



**Tiago Rodrigues de Serra e Moura**

Licenciado em Engenharia de Materiais

**Caracterização de materiais  
soldados com base na medição de  
perfis de condutividade eléctrica**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em  
Engenharia de Soldadura

Orientador: Telmo Jorge Gomes dos Santos,  
Professor Doutor, FCT  
Co-orientador: Rosa Maria Mendes Miranda,  
Professora<sup>a</sup> Doutora, FCT

Júri:

Presidente: Prof. Doutor Jorge Joaquim Pamies Teixeira  
Arguente: Prof. Doutor Francisco Manuel Braz Fernandes  
Vogal: Prof. Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos



FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE NOVA DE LISBOA

**Março 2015**



Caracterização de materiais soldados com base na medição de perfis de condutividade elétrica

Copyright © 2014 Tiago Rodrigues de Serra e Moura

Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade Nova de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que seja dado crédito ao autor e editor.



# AGRADECIMENTOS

O presente trabalho resulta de um esforço conjunto de várias pessoas. Desde logo agradeço ao Valdemar Carneiro, Manager da Área do Corte na Alstom Setúbal pelo apoio prestado no aprovisionamento das chapas. Agradeço também aos seus operadores de corte que amavelmente me cortaram as chapas transferindo também as marcas - Manuel Pote e Adelino Silva. Agradeço também ao Hélder Reis e ao Alfredo Roque, supervisores de fabrico por terem disponibilizado recursos oficinais e de mão-de-obra para a execução das soldaduras das chapas. Agradeço também ao Miguel Arneiro, operador de tratamentos térmicos. Agradeço ao Carlos Pereira, técnico do departamento de controlo de qualidade por me ter fornecido a documentação dos materiais utilizados. Agradeço à Tânia, chefe do Laboratório da Alstom Setúbal por me ter disponibilizado os seus recursos quando precisei e também por me ter aconselhado tecnicamente.

Foram muito disponíveis e amáveis. Um forte obrigado!

Estou agradecido ao Prof. Telmo Santos e à Prof<sup>a</sup> Rosa Miranda, professores do Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial pela compreensão e apoio prestados. Quando me faltou a força e a convicção, pura e simplesmente não me deixaram desistir, mantendo sempre os seus elevados padrões de exigência e rigor. A eles deixo o meu reconhecimento pela força e motivação que me deram quando muitas vezes precisei. É de enaltecer a vossa atitude positiva perante os alunos e a forma como os levam para patamares acima. São sem dúvida um exemplo humano e profissional. Estas qualidades são extensíveis ao rico capital humano e intelectual que concentram no Laboratório de Ensaios Não Destrutivos do Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial. Tenho a agradecer ao Patrick Inácio pelo apoio incansável, incondicional e pelas intermináveis risadas que íamos dando. Da mesma forma, agradeço também ao Miguel Machado e ao Diogo Pereira pela postura atenta e de camaradagem me sensibilizou ao longo deste meu percurso. São pessoas como vocês que me fazem ter saudades do tempo de estudante.

Um grande obrigado ao Campos e ao Paulo, técnicos do laboratório do Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial pelo apoio técnico, e pela ajuda, atenção e interesse na discussão, execução e direcção do estudo. O vosso ponto de vista prático é sem dúvida uma mais-valia na realização das teses de mestrado.

Ao meu chefe Miguel Cardoso, pela compreensão, apoio, hombridade, confiança e amizade. Um exemplo profissional e corporativo. Um abraço!

Agradeço aos meus amigos de longa data, (já lá vão dez anos) Gustavo Haettich, João Pedro Rebalzinho e Simão Guedes, Pedro Sousa, Pedro César e João Clemêncio...com quem passei os primeiros tempos deste percurso ainda no Porto, e que tempos! Agradeço à Ana Peres pelo apoio, carinho e presença de sempre. Agradeço à Alexandra Rodrigues pela amizade especial e incondicional, e por essas horas intermináveis de estudo, só foi pena por vezes não haver café...Agradeço aos meus amigos Pedro Paz e Miguel Bento que tão bem me acolheram quando mudei de faculdade. Vai umas ondas? Ou um jogo de ténis...?

Aos outros amigos que trago deste percurso, com quem passei muitas horas de estudo com a toda a ligação que isso implica. A Joana Duarte, João Fonseca, Fernando Ferreira, João Oliveira, Alex Gruninger, Joana Fernandes e Rudi.

Aos meus pais que me fizeram crescer a todos os níveis. Muito obrigado.

Ao meu avô Edgar Coelho Ferreira de Serra e Moura, e Maria Aurora Oliveira de Serra e Moura sua esposa. Sem eles este percurso pessoal, académico e profissional não seria mais que uma bela história de um romancista com muita imaginação. Um interminável obrigado.

À minha avó Ivone, quem tive a felicidade de conhecer e de reter os seus ensinamentos. Ficou um lugar insubstituível no meu coração.

# RESUMO

Trabalhos recentes têm demonstrado que a medição de perfis de condutividade eléctrica é uma técnica eficaz, rápida e não destrutiva para a caracterização de materiais metálicos ligados por soldadura por fusão ou no estado sólido.

Os resultados referentes às ligas de alumínio mostram que existe uma estreita correlação entre os perfis de condutividade eléctrica e os perfis de dureza, sendo os primeiros determinados sobretudo pelo tamanho de grão.

Relativamente às ligas de aço, verifica-se que os perfis de condutividade eléctrica também permitem identificar as diferentes zonas termicamente afectadas devido aos processos de soldadura por fusão, as quais são geralmente descritas por zona fundida (ZF) e zona termicamente afectada (ZTA), sendo a sua extensão dependente sobretudo da Entrega Térmica (ET).

Contudo, em algumas ligas, as características metalúrgicas que controlam as variações de condutividade eléctrica não estão devidamente descritas ou compreendidas. Nesse sentido, o objectivo do presente trabalho foi caracterizar os perfis de condutividade eléctrica em diferentes ligas de aço soldadas por fusão, identificando os principais aspectos metalúrgicos que lhes estão subjacentes.

Foram realizados cordões de soldadura SER e TIG de aços P11, P22 e não ligado com diferentes parâmetros de soldadura. Os perfis de condutividade eléctrica foram medidos com sondas de correntes induzidas e com sondas de quatro pontos a diferentes profundidades, tendo sido comparados com os respectivos perfis de microdureza Vickers.

Os resultados mostram que existe uma boa correlação entre a condutividade e a dureza, sendo que a condutividade é essencialmente determinada pelo tamanho de grão, e pela morfologia da fase ferrítica. A ferrite Witmanstatten facilita a passagem de corrente eléctrica ao contrário da ferrite poligonal que constitui um obstáculo à passagem de electrões. Pode confirmar-se que a medição dos perfis de condutividade é uma técnica com elevado potencial para complementar, ou em alguns casos substituir, a medição de durezas em ligas de aço soldadas por fusão.



# ABSTRACT

Electrical conductivity profiles measurements have recently aroused studies that shown it as an effective, fast and non evasive technique to characterize materials welded by fusion or solid state process. Similar tests were made for aluminium alloys proving the relationship between electrical conductivity and hardness profiles. Additionally, result shown that the electrical conductivity is mostly determined by the grain size.

Concerning steel alloys, the electrical conductivity profiles allowed to identify different heat affected zones associated to fusion based welding process, the thermal-mechanically affected zone (TMAZ) and fusion zone (FZ), which extension varies with the heat input.

Despite this relationship, some alloys do not present a detail relation between these characteristics or were not yet studied. Thus, this study focus on the characterization of electrical conductivity profile for different alloys steels welded by fusion based technologies, to try to identify the underneath metallurgical characteristics.

For this, different parameters were tested for steels P11, P22 and low alloy steel using Shielding Metal Arc welding process and Tungsten Inert Gas with different heat inputs.

The electrical conductivity profiles were measured, using Eddy current probe and four-point probe for different depths, and compared with Vickers micro-hardness profiles.

Results show that there is a good correlation between the electrical conductivity and hardness and that the former is mostly determined by the grain size and ferrite morphology. Witmanstatten ferrite facilitates electron mobility, while the polygonal morphology acts as a resistance.

Concluding , non-destructive testing, via electrical conductivity profiles measuring, represent a powerful technique to complement or replace hardness testing associated to fusion based welding process.



# ÍNDICE

Agradecimentos .....	V
Resumo.....	vii
Abstract .....	ix
Índice xi	
Lista de Figuras.....	xiii
Lista de Tabelas .....	xix
Nomenclatura.....	xx
1 Introdução.....	21
1.1 – Estado da Arte e Motivação .....	22
1.1.1 Novas técnicas de caracterização de juntas soldadas .....	22
1.1.2 Técnicas de medição de perfis de condutividades eléctricas.....	24
1.1.3 Processos de Soldadura .....	25
1.1.4 Diferentes zonas obtidas numa soldadura .....	28
1.1.5 Microestruturas Típicas dos Aços Estudados .....	35
2 Procedimento Experimental .....	39
2.1 Materiais de Base .....	40
2.2 Soldadura.....	41
2.3 Análise de cordões .....	42
3 Apresentação e Discussão de Resultados .....	43
3.1 Introdução .....	44
3.2 Relação entre microestrutura, dureza e campos de condutividade eléctrica .....	46
3.2.1 Soldadura de P22.....	47
3.2.2 Soldadura de P11.....	59
3.3 Relação entre variação de dureza e variação de condutividade eléctrica .....	71
4 Conclusões .....	73
Referências Bibliográficas .....	75
Anexos.....	I
Anexo 1 - Macros + Gráficos para Soldadura de P22.....	III
Anexo 2 – Macros + Gráficos para Soldadura de P11 .....	V
Anexo 3 – Macros + Gráficos para Soldadura de P355J2+N .....	VII



# LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Gráfico representativo da variação de durezas desde o centro da zona fundida até ao material de base não afectado de um aço endurecido por precipitação.[1].....	22
Figura 1.2 - Macrografia transversal, perfis de conductividade eléctrica e filiação de durezas a meia espessura para processamento por FSW da liga AA 7075-T6, chapa de 10 mm. [6].....	23
Figura 1.3 - Esquema do processo de soldadura por eléctrodos revestidos. [13] .....	26
Figura 1.4 - Esquema do processo de soldadura por GTAW[13] .....	27
Figura 1.5 – Exemplo de um diagrama de fase para uma liga binária. [13].....	28
Figura 1.6 - Gráfico esquemático representativo da variação da temperatura de liquidus em função da distância à interface sólido/líquido num dado momento do arrefecimento. As rectas A, B e C representam três gradientes de temperatura de liquidus diferentes. [13].....	30
Figura 1.7 - Representação esquemática dos tipos de estrutura obtidas após arrefecimento, em função do respectivo gradiente da temperatura de <i>liquidus</i> a partir da interface L/S. [13] .....	31
Figura 1.8 - Ilustração de nucleação epitaxial e crescimento competitivo. [14].....	32
Figura 1.9 – Diferentes ciclos térmicos impostos em diferentes zonas situadas em relação à soldadura em função do tempo. [13] .....	33
Figura 1.10 – Paralelismo entre o diagrama Fe-C e as diferentes microestruturas obtidas para um aço com 0,15%C. [13] .....	34
Figura 1.11 – Exemplo de um diagrama TTT [14].....	35
Figura 1.12 – Esquema de um diagrama TTT .....	37
Figura 1.13 – Sequência de transformação da Austenite de acordo com a adição de elementos de liga, $\Delta t_{8-5}$ , teor em oxigénio e tamanho de grão austenítico. [13].....	38
Figura 3.1 - Profundidades medidas de acordo com a frequência utilizada para os materiais ensaiados.....	44
Figura 3.2 – Ampliação do gráfico da Figura 3.1 para o espectro de frequência de 500 kHz a 1000 kHz.....	44
Figura 3.3 – a) Macrografia de secção da amostra P22 N0 soldada por TIG e SER. b) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N0 onde foram efectuados os ensaios de conductividade eléctrica e durezas. A região ensaiada encontra-se indicada pela linha vermelha na Figura 3.3 b). c) Medição de conductividades eléctricas através da sonda de	

correntes induzidas e da sonda de quatro pontos e de durezas realizadas no patamar P22 NO. ....	47
Figura 3.4 – Micrografias descritivas da Zona 1 indicada na Figura 3.3b). a) Micrografia a 20x da zona de transição do material de base para a ZTA. b) Micrografia a 50x da zona imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x da zona de grão parcialmente refinado da ZTA.....	48
Figura 3.5 - Micrografias descritivas da Zona 2 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição entre a zona de grão coalescido da ZTA e a zona fundida. b) Micrografia a 50x da zona de grão coalescido imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida.....	49
Figura 3.6 – Micrografias descritivas da Zona 3 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 10x da transição entre o cordão 5 e o cordão 6. b) Micrografia a 50x da Zona de grão refinado imposta no cordão 5 aquando da deposição do cordão 6. c) Micrografia a 50x da zona de grão coalescido imposta no cordão 5 aquando da deposição do cordão 6. d) Micrografia a 50x da Zona Fundida do cordão 6.....	51
Figura 3.7 - Micrografias descritivas da Zona 4 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição entre o cordão 6 e o cordão 7. b) Micrografia a 50x da Zona de grão coalescido da ZTA provocada pela deposição do cordão 6. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida do cordão 7. ....	53
Figura 3.8 - Micrografias descritivas da Zona 5 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição microestrutural verificada dentro do cordão 7. b) Micrografia a 50x da Sub-Zona 5.1 no interior do cordão 7. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 5.2 no interior do cordão 7. ....	54
Figura 3.9 - Micrografias demonstrativas da Zona 6 indicada na Figura 3.3 b). a) Zona 6 - Micrografia a 5x da transição da Zona Fundida do cordão 7 para a zona de grão refinado da ZTA. b) Sub-Zona 6.1 –Micrografia a 50x da Zona Fundida do cordão 7, imediatamente antes do início da ZTA do MB. c) Sub-Zona 6.2 – Micrografia a 50x da Zona de grão coalescido da ZTA. c) Sub-Zona 6.3 – Micrografia a 50x da Zona de grão refinado presente na ZTA do MB. ....	56
Figura 3.10 - Micrografias descritivas da Zona 7 indicada na Figura 3.3 b). a) Zona 7 - Micrografia a 10x da transição da Zona de Grão Refinado para a zona de grão refinado presente na ZTA do MB. b) Sub-Zona 7.1 – Micrografia a 50x da zona de Grão Refinado presente na ZTA do MB. c) Sub-Zona 7.2 – Micrografia a 50x da microestrutura presente no MB. ....	58

