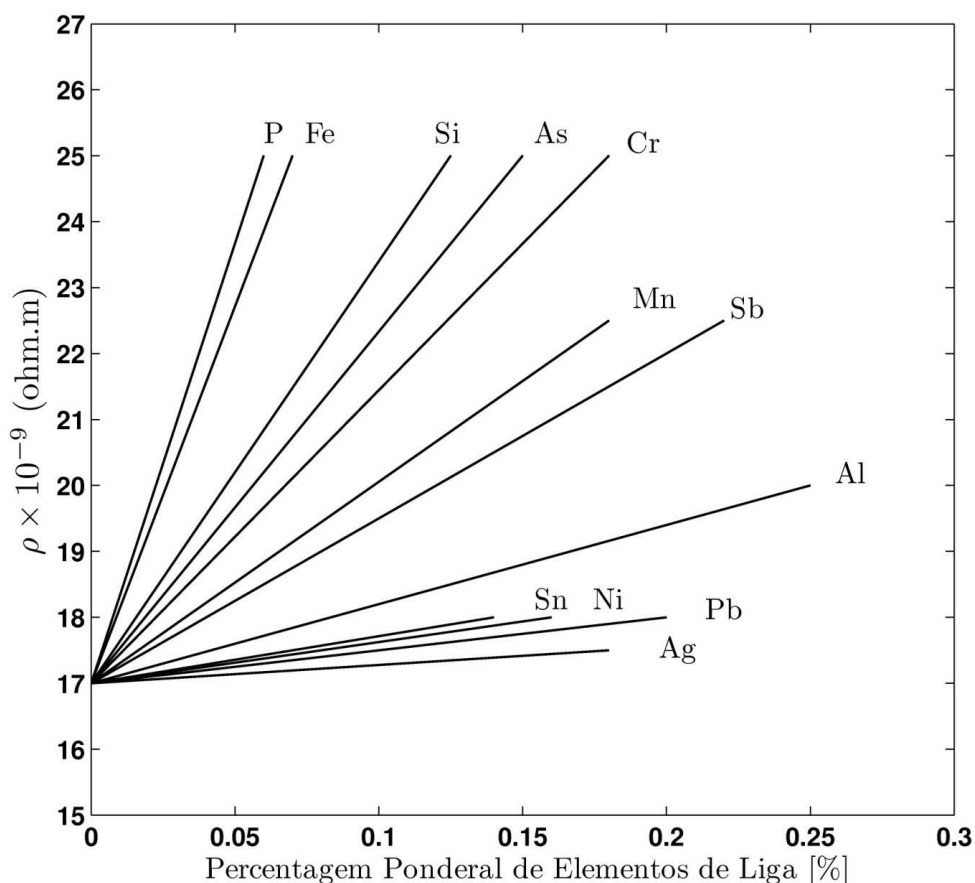


Figura 2.5 – Efeito de pequenas adições de vários elementos sobre a resistividade eléctrica do cobre à temperatura ambiente [15]

2.4.2 Condutividade Eléctrica e Factores de Influência desta nos Metais

Quando se estudam as propriedades eléctricas de materiais tem mais sentido estudar-se a resistividade eléctrica do que a condutividade eléctrica, tirando-se todas as conclusões acerca da condutividade através da resistividade, uma vez que são grandezas inversas, como se observa na equação 2.9. Sendo assim, todas as grandezas que afectam a resistividade eléctrica de um material vão afectar inversamente também a sua condutividade.

A condutividade eléctrica dos materiais pode ser usada como ferramenta de estudo dos mecanismos de transporte dos metais, [20],[21], uma vez que através dela é possível ter informação acerca das microestruturas desenvolvidas durante a Soldadura (SFL) e Processamento por Fricção Linear (PFL). Como foi referido anteriormente, a resistividade eléctrica de um material depende de vários factores. Sabe-se que a resistividade eléctrica de um material é a soma de uma componente térmica com uma componente residual.

A componente térmica depende apenas da temperatura, e sabe-se que à medida que a temperatura aumenta, a resistividade eléctrica dos metais puros também aumenta, o que leva a

concluir que a condutividade eléctrica vai diminuir, uma vez que são inversamente proporcionais. A Figura 2.6 mostra esse efeito.

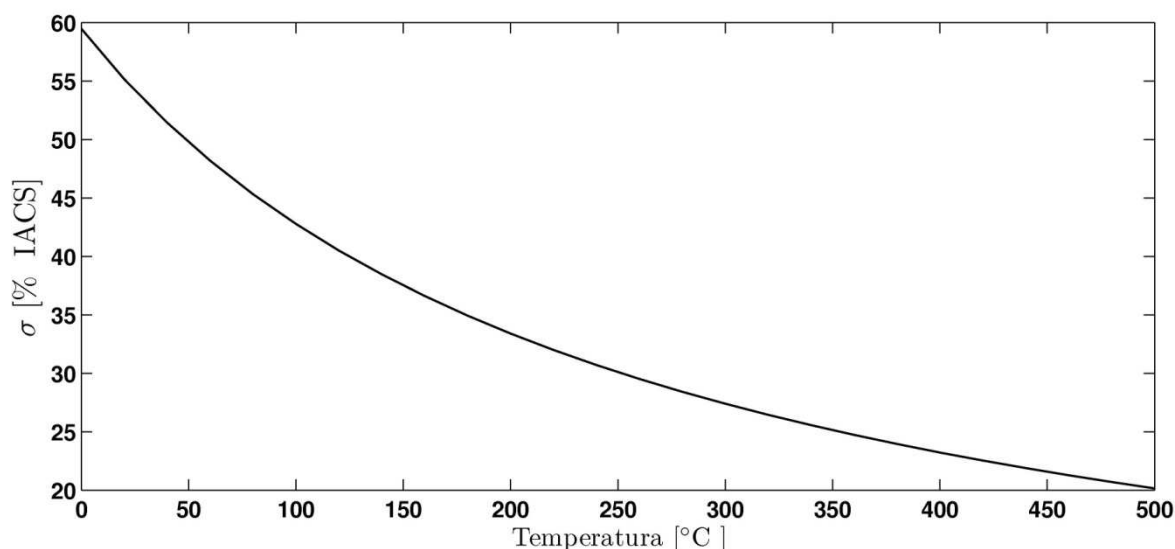


Figura 2.6 - Variação da Condutividade com a Temperatura da liga de alumínio AA1100

A componente residual já depende de mais factores e é completamente independente da temperatura. A primeira depende directamente da estrutura cristalográfica, dos defeitos e impurezas do material e das tensões residuais e deformações. Também existem vários factores associados a estes que vão provocar alterações na resistividade e por sua vez na condutividade.

Dentro da estrutura cristalográfica podemos ter em conta o tipo de material, o tratamento térmico e a dimensão do grão. Para o estado de tensão contribuem: as tensões residuais, que ficam após o processamento do material, e as tensões impostas para constrangir as peças durante o processamento que dão origem a deformações, que tanto podem ser de domínio elástico como plástico, [21],[17]. Estes factores contribuem para a componente da condutividade independente da temperatura.

2.5 Soldadura e Processamento por Fricção Linear

2.5.1 Processo de Soldadura por Fricção Linear

Este método de soldadura foi inventado e patenteado pelo *The Welding Institute* (TWI) em Dezembro de 1991 **Erro! A origem da referência não foi encontrada.**[2], como um processo de junção de materiais no estado sólido sem adição de material, criado inicialmente para soldar alumínio. O método de funcionamento consiste numa ferramenta não consumível, constituída por um pino que assenta numa base, especialmente projectada para

este fim, que é inserida nos extremos das placas de material a ser soldado, deslocando-se ao longo de toda a junta de soldadura, como está ilustrado na Figura 2.7.

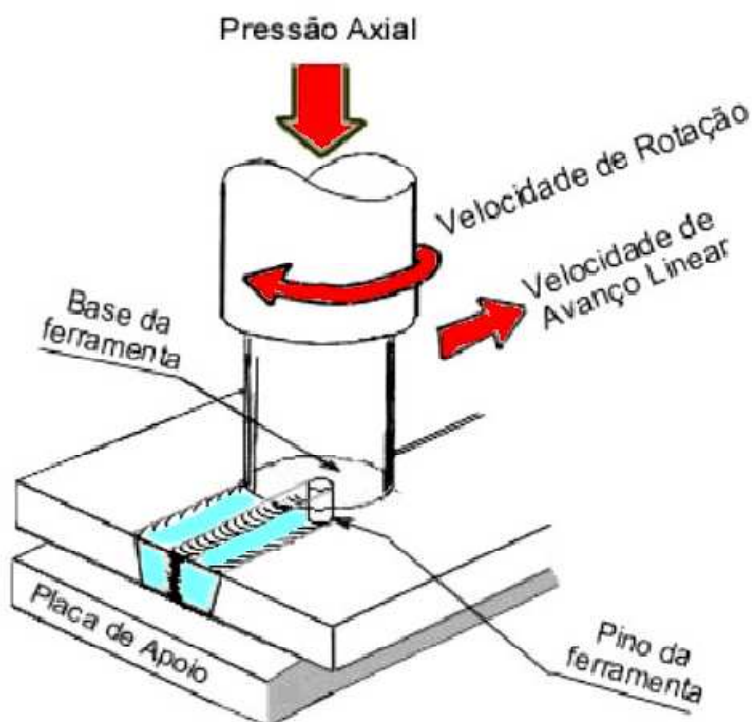


Figura 2.7 - Modo de Funcionamento de Soldadura por Fricção Linear [22]

Esta ferramenta vai ter duas funções primárias: aquecer e movimentar o material de modo a produzir o cordão de soldadura. O calor é gerado através da fricção causada entre o movimento da ferramenta e a peça, e pela deformação plástica provocada no material com a passagem da ferramenta. Este calor localizado aumenta momentaneamente a ductilidade do material em torno do pino e a combinação entre o movimento de rotação e de translação da ferramenta leva a que o material se movimenta da parte da frente para a parte de trás do pino. Como resultado deste processo a junta é criada no estado sólido.

A SFL é considerada o maior desenvolvimento a nível de junção de metais da década de 90 e é considerada uma tecnologia “verde” pois apresenta uma grande eficiência energética, é amiga do ambiente e possui uma grande versatilidade.

2.5.2 Processamento por Fricção Linear

O processamento de materiais por Fricção Linear (PFL), foi desenvolvido por Mishra et al. [1] como uma ferramenta de alteração micro estrutural de materiais, tendo como princípio de funcionamento o conceito de SFL. O processamento de materiais por Fricção Linear é uma técnica que envolve uma ferramenta de rotação, que é inserida no material com o objectivo

de, através de alterações micro estruturais, melhorar as propriedades mecânicas da mesma. A ferramenta é constituída por um pino de pequeno diâmetro concêntrico com uma base de diâmetro maior, como está ilustrado na Figura 2.8. Assim que o pequeno pino entra em contacto com a superfície, a fricção aquece uma pequena coluna de metal. Quando a base da ferramenta entra em contacto com a superfície do material a sua rotação provoca ainda mais calor por fricção no mesmo, plastificando assim uma maior coluna de metal em torno do pino. A base da ferramenta também vai exercer uma força vertical sobre a superfície da peça, o que vai obrigar o fluxo de metal provocado pelo pino a não vir para cima. Durante o Processamento por Fricção Linear existe um movimento relativo entre a ferramenta e a área de processamento, em que a ferramenta efectua um movimento de rotação, que vai ter como objectivo aquecer e plastificar o material ao mesmo tempo que o transporta da parte da frente para a parte de trás do pino, e efectua um movimento transversal de modo a que se consiga cobrir toda a área de processamento da peça [23]. Apesar deste processo se realizar a baixas temperaturas, aproximadamente 500°C e sempre no estado sólido, o material processado é alvo de uma intensa exposição ao calor, deformação plástica e mistura, resultando numa microestrutura alterada caracterizada por um grão muito fino e muito bem definido. O PFL melhora as propriedades mecânicas do material tais como, a tensão de cedência, resistência à fadiga e ductilidade [24]. Tanto esta técnica como a SFL vão dar origem, no material, zonas distintas de afectação da ferramenta, que irão ser descritas no capítulo seguinte.

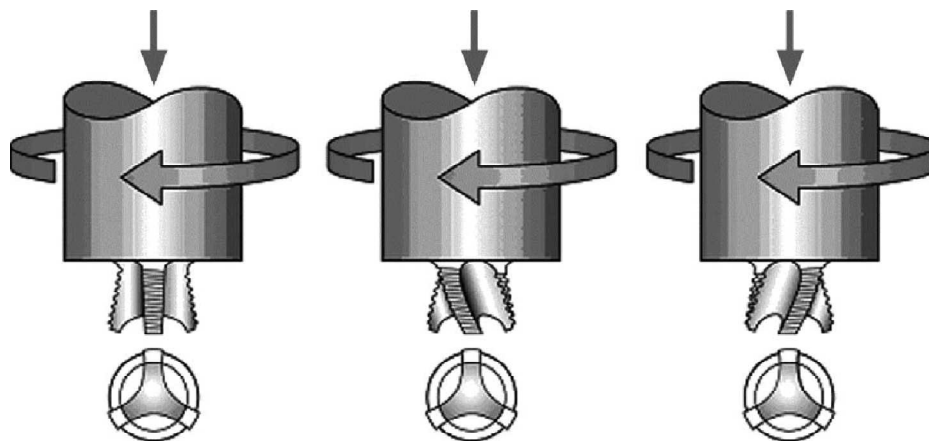


Figura 2.8 - Ferramenta de PFL

2.5.3 Parâmetros do Processo

Tanto a SFL como o PFL envolvem um movimento de material e uma deformação plástica bastante complexas. Existem vários parâmetros que têm uma grande influência em qualquer um destes processos, principalmente a nível de zona processada e defeitos produzidos.

A força aplicada (F_z) é um dos parâmetros mais importantes do processo, uma vez que dela depende o aspecto exterior do cordão. Se a força for insuficiente as pistas podem apresentar desníveis [25]. Outro parâmetro de extrema importância é a velocidade de rotação ω [ver/min], que é iniciada antes de o pino entrar em contacto com a junta e finalizada após a extracção deste da mesma. Além de ser responsável pela mistura de material na junta é também, juntamente com a velocidade de avanço v [mm/min], responsável pela temperatura de processamento. A razão entre estes dois factores ω/v tem uma grande influência nas condições dinâmicas do fluxo de material e na geração do calor resultante do processo. Para um $\omega/v > 1$ obtêm-se zonas afectadas termo-mecanicamente mais pequenas e zonas afectadas por calor de maiores dimensões, enquanto que para um $\omega/v < 1$ obtêm-se resultados contrários, [25]. Um exemplo disso é o que concluíram Mahmoud et al [24], que defenderam que um aumento desta relação leva a um aumento da zona directamente afectada pelo processo e faz com que diminua a possibilidade do pino da ferramenta não atingir a profundidade desejada. Um aumento da temperatura de processamento, leva também a um decréscimo das tensões residuais nas zonas afectadas pela ferramenta. Outro parâmetro é o ângulo de ataque α [°], que é o ângulo formado entre o pino e a superfície da peça a processar, e é responsável por não permitir fugas de material da junta e garantir que a movimentação de material em redor do pino seja eficaz. Outros factores com importância para o melhoramento do processo são todos aqueles relacionados com a geometria da ferramenta, as características geométricas da base que pode ser plana, lisa, côncava lisa, plana com estrias concêntricas ou em espiral, estrias essas que permitem ângulos α nulos, podendo-se soldar em qualquer direcção. O diâmetro da base influencia o tamanho da zona processada. O pino pode ser cilíndrico roscado, cónico liso, cónico roscado, e pode ter estrias verticais ou helicoidais.

K.Elangovan, V. Balasubramanian [26],[27], estudaram a influência da geometria do pino nos defeitos criados no cordão. Na Figura 2.9 podem-se ver algumas das geometrias de pinos existentes.

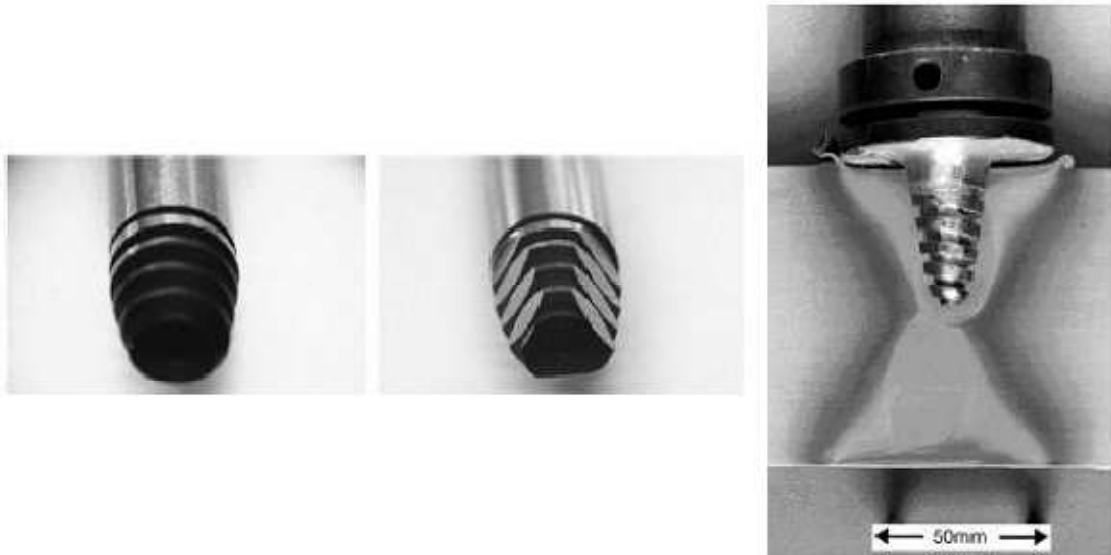


Figura 2.9 - Pinos utilizados em SFL [1] e [28]

Outro parâmetro nesta área é o comprimento do pino que tem de ter um comprimento adequado. No caso de ser muito curto leva a que o pino não atinja a profundidade ideal de cordão, não havendo o correcto escoamento do material, levando a canais no interior do cordão e superfícies com defeito. O diâmetro do pino também deve ser tido em conta uma vez que pode influenciar o tamanho da zona processada. Este diâmetro no caso de pinos cónicos varia com a profundidade.

2.5.4 Zonas Processadas

Como resultado da intensa deformação plástica e da exposição a altas temperaturas no interior das zonas de processamento, durante o SFL ou PFL, ocorre um fenómeno de recristalização dinâmica e desenvolvimento da textura do material, há alterações de precipitados e alargamento no interior e na periferia da zona de processamento. Com base na alteração micro estrutural provocada pelo processo no material, podem identificar-se três zonas distintas de afectação: *Stirred zone* (SZ) ou *nugget*, zona afectada termo-mecanicamente (ZATM) e zona afectada pelo calor (ZAC), como está esquematizado na Figura 2.10.

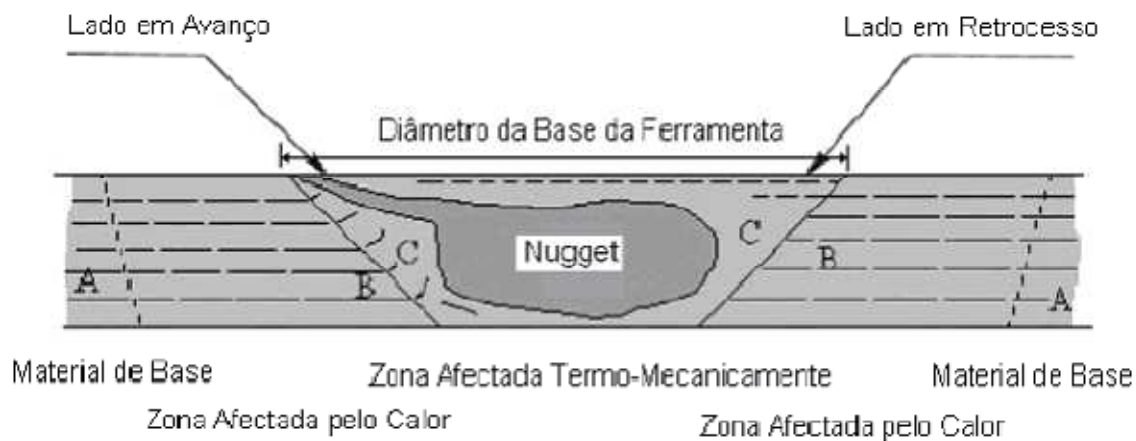


Figura 2.10 - Zonas Afectadas pelo processamento no estado sólido [1]

2.5.4.1 Nugget

Esta zona de afectação do pino da ferramenta, e é caracterizada por ter uma grande deformação plástica e um grande aumento de temperatura devido à fricção. Estes factores vão levar a que haja nesta zona uma fina recristalização do grão, sendo assim conhecida como zona dinamicamente recristalizada. Por norma esta apresenta uma baixa densidade de deslocações, mas sabe-se que mesmo pequenos grãos rescristalizados podem conter sub-limites, sub-grãos e deslocações em grande quantidade. É também comum que no lado em retrocesso a separação entre o material base e a zona recristalizada seja pouco perceptível, mas bastante saliente no lado em avanço [1]. Dependendo dos parâmetros do processo, da geometria da ferramenta, temperatura do material base e da sua condutividade térmica, observam-se vários formatos de *nugget*, em forma de bacia e elípticos. Foi mostrado por Sato et al.[29], que, aplicando soldadura por fricção linear a uma placa da liga AA6063-T5, o *nugget* vai apresentar uma aparência em forma de bacia porque, possivelmente a superfície de cima da placa sofre uma intensa deformação plástica e está sujeita a um intenso calor por fricção, resultante do contacto com a base (*shoulder*) da ferramenta. Por outro lado Rhodes et al.[30] mostraram um *nugget* com forma elíptica a soldar AA7075-T651.

2.5.4.2 Zona Afectada Termo-Mecanicamente (ZATM)

O PFL e a SFL provocam a criação de uma zona com características muito próprias na vizinhança do *nugget*. Esta é chamada de zona afectada termo-mecanicamente e é caracterizada por ser afectada, durante o processo, tanto por calor como por uma intensa deformação plástica, onde o material na transição entre o *nugget* e esta mesma zona apresenta os grãos num padrão alongado. Apesar de ocorrer deformação plástica não vai ocorrer recristalização dos grãos, uma vez que as tensões de deformação não são suficientemente grandes para provocar este fenómeno. Contudo, é observada a dissolução de alguns

precipitados devido às temperaturas a que esta zona está exposta durante os processos. Também se verifica que o grão apresenta muitos sub-limites [1]

2.5.4.3 Zona Afectada pelo Calor (ZAC)

Depois da ZATM verifica-se a existência de uma última zona de afectação antes do material base, que é designada por zona afectada pelo calor (ZAC). É caracterizada por apenas sofrer um ciclo térmico, não sendo sujeita a tensões de deformação resultantes da passagem da ferramenta. Esta zona apresenta a mesma estrutura de grão do material base, mas devido à exposição a temperaturas elevadas verifica-se um efeito de coalescência de precipitados.

2.5.5 Propriedades Modificadas pelo Processo

O PFL é um processo que tem vantagens ao nível de tratamento do material. Com esta tecnologia é possível eliminar defeitos de vazamento e redefinir a microestrutura, melhorando assim características como a tensão de cedência ou ductilidade, aumentar a resistência à corrosão ou à fadiga, entre muitas outras. É um processo que altera a microestrutura do material, produzindo microestruturas de grão muito fino, o que leva à superplasticidade do material. Pode ser utilizado para o fabrico de compósitos, uma vez que garante que as partículas ficam homogeneamente distribuídas no material, obtendo-se assim uma homogeneidade de propriedades. [25].

2.5.5.1 Tamanho de Grão

Tanto o PFL como o SFL, levam a uma recristalização dinâmica do material no *nugget*, [31]. O principal factor, de extrema importância no processo, que influencia directamente o tamanho final do grão, é a temperatura inicial do material base assim como todo o seu ciclo térmico durante o processo. Benavides et al.[31], investigaram o efeito da temperatura da peça no tamanho do grão e para tal, antes de processar a peça, baixaram a temperatura do material base permitindo assim que a temperatura máxima atingida durante o processamento fosse menor. Comparando com os valores obtidos no processo em condições normais, concluíram que o tamanho de grão tinha diminuído no final do processo. Existe uma maneira diferente e mais comum que a utilizada por Benavides et al., de afectar o ciclo de temperatura no processamento por fricção linear, alterando os parâmetros do processo, mais propriamente a nível da geometria da ferramenta como fizeram Kwon et al.[32],[33],[34].

A importância da temperatura para o tamanho de grão é também comprovada por Pao et al.[35], que provaram que há diferenças de tamanho do grão do topo para o fundo do *nugget*, assim como do lado de avanço para o lado de retrocesso, como se pode ver na Figura 2.11, associadas à dissipação de calor e à diferença do perfil de calor na raiz do cordão. É provável que o pico de temperatura seja mais baixo e o seu ciclo mais curto, uma vez que a parte debaixo da peça a processar está em contacto com a placa de apoio. Este fenómeno é mais notório quanto maior for a espessura do provete de ensaio. À mesma conclusão chegaram também Tanya et al.[36], que defenderam que os picos de temperatura se encontram nas proximidades do *shoulder* da ferramenta, tendendo a diminuir com a proximidade da raiz do cordão e havendo, assim, variações no tamanho do grão.

Pode-se concluir que o pico de temperatura atingido no ciclo térmico dos processos por fricção linear é o principal factor que influencia o tamanho de grão após a recristalização dinâmica ocorrida durante o processo.

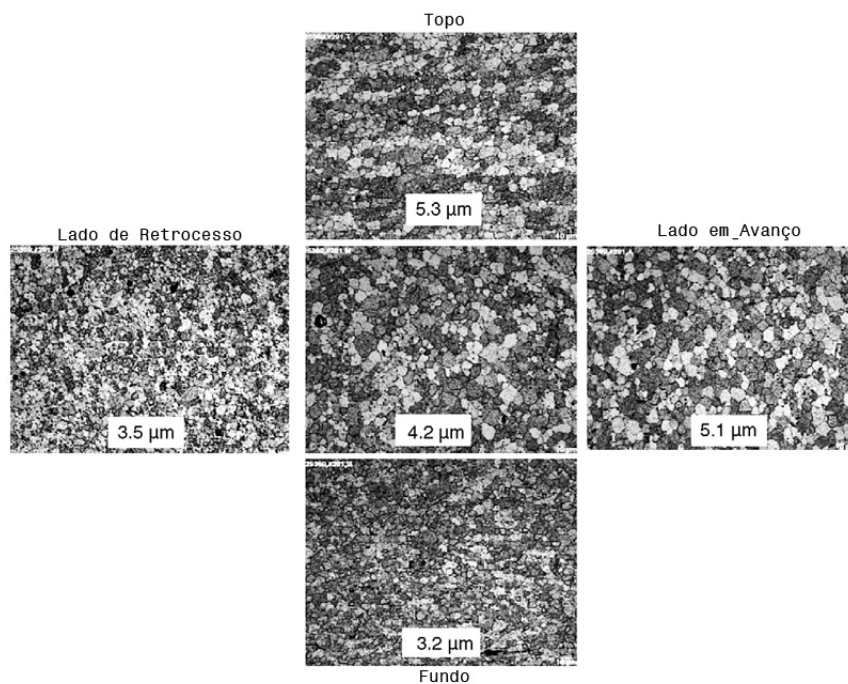


Figura 2.11 - Distribuição do tamanho de grão em vários pontos do *nugget* do AA7050

Rebecca Brown et al.[37] num estudo que realizaram para estudar a resposta das propriedades alteradas pelo processo no alumínio AA7075, quando sujeito a multipassagem, concluíram que o tamanho de grão não é afectado, demonstrando que este é insensível ao tratamento térmico provocado pelos parâmetros escolhidos para o processo e que a temperatura durante o processamento é independente do número de passagens da ferramenta. Segundo os autores, o grão não é afectado uma vez que de cada vez que a ferramenta passa é

como se a microestrutura do *nugget* voltasse à sua forma original, o que não acontece na ZATM e na ZAC.

2.5.5.2 Distribuição de Precipitados

Durante um processamento no estado sólido podem suceder-se vários fenómenos a nível de precipitados, todos eles devidos à temperatura a que ocorre o processo e ao tipo de liga de alumínio que está a ser submetida ao processo. Durante este tipo de processamento podem ocorrer dois tipos de fenómenos: coalescência de precipitados, que consiste na junção destes formando assim precipitados de maior dimensão e mais dispersos; e a completa dissolução destes a partir de uma determinada temperatura.

Liu et al [38], através da análise da microestrutura do alumínio AA6061-T6, sujeito a soldadura por fricção linear, concluíram que a os precipitados apresentam uma distribuição homogénea maiores no *nugget* que no material base mas em menor quantidade, o que acontece devido ao facto de ocorrer coalescência e dissolução de precipitados durante o processamento do material.

Sato et al [40] avaliaram a evolução micro estrutural da liga de alumínio AA6063-T5 processada por fricção linear e não observaram precipitados na zona do *nugget* devido à completa dissolução destes na matriz do alumínio, durante o processo.

Heinz e Skrotzki [55], para uma rotação da ferramenta de 1400 rev/min e uma velocidade de avanço de 450 mm/min, também detectaram uma completa dissolução dos precipitados na zona do *nugget* para as ligas AA6013-T6 e T4.

2.5.5.3 Tensão Residual

Nas soldaduras convencionais por fusão, a existência de tensões residuais na zona do cordão é bastante comum devido ao calor gerado pelo processo e aos constrangimentos impostos às peças a soldar. Estas tensões residuais por vezes podem atingir valores iguais à tensão de cedência do material base. No caso da SFL as tensões residuais que ficam devido ao processo são inferiores às dos métodos de soldadura por fusão, devido à menor entrega térmica. Contudo, os apoios usados neste tipo de soldadura dão origem a um maior constrangimento das peças a unir, impedido assim a contracção da zona do *nugget* e da ZAC durante o arrefecimento, formando tensões residuais em direcções transversais e longitudinais do cordão de soldadura. É importante estudar este fenómeno uma vez que vai ter influência na

futura resistência à fadiga do material e na sua condutividade eléctrica, uma vez que as tensões residuais afectam directamente a resistividade do material, [1].

W. Woo et al.[41], fizeram um estudo para compreender a distribuição de tensões residuais ao longo do cordão de soldadura e transversais ao mesmo. Os autores testaram dois casos diferentes. No primeiro caso utilizaram uma ferramenta convencional de fricção linear com determinados parâmetros de processo, e no segundo utilizaram exactamente os mesmos parâmetros, mas com uma ferramenta apenas com *shoulder* sem pino. Ambos os cordões foram feitos *bead on plate*. No primeiro caso o corpo de prova apresentou-se com pequenas variações da tensão residual ao longo da sua espessura e no segundo observaram-se variações significativas. De acordo com os autores este fenómeno deveu-se à ferramenta, porque no segundo caso, o facto de a ferramenta não ter o pino, levou à ausência de uma distribuição uniforme de calor provocando uma deformação da placa. Esta leva a uma distorção angular que por sua vez vai levar a variações de tensões residuais ao longo da espessura da placa. No primeiro caso, e segundo os autores, as variações de tensão não são significativas uma vez que o pino da ferramenta serve de condutor térmico distribuindo uniformemente o calor. Logo, concluíram que uma boa combinação de dimensões de *shoulder* e pino minimiza as variações de tensões residuais e de distorção angular ao longo da espessura da peça.

Donne et al [42] estudaram a distribuição das tensões residuais em dois tipos de ligas de alumínio (AA2024-T3 e AA6013-T6) soldadas por fricção linear e chegaram a algumas conclusões. As tensões longitudinais são sempre superiores às tensões transversais, independentemente dos parâmetros de processo utilizados; as distribuições de tensões apresentam sempre uma distribuição em “M” ao longo do cordão, como se pode ver na Figura 2.12; o valor máximo de tensão longitudinal ocorre aproximadamente a 10 mm da linha central do cordão de soldadura, na zona afectada termicamente; detectou-se também o aparecimento de tensões à compressão no material base junto da zona afectada termicamente; aumentando o diâmetro da ferramenta expande-se o perfil de tensões e diminuindo a velocidade de avanço e de rotação da ferramenta os valores de tensão decrescem.

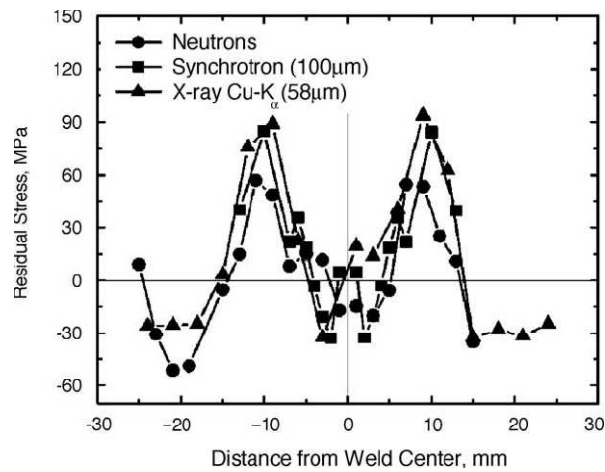


Figura 2.12 - Perfil de Tensões Residuais medido por vários métodos

Peel et al [43], realizaram um estudo na liga de alumínio AA5083 com o objectivo de analisar a influência que a velocidade de processamento tinha nas propriedades desta liga. Dos vários pontos analisados, um deles foi a importância desta sobre as tensões residuais que ficam no cordão após o processamento. A conclusão a que chegaram foi que as maiores tensões residuais registam-se paralelamente à direcção do processo e próximas do centro do cordão de soldadura. Aumentando a velocidade de avanço do processo, os picos de tensão residual registados perto do cordão aumentam de aproximadamente 40 Mpa a 100 mm/min para 60 Mpa a 200 mm/min, talvez devido ao menor calor gerado pontualmente pela ferramenta quando se dá o aumento da velocidade de avanço desta e ao menor tempo de relaxação de tensões [44],[45].

2.5.5.4 Dureza

Durante o processamento por fricção linear, seja soldadura ou processamento, as temperaturas atingidas no *nugget* sofrem um aumento até valores entre 400 a 550 °C, devido ao calor gerado pela fricção provocada pela ferramenta no material [1]. Devido a estas temperaturas pode haver formação e dissolução de precipitados do alumínio, no caso de ligas não puras, [1]. Os precipitados são os principais causadores das variações de dureza nos materiais soldados ou processados por fricção linear, da mesma maneira que o refinamento do grão tem uma influência significativa para o aumento da dureza.

Sato et al.[46] mostraram a relação entre o tamanho do grão e a dureza do material processado através da equação de Hall-Petch:

$$H_V = H_0 + k_H d^{-1/2} \quad (2.17)$$

onde H_0 e k_H são constantes apropriadas. Uma vez que HV é proporcional a $d^{-1/2}$, quanto mais fino o grão maior a dureza. Vilaça P. et al.[23] mostraram os valores típicos de dureza da secção de uma liga de alumínio AA6061, como se pode ver na Figura 2.13, e concluíram que há um acréscimo dos valores de dureza, na zona processada, em relação aos registados no material base, registando 68 HV no material base e 85 HV registado na zona processada a 2.5 mm de profundidade da superfície que corresponde à zona de transição entre o *nugget* e a zona termo-mecanicamente afectada. O grande salto nos valores da dureza dá-se na superfície da zona processada, que regista 78 HV devido ao facto de ser a zona onde ocorre maior temperatura. Os autores afirmaram também que o aumento da dureza depende dos parâmetros do processo, velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, que influencia directamente o refinamento do grão e a uniformidade da distribuição de precipitados.

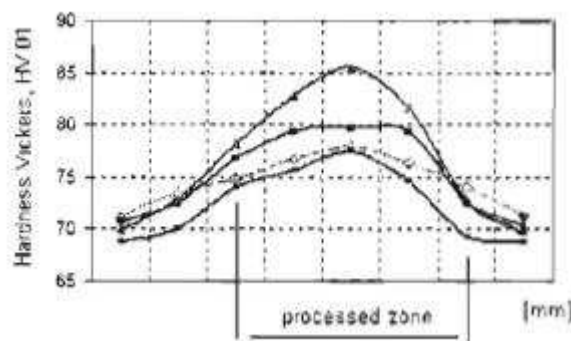


Figura 2.13 - Perfil de Dureza para uma secção processada por fricção linear da liga AA6061, [23]

Existem dois tipos de classificações para os alumínios, os quais podem ser termicamente tratados ou podem não ser termicamente tratados. A maneira como o processamento por

fricção linear vai afectar a dureza é diferente para cada um destes grupos de alumínios. Os estudos que se apresentaram anteriormente para os casos de alumínios não tratados termicamente provam que os mesmos vão endurecer ao serem processados. Já no caso dos alumínios tratados isso não acontece e, por norma, a fricção linear cria uma zona mais macia à volta do cordão de soldadura[1].

Sato et al.[47] estudaram os perfis de dureza no alumínio AA6063-T5, soldado por fricção linear, e tentaram perceber qual era a influência dos precipitados nessas alterações, chegando a várias conclusões. Os autores defenderam que os perfis de dureza estão mais relacionados com a distribuição de precipitados do que com o tamanho do grão. Afirmaram, também, que se pode comprovar pelo perfil de dureza mostrado graficamente na Figura 2.14, em que há um claro amaciamento do material na zona processada em relação ao material base, e que os valores mínimos de dureza se registam aproximadamente a 10 mm do centro do cordão de soldadura. Os autores também classificaram o material por zonas, distinguindo quatro zonas (a zona com a mesma dureza que o material base BM, a zona com menor dureza que o material base LOW, a zona onde se registam os menores valores de dureza MIN e a zona amaciada SOF) e tentando associar as durezas registadas nessas zonas com os tipos de precipitados existentes nas mesmas. Existem dois tipos de precipitados, uns em forma de agulha e outros em forma de haste. À medida que se vai aproximando do centro do cordão, a densidade dos precipitados em forma de haste vai aumentando, levando assim a uma diminuição da dureza, aumentando um pouco no centro, uma vez que há a dissolução completa dos precipitados.

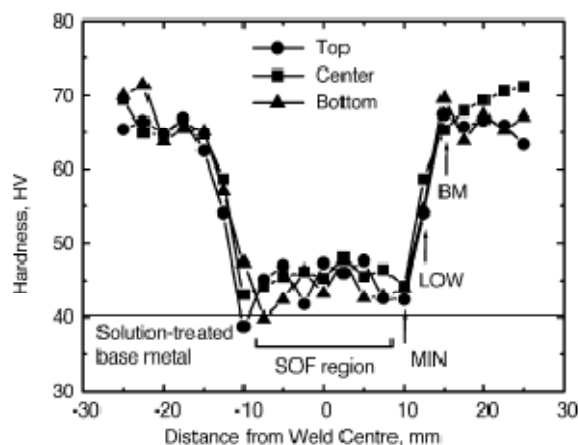


Figura 2.14 - Perfil de dureza para o alumínio AA6063-T5, [1],[47]

2.5.5.5 Ductilidade e estados de tensão

A ductilidade é a capacidade de um material suportar a deformação plástica, sob a acção de cargas, sem se romper ou fracturar. Esta é caracterizada pelo fluxo de material sob a acção de uma tensão cisalhante.

E.A. El-Danaf et al.[48] processaram por fricção linear o alumínio AA5083 com uma velocidade de rotação de 430 rev/min e com uma velocidade de avanço de 90 mm/min, com o objectivo de estudar a evolução da ductilidade para três alongamentos diferentes, a uma temperatura de 250 °C. Estudar a ductilidade neste material tem vantagem, uma vez que esta liga de alumínio é uma liga sem tratamento térmico, com uma excelente resistência à corrosão e muito boa para soldar. Como esta liga tem uma boa resistência e elasticidade é um material de eleição para a indústria aeronáutica e automóvel. Os autores do referido trabalho concluíram que a 250 °C esta liga de alumínio processada por fricção linear apresenta alta sensibilidade a altas taxas de deformação, bem como um aumento de ductilidade comparado com o material antes de ser processado.

M.L.Santella et al.[49] estudaram os efeitos do processamento por fricção linear nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio AA319 e AA356 e observaram que ambas as ligas apresentam um grande aumento de ductilidade depois de processadas. No caso da liga AA319 o processamento aumenta o alongamento possível sem fractura de 1 % para 7 % e no caso da liga AA356 este valor aumenta de 3 % para 12 %. A Figura 2.15 mostra os gráficos de tensão-extensão para estas duas ligas, antes e depois do processamento.

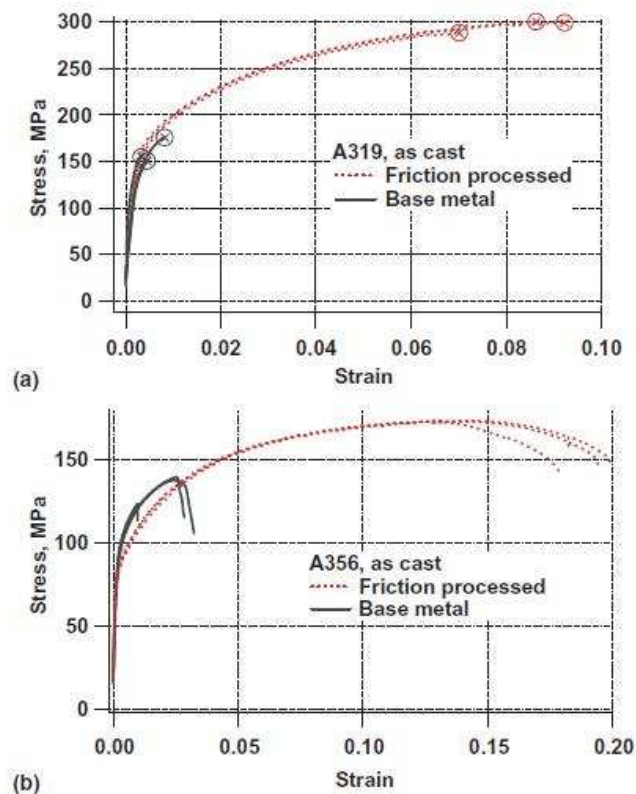


Figura 2.15 - Gráficos tensão-extensão feitos nas ligas de alumínio A319 e A356 antes e depois do processamento por fricção linear; a)A319; b)A356 [49]

Os autores concluíram que as propriedades de tracção destas ligas são fortemente dependentes dos níveis de porosidade do material, da escala da microestrutura e dos tratamentos térmicos, e que a resistência à ruptura e à ductilidade do material aumenta com os níveis de porosidade e com o decréscimo de tamanho do grão.

2.5.5.6 Fadiga

A fadiga é uma falha que os materiais apresentam quando sujeitos a cargas cíclicas muito abaixo da sua tensão de cedência, ou seja, em regime elástico, produzindo fissuras em geral à superfície devido à concentração de tensões. Como se trata de uma propriedade mecânica com bastante importância, uma vez que é uma propriedade considerada crítica para a maioria das indústrias, tais como construção automóvel, civil, aeroespacial, naval, torna-se importante estudar o efeito dos processamentos por fricção linear na fadiga dos materiais.

S. Lomolino et al.[50] realizaram um estudo onde se pretendeu comparar os resultados de ensaios à fadiga em juntas de fricção linear, com as curvas S-N obtidas nos cordões de soldadura convencionais em ligas de alumínio, bem como, os respectivos materiais base. Os autores chegaram à conclusão de que as ligas de alumínio soldadas por fricção linear apresentam melhor resistência à fadiga quando envelhecidas naturalmente do que as que

sofrem um envelhecimento forçado. Segundo estes autores, maquinando a superfície do cordão de soldadura, este adquire mais resistência à fadiga do que corpos de prova que não sofreram maquinação. Por fim, concluíram que o comportamento à fadiga de materiais soldados por fricção linear se aproxima dos valores de resistência do material base.

S.R. Sharma et al.[51], neste artigo afirmaram que o processamento por fricção linear na liga AA356 com uma velocidade de avanço de 203.2 mm/min leva a uma distribuição uniforme das partículas de Si no alumínio, assim como à eliminação da porosidade, o que vai levar a uma aumento de quase 80 % da resistência à fadiga na zona do cordão de soldadura.

2.5.5.7 Condutividade Eléctrica

T. G. Santos et al.[6], realizaram um estudo com o objectivo de caracterizar a condutividade eléctrica na secção transversal de cordões de soldadura produzidos por SFL e investigar a relação da condutividade eléctrica com a dureza, verificada em várias zonas do cordão de soldadura. No final deste trabalho os autores puderam concluir que através do método usado para avaliar a condutividade eléctrica, END por CI, é possível relacioná-la com a microestrutura observada em cada zona. Verifica-se na realidade uma alteração da condutividade eléctrica nos materiais quando soldados por fricção linear, como consequência das alterações micro-estruturais. Analisando a distribuição de condutividade obtida nas várias zonas da liga de alumínio AA7075-T6, resultantes do processo, os autores concluíram que a condutividade eléctrica decresce no *nugget*, crescendo na zona termo-mecanicamente afectada e na zona afectada apenas por calor, resultante da recristalização dinâmica no *nugget* e crescimento do grão nas restantes zonas afectadas. O perfil de condutividade obtido neste estudo está representado na Figura 2.16.

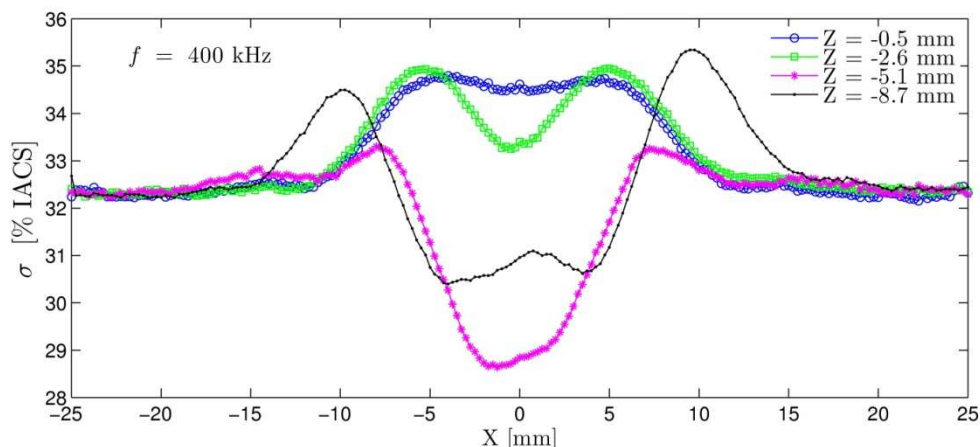


Figura 2.16 – Perfil de condutividade a diferentes profundidades na junta de SFL da liga AA7075-T6 maquinada em rampa

Existe um ponto muito importante nas conclusões citada pelos autores, que é o facto da medição da condutividade ter um grande potencial para a caracterização das juntas soldadas por fricção linear, tanto à superfície como em profundidade.

2.5.6 Defeitos derivados da soldadura e processamento por fricção linear

Os processos de soldadura por fricção linear são processos que podem dar origem ao aparecimento de defeitos na zona processada, levando a uma junta de má qualidade. Este fenómeno pode ser evitado apenas com a boa conjugação de todos os parâmetros do processo. No entanto, existem variações no processo, não dependentes dos parâmetros do mesmo, que podem dar origem a juntas com defeitos, devidas a alterações dos parâmetros nominais, alterações no material base, diferentes preparações da junta ou problemas na justaposição das peças a ligar. Os principais tipos de defeitos que ocorrem na variante convencional de SFL são: rebarba nos lados em avanço e retrocesso; estrias; abatimento superficial do cordão; marca da saída da ferramenta; vazios (por norma no lado em avanço); inclusões (como por exemplo partículas da ferramenta); falhas na raiz; partículas de segunda fase e óxidos; abatimento da raiz do cordão. Um exemplo deste tipo de defeitos está representado na Figura 2.17.

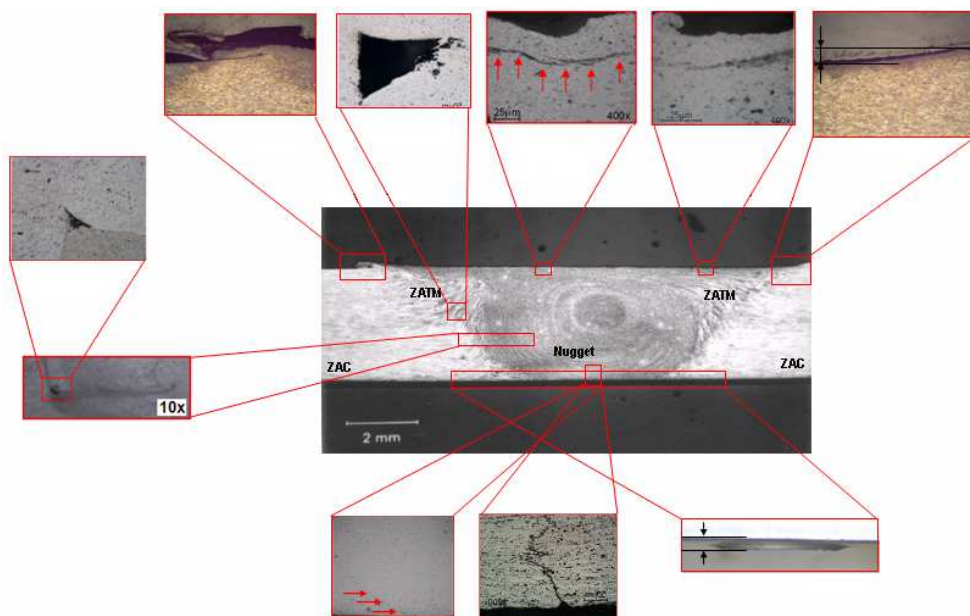


Figura 2.17 - Defeitos típicos em cordões de SFL de juntas topo-a-topo: a) Rebarba do lado em avanço; b) Vazios do lado em avanço; c) Alinhamento de partículas na superfície; d) Estrias; e) Abatimento superficial; f) Abatimento da raiz do cordão; g) Defeito de falta de penetração na raiz; h) Alinhamento de partículas na raiz do cordão. [7]

Muitos destes defeitos podem ser detectados a olho nu, enquanto que outros só por meio de END. A rebarba, o abatimento e outros defeitos podem ser evitados por uma correcta escolha

dos parâmetros do processo, nomeadamente a geometria do pino da ferramenta. Os defeitos mais graves são aqueles que se localizam na raiz do cordão e que podem assumir a forma de falta de ligação de material ou o deficiente alinhamento de partículas. Estes últimos podem acontecer devido ao insuficiente comprimento do pino que dá origem a um deficiente fluxo visco-plástico junto à base inferior das chapas. Este tipo de defeitos pode dar origem a uma perda de resistência mecânica da junta soldada especialmente sob esforços de fadiga [7].

2.6 Síntese do Capítulo

Neste capítulo, realizou-se uma introdução teórica e descreveu-se o estado das principais matérias de interesse para o âmbito desta tese. Definiu-se o que são ensaios não destrutivos e abordou-se em detalhe o modo de funcionamento de END por CI. No ponto §2.4 descreveu-se as propriedades eléctricas dos metais destacando-se os principais factores que influenciam a condutividade eléctrica. Por fim no ponto §2.5 descreveu-se a SFL e o PFL onde se abordaram as variantes que os influenciam e de que modo estas afectam o material processado, destacando as propriedades mecânicas. Como se viu existem algumas publicações sobre as propriedades mecânicas afectadas por este tipo de processamentos no estado sólido, mas muito pouco sobre o comportamento da condutividade eléctrica do material quando sujeito a este tipo de alterações. Relacionando as propriedades que afectam a condutividade eléctrica e as propriedades alteradas pelo processamento no estado sólido, é possível efectuar uma previsão de como a condutividade se vai comportar. É com base nessas relações que se irão tirar conclusões acerca deste trabalho.

Capítulo 3 - Desenvolvimento de Sistema de END por CI para a Medição de Condutividade Eléctrica

3.1 Introdução

O objectivo científico central deste trabalho é caracterizar e compreender as variações dos campos de condutividade eléctrica em diferentes ligas de alumínio processadas no estado sólido.

No entanto, conforme referido em §1.2, também foi definido como objectivo tecnológico o desenvolvimento dos meios laboratoriais para caracterizar os perfis de condutividade. Nesse sentido foi concebido, desenvolvido e produzido um protótipo de um sistema de END por CI para a medição de condutividade eléctrica.

Naturalmente que este resultado não constitui uma inovação tecnológica muito significativa. Contudo decidiu-se avançar com este protótipo por duas razões: por um lado, não existe no mercado nenhum equipamento que permita fazer o que se pretende, por outro lado pretendeu-se contribuir para o reforço dos meios laboratoriais do futuro laboratório de END do DEMI.

3.2 Vista Global

Um sistema de END tem como objectivo a realização de testes ou de ensaios, em materiais ou produtos, com o fim de avaliar características próprias ou verificar a integridade da peça

em análise. Este sistema é constituído por uma sonda, que tem como papel principal a medição da condutividade eléctrica, e por todo o aparato que permite a movimentação da sonda e a interpretação da informação adquirida por esta. Além da sonda são necessários equipamentos adicionais para geração de sinal e processamento desse mesmo sinal, meios de posicionamento e locomoção automatizada das trajectórias de inspecção e software dedicado para coordenar todos os elementos do sistema. Todos estes elementos em conjunto formam um sistema de END.

O sistema (Figura 3.1) é constituído por uma sonda de CI, um dispositivo de posicionamento e locomoção da sonda (mesa XY), os dispositivos electrónicos de geração, aquisição e condicionamento de sinal, e um software dedicado que serão descritos mais detalhadamente nos próximos subcapítulos.

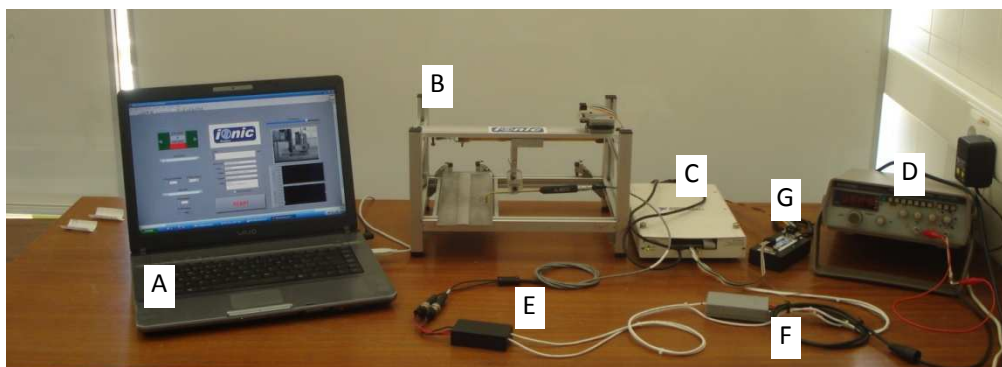


Figura 3.1 - Vista global do sistema de END; A) Computador; B) Mesa XY; C) Placa de aquisição de dados; D) Gerador de sinais; E) Circuito de ligação entre os terminais da sonda e os terminais da placa de aquisição de dados; F) Resistência eléctrica calibrada em série com a excitação para a medição de corrente; G) Caixa de excitação do motor passo-a-passo.

3.3 Sondas de Correntes Induzidas

Apesar de não terem sido desenvolvidas sondas de CI no âmbito deste trabalho de Mestrado, foram utilizados dois tipos de sondas já existentes. Uma das sondas foi desenvolvida no âmbito da tese de doutoramento de Santos. T.[7] e é espiral circular plana, designada por C10, com dez espiras planas, a outra sonda é uma sonda comercial helicoidal cilíndrica blindada, com núcleo de ferrite, em modo de funcionamento absoluto modelo Right angle pencil probe Nortec p/100 – 500 KHz da Olympus, comprada para a realização desta tese. A diferença entre estas duas sondas é que a C10, sendo espiral plana, tem as espiras no mesmo plano e a sonda comercial da Olympus tem as espiras dispostas na vertical o que apresenta vantagens uma vez que aumenta a resolução espacial permitindo assim medições pontuais e em áreas de superfície menores.

As características de cada sonda são detalhadas na Tabela 3.1 e Tabela 3.2 e as suas formas podem ser vistas na Figura 3.2.

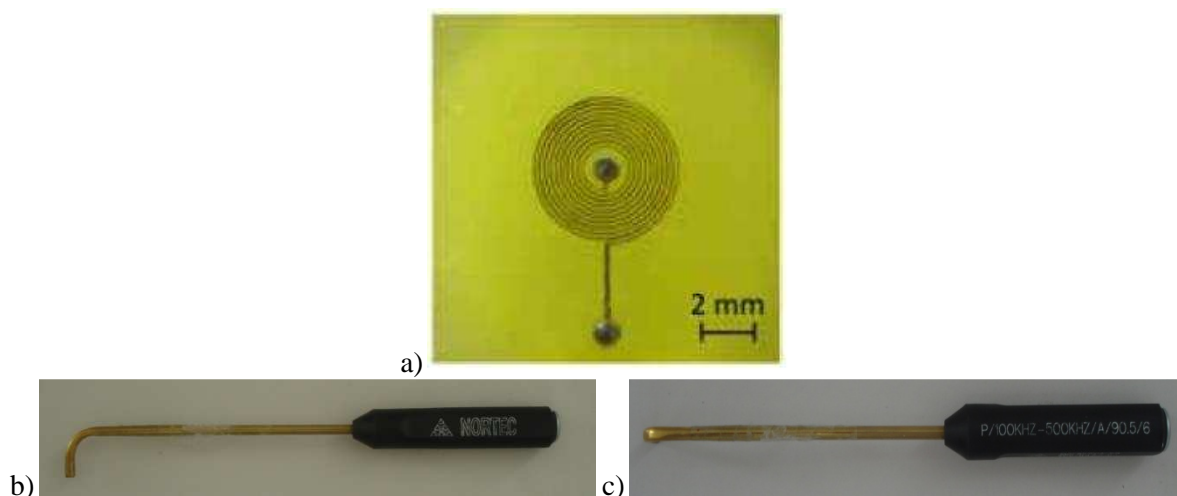


Figura 3.2 - Sondas de inspeção; a) Sonda C10; b) Sonda Olympus (vista lateral); c) Sonda Olympus (Vista de cima).

Tabela 3.1 - Parâmetros das Sondas de Inspeção

Sonda	Nº de Espiras	Espaçamento das Espiras [μm]	Largura das espiras [μm]	ϕ_{Exterior} [mm]	ϕ_{Interior} [mm]	Perímetro [mm]	Área Total [mm^2]
Circular C10	10	100	50	5.4	1.5	116	22.90

Tabela 3.2 - Parâmetros da Sonda de inspeção Olympus

Sonda	Frequência de funcionamento [Khz]	Comprimento total [mm]	Drop [mm]
Olympus Nortec 500 A/90.5/6	100 – 500	90,5	6

3.4 Chassis de Posicionamento e Locomoção das Sondas

O chassis de posicionamento e locomoção das sondas, mesa XY, foi concebido para a realização deste trabalho e foi desenvolvido com base nas especificidades de inspeção em chapas planas. As suas cotas de atravancamento são 350 x 240 x 200 mm e permitem uma área útil de inspeção de 310 x 200 mm. O movimento segundo o eixo X é assegurado por um motor passo-a-passo e o movimento segundo o eixo do Y é garantido através da movimentação manual do pórtico, quando necessário. A mesa, através de um sistema de molas, garante que a sonda exerce sempre a mesma força sobre o corpo de teste, obtendo-se assim uniformidade nos dados adquiridos por esta, e permite também a aplicação de dois tipos

de suportes para sondas, ou seja, a C10 espiral plana e a “pencil probe” da Olympus. As Figura 3.3 e Figura 3.4 mostram a vista geral da mesa XY, assim como todos os pormenores relevantes para a sua descrição.

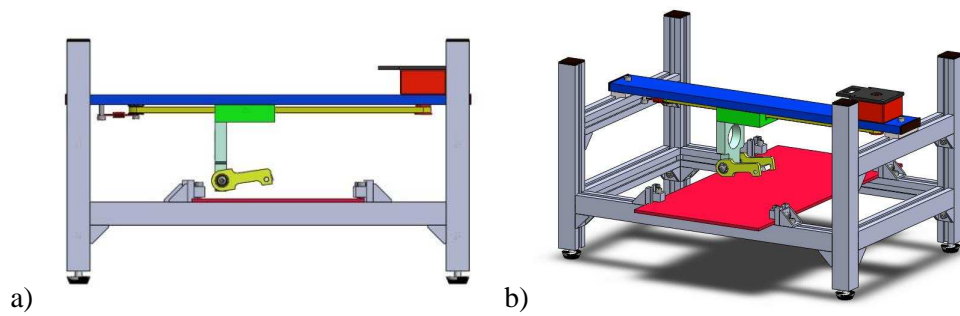


Figura 3.3 – Modelação geométrica da Mesa XY; a) Vista de Frente; b) Vista de perspectiva.

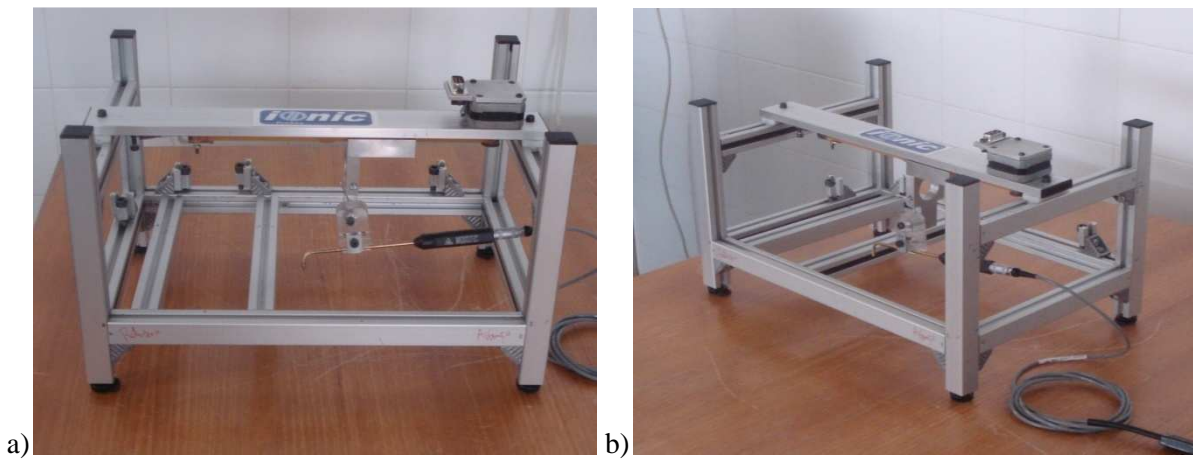


Figura 3.4 – Protótipo laboratorial do sistema de END; a) Vista de Frente; b) Vista de perspectiva.

As imagens seguintes contemplam a vista geral da mesa com as adaptações para as diferentes sondas e o respectivo sistema de molas. O suporte para a sonda Olympus é ilustrado na Figura 3.5 e o da sonda C10 na Figura 3.6.

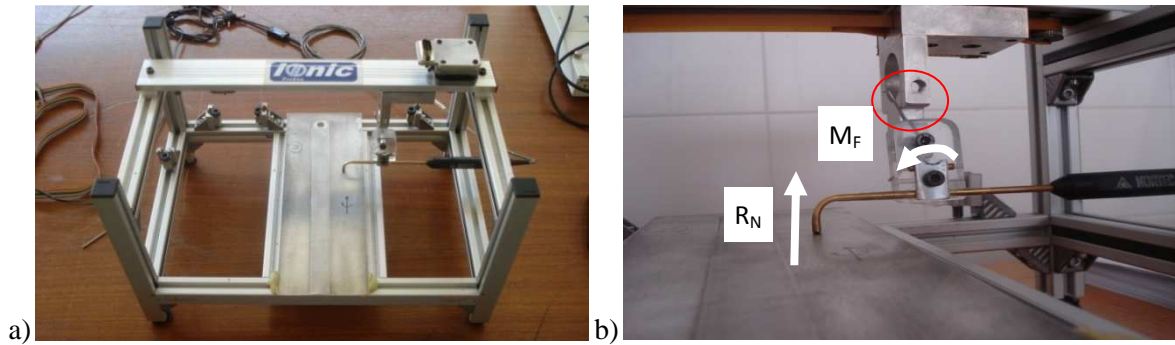


Figura 3.5 - Mesa XY com porta sondas adaptado à sonda Olympus; a) Vista geral; b) Suporte sonda.

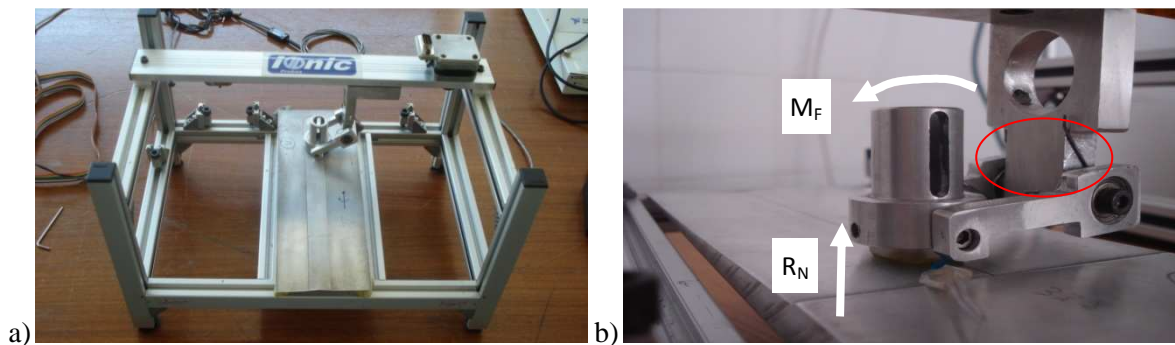


Figura 3.6 - Mesa XY com porta sondas adaptado á sonda C10 e C20;
a)Vista geral; b) Suporte sonda.

Note-se que na Figura 3.6 o sistema de molas está assinalado dentro do círculo vermelho. A mola vai provocar um momento sobre o suporte da sonda, garantindo que a força sobre a peça a inspeccionar se mantenha constante sendo assim possível que a superfície da sonda esteja sempre paralela à superfície do corpo de prova. É de salientar que através da independência dos braços do suporte é sempre possível, independentemente da geometria das peças a inspeccionar, manter a sonda paralela à superfície (Figura 3.7).

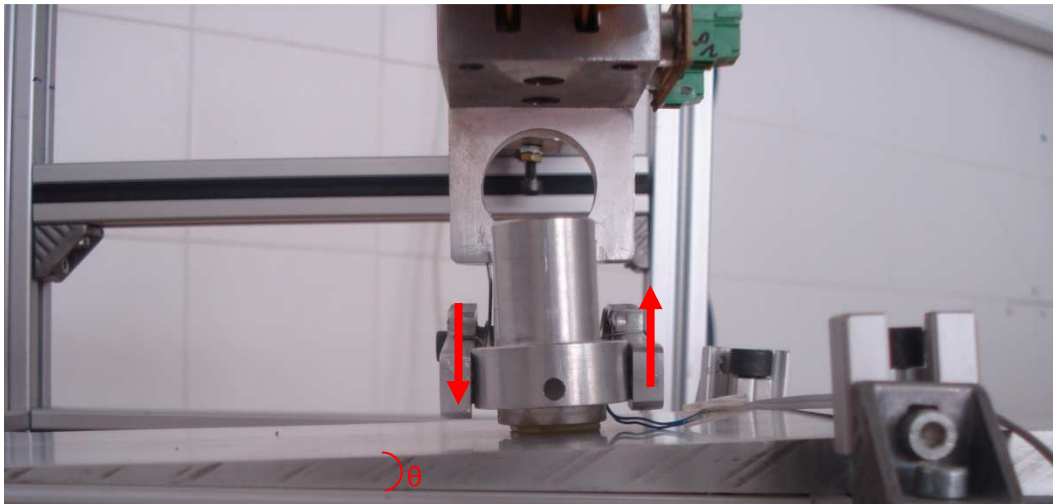


Figura 3.7 - Independência dos braços do suporte

Na Tabela 3.3 observa-se as características técnicas da mesa XY desenvolvida.

Tabela 3.3 - Características técnicas da mesa XY

Cotas de atravancamento [mm]	Área útil de inspeção [mm]	Peso [Kg]	Velocidade de inspeção [mm/min]
350X240X200	310X200	2,047	10

3.5 Dispositivo de controlo do motor passo-a-passo

Na Figura 3.8 observa-se em detalhe a constituição do dispositivo de excitação do motor passo-a-passo que, através de vários transístor vai amplificar o sinal mandado pelo computador num sinal com potência suficiente para a movimentação do motor.

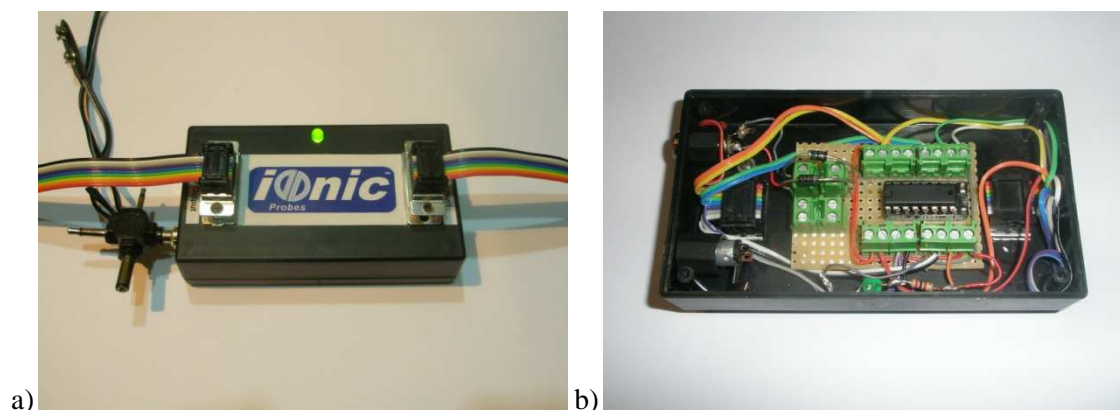


Figura 3.8 – Detalhe do dispositivo de excitação do motor passo-a-passo; a) Dispositivo de excitação; b) Constituição do dispositivo de excitação

3.6 Electrónica de Geração, Aquisição e Condicionamento de Sinal

Os dispositivos electrónicos de geração, aquisição e condicionamento de sinal são elementos de extrema importância num sistema de END, na medida em que a sua fiabilidade

condiciona o desempenho das próprias sondas de CI. Um aspecto da fiabilidade destes dispositivos electrónicos está relacionado com a precisão e exactidão com que são calculados os valores de amplitude e diferença da fase da tensão induzida U_{out} aos terminais da bobina que constituem a sonda.

O método para calcular os valores de amplitude e diferença de fase da tensão induzida U_{out} é uma solução implementada através de *software* baseado num algoritmo *sine-fitting* [52] que reconstitui as formas de onda da tensão induzida U_{out} e da tensão de excitação da sonda, para estimar a amplitude e a diferença de fase de ambos. O procedimento consiste em introduzir uma resistência de precisão de $10\ \Omega$ em série. Com o sinal de excitação da sonda, a tensão aos terminais dessa resistência e a tensão induzida U_{out} são adquiridas directamente pelo DAQ a uma taxa de aquisição de 500 KS/s com 10000 pontos em cada canal. Os respectivos parâmetros das formas de onda são calculados posteriormente com o algoritmo *sine-fitting*, permitindo assim obter a amplitude e a diferença de fase. Este modelo tem a vantagem de ser simples e de fácil implementação, mas implica placas com elevadas taxas de aquisição, e pode comprometer a velocidade de inspecção devido ao tempo de cálculo gasto pelo algoritmo *sine-fitting*. Esta foi a solução adoptada em praticamente todas as medições.

Outra alternativa é o sistema que se apresenta na Figura 3.9, em que o cálculo da amplitude e da diferença de fase em vez de ser feito pelo *software sine-fitting* é feito com um circuito electrónico de geração e condicionamento de sinal [7]. Este é constituído por um circuito de excitação da sonda que, por sua vez, contém um amplificador operacional de alta corrente (OPAMP OPA561) com um ganho unitário, e por um circuito detector de fase e amplitude que é composto por três módulos distintos: i) um amplificador de voltagem com ganho de 40 dB para amplificar a tensão induzida U_{out} aos terminais das bobinas sensíveis da sonda, já que esta tensão induzida apresenta valores muito reduzidos da ordem dos $\sim 10\text{ mV}$; ii) um conversor RMS-DC, para gerar uma tensão proporcional à amplitude da corrente induzida nas bobinas sensíveis da sonda (detector de amplitude); iii) um detector de diferença de fase baseado num operador lógico XOR. Com esta metodologia os valores de fase e amplitude da impedância eléctrica (\vec{Z}) são disponibilizados através de um valor proporcional em corrente DC, que é lido numa placa de aquisição de dados mais económica.

Esta solução alternativa foi utilizada em ensaios preliminares e também para comparação e confirmação dos resultados obtidos com o *sine-fitting*.

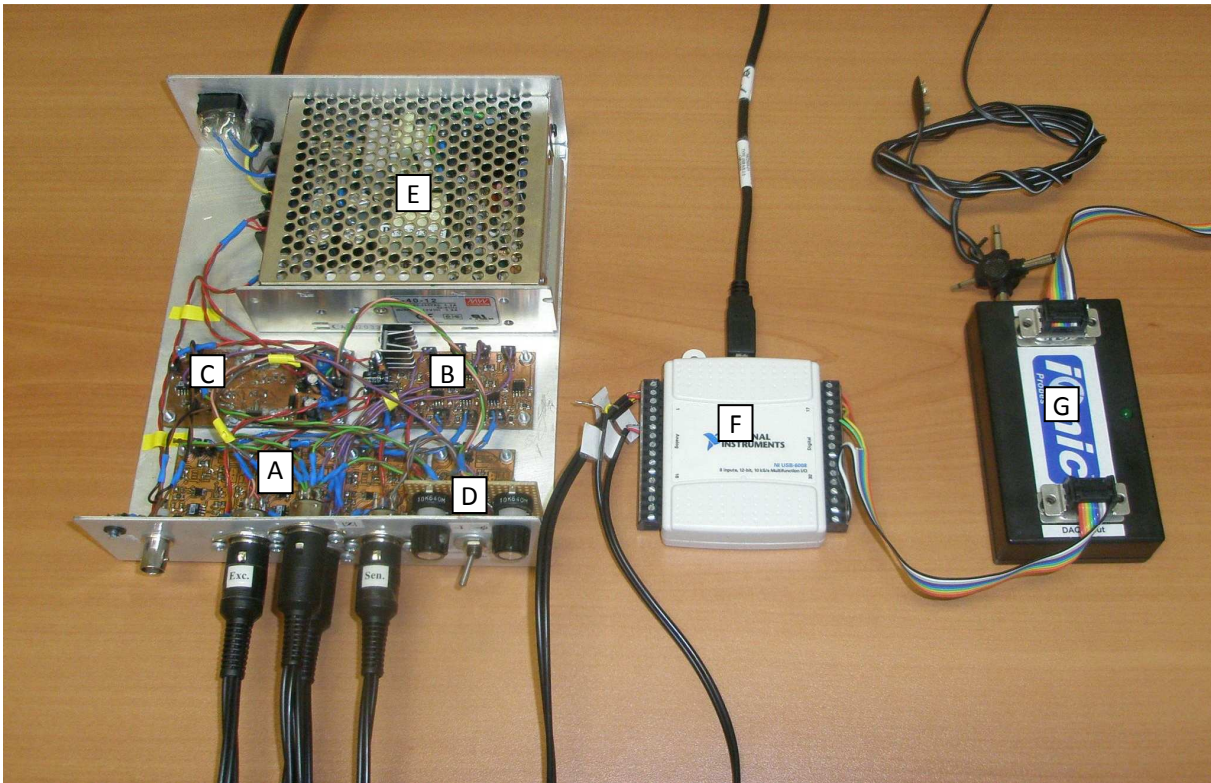


Figura 3.9 – Circuito electrónico de geração e condicionamento de sinal (A: detectores de amplitude, B: detectores de diferença de fase, C: circuito de excitação da sonda, D: variação da fase e da amplitude dos sinais de excitação da sonda *IOnic Plus*, E: fonte de potência de 12 V, F: placa de aquisição de dados e gerador de sinal para o motor passo-a-passo, G: dispositivo de excitação do motor passo-a-passo).

3.7 Software de END Dedicado

Para coordenar todos os elementos do sistema de END descritos até aqui foi desenvolvido um *software* propositadamente para esse efeito. O *software* foi desenvolvido em linguagem G, no ambiente LabVIEW® 8.0 da NATIONAL INSTRUMENTS®. A escolha deve-se ao facto de este software ter um elevado potencial na realização de aquisição, processamento e análise de dados em tempo real, assim como na criação de *Graphical User Interfaces* (GUI). O programa é composto por 8 sub-VIs e uma interface gráfica de controlo do movimento da sonda, respectiva posição e imagem, gravação de dados e visualização de resultados, como se mostra na Figura 3.10. Na Figura 3.11 apresenta-se um excerto do código desenvolvido para a criação deste programa.

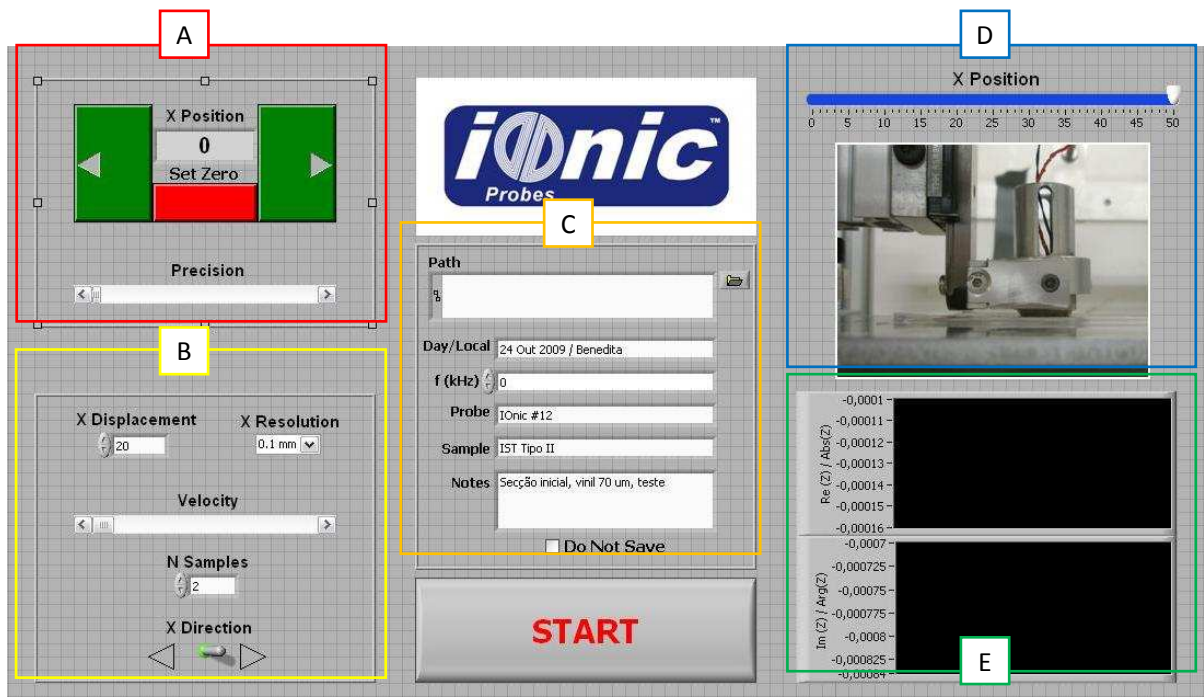


Figura 3.10 - Interface do programa de locomoção da mesa XY; Zona vermelha A: Definição de posição da sonda; Zona amarela B: Definições de deslocamento e aquisição de dados; Zona laranja C: Opções de gravação de dados e notas; Zona azul D: Imagem e posição da sonda; Zona verde E: Representação gráfica da parte real e imaginária da impedância eléctrica da sonda.

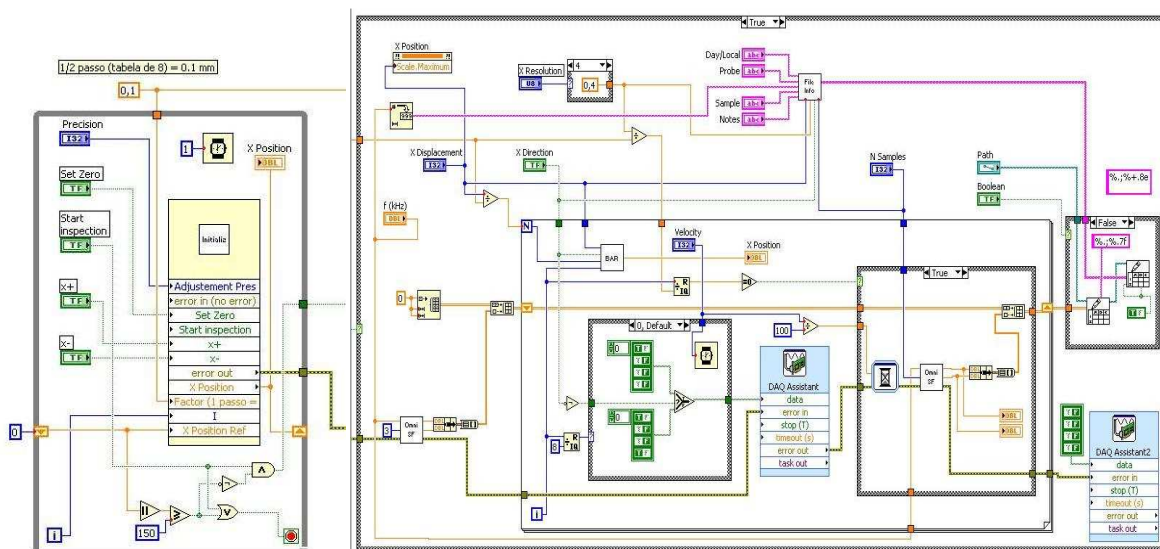


Figura 3.11 – Código desenvolvido em Labview para a criação do programa de movimentação da mesa e aquisição de dados.

Este *software*, após a realização do ensaio, grava os valores de impedância eléctrica complexa, divididos em parte real e imaginária num ficheiro *.txt. Este ficheiro contém também informação útil e relevante sobre o ensaio, nomeadamente o local onde foi realizado, a sua frequência de inspeção, o tipo de sonda utilizada, a identificação do corpo de teste, a direcção em que foi realizada a inspeção e a sua resolução.

```

1.2691091 -23.5835536
1.2702122 -23.5829578
1.2688056 -23.5843608
1.2688187 -23.5844534
1.2689872 -23.5839327
1.2681041 -23.5836377
1.2674490 -23.5856237
1.2662925 -23.5902662
1.2666489 -23.5876748
1.2671411 -23.5870063
1.2661359 -23.5901205
1.2654802 -23.5894040
1.2662920 -23.5905046
1.2665369 -23.5904765
1.2664033 -23.5939739
1.2668077 -23.5895958
1.2658289 -23.5923991
1.2661563 -23.5920991
1.2657174 -23.5966101
1.2650402 -23.6001701
1.2622736 -23.6027554
1.2618770 -23.6027911
1.2622591 -23.6020532
1.2628663 -23.6000396
1.2636771 -23.5977117
1.2622701 -23.5984175
-----
Re(Z)                Im(Z)
-----
----- Testing Parameters -----
Day/Local : 26.Jul.2010 / FCT
Probe : Nortec 100k-500k / A / 90.5 / 6
f = : 156600
Sample : AA6061_Q_4.8mm_50mm
X Displac : 50
X Resolut : 0,200000
X Directi : X+ -->
N Samples : 2
Notes : Ganho 6
Vexcit =0. 5, Vrecep = 10
-----

```

Figura 3.12 - Ficheiro *.txt criado pelo software de END com toda a informação acerca do ensaio.

3.8 Síntese do Capítulo

Neste capítulo é descrito o sistema de END utilizado para a execução dos ensaios necessários à realização deste projecto, assim como todo o processo de desenvolvimento e os meios que o tornaram possível.

Foi desenvolvido um chassis de locomoção e posicionamento de sondas, constituído por uma estrutura que contem um porta sondas movido, através de um sistema de correias, por um motor passo-a-passo. Esta estrutura permite também a colocação das amostras, através de uns fixadores colocados para o efeito. Tendo como base o LabView[®], foi desenvolvido um software de END dedicado. Este permite ao utilizador comandar o chassis de posicionamento da sonda, é também responsável pelo armazenamento dos dados obtidos pela sonda, revela toda a informação relativa ao ensaio e controla toda a electrónica de geração, aquisição e condicionamento de sinal.

Capítulo 4 - Descrição do trabalho experimental

4.1 Introdução

Neste capítulo é descrito o procedimento experimental, bem como os meios que o tornam possível. É apresentada uma caracterização do material base para se perceber as alterações mais evidentes que sucederam, assim como uma descrição detalhada do equipamento e ferramentas de SFL ou PFL utilizadas. Por fim descreve-se passo a passo, o procedimento experimental utilizado e os vários ensaios realizados.

4.2 Justificação do procedimento experimental

Como foi descrito ao longo do capítulo §2, a condutividade eléctrica de um material depende de vários factores, que são alterados quando se processa o mesmo. No caso do processamento por fricção linear estas alterações no material também vão ocorrer, tendo assim influência sobre a condutividade eléctrica. Com o objectivo de perceber a importância que cada factor tem sobre a condutividade eléctrica, o plano de ensaios incidiu sobre o isolamento de cada um desses factores através de métodos que levam à alteração dos mesmos e, assim, analisar a resposta da condutividade eléctrica. Planeou-se assim uma série de processos de modo a que tal fosse possível.

Sabe-se que a condutividade eléctrica depende de vários factores, de entre os quais a temperatura de processamento, a deformação plástica do material, o tamanho de grão e a

existência ou formação de precipitados. Para conseguir isolar cada uma destas variáveis, dividiu-se este trabalho experimental em cinco fases diferentes.

Primeira fase: No primeiro conjunto de ensaios experimentais procurou-se obter a variação da condutividade em função exclusivamente da deformação plástica, com o objectivo de perceber a contribuição deste factor para este fenómeno. Para isso, realizaram-se corpos de teste com forma paralelepípedica e de tamanho reduzido para deformar na prensa hidráulica e conseguir assim obter deformação plástica no material base.

Segunda fase: Neste conjunto de ensaios processaram-se placas de alumínio AA1100, por fricção linear, de modo a conseguirem-se contribuições apenas a nível da temperatura de processamento e do tamanho do grão para a variação da condutividade. Para este ensaio optou-se por este tipo de liga de alumínio, por ser maioritariamente composta por alumínio e ter adições de outros elementos de liga em quantidades reduzidas, não existindo assim tendência à formação de precipitados com o aumento da temperatura.

Terceira fase: Na terceira fase processaram-se, uma vez mais, por fricção linear, várias chapas de alumínio de diferentes ligas (AA5083-H111, AA6061-T6 e AA7075-T6). Neste ensaio a condutividade eléctrica foi afectada por todas as variáveis da qual depende: a deformação plástica, tamanho de grão, dos precipitados, e pela temperatura de processamento. Assim é possível compreender a influência de todos estes factores sobre a mesma.

Quarta fase: Nesta fase e, procura-se observar se a condutividade mantinha os mesmos padrões de variação em situações de cordões de soldadura sobrepostos com diferentes *overlaps ratios*. No subcapítulo § 4.8 descreve-se em detalhe como foram realizados estes ensaios.

Quinta fase: No último conjunto de ensaios pretendeu-se avaliar a variação de condutividade ao longo de toda a espessura do cordão de soldadura. Para alcançar este objectivo, e com o auxílio de uma fresadora convencional, maquinou-se todas as chapas em rampa, de modo a obter uma distribuição contínua da profundidade do cordão para medição de condutividade.

Após a realização deste trabalho experimental, nos corpos processados por fricção linear, realizaram-se cortes transversais no início e no fim do cordão, de modo a realizar fotomicrografias, fotomicrografias, medições de condutividade a meia espessura na secção transversal dos cordões e ensaios de dureza. Estes últimos foram elaborados para confirmar

que as condições no início e no fim de cada cordão de soldadura se mantinham inalteradas, assim como a meia espessura, uma vez que estes cortes transversais nos permitem ter acesso a toda a espessura de cordão.

4.3 Caracterização de Material Base

A composição química de cada tipo de liga de alumínio utilizado encontra-se na Tabela 4.1. os valores de dureza, condutividade eléctrica e térmica encontram-se na Tabela 4.2.

Tabela 4.1 - Composição química das várias ligas de alumínio (% de peso) [54]

	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
AA1100	99	-	0.05	-	-	0.05	-	-	0.10
AA2025-T4	90.7–94.7	0.1	3.8–4.9	0.5	1.2–1.8	0.3–0.9	0.5	-	-
AA5083–H111	92.4–95.6	0.05 – 0.25	0.1	-	4–4.9	0.4-1	0.4	0.15	0.25
AA6061–T6	95.8–98.6	0.04 – 0.35	0.15–0.4	0.7	0.8–1.2	0.15	0.4–0.8	0.15	0.25
AA7075–T6	87.1–91.4	0.18–0.280	1.2-2	0.5	2.1–2.9	0.3	0.4	0.2	5.1–6.10
AA7178–T6	85.3–89.5	0.18–0.280	1.6–2.40	0.5	2.4–3.10	0.3	0.4	0.2	6,3–7.3
AlScMg*	--	-	-	0.02	5.18	0.32	0.01	-	-

*A liga AlScMg contém também 0.25 de Sc e 0.06 de Zr

Tabela 4.2 - Valores de dureza e condutividade eléctrica para as diferentes ligas de alumínio [54]

Liga de Alumínio	Dureza (HV 0.2)	Condutividade eléctrica [%IACS] (valores retirados com a sonda Sigmatests® D2.0068, S/N 1128)	Condutividade Térmica [W/m-K]
AA1100-O	33	32	222
AA2024-T4		36	121
AA5083-H111	91	28	117
AA6061-T6	107	43	167
AA7075-T6	175	32	130
AA7178-T6	189	31	125
AlScMg		30	

Para a melhor caracterização da liga AA1100, realizaram-se fotomicrografias em várias direcções da chapa, como está esquematizado na Figura 4.1.

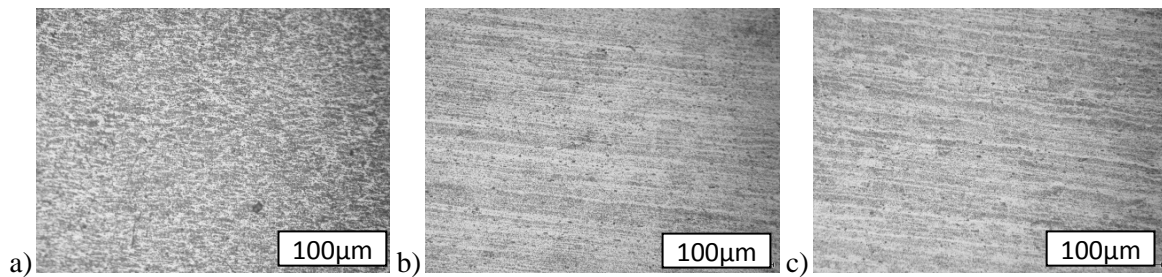


Figura 4.1 - Fotomicrografias da estrutura cristalográfica da liga AA1100 em várias direcções relativamente ao sentido de extursão; a) Longitudinal à direcção de extursão; b) Transversal à direcção de extursão; c) Vista de cima em relação à direcção de extursão.

4.4 Primeira fase: variação da condutividade eléctrica com a deformação plástica

Como descrito no ponto §4.2, esta fase experimental teve como fim processar o material, de modo a que o único factor afectado fosse a deformação plástica, mantendo-se inalterada a temperatura de processamento e garantindo a não existência de formação de precipitados, pretendendo-se avaliar:

$$\sigma = f(\varepsilon) \quad \left| \quad S, D, P, G = \text{Constante} \right. \quad (4.1)$$

Onde:

σ – Condutividade eléctrica (% IACS)

ε – Extensão (mm/mm)

S – Tensão (Mpa)

D – Defeitos (morfologia, localização e dimensão)

P – Precipitados (Quantidade e morfologia)

G – Grão (Forma e Dimensão)

Para tal, e a partir de chapas de alumínio, com o auxílio de uma serra de fita, realizaram-se cortes transversais ao sentido de extorsão e posteriormente, com uma serra de disco (Figura 4.2), cortaram-se essas tiras em vários corpos de prova em forma paralelepípedica com 20 x 20 x 10 mm (Figura 4.3), de diferentes ligas de alumínio, descritas na Tabela 4.3

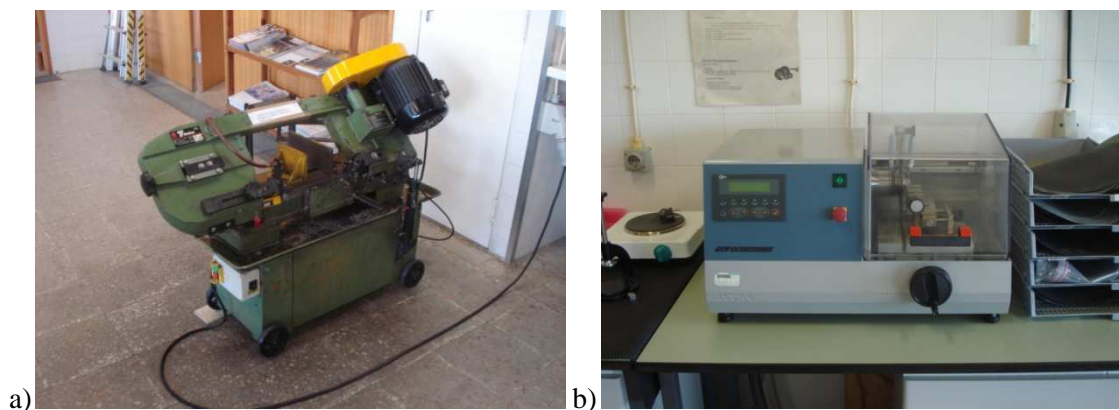


Figura 4.2 – Equipamento utilizado para o corte dos paralelepípedos; a) Serra de fita; b) Serra de disco da marca ATA modelo Brilliant 221

Tabela 4.3 - Tipos de ligas de alumínio usadas para este ensaio

Número	Tipo de Liga	Observações
1	AA1100	t= 10 mm extrudido
2	AA2024	Varão ($\phi = 20mm$)
3	AA5083-H111	t = 8 mm Laminado
4	AA6061-T6	t = 10 mm Laminado
5	AA7075-T6	t = 10 mm Laminado
6	AA7178-T6	t = 13 mm Laminado
7	AlScMg	t = 6 mm Laminado

A Figura 4.4 ilustra o modo como se efectuou este ensaio. Após o corte dos provetes em forma paralelepípedica, colocaram-se na prensa hidráulica de modo a provocar-se uma deformação (Figura 4.4), sendo assim possível que cada corpo de prova tenha diferentes valores de extensão. Após a deformação plástica poliu-se uma das faces de todos os provetes na lixa de disco (**Erro! A origem da referência não foi encontrada.**) de maneira a retirar-se o material que esteve em contacto com os pratos da prensa, podendo assim medir-se a condutividade numa superfície perfeitamente livre de vestígios e defeitos provocados. Por fim, realizaram-se as medições de condutividade eléctrica, com o equipamento Sigmatests® D2.0068, S/N 1128.

No processo de deformação dos corpos de prova na prensa hidráulica utilizaram-se duas placas com uma rugosidade média reduzida ($R_a = 0.6$). Caso contrário, ao provocar-se a deformação, obter-se-ia a impressão da superfície destas placas na superfície dos corpos de

prova dando origem a defeitos superficiais, que originam alterações nas medições de condutividade. Outra característica intrínseca a essas placas é que são de um material mais duro, para que durante o processo de deformação estas não se deformem. Antes e durante o processo de deformação os corpos de prova e as placas de apoio foram lubrificadas com uma massa de cobre, de modo a diminuir o atrito entre as placas e os provetes e garantir, assim, uma deformação uniforme, mantendo-se o paralelismo entre as faces do paralelepípedo. Como se sabe, as deslocamentos provocados no material, quando sujeito a deformação plástica, causam um aquecimento da peça, resultante da fricção entre deslocamentos. Para que tal não acontecesse, o processo de deformação de cada provete foi feito em vários passos, com baixa viscosidade de deformação, sendo entre cada passo o provete limpo e passado uma vez mais na massa de cobre até ser atingido o valor de extensão pretendido. Assim será possível a libertação de calor entre cada carregamento, pois é a única maneira de garantir que a variável temperatura não tenha influência na variação da condutividade, que é o principal objectivo deste ensaio.