Figura 3.11 - a) Macrografia de secção da amostra P11 N0 soldada por TIG e SER. b) Macrografia da secção horizontal da amostra P11N0 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. A região ensaiada encontra-se indicada pela linha vermelha na Figura 3.13 b). c) Medição de condutividades eléctricas através da sonda de correntes induzidas e da sonda de quatro pontos e de durezas realizadas no patamar P11 N0. ....	59
Figura 3.12 - Micrografia demonstrativa da Zona 1 indicada na Figura 3.11b). Representa a microestrutura presente no material de base onde se verifica a existência de bandas de segregação. ....	60
Figura 3.13 - Micrografias ilustrativas da Zona 2 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 10x da zona de transição do material de base para a zona de grão refinado da ZTA. b) Micrografia a 50x da zona do material de base não afectado pelo calor logo antes imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x da zona de grão refinado da ZTA. ....	61
Figura 3.14 - Micrografias ilustrativas da Zona 2 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 10x da zona de transição da ZTA para a ZF. b) Micrografia a 50x da zona da ZTA imediatamente antes da zona fundida ente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida.....	63
Figura 3.15 - Micrografias ilustrativas da Zona 4 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 10x de transição microestrutural dentro do cordão 5. b) Micrografia a 50x da sub-zona 4.1 localizada no interior do cordão 5. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 4.2. presente no cordão 5. ....	64
Figura 3.16 – Micrografia a 50x da zona de transição entre o cordão 5 e o cordão 6.....	65
Figura 3.17 - Micrografias ilustrativas da Zona 6 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 5x da zona fundida do cordão 6 imediatamente antes do início da ZTA. b) Micrografia a 20x da sub-zona 6.1, verifica-se a zona de grão coalescido presente proximo da interface ZF/ZTA, no cordão 6. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 6.2. presente no cordão 6, onde se verifica um tamanho de grão de menores dimensões relativamente à Sub-Zona 6.1. ....	66
Figura 3.18 - Micrografias ilustrativas da Zona 7 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 5x onde é possível distinguir o final da zona fundida e o início da ZTA do Material de Base. b) Micrografia a 50x da sub-zona 7.1, presente imediatamente antes da fronteira ZF/ZTA, no cordão 6. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 6.2 onde se encontra representada a zona de grão refinado da ZTA. d).....	68
Figura 3.19 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar P11.....	71

Figura 3.20 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar P22.....	71
Figura 3.21 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar S355J2+N .....	72





## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 2.1 – Composição química dos materiais de base utilizados .....	40
Tabela 2.2 – Composição química dos materiais de adição utilizados .....	41
Tabela 2.3 – Parâmetros utilizados na soldadura e tratamento térmico dos materiais.....	41

# NOMENCLATURA

<b>ZTA</b>	Zona Termicamente Afectada
<b><i>f</i></b>	Frequência
<b><math>\sigma</math></b>	Condutividade do material
<b><math>\mu</math></b>	Permeabilidade Magnética
<b><i>I</i></b>	Corrente Imposta ao material
<b><i>V</i></b>	Queda de potencial
<b><i>d</i></b>	Distância
<b>SQP</b>	Sonda de Quatro Pontos
<b>SFL</b>	Soldadura por Fricção Linear
<b>TIG</b>	Tungsten Inert Gas
<b>SER</b>	Soldadura por eléctrodos revestidos
<b>SCI</b>	Sonda de Correntes Induzidas
<b>SQP</b>	Sonda de Quatro Pontos
<b>ZF</b>	Zona Fundida
<b>MB</b>	Material de Base

# **1 INTRODUÇÃO**

Este capítulo descreve o estado da arte permitindo o enquadramento do estudo desenvolvido bem como a sua motivação.

## 1.1 – Estado da Arte e Motivação

### 1.1.1 Novas técnicas de caracterização de juntas soldadas

A indústria metalomecânica compreende a produção de produtos intermédios a serem utilizados em outras indústrias. A soldadura é genericamente um dos processos utilizados, já que permite a união de dois metais estabelecendo-se continuidade metálica entre eles. No entanto “continuidade metálica” não garante homogeneidade metalúrgica ou mecânica ao longo de uma junta soldada. De facto, a soldadura impõe variações de ordem estrutural e metalúrgica que variam do cordão para a periferia, tendo estas variações consequência directa nas propriedades mecânicas dos materiais processados.

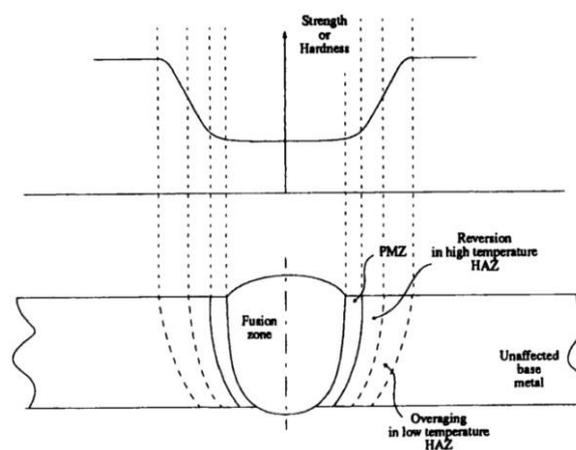


Figura 1.1 - Gráfico representativo da variação de durezas desde o centro da zona fundida até ao material de base não afectado de um aço endurecido por precipitação.[1]

Os ciclos térmicos impostos pela soldadura alteram a microestrutura de acordo com a distância ao centro do cordão. São distinguidas três zonas: Material de Base, ZTA e Zona Fundida. Os métodos utilizados para a medição da extensão das diferentes zonas baseiam-se na observação metalográfica de uma secção da soldadura, o que para além de ser um ensaio destrutivo envolve uma morosa preparação das amostras. Já a aferição das propriedades mecânicas da construção soldada é realizada através de perfis de durezas que invariavelmente criam indentações no material, sendo os valores obtidos relacionáveis com a tensão de cedência do material [2].

No sentido de obter um método expedito para avaliação destas duas grandezas, foram comparados perfis de condutividade eléctrica e perfis de durezas em diversos materiais e sua relação com a estrutura obtida.

J. Faria [3] concluiu existir uma relação entre a microestrutura e a condutividade eléctrica. No seu estudo comparou os perfis de condutividade eléctrica e perfis de durezas para diferentes ligas de alumínio (AA1100, AA2024, AA5083-H111, AA6061-T6, AA7075-T6, AA7178-T6 e AlScMg) processadas por Fricção Linear com diferentes parâmetros e a diferentes profundidades. A variação dos perfis de condutividades e de durezas ao longo das secções processadas apresentaram correlações sendo os factores preponderantes, a temperatura de processamento, o tamanho de grão obtido e a existência/dimensão de precipitados. Salvo para liga AA6061-T6, o estudo revelou que a condutividade eléctrica diminui com a diminuição do tamanho de grão e/ou com o aumento da dimensão dos precipitados. [3,4,5]

Telmo G. Santos *et al* [6] concluiu que a medição de perfis de campos de condutividade eléctrica constitui uma técnica complementar à medição de durezas quando o objectivo é caracterizar e medir as diferentes zonas tipicamente obtidas na soldadura por fricção linear. Este dado é particularmente perceptível do caso da liga AA7075-T6 onde também se verifica a existência de uma relação entre os perfis de condutividade eléctrica e perfis de durezas, conforme representado graficamente na Figura 1.2.

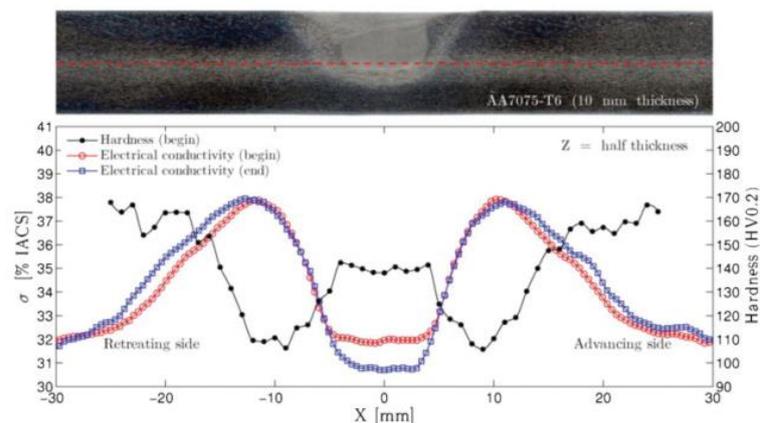


Figura 1.2 - Macrografia transversal, perfis de condutividade eléctrica e filiação de durezas a meia espessura para processamento por FSW da liga AA 7075-T6, chapa de 10 mm. [6]

Sorger [7] estudou a relação entre campos de condutividade eléctrica e durezas de ligas ferrosas – (AISI 1020 e AISI 304) - e não ferrosas – (titânio Ti Grade 5 e Grade 2, magnésio AZ31, chumbo e cobre puro commercial). Sorger [7], utilizou processos de soldadura por fusão nas ligas ferrosas e processos de soldadura no estado sólido nas ligas ferrosas. O estudo permitiu concluir que as duas ligas ferrosas apresentam comportamentos contrários. Tanto a liga AISI 1020 como a liga AISI 304 apresentaram relação entre os perfis de condutividades eléctricas e perfis de durezas. No mesmo trabalho, Gonçalo Sorger desenvolveu e validou

experimentalmente um sistema de medição de condutividades eléctricas baseando-se na análise de quedas de potencial de uma sonda de quatro pontos. [7]

### 1.1.2 Técnicas de medição de perfis de condutividades eléctricas

#### Ensaio por correntes induzidas

O ensaio por correntes induzidas ou correntes Eddy baseia-se na indução de um campo electromagnético primário sobre a superfície a ser ensaiada, gerando uma corrente eléctrica caso o material seja condutor. Estas correntes geram por sua vez um campo magnético secundário que se opõe ao campo magnético primário de acordo com a Lei de Lenz. O campo magnético resultante desta interacção afecta o fluxo de corrente na bobine, causando uma variação na impedância adquirida. [6,7].

Este tipo de ensaio apresenta boa sensibilidade à superfície, uma vez que é onde as correntes Eddy tendem a concentrar-se devido ao “efeito de pele”, no entanto possuem pouca sensibilidade para maiores profundidades. A profundidade de penetração ( $\delta$ ) é determinada pela seguinte expressão:

$$\delta = \left( \frac{1}{\sqrt{\pi f \sigma \mu}} \right) \quad (1)$$

Onde  $f$  é a frequência de ensaio,  $\sigma$  é a condutividade inerente ao material ensaiado e  $\mu$  é a permeabilidade magnética.

Uma vez que este método se baseia na indução de campos magnéticos não é necessário contacto entre a sonda e a superfície da peça o que não exige preparação cuidada da superfície ensaiada.

Vantagens e Limitações do ensaio por Correntes Induzidas[10]:

Vantagens:

- Equipamento portátil;
- Não destrutivo;
- Sem impacto na saúde do operador.

Limitações

- Profundidade de inspecção limitada;
- Requer calibração;

- Normalmente o material ensaiado tem de ser condutor.

### **Ensaio pela sonda de quatro pontos**

A sonda de quatro pontos é composta por quatro agulhas alinhadas. Este método baseia-se na medição da queda de potencial entre as duas agulhas interiores após ser imposta uma corrente na superfície do material pelas duas agulhas exteriores.[11]

A geometria da sonda é um factor importante, uma vez que o arranjo das sondas influencia a medição da queda de potencial. Distingue-se a distância  $d$  entre as agulhas presentes na sonda como um dos principais factores influenciadores uma vez que a queda de potencial é dada pela seguinte expressão (2):

$$\sigma = \left( \frac{I}{2\pi Vd} \right) \quad (2)$$

Onde  $I$  é a corrente imposta ao material,  $V$  é a queda de potencial medida entre as duas agulhas interiores,  $d$  é a distância entre as agulhas e  $\sigma$  é a condutividade eléctrica do material ensaiado. [11]

### **Vantagens e Limitações do ensaio pela Sonda de Quatro Pontos [10]**

Vantagens:

- Estando as agulhas alinhadas, permite avaliar a anisotropia do material;
- Não destrutivo, embora as agulhas possam indentar ligeiramente o material;
- Podem ser utilizadas para testar materiais condutores e isolantes;
- Não requer calibração;
- Alta resolução dependendo do espaçamento entre agulhas.

Limitações

- Para materiais altamente condutores requer um equipamento capaz de medir micro e nanoVolt de modo a detectar variações de condutividade.

### **1.1.3 Processos de Soldadura**

Existe uma variedade de processos que foram desenvolvidos desde o início do séc. XX, nomeadamente durante os anos 30 em que se estudaram os fundamentos do arco eléctrico com maior ênfase. Os processos de soldadura permitem a formação de continuidade entre duas peças metálicas ou não metálicas e podem ser divididos em dois grupos: os que envolvem

fusão dos materiais a soldar – soldadura por fusão - e os que não envolvem a sua fusão baseando-se em mecanismos de deformação plástica, difusão ou ambas – soldadura no estado sólido. Cada um dos grupos referidos compreende dezenas de processos de soldadura e seus variantes, no entanto, a presente tese apenas desenvolverá resumidamente dois processos por fusão: TIG (Tungsten Inert Gas) e SMAW (Shielded Metal Arc Welding).

### Soldadura por electrodos revestidos

O processo de soldadura por eléctrodos revestidos teve os seus primórdios de existência na Rússia no final do séc. XVIII, quando os eléctrodos utilizados ainda não eram envolvidos por um revestimento devido ao elevado custo de fabricação. Contudo o aumento de procura e os requisitos de qualidade ditaram a tendência, levando à massificação do fabrico de eléctrodos revestidos, sendo este processo re-baptizado com o nome de SMAW – Shielded Metal Arc Welding.

### Descrição do processo de soldadura por electrodos revestidos

O processo de soldadura por eléctrodo revestido consiste na fusão localizada de um eléctrodo consumível e do material de base através do calor gerado por um arco eléctrico escorvado em regime de curto-circuito. O material de adição é constituído por um revestimento que envolve uma vareta metálica. A fusão da “vareta” interna é acompanhada pela “queima” do revestimento que mantém o arco eléctrico aberto a partir da disponibilização de gases de baixo potencial de ionização. O revestimento contribui ainda para a formação de escória que sobrenada o banho em fusão, formando uma camada protectora aquando do seu arrefecimento. Esta camada tem a função de proteger o banho metálico durante o seu arrefecimento evitando a sua oxidação e é removida após o final de cada cordão. A Figura 1.3 pretende ilustrar o processo descrito de forma esquemática[12]:

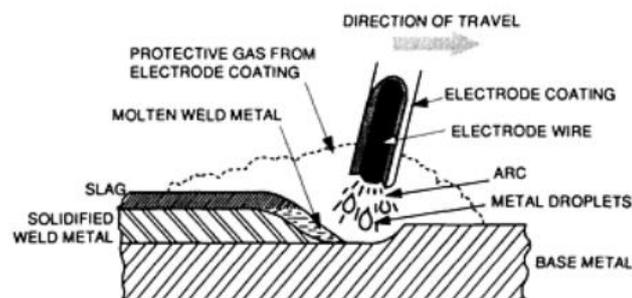


Figura 1.3 - Esquema do processo de soldadura por eléctrodos revestidos. [13]

O tipo de eléctrodo consumível é escolhido de acordo com o procedimento, dependendo do tipo de material a soldar, profundidade de penetração, posição de soldadura e estabilidade de arco. Existem eléctrodos revestidos do tipo celulósico, rutílico, básico e de alto rendimento.

Na presente tese foram utilizados eléctrodos revestidos do tipo básico, devido ao risco de fissuração a frio recorrente nos materiais utilizados para este estudo.

### **Soldadura por TIG – Tungsten Inert Gas**

Estabeleceu-se nos anos 40 como processo de soldadura preferencial para a união de ligas leves como o Magnésio e o Alumínio. Cronologicamente foi o segundo processo a ser implementado na indústria e apresentava como principal vantagem a inexistência de escória relativamente ao primeiro.

### **Descrição do processo de soldadura TIG**

O processo de soldadura TIG consiste na fusão por meio de um arco eléctrico escorvado entre o eléctrodo de tungsténio afiado e a peça a soldar, no seio de um gás inerte. A protecção do banho em fusão e do eléctrodo bem como o estabelecimento e manutenção do arco eléctrico são assegurados pelo gás inerte que genericamente pode ser Árgon ou Hélio. De acordo com o tipo de material a ser soldado, os gases utilizados podem apresentar um elevado índice de pureza ou pequenas adições de outros gases não inertes como o H.

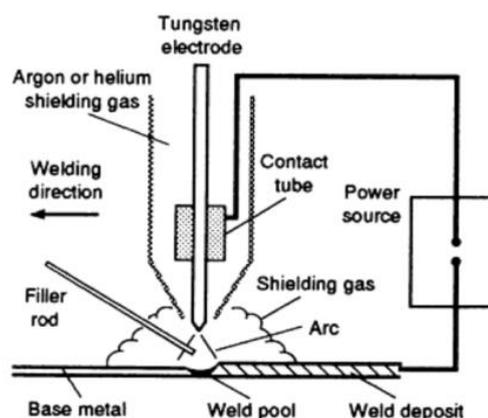


Figura 1.4 - Esquema do processo de soldadura por GTAW[13]

A soldadura pode ser realizada com ou sem material de adição – soldadura autogénea – dependendo da aplicação. Nos casos que em que o procedimento exige a adição de material, este é adicionado ao banho em fusão sob a forma de vareta, exigindo ao soldador a manipulação de tocha e vareta em simultâneo.

### 1.1.4 Diferentes zonas obtidas numa soldadura

#### Zona Fundida

##### Solidificação em soldadura

Os processos de soldadura por fusão são aqueles em que ocorre a fusão do material de base. A solidificação do material depositado numa soldadura pode ser comparada com o processo de solidificação de um metal após vazamento com as devidas ressalvas[13]:

- Em soldadura, o metal vazado cria continuidade metálica nas paredes do material onde é depositado.
- Forma-se um gradiente de temperaturas ao longo do processo de soldadura, provocado por uma fonte de calor em movimento, enquanto no caso do vazamento a temperatura do metal fundido é relativamente uniforme.
- As dinâmicas de solidificação do material fundido no interior de um molde ocorrem por nucleação heterogénea junto às suas paredes, enquanto numa soldadura tem lugar a solidificação epitaxial desde a interface entre material de base e material depositado.
- Verificam-se taxas de arrefecimento mais aceleradas numa soldadura, relativamente ao vazamento, já que os volumes vazados são superiores ao material depositado, e a condutividade térmica do molde é inferior à condutividade térmica do material de base.

##### Mecanismos de solidificação em soldadura

A solidificação em soldadura decorre conforme a composição química e condições de arrefecimento.

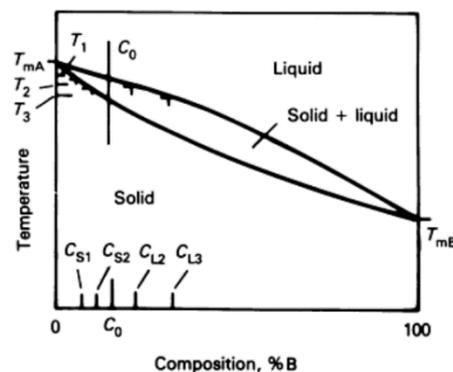


Figura 1.5 – Exemplo de um diagrama de fase para uma liga binária. [13]

A Figura 1.5 representa um diagrama de arrefecimento de uma liga binária para a composição  $C_0$ . A análise da Figura 1.5 tem como premissas, a homogeneidade em todo o sólido e o líquido e a inexistência de gradientes composicionais [13]. Durante o arrefecimento, é possível prever a percentagem relativa de fase líquida e de fase sólida existentes entre  $T_1$  e  $T_3$  para uma temperatura  $T_x$  partir da regra da alavanca:

$$\%_{\text{líquido}} = \left( \frac{C_0 - C_{S_x}}{C_{L_x} - C_{S_x}} \right) \quad (2)$$

Quando a liga, atinge a temperatura  $T_1$ , dá-se o início da solidificação formando-se \os primeiros grãos solidificados no seio da fase líquida. A esta temperatura, a fase líquida apresenta composição  $C_0$  e a fase sólida apresenta composição  $C_{S_1}$ . Este raciocínio é extensível para as restantes temperaturas até  $T_3$  a partir da qual existe uma única fase sólida de composição  $C_0$  e assim se mantém à temperatura ambiente.

Neste caso verifica-se variação de composição química em ambas as fases durante a solidificação da liga, isto é, a fase sólida segrega para a fase líquida o constituinte B (soluto). Em fundição a composição química do líquido é considerada homogénea, pois embora não existam mecanismos de mistura evidentes é considerado que o tempo de arrefecimento é suficientemente longo para a ocorrência de mecanismos de difusão e acomodação do soluto no líquido. [13] Por outro lado, em soldadura é assumido que a mistura do soluto no líquido ocorre de forma mais efectiva, não obstante a velocidade de arrefecimento ser também muito superior. Neste caso, admite-se que o líquido formado inicialmente possui a composição  $C_0$ , existindo, no entanto um gradiente de composição química no líquido próximo da interface sólido/líquido.

À temperatura de  $T_3$ , o sólido que se forma tem a composição de  $C_0$ . Por seu turno, o líquido existente a uma distância superior àquela em que se verifica o gradiente de composições, mantém a composição  $C_0$ . Deste modo, ocorre solidificação sem que seja necessário baixar a temperatura. [13]

Segundo a Figura 1.5, o primeiro sólido a ser formado possui a composição de  $C_{S_1}$  sendo visível pelo diagrama que esta é inferior a  $C_0$ . À medida que a temperatura decresce, o sólido forma um gradiente de composições intermédias até que a sua composição é efectivamente  $C_0$  à temperatura  $T_3$ . Durante este processo existe como já foi referido um equilíbrio entre as composições do sólido e do líquido após o gradiente de composições da interface S/L. No

entanto, à medida que a solidificação finaliza, a concentração de soluto na fase líquido aumenta.

#### Estruturas de solidificação em soldadura – Sobrearrefecimento constitucional

A  $T_f$  varia com o gradiente de composições provocado pela segregação de soluto da fase sólida na fase líquida. Esta variação é considerada positiva, uma vez que durante a solidificação, o soluto segregado se encontra em maior concentração junto da fronteira L/S, o que diminui a temperatura de fusão localizada. Da mesma forma a  $T_l$  aumenta ao longo do líquido, visto que a concentração em soluto diminui, conforme indicado na Figura 1.6:

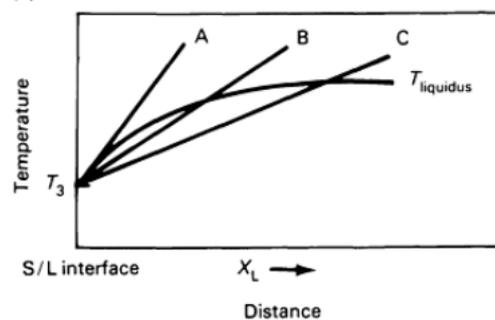


Figura 1.6 - Gráfico esquemático representativo da variação da temperatura de liquidus em função da distância à interface sólido/líquido num dado momento do arrefecimento. As rectas A, B e C representam três gradientes de temperatura de liquidus diferentes. [13]

Consoante o gradiente de concentrações obtido, e conseqüente gradiente de  $T_l$  características da composição localizada do líquido, podem ser observados diferentes tipos de estruturas de solidificação.

A Figura 1.6 representa três diferentes gradientes composicionais A, B e C traduzindo três diferentes curvas de  $T_l$  ao longo da distância à fronteira S/L.

A curva A descreve um gradiente de  $T_f$  superior ao do líquido puro, dando origem a uma solidificação planar. As curvas B e C revelam  $T_l$  inferior às temperaturas de *liquidus* da fase líquida de composição pura. Neste caso, verificou-se o fenómeno de sobre-arrefecimento, cuja solidificação origina uma estrutura não planar. [13]

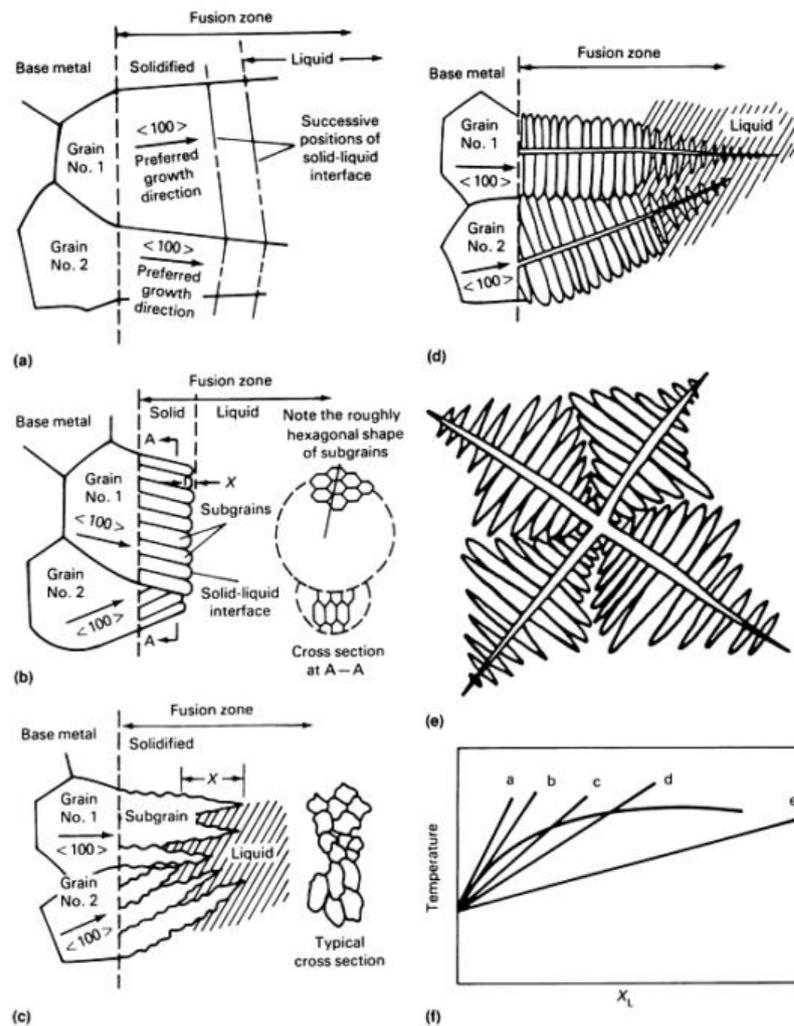


Figura 1.7 - Representação esquemática dos tipos de estrutura obtidas após arrefecimento, em função do respectivo gradiente da temperatura de *liquidus* a partir da interface L/S. [13]

As curvas C, D e E da Figura 1.7 caracterizam sobre-arrefecimentos sucessivamente mais severos, levando correspondentemente à formação de estruturas mais ramificadas que por via do aumento da sua área de contacto com o líquido crescem de uma forma mais estável. A estas estruturas dá-se o nome de dendrites.

#### Crescimento epitaxial e competitivo

As Figuras 1.7 a), b) e c) representam o crescimento celular desde a fronteira S/L. Nos processos de soldadura por fusão, a solidificação do material depositado ocorre através do crescimento celular não planar, em forma de dendrites. Quando o material depositado no estado líquido entra em contacto com o material de base, este adopta a sua estrutura cristalográfica. Os átomos do metal fundido posicionam-se conforme a estrutura cristalográfica

dos grãos que compõem o material de base, crescendo esses mesmos grãos à medida que o líquido arrefece.