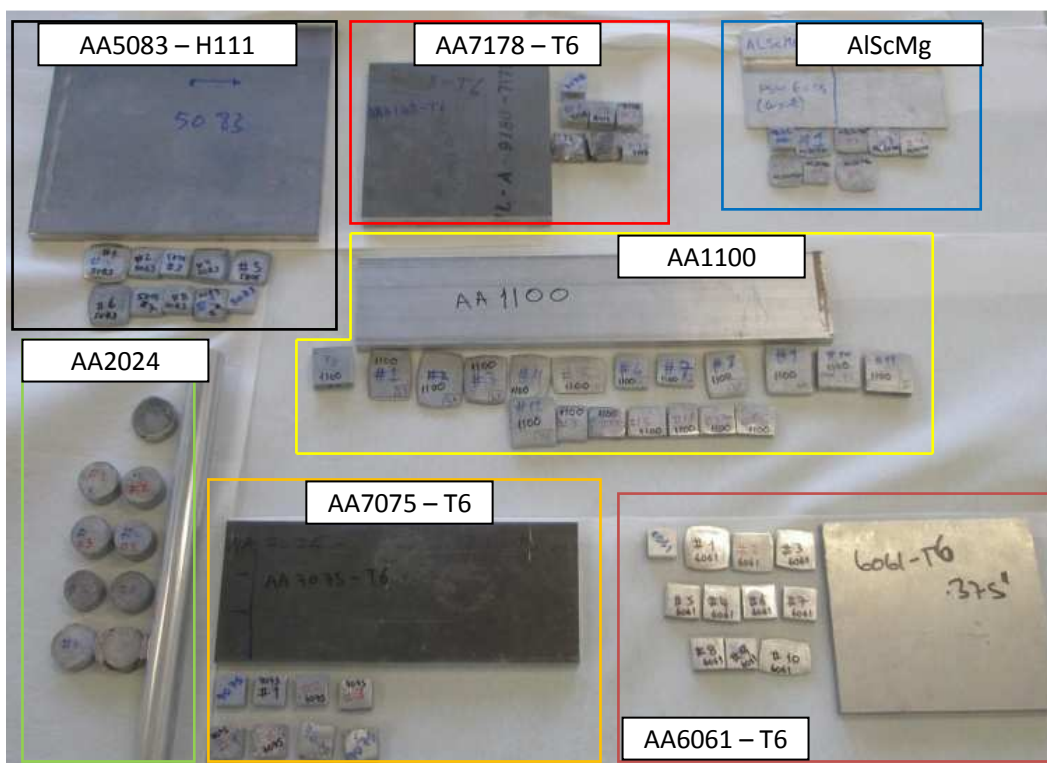


Figura 4.3 – Diferentes ligas de alumínio deformadas plasticamente.



Figura 4.4 – Equipamento e Processo de deformação; a) Prensa Hidráulica; b) Processo de deformação plástica.

Na Tabela 4.4 apresentam-se os valores de extensão máxima obtidos para cada tipo de liga de alumínio. No capítulo de resultados observa-se detalhadamente a extensão de todos os corpos de prova.

Tabela 4.4 - Valores máximos de extensão efectiva obtidos em cada liga de alumínio.

Liga de Alumínio	Valor máximo de extensão $\left(\varepsilon = \ln \left(\frac{t_i}{t_f} \right) \right)$
AA1100	1,77
AA6061-T6	1,20
AA2024	0,32
AA7075-T6	0,16
AA7178-T6	0,15
AA5083-H111	0,96
AlScMg	0,79

4.5 Caracterização do equipamento de PFL

Os ensaios de PFL foram realizados com uma fresadora convencional adaptada para SFL e PFL (Figura 4.5). Este equipamento, não sendo indicado para este efeito, apresenta uma desvantagem, nomeadamente o facto dos valores possíveis de seleccionar para a velocidade de avanço linear (v) e velocidade de rotação (ω) serem valores discretos com incrementos demasiado espaçados. Este equipamento foi adaptado para a realização de soldaduras com prescrição de carga vertical, no âmbito do trabalho da tese de mestrado de Gomes, T. [53] no entanto esta funcionalidade não foi utilizada, tendo-se optado por realizar os ensaios de PFL com prescrição de posição.



Figura 4.5 - Fresadora convencional de quatro eixos de accionamento mecânico da marca Jafo Jarocin

A ferramenta utilizada para o processamento no estado sólido caracteriza-se por ter uma base plana composta por duas estrias helicoidais e pino cónico roscado, e o seu aspecto e características estão representadas respectivamente, na Figura 4.6 e Tabela 4.5. Esta operação foi efectuada em várias ligas de alumínio das series 1xxx, 5xxx, 6xxx e 7xxx de modo a estudar a influência de vários factores provenientes do processamento na condutividade eléctrica.



Figura 4.6 - Ferramenta de Fricção Linear utilizada em todos os ensaios de PFL

Tabela 4.5 - Características da Ferramenta de Fricção Linear

Ferramenta	Base		Tipo	Pino
	$\phi_{Exterior}[mm]$	$\phi_{Interior}[mm]$		
#1	19	8	Plana com 2 estrias com $p = 2$	Cónico Roscado M8 triflute ($\phi_{Base} = 8\text{ mm}$, $\phi_{Topo} = 5\text{ mm}$)

4.6 Segunda fase: variação da condutividade eléctrica com a temperatura de processamento e tamanho de grão

O processamento por fricção linear foi comum às restantes fases experimentais deste trabalho. Como é descrito no ponto §4.2, a segunda fase do trabalho experimental consistiu em processar por fricção linear (*bead-on-plate*) duas chapas de alumínio da série AA1100, com um cordão cada: um realizado a quente e outro a frio. Utilizou-se uma chapa de alumínio da série AA1100 porque este tipo de alumínio é quase puro, ou seja, durante o seu processamento não vai haver formação de precipitados, podendo-se assim pôr de parte a influência destes para a condutividade eléctrica. Neste ensaio foi possível avaliar o comportamento da condutividade em função da deformação plástica, provocada pelo processo em si, da temperatura através de um processamento feito a frio e outro a quente, e do tamanho de grão. O que vai modificar a temperatura de processo é a relação ω/v , que se for alta provoca um processamento a quente e, caso contrário dará origem a um processamento a frio. Na Figura 4.7 mostra-se o critério de classificação consoante o cordão é realizado a quente ou a frio. Neste segundo teste pretendeu-se caracterizar a condutividade apenas em função da deformação plástica e da temperatura, ou seja:

$$\sigma = f(\varepsilon, G) \quad \left| \quad S, D, P = \text{Constante} \right. \quad (4.2)$$

O esquema do corpo de prova é representado na Figura 4.9. Para este ensaio utilizaram-se chapas de alumínio da liga 1100, com dimensões de 200 x 100 x 10 mm, para ambas as soldaduras e no caso da junta feita a quente utilizou-se a ferramenta #1 (Consultar Tabela 4.5) com uma velocidade de rotação $\omega = 1120 \text{ rev/min}$ e um avanço de $v = 180 \text{ mm/min}$, como se pode observar na Figura 4.9.

No caso de soldadura a frio a ferramenta usada foi a mesma mas com parâmetros de processo diferentes, com $\omega = 355 \text{ rev/min}$ e um avanço de $v = 355 \text{ mm/min}$ como se observa na Figura 4.9 b).

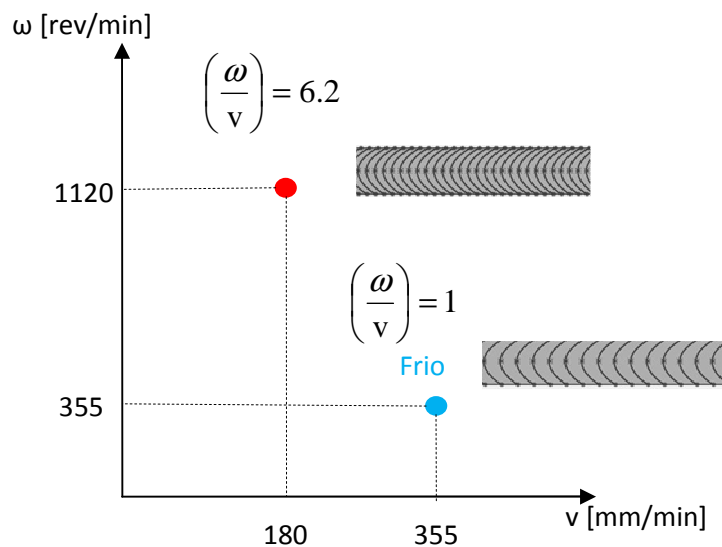


Figura 4.7 - Critério de classificação da temperatura de processamento por PFL e SFL.



Figura 4.8 - Processo de PFL

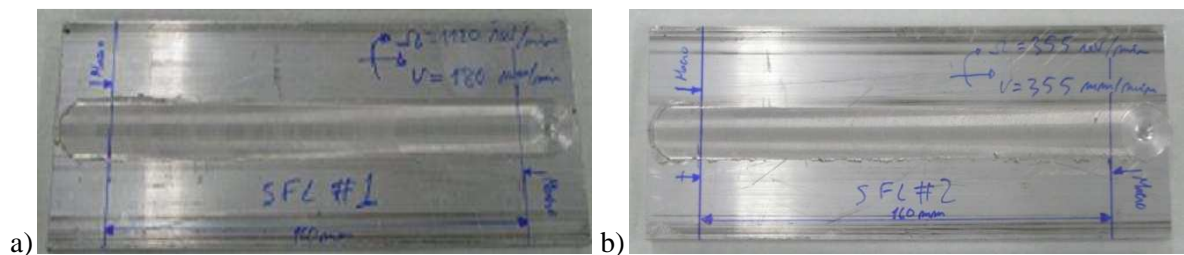


Figura 4.9 – Chapas de alumínio da liga 1100 processadas por PFL; a) Cordão de Soldadura a quente; b) Cordão de Soldadura a frio.

Nos extremos das chapas, como se ilustra na Figura 4.9, estão marcados os locais onde as estas foram cortadas para a realização das fotomicrografias e das fotomicrografias. Efectuaram-se cortes transversais de ambos os lados para se poder observar se há uniformidade da estrutura dos cordões ao longo do seu comprimento.

4.7 Terceira fase: variação da condutividade eléctrica com a temperatura, tamanho de grão e precipitados

No terceiro conjunto de ensaios foram processadas por PFL as restantes chapas das várias ligas de alumínio, (liga AA5083-H111, AA6061-T6, e AA7075-T6), estando, nestas ligas, a variação da condutividade influenciada pela deformação plástica, temperatura e formação de precipitados de acordo com a equação:

$$\sigma = f(\varepsilon, G, P) \quad \left| \quad S, D = \text{Constante} \right. \quad (4.3)$$

Mais uma vez a formação de precipitados e a variação do tamanho de grão estão associados com o processamento mecânico e a temperatura relacionada com a relação ω/v . Note-se que se tratam de ligas de alumínio não puras, sendo assim possível contar com a contribuição dos precipitados para a equação da condutividade. O aspecto final das chapas é visível na Figura 4.10. Também para esta análise teve-se em conta a liga de alumínio AlScMg, mas neste caso a chapa já se encontrava processada por PFL no âmbito de outro trabalho. Neste caso, para a análise de condutividade a meia espessura e com uma fresadora convencional realizou-se uma remoção de material (Figura 4.11) de modo a obter uma saliência onde se pudesse colocar a sonda Sigmatests[®] D2.0068, S/N 1128 cedida pela TAP-ME e saber o valor real de condutividade pontualmente.

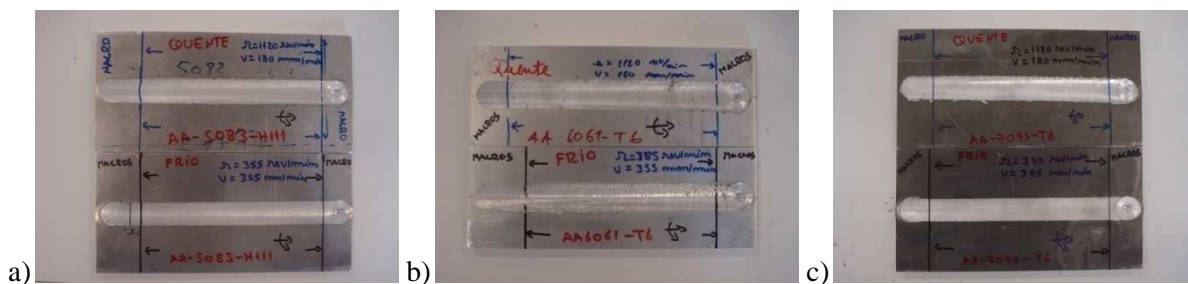


Figura 4.10 – Chapas processadas por PFL; a) AA5083; b) AA6061; c) AA7075.

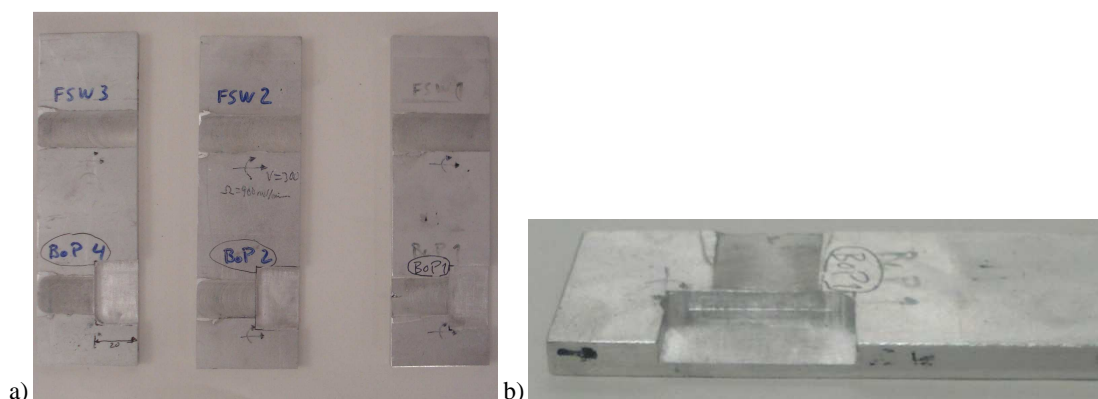


Figura 4.11 - Cortes efectuados em chapas de AlScMg, para a realização de medições de condutividade; a) Vista geral; b) Vista em pormenor

4.8 Quarta fase: variação da condutividade com a sobreposição do cordão de soldadura

Na quarta fase do procedimento experimental pretendeu-se avaliar a influência da multipassagem e da sobreposição de cordões sobre os campos de condutividade eléctrica do alumínio. O objectivo foi perceber se estes apresentavam uma variação de acordo com a área afectada pelo processo, distinguindo-se com clareza cada uma dessas zonas, ou se adoptavam um comportamento que fosse uma mistura das variações características a cada zona afectada.

Neste plano de ensaios, foram efectuados, numa chapa de alumínio da liga AA1100, vários cordões de soldadura mas com distâncias entre os seus centros, distâncias essas que foram definidas pelo valor de *overlap*. Sendo assim, foram realizados vários cordões com diferentes valores de *overlap*, $OL = \frac{1}{2}\phi, \phi, 2\phi$, como se esquematiza na Figura 4.12. Na Figura 4.13 pode se ver as chapas depois de processadas.

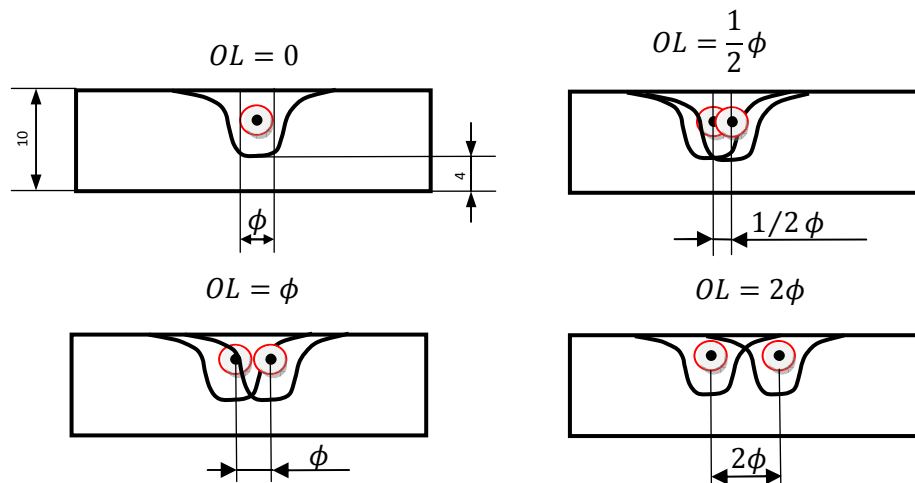


Figura 4.12 - Esquema dos vários *overlaps* aplicados nos provetes de ensaio.

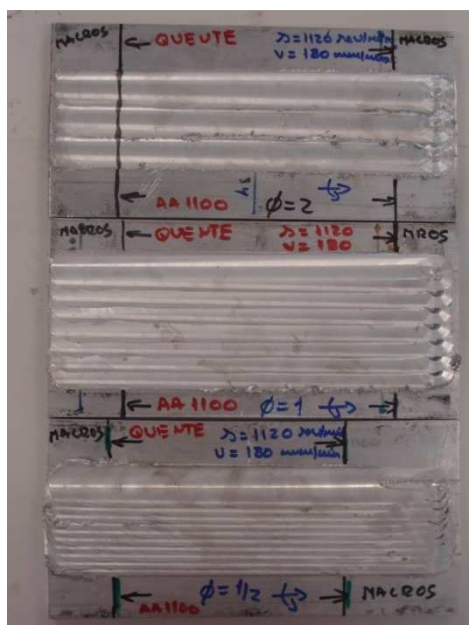


Figura 4.13 - Chapas processadas com *overlapping* conforme esquematizado na Figura 4.13.

Pretendeu-se também conhecer a influência que o número de passagens e direcção da ferramenta tiveram na condutividade. Para isso, fez-se um cordão apenas com uma passagem nas duas direcções e, de seguida, fez-se outro cordão mas passando a ferramenta quatro vezes na mesma direcção. Para este processo utilizaram-se chapas de alumínio da série 1100. Na Figura 4.14 observa-se o processo esquematizado.

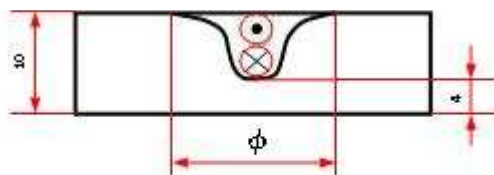


Figura 4.14 - Esquematização do cordão com passagens em duas direcções e $OL = 0$.

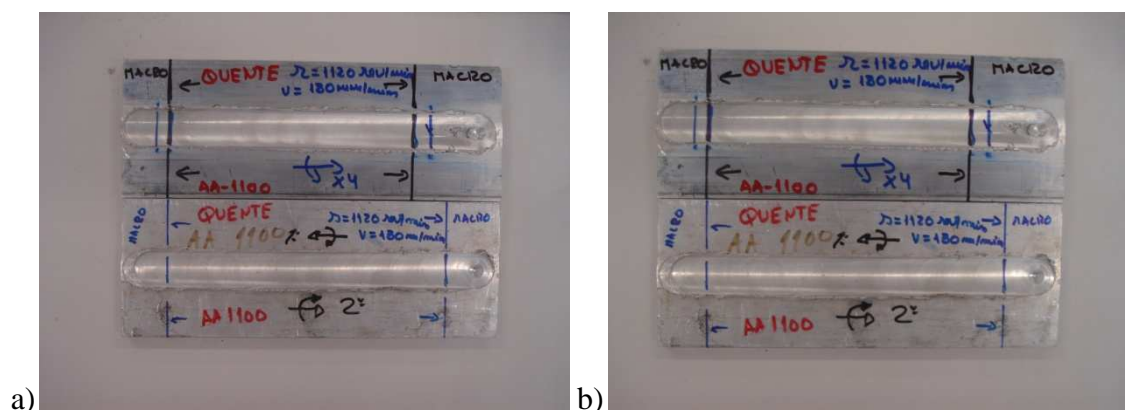


Figura 4.15 - AA1100 processadas com $OL = 0$ a) 2 passagens em direcções opostas; b) 4 passagens na mesma direcção

4.9 Quinta fase: Variação da condutividade eléctrica em função da profundidade de material

Na quinta fase do conjunto de ensaios efectuou-se uma análise em profundidade do cordão de soldadura. Assim, e com a fresadora, foi feita a remoção de material de modo a que a chapa processada ficasse em rampa, como se pode ver na Figura 4.16. Com este procedimento, foi possível estudar em detalhe o comportamento da condutividade eléctrica ao longo de toda a espessura da chapa processada. As dimensões da chapa eram de 200 x 100 x 10 mm, de onde, 25 mm do início e, 25 mm do fim do cordão foram cortados para fazer fotomicrografias, ficando a chapa apenas com 150 mm de comprimento disponível para maquinar em rampa. A vantagem de se maquinar as chapas em rampa é a possibilidade de se obter uma distribuição contínua de valores de profundidade no cordão de soldadura. O resultado desta operação pode ser visto na Figura 4.17.

Após a maquinação em rampa, todas as chapas processadas foram levadas à TAP-ME para serem inspeccionadas pela sonda da marca e modelo Sigmatests® D2.0068, S/N 1128 de modo a se ter acesso aos valores reais de condutividade eléctrica. Isto é necessário uma vez que, a sonda Olympus, ao fazer as medições, dá os resultados em valor qualitativo/relativo. Após este procedimento e aplicando um factor de escala aos valores relativos, com base nos valores reais retirados pela sonda da TAP, obtêm-se os perfis de condutividade eléctrica.

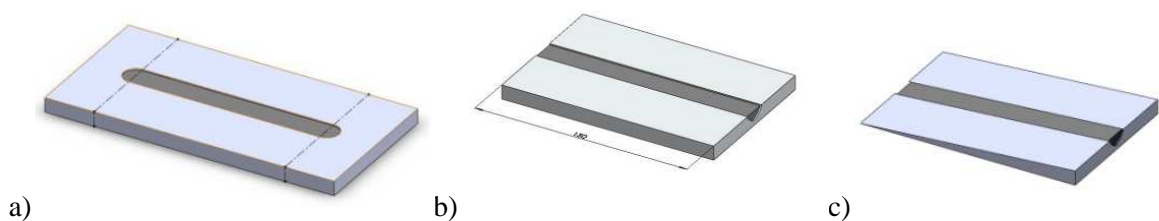


Figura 4.16 – Esquema das chapas nas várias fases da maquinação; a) Chapa original com limites de corte para realização de macros; b) Chapa cortada sem início e fim de cordão de soldadura; c) Chapa maquinaada em rampa.

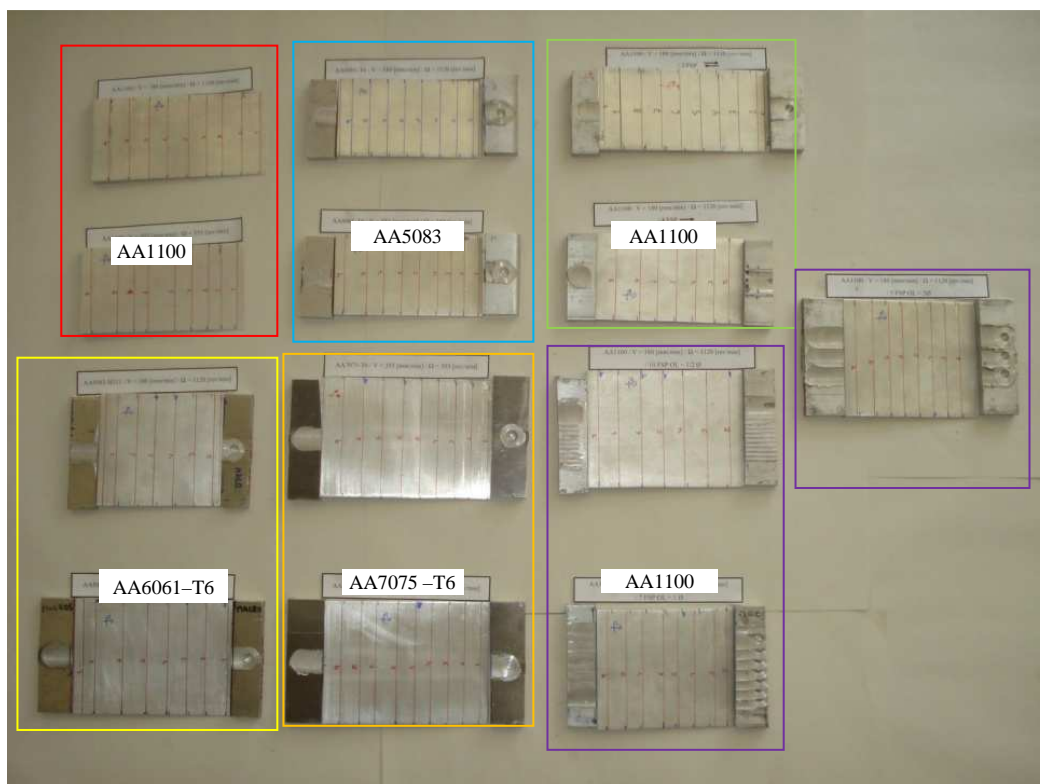


Figura 4.17 - Chapas de diferentes ligas de alumínio processadas em rampa; AA1100 (zonas a vermelho, verde e roxo); AA5083-H111 (zona a azul); AA6061-T6 (Zona a amarelo); AA7075-T6 (zona a laranja).

4.10 Preparação do material para as análises macrográficas e micrográficas

Após se ter maquinado em rampa todas as chapas, o início e o fim de cada cordão de soldadura foram cortados e embutidos em resina (Figura 4.18) de modo a ser possível efectuar-se o polimento e a contrastação com reagente Keller (Anexo C – Reagente de Keller) para a realização das fotomicrografias e fotomicrografias. Optou-se por realizar este ensaio no fim e no início do cordão com para confirmar que o estado do material se mantinha constante neste locais. As fotomicrografias foram realizadas num microscópio de marca Olympus, modelo CX40RF200 com uma câmara Olympus acoplada, modelo DP21 UCMAD3 (Figura 4.19).

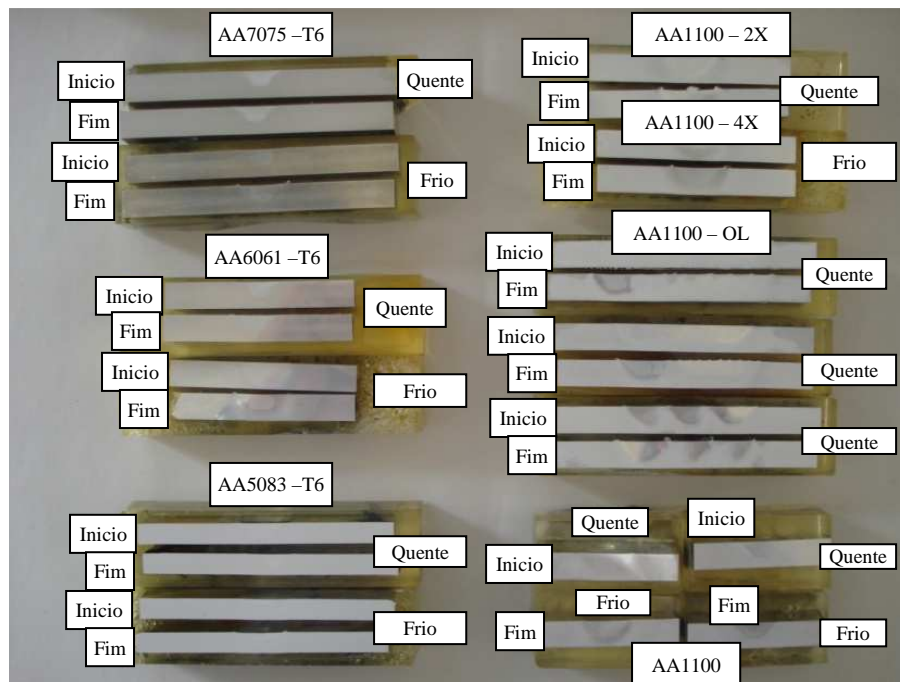


Figura 4.18 – Cortes transversais nas chapas, embutidas em resina, para realização de macrografias.



Figura 4.19 - Microscópio Olympus modelo CX40RF200, com câmara acoplada, modelo DP21 U-CMAD3 onde se realizaram as micrografias.

4.11 Descrição da medição de micro-dureza

Esta fase do trabalho experimental consistiu em fazer uma medição da dureza dos provetes embutidos e dos paralelepípedos sujeitos a deformação plástica. Foi possível mostrar como a condutividade e a dureza do material variam e justificar alguns dos resultados obtidos.

Para estas medições utilizou-se um micro-durometro Mitutoyo, modelo HM112, com número de serie 100010904 como se pode observar na Figura 4.20. As medições de dureza realizadas nas amostras embutidas em resina foram obtidas a meia espessura, para se poder comparar com o perfil de condutividades medido também a meia espessura nas mesmas amostras. No caso das amostras sujeitas a deformação plástica, a medição foi feita em 5 pontos distintos, tendo sido o valor final a média desses mesmos pontos. Para a realização das identações, no caso dos provetes sujeitos a extensão, houve a necessidade de polimento das superfícies a idantar, uma vez que, se não o fizesse a pirâmide resultante da medição não ficaria bem definida, dando origem ao aumento do erro de medição. Estes ensaios foram realizados na escala de Vickers HV com uma carga de 200 g e tempo de indentação de 15 s. O espaçamento entre identações foi de 1 mm no caso dos perfis correspondentes ao início e fim dos cordões de soldadura. Os ensaios de dureza foram realizados de acordo com a norma ISO 6507-1, recomenda uma distância mínima, entre identações, 6 vezes superior que a distância ao bordo do corpo, conforme ilustrado na Figura 4.21.



Figura 4.20 - Micro-Durometro Mitutoyo HM112 Serial s/n 100010904

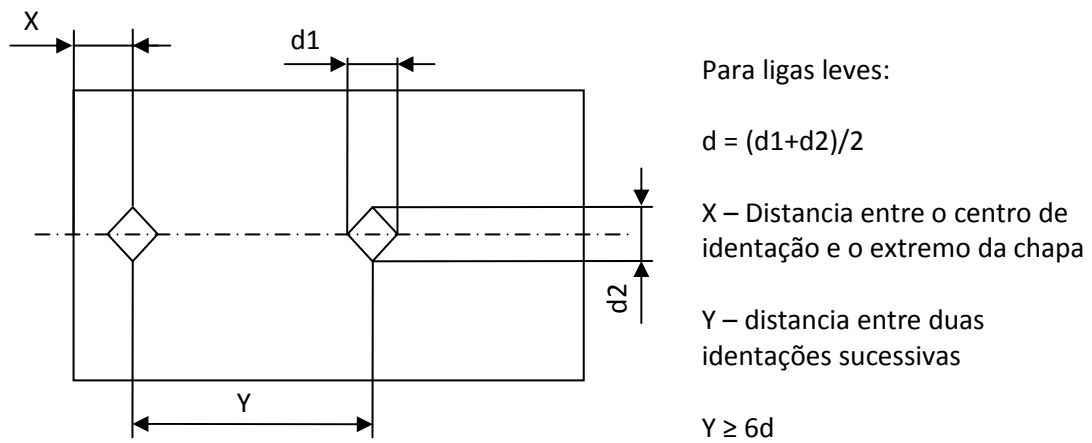


Figura 4.21 - Representação das distâncias de identações de acordo com a norma ISO 6507-1

4.12 Descrição da medição da condutividade eléctrica

Como é referido no capítulo §3, foi criado o protótipo de um sistema de END para que fosse possível a realização destes ensaios. Esse sistema tem como principal função o posicionamento e a locomoção da sonda para a aquisição de dados. Todas as amostras foram inspeccionadas por este sistema, excepto aquelas que foram alvo de deformação plástica.

Realizaram-se várias medições com diferentes objectivos. As primeiras medições de condutividade foram realizadas em todas as amostras processadas por PFL, depois de maquinadas em rampa. Fizeram-se inspecções transversais ao cordão a distâncias que correspondem ao avanço de 1 mm em profundidade no mesmo. O passo seguinte, e com o objectivo de mostrar a uniformidade do cordão, no início e no fim, foi inspeccionar o perfil de condutividades a meia espessura de todas as amostras embutidas em resina. Este ensaio serviu também para comparar com o perfil de dureza tirado exactamente na mesma zona, a meia espessura do cordão. Estas medições foram realizadas pela sonda do seguinte modo: esta retirava dois valores de impedância eléctrica em intervalos de 0.2 mm, ao longo de toda a largura da chapa. As amplitudes de medição variavam entre 50 mm a 60 mm e por fim, o valor registado foi a média dos dois valores de impedância real ou imaginária retirados pela sonda. Um critério que foi adoptado logo de início para todas as medições é que o lado em avanço é sempre colocado para o lado direito.

Os ensaios foram realizados com a sonda a operar a uma frequência de 150 MHz, uma vez que se realizaram ensaios preliminares para avaliar qual a melhor frequência de funcionamento da sonda, tendo-se concluído que este seria o melhor valor.

Como descrito no ponto §2.2.3.2 deste trabalho, a profundidade que as correntes induzidas atingem para fazer inspecção varia com a frequência do ensaio, e à medida que a

profundidade aumenta a intensidade de corrente vai-se reduzindo até se anular. A profundidade de penetração das CI para cada tipo de liga de alumínio testada está esquematizada na Figura 4.22.

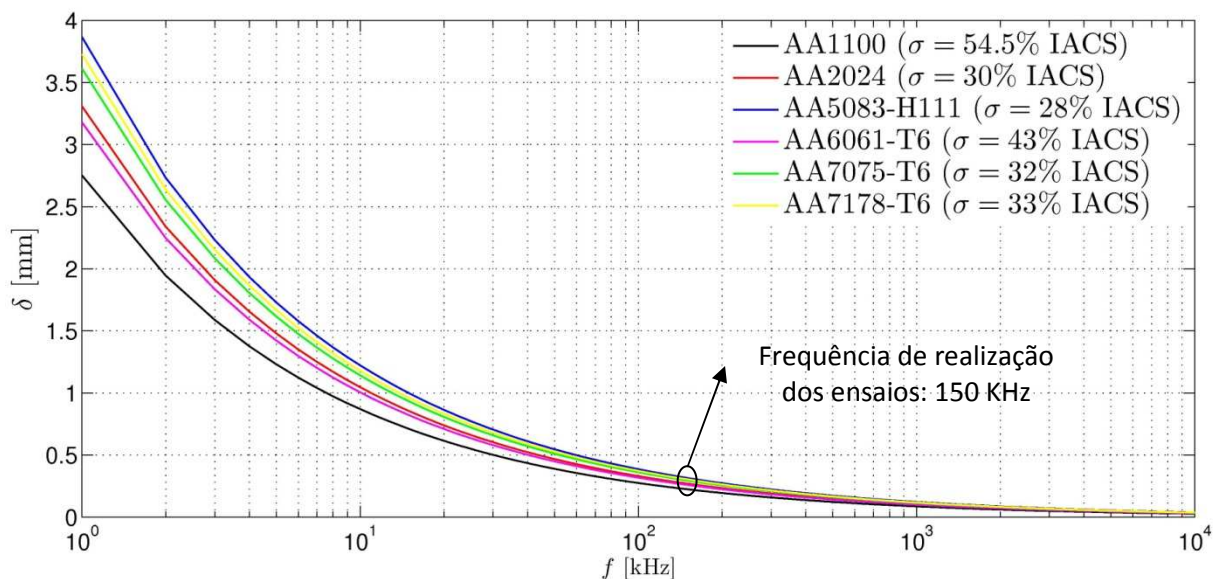


Figura 4.22 - Variação da profundidade de penetração com a frequência de inspeção para cada tipo de liga de alumínio

Tabela 4.6 - Profundidade de penetração para cada liga quando inspeccionada a 150 KHz.

Liga	Profundidade de penetração [mm]
AA1100	0,29
AA2024	0,35
AA5083 – H111	0,41
AA6061 – T6	0,34
AA7075 – T6	0,38
AA7178 – T6	0,39

Depois de inspeccionadas as chapas das várias ligas em rampa e as secções transversais respectivas a meia espessura, o sistema de END através da placa de aquisição de dados grava os valores retirados num ficheiro *.txt. Como a sonda regista o valor de impedância complexa os valores obtidos são a parte real e a parte imaginária dessa impedância, sendo estes valores relativos e não absolutos, obtendo-se assim apenas as variações e a sua ordem de grandeza. Foi criado um algoritmo em *Matlab R2008a* que permitisse apresentar os valores graficamente de uma forma absoluta, através de um cálculo baseado nos valores reais de condutividade daquele material. No anexo B está o algoritmo usado para a representação gráfica das variações de condutividade.

4.13 Síntese do Capítulo

Neste capítulo fez-se a descrição experimental deste trabalho, assim como, a caracterização do material utilizado para a sua preparação.

A parte experimental deste trabalho encontra-se dividida em 5 conjuntos de ensaios, em que cada um deles teve um objectivo distinto. Na primeira fase os provetes apenas foram deformados plasticamente, tendo sido, nos restantes, processados no estado sólido por PFL.

Em relação ao material utilizado seleccionaram-se várias ligas de alumínio (AA1100, AA2024, AA5083, AA6061, AA7075, AA7178) tendo sido escolhidas, para cada tipo de ensaio, as que melhor se adequavam aos objectivos do mesmo.

Realizaram-se medições de condutividade e dureza, para se obter os respectivos perfis e para poder justificar as variações das mesmas realizaram-se fotomicrografias e fotomacrografias.

Capítulo 5 - Apresentação e discussão de resultados

5.1 Introdução

Este capítulo está dividido em vários subcapítulos de acordo com o objectivo pretendido para cada tipo de ensaio. O principal objectivo é estudar a condutividade em função de quatro variáveis: extensão (ϵ), temperatura de processamento (T), tamanho de grão (G) e precipitados (P), de acordo com a equação:

$$\sigma = f(\underbrace{\epsilon, S, D}_M, \underbrace{P, G}_T) \quad (5.1)$$

Onde:

M – Efeitos Mecânicos

T – Efeitos Termo-Mecânicos

σ – Condutividade eléctrica (%IACS)

ϵ – Extensão (mm/mm)

S – Tensão (Mpa)

D – Defeitos (morfologia, localização e dimensão)

P – Precipitados (Quantidade e morfologia)

G – Grão (Forma e Dimensão)

A apresentação dos resultados encontra-se dividida de acordo com estas variáveis.

5.2 Alteração da condutividade eléctrica em função da deformação plástica (primeiro conjunto de ensaios)

Para se conseguir estudar a influência apenas da deformação plástica (ϵ) sobre a condutividade eléctrica optou-se, como foi descrito anteriormente, por construir várias amostras em forma paralelepipedica. Com a prensa hidráulica realizou-se um ensaio de compressão entre pratos planos, com pequenos incrementos de deformação, a baixa velocidade, para a deformação decorrer em condições adiabáticas, com limpeza e lubrificação de superfície para reduzir o atrito, obtendo-se deformação plástica uniforme. Com esta operação foi possível obter um processamento de material completamente adiabático, e com moderada variação do tamanho do grão, podendo-se assim retirar praticamente apenas o contributo da deformação plástica (densidade de deslocações) para a variação da condutividade eléctrica (σ). Na são apresentados os valores de extensão verdadeira efectiva obtidos para cada liga de alumínio, assim como a sua espessura inicial, final e identificação da amostra.

Na Figura 5.1 representa-se graficamente a variação da condutividade eléctrica com o aumento da extensão, para cada liga enunciada. Foi realizada também, em cada uma das amostras, um ensaio de dureza, como se pode observar na Figura 5.2, onde a variação da dureza está em função da extensão obtida para cada uma das amostras. Em todos os conjuntos de ensaios realizados no âmbito deste trabalho, além de se medirem os perfis de condutividade, também se mediram os perfis de dureza, por dois motivos:

- 1) Para se conseguir ter mais um pilar de sustentação para caracterização dos cordões processados;
- 2) Para se concluir se existe alguma relação entre a condutividade eléctrica e a dureza.

De acordo com o gráfico de condutividade em função da extensão (Figura 5.1), pode observar-se que de uma maneira geral, para todas as ligas, não há variações significativas de condutividade eléctrica para os valores de extensão efectiva obtidos. A única alteração mais evidente que se retira deste gráfico é, que no caso da liga AA1100 a condutividade mantém-se sempre constante excepto para valores de extensão entre 0.25 mm/mm e 0.55 mm/mm, em que esta aumenta de 52.5 %IACS para valores de 55 %IACS, voltando depois a registar valores de condutividade iguais aos do material base sem deformação. A Figura 5.3 é uma

fotomicrografia da estrutura metalográfica de duas amostras que registam os valores de condutividade do material base e de outras duas que registam os valores de condutividade mais elevados. Observa-se que nos provetes correspondentes aos valores de condutividade mais elevados, o grão encontra-se melhor definido e a quantidade de limites de grão é muito menor, o que pode justificar os maiores valores de condutividade, uma vez que há menos obstruções à passagem de electrões.

No caso das restantes ligas não se observam variações muito significativas, mantendo-se sempre a condutividade constante.

A Figura 5.2 ilustra a variação da dureza em função da extensão efectiva. Observa-se que existe sempre uma variação significativa da dureza em função da extensão, em que a primeira aumenta com a deformação, para todas as ligas. Este fenómeno pode dever-se à formação de deslocações resultantes da deformação plástica, concluindo-se que o encruamento provoca um aumento da dureza, não afectando a condutividade eléctrica pois apesar de ocorrer deslocação dos planos cristalográficos, estas deslocações não vão criar barreiras às movimentações dos electrões, não afectando assim a condutividade eléctrica.

Logo, a dureza é muito mais sensível à extensão que a condutividade eléctrica, verificando-se que para os valores de extensão obtidos a condutividade eléctrica não regista variações enquanto a dureza aumenta significativamente.

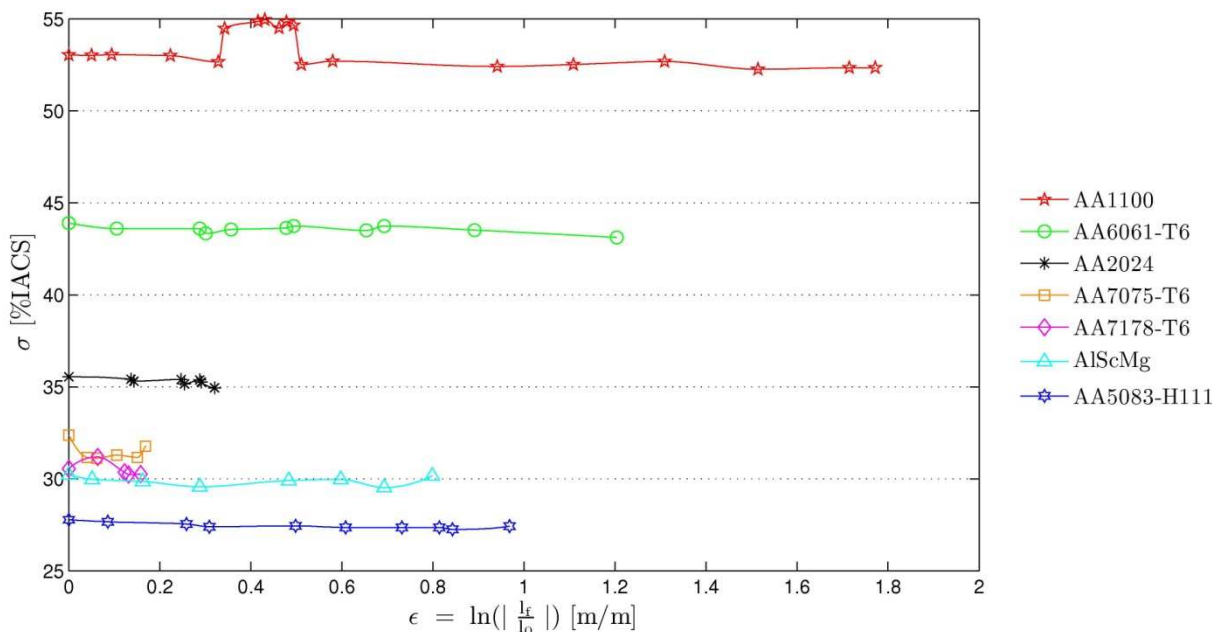


Figura 5.1 - Variação da condutividade eléctrica em função da extensão

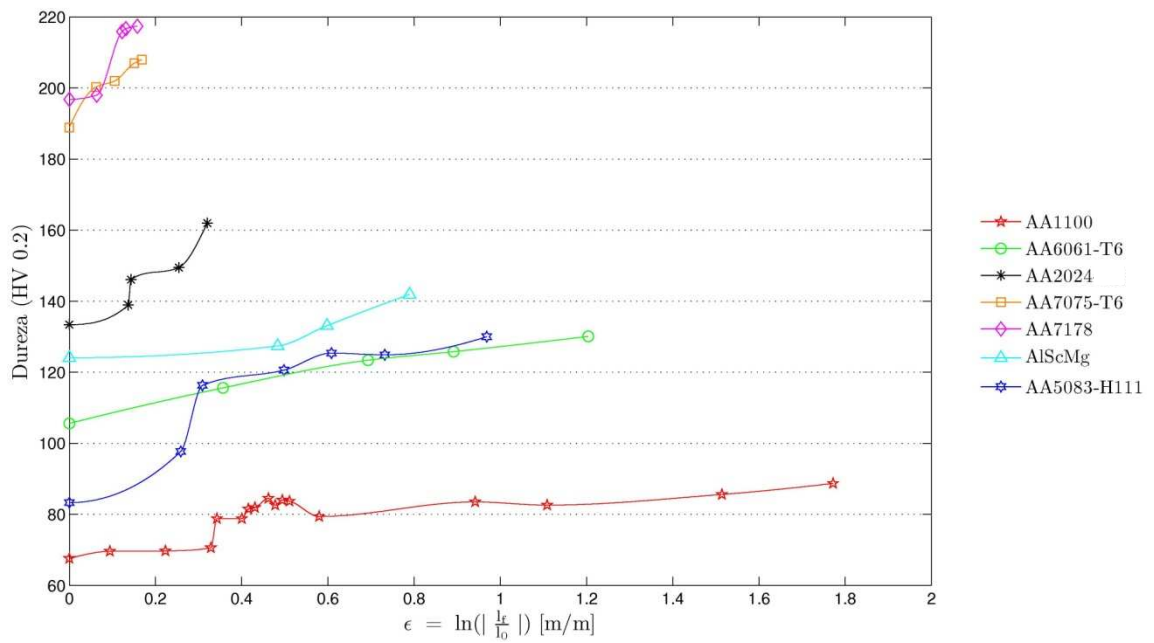


Figura 5.2 - Variação da dureza em função da extensão

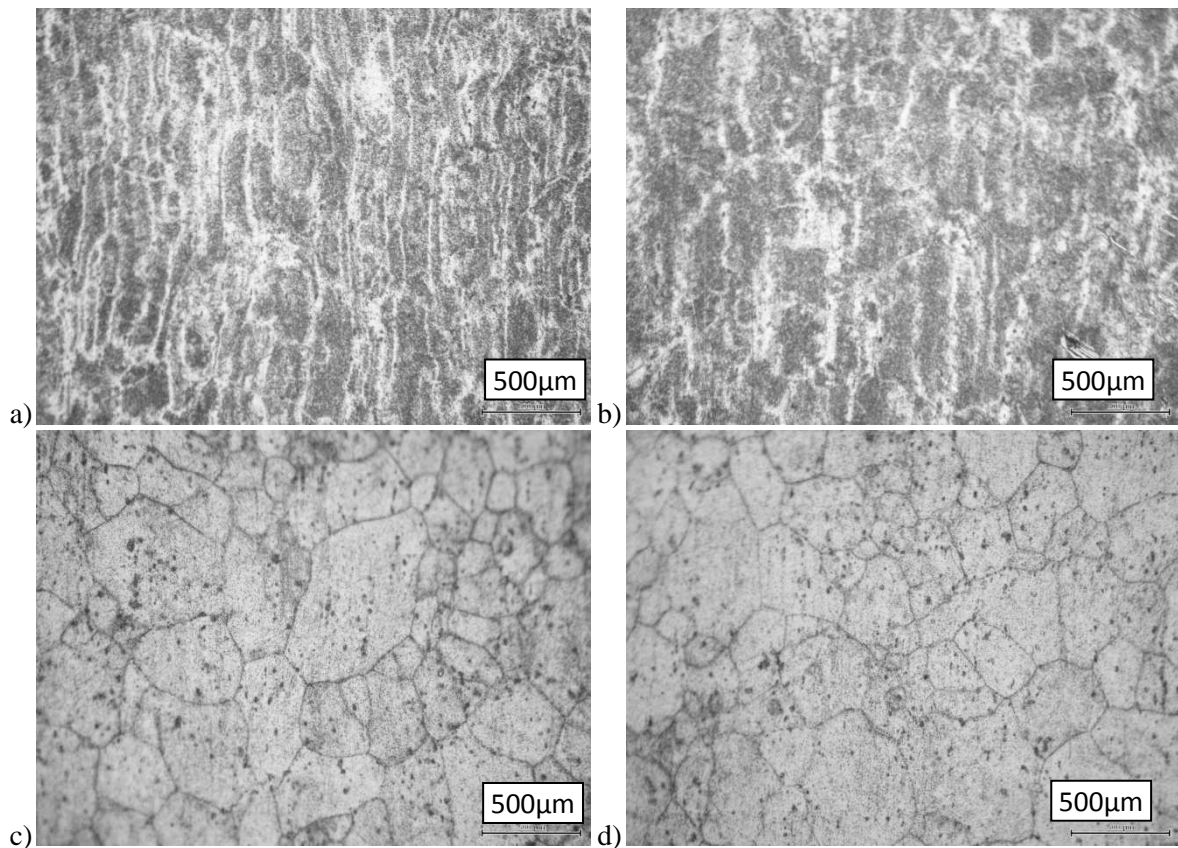


Figura 5.3 - Micrografias AA1100 embutidas; a) e b) Fotomicrografia dos corpos de prova com condutividade de 53% IACS c) e d) Fotomicrografia dos corpos de prova com condutividade de 55% IACS

Na Figura 5.3 está representada a estrutura metalográfica dos provetes de alumínio da liga AA1100 deformados plasticamente. As imagens a) e b) correspondem aos provetes que apresentam condutividade eléctrica de valor igual ao do material base (55 %IACS), a imagem c) e a d) pertencem a duas das várias amostras que apresentam valores de condutividade de aproximadamente 55 %IACS.