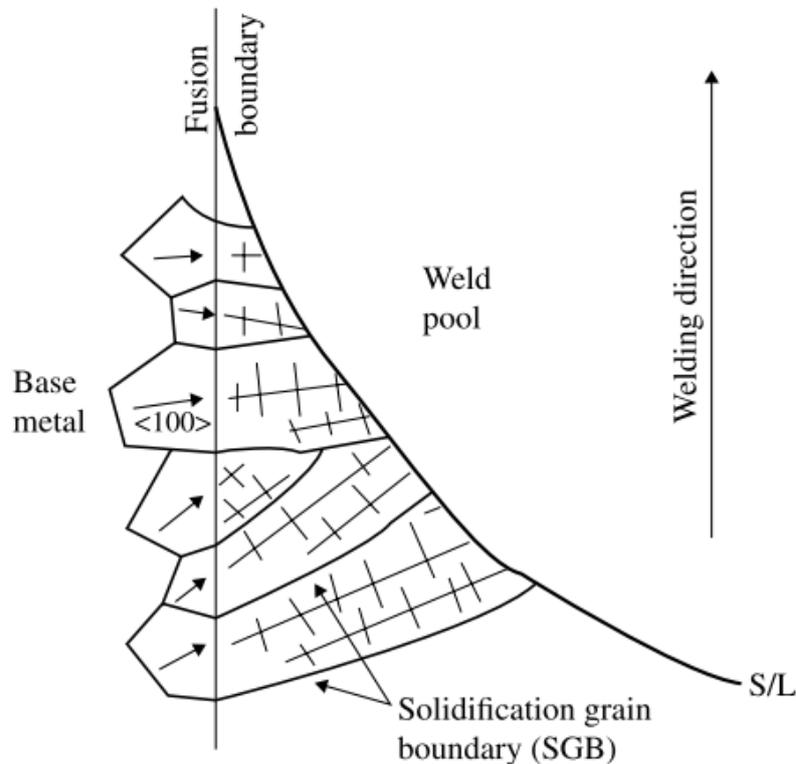


Figura 1.8 - Ilustração de nucleação epitaxial e crescimento competitivo. [14]

No entanto apenas os grãos do material de base orientados perpendicularmente às isotérmicas da soldadura são prolongados por epitáxia, em detrimento de grãos com outras direcções. [1]

### Zona termicamente afectada

#### Diagrama Fe-C

As temperaturas atingidas durante a execução de uma soldadura promovem a fusão do material de base bem como do material de adição caso seja aplicado. As características estruturais da zona fundida resultam dos ciclos térmicos impostos bem como da composição química dos materiais envolvidos. Pelas mesmas razões a zona contígua ao cordão de soldadura sofre também alterações embora não se verifique fusão. Savage et al [14] definiu esta zona entre o material de base não afectado e a zona fundida como sendo a zona termicamente afectada onde por definição ocorrem apenas transformações no estado sólido. Neste caso, uma vez que as temperaturas mais elevadas ocorrem na zona fundida, ou seja a zona de incidência do arco eléctrico, a Zona Termicamente Afectada e o MB experimentam um

espectro decrescente de temperaturas ao longo da distância ao eixo da soldadura conforme permite concluir a Figura 1.9.

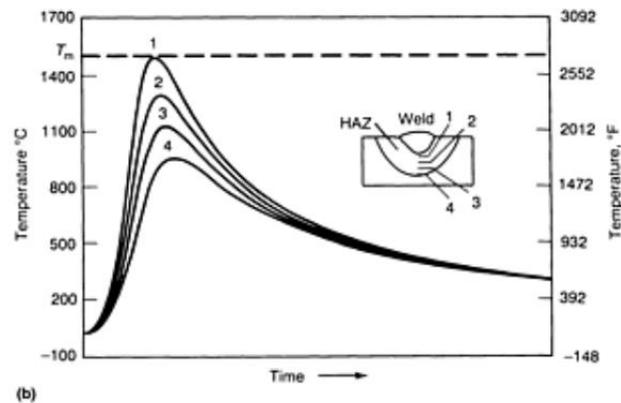


Figura 1.9 – Diferentes ciclos térmicos impostos em diferentes zonas situadas em relação à soldadura em função do tempo. [13]

As temperaturas de pico impostas ao material nesta zona não são suficientemente elevadas para promover a sua fusão sendo, no entanto elevadas o suficiente para que ocorram transformações no estado sólido. O diagrama de equilíbrio Fe-C, é utilizado como ponto de partida para a análise deste tipo de transformações, permitindo prever a morfologia da microestrutura apresentada na ZTA em função das temperaturas de pico conforme sugerido na Figura 1.10. [14]

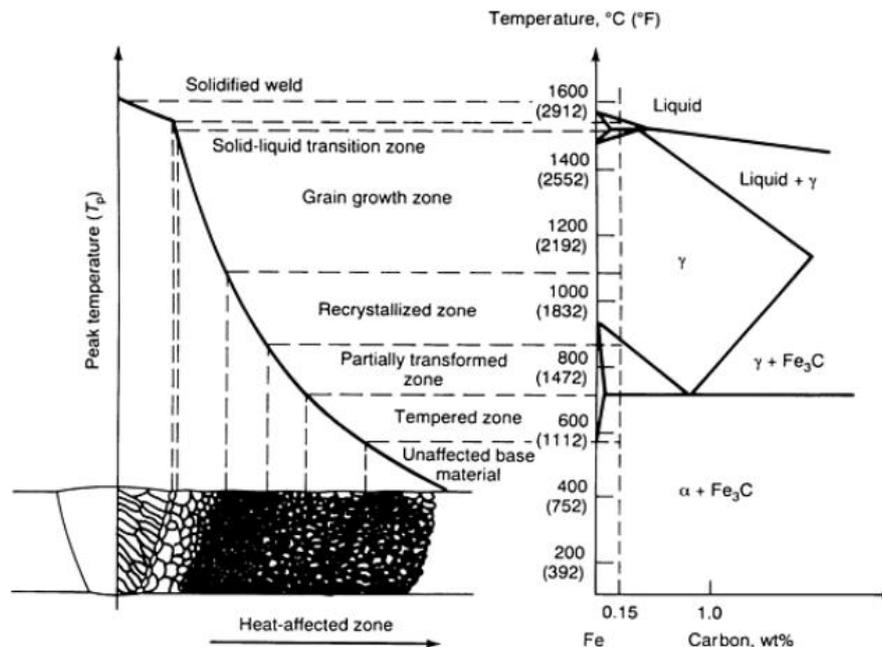


Figura 1.10 – Paralelismo entre o diagrama Fe-C e as diferentes microestruturas obtidas para um aço com 0,15%C. [13]

É assim expectável que exista um espectro de diferentes microestruturas ao longo da secção transversal da soldadura com o aumento da distância à zona fundida, conforme as temperaturas de pico atingidas. S. Kou [15] sugere a divisão da ZTA em três zonas distintas: zona de grão parcialmente refinado, zona de grão refinado e zona de grão coalescido.

A zona de grão parcialmente refinado é originada submetendo o material a uma temperatura ligeiramente acima de  $A_{c1}$ . Neste caso, a fase ferrítica previamente existente mantém-se inalterada uma vez que a temperatura  $A_{c3}$  não é ultrapassada, ao passo que a região perlítica origina austenite pela difusão de carbono da fase cementite para a fase ferrítica. No arrefecimento a Austenite formada durante o aquecimento sofre a transformação eutectóide dando a origem a nova fase ferrítica e perlítica de grão mais refinado.

Nas zonas em que a temperatura de pico ultrapassa ligeiramente a temperatura  $A_{c3}$ , a estrutura final apresenta grão refinado. Neste caso, grãos austeníticos refinados são nucleados. Durante o arrefecimento, entre  $A_{c3}$  e  $A_{c1}$  são nucleados grãos ferríticos nos limites de grão da Austenite, e após a  $A_{c1}$ , a Austenite remanescente sofre a reação Eutectóide formando Perlite. O tamanho de grão obtido é assim refinado relativamente ao tamanho de grão da Austenite que origina a microestrutura final.

As zonas de grão coalescido foram submetidas a temperaturas acima de  $A_3$ , que permitiram por diminuição da energia de interface o crescimento de grão austenítico. A estrutura final obtida após o arrefecimento apresentará grãos ferríticos e perlíticos mais grosseiros.

### Diagramas TTT

A análise de um diagrama Fe-C para previsão de microestruturas na ZTA pode ser bastante útil, no entanto apenas prevê transformações em condições de equilíbrio ou muito próximas. Uma vez que os ciclos térmicos impostos ao material durante a realização de uma soldadura envolvem geralmente elevadas taxas de aquecimento e arrefecimento. No diagrama Fe-C, a fase austenítica possui apenas dois subprodutos: Ferrite primária e Perlite (Ferrite+Cementite). No entanto, esta fase poderá dar origem a outros constituintes, sendo a estrutura final da ZTA controlada pela velocidade de arrefecimento e composição química do material. [14]

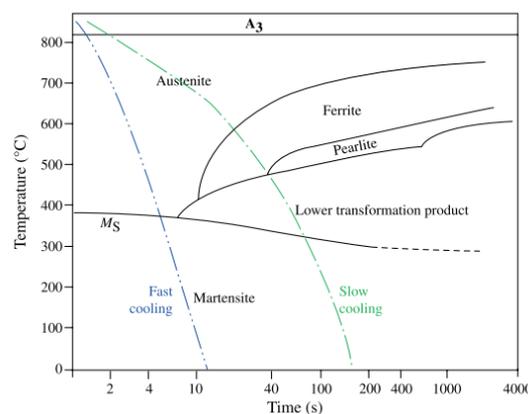


Figura 1.11 – Exemplo de um diagrama TTT [14]

Conforme ilustra a Figura 1.11, os produtos resultantes da decomposição da Austenite poderão ser Ferrite, Perlite, Bainite ou Martensite dependendo das diferentes velocidades de arrefecimento.

#### 1.1.5 Microestruturas Típicas dos Aços Estudados

##### Martensite

A formação da Martensite acontece em condições cuja taxa de arrefecimento a partir da Austenite é suficientemente elevada evitando a difusão de carbono que permite a formação de outras microestruturas de maior equilíbrio à temperatura ambiente como Ferrite e Perlite. A Martensite é assim uma solução sólida sobressaturada em carbono cuja estrutura cristalográfica resulta da transformação da estrutura cúbica de faces entradas na estrutura

cúbica corpo centrado (distorção de Bain). A Martensite toma a forma de uma estrutura tetragonal de corpo centrado que resulta de uma distorção da estrutura cúbica de corpo centrado, sendo esta distorção tão severa quanto maior for o teor em carbono. Assume uma forma lenticular em resultado dos constrangimentos da matriz que se opõe à sua transformação. A Martensite é conhecida como uma estrutura de elevada resistência mecânica devido à sua distorção responsável pela tetragonalidade e decorrente da inserção intersticial dos átomos de carbono. [15]

### **Bainite**

A Bainite forma-se a temperaturas pouco superiores às temperaturas de formação da Martensite e pode ser dividida em Bainite Superior e Bainite Inferior. A sua formação ocorre a taxas de arrefecimento suficientemente elevadas para que não ocorra formação de Perlite, sendo, no entanto lentas o suficiente para a não formação de Martensite.

A Bainite é dividida em Bainite Superior e Bainite inferior dependendo da temperatura de transformação. Genericamente a formação de Bainite superior ocorre entre os 550°C e os 400°C, enquanto que a formação de Bainite inferior ocorre entre os 400°C e os 250°C. [8]

A microestrutura da Bainite Superior consiste em agregados finos de “ripas” de Ferrite e Cementite paralelos entre si, de estruturas cristalográficas bem definidas partilhando a mesma orientação. A Bainite Superior inicia a sua formação com a nucleação de ferrite nos limites de grão da Austenite que têm pouca solubilidade em carbono. Neste caso, à medida que a ferrite cresce, as regiões austeníticas periféricas enriquecem em Carbono favorecendo posteriormente a formação de Cementite, por entre as ripas de Ferrite.

A Bainite Inferior ocorre a temperaturas inferiores e possui características estruturais equivalentes à anterior, verificando-se ainda a precipitação de Carbonetos também no interior das ripas de Ferrite. Também pelo facto de esta transformação ocorrer para temperaturas inferiores, as ripas de Cementite resultam com menor largura. Estes precipitados quando finamente dispersos aumentam a tenacidade da microestrutura. [15] A Bainite possui características mecânicas intermédias relativamente à Martensite e Perlite.

### **Ferrite Poligonal, Ferrite de Widmanstätten e Ferrite Acicular**

As microestruturas finais obtidas num aço são diferenciadas de acordo com a composição química, entrega térmica, velocidade de arrefecimento e natureza das inclusões. A formação de Ferrite no seio da Austenite dá-se através de nucleação heterogénea em inclusões, sendo estas óxidos ou carbonetos.

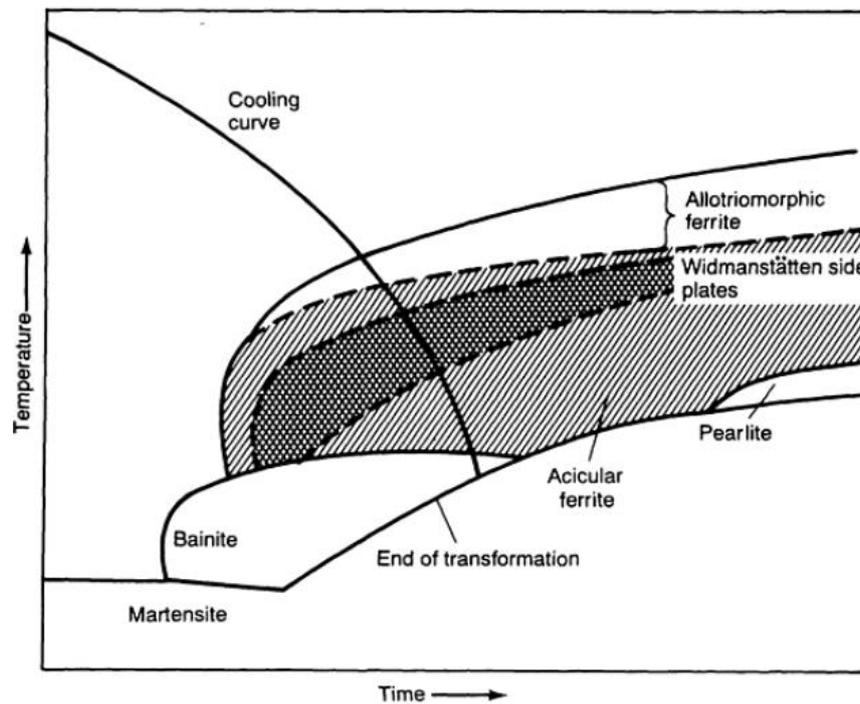


Figura 1.12 – Esquema de um diagrama TTT

Analisando a Figura 1.12 verifica-se que ferrite policristalina ou alotriomórfica é a primeira fase a ser formada, sendo que o termo Alotriomórfico significa: partícula de uma só fase que não possui uma forma externa facetada que reflita a simetria da sua estrutura interna. A inexistência de uma estrutura facetada neste caso, deve-se às características de nucleação da ferrite que ocorre nos limites de grão da Austenite. À medida que a temperatura diminui, a mobilidade da interface Austenite/Ferrite poligonal decresce e inicia-se o crescimento lamelar de ferrite de Widmanstätten, ficando os espaços entre as lamelas enriquecidos em carbono por segregação. Estas zonas altamente enriquecidas em carbono nucleiam microconstituintes, tipicamente Perlite ou Bainite. Caso os grãos não tenham sido inteiramente preenchidos por ferrite policristalina ou ferrite de Widmanstätten, e caso o teor/diâmetro de inclusões presentes na Austenite remanescente o favoreça, ocorre a nucleação de ferrite acicular. A ferrite acicular é definida como uma fase altamente subestruturada não equiaxial que se forma em arrefecimento contínuo através de um misto entre difusão e mecanismos de transformação por maclagem a uma temperatura ligeiramente superior à temperatura de formação de Bainite Superior. [13]

No entanto para velocidades de arrefecimento mais elevadas e menor teor de inclusões a formação de Bainite Superior ou Bainite Inferior é favorecida. A Figura 1.13 resume as condições de transformação das diferentes fases constituintes acima referidos.

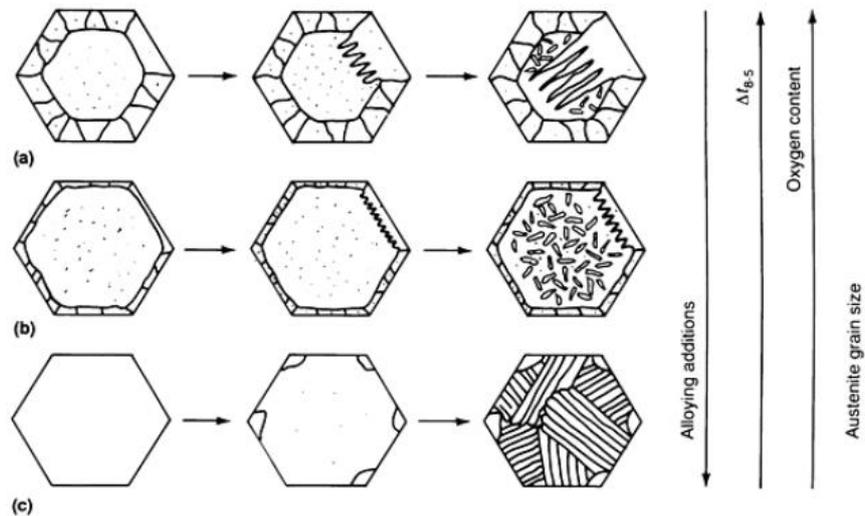


Figura 1.13 – Sequência de transformação da Austenite de acordo com a adição de elementos de liga,  $\Delta t_{8.5}$ , teor em oxigênio e tamanho de grão austenítico. [13]

O tamanho de grão austenítico influencia o crescimento de ferrite poligonal ou ferrite de Widmanstätten visto que quanto maior este for, menor extensão de limites de grão estará disponível para a nucleação destas fases. Para uma dada temperatura de pico, o tamanho de grão austenítico coalescido pressupõe um baixo teor de inclusões já que estes limitam o crescimento anómalo. Neste caso favorece-se a formação de Bainite ou Martensite consoante a quantidade de elementos de liga e/ou velocidade de arrefecimento nas zonas dos grãos onde o crescimento ferrítico não ocorreu. [13]

A Ferrite Acicular é a estrutura mais apreciada nas soldaduras dos aços estudados, devido à sua tenacidade e resistência à fadiga.

### Perlite

A microestrutura da Perlite é composta por lamelas alternadas de ferrite (Fe) e Cementite ( $Fe_3C$ ).

## **2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

Neste capítulo, é sumariamente descrito o procedimento experimental seguido.

## 2.1 Materiais de Base

Foram seleccionados três aços regularmente utilizados para fabrico de recipientes sob pressão projectados para operar a elevadas temperaturas e pressões.

A designação dos materiais utilizados segundo o ASME é a seguinte:

- S355J2+N – esp. 12 mm
- P11 Normalizado e temperado - esp 10 mm
- P22 Normalizado e temperado – esp 12 mm

As composições química dos materiais de base utilizados encontram-se na seguinte tabela:

Tabela 2.1 – Composição química dos materiais de base utilizados

	<b>S355J2+N</b>	<b>P11</b>	<b>P22</b>
<b>C</b>	0,16	0,17	0,12
<b>Si</b>	0,346	0,24	0,3
<b>Mn</b>	1,48	0,59	0,58
<b>P</b>	0,02	0,009	0,016
<b>S</b>	0,011	0,0017	0,004
<b>Al-G</b>	0,04	0,031	0,031
<b>B-G</b>	-	0,0002	-
<b>Cr</b>	0,025	1,05	2,1
<b>Cu</b>	0,033	0,04	0,03
<b>Mo</b>	0,003	0,57	0,94
<b>N</b>	0,0034	0,004	0,009
<b>Nb</b>	0,001	-	0,005
<b>V</b>	0,002	-	0,01
<b>Ti</b>	0,001	-	0,002
<b>Ni</b>	-	-	0,05

Mais informações sobre a composição química e características mecânicas dos materiais de base utilizados poderão ser consultados nos certificados de materiais que se encontram em anexo.

## 2.2 Soldadura

Foram realizadas soldaduras nos materiais acima indicados pelos processos SER e TIG.

As condições de soldadura, preparação de junta, sequência de soldadura, Entrega Térmica e consumíveis são indicadas nos WPS em anexo.

Tabela 2.2 – Composição química dos materiais de adição utilizados

	S355J2+N			P11			P22		
	Eléctrodo 2,5	Eléctrodo 3,2	Eléctrodo 4	Eléctrodo 2,5	Eléctrodo 3,2	Eléctrodo 4	Eléctrodo 2,5	Eléctrodo 3,2	Eléctrodo 4
C	0,07	0,061	0,066	0,06	0,06	0,07	0,077	0,06	0,077
Si	0,4	0,57	0,49	0,4	0,28	0,32	0,64	0,63	0,64
Mn	1,62	1,49	1,3	0,74	0,66	0,64	0,73	0,86	0,8
P	0,014	0,009	0,01	0,013	0,013	0,013	0,023	0,013	0,02
S	0,008	0,007	0,007	0,007	0,006	0,011	0,011	0,0005	0,008
Al-G	-	-	-	1,37	-	-	-	-	-
B-G	-	-	-	< 0,1	-	-	-	-	-
Cr	0,04	0,04	0,04	0,64	1,28	1,29	2,01	2,21	2,35
Cu	0,08	0,07	0,06	< 0,01	< 0,1	< 0,1	0,016	0,07	0,022
Mo	0,01	0,01	0,01	0,64	0,59	0,55	1,14	1,12	1,15
N	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Nb	<0,01	<0,01	<0,01	< 0,01	< 0,01	< 0,01	-	-	-
V	<0,01	0,01	<0,01	0,02	0,01	0,01	0,021	0,023	0,017
Ti	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Ni	0,07	0,05	0,04	< 0,1	< 0,1	< 0,1	0,028	-	-

Os parâmetros utilizados na soldadura e posterior tratamento térmico dos materiais referidos na Tabela 2.1 estão descritos na Tabela 2.3:

Tabela 2.3 – Parâmetros utilizados na soldadura e tratamento térmico dos materiais referidos na Tabela 2.1.

	TIG						SER						Tratamento Térmico		
	I min (A)	I máx (A)	V mín (V)	V máx (V)	ET mín (kJ/mm)	ET máx (kJ/mm)	I min (A)	I máx (A)	V mín (V)	V máx (V)	ET mín (kJ/mm)	ET máx (kJ/mm)	Taxa de Subida (°C/h)	Patamar (°C)	Taxa de descida (°C/h)
P11	80	230	14	17	0,58	2,01	80	110	23	24	0,9	1,3	220	220	700-750
							110	140	24	25	1,3	1,7			
							140	200	25	27	1,7	2,6			
P22	80	230	14	17	0,58	2,01	70	110	22	24	0,7	1,3	200	200	700-750
							95	150	22	24	1,0	1,7			
							130	190	22	25	1,4	2,3			
S355J2+N	80	230	14	17	0,58	2,01	60	100	23	24	0,7	1,2	220	220	610-690
							90	140	24	25	1,0	1,7			
							140	200	25	26	1,7	2,5			

### 2.3 Análise de cordões

Após soldadura, foram extraídos provetes para a medição de dureza e condutividade eléctrica bem como para análise metalográfica em microscopia óptica.

As medições de dureza foram efetuadas num durómetro Struers com cargas de 500 g em perfis conforme habitualmente realizado em juntas soldadas. As indentações foram realizadas com um passo de 2 mm desde a extremidade da amostra até 5 mm do início da ZTA, onde o passo utilizado foi de 0,5 mm. As medições de condutividade eléctrica foram realizadas sobre provetes maquinados com degraus de aproximadamente 2 mm (tal como as medições de dureza acima referidas) usando sondas de correntes induzidas e de quatro pontos disponíveis no laboratório de NDT do DEMI e de acordo com o procedimento descrito em [7]. A frequência utilizada no ensaio por correntes induzidas foi de 700 kHz e a fase utilizada foi 118° com um ganho de 50 dB. A corrente utilizada nas medições com sonda de quatro pontos foi de 70 mA e a distância entre agulhas intrínseca da sonda foi 0,6 mm.

A análise metalográfica foi feita sobre amostras polidas e contrastadas com NITAL a 2% no microscópio óptico da Olympus disponível no laboratório de caracterização de materiais do DEMI.

### **3 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS**

Neste capítulo, são apresentados os resultados obtidos e respectivas discussões. A informação sobre as amostras testadas é apresentada na forma de figuras compostas em ordem descendente por uma macrografia da secção do cordão; uma macrografia da zona ensaiada pelos métodos de medição de campos de condutividade eléctrica utilizados e de medição de durezas por último, por um gráfico que contém os perfis de condutividade eléctrica e valores de durezas obtidos. A posição relativa das imagens pretende estar alinhada entre si permitindo associar os valores obtidos com o local medido. Posteriormente são analisadas as micrografias em zonas da amostra seleccionadas de acordo com as variações dos valores de campos de condutividade eléctrica e de durezas. Nesta análise pretende-se comparar as técnicas de medição de campos de condutividade eléctrica entre si, e com os valores de dureza medidos.

### 3.1 Introdução

A profundidade ( $\delta$ ) a que são medidos os campos de condutividade eléctrica pelo método de correntes induzidas varia com a condutividade eléctrica ( $\sigma$ ) e permeabilidade magnética relativa ( $\mu_0$ ) do material e com a frequência de ensaio ( $f$ ). Sendo a condutividade eléctrica e a permeabilidade magnética relativa propriedades do material, foi obtida a Figura 3.1 que relaciona a profundidade de penetração das correntes induzidas com a variação da frequência de ensaio, sendo possível determinar a profundidade para o valor de frequência utilizado na caracterização dos materiais em estudo.

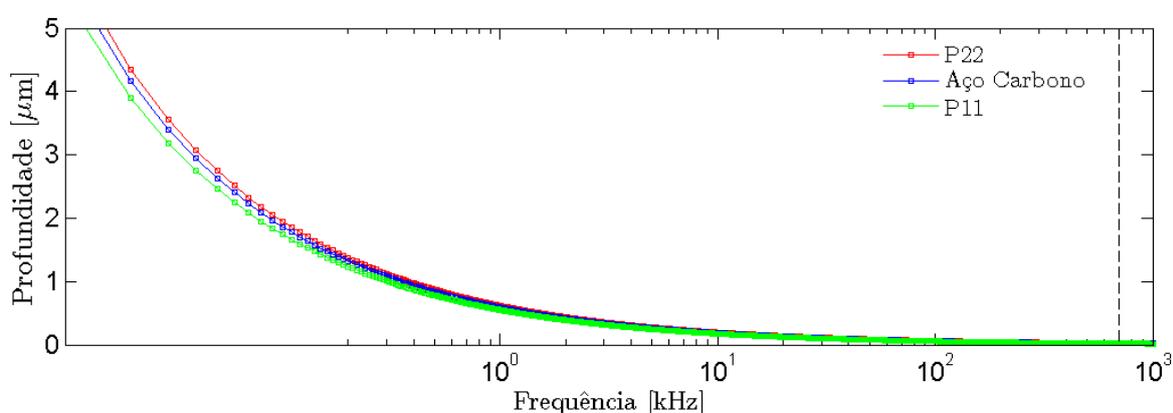


Figura 3.1 - Profundidades medidas de acordo com a frequência utilizada para os materiais ensaiados.

N a Figura 3.2 verifica-se com mais detalhe que a profundidade de ensaio ( $\delta$ ) está entre os 0,02 μm e os 0,03 μm.

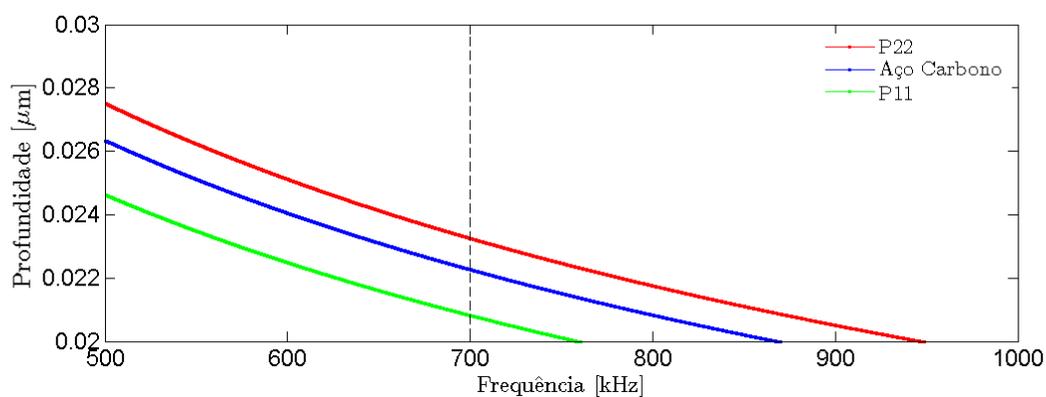


Figura 3.2 – Ampliação do gráfico da Figura 3.1 para o espectro de frequência de 500 kHz a 1000 kHz.