Tabela 5.1 - Extensões obtidas em cada uma das amostras para cada tipo de liga de alumínio em estudo.

PROVETES - AA1100			PROVETES - AA2XXX			PROVETES - AA5083			PROVETES - AA6061			PROVETES - AA7075			PROVETES - AA7178			PROVETES - AlScMg		
t _i = 10 mm			t _i = 20 mm			t _i = 8 mm			t _i = 10 mm			t _i = 10 mm			t _i = 13 mm			t _i = 6 mm		
N°	t _f	ε	N°	t _f	ε	N°	t _f	ε	N°	t _f	ε	N°	t _f	ε	N°	t _f	ε	N°	t _f	ε
#10	9,10	0,09	#4	16,00	0,13	#3	7,30	0,08	#9	9,00	0,10	#2	9,60	0,04	#2	12,20	0,06	#6	5,70	5,40
#11	8,00	0,22	#5	13,00	0,14	#8	6,10	0,25	#8	7,50	0,28	#1	9,40	0,06	#1	11,50	0,12	#4	5,10	4,90
#12	7,20	0,32	#3	15,00	0,24	#7	5,80	0,30	#7	7,40	0,30	#3	9,00	0,10	#4	11,40	0,13	#2	4,50	4,00
#16	7,10	0,34	#6	11,40	0,25	#2	4,80	0,49	#6	7,00	0,35	#4	8,60	0,15	#3	11,10	0,15	#3	3,70	3,40
#9	6,70	0,40	#2	15,00	0,28	#9	4,30	0,60	#4	6,20	0,47	#5	8,50	0,16	#2	12,20	0,06	#5	3,30	3,00
#13	6,60	0,40	#1	14,50	0,29	#4	3,80	0,73	#5	6,10	0,49									
#17	6,50	0,40	#7	9,80	0,32	#1	3,50	0,81	#3	5,20	0,65									
#18	6,30	0,40				#5	3,40	0,84	#2	5,00	0,69									
#14	6,20	0,40				#6	3,00	0,96	#1	4,10	0,89									
#15	6,10	0,40							#10	3,00	1,20									
#6	6,0	0,50																		
#7	5,60	0,60																		
#8	3,90	0,90																		
#1	3,30	1,10																		
#2	2,70	1,30																		
#3	2,20	1,50																		
#4	1,80	1,70																		
#5	1,70	1,70																		

5.3 Alteração da condutividade eléctrica em função da temperatura de processamento e do tamanho de grão (segunda fase do conjunto de ensaios)

Neste ponto vão ser apresentados os perfis de condutividade e dureza obtidos nas placas de alumínio AA1100, processados *bead-on-plate* por PFL. Este ensaio teve como objectivo isolar o contributo da temperatura de processamento e da variação do tamanho de grão para a condutividade eléctrica. Mais uma vez foram realizados ensaios de dureza para se analisar como varia e, saber se é possível criar uma relação, entre a condutividade e a dureza do material quando processados por fricção linear.

Como foi referido em §3 o facto de se processar por PFL alumínio AA1100, permite excluir a contribuição dos precipitados, uma vez que se trata de alumínio quase puro. A variação do tamanho de grão advém das alterações mecânicas provocadas pelo processo e da sua temperatura. A temperatura de processamento é resultado da variação dos parâmetros de processo (v e ω), conseguindo-se obter um cordão a temperaturas mais elevadas que o outro cordão.

Após a realização deste ensaio, obtiveram-se as distribuições de condutividade eléctrica e dureza apresentadas nas Figuras 5.4 e 5.5, onde uma é originária de um processamento a uma temperatura mais elevada ($\omega/v = 6.2$) (Figura 5.4) e a outra a uma temperatura mais baixa ($\omega/v = 1$) (Figura 5.5). A razão pela qual se fez uma medição de condutividade no início e no fim do cordão, como se observa no gráfico, foi para confirmar que as condições iniciais e finais do processamento se mantêm inalteradas e para se ter uma redundância nos resultados, obtendo-se assim uma confirmação.

Para o processamento a quente ($\omega/v = 6.2$) verificou-se uma variação máxima da condutividade de cerca de 3 %IACS. Esta manteve-se constante até aproximadamente os 18 mm começando a descer até ao valor de 51,5 %IACS em $x = -8$ mm, mantendo-se constante ao longo de toda a zona processada e voltando a subir para os 54,5 %IACS em $x = 8$ mm. A dureza apresentou variações maiores e comportamento idêntico, o que não é normal uma vez que o esperado seria a dureza ter um comportamento inverso ao da condutividade. Neste ensaio conseguiu-se perceber que, apesar deste tipo de liga dissipar muito calor por ser boa condutora térmica ($222 W/m - K$), os factores que mais influenciaram a condutividade deveriam ter sido o tamanho de grão, mais ou menos refinado

dependendo da temperatura de processamento, já que os precipitados não existem em grande quantidade. Sobretudo a temperatura mostrou-se como factor de maior influência porque no processamento a maior temperatura existe uma variação visível de condutividade nas zonas processadas e no processamento a menor temperatura a variação é nula (Figura 5.6 e Figura 5.7). Contudo o refinamento de grão no processamento a temperatura mais alta foi mais intenso do que no processamento a temperatura mais baixa levando a uma maior redução da condutividade. Pode-se concluir que, neste caso, a variável mais preponderante é a temperatura de processamento (T), ou mais correctamente, a influência que a temperatura de processamento (T) tem sobre as alterações metalúrgicas do metal (refinamento do grão).

Neste ponto importa referir novamente que apesar de inicialmente se pensar que a liga de alumínio AA1100 seria recozida (AA1100-O), veio a confirmar-se que tal não era verdade, já que as fotomicrografias do material base (Figuras 5.6 e 5.7) revelam uma estrutura de grão anisotrópica, típica do processo de extorsão pelo qual os perfis foram obtidos.

Verificou-se também, a partir desta fotomicrografia, que apesar de o material ser AA1100 com a composição indicada na Tabela 4.1, existem mesmo assim alguns precipitados. Esse facto, associado ao envelhecimento natural da liga, que se encontra no laboratório de Tecnologia Mecânica do DEMI da FCT há cerca de 20 anos, poderá explicar a diferença entre a dureza teórica [54] (33 HV) e a medida (65 HV).

$$\sigma = f(\varepsilon, G) \left| \begin{array}{l} S, D, P = \text{Constante} \end{array} \right. \quad (5.2)$$

Ao contrário do que seria de esperar, a dureza apresentou um perfil igual ao de condutividade quando deveria adoptar um comportamento inverso. A explicação para este facto poderá ser o seguinte: a condutividade desce no *nugget* porque o grão foi refinado, existindo mais dificuldade à movimentação dos electrões. Este comportamento verifica-se praticamente em todas as ligas. A dureza também diminui, provavelmente porque as deslocações devidas à deformação plástica foram anuladas por elevada temperatura e porque não existem precipitados em quantidade suficiente para provocar alterações significativas da dureza. No caso do processamento a temperatura mais baixa registou-se variação da dureza mas não da condutividade. Aqui a condutividade eléctrica praticamente não é alterada já que

parece ter havido alguma falta de pressão no processamento, que terá conduzido a uma menor refinação do grão, e à criação de uma zona heterogénea no *nugget*, conforme se pode observar na Figura 5.7.

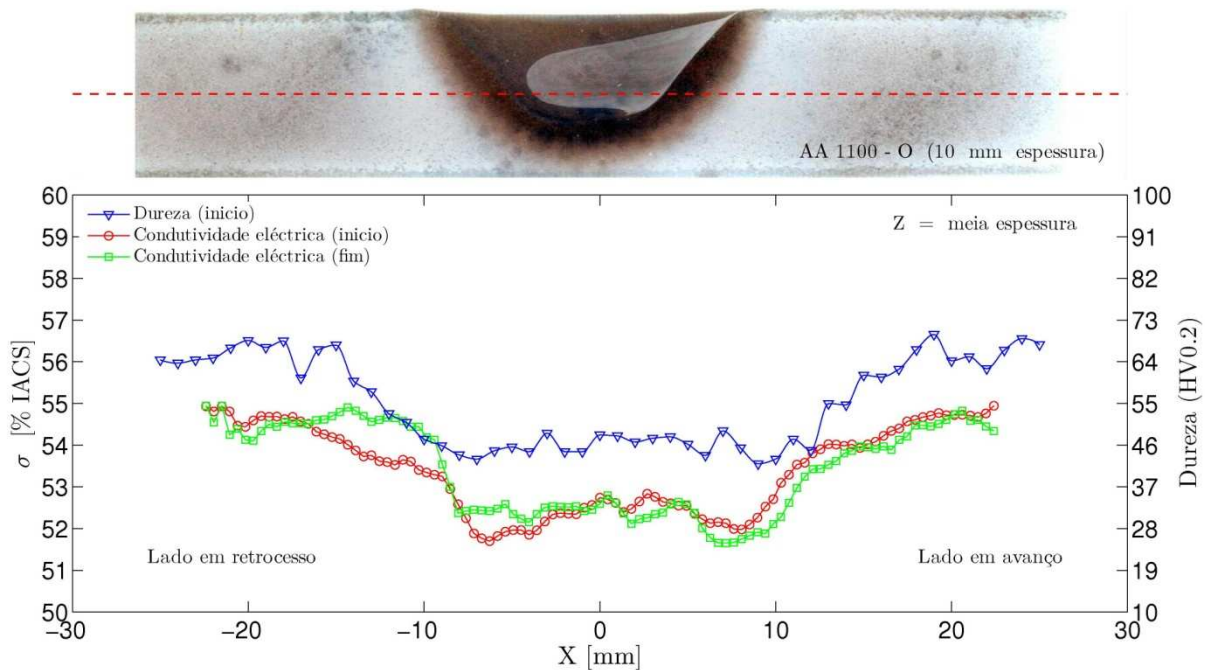


Figura 5.4 - Perfil de condutividade e dureza resultante do alumínio AA1100 processado a Quente

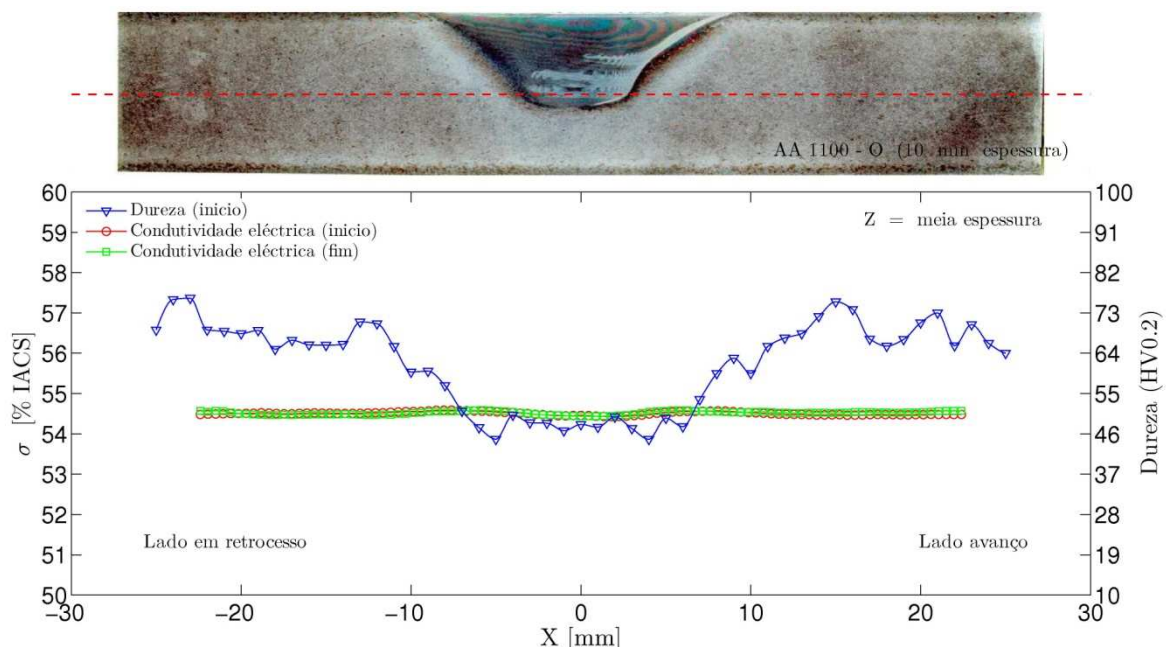


Figura 5.5 - Perfil de condutividade e dureza resultante do alumínio AA1100 processado a Frio

Estes gráficos comparativos de condutividade eléctrica/dureza, Figuras 5.4 e 5.5, apresentam uma janela de visualização entre 50-60, para o caso da condutividade eléctrica, e

10-100 para a dureza, com o objectivo de se poder comparar em termos relativos os perfis obtidos para cada liga de alumínio.

A fotomicrografia encontra-se à escala do eixo dos XX tendo sido retirada dos provetes embutidos em resina e correspondendo ao início do cordão. A linha tracejada a vermelho corresponde ao local onde se realizaram as identações para obtenção dos perfis de dureza e onde a sonda de CI fez os ensaios para a obtenção dos perfis de condutividade.

Nas Figuras 5.6 e 5.7, observa-se as fotomicrografias das várias zonas afectadas pelo processo na liga de alumínio AA1100: *nugget*, ZTMA, raiz do *nugget* e material base. Em anexo (Anexo D) apresentam-se todas as fotomicrografias e fotomicrografias correspondentes ao fim de cada um dos cordões processados ao longo de todo este trabalho.

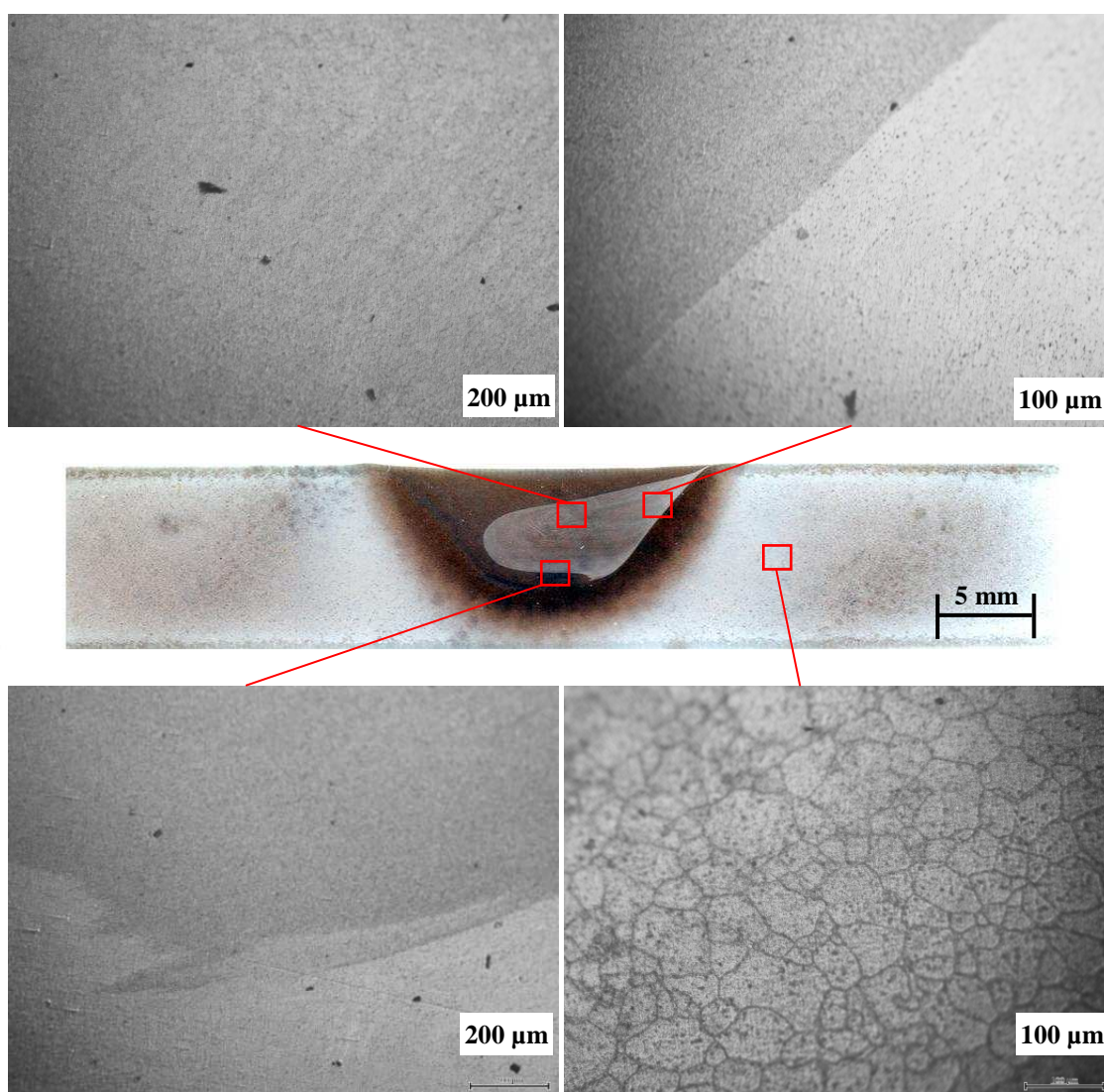


Figura 5.6 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente e correspondentes ao início do cordão processado

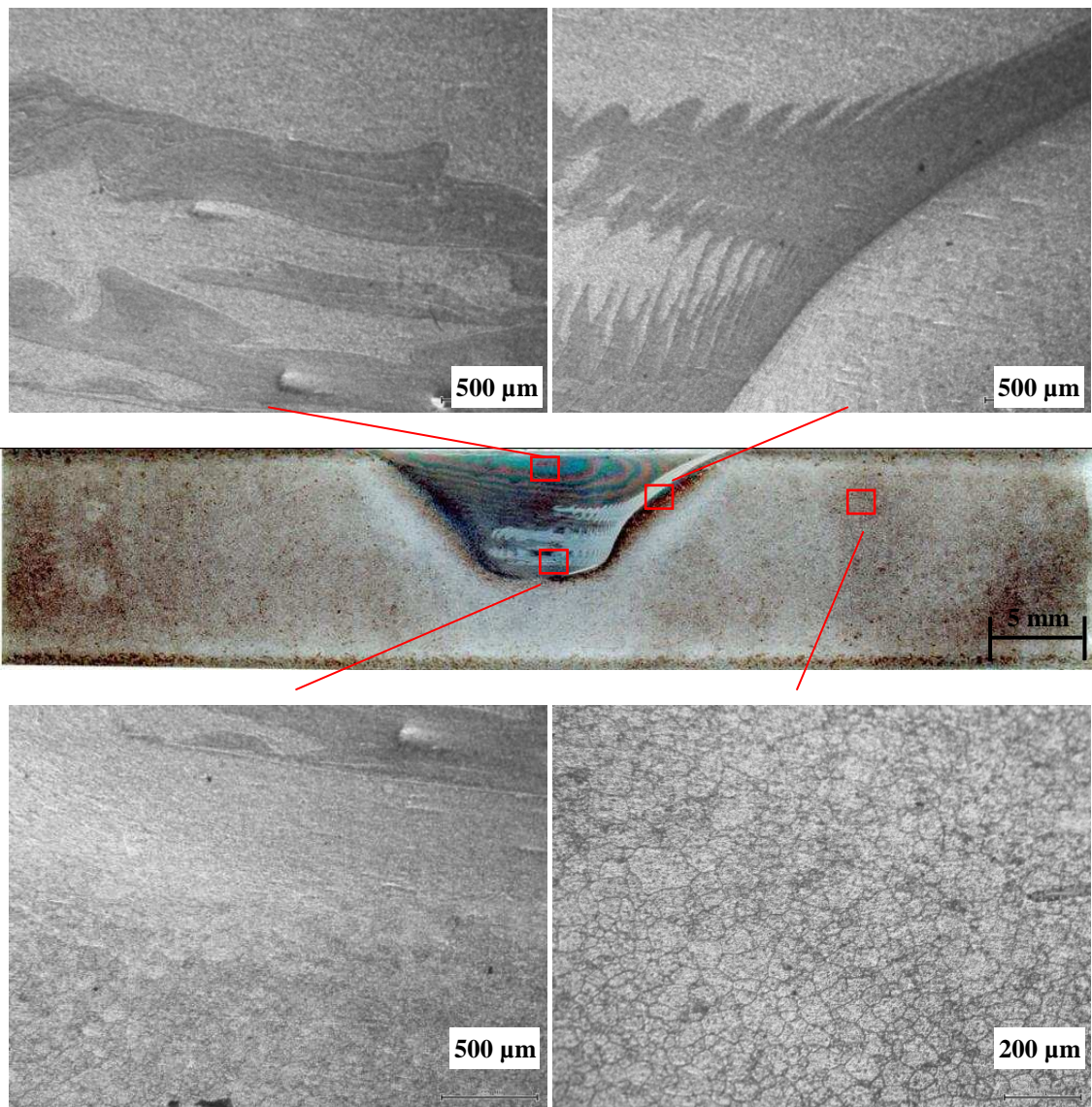


Figura 5.7 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a Frio e correspondentes ao início do cordão processado

5.4 Alteração da condutividade eléctrica em função da temperatura, tamanho de grão e precipitados (terceira fase do conjunto de ensaios)

Para a análise de condutividade em função da temperatura, tamanho de grão e precipitados foram realizados cordões de soldadura *bead-on-plate* em chapas de alumínio das ligas AA5083-H111, AA6061-T6, AA7075-T6. Nestas ligas, ao contrário da AA1100, após o processamento, poderá existir a contribuição de precipitados uma vez que são ligas de alumínio com mais quantidade de elementos de liga. Assim obteve-se a variação da condutividade de acordo com a seguinte equação:

$$\sigma = f(\varepsilon, G, P) \quad \left| \quad S, D = \text{Constante} \right. \quad (5.3)$$

À semelhança da apresentação de resultados para a liga AA1100, neste subcapítulo, apresenta-se os perfis de condutividade e dureza correspondentes ao início e ao fim dos cordões processados, para cada uma das ligas e as fotomicrografias das zonas afectadas pelo processamento. Para as ligas AA6061-T6 e AA7075-T6, apresenta-se uma comparação entre o perfil de condutividade no início e no meio do cordão, tendo sido este último obtido a partir da chapa maquinada em rampa.

5.4.1 Resultados para a liga AA6061-T6

Neste ensaio, houve mais uma vez um processamento realizado a quente ($\omega/v = 6.2$) e outro realizado a frio ($\omega/v = 6.2$) mas agora para a liga AA6061-T6. No processamento realizado a quente (Figura 5.8) a variação da condutividade eléctrica foi muito pequena, aproximadamente 1,5 %IACS. Esta começa a decrescer, em relação ao material base na ZAC, atingindo o valor mínimo na ZATM (42,5 %IACS) subindo de seguida até ≈ 44 %IACS no *nugget*. As maiores variações foram registadas na dureza, que apresentou um comportamento inverso da condutividade, mas com maiores variações. Esta atingiu o valor mínimo na ZAC, e de seguida subiu até um máximo relativo atingido na ZATM, adquirindo um valor intermédio entre estas duas últimas zonas no *nugget*. Este valor máximo relativo na ZATM poderá dever-se ao sobreenvelhecimento do material ou seja à coalescência de precipitados, descendo

depois no *nugget* devido à parcial dissolução e redução de tamanho dos mesmos, resultante da temperatura atingida pelo processo. Esta dissolução poderá também ser causadora do aumento da condutividade eléctrica do *nugget* em relação às outras zonas afectadas porque os precipitados são uma barreira à movimentação dos electrões. Nesta liga um factor com mais influência significativa para a condutividade parece ser os precipitados, uma vez que o refinamento do grão no *nugget* não provoca uma diminuição de condutividade como era esperado. Na Figura 5.11 observa-se claramente a maior quantidade de precipitados no material base que no *nugget*.

No processamento desta liga a frio verificou-se que a condutividade eléctrica, começa a aumentar na ZAC, e atinge um valor máximo mesmo no centro do *nugget*. A condutividade teve uma variação máxima de 3,5 %IACS, registando valores de 43,5 %IACS, no material base e de 47 %IACS, no *nugget*. A dureza apresentou um comportamento semelhante mas inverso, começando a diminuir na ZAC e atingindo um valor mínimo no centro do *nugget*. Nesta situação o *nugget* apresentou precipitados mais pequenos e parcialmente dissolvidos, levando à diminuição da dureza. Observou-se também um refinamento do grão. O facto da condutividade eléctrica aumentar no *nugget* (Figura 5.9) representa um fenómeno anormal e contrário ao que acontece em praticamente todos os outros ensaios. Isto porque, se no *nugget* o grão se encontra mais refinado, então a condutividade eléctrica deveria diminuir, uma vez que como já foi referido, os limites de grão são uma barreira à mobilidade dos electrões.

Uma provável explicação para este facto é o seguinte: conforme se pode observar nas Figuras 5.9 e 5.11 existe uma zona de grande heterogeneidade no *nugget*, como resultado do processamento ter sido realizado a frio, e com aparente falta de carga vertical. Assim, é possível que nestas condições a refinação do grão tivesse sido menor, especialmente nas zonas de heterogeneidade. Com efeito, a zona de maior heterogeneidade situa-se precisamente a meia espessura, ou seja, na zona onde foi medida a condutividade e a dureza. Portanto, isto significa que o aumento de condutividade eléctrica não é uma característica do *nugget*, sendo na realidade uma infeliz coincidência com uma zona particular de heterogeneidade que apresenta propriedades localmente diferentes do restante *nugget*. A comprovar esta hipótese está o facto de que as medições de condutividade realizadas à profundidade de -2 mm e -3 mm, já não apresentam este aumento de condutividade, uma vez que para estas profundidades o *nugget* não apresenta as heterogeneidades anteriormente referidas. A Figura 5.10 apresenta os perfis de condutividade às profundidades de $Z = -2$ mm e $Z = -3$ mm, onde se pode confirmar que a condutividade se mantém praticamente constante.

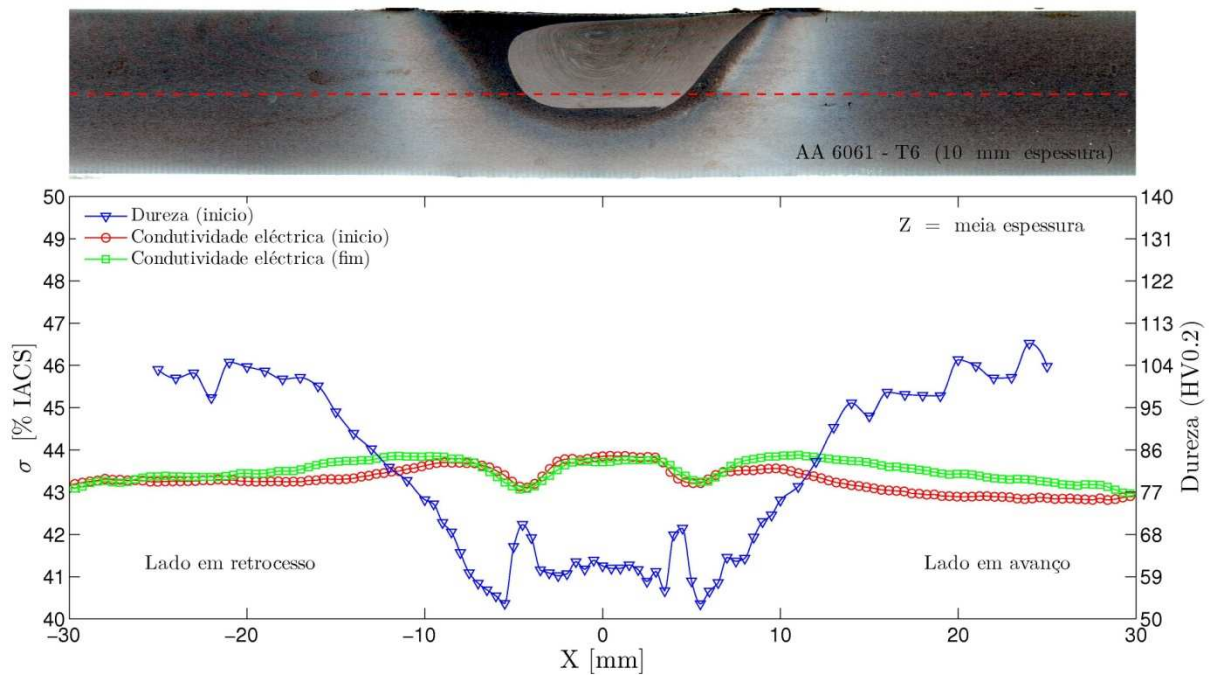


Figura 5.8 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA6061 - T6 processado a Quente

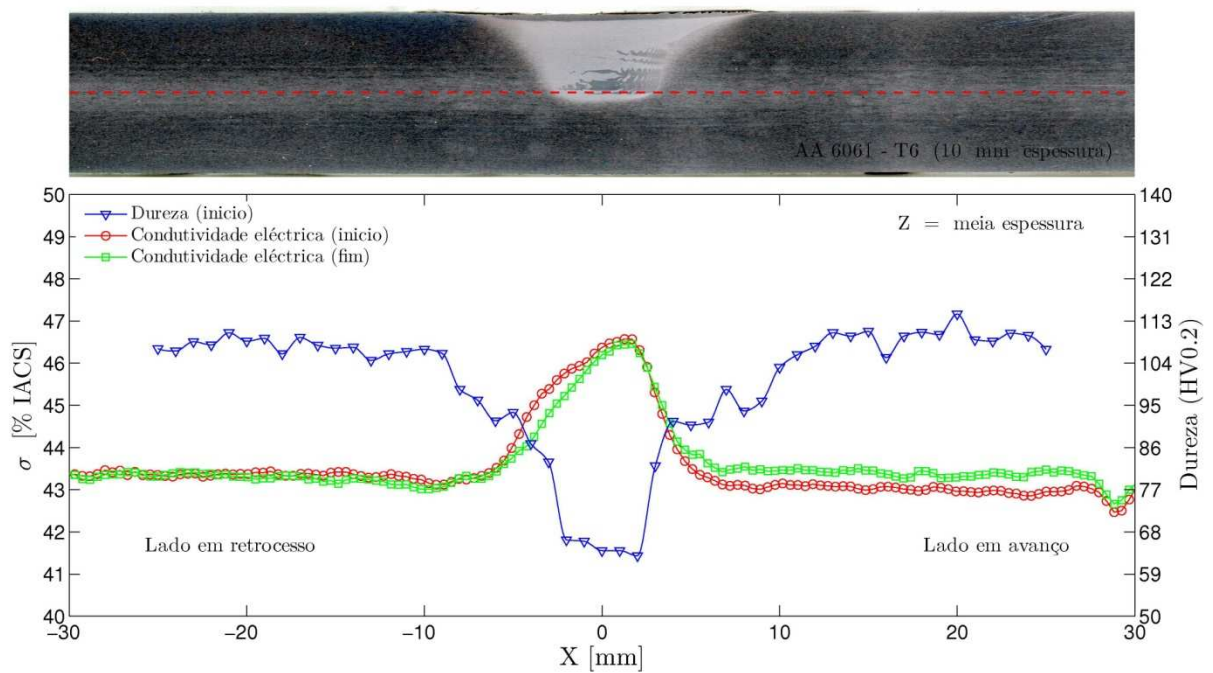


Figura 5.9 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA6061 - T6 processado a Frio

Estes gráficos comparativos de condutividade eléctrica/dureza, Figuras 5.8 e 5.9, apresentam uma janela de visualização entre 40-50, para o caso da condutividade eléctrica e 50-140 para a dureza, com o objectivo de se poder comparar em termos relativos os perfis obtidos para cada liga de alumínio.

A fotomicrografia encontra-se à escala do eixo dos XX tendo sido retirada dos provetes embutidos em resina e correspondendo ao início do cordão. A linha tracejada a vermelho

corresponde ao local onde se realizaram as identações para obtenção dos perfis de dureza e onde a sonda de CI fez os ensaios para a obtenção dos perfis de condutividade.

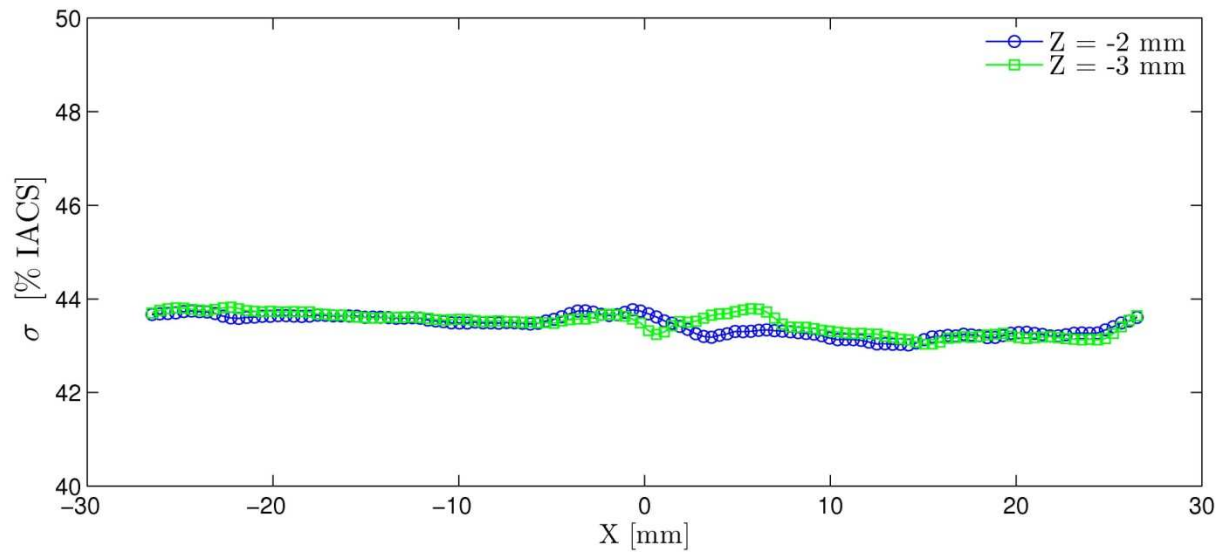


Figura 5.10 - Perfil de condutividade eléctrica da liga AA6061 para Z = -2 mm e Z = -3 mm

Nas Figuras 5.11 e 5.12 observam-se as fotomicrografias das zonas afectadas pelo processo para a liga AA6061-T6 a quente e a frio. Nesta liga a imagem mostra que tanto no processamento a quente como no processamento a frio, no *nugget*, ocorreu uma parcial dissolução dos precipitados. É provável que este fenómeno se deva à sensibilidade térmica desta liga que em ambos os processamentos atinge temperaturas suficientes para que ocorra dissolução de precipitados.

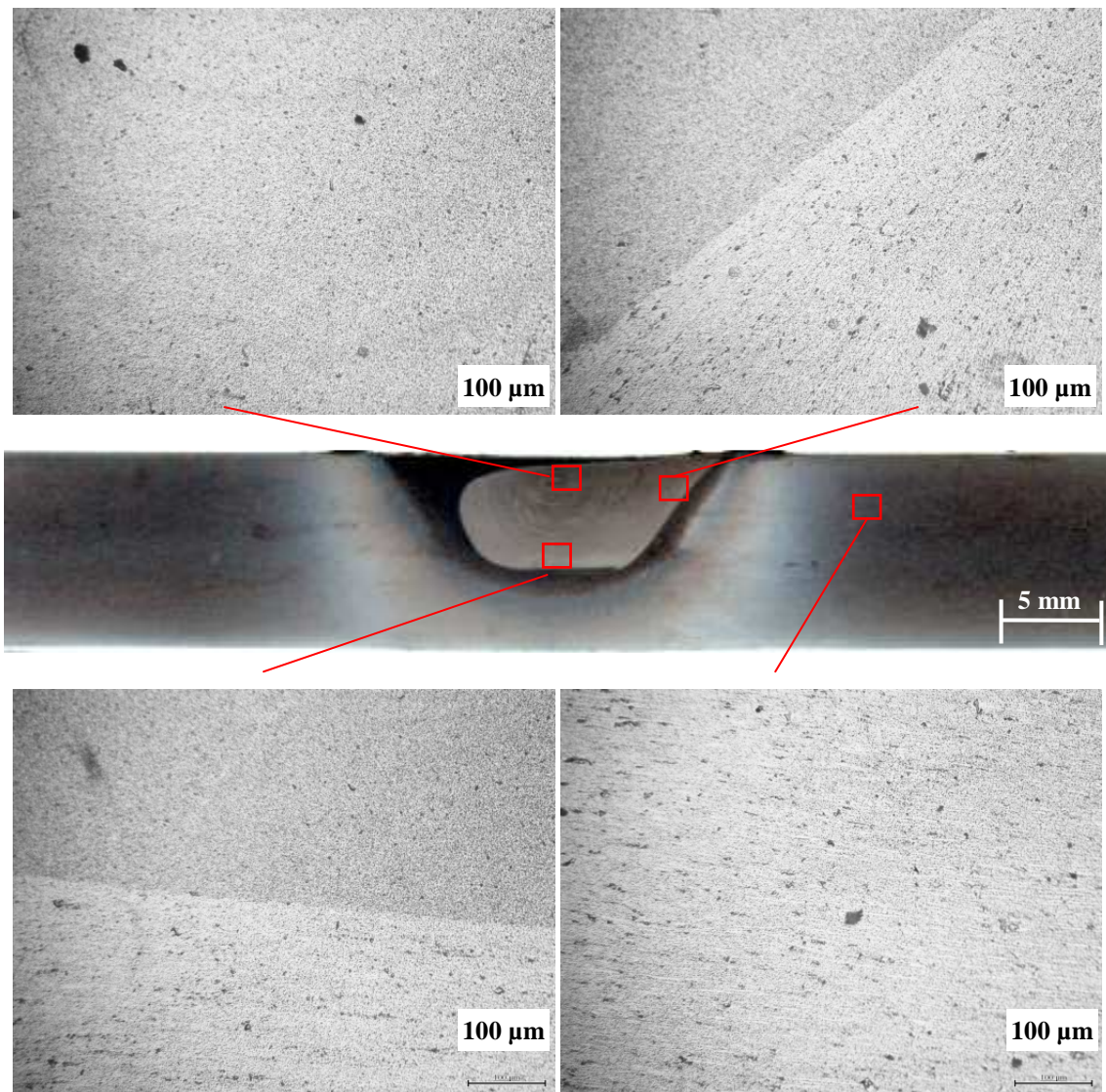


Figura 5.11 – Fotomicrografias da liga AA6061-T6 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado

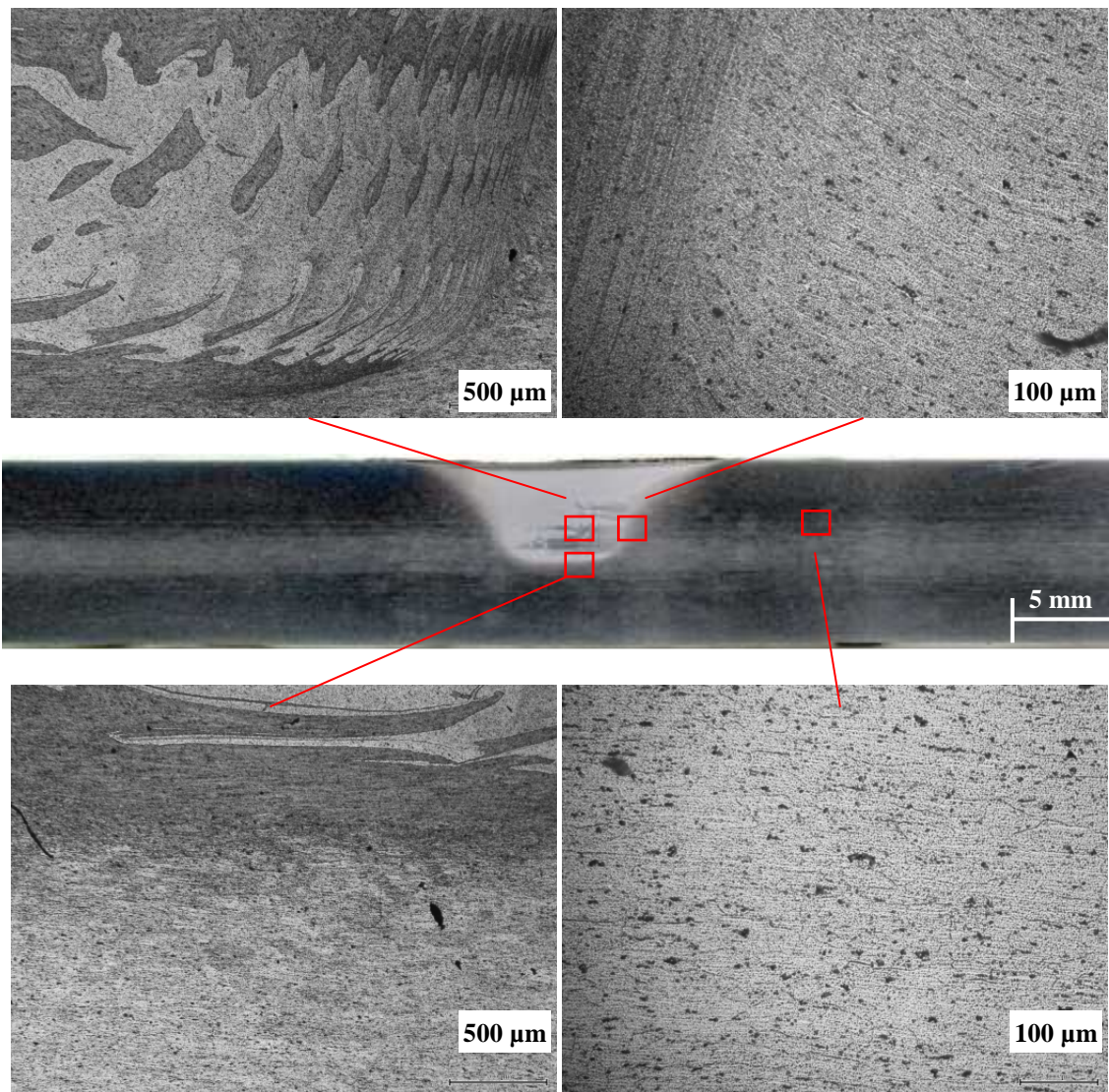


Figura 5.12 – Fotomicrografias da liga AA6061-T6 processada a frio correspondentes ao início do cordão processado

Esta liga é tratada termicamente, sendo que, após o processamento além de ter apresentado alterações de origem mecânica, apresentou alterações de origem térmica, sendo esta última a mais influente uma vez que se trata de uma liga mais sensível à temperatura.

Na Figura 5.13 pode-se verificar que há uniformidade entre o início e o meio do cordão processado, devido ao facto dos perfis de condutividade apresentarem o mesmo comportamento, permanecendo quase inalterados. O perfil de condutividade correspondente ao início do cordão foi retirado perpendicularmente a este e a partir das amostras embutidas em resina. O perfil do meio do cordão foi obtido das chapas maquinadas em rampa, no local correspondente à meia espessura do cordão. Este ensaio serviu para mostrar que as condições de processamento se mantêm constantes ao longo de todo o processo.

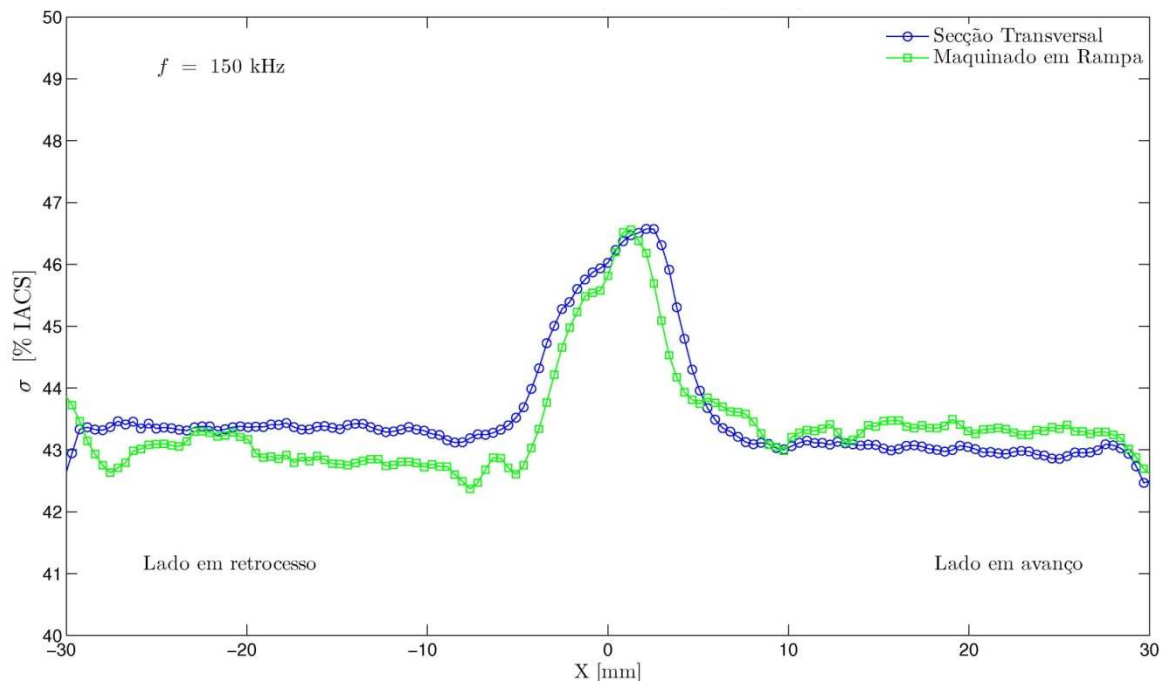


Figura 5.13 - Comparação dos perfis de condutividade entre o início e o meio do cordão da liga AA6061 a frio

Na Figura 5.14 está esquematizado num gráfico 3D a variação da condutividade eléctrica ao longo de toda a chapa maquinada em rampa. Esta ilustra como varia a condutividade ao longo de toda a espessura do cordão. De salientar que à medida que se vai avançando em profundidade ao longo do cordão deixa de ocorrer a diminuição de condutividade causada pelo *nugget* e apenas se intercepta a ZAC onde os valores de condutividade são mais elevados. Por isso é que a partir de aproximadamente $X = 5$ mm deixa de se registar o vale causado pela diminuição da condutividade no *nugget*.

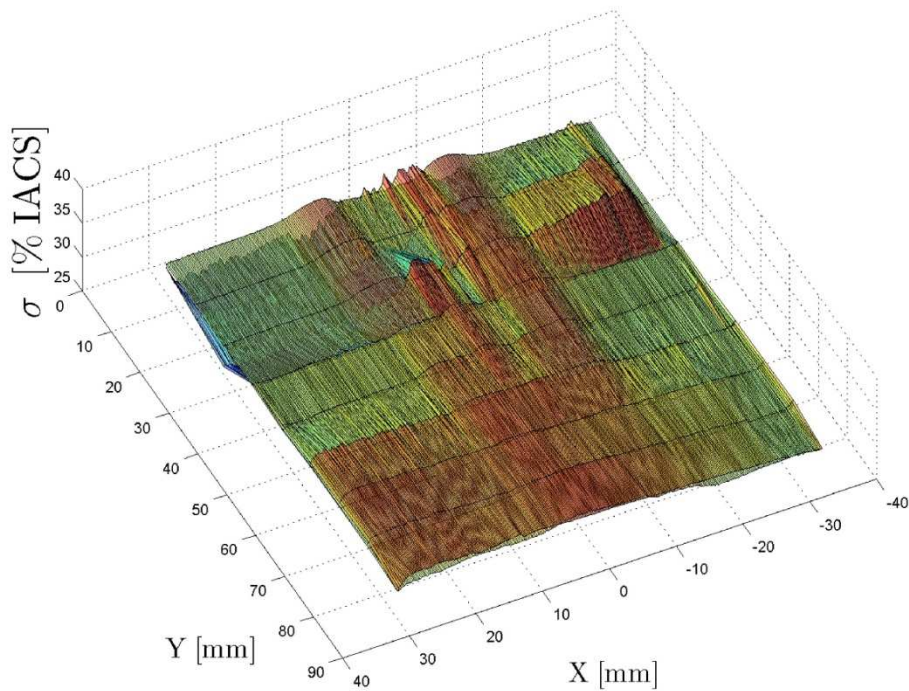


Figura 5.14 - Variação da condutividade eléctrica ao longo da rampa AA6061 - T6 processada a frio

A Figura 5.14 ilustra a variação da condutividade eléctrica ao longo de toda a profundidade do cordão de soldadura. Estes perfis foram obtidos da chapa maquinada em rampa (Figura 5.15). Os resultados foram retirados pela sonda montada na mesa XY desenvolvida para este trabalho, efectuando-se medições de condutividade em toda a largura da chapa e ao longo de todo o comprimento do cordão. A vantagem de se ter maquinado a chapa em rampa advém do facto de assim se conseguir uma distribuição de profundidade contínua e não discreta, tendo-se assim acesso à obtenção dos perfis de condutividade na cota desejada.

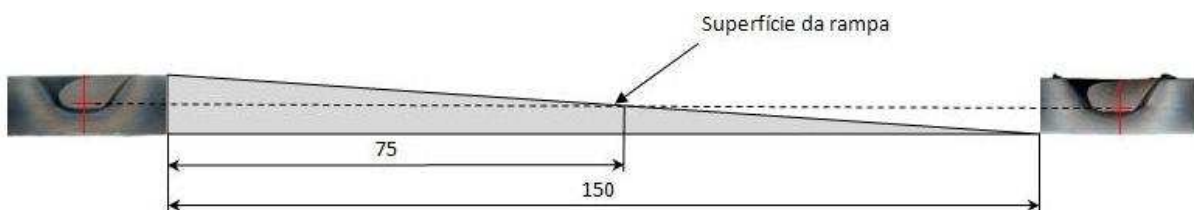


Figura 5.15 - Esquema da chapa maquinada em rampa com as respectivas fotomicrografias da secção do cordão

5.4.2 Resultados para a liga AA7075 – T6

A Figura 5.16 e Figura 5.17 mostram a condutividade eléctrica medida a meia espessura para a liga de alumínio AA7075-T6. A Figura 5.16 refere-se ao processamento realizado a quente e a Figura 5.17 diz respeito ao processamento realizado a frio. Nestes gráficos é

possível ilustrar a variação da dureza exactamente no mesmo sítio onde se faz a análise da condutividade.

Analisando os perfis de condutividade, pode-se observar que, a condutividade no início e no fim do processamento manteve-se inalterada, notando-se apenas uma ligeira diferença no *nugget*, que no fim do cordão apresentou uma variação maior, obtendo-se assim valores de %IACS menores que o perfil apresentado para o início do cordão. De uma maneira geral a condutividade registou uma variação máxima de 7 %IACS, em que no material base apresentou valores na ordem dos 32 %IACS começando a aumentar a partir de $x = -25$ mm e atingindo um valor máximo na ZAC ($x \approx -10$ mm). Na ZATM ocorreu um decréscimo, atingindo o valor mínimo no centro do *nugget* de aproximadamente 31%IACS.

No caso do perfil de condutividade no material processado a frio (Figura 5.17), o comportamento foi muito idêntico. Verificou-se a mesma diferença do início para o fim do cordão, em que a condutividade no *nugget*, atinge valores mais baixos no fim que no início e verificam-se variações nas mesmas zonas que no processamento a quente, apresentado apenas umas pequenas diferenças. Aqui a variação total da condutividade foi menor, aproximadamente 3 %IACS. Outra diferença que se evidenciou é que as variações de condutividade eléctrica ocorreram mais perto do centro do cordão, mantendo-se a esta nos 32 %IACS até aproximadamente $x = -15$ mm, enquanto que, no processamento a quente, as variações iniciaram-se a $x = -25$ mm. Isto é justificado com base na temperatura de processamento. Quanto maior a temperatura maiores as áreas afectadas pelo processo, principalmente a ZAC, sendo por este motivo que as variações começaram no processamento a quente mais distantes do centro do cordão.

O gráfico da dureza apresenta um perfil com variações nos mesmos locais que a condutividade mas com um comportamento inverso. Em ambos os processamentos, à medida que a condutividade aumentou a dureza diminuiu. Verificou-se que tanto no processamento a quente como a frio os valores mínimos de dureza ocorreram aproximadamente em $x \approx -9$ mm, que corresponde à ZAC, aumentando à medida que passa pela ZATM chegando a um valor intermédio no centro do *nugget*, mas nunca registando valores de dureza superiores aos do material base. Como conclusão, pode-se afirmar que se verificou que a dureza apresenta o comportamento típico das ligas tratáveis termicamente: Na ZAC a dureza é mínima porque esta é a zona em que, se existir deformação plástica, a taxa de arrefecimento do material (Tempera) é máxima, conduzindo a uma dissolução parcial dos precipitados na fase sólida de Al, já que uma difusão é bloqueada deixando a solução super saturada. Na ZATM e no *nugget*

a deformação plástica (densidade de deslocações) e o refinamento do grão têm como consequência o aumento do encruamento do material, levando um aumento relativo da dureza embora inferior ao do material base.

A variável que mais influencia a condutividade eléctrica e a dureza nesta liga é o tamanho de grão (G):

$$\sigma = f(\varepsilon, P, G) \quad \left| \quad S, D = \text{Constante} \right. \quad (5.4)$$

Repare-se que tanto no processamento a frio como no processamento a quente quase não há precipitados no *nugget*, principalmente no quente, isto possivelmente porque esta liga é de menor condutividade térmica não dissipando tão bem o calor gerado pelo processo e porque é tratada termicamente, apresentando assim alta sensibilidade à temperatura. Posto isto, o processamento vai atingir uma temperatura em que se vai dar a dissolução dos precipitados pondo a influência destes de parte para as variações de condutividade eléctrica. Assim a diminuição da condutividade eléctrica no *nugget* e o aumento da dureza na mesma zona possivelmente devem-se ao refinamento do grão e ao aumento do número de limites de grão como se pode observar na Figura 5.18. O motivo pelo qual o valor máximo de condutividade ser atingido na ZAC talvez seja devido a alguma coalescência de grão nessa zona, resultante da temperatura. (Figura 5.18).

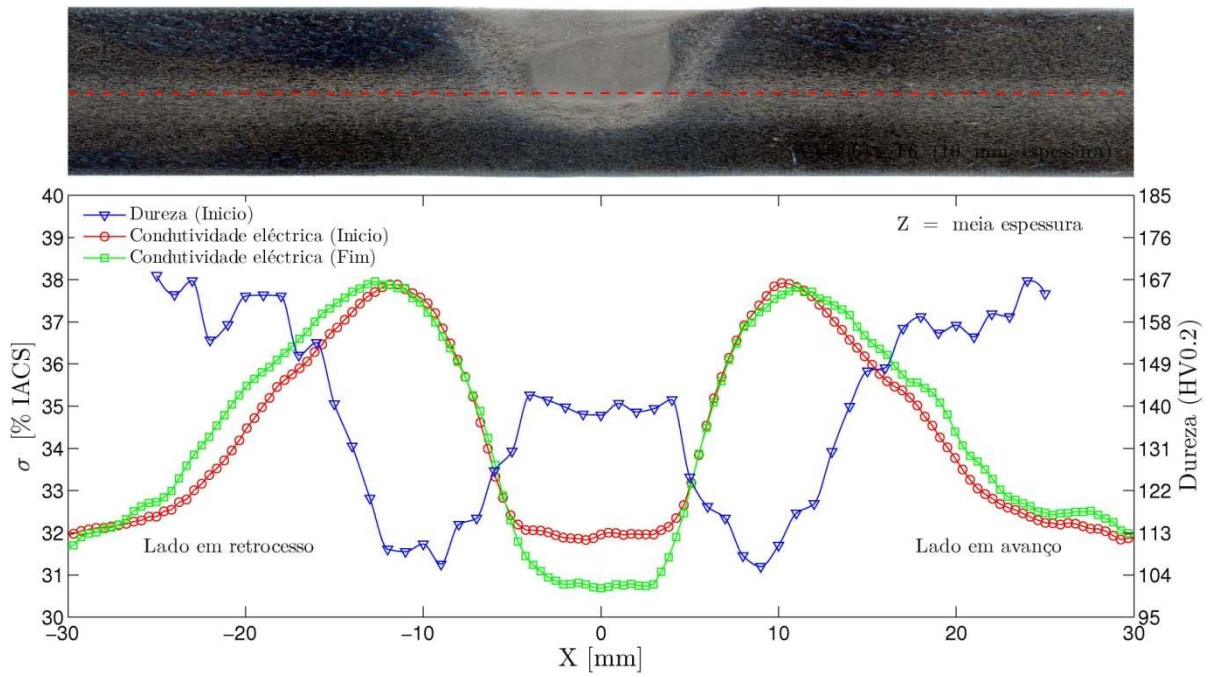


Figura 5.16 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA7075 - T6 processado a Quente

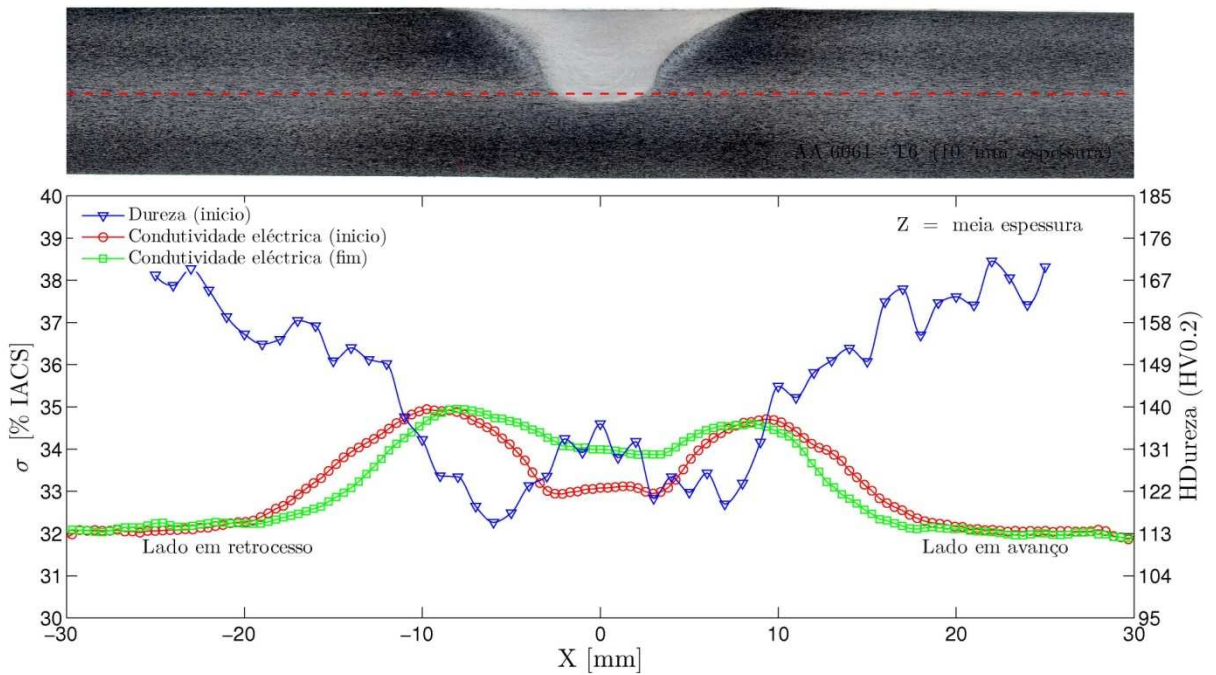


Figura 5.17 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA6061 - T6 processado a Frio

Estes gráficos comparativos de condutividade eléctrica/dureza, Figuras 5.15 e 5.16, apresentam uma janela de visualização entre 30-40, para o caso da condutividade eléctrica e 95-185, para a dureza, com o objectivo de se poder comparar em termos relativos os perfis obtidos para cada liga de alumínio.

A fotomicrografia encontra-se à escala do eixo dos XX tendo sido retirada dos provetes embutidos em resina e correspondendo ao início do cordão. A linha tracejada a vermelho corresponde ao local onde se realizaram as identações para obtenção dos perfis de dureza e onde a sonda de CI fez os ensaios para a obtenção dos perfis de condutividade.

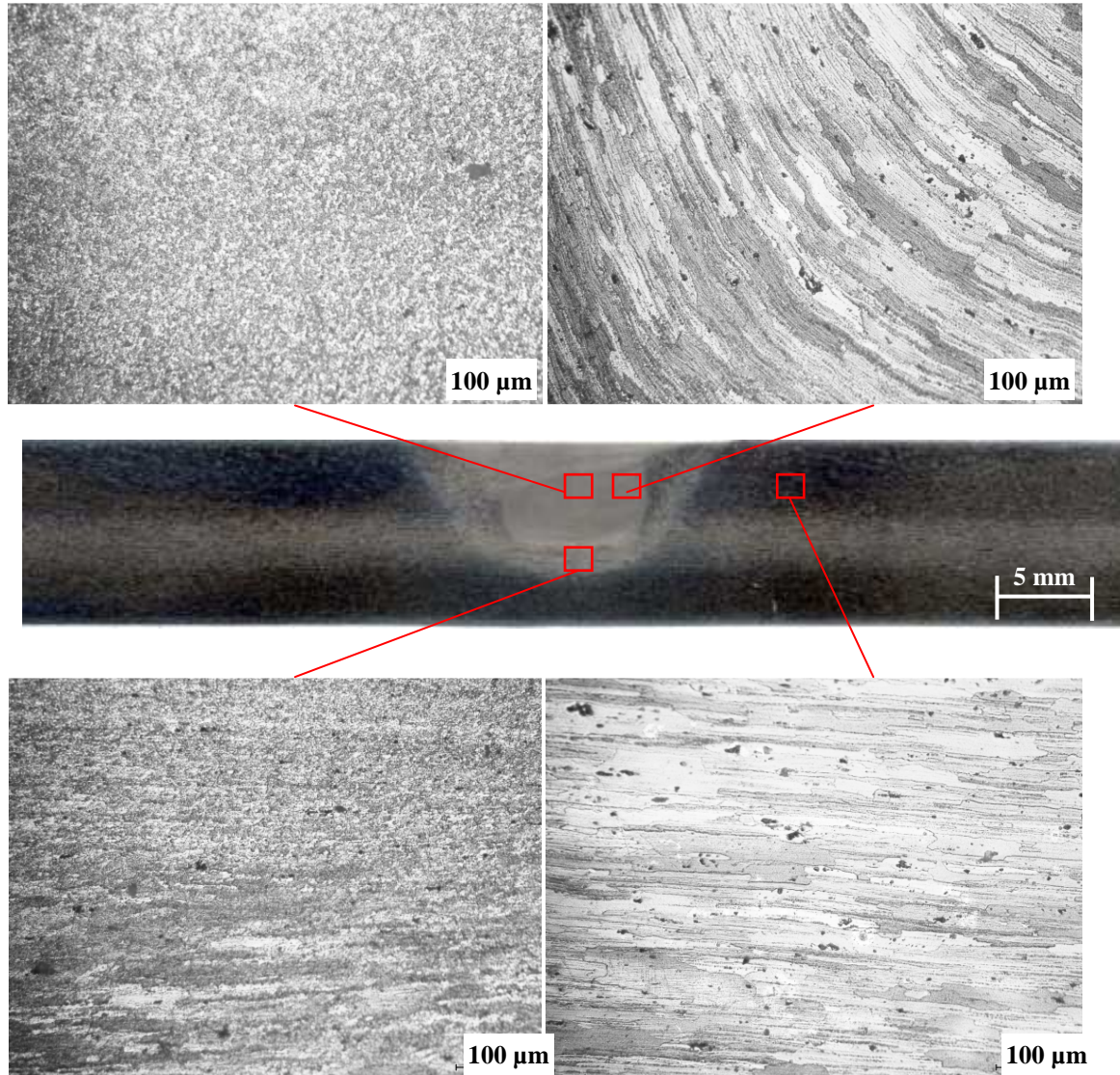


Figura 5.18 – Fotomicrografias da liga AA7075-T6 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado

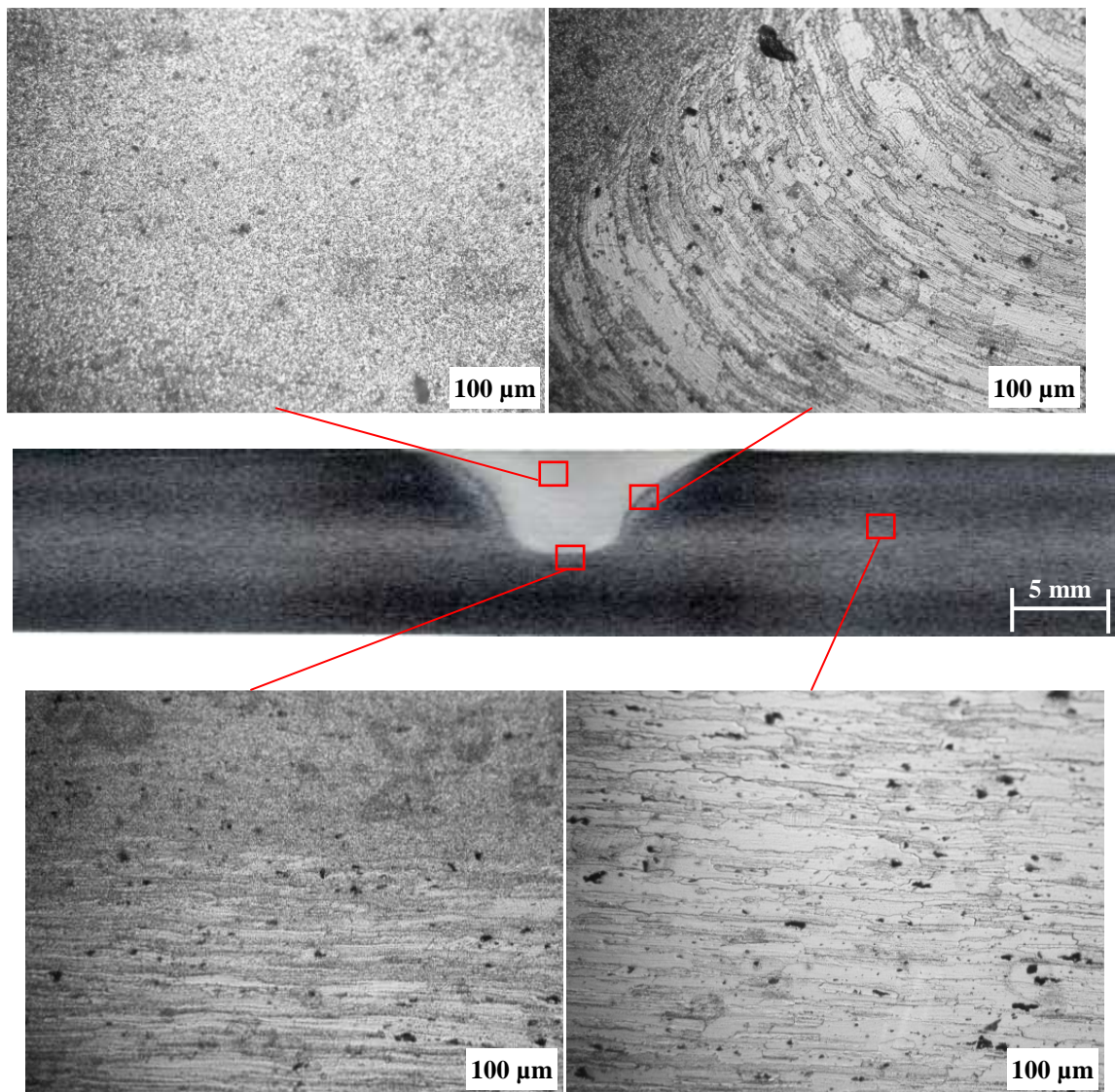


Figura 5.19 – Fotomicrografias da liga AA7075-T6 processada a frio correspondentes ao início do cordão processado

Nas Figuras 5.18 e 5.19 estão representadas as fotomicrografias das zonas afectadas pelo processo de fricção linear da liga de alumínio AA7075-T6. Tanto no processamento a quente como a frio, o material base apresentou a presença de precipitados. Não ocorreu coalescência nem dispersão de precipitados nas zonas termicamente e termo-mecanicamente afectadas, havendo parcial dissolução destes no *nugget*. No que diz respeito ao grão, verificou-se um refinamento no *nugget* e um alongamento, resultante da deformação plástica, na ZATM.

Na Figura 5.20 pode-se verificar que os perfis de condutividade entre o início e o meio do cordão não apresentaram diferenças significativas, podendo-se admitir que as condições de processamento se mantiveram constantes ao longo de todo o cordão.

Observa-se que há uniformidade entre o início e o meio do cordão processado, uma vez que os perfis de condutividade apresentam o mesmo comportamento, permanecendo quase inalterados. O perfil de condutividade correspondente ao início do cordão foi retirado perpendicularmente a este e a partir das amostras embutidas. O perfil do meio do cordão foi obtido das chapas processadas em rampa, no local correspondente à meia espessura do cordão. Este ensaio serviu para mostrar que as condições de processamento se mantêm constantes ao longo de todo o processo.

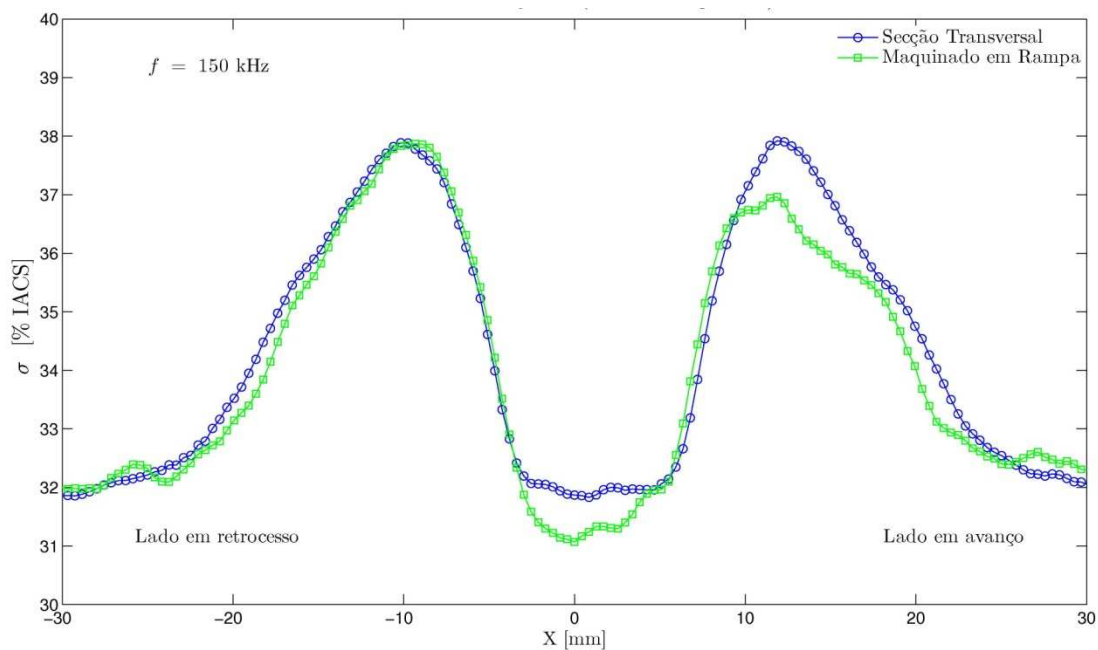


Figura 5.20 - Comparação dos perfis de condutividade entre o início e o meio do cordão da liga AA7075 a quente

Na Figura 5.21 está esquematizado num gráfico 3D a variação da condutividade eléctrica ao longo de toda a chapa maquinada em rampa. Aqui pode-se ver como varia a condutividade ao longo de toda a espessura do cordão. Observe-se que à medida que se vai avançando em profundidade ao longo do cordão, deixa de ocorrer a diminuição de condutividade causada pelo *nugget* e apenas se atinge a ZAC onde os valores de condutividade são mais elevados. Assim, a partir de aproximadamente $y = 50$ mm, correspondente a $z = -5$ mm, deixa de se registar o “vale” causado pela diminuição da condutividade no *nugget*.

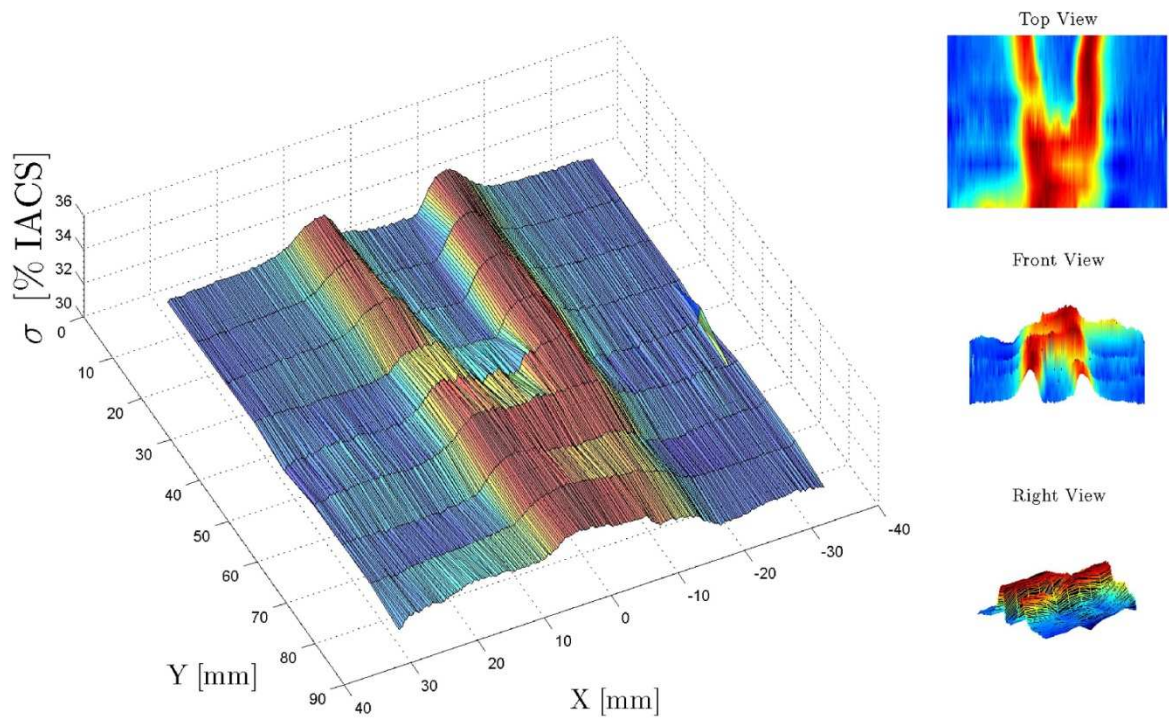


Figura 5.21 - Variação da condutividade eléctrica ao longo da rampa AA7075 - T6

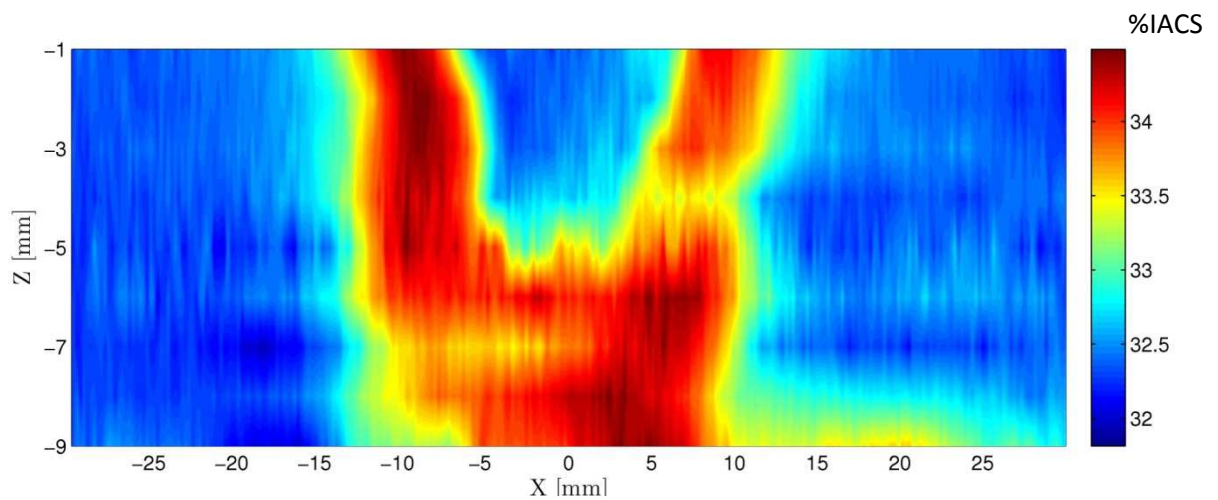


Figura 5.22 – Representação do campo de condutividade eléctrica na secção transversal do cordão de PFL da liga AA7075 - T6 processada a quente

A Figura 5.22 representa qualitativamente o campo de condutividade eléctrica da secção transversal de uma chapa de alumínio da liga AA7075-T6 processada a quente com 10 mm de espessura.

5.4.3 Resultados para a liga AA5083-H111

Observando os gráficos de condutividade e dureza para a liga AA5083-H111, processada a quente e a frio, pode-se concluir que as variações obtidas não são muito significativas. No caso do processamento a quente (Figura 5.23) a condutividade manteve-se constante a cerca

de 28 %IACS no material base. Na ZATM aumentou para valores de 28,5 %IACS descendo para valores de 27 %IACS no *nugget*. A dureza também se manteve aproximadamente constante em termos médios ao longo de todo o perfil, aumentando apenas no *nugget*. Este comportamento da dureza é típico das ligas não tratáveis termicamente, com tratamento mecânico ou endurecimento através de encruamento por deformação plástica a frio, como é o caso da AA5083-H111.

A diminuição da condutividade no *nugget* embora reduzida, deve-se principalmente ao facto de haver um ligeiro refinamento do grão e por sua vez um aumento da quantidade de limites de grão, e o aumento da condutividade na ZATM possivelmente pode ser justificada pelo alongamento do grão devido à deformação imposta nesta zona. Nesta liga não se registou formação nem coalescência de precipitados, do material base para as zonas processadas, como se pode verificar na Figura 5.25. A temperatura não teve papel importante uma vez que esta liga é envelhecida não sendo assim muito sensível à temperatura.

No caso do processamento a frio (Figura 5.24) as variações de condutividade que se registaram são desprezáveis. Apenas se verificou um aumento da dureza resultante do refinamento do grão no *nugget*.

Pode-se concluir que o factor mais preponderante para a variação da condutividade eléctrica na liga AA5083-H111 é o tamanho de grão (G).

$$\sigma = f(\varepsilon, P, \textcircled{G}) \quad \left| \quad S, D = \text{Constante} \right. \quad (5.6)$$

A chapa de alumínio AA5083-H111 usada para estes ensaios tem 8 mm de espessura e é laminada não sendo tratada termicamente mas sim envelhecida (H111). Esta liga não apresenta sensibilidade à temperatura apenas mostrando sensibilidade ao processamento mecânico, logo todas as variações são sobretudo devido a fenómenos mecânicos.

As Figuras 5.23 e 5.24 são um bom exemplo da diferença da natureza entre a dureza e a condutividade. Com efeito, verifica-se que a dureza apresenta uma variação relativa

significativa (≈ 20 HV, mesmo descontando a incerteza da medição) no material base, enquanto que a condutividade eléctrica não varia significativamente.

Admitindo que em toda esta extensão do material base a morfologia do grão não varia, então pode concluir-se que enquanto a dureza é muito afectada pela presença ou não dos precipitados, a condutividade é praticamente insensível a esse efeito, já que os electrões podem facilmente contornar os precipitados.

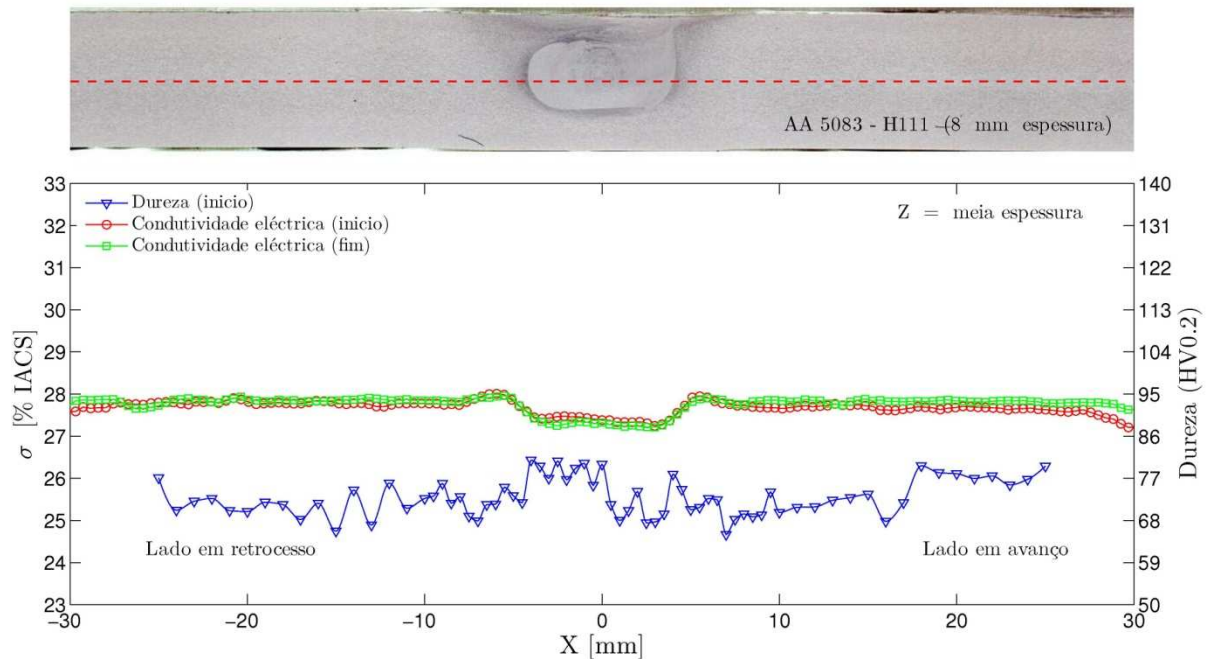


Figura 5.23 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA5083 – H111 processado a Quente

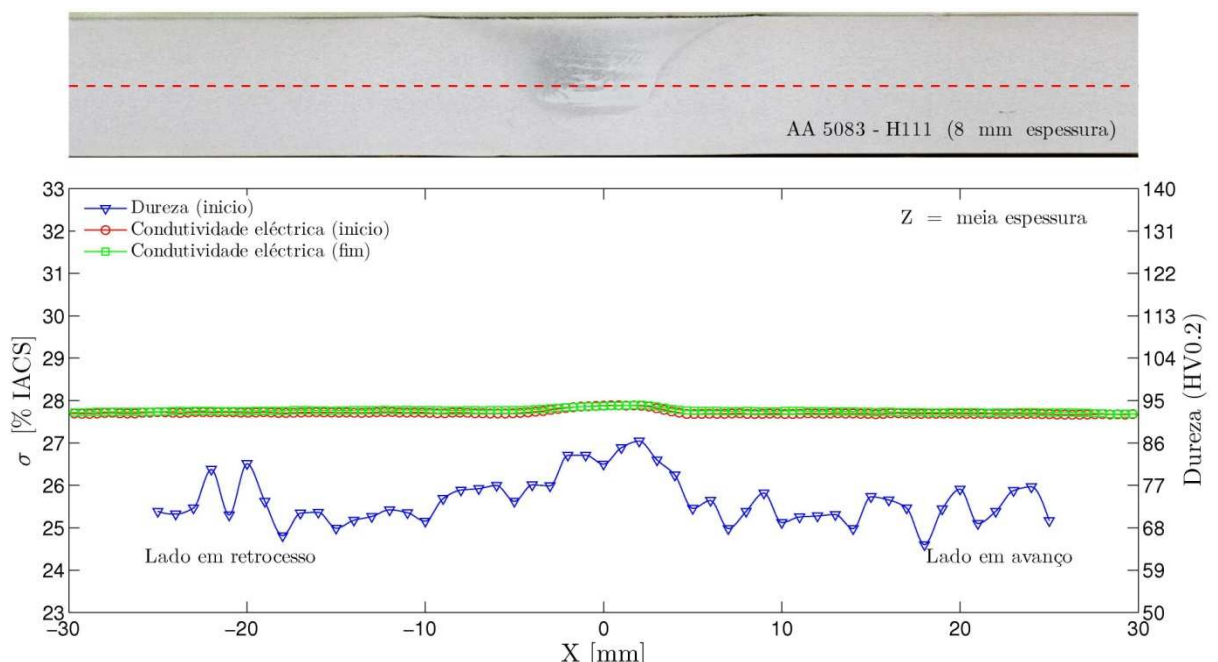


Figura 5.24 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA5083 – H111 processado a Frio

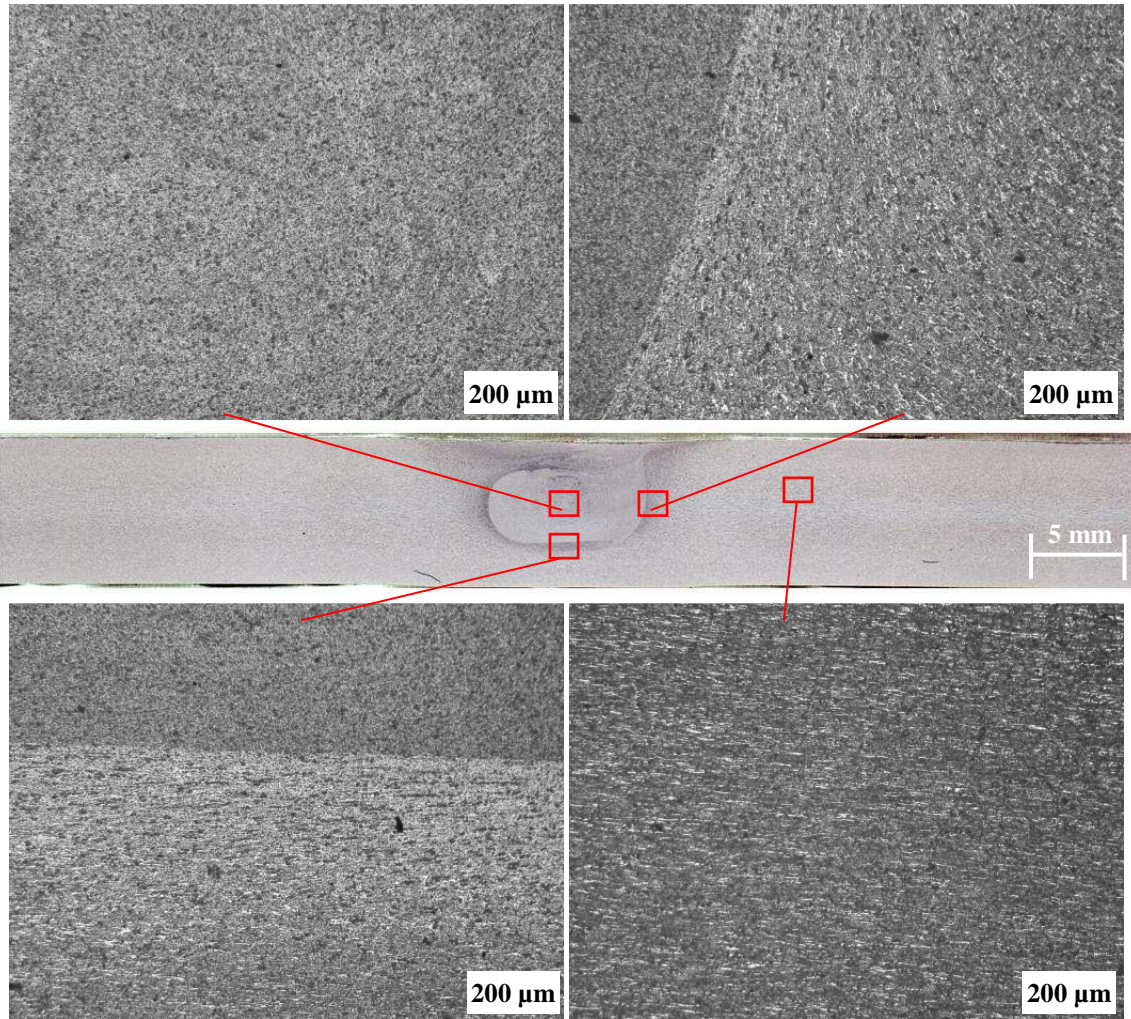


Figura 5.25 - Fotomicrografias da liga AA5083-H111 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado

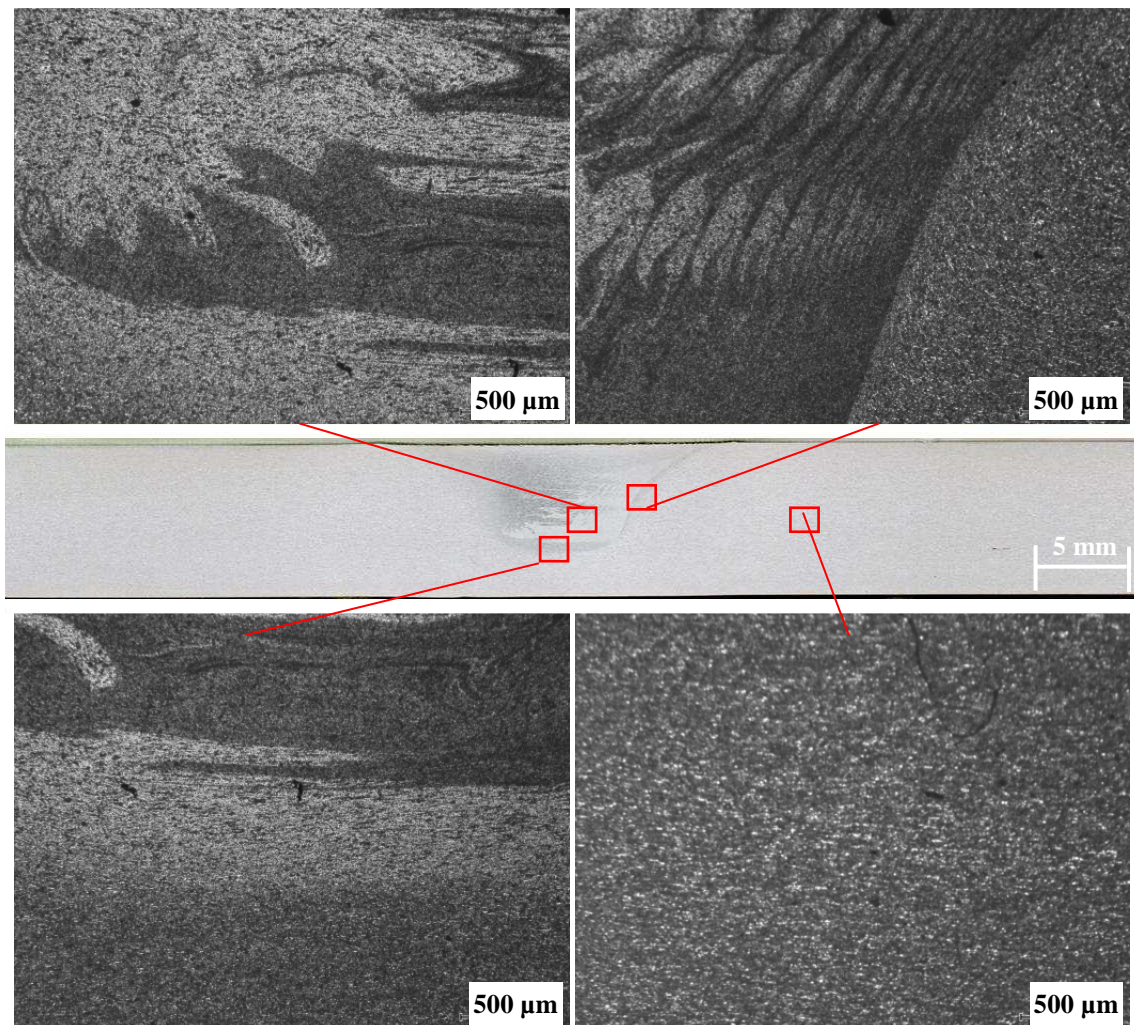


Figura 5.26 – Fotomicrografias da liga AA5083-H111 processada a Frio correspondentes ao início do cordão processado

Na Figura 5.25 e Figura 5.26 estão ilustradas as fotomicrografias das zonas afectadas pelo processamento a quente e a frio da liga AA5083-H111. Observa-se que do material base para a ZATM e para a *nugget* a única alteração que se evidencia é a forma do grão, estando mais refinado e bem definido pelos seus limites nas zonas afectadas pelo processo que no material base. No material base nota-se claramente o sentido de laminagem devido a microestrutura deformada. Também é de salientar que a formação, coalescência ou dissolução de precipitados entre as várias zonas afectadas não se evidencia talvez por ser uma liga endurecida mecanicamente, por isso não sensível à temperatura. Note-se também que o reagente utilizado (Keller) não é o mais indicado para contrastar esta liga. Deveria ter sido utilizado Pulton. A variação da condutividade parece só ser afectada pelas alterações do grão resultantes do trabalho mecânico do processo. Em anexo (Anexo D) apresentam-se todas as fotomicrografias e fotomacrografias correspondentes ao fim de cada um dos cordões processados ao longo de todo este trabalho.