A Figura 3.1 e a Figura 3.2 foram obtidas com recurso à Equação 1.1 introduzida no Capítulo 1.1.2.

### **3.2 Relação entre microestrutura, dureza e campos de condutividade eléctrica**

A caracterização dos patamares encontra-se dividida em três figuras. Pretende-se com a Figura X – a) demonstrar a secção da soldadura evidenciando o número de cordões realizados bem como a sua localização. A Figura X – b) permite uma visão de topo da superfície maquinada após macrografia. A profundidade a que esta se encontra está esquematizada na Figura X – a). A Figura X - c) permite uma visualização e imediata comparação dos valores obtidos pela Sonda de Quatro Pontos, pela Sonda de Correntes Induzidas e pelo ensaio de Micro-Durezas. Estes ensaios foram realizados seguindo a linha vermelha a traço interrompido presente na Figura X – b).

3.2.1 Soldadura de P22

Soldadura de P22 Patamar N0

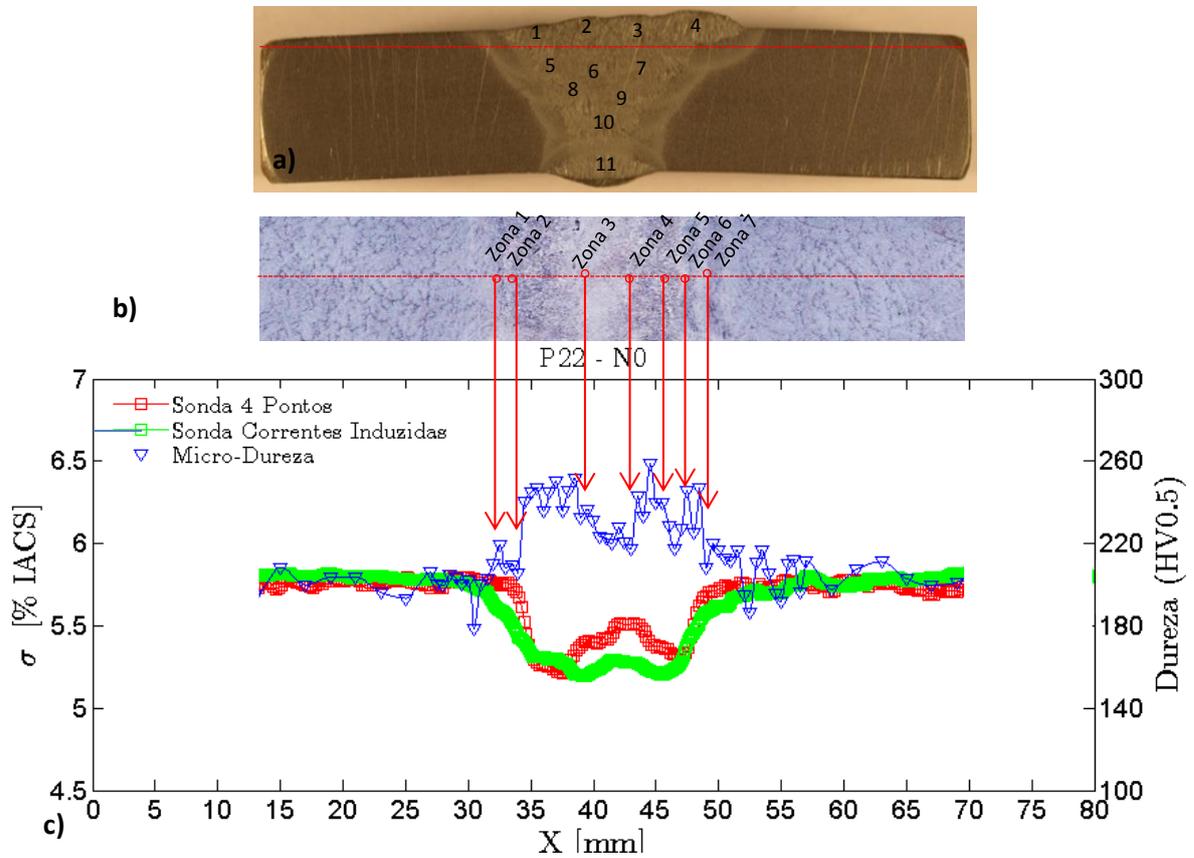


Figura 3.3 – a) Macrografia de secção da amostra P22 N0 soldada por TIG e SER. b) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N0 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. A região ensaiada encontra-se indicada pela linha vermelha na Figura 3.3 b). c) Medição de condutividades eléctricas através da sonda de correntes induzidas e da sonda de quatro pontos e de durezas realizadas no patamar P22 N0.

## Zona 1

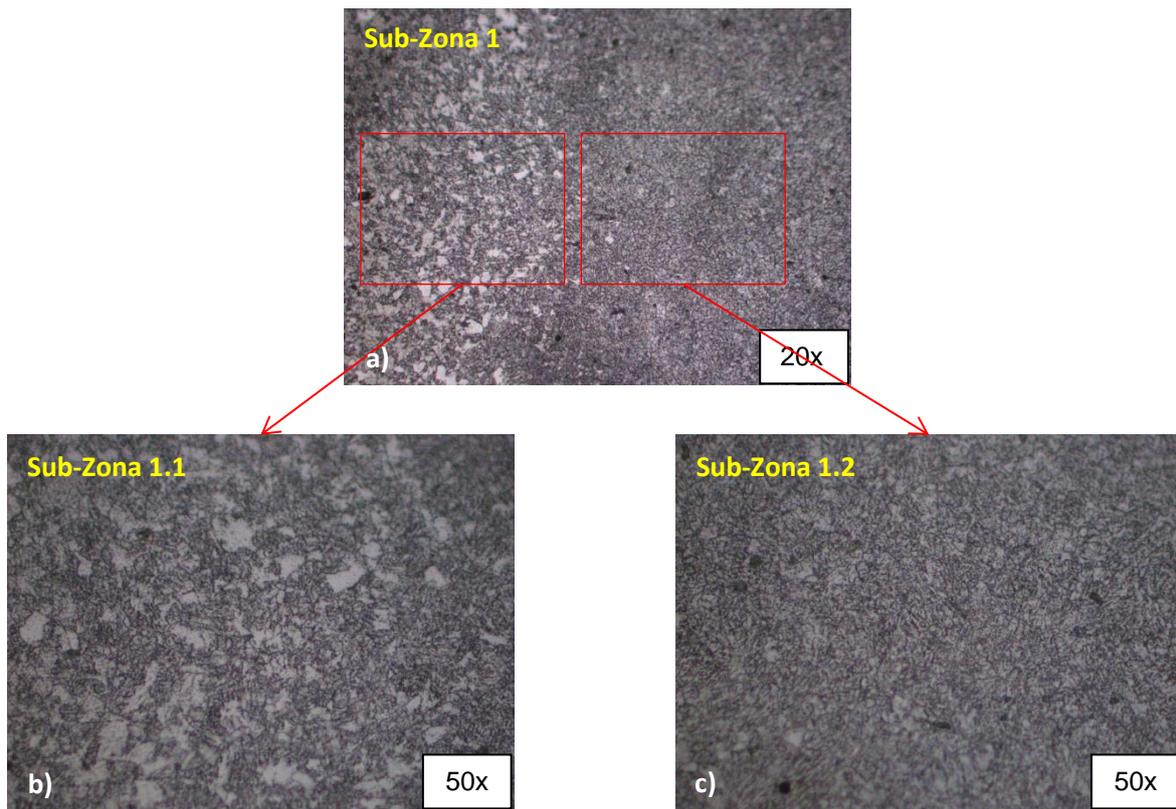


Figura 3.4 – Micrografias descritivas da Zona 1 indicada na Figura 3.3b). a) Micrografia a 20x da zona de transição do material de base para a ZTA. b) Micrografia a 50x da zona imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x da zona de grão parcialmente refinado da ZTA.

## Discussão da Zona 1

A Zona 1 apresenta a transição do material de base para a ZTA.

A Figura 3.4b) apresenta uma ampliação da zona imediatamente antes da ZTA cuja temperatura atingida não foi suficiente para provocar alterações estruturais. Verifica-se a existência de Ferrite Poligonal e Bainite.

A Figura 3.4c) apresenta uma ampliação da Zona de Grão Parcialmente Refinado. Ou seja, zona onde foram atingidas as temperaturas intercríticas (entre  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ ). Nesta zona, os valores de dureza aumentam (de 210 HV para 219 HV) devido ao refinamento de grão. Verifica-se diminuição da condutividade eléctrica medida com a SCI (de 5,637 %IACS para 5,517 %IACS). As medições realizadas com a SQP apresentam uma diminuição local com pouca expressão (5,758 %IACS para 5,749 IACS). A diminuição dos valores de condutividade eléctrica medidos pode dever-se à diminuição do tamanho de grão.

## Zona 2

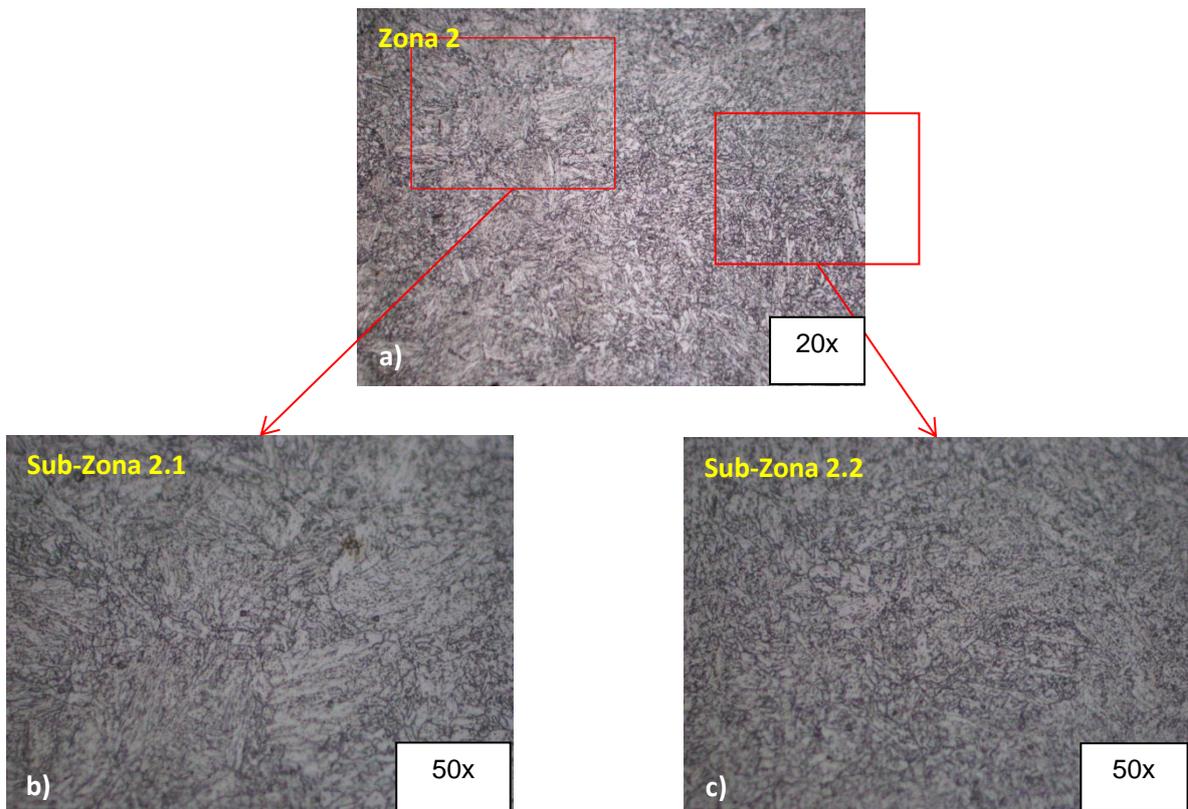


Figura 3.5 - Micrografias descritivas da Zona 2 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição entre a zona de grão coalescido da ZTA e a zona fundida. b) Micrografia a 50x da zona de grão coalescido imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida.

A Figura 3.5b) apresenta uma ampliação a 50x da Zona de Grão Coalescido localizada logo antes da Zona Fundida. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular e Ferrite de Widmanstätten. As zonas escurecidas sugerem a existência de microconstituintes ricos em carbono como Bainite, Cementite ou outros carbonetos.

A Figura 3.5c) apresenta uma ampliação a 50x da zona fundida. Verifica-se a existência predominante de ferrite acicular sob a forma de pequenos grãos finamente dispersos e orientados de forma aleatória.

Os valores de dureza aumentaram (205,8 HV para 246,7 HV) da Sub-Zona 2.1 para a Sub-Zona 2.2, enquanto que os valores de condutividade eléctrica diminuiram no mesmo segmento, no caso das medições com a SCI (5,436 %IACS para 5,312%IACS) e com a SQP (5,671 %IACS para 5,278 %IACS).

O aumento de dureza é explicado pela transição de uma zona de tamanho de grão coalescido rico em Ferrite de Widmanstatten, para uma zona rica em Ferrite Acicular fina e aleatoriamente distribuída.

A diminuição dos valores obtidos pela SQP pode ser explicada pela transição de uma zona de grão coalescido rica em Ferrite de Widmanstatten com “braços” extensos e bem definidos, para uma zona de Ferrite Acicular rica em deslocações e com orientações cristalográficas aleatórias, variando de grão para grão. É assim plausível que passagem de corrente eléctrica resulte dificultada devido às interfaces entre as “ilhas” de ferrite acicular, constante alteração de direcções cristalográficas que encontra no seu percurso, e devido à elevada densidade de deslocações.

O aumento da dureza (240,2 HV para 251,9 HV) a partir da Sub-Zona 2.2 está relacionado a transição de uma zona de grão parcialmente refinado para uma zona de grão refinado. Para os valores de condutividade eléctrica obtidos pela SCI, confirma-se a relação entre a diminuição da condutividade eléctrica medida (5,312 %IACS para 5,214 %IACS) e a diminuição do tamanho de grão. Esta diminuição é suportada pelo aumento de densidade volúmica dos limites de grão que funcionam como interfaces que pela sua desorganização estrutural dificultam a condução de corrente eléctrica. O gráfico obtido a partir da sonda de quatro pontos demonstra também uma diminuição da condutividade na mesma zona (5,278 %IACS para 5,203 %IACS).