5.4.4 Resultados para AlScMg

Para esta liga de alumínio analisaram-se os perfis de condutividade a meia espessura na secção transversal de uma chapa, obtendo-se os resultados representados nas Figuras 5.27 e 5.28. Analisando os gráficos de ambas as amostras pode-se concluir que a condutividade eléctrica nesta liga não evidenciou variações significativas, mantendo-se aproximadamente constante ao longo da largura de toda a chapa, o que já não aconteceu para os perfis de dureza. Estes, nesta liga apresentaram variações, mantendo-se também praticamente constantes até ao *nugget*, começando a decair depois de entrar dentro deste.

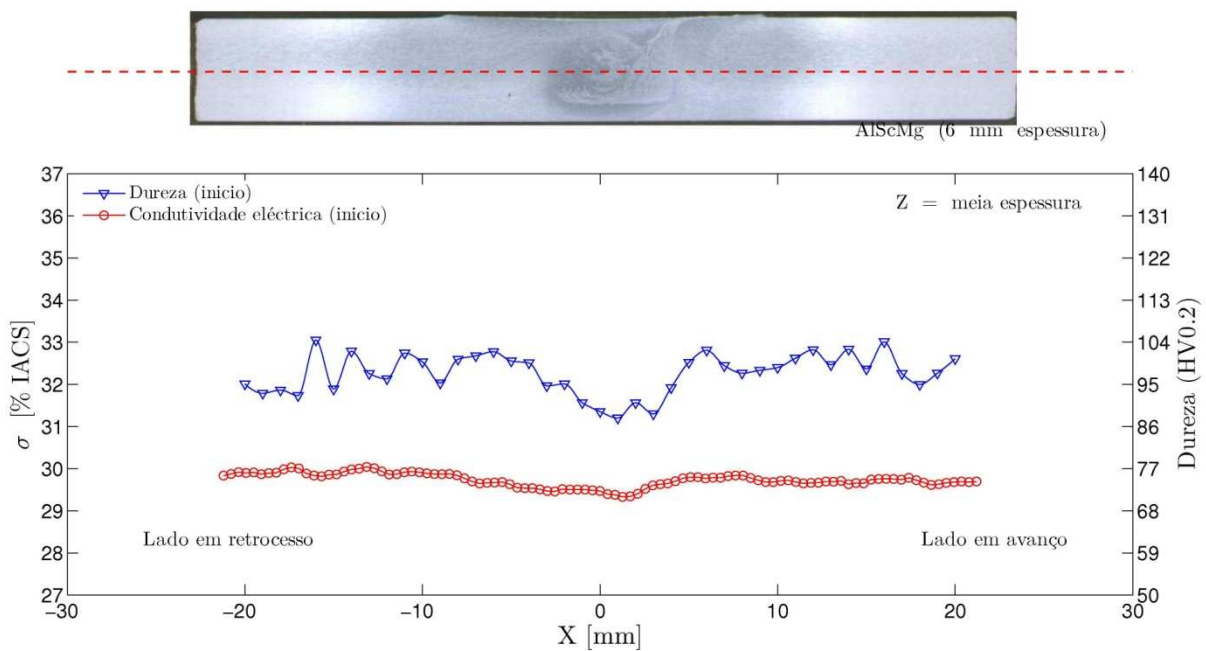


Figura 5.27 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AlScMg

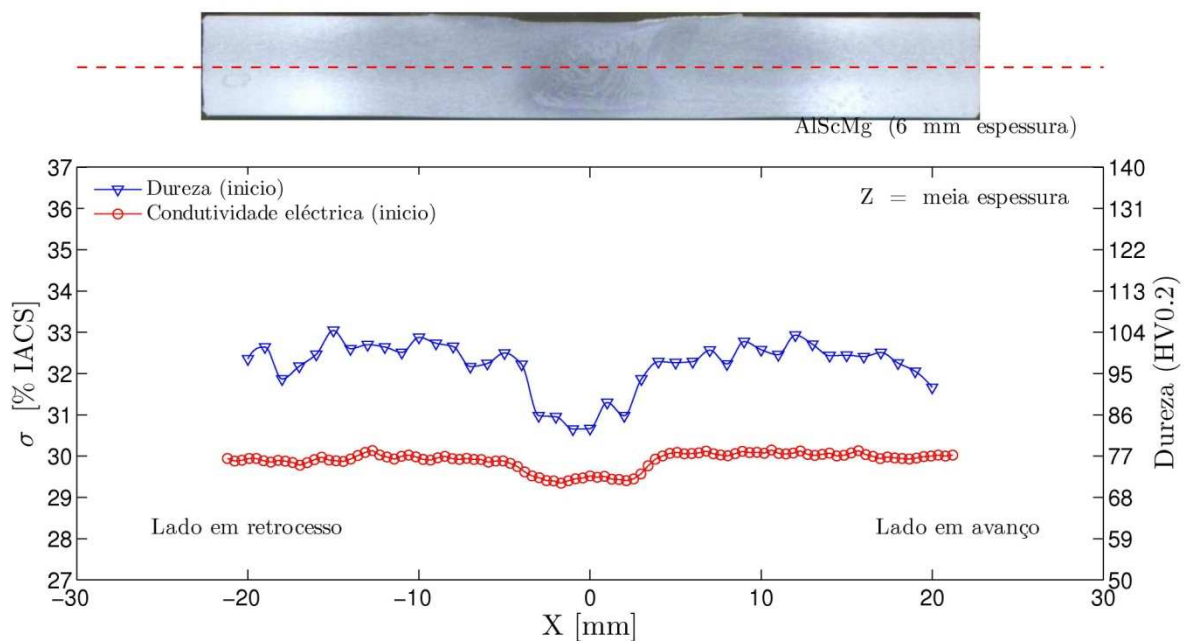


Figura 5.28 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AlScMg

5.5 Síntese de resultados

Para se poder ter uma visão geral dos resultados obtidos, apresenta-se na Tabela 5.2 uma síntese quantitativa das variações de condutividade e dureza obtidas para cada liga.

Tabela 5.2 - Síntese quantitativa dos resultados obtidos

Liga		Quente (variação absoluta em %IACS e HV)			Frio ((variação absoluta em %IACS e HV))		
		ZAC	ZATM	Nugget	ZAC	ZATM	Nugget
AA1100	σ	-1.5	-3	-3	0	0	0
	HV	-10	-20	-20	-10	-20	-20
AA6061-T6	σ	0.5	-0.5	1	0	0	4
	HV	-50	-60	-55	-10	-20	50
AA7075-T6	σ	4.5	6	-0.5	3	1.5	0.5
	HV	-20	-60	-17	-30	-40	-35
AA5083-H111	σ	0	0.5	-0.5	0	0	0
	HV	0	0	10	0	0	16
AlScMg	σ	0	0	0	0	0	0
	HV	0	0	-14	0	0	-14

Na Figura 5.29 e Figura 5.30 apresentam-se dois gráficos com os perfis de condutividade de todas as ligas, processadas a quente e a frio, para uma comparação relativa. Nestas representações gráficas é possível observar mais claramente a variação, em termos relativos, que a condutividade sofre para cada uma das ligas de alumínio estudadas. Para cada uma das ligas a condutividade do material base foi colocada a 0 % IACS.

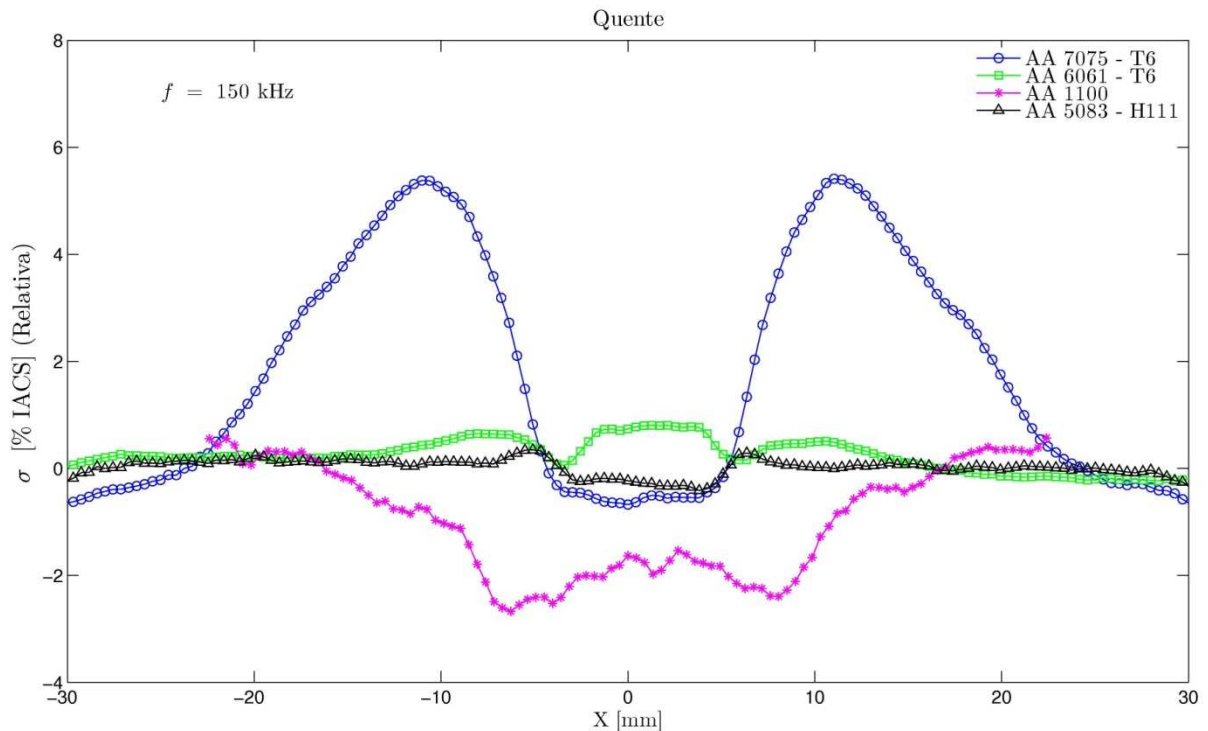


Figura 5.29 - Comparação relativa das variações de condutividade eléctrica de todas as ligas processadas a quente

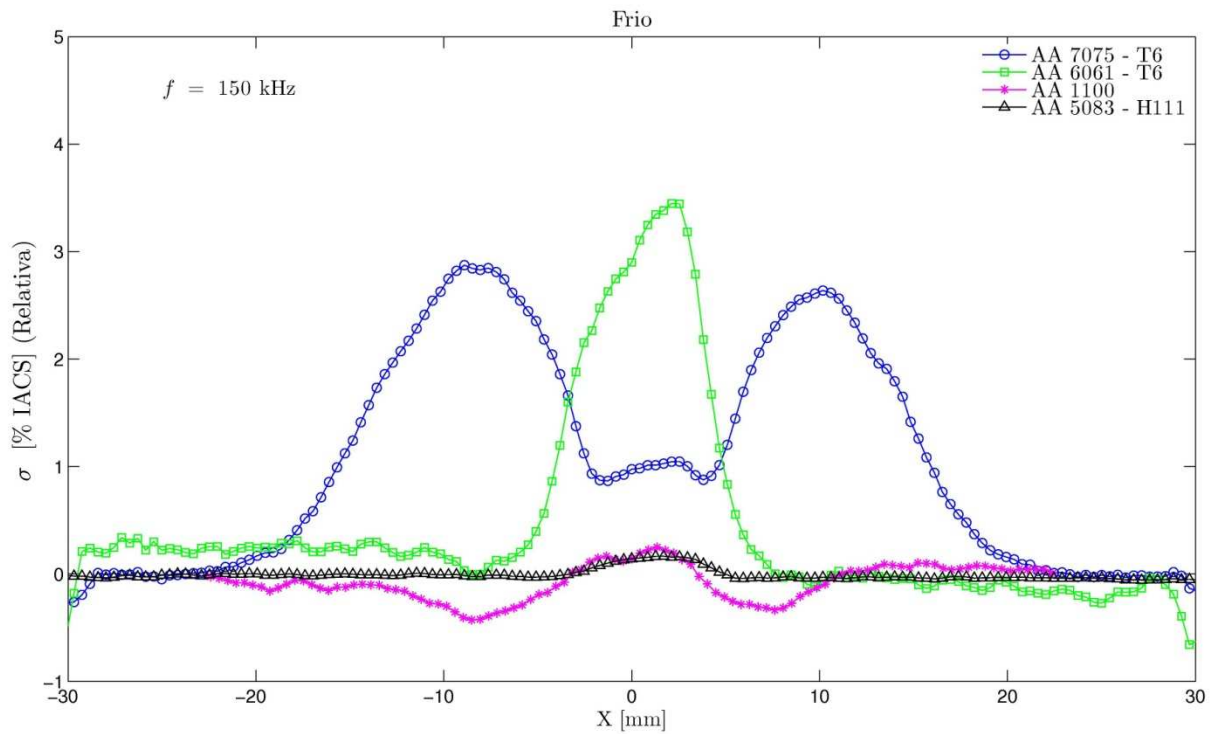


Figura 5.30 - Comparação relativa das variações de condutividade eléctrica de todas as ligas processadas a frio

Na Tabela 5.3 observa-se uma representação esquemática e qualitativa das alterações que o material poderá sofrer, depois de processado, a nível das propriedades estudadas. Esta esquematização não será válida para todas as ligas.

Tabela 5.3 - Representação esquemática da variação da estrutura metalográfica das zonas afectadas pelo processo; (Nota: → material base; ↗ superior ao material base; ↘ inferior ao material base)

Tamanho de Grão (G)					
Precipitados(P)	Tamanho	→	↘	↗	↗
	Quantidade	→	↗	↘	↘
Extensão(ε) (Densidade de deslocações)		→	↗	↗	↘
Temperatura de processamento		→	↗ ↗ ↗	↗ ↗	↗

5.6 Variação da condutividade eléctrica em chapas processadas com sobreposição de pistas (quinta fase do plano de ensaios)

Para compreender o efeito que o *overlapping* teve sobre a condutividade eléctrica realizaram-se apenas na liga AA1100 cordões de soldadura a quente, sobrepostos e paralelos. Realizaram-se dois cordões sobrepostos, um com 2 passagens da ferramenta em direcções opostas, e outro com 4 passagens na mesma direcção, ou seja, com *overlap* nulo. Também se processaram 3 chapas com vários cordões em paralelo, com diferentes distâncias entre eles (*overlapping*). Estas situações contribuíram para a condutividade, o tamanho de grão, a temperatura e a influência da multi-passagem, conforme descrito detalhadamente no ponto §4.

Para as chapas processadas com cordões sobrepostos, observa-se, nas Figuras 5.29 e 5.30, o perfil de condutividade no início e no fim do cordão, assim como o perfil de dureza para as chapas processadas com duas e quatro passagens sobrepostas.

Nestas situações o comportamento da condutividade eléctrica foi muito idêntico ao observado no processamento da liga AA1100 a quente e a frio, com apenas uma passagem. A única diferença que se evidenciou é no ensaio de quatro passagens na mesma direcção, em que se verificaram variações mais significativas uma vez que se homogenizou e definiu-se melhor as zonas processadas pela ferramenta de fricção linear (Figura 5.32). Na Figura 5.31 está representado o perfil para o ensaio de duas passagens em direcções opostas, que fica sem efeito uma vez que se consegue concluir da análise deste gráfico que as alterações obtidas são idênticas às obtidas com uma passagem da ferramenta. Na Figura 5.33 e Figura 5.34 pode-se observar a estrutura metalográfica do alumínio depois de sujeito a estes dois tipos de processamento.

De acordo com o gráfico apresentado na Figura 5.32, a soma dos vários efeitos de temperatura não foi muito significativa, já que parece que o mais preponderante foi a homogenização (ao fim de 4 passagens) da zona processada, o que está relacionado com a deformação plástica, ou seja com a extensão (ϵ) e tamanho de grão, não sendo a extensão muito relevante como demonstrado em §5.2, Figura 5.1

No entanto, nos ensaios de uma passagem, tinha-se verificado que os dois efeitos mais influentes seriam a temperatura de processamento e o Grão. Agora, segundo este novo resultado pode-se afirmar que destes dois é o grão que é mais influente na liga AA1100.

Nas Figuras 5.31 e 5.32 apresentam-se as estruturas metalográficas das zonas afectadas pelo processo, da chapa processada com dois cordões sobrepostos e da chapa processada com quatro cordões sobrepostos, respectivamente. Observando ambas as fotomicrografias, de cada tipo de processo, nota-se que o grão em ambos apresenta no material um tamanho grande e com os seus limites bem definidos. Nas zonas afectadas pelo processo evidencia-se um refinamento do grão e uma homogeneidade que tende a aumentar com o número de passagens, sendo a única diferença entre ambas a homogeneização resultante do número de passagens da ferramenta.

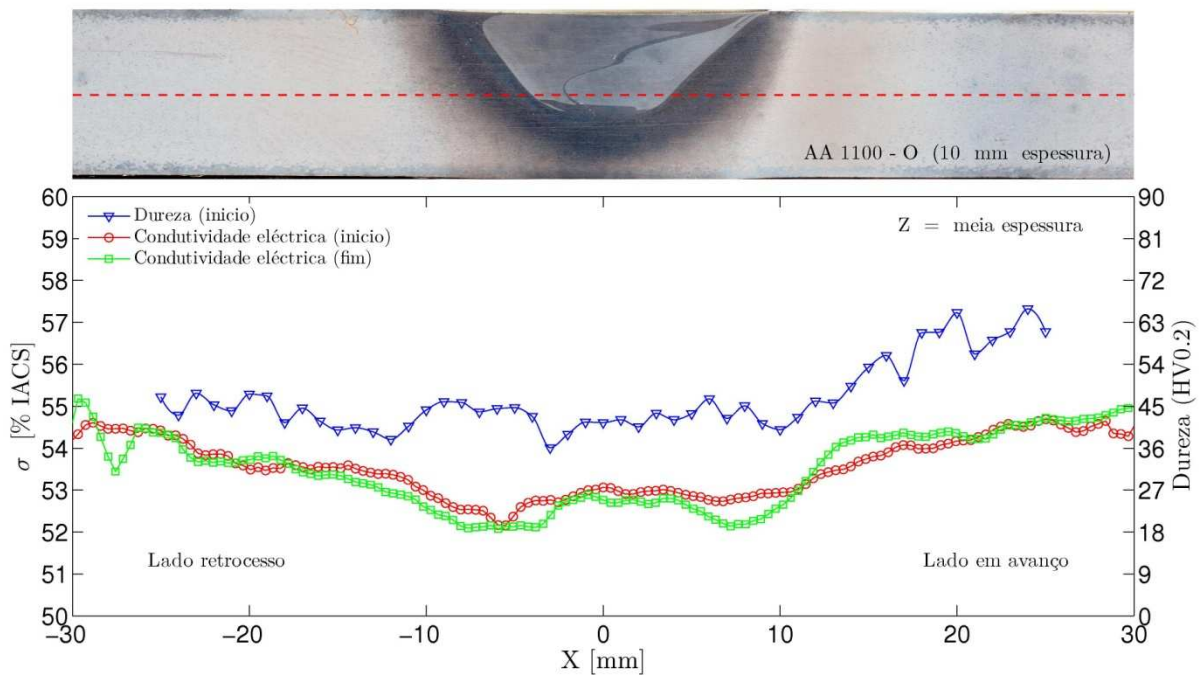


Figura 5.31 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (2X)

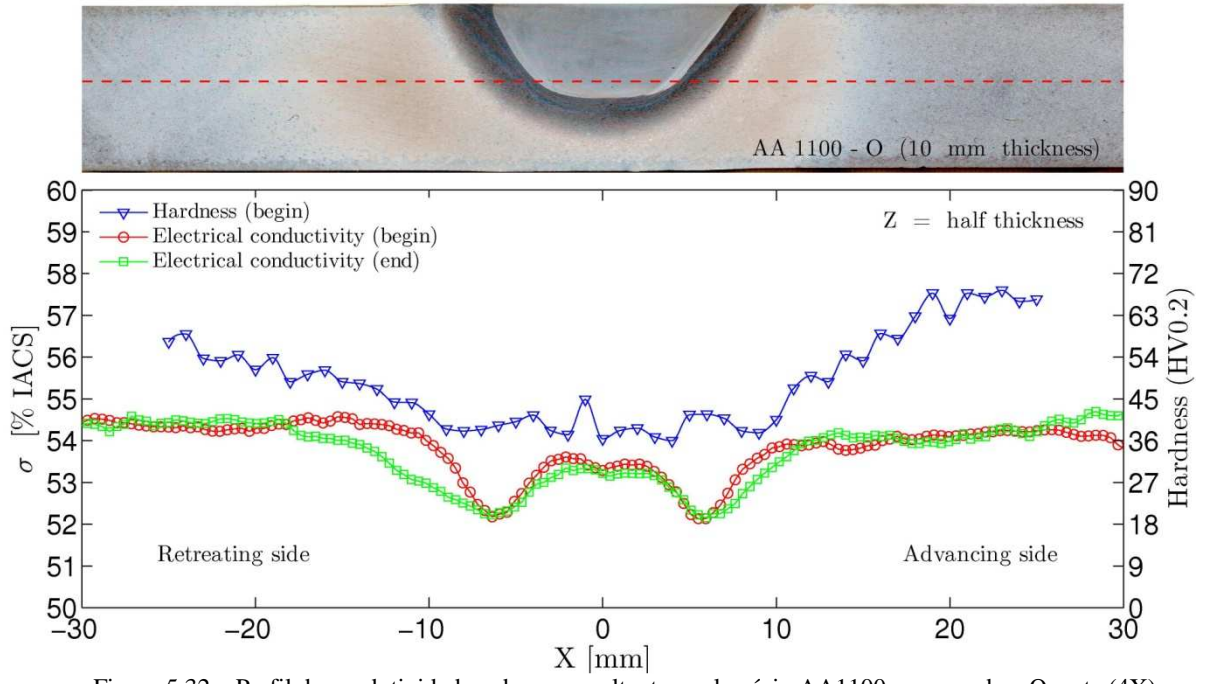


Figura 5.32 – Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (4X)

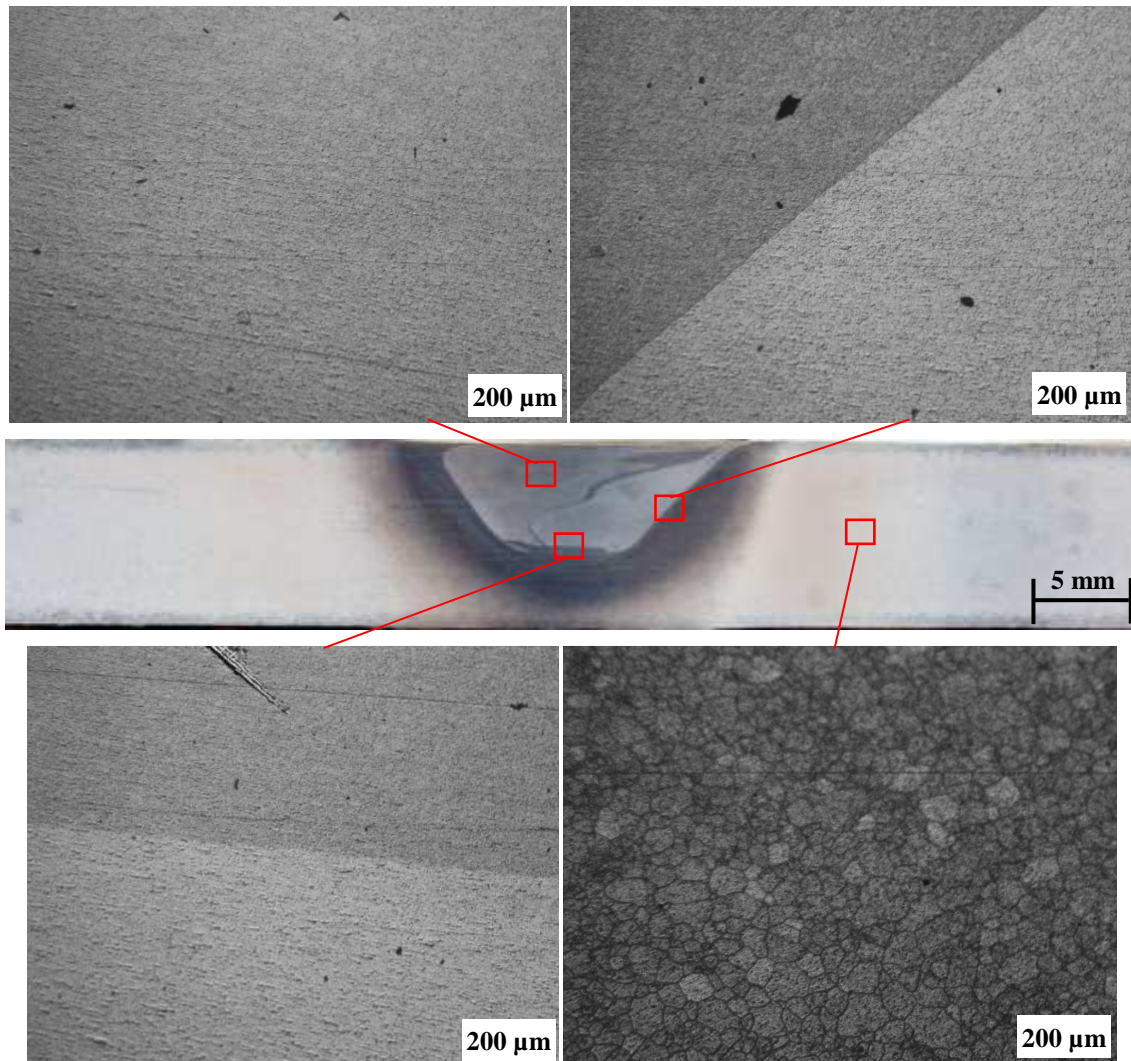


Figura 5.33 – Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (2 passagens)

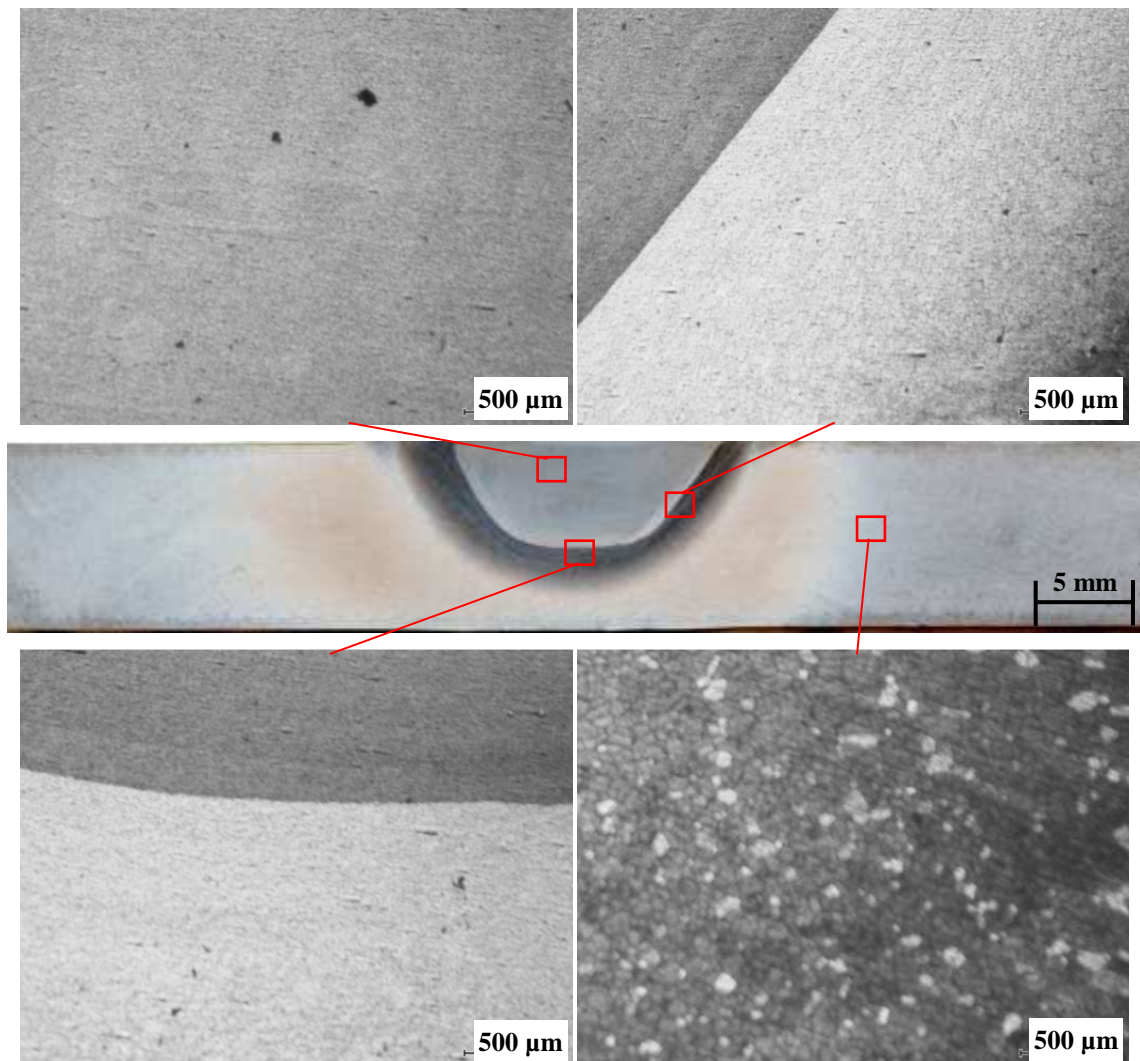


Figura 5.34 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (4 passagens)

Para a situação de processamento com vários valores de *overlapping*, processou-se uma chapa com $OL = 1/2$ e, outras duas com $OL = 1$ e $OL = 2$, respectivamente. O objectivo foi avaliar se a condutividade era sensível a cada zona de afectação da ferramenta e se era sensível à intercepção das várias zonas processadas como descrito em §4.8 Pode-se observar nas Figuras 5.36, 5.37 e 5.38 os respectivos perfis de condutividade e dureza.

Mais uma vez cada um destes processamentos apresentou um comportamento de condutividade idêntico ao da liga AA1100 processada a quente. No caso do cordão com $OL = 1/2$, a condutividade comportou-se como se houvesse um único *nugget* de maior largura, contínuo, uma vez que a distância entre passagens é muito reduzida criando na realidade um *nugget maior*. Conclui-se então que a condutividade e a dureza HV não são sensíveis ao ponto de se distinguirem as diferentes zonas de sobreposição dos cordões de processamento por fricção linear (não existe “resolução espacial”).

No caso do processamento com $OL = 1$, pelo comportamento da condutividade conseguiu-se observar a intercepção das várias zonas afectadas verificando-se várias variações de condutividade, correspondentes ao *nugget*, ZATM e ZAC de cada passagem, ao longo de toda a zona processada. No gráfico da Figura 5.37 observa-se os picos de condutividade e dureza dos vários *nuggets* o que mostra que apesar de ter havido uma intercepção dos comportamentos de condutividade e dureza característicos à ZAC e à ZATM, a definição do *nugget* dada pela condutividade eléctrica e pela dureza está claramente evidente para este valor de OL.

No processamento com $OL = 2$ existiu uma perfeita distinção entre zonas processadas, onde cada *nugget* teve a sua própria zona de influência. Nesta situação observa-se pelo gráfico que quase não houve intercepção das zonas afectadas pelo processo, estando estas completamente bem definidas pela variação da condutividade eléctrica e da dureza. Existiu uma grande diferença entre o grão do *nugget* e as restantes áreas afectadas. A temperatura de processamento, com cordões tão próximos, afectou de forma aproximadamente homogénea o material processado. Um esquema pode-se observar na Figura 5.35

Na Figura está esquematizada a afectação das zonas em termos de grão e de temperatura. Note-se que do ponto de vista do grão, estas zonas estão muito bem definidas e do ponto de vista da zona afectada pela temperatura do processo, a zona não é delimitada, fazendo-se sentir ao longo de uma zona mais extensa e homogénea.

Verificou-se então uma distinção, quer a nível de condutividade, quer de dureza levando a concluir que na situação de sobreposição de pistas o factor mais preponderante é o grão.

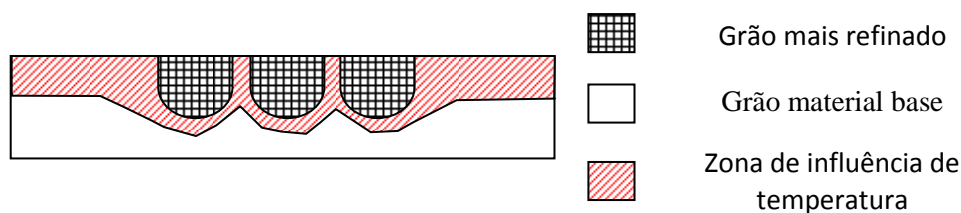


Figura 5.35 - Afectação das zonas em termos de grão e de temperatura

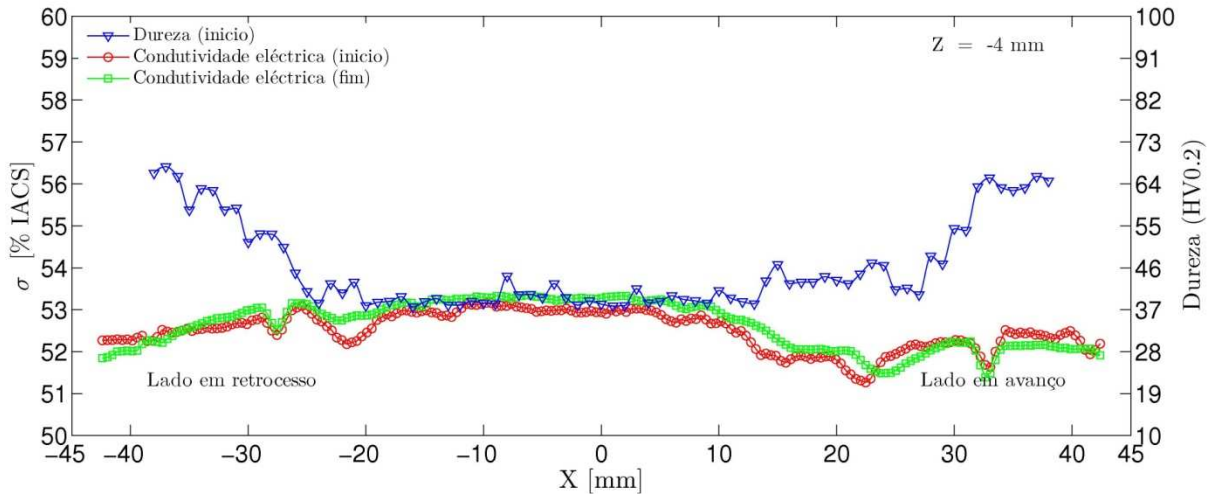
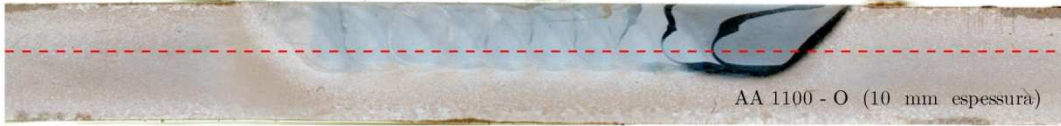


Figura 5.36 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=0.5)

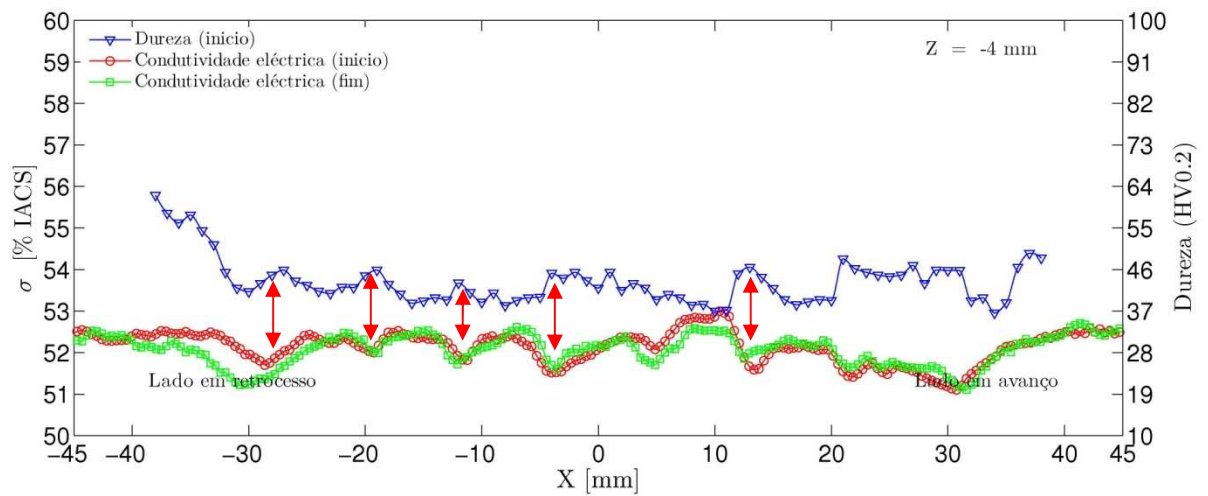


Figura 5.37 - Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=1)

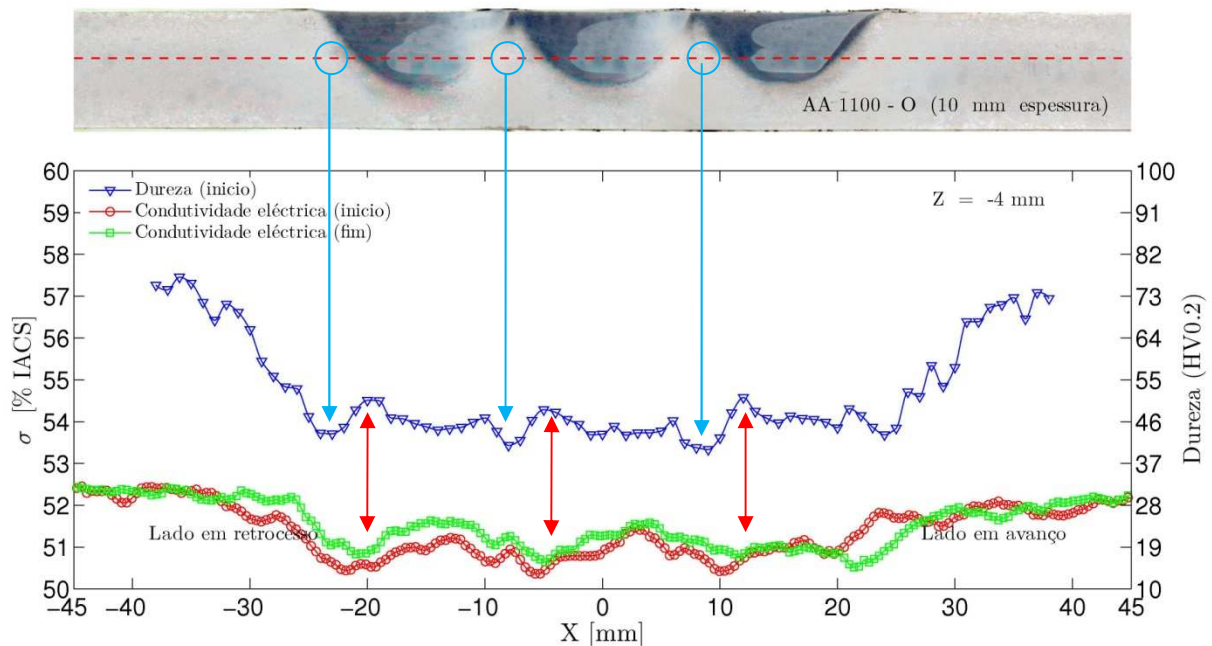


Figura 5.38 – Perfil de condutividade e dureza resultante se alumínio AA1100 processado a Quente (OL=2)

As setas vermelhas nas Figuras 5.37 e 5.38 salientam o comportamento inverso entre a condutividade e a dureza nas situações mais extremas, situações essas que se observam no *nugget*.

Nas Figuras 5.39, 5.40, e 5.41 apresentam-se as fotomicrografias das zonas afectadas pela ferramenta, referentes sempre à primeira passagem. Observando as imagens verifica-se que não há nada de novo em relação às fotomicrografias obtidas do processamento à mesma liga com uma passagem. No material base o grão está bem definido, apresentando um tamanho grande ficando cada vez mais refinado à medida que se passa para as zonas afectadas pelo processo.

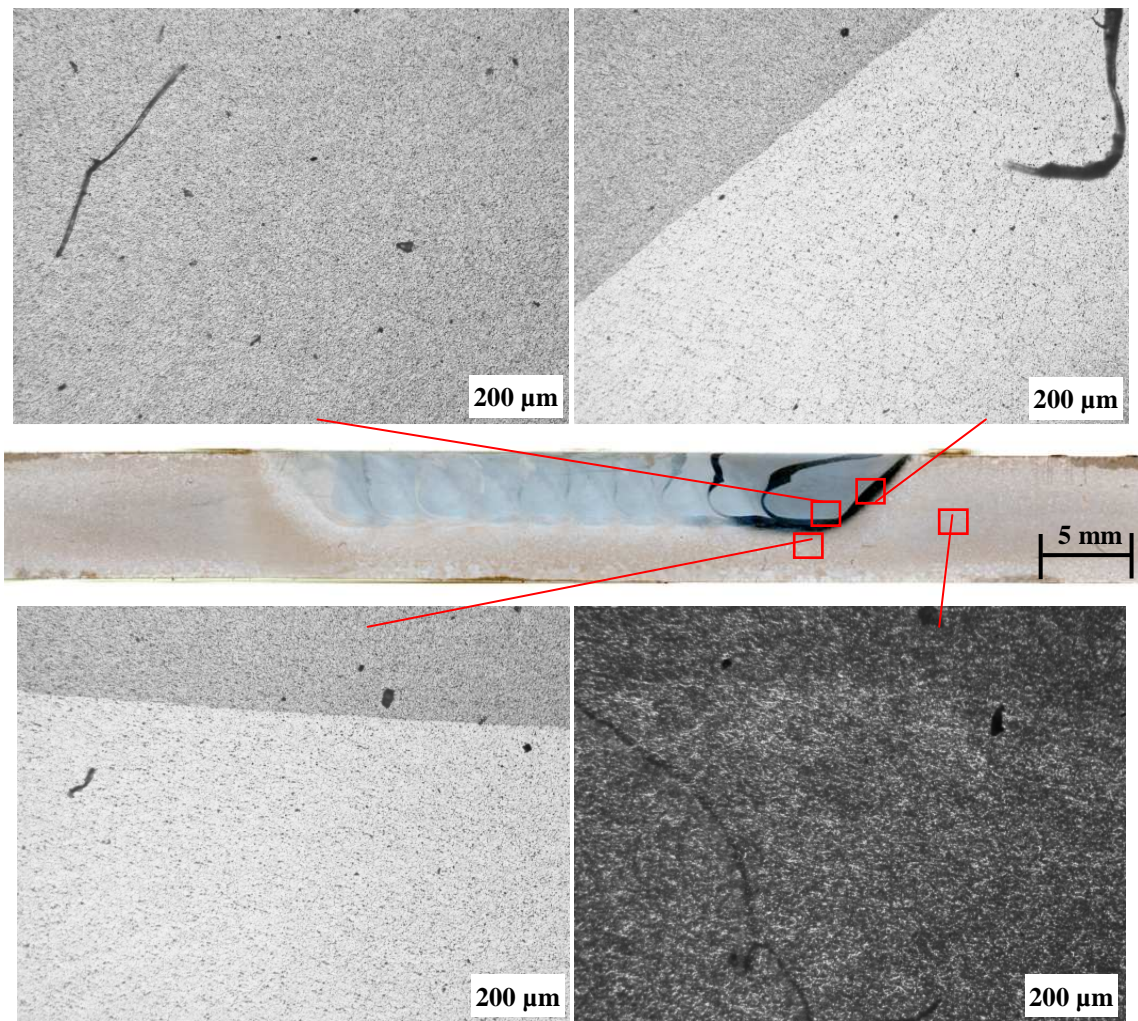


Figura 5.39 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 0.5)

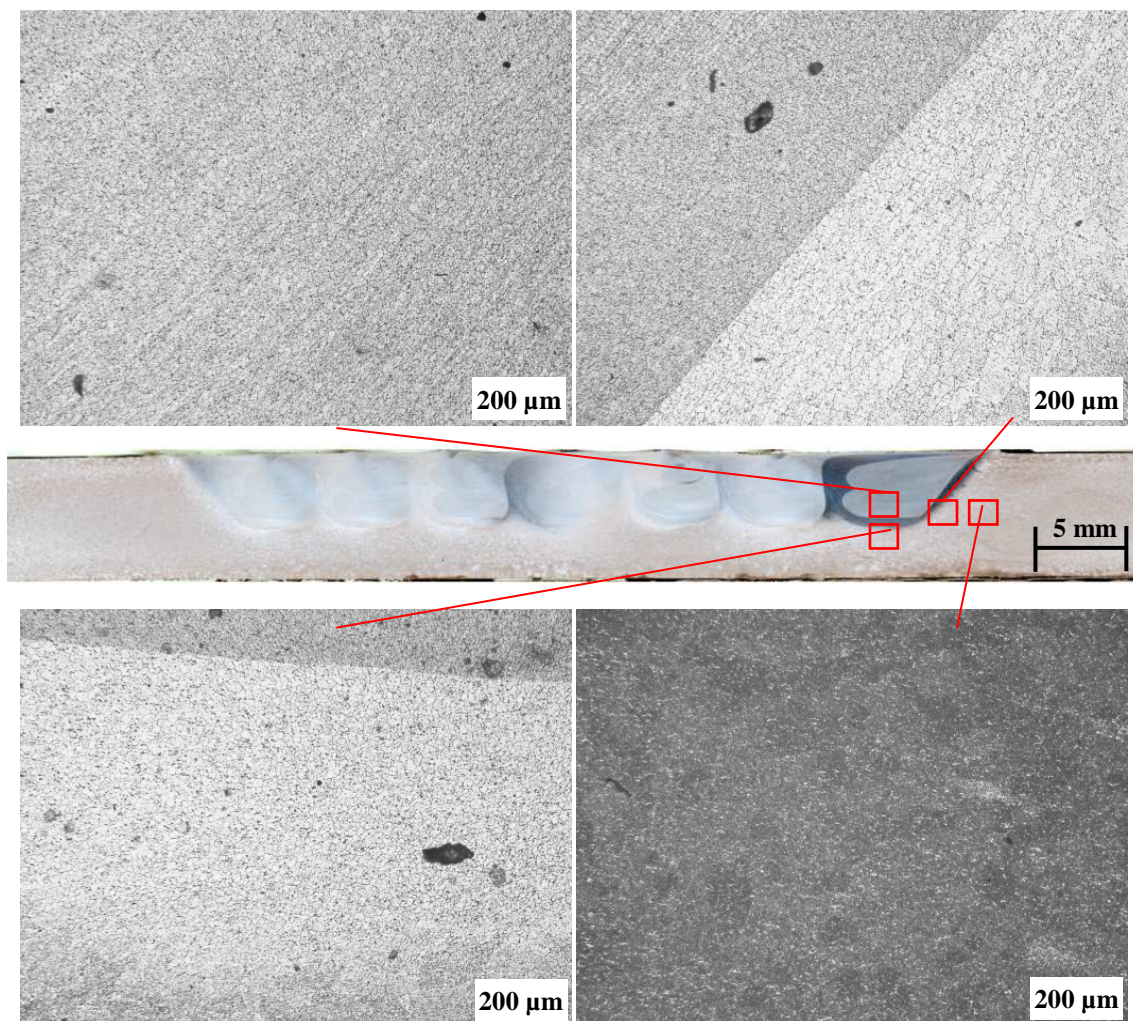


Figura 5.40 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 1)

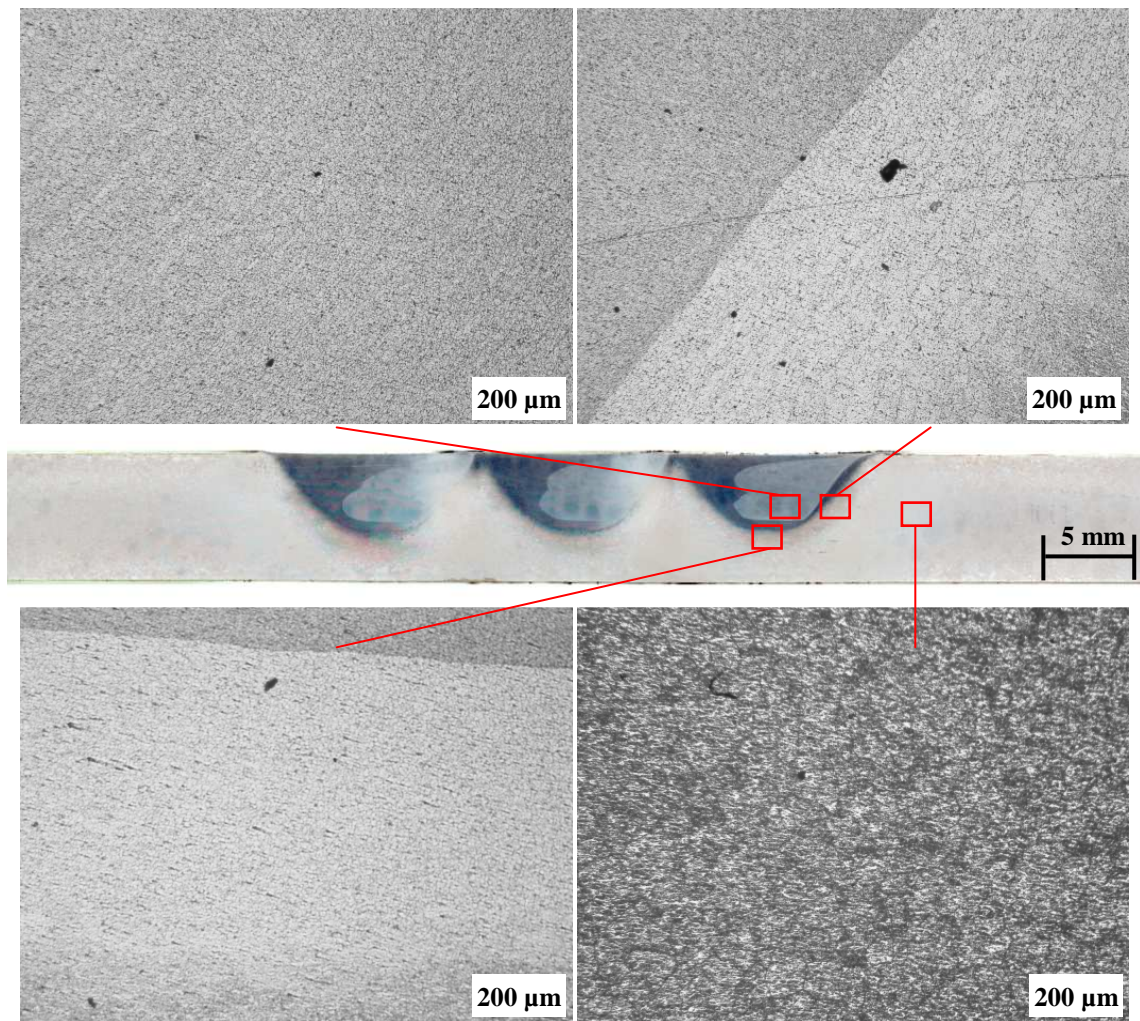


Figura 5.41 - Fotomicrografias da liga AA1100 processada a quente correspondentes ao início do cordão processado (OL = 2)

5.7 Síntese do capítulo

Neste capítulo apresentaram-se os resultados. Foram expostos separadamente por conjuntos de ensaios, como estabelecido no ponto §4. Cada uma das variáveis tidas em consideração apresentou um peso importante de acordo com a liga ensaiada e as condições do processo. De uma maneira geral o comportamento da condutividade mantém o mesmo padrão para a maioria das ligas ensaiadas, aumentando na ZAC, diminuindo na ZATM e no *nugget*, não tendo acontecido isso em algumas situações devido a fenômenos pontuais.

Capítulo 6 - Conclusões e Desenvolvimentos Futuros

6.1 Introdução

As conclusões relativas ao trabalho realizado e as propostas para desenvolvimentos futuros são apresentadas neste capítulo. Com efeito, as conclusões mais importantes do trabalho estão já implícitas nos comentários aos resultados obtidos e sintetizadas no final de cada capítulo. Assim, neste capítulo pretende-se apenas evidenciar e consolidar as conclusões de carácter mais abrangente. Relativamente às propostas para desenvolvimentos futuros apontam-se alguns tópicos que se consideram importantes para dar continuidade ao trabalho desenvolvido no âmbito desta tese.

6.2 Conclusões

- 1) Relativamente ao sistema de END desenvolvido no âmbito desta tese, verificou-se que é adequado e fiável para estas funções, dando resultados correctos e precisos, mostrando-se a mesa XY adequada em termos de precisão, velocidade de inspecção e manuseamento.
- 2) O software criado em LabView[®] mostrou-se uma ferramenta expedita no controlo da mesa XY e na organização e apresentação dos dados de condutividade eléctrica.
- 3) Da primeira fase deste trabalho, em que o objectivo foi estudar a influência apenas da extensão, na condutividade eléctrica e na dureza, concluiu-se que para os níveis de extensão efectiva experimentados (até 2 mm/mm) que a condutividade não apresenta variações significativas para nenhuma liga em análise, o que já não acontece na dureza,

que para os mesmos valores de extensão apresentou grandes variações. Neste caso, para todas as ligas verificou-se que à medida que a extensão efectiva aumenta a dureza também aumenta. Consequentemente a dureza é muito mais sensível a variações de extensão do que a condutividade e que a extensão não tem quase influência na variação da condutividade eléctrica.

- 4) Da caracterização das cinco ligas de alumínio processadas a quente e a frio concluiu-se que a AA7075-T6 foi a que apresentou maiores variações de condutividade eléctrica e dureza quando sujeita a processamentos no estado sólido, tendo apresentado uma variação máxima de 7 [%IACS] quando processada a quente. As restantes ligas não apresentaram variações significativas, sendo, a seguir à AA7075-T6, a AA6061 – T6 aquela em que a condutividade eléctrica e a dureza apresentaram mais sensibilidade ao processamento no estado sólido. Do principal objectivo deste trabalho, que era avaliar a influência do grão, temperatura precipitados e extensão na condutividade eléctrica pode-se concluir que destas variáveis, aquelas que mais influências apresentaram foram, os precipitados e o tamanho de grão e indirectamente a temperatura, uma vez que, esta influencia fortemente estes dois factores.
- 5) Do segundo conjunto de ensaios concluiu-se, da análise dos gráficos, que de todas as variáveis estudadas (temperatura e tamanho de grão) a mais preponderante para a variação da condutividade eléctrica na liga AA1100 foi o tamanho de grão (T). Em relação à variação de dureza observada nesta liga de alumínio, esta apresentou um comportamento que não era esperado, sendo igual ao da condutividade quando se esperava que fosse o inverso.
- 6) Do terceiro conjunto de ensaios, em que se estudaram as ligas AA6061-T6, AA7075-T6, AA5083-H111 e AlScMg concluiu-se que a variável preponderante para a variação da condutividade em cada uma delas não é comum. Para o caso da liga AA6061-T6 o factor que mais peso teve sobre a condutividade foi os precipitados, para a liga AA7075-T6 foi o tamanho de grão e para a liga AA5083-H111 os precipitados.

De uma maneira geral, e através dos ensaios realizados, concluiu-se que por norma a condutividade decresceu no *nugget* e cresceu na ZATM e na ZAC e que a dureza tomou um comportamento inverso mas em diferentes proporções. Estas duas características apresentam uma boa relação.

Através deste método é possível criar uma relação entre a microestrutura do material e a condutividade eléctrica. O processamento no estado sólido, devido ao facto de alterar

significativamente a estrutura do material, afecta a condutividade eléctrica e a dureza, sendo assim possível caracterizar o processo através destas propriedades do material.

6.3 Desenvolvimentos futuros

No fim deste trabalho ficaram fenómenos e acontecimentos por explicar, daí ser possível e útil uma investigação mais aprofundada de alguns pontos abordados nesta tese de mestrado.

Um possível trabalho que poderá ser realizado é o estudo do comportamento da condutividade eléctrica em função da deformação elástica, através da imposição de uma tensão num ensaio de tracção e instantaneamente efectuar a medição da condutividade através de uma sonda para o efeito.

Estudar mais detalhadamente o comportamento da liga de alumínio AA1100, uma vez que em todos os ensaios realizados para esta tese apresentou comportamentos não esperados, como o aumento brusco da condutividade eléctrica para valores de extensão efectiva na ordem dos 0.5 mm/mm, e o comportamento não inverso por parte da dureza em relação à condutividade eléctrica quando processado no estado sólido.

Seria também interessante estudar a influência do processamento no estado sólido na condutividade em ligas de alumínio sujeitas a tratamento térmico, assim como a coalescência de grão e avaliar a influência do seu tamanho.

Outro caminho para aprofundar este trabalho seria fazer o mesmo estudo mas para mais gamas de parâmetros de processo, nomeadamente da relação $\bar{\omega}/v$, de modo a perceber mais detalhadamente o efeito da temperatura nas ligas mais sensíveis a esta.

Bibliografia

- [1] Mishra, R.S., Ma, Z.Y., “Friction Stir Welding and Processing”, Materials Science and Engineering, 2005, Vol 50. Pp. 1–78.
- [2] TWI – World Centre for Materials Joining Technology, Friction Stir Welding at TWI, disponível em: <http://www.twi.co.uk/content/fswintro.html> >. Acesso em: Novembro de 2009
- [3] MTI Welding, <http://www.mtiwelding.com/equipment/1/Inertia-Friction-Welding>, acesso em Setembro de 2010
- [4] Pereira, R. M., Cunha, J.G. Gomes, J.R. “Desgaste de ferramentas de soldadura por ultra-sons na produção de cablagens eléctricas para automóveis”, Ciência e Tecnologia dos Materiais, 2006, Vol. 18, nº 1 / 2.
- [5] Feldman K., Kohn ,G, Stern ,A., “Friction Stir Spor Welding”, Departments of Mechanical and Materials Engineering, Ben Gurion University of the Negev ANO
- [6] Santos, T.G., Vilaça, P., Miranda, R.M. “electrical conductivity field analysis of weld beads produced by FSW in AA6013-T4 and AA7075-T6 alloys”, Lisboa, Portugal, 2010.
- [7] Santos, T. “Ensaio Não Destrutivos por Correntes Induzidas: Desenvolvimento e Aplicação à Soldadura por Fricção Linear”, PhD thesis, IST, Julho de 2009.
- [8] American Society for Nondestructive Testing (ASNT), sítio em: < <http://www.asnt.org/>>, acedido em Novembro de 2009.
- [9] Almeida, F.P, Barata, J., Barros P., “Ensaio Não Destrutivos”, Instituto de Soldadura e Qualidade 1992
- [10] Prakash, R., “Non-Destructive Testing Techniques”, New Age Science 2009
- [11] Hellier ,C. J.,. “Handbook of Nondestructive Testing”, Mcgraw-Hill, 2001
- [12] www.ndt-ed.org, acesso em 12/01/2010
- [13] Jiles, C.D., “Introduction to the Principles of Materials Evaluation”, CRC Press, 2008
- [14] Santos, T., Ramos, P.M., Vilaça, P. “Non destructive testing of friction stir welding: Comparison of planar eddy current probes”, Proceedings of IMEKO TC4 Symp., Florence, Italy, 2008 Vol. 507, pp. 512 – 6.,
- [15] Smith, W. F. “Principios de Ciência e Engenharia dos Materiais”, 3ª Edição, McGraw-Hill, 1998
- [16] Jiles C. D., “Introduction to the Principles of Materials Evaluation”, CRC Press, 2008.
- [17] William,D. Jr, C.“Materials Science and Engineering an Introdution”, Seventh Edition, John Wiley & Sons, Inc., Department of Metallurgical Engineering The University of Utah
- [18] Santos, T., Vilaça, P., Quintino, L., “Sondas de Correntes Eddy para END: Funcionalidade e Aplicação à SFL”, proceedings of Workshop Organized by RELACRE: “Ensaio Não Destrutivos – Inovação e Qualidade”, Lisboa, Portugal, 2008.
- [19] Wayne, T. M., Patente Internacional n.º PCT/GB92/02203 e Patente GB n.º 9125978.8, 6 de Dezembro de 1991.
- [20] Ari, M., “ Microstructure and thermo-electrical transport properties of Cd–Sn alloys”, Mater Charact 2008; Vol 59(5), pp 624-630.

- [21] Bautista, J.R., et al., “Correlations between mechanical stress, electrical conductivity and nanostructure in Al films on a polymer substrate”, *Mater Charact* , 2010, Vol 61, pp 325-329
- [22] Eduardo, F., “Modelação Numérica e Validação do Processo de Soldadura por Fricção Linear”, Tese de Mestrado, Setembro 2004, IST
- [23] Iordachescu. M., Iordachescu. D., Scutelnicu. E., Vilaça. P., Ocaña. J.L., “Aluminium Friction Stir Processing – Roughness vs. Macro/Microscopically Results”
- [24] Mahmoud, T. S., “Effect of friction stir processing on electrical conductivity and corrosion resistance of AA6063-T6 Al alloy”, February 2008
- [25] Nascimento, F.M., “Processamento por Fricção Linear Caracterização e Análise de ligas de alumínio Processadas”, Dissertação de Mestrado pelo Instituto Superior Técnico, Novembro de 2007
- [26] Elangovan , K., Balasubramanian, V. “Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy”, *Materials Science and Engineering A*, 2007, Vol. 459 , pp. 7-18;
- [27] Elangovan, K., Balasubramanian, V. “Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy”, *Materials and Design*, 2007;
- [28] Zettler, R., Donath, T., Santos, J., Beckman, F., Lohwasser, D. “Validation of Marker Material Flow in 4mm Thick Friction Stir Welded Al 2024-T351 through Computer Microtomography and dedicated Metallographic Techniques”, *Advanced engineering materials*, 2006;
- [29] Sato, Y.S., Kokawa, H., Enmoto, M., Jogan, S., “Microstructural Changes Due to Friction Stir Processing of Investment-Cast Ti-6Al-4V” *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 2429
- [30] Rhodes, C.G, Mahoney, M.W., Bingel, W.H., Spurling, R.A., Bampton, C.C., “Corrosion of friction stir welds in aerospace alloys and their protection by laser surface treatment” *Scripta Mater.*, 1997, Vol 36, pp 69.
- [31] Benavides, S., Li, Y. Murr, L.E., Brown, D., McClure, J.C., “Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum” *Scripta Mater*, 1999, Vol 41, pp 809-815.
- [32] Kwon, Y.U, Saito, N. I. Shigematsu., *Mater. Sci. Lett.*, 2002, Vol 21, pp 1473.
- [33] Kwon, Y.J., Shigematsu, I., Saito, N. *Mater. Trans.* 44 (2003) 1343.
- [34] Kwon, Y.J., Shigematsu, I. Saito, N. *Scripta Mater.* 49 (2003) 785.
- [35] Pao, P.S., Lee, E., Feng, C.R., Jones, H.N., Moon, D.W. in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, T. Lienert (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing II*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2003, p. 113.
- [36] Giles, T., Oh-Ishi, K., Zhilyaev, A., Swaminathan, S., Mahoney, M., McNelley, T. “The Effect of Friction Stir Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of an Aluminum Lithium Alloy”, *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 2008.
- [37] Brown, R., Tang, W., Reynolds, A.P. “Multi-Pass friction Stir welding in alloy 7050-T7451: Effects on weld response variables and on weld properties”, *Materials Science and Engineering A*, A513-514 (2009), p115-121.
- [38] Liu ,G., Murr, L.E., Niou, C.S., McClure, J.C. Vega, , F.R. *Scripta Mater.* 37 (1997) 35
- [39] K.V., Jata, K.K., Sankaran, J.J., *Material. Transaction. Ruschau, Metallografic.* A 31 (2000) 2181.
- [40] Sato, Y.S., Kokawa, H., Enmoto, M., Jogan, S. *Metallografic. Material Transaction.* A 30 (1999) 2429

- [41] Wanchuck W., Hahn C., Donald W. Brown, Feng Z., Peter K. Liaw, “Angular distortion and through-thickness residual stress distribution in the friction-stir processed 6061-T6 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A* 437 (2006) 64–69
- [42] C.D. Donne, E. Lima, J. Wegener, A. Pyzalla, T. Buslaps, in: *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, Japan, September 27–28, 2001.
- [43] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P.J. Withers, “Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds”.
- [44] Donne CD, Lima E, Wegener J, Pyzalla A, Buslaps T., In: *Third International Symposium on FSW*, Thousand Oakes, USA. TWI, 1999 [cd rom].
- [45] Wang XL, Feng Z, David SA, Spooner S, Hubbard CR., In: *Sixth International Conference on Residual Stresses [ICRS-6]*, Oxford, UK, IOM Communications. 2000.
- [46] Y.S. Sato, S.H.C. Park, H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans.* 32A (2001) 3033–3042.
- [47] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, *Metall. Mater. Trans.* A 30 (1999) 2429.
- [48] Ehab A., El-Danaf, Magdy M., El-Rayes, Mahmoud S. Soliman, “Friction stir processing: An effective technique to refine grain structure and enhance ductility”, *Materials and Design* 31 (2010) 1231–1236
- [49] Santella M.R., Engstrom T., Storjohann D., Pan T.-Y., “Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminium alloys A319 and A356”, *Scripta Materialia* 53, 2005, 201-206.
- [50] Lomolino S., Tovo R., dos Santos J., “On the fatigue behavior and design curves of friction stir butt-welded Al alloys”, *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 305–316.
- [51] S.R. Sharma, Z.Y. Ma, R.S. Mishra, “*Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy*”, *Scripta Materialia*, vol. 51, ano 2004, pp. 237–241;
- [52] Pedro M. Ramos, A. Cruz Serra, “A new sine-fitting algorithm for accurate amplitude and phase measurements in two channel acquisition systems”, *Measurement*, Elsevier, Vol. 41, No. 2, pp 135-143, 2008.
- [53] MSc Theses of Tiago Miguel Cunha Gomes (enrolled in Portuguese Naval School). Title of thesis: *Criação de Modelos Fenomenológicos Aplicados ao Processo de Soldadura por Fricção Linear*. Portuguese Naval School, 10th September 2010
- [54] Online materials information resource, <http://www.matweb.com/>, acedido em 07/09/2010
- [55] B. Heinz, B. Skrotzki, *Metallographic. Material. Transaction.* B 33 (6) (2002) 489
- [56] K. Nakata, Y.G. Kima, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, “Improvement of mechanical properties of aluminum die casting alloy by multi-pass friction stir processing”, *Joining and Welding Research Institute*, Osaka University, 2006

Anexo A – Métodos de END considerados mais importantes

A1 – Líquidos Penetrantes

O método de END por LP começou por ser usado nos anos 20 para a detecção de fissuras na superfície da peça a testar. Esta era mergulhada num óleo mineral e, após a secagem, era coberta de pó de talco. Após a aplicação do talco começavam a aparecer manchas de óleo na superfície, manchas essas que revelavam os defeitos. Como esta técnica só permitia a detecção de defeitos de pequena dimensão houve necessidade de utilizar novos materiais e técnicas de modo a melhorar a capacidade de detecção deste método. Graças a isto este é dos métodos de END mais utilizados [9].

O método de END por LP baseia-se no fenómeno da capilaridade. O componente é mergulhado num líquido durante algum tempo, líquido esse que vai acabar por preencher as falhas na superfície da peça, mantendo-se no interior da falha até ser evidenciado, por um fenómeno de capilaridade, para a superfície do componente [10]. A Figura A1 esquematiza o processo.

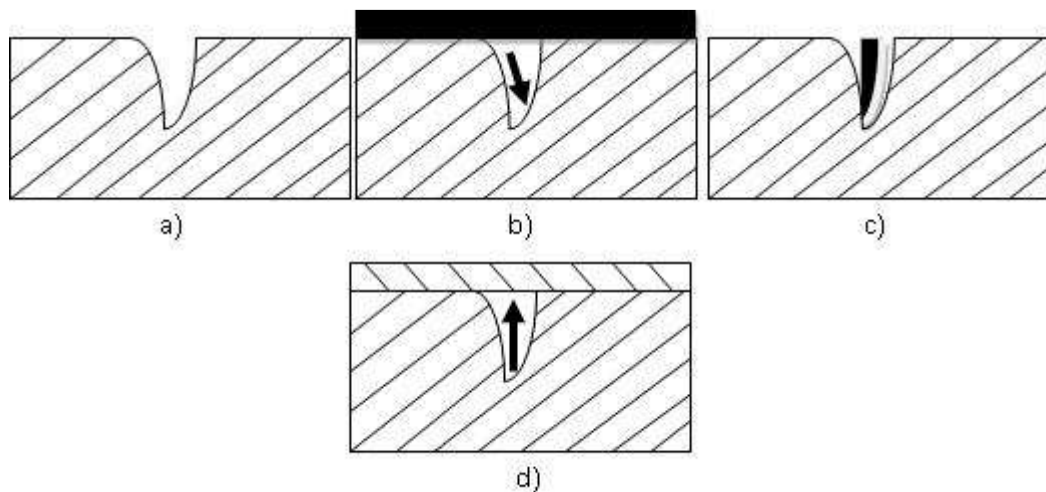


Figura A1 – Ilustração do método de END por Líquidos Penetrantes; a) Esboço da peça com defeito; b) Colocação do Penetrante; c) Absorção do penetrante pelo defeito; d) Colocação do revelador, [10]

Este método pode ser utilizado tanto em materiais magnéticos, como em ligas de alumínio, de magnésio, bronzes, latão, plásticos e vidros, bem como em cerâmica e, também, em materiais vazados ou forjados [9]. Contudo, só revela defeitos com abertura para a superfície.

A2 – Partículas Magnéticas

O método por Partículas Magnéticas (PM) surgiu nos Estados Unidos há cerca de 60 anos, expandindo-se para método de END após a 2ª Guerra Mundial [9]. Este método permite a detecção de descontinuidades localizadas na superfície do material, ou muito próximo desta, diminuindo a sua eficácia à medida que a profundidade da descontinuidade aumenta. Os materiais que podem ser submetidos a este tipo de ensaio têm de ser ferromagnéticos [11]. Para a aplicação desta técnica, por norma, tem de se seguir quatro passos: magnetização da peça, aplicação de partículas magnéticas, inspeção e desmagnetização [9].

Este método de END tem como princípio o facto dos materiais magnéticos terem uma boa condutividade magnética. Neste tipo de ensaio há contacto entre um íman e o material a testar, e o fluxo magnético desloca-se através do conjunto íman/peça no sentido indicado, como se ilustra na Figura A2.

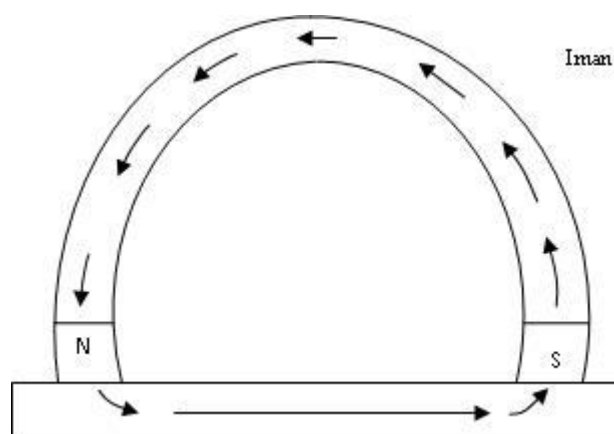


Figura A2 – Esquematização do funcionamento do método de END por partículas magnéticas, e do sentido de deslocação do fluxo magnético, [10]

Sabe-se que uma descontinuidade numa peça é constituída por vazio no seu interior e, como é de esperar, as linhas de fluxo magnético que interceptam essa descontinuidade vão procurar contorná-la, uma vez que se deslocam melhor no material ferromagnético do que no ar (Figura A3). O fluxo ao evitar a descontinuidade é obrigado a passar por fora do material, não podendo passar por dentro devido à repulsa causada pelas outras linhas de campo magnético que atravessam o material em teste.

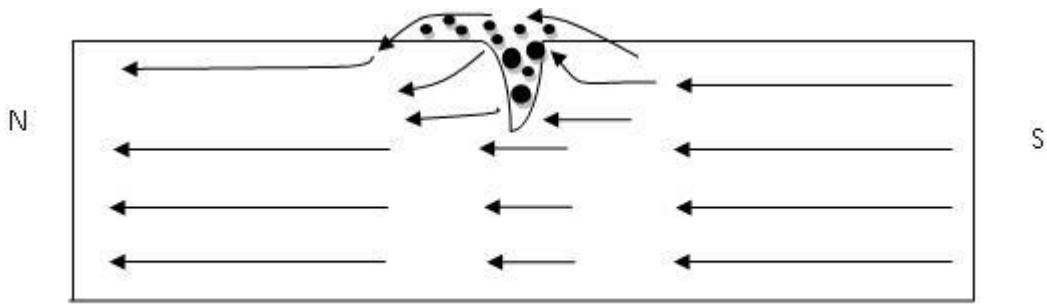


Figura A3 - Desvio do fluxo magnético para contornar o defeito, [9]

Em consequência, as partículas magnéticas postas em contacto com a peça vão ser atraídas para a descontinuidade, uma vez que passam por fora do material linhas de fluxo que criam um campo magnético em torno da falha ou descontinuidade. A atracção será tanto maior quanto maior for a dimensão da descontinuidade, devido à maior concentração de fluxo do campo magnético [9][10][11][12].

A3 – Métodos Radiológicos

É um dos métodos de END mais comuns e com uma gama de utilização mais alargada, onde os raios X servem como meio de detecção de defeitos [9]. Com o mesmo princípio de funcionamento, também existe o método de END por raios gamma, onde o meio de detecção são os raios gamma, como o nome indica. Este método funciona com base no princípio de absorção diferencial, isto é, diferentes materiais absorvem as radiações de maneira diferente. Um material muito denso absorve praticamente todas as radiações X que sobre ele incidem, mas se o material tiver um defeito, dentro deste vai existir ar, como se fosse uma bolsa no meio do material, e esse ar vai deixar passar toda a radiação sem haver qualquer tipo de absorção. Esta propriedade permite a detecção do defeito através da atenuação da intensidade dos raios X ou gamma recebidos em diferentes pontos do produto em teste, como se pode ver esquematizado na Figura A4 [10].

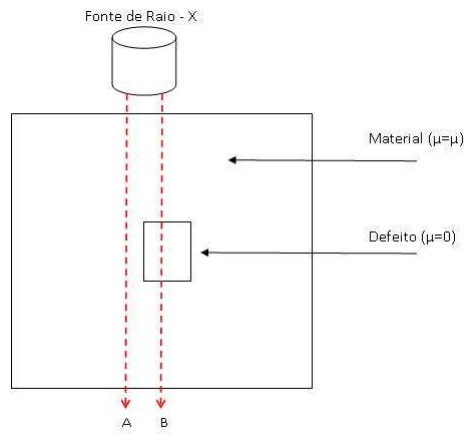


Figura A4 - Esquema de funcionamento de END por Raios - X [10]

A4 – Métodos por ultra – Sons

O Método de END por US é dos métodos de END mais usados para a detecção de falhas internas. Ao mesmo tempo que consegue detectar este tipo de falhas também pode ser usado para a detecção de descontinuidades sub-superficiais e superficiais, medir espessuras que não são possíveis medir com meios criados para o efeito, bem como avaliar propriedades físicas do material, como a estrutura metálica, entre outras. Este método baseia-se na transmissão de ondas sonoras de elevada frequência no material do corpo a testar. Estas ondas ao incidirem num meio com características acústicas diferentes do material base, como uma descontinuidade, vão ser reflectidas e vai haver uma alteração, à recepção, do seu tempo de percurso, velocidade de propagação e ângulo de emissão, sendo assim possível fazer a detecção de uma anormalidade no material.

Este método de END começou pela análise da percussão de uma peça, com objectivo de testar o seu estado em função do som emitido, tendo sofrido o maior desenvolvimento durante a 2ª Guerra Mundial. Desde 1943, quando pela primeira vez os equipamentos de END por US começaram a ser comercializados, o seu desenvolvimento não parou, tendo-se assistido a ensaios com ondas transversais, sondas amortecidas, ondas superficiais, ensaios de imersão, entre outros.

Anexo B – Algoritmo Matlab para representação gráfica

```
function Padrao
%-----
%Função para apresentação dos resultados da dureza e condutividade com
%eixos duplos e escalas diferentes
%-----

clc; %Limpa todos os input e output da Command Window display
set(gca,'nextplot','replacechildren');

%Leitura dos dados dos ficheiros
Cond_Inicio = load('Pronta_AA5083_F_Inicio.txt');
Cond_Fim = load('Pronta_AA5083_F_Fim.txt');
HV = load('5083_Frio_Inicio_MATlab.txt');

min_cond = 23;
max_cond = 33;
min_dur = 50;
max_dur = 140;

%Eixo dos xx
x_cond = Cond_Fim(:,1);
x_HV = HV(:,1);

xi = -25:0.1:25;
HV_interpolado = interp1(x_HV, HV(:,2), xi, 'cubic');

f1=figure (1);
    set(f1,'Units','centimeters','Position',[1 1 29 16]); %[1 1 32 17]
    set(gcf,'Color',[1,1,1]); %Fundo branco
    hold on
    box on

sub1 = subplot(10,1,[1:3],'Parent',f1,'FontWeight','bold','FontSize',12);

C1_5=imread('Macro_AA5083_Frio_Inicio_60x10.JPG');
image(C1_5)
%t=title ('Cond. 1-5');
%set(t,'Interpreter','latex','FontSize',15);
box off
axis off
annotation(f1,'line',[0.1304 0.905],[0.81 0.81],'LineStyle','--',
'LineWidth',1, 'Color',[1 0 0]);

sub2 = subplot(10,1,[4:10],'Parent',f1,'FontWeight','bold','FontSize',12);

    % Só para a legenda aparecer correcta...
plot([2000,3000], [2000,3000], '-b','LineWidth',0.6,'Marker','v',
'Markersize', 6);
hold on
plot([2000,3000], [2000,3000], '-r','LineWidth',0.6,'Marker','o',
'Markersize', 6);
hold on
plot([2000,3000], [2000,3000], '-g','LineWidth',0.6,'Marker','s',
'Markersize', 6);
hold on
```

```

plot (x_cond,      Cond_Inicio(:,2), '-r','LineWidth',0.6,'LineStyle', '-',
'Marker','o', 'Markersize', 6);

hn=legend( 'Dureza (inicio)', 'Condutividade el\''{e}ctrica (inicio)',
'Condutividade el\''{e}ctrica (fim)' ); %$\sigma$
set(hn,'Interpreter','latex','FontSize',13,'EdgeColor',[1 1 1],'Location',
'NorthWest');

hold on
[BX, H3,H4] = plotyy(x_cond,      Cond_Fim(:,2),      x_HV, HV(:,2) );
%Nomenclatura dos eixos
set(get(BX(1), 'Ylabel'),'String','$\sigma \rm\ \rm\ [\% \rm\
IACS]$', 'interpreter','latex','FontSize',17);
set(get(BX(2), 'Ylabel'),'String','Dureza
(HV0.2)', 'interpreter','latex','FontSize',17);
%Cores e marcações dos eixos Y1 e Y2
set(BX(1), 'YColor', 'k', 'YLim', [min_cond max_cond], 'XLim', [-30 30],
'YTick', min_cond:1:max_cond , 'FontSize',14, 'XColor',[0 0 0])
set(BX(2), 'YColor', 'k', 'YLim', [min_dur max_dur], 'XLim', [-30 30],
'YTick', min_dur:9:max_dur , 'FontSize',14)
%Cores, tipos e espessura das Linha
set(H3, 'Color',[0 1 0], 'LineStyle','-', 'Marker', 's', 'LineWidth', 0.6,
'Markersize', 6);% , 'MarkerFaceColor',[1 0 0]);
set(H4, 'Color',[0 0 1], 'LineStyle','none', 'Marker', 'v', 'LineWidth',
0.6, 'Markersize', 6);% , 'MarkerFaceColor',[0 0 1]);

%t=title ('$f$ \rm = \rm 50 \rm kHz');
set(t,'Interpreter','latex','FontSize',14);
xlabel('X [mm]', 'interpreter','latex','FontSize',18);

hold on
% Fazer a translação de escalas para que a linha interpolada de HV possa
ser colocada na escala de Cond
nova_gama = (max(HV_interpolado)-min(HV_interpolado)) * (max_cond-min_cond)
/ (max_dur - min_dur);
HV_interpolado_aux = HV_interpolado - min(HV_interpolado);
factor_escala = nova_gama / (max(HV_interpolado)-min(HV_interpolado));
HV_interpolado_aux = HV_interpolado_aux * factor_escala;
delta_inferior = (max_cond - min_cond) * (-min_dur + min(HV_interpolado)) /
(max_dur - min_dur);
HV_interpolado_aux = HV_interpolado_aux + min_cond + delta_inferior;

plot(xi, HV_interpolado_aux, '-b','LineWidth',0.6,'Marker','none');

    annotation(f1,'textbox',[0.49 0.67 0.4 0.1],...
    'Interpreter','latex',...
    'String',{'AA 5083 - H111
\rm\ (8 \rm\ mm \rm\ espessura)'},...
    'HorizontalAlignment','right', 'Color',[0 0 0],...
    'FontSize',14,
    'FitBoxToText','off', 'LineStyle','none');

    annotation(f1,'textbox',[0.66 0.6 0.2794 0.05106],...
    'Interpreter','latex',...
    'String',{'Z \rm\ = \rm\
meia espessura'}},...
    'HorizontalAlignment','center',...
    'FontSize',14,
    'FitBoxToText','off', 'LineStyle','none');

```

```

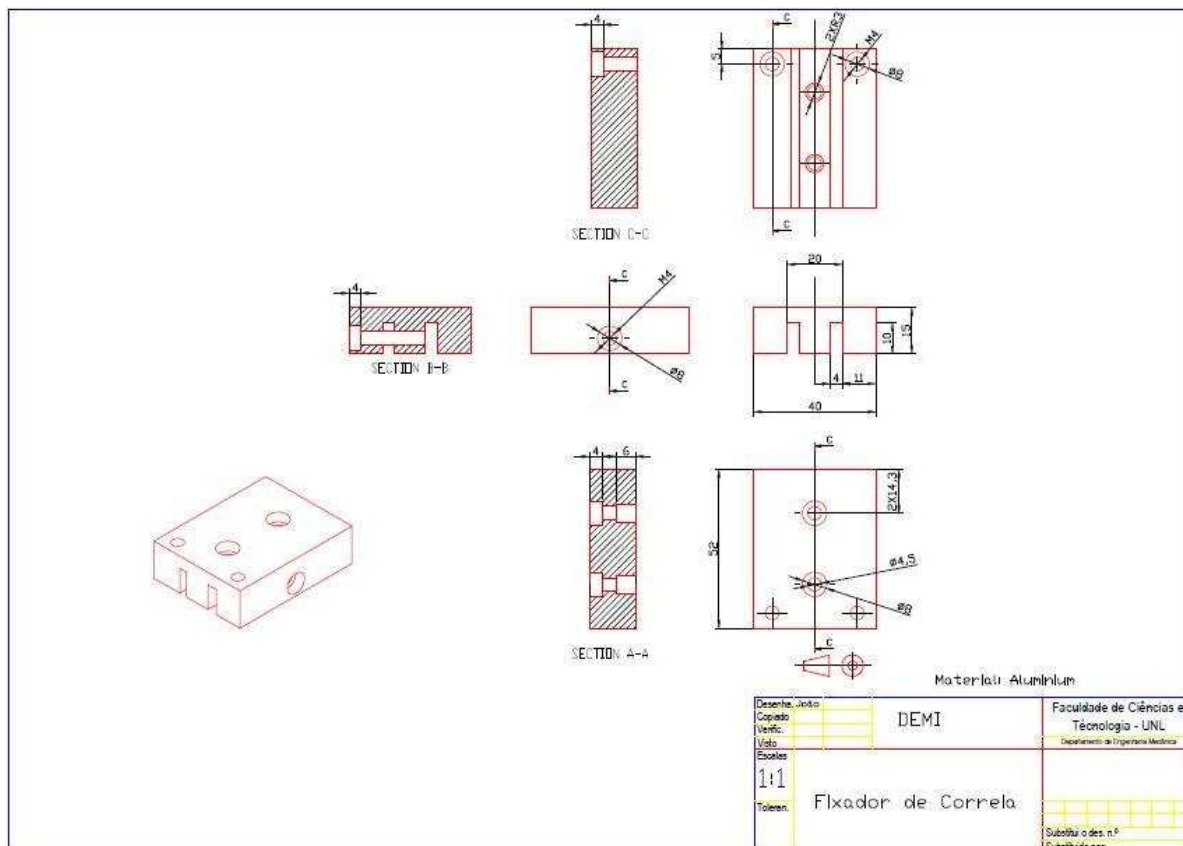
    annotation(f1,'textbox',[0.18 0.15 0.2794 0.05106],...
                'Interpreter','latex',...
                'String',{'Lado em
retrocesso'}),...
'HorizontalAlignment','left',...
                'FontSize',14,
'FitBoxToText','off', 'LineStyle','none');
    annotation(f1,'textbox',[0.58 0.15 0.2794 0.05106],...
                'Interpreter','latex',...
                'String',{'Lado em
avan\c{c}o'}),...
'HorizontalAlignment','right',...
                'FontSize',14,
'FitBoxToText','off', 'LineStyle','none');

end

```


Anexo C – Desenhos técnicos dos componentes da mesa XY projectados e produzidos

C1 – Desenho técnico fixador da correia



C2 – Desenho técnico suporte da Roldana

Material: Alumínio

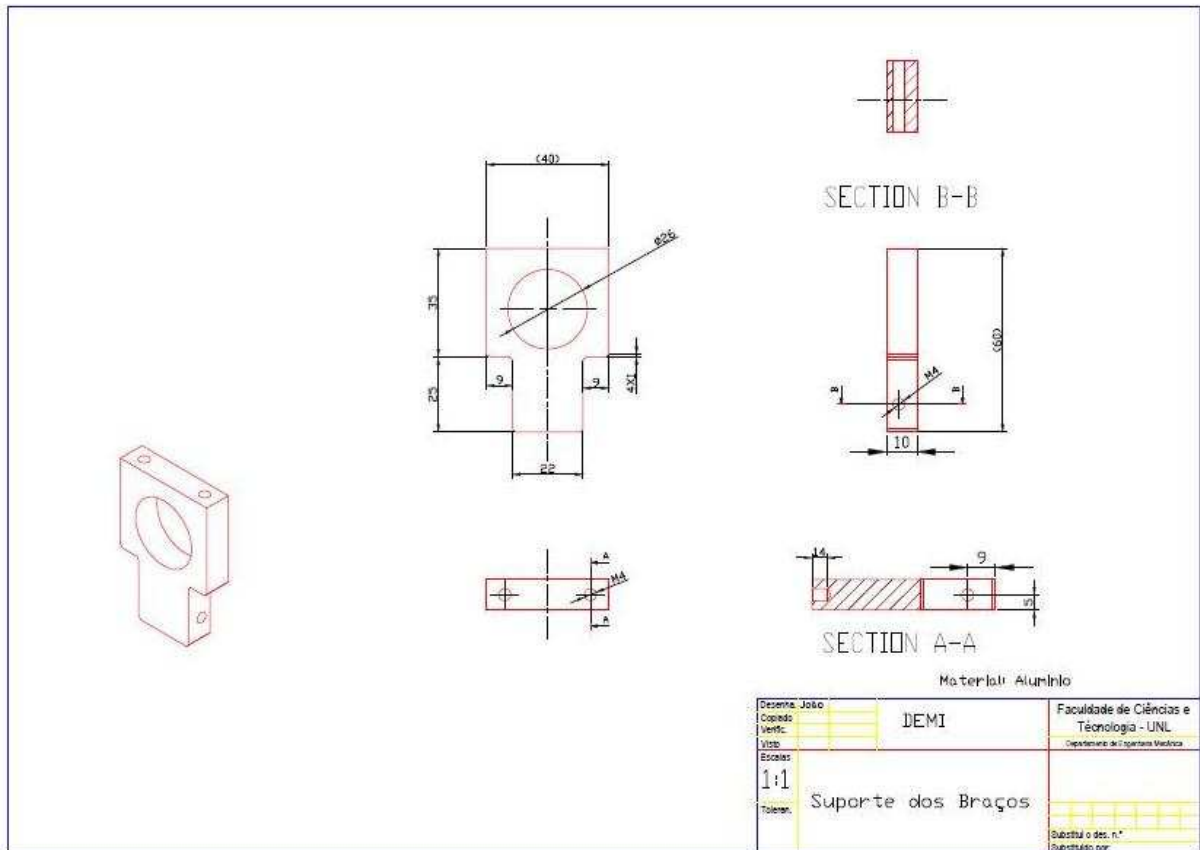
Desenha: João	DEMI	Faculdade de Ciências e Tecnologia - UNL
Copiado:		Departamento de Engenharia Mecânica
Verific.:		
Visto:		
Escala:	1:1	
Toleran.:	Suporte da Roldana	
		Substituído des. n.º
		Substituído por:

C3 – Desenho técnico suporte da mola

Material: Alumínio

Desenha: João	DEMI	Faculdade de Ciências e Tecnologia - UNL
Copiado:		Departamento de Engenharia Mecânica
Verific.:		
Visto:		
Escala:	1:1	
Toleran.:	Suporte da Mola	
		Substituído des. n.º
		Substituído por:

C4 – Desenho técnico do suporte dos braços



Anexo C – Reagente de Keller

Na contrastação feita nas amostras para a realização das micrografias utilizou-se reagente de Keller, cuja composição está descrita abaixo:

2.5 ml de HNO_3

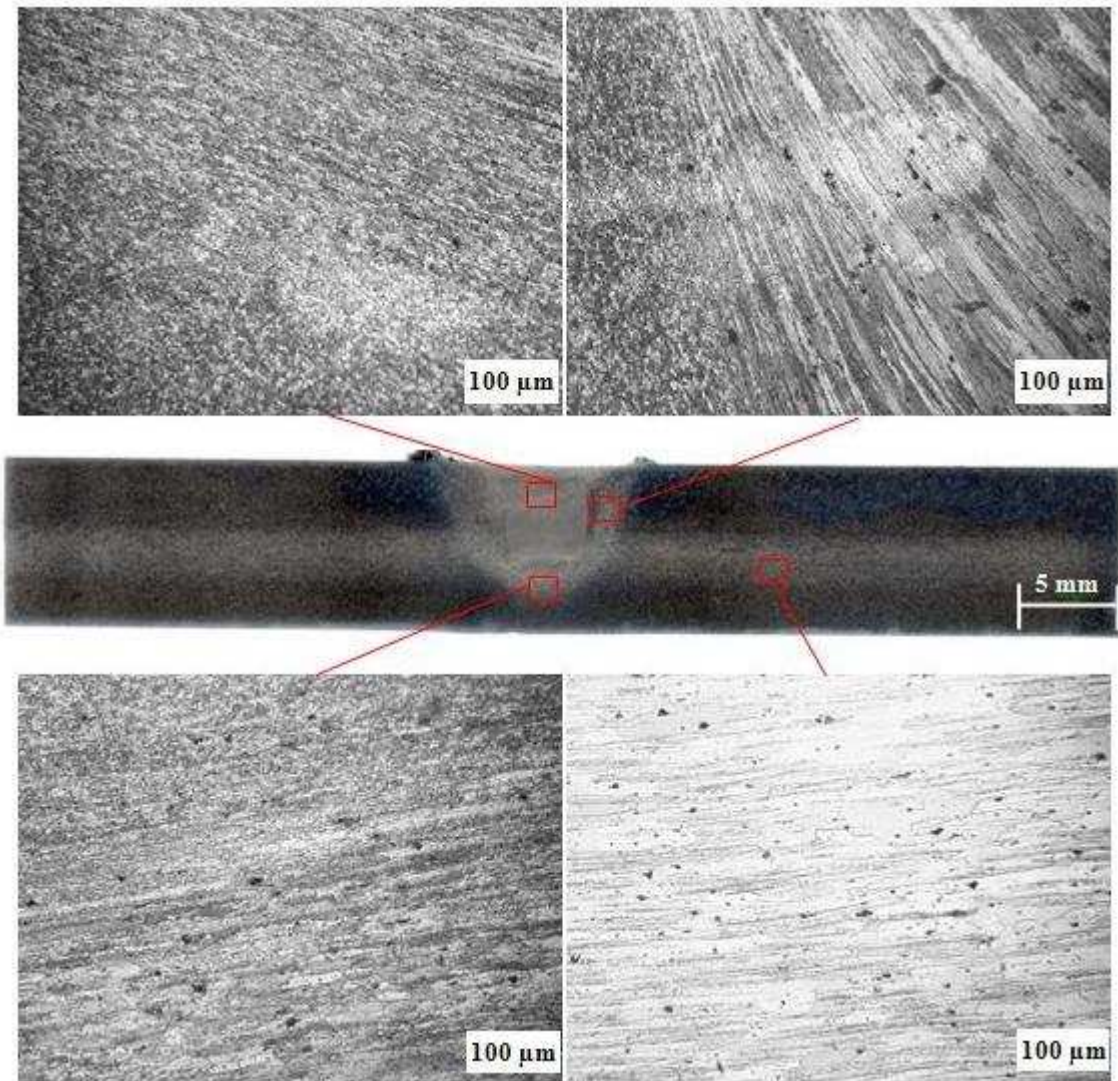
1.5 ml de HCL

1 ml HF

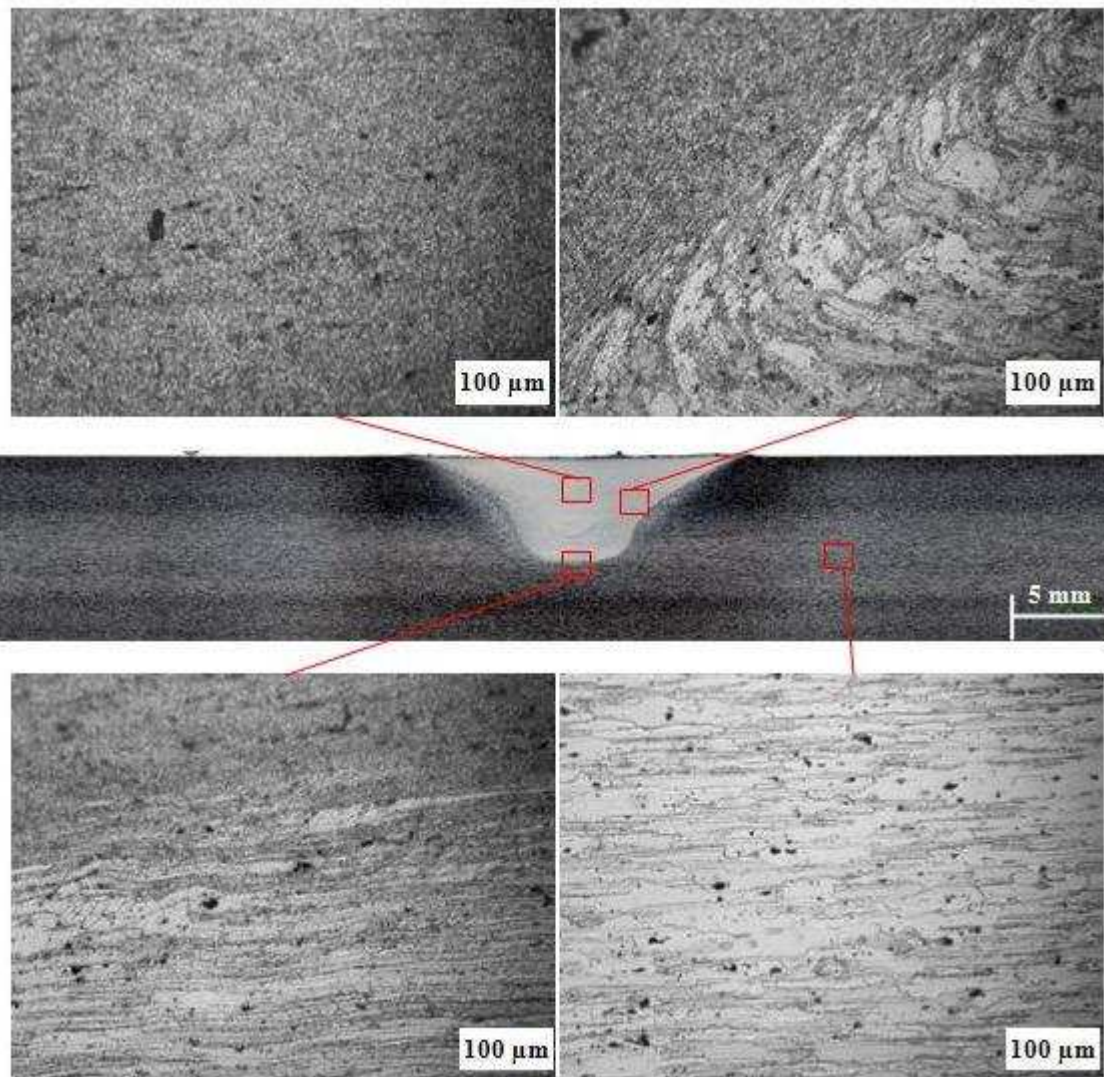
95 ml H_2O

Anexo D – Fotomacrografias e fotomicrografias do fim dos cordões processados a quente e a frio