## Zona 3

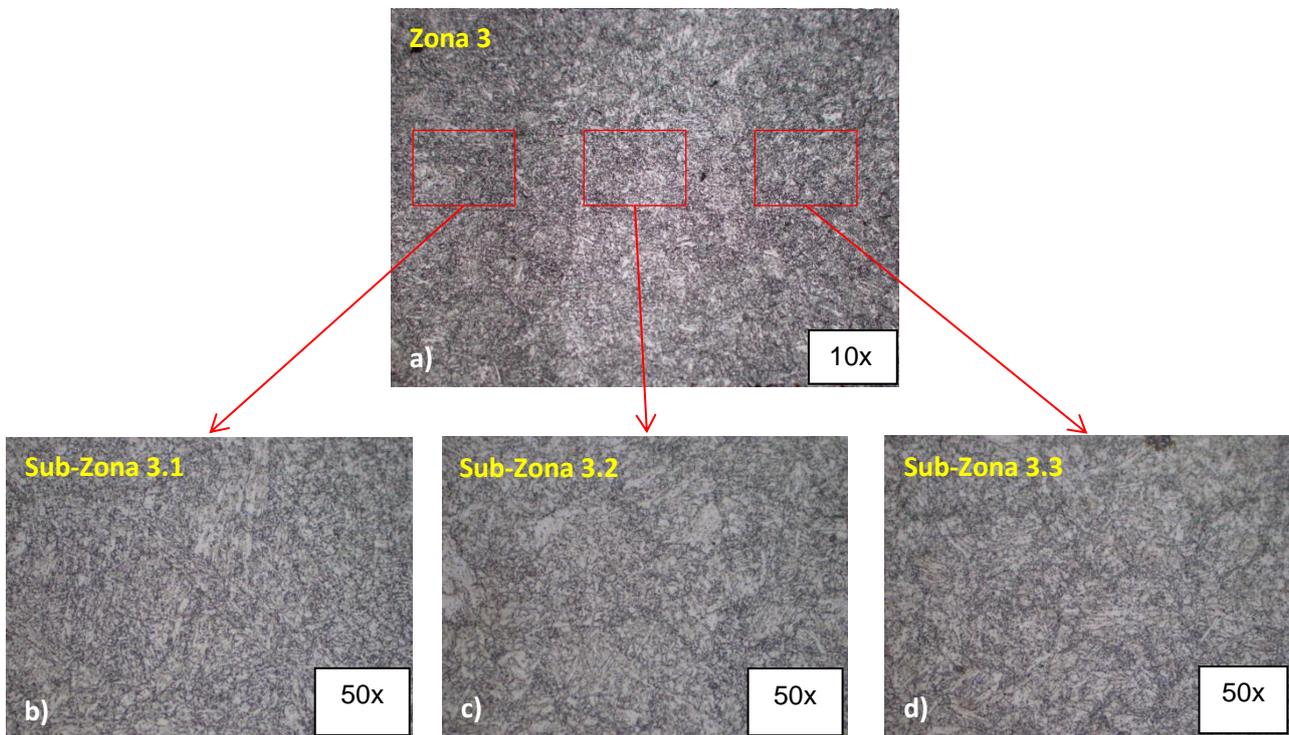


Figura 3.6 – Micrografias descritivas da Zona 3 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 10x da transição entre o cordão 5 e o cordão 6. b) Micrografia a 50x da Zona de grão refinado imposta no cordão 5 aquando da deposição do cordão 6. c) Micrografia a 50x da zona de grão coalescido imposta no cordão 5 aquando da deposição do cordão 6. d) Micrografia a 50x da Zona Fundida do cordão 6.

## Discussão da Zona 3

A Zona 3 representa a transição entre o cordão 5 e o cordão 6.

A Figura 3.6b) representa uma ampliação a 50x da zona de grão refinado resultante da nova zona termicamente afectada resultante da deposição do cordão 6. Verifica-se uma microestrutura refinada, dominada pela presença de Ferrite Acicular finamente distribuída e de direcção aleatória. Verifica-se também a presença de uma pequena quantidade de Ferrite de Widmanstätten. As regiões escurecidas sugerem a presença de “microfases” ricas em carbono como cementite ou outros carbonetos.

A Figura 3.6c) representa uma ampliação a 50x da Zona de Grão Coalescido provocada pela deposição do cordão 6. Verifica-se uma microestrutura com grão de maiores dimensões quando comparado com o grão da zona de grão refinado. Os constituintes microestruturais presentes são principalmente Ferrite Acicular e Ferrite de Widmanstätten.

A Figura 3.6d) representa uma ampliação a 50x do início da zona fundida. Verifica-se uma microestrutura de grão refinado, sendo, no entanto menos refinado que na Figura 3.6b). As pequenas “ilhas” de ferrite acicular compõe maioritariamente a microestrutura.

Os valores de dureza medidos da Sub-Zona 3.1 para a Sub-Zona 3.2 diminuem (251,9 HV para 232,5 HV), sendo acompanhados por um aumento dos valores de condutividade medidos pela SQP (5,316 %IACS para 5,385 %IACS) e diminuição dos valores de condutividade medidos pela SCI (5,203 %IACS para 5,200 IACS). Os valores de dureza medidos da Sub-Zona 3.2 para a Sub-Zona 3.3 aumentam ligeiramente (232,5HV para 236,7HV), sendo acompanhados por uma diminuição de condutividade medida pela SCI (5,200 %IACS para 5,199 %IACS e pela SQP (5,385 %IACS para 5,400 %IACS).

A diminuição dos valores de dureza da Sub-Zona 3.1 para a Sub-Zona 3.2 deve-se à transição de uma zona rica em Ferrite Acicular finamente dispersa para uma zona de microestrutura rica em Ferrite Acicular de tamanho de grão ligeiramente superior, verificando-se ainda a existência de Ferrite de Widmanstätten. O aumento de condutividade eléctrica obtido pela SQP pode ser explicado pela variação microestrutural da Sub-Zona 3.1 para a Sub-Zona 3.2 onde se verifica a transição de uma microestrutura rica em Ferrite Acicular finamente dispersa para uma estrutura de Ferrite Acicular de grão ligeiramente maior e Ferrite de Widmanstätten. A diminuição da quantidade de Ferrite Acicular e a menor quantidade de interfaces ricas em carbonetos por via do aumento do tamanho de grão, bem como maior quantidade de Ferrite de Widmanstätten, podem ser factores influenciadores do aumento de condutividade eléctrica. Os valores obtidos pela SCI apresentam diminuição de condutividade eléctrica, influenciada possivelmente pela baixa condutividade da Sub-Zona 3.1., uma vez que a SCI mede os campos de condutividade eléctrica numa dada área.

O ligeiro aumento dos valores de dureza da Sub-Zona 3.2 para a Sub-Zona 3.3 deve-se à transição de uma microestrutura com Ferrite Acicular e Ferrite de Widmanstätten para uma microestrutura rica em Ferrite Acicular mais fina e aleatoriamente distribuída. Os valores de condutividades eléctricas medidos com a SQP e pela SCI não apresentam alterações pronunciadas na referida transição, embora se mantenha a tendência decrescente com o aumento de dureza no caso da SCI.

## Zona 4

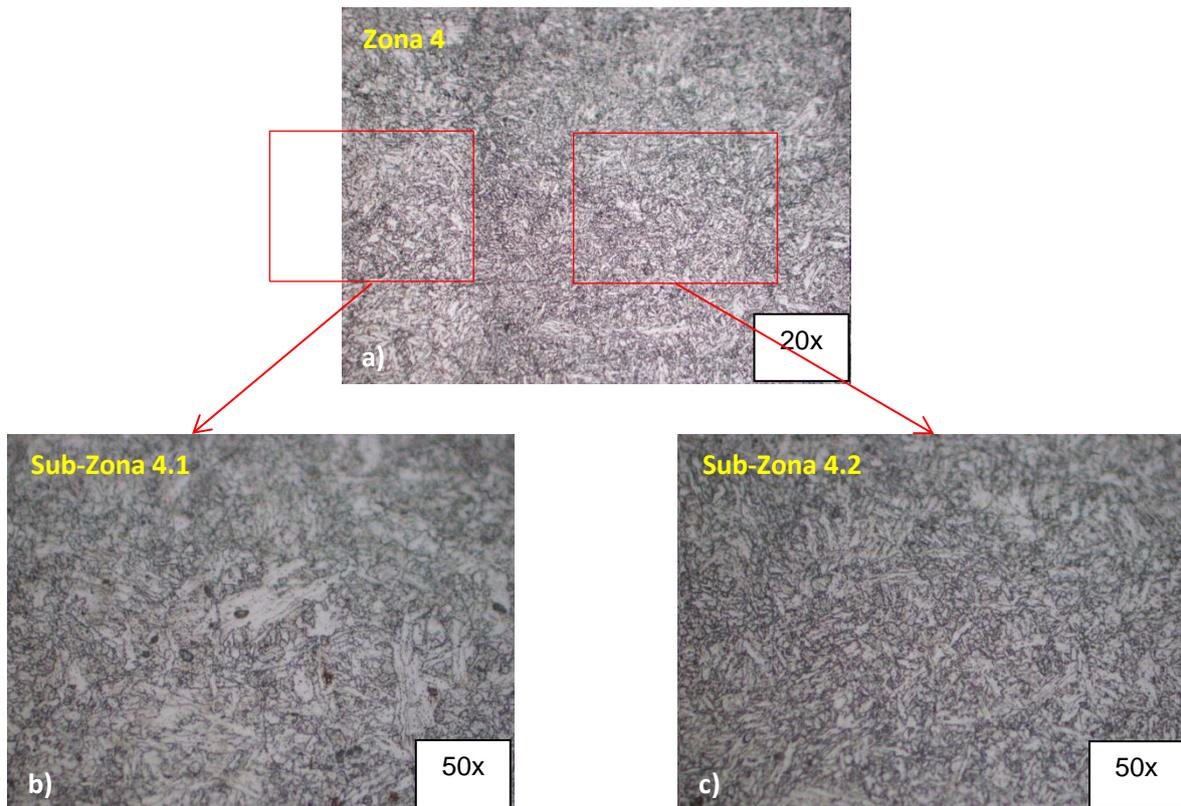


Figura 3.7 - Micrografias descritivas da Zona 4 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição entre o cordão 6 e o cordão 7. b) Micrografia a 50x da Zona de grão coalescido da ZTA provocada pela deposição do cordão 6. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida do cordão 7.

## Discussão da Zona 4

A Zona 4 representa a transição entre o cordão 6 e o cordão 7.

A Figura 3.7b) representa uma ampliação a 50x da Zona de Grão Coalescido provocada pela deposição do cordão 7. Verifica-se uma microestrutura predominantemente constituída por Ferrite de Widmanstätten, embora com pequenas “ilhas” de ferrite acicular fina e aleatoriamente distribuídas e “microfases” ricas em Carbono.

A Figura 3.7c) representa uma ampliação a 50x do início da zona fundida do cordão 7. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular fina, dispersa e aleatoriamente distribuída com presença de “microfases” ricas em carbono.

Os valores de dureza medidos da Sub-Zona 4.1 para a Sub-Zona 4.2 aumentaram pronunciadamente (217,4 HV para 242,9 HV) devido ao refinamento da estrutura. Verifica-se a transição de uma Sub-Zona 4.1 rica em Ferrite de Widmanstätten para uma Sub-Zona 4.2 em

que a Ferrite Acicular finamente dispersa e aleatoriamente distribuída é predominante. Os valores de condutividade diminuem ligeiramente na medição pela SQP (5,28 %IACS para 5,272 %IACS) embora os valores medidos pela SCI se mantenham constantes (5,507 para 5,507). Os valores de condutividades eléctricas obtidos pelas duas técnicas não apresentam variações evidentes. Este facto pode dever-se a uma variação da estrutura num segmento demasiado curto para que a transição influenciasse estas medições.

#### Zona 5

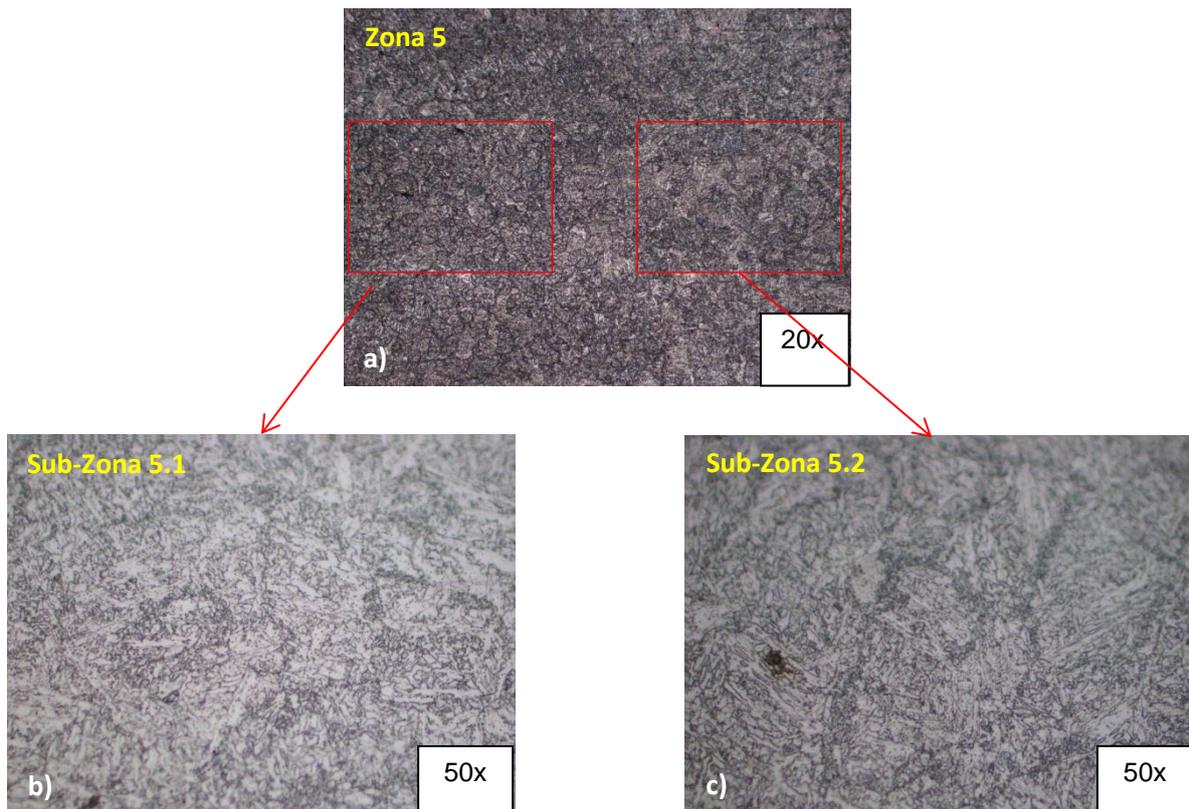


Figura 3.8 - Micrografias descritivas da Zona 5 indicada na Figura 3.3 b). a) Micrografia a 20x da transição microestrutural verificada dentro do cordão 7. b) Micrografia a 50x da Sub-Zona 5.1 no interior do cordão 7. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 5.2 no interior do cordão 7.