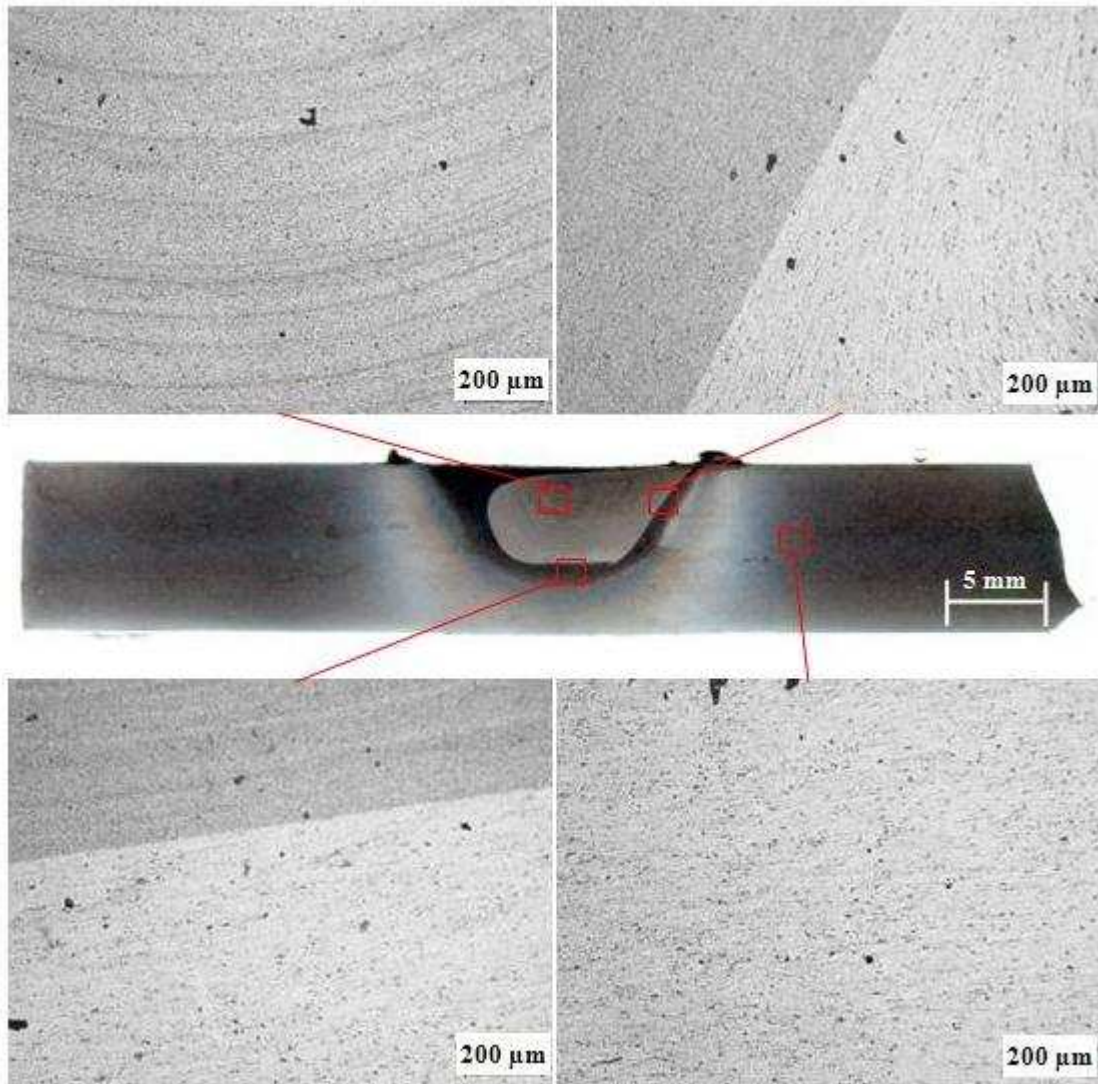
D1 - AA7075 processado a quente



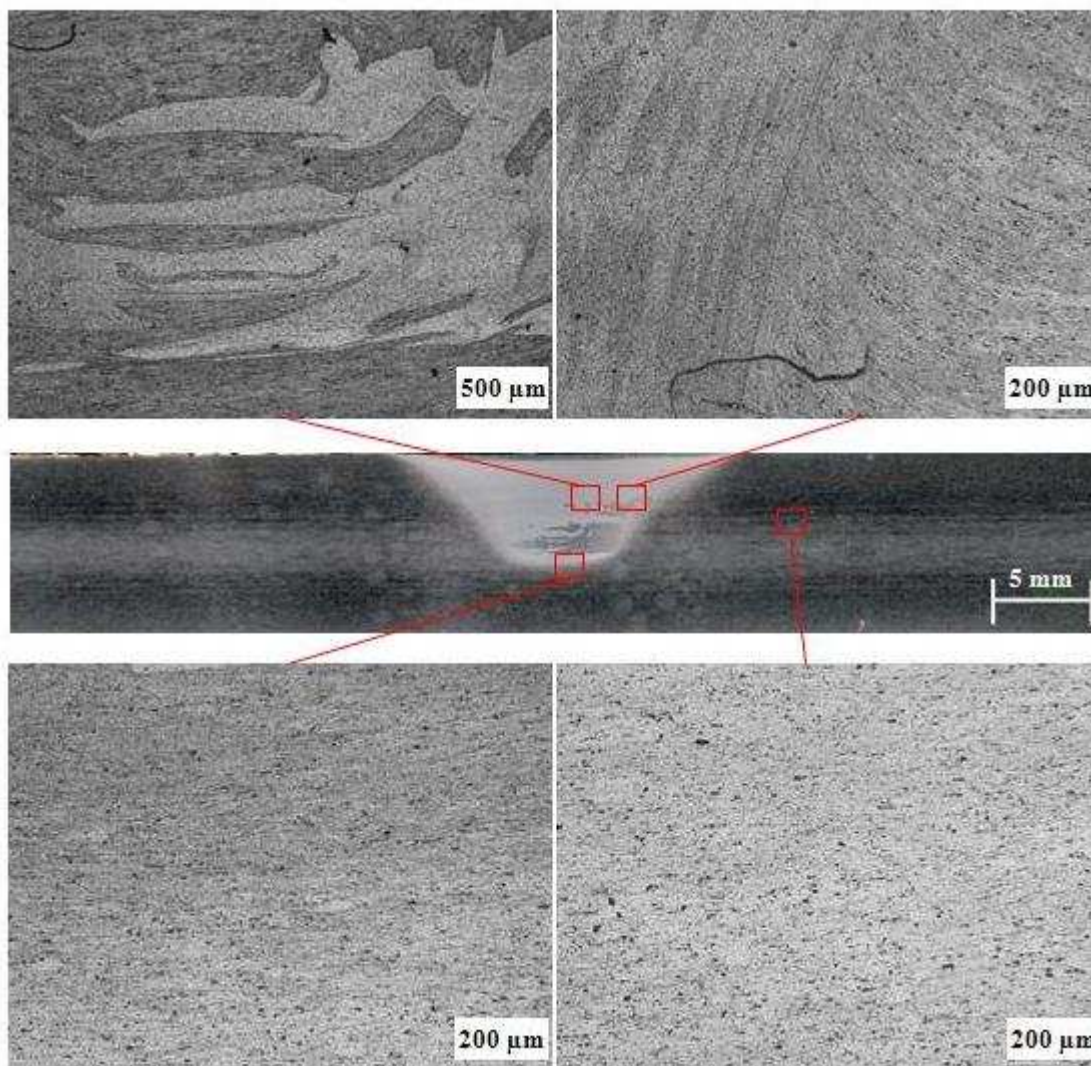
D2 - AA7075 processado a frio



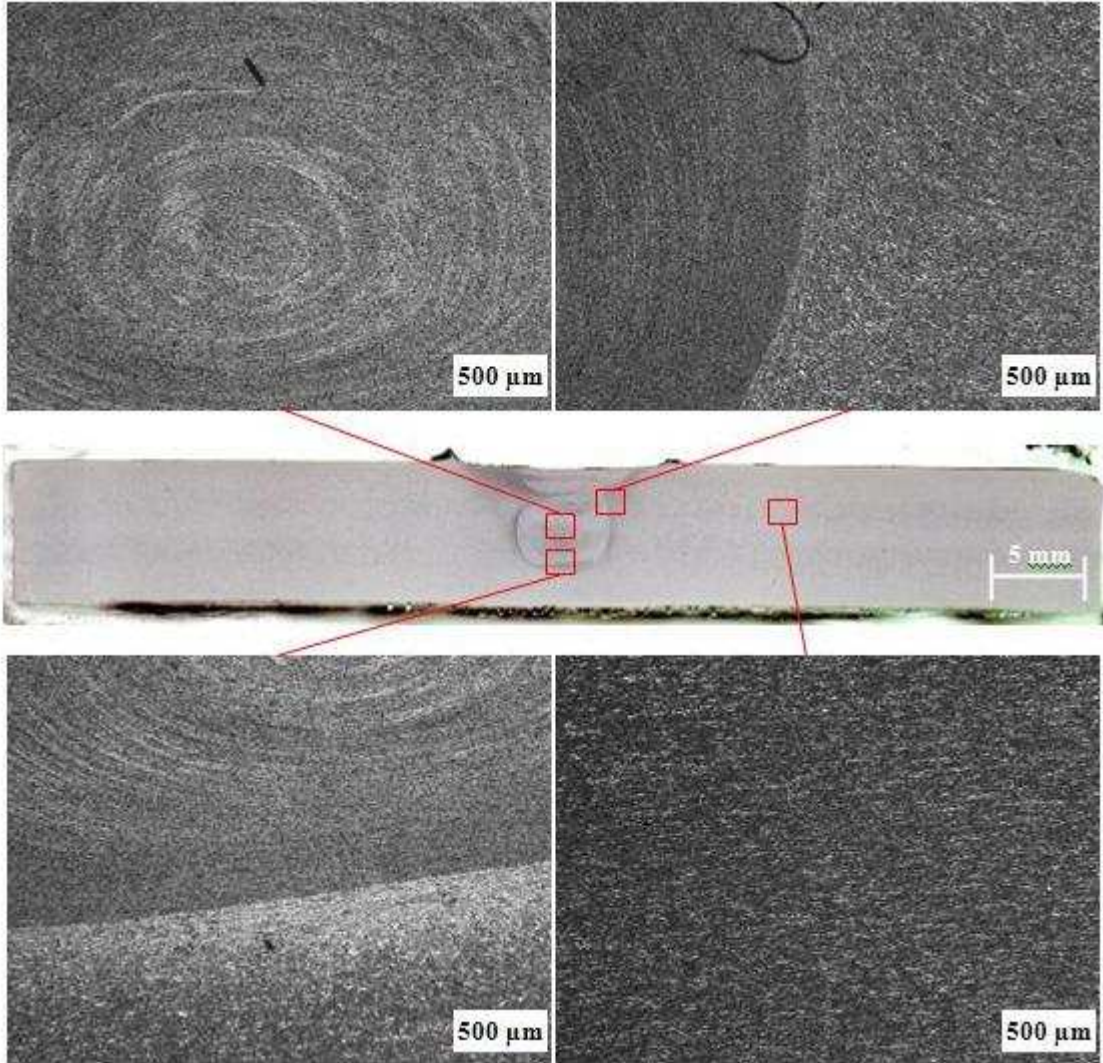
D3 - AA6061 processado a quente



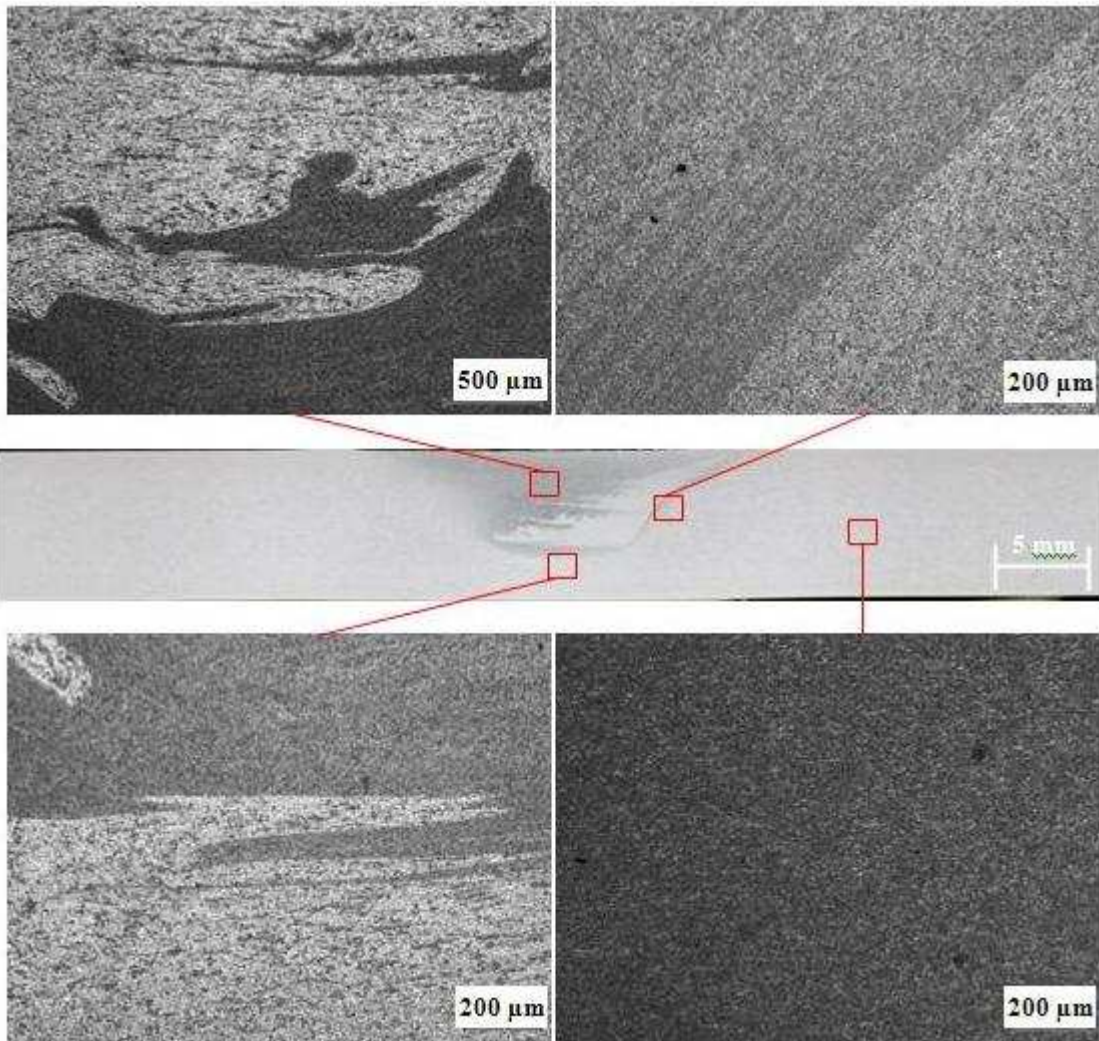
D4 - AA6061 processado a frio



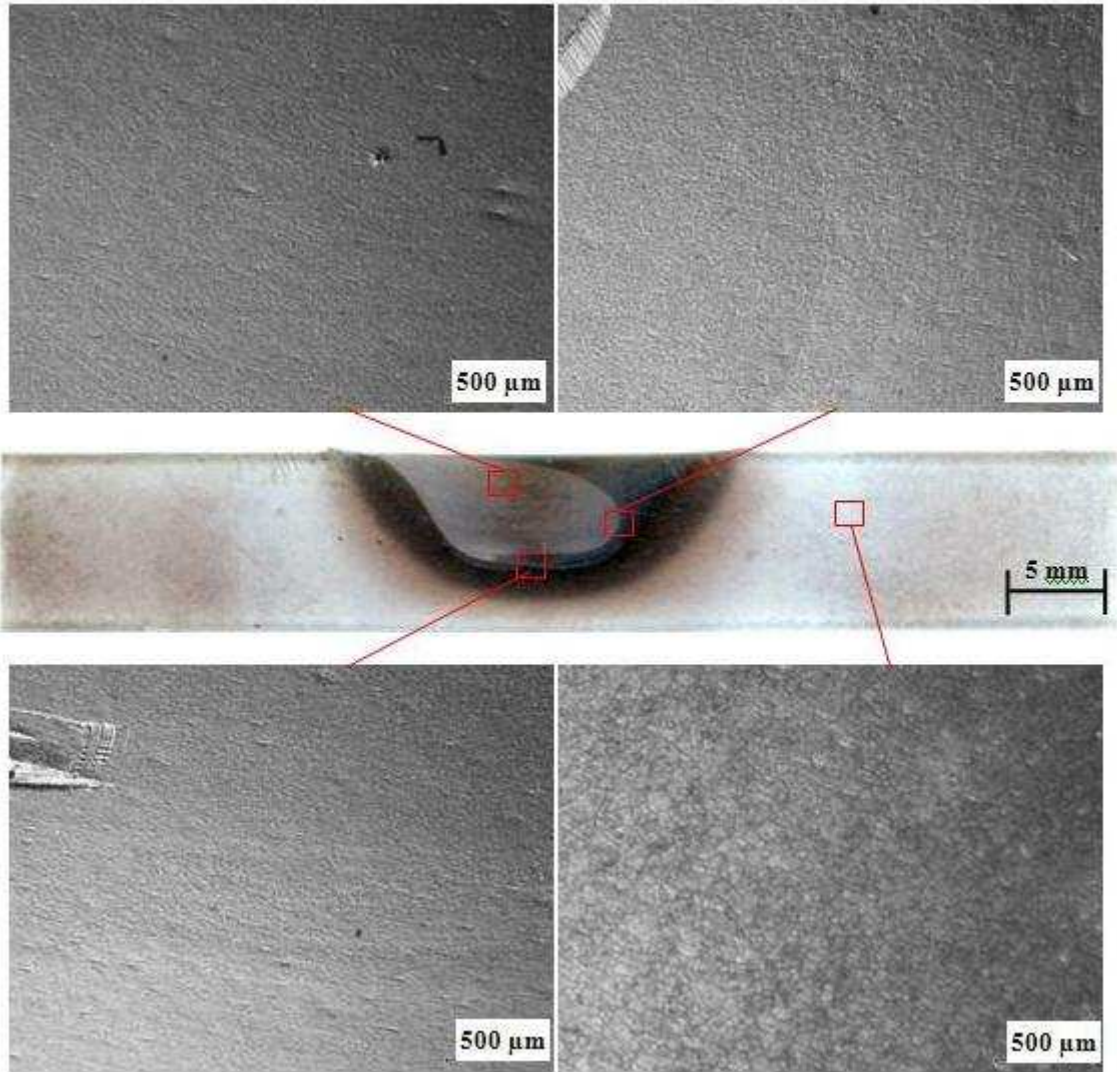
D5 - AA5083 processado a quente



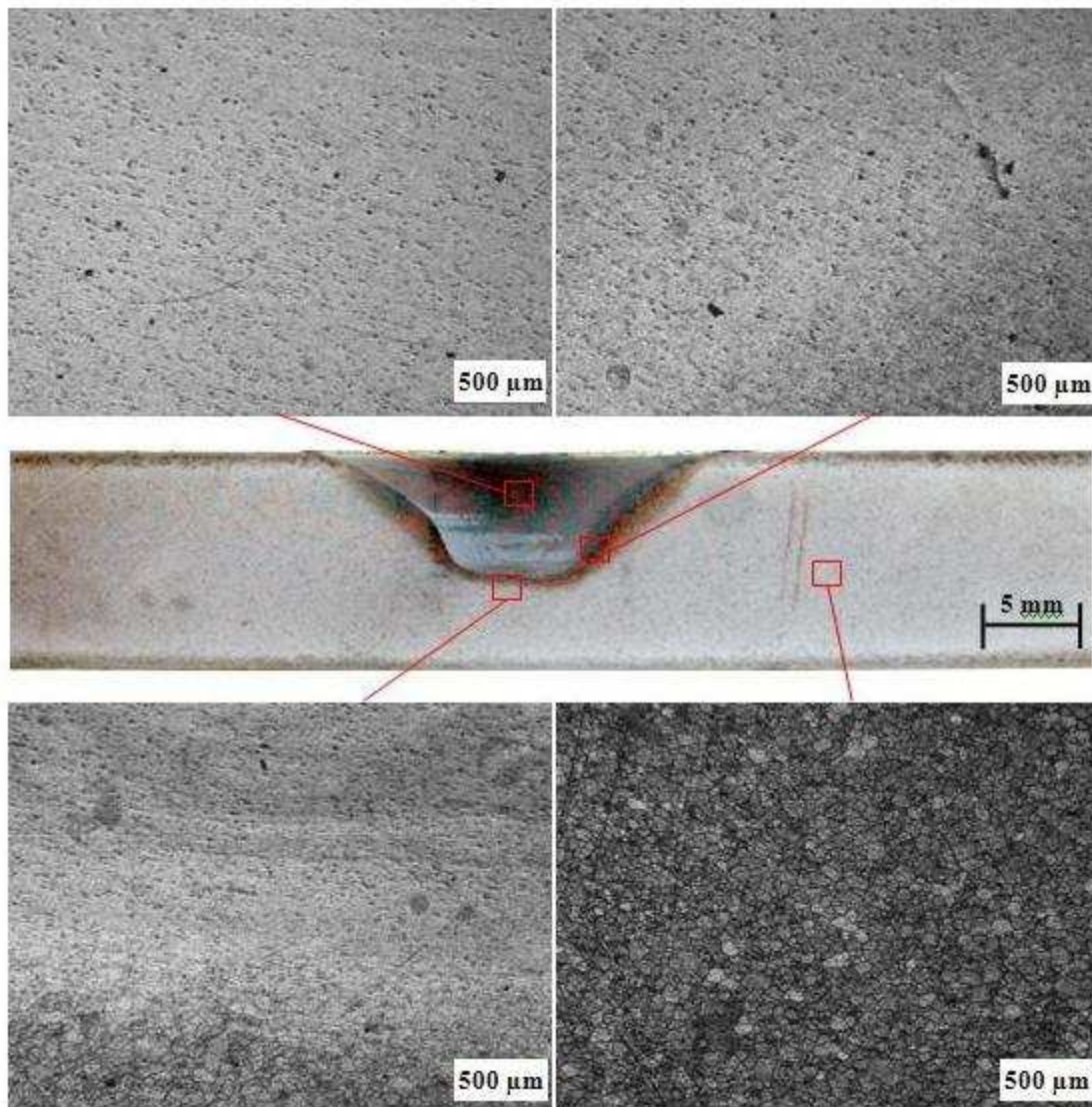
D6 - AA5083 processado a frio



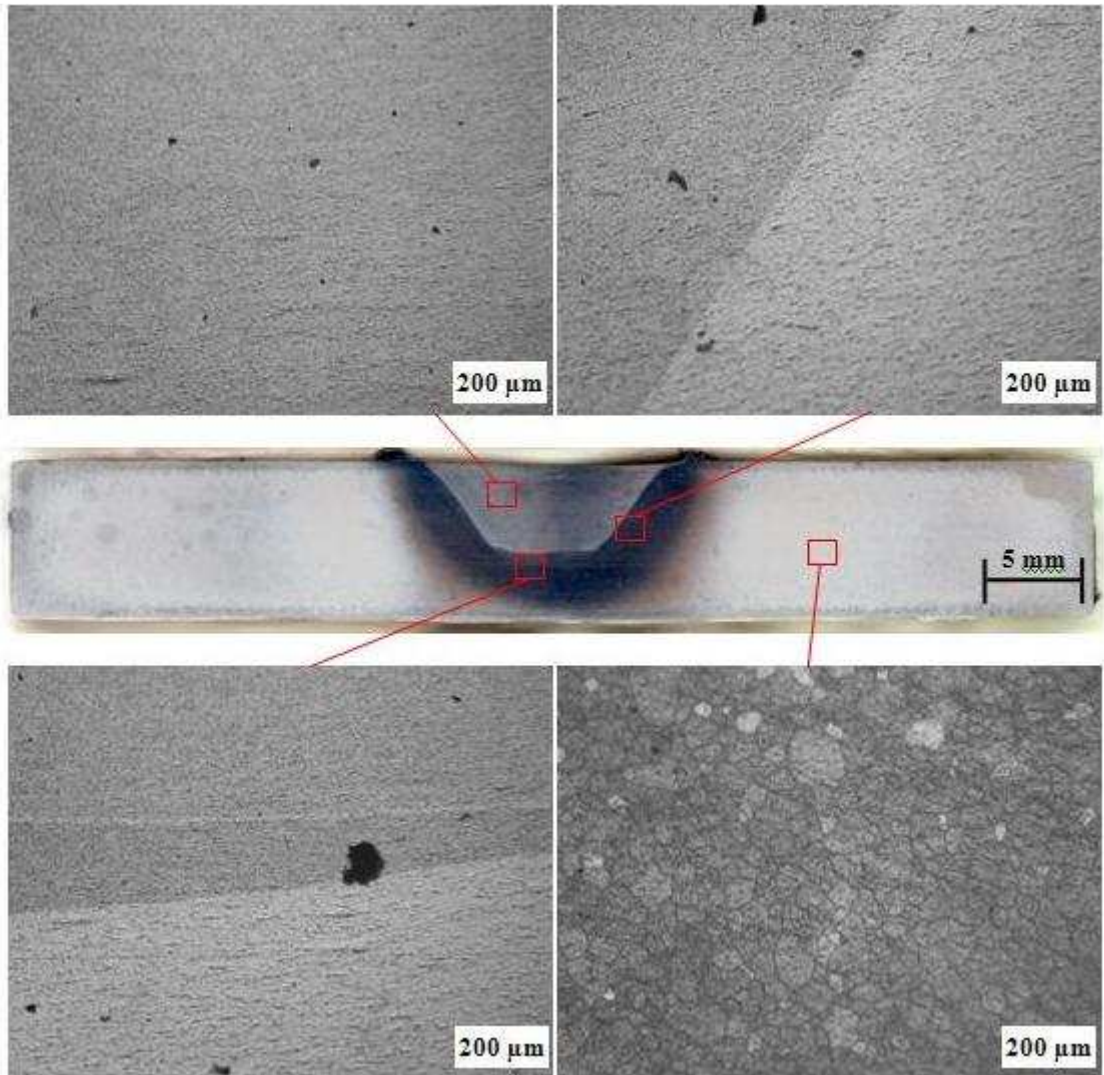
D7 - AA1100 processado a quente



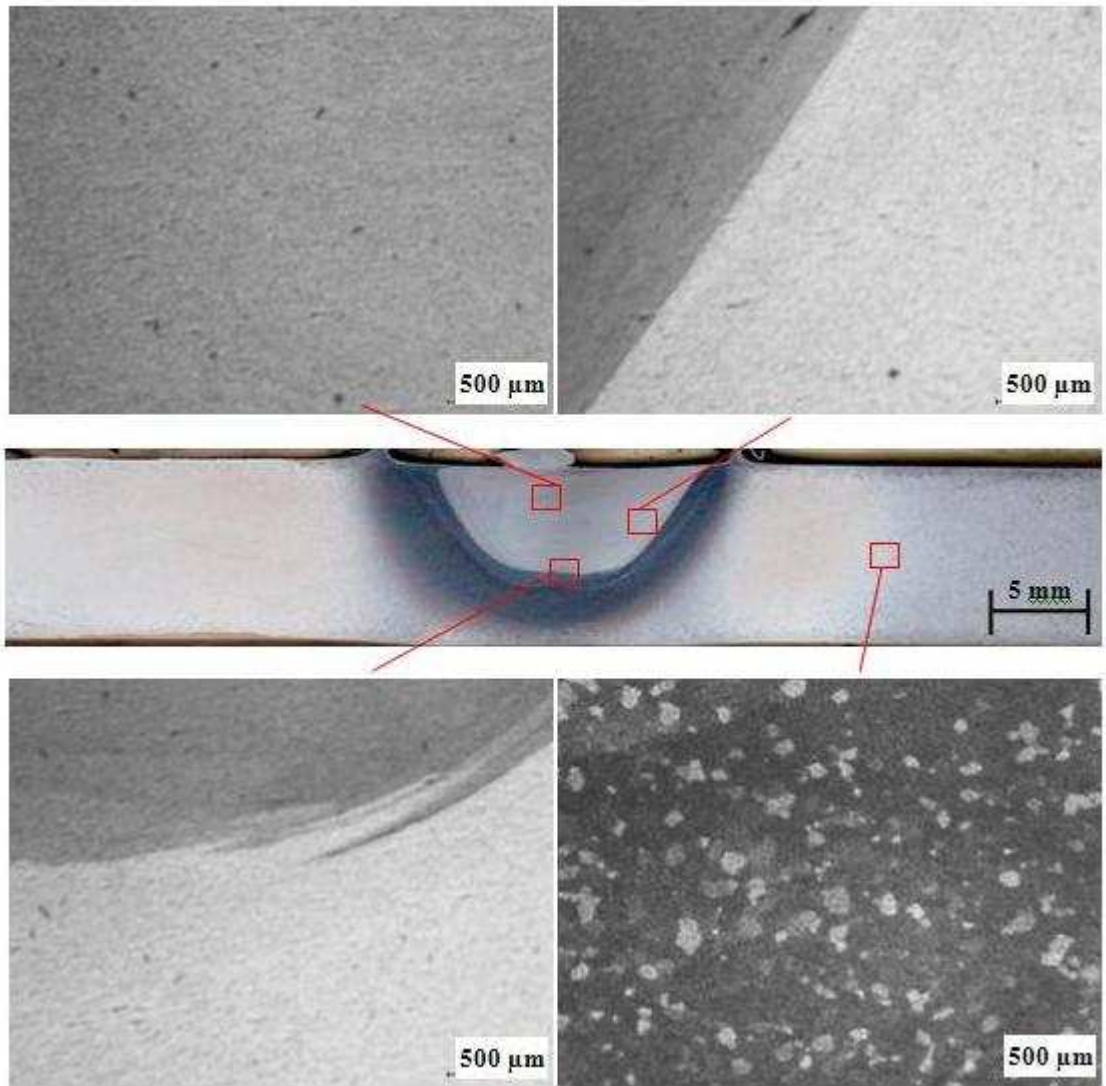
D8 - AA1100 processado a frio



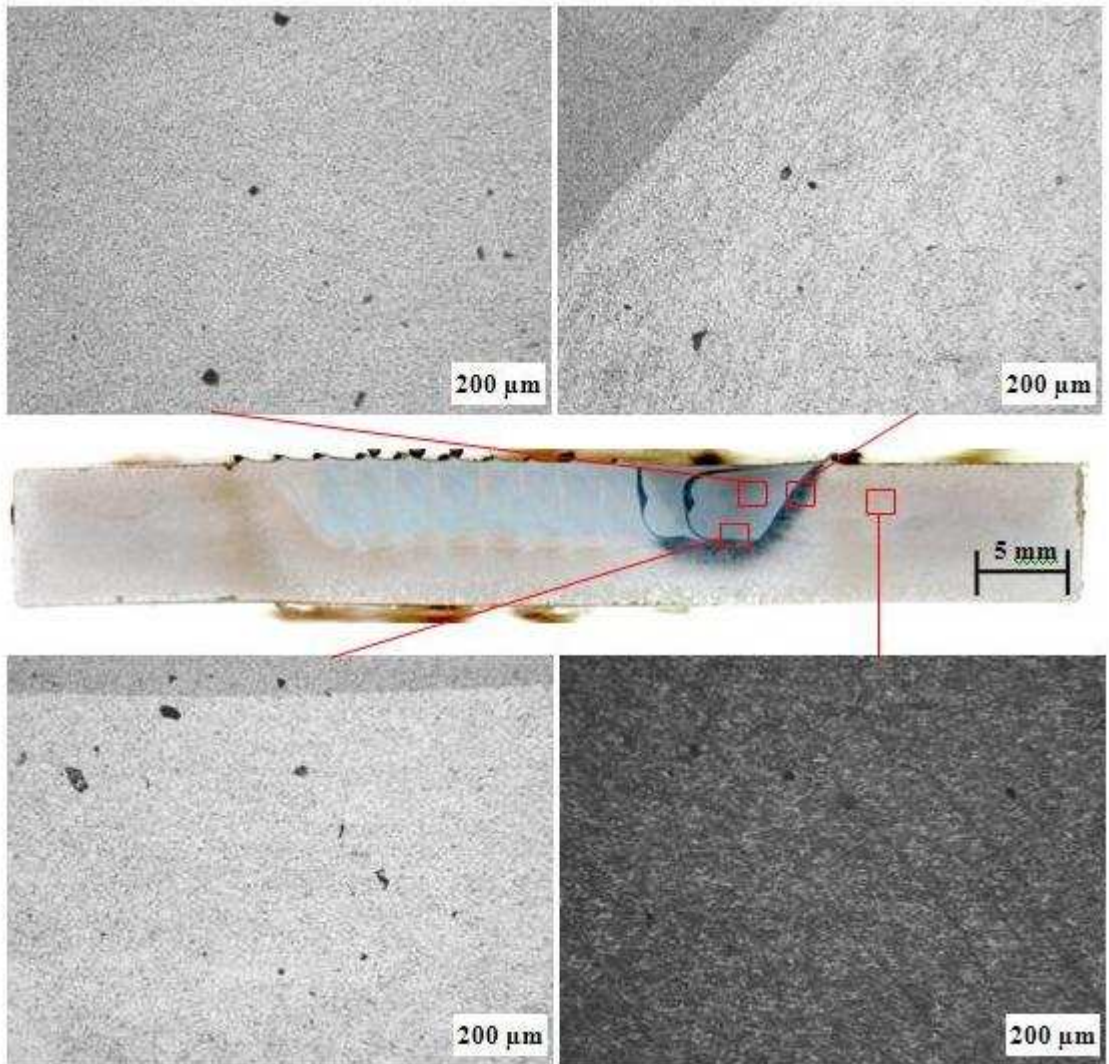
D9 - AA1100 X2



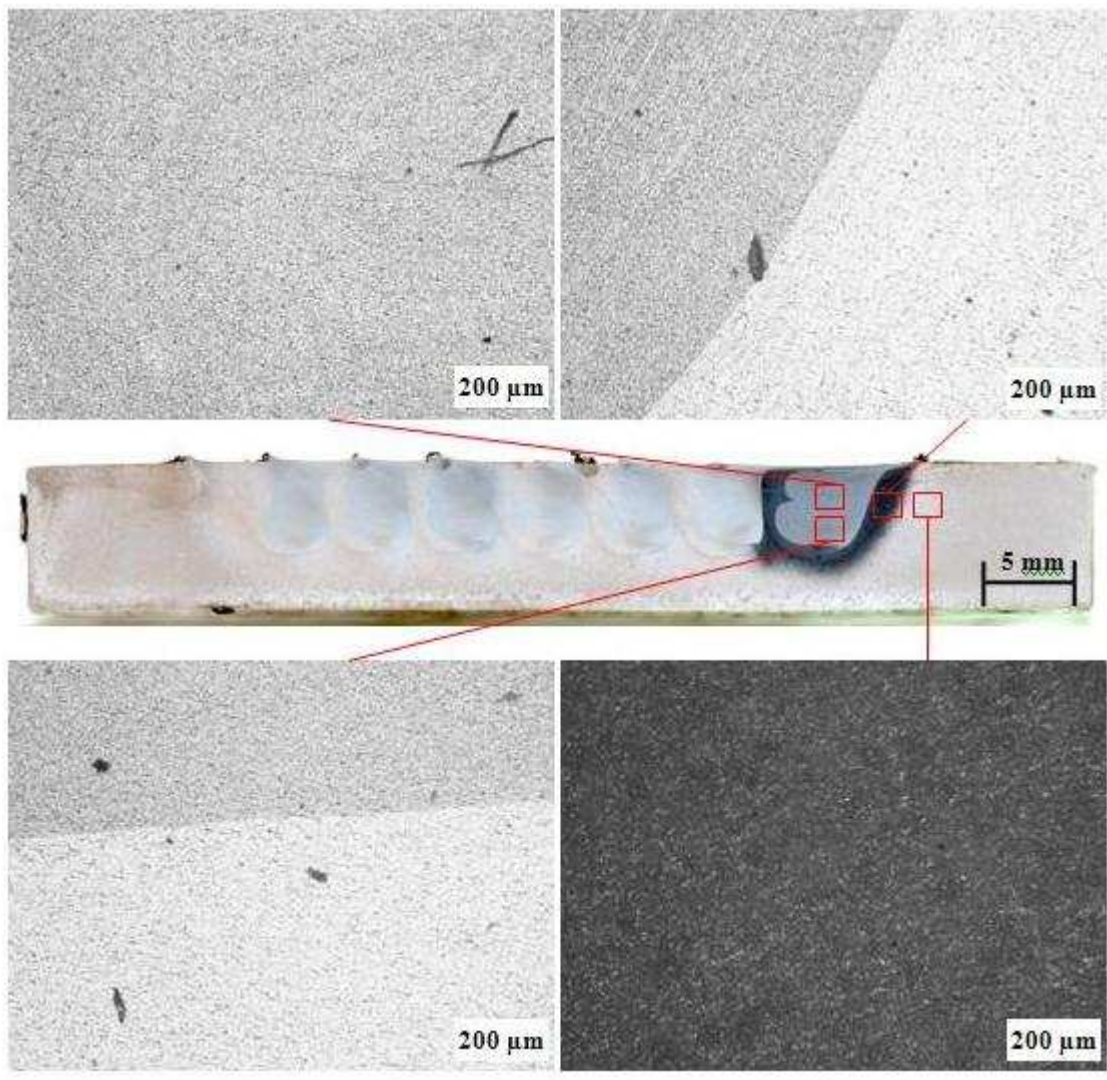
D10 - AA1100 X4



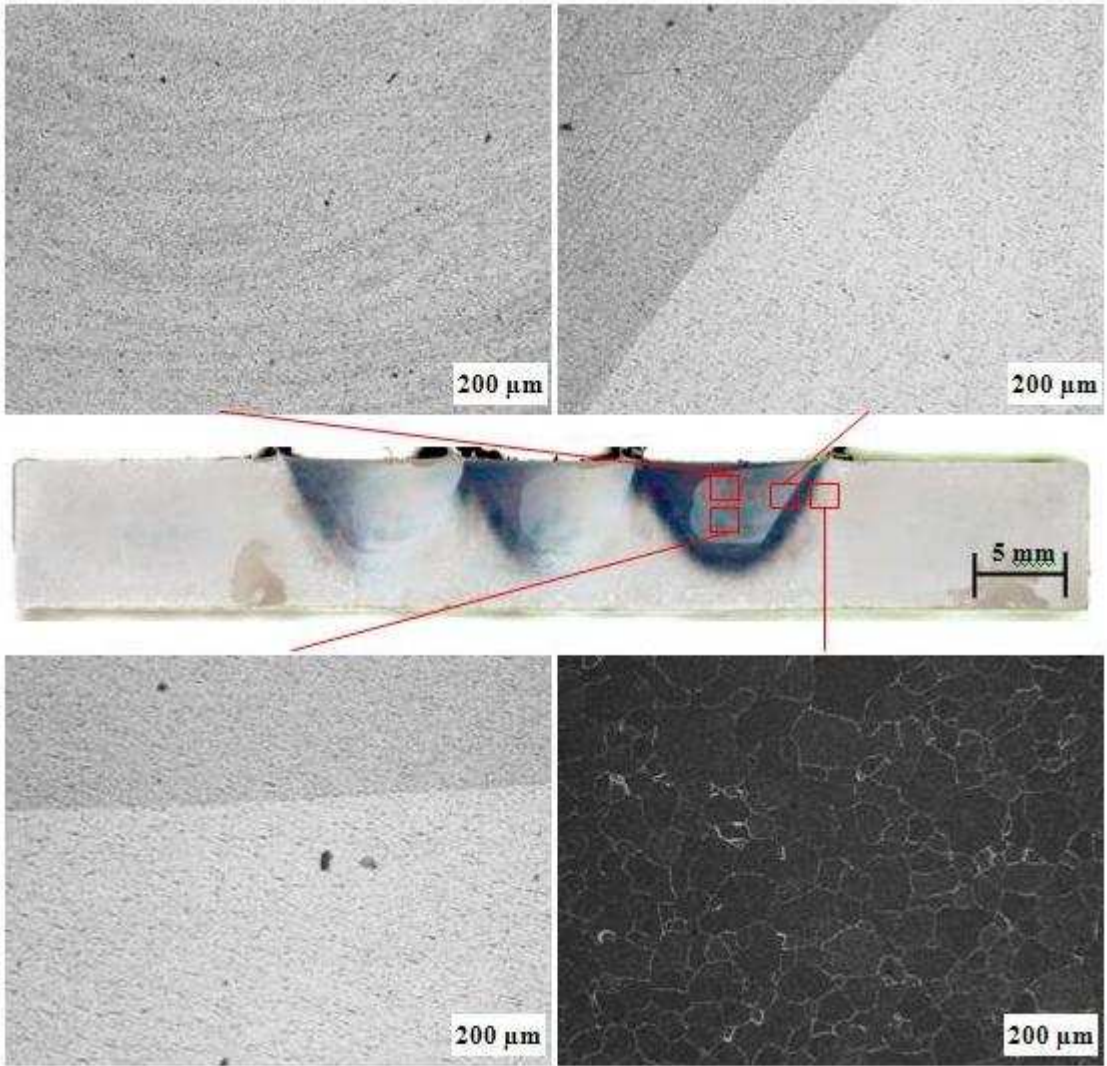
D11 – AA1100 OL meio



D12 – AA1100 OL=1



D13 – AA1100 OL=2

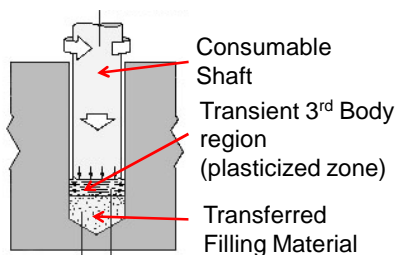
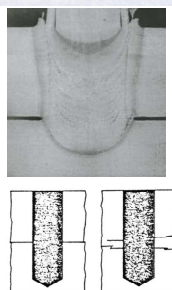
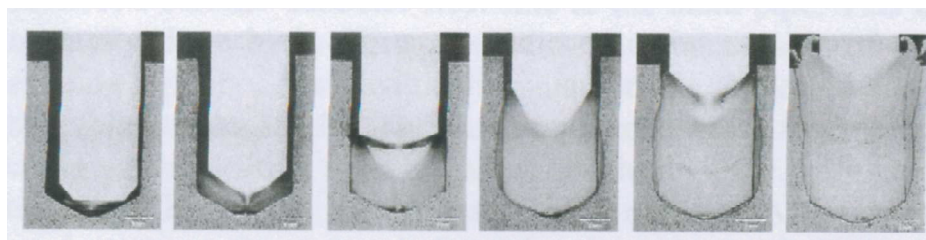


Anexo E – Descrição de alguns métodos de processamento de material no estado sólido

E1 – Friction Hydro Pillar Processing

Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)

➔ Enchimento e/ou alteração das propriedades mecânicas de furos...



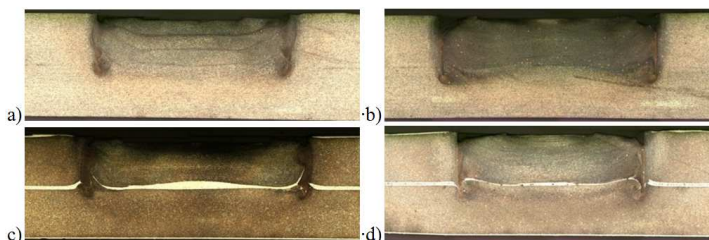
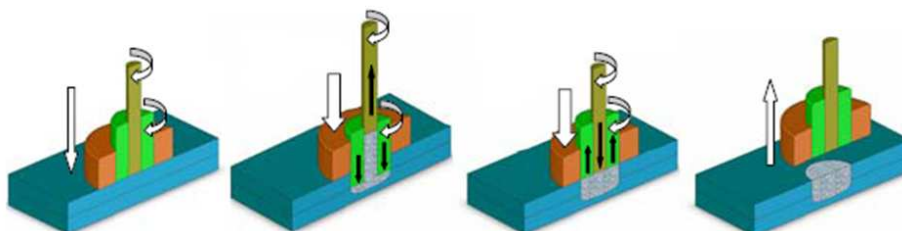
Exemplo de aplicação:

Aumento da resistência mecânica de furos roscados em blocos de motor fundidos...

E2 – Friction Spot Welding

Friction Spot Welding (FSpW)

➔ Ligação de chapas sobrepostas no estado sólido. Processo alternativo à soldadura por resistência por pontos...



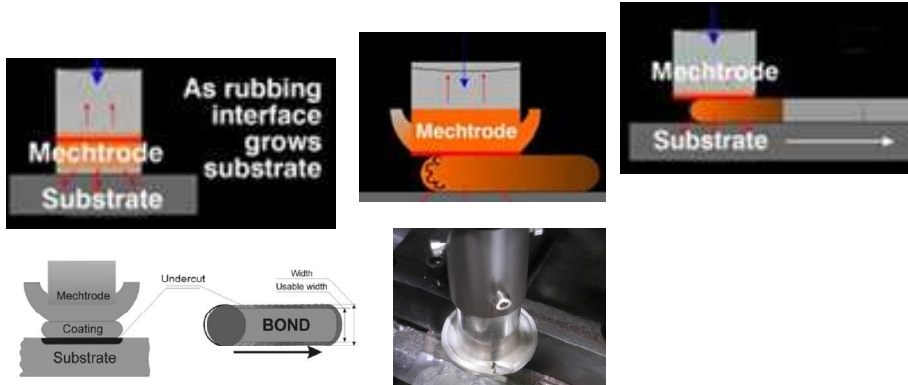
E3 – Friction Stir Surfacing

Friction Stir Surfacing



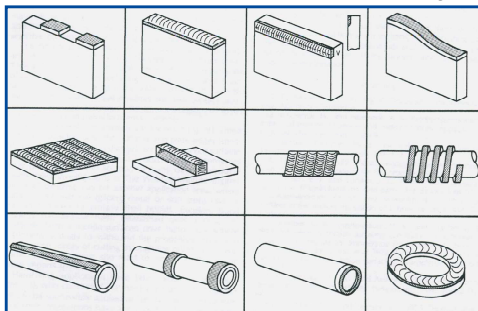
Alteração das propriedades superficiais / enchimento no estado sólido...

FS Surfacing, is a coating technique based on the same physical fundamentals of FSW, using the frictional energy dissipated at interfaces and internally (internal dissipation throughout visco-plastic material flow) during operation to generate a layer (3rd body region) of viscous metal where the joining mechanisms are activated



Friction Stir Surfacing: Exemplos de aplicação

Application Concepts for FS Surfacing



Applications at GKSS-Germany