#### Discussão da Zona 5

A Zona 5 representa uma transição de microestrutura dentro do grão 7.

A Figura 3.8b) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 5.1. Verifica-se a presença de Ferrite de Widmanstätten em pequena escala, sendo a microestrutura predominantemente constituída por Ferrite Acicular.

A Figura 3.8c) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 5.2. Verifica-se uma microestrutura de maior grão constituída predominantemente por Ferrite de Widmanstätten e com menor teor de Ferrite Acicular finamente distribuída relativamente à Sub-Zona 5.1.

Os valores de dureza medidos da Sub-Zona 5.1 para a Sub-Zona 5.2 diminuiram (239,6 HV para 217,5 HV) de forma pronunciada. Esta variação é explicada por um aumento de tamanho de grão acompanhado da diminuição do teor em Ferrite Acicular e aumento de quantidade de Ferrite de Widmanstätten. Na mesma transição verifica-se diminuição de condutividade eléctrica medida pela SQP (5,370 %IACS para 5,326%IACS) e aumento de condutividade nos valores medidos pela SCI (5,204 %IACS para 5,242 %IACS). A variação dos valores medidos pela SQP pode ser explicada pela diminuição da quantidade de Ferrite Acicular dispersa e finamente distribuída em simultâneo com o aumento da quantidade de Ferrite de Widmanstätten cujos braços longos garantem planos cristalográficos de direcção constante que facilita a condução de corrente eléctrica. Este ponto contrasta com as direcções cristalográficas variadas que uma estrutura de ferrite acicular finamente dispersa e de direcção e de orientação aleatória em cada grão. A diminuição dos valores medidos pela SCI pode ser influenciada pela área ensaiada - que é da ordem do diâmetro da sonda utilizada na medição de condutividades em zonas de brusca transição de propriedades físicas.

## Zona 6

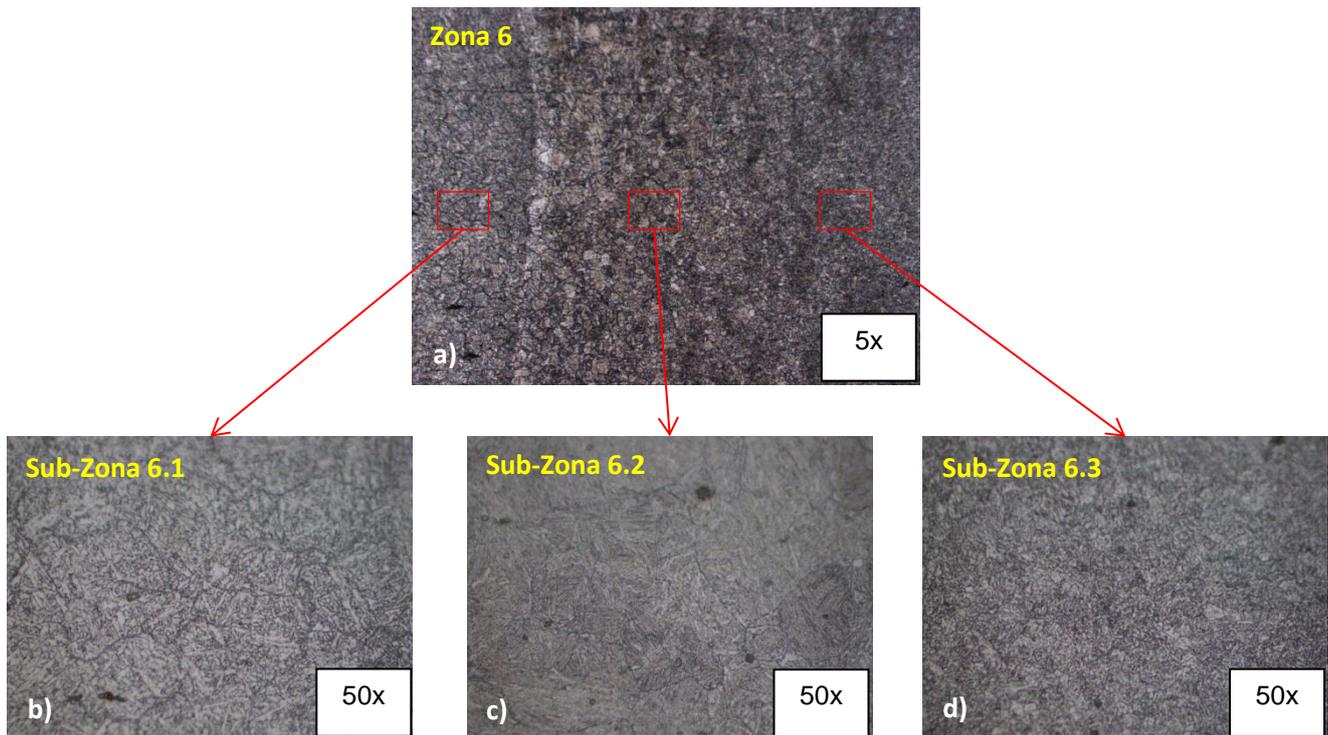


Figura 3.9 - Micrografias demonstrativas da Zona 6 indicada na Figura 3.3 b). a) Zona 6 - Micrografia a 5x da transição da Zona Fundida do cordão 7 para a zona de grão refinado da ZTA. b) Sub-Zona 6.1 –Micrografia a 50x da Zona Fundida do cordão 7, imediatamente antes do início da ZTA do MB. c) Sub-Zona 6.2 – Micrografia a 50x da Zona de grão coalescido da ZTA. c) Sub-Zona 6.3 – Micrografia a 50x da Zona de grão refinado presente na ZTA do MB.

## Discussão da Zona 6

A Zona 6 demonstra a transição da zona fundida para a zona de grão refinado.

A Figura 3.9b) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 6.1, onde se verifica uma microestrutura predominantemente composta por ferrite de Widmanstätten de braços refinados e por Ferrite Acicular, embora em menor quantidade.

A Figura 3.9c) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 6.2, onde se verifica uma microestrutura predominantemente composta por Bainite de grão coalescido.

A Figura 3.9d) representa uma ampliação a 50x da zona de grão refinado presente na ZTA do material de base. Verifica-se a existência predominante de ferrite acicular altamente refinada e aleatoriamente orientada.

Ao longo da Zona 6, os valores de dureza aumentam até um valor máximo (217,5 para 245,6 HV), diminuindo em seguida de forma acentuada (245,6 HV para 225,2 HV). A Sub-Zona

6.1 apresenta uma estrutura de grão grosseiro rica em Ferrite de Widmanstätten, com Ferrite Acicular em menor proporção fina e aleatoriamente distribuída. A Sub-Zona 6.2 apresenta uma estrutura bainítica inferior de grão grosseiro, onde se verifica o pico dos valores de dureza medidos nesta região (245,6 HV) A Sub-Zona 6.3 apresenta a zona de grão refinado da ZTA presente no material de base, verificando-se um decréscimo evidente nos valores de dureza medidos (225,2 HV) relativamente à Sub-Zona 6.2 (254,6 HV). Verifica-se uma diminuição dos valores de condutividade eléctrica medidos através da SQP (5,326 %IACS para 5,321 %IACS), para a Sub-Zona 6.1 e a Sub-Zona 6.2, o que pode ser explicado pela transição de uma microestrutura rica em Ferrite de Widmanstätten de “braços” refinados para uma estrutura bainítica. A estrutura bainítica é constituída por “ripas” intercaladas de ferrite e cementite compondo um grão. Neste caso, aos limites de grão que intrinsecamente constituem barreiras à condução de corrente eléctrica podem somar-se as interfaces entre as “ripas” de Ferrite e Cementite, bem como a sua orientação cristalográfica aleatória proveniente da Austenite que lhe dá origem. Os valores da SCI aumentam (5,642 %IACS para 5,523%IACS), como já foi referida esta tendência inversa pode dever-se ao facto de a zona ensaiada ser demasiado estreita para obter definição com esta sonda, levando à aquisição de dados numa área mais abrangente que a requerida.

Verifica-se em seguida uma diminuição dos valores de dureza (245,6 HV para 225,2 HV), e aumento dos valores de condutividade medidos pela SQP (5,321 HV para 5,508 HV) e pela SCI (5,364 HV para 5,642 HV) da Sub-Zona 6.2 para a Sub-Zona 6.3. Esta variação pode ser explicada pela diminuição de interfaces global da estrutura. A Bainite predominante na Sub-Zona 6.2 possui as referidas interfaces entre as finas “ripas” de Ferrite e Cementite, causando bloqueios à passagem de corrente. O teor em carbonetos desta estrutura pode também ser um factor que dificulta a passagem de corrente eléctrica. A Ferrite Acicular predominante na Sub-Zona 6.3, embora refinada e com direcções cristalográficas aleatórias constitui uma estrutura de menor resistência à passagem de corrente eléctrica, resultando assim num aumento da condutividade eléctrica medido nesta zona relativamente à Sub-Zona 6.3.

## Zona 7

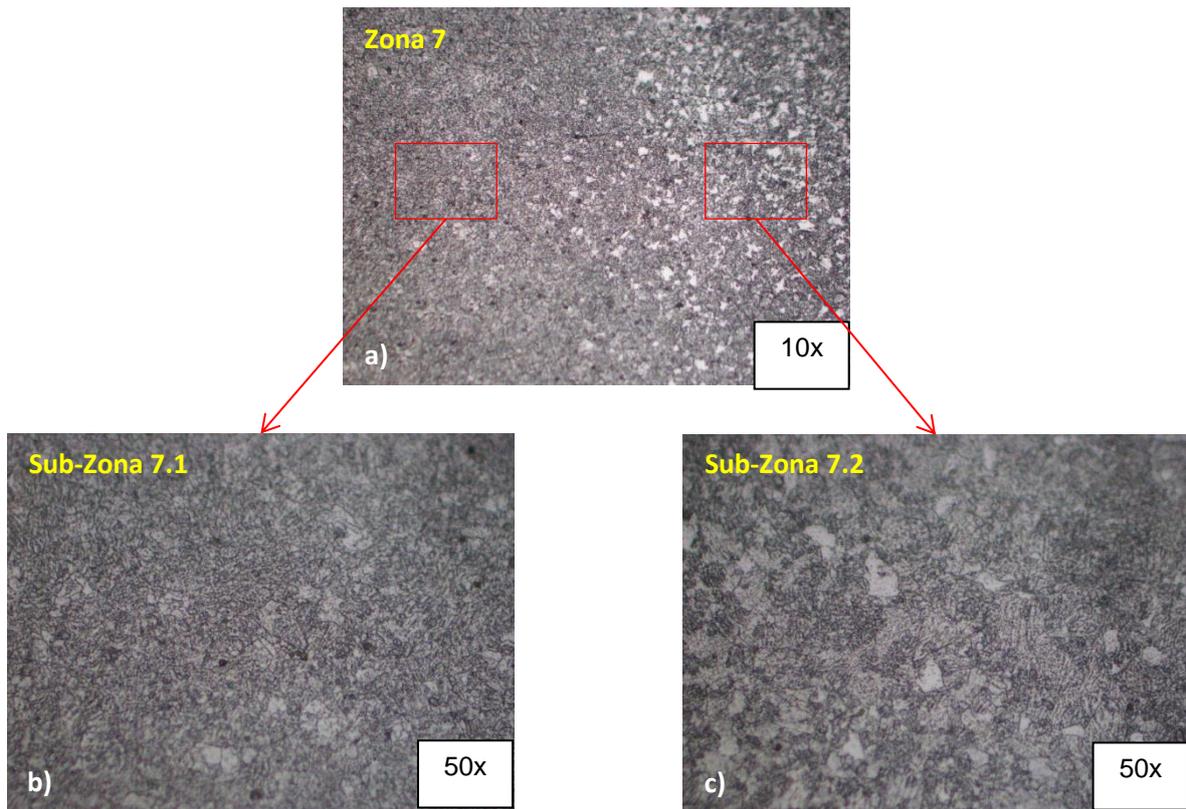


Figura 3.10 - Micrografias descritivas da Zona 7 indicada na Figura 3.3 b). a) Zona 7 - Micrografia a 10x da transição da Zona de Grão Refinado para a zona de grão refinado presente na ZTA do MB. b) Sub-Zona 7.1 – Micrografia a 50x da zona de Grão Refinado presente na ZTA do MB. c) Sub-Zona 7.2 – Micrografia a 50x da microestrutura presente no MB.

## Discussão Zona 7

A Zona 7 representa a transição do final da ZTA para o material de base.

A Figura 3.10b) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 7.1, onde se identifica a zona de grão parcialmente refinado presente na ZTA do material de base. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular com pequenas quantidades de Ferrite Poligonal.

A Figura 3.10c) representa uma ampliação a 50x da Sub-Zona 7.2 onde se verifica a microestrutura presente no material de base onde se verifica uma microestrutura composta por Ferrite poligonal e Perlite ou Bainite.

Ao longo da Zona 7, os valores de dureza medidos entre a Sub-Zona 7.1 e a Sub-Zona 7.2 decrescem (247 HV para 208,4 HV). Esta variação pode ser explicada pela transição de uma zona rica em Ferrite Acicular finamente distribuída para uma zona ferrítico-perlítica com grão de maiores dimensões. Verifica-se um aumento nos valores de condutividade medidos pela SQP (5,626 %IACS para 5,684 %IACS) e pela SCI (5,523 %IACS para 5,579 %IACS) entre a Sub-

Zona 6.1 e a Sub-Zona 6.2, o que pode dever-se à transição de uma estrutura de refinada, dispersa e de direcção aleatória, para uma estrutura ferrítico-perlítica com grão de maiores dimensões.

### 3.2.2 Soldadura de P11

#### Soldadura P11 Patamar N0

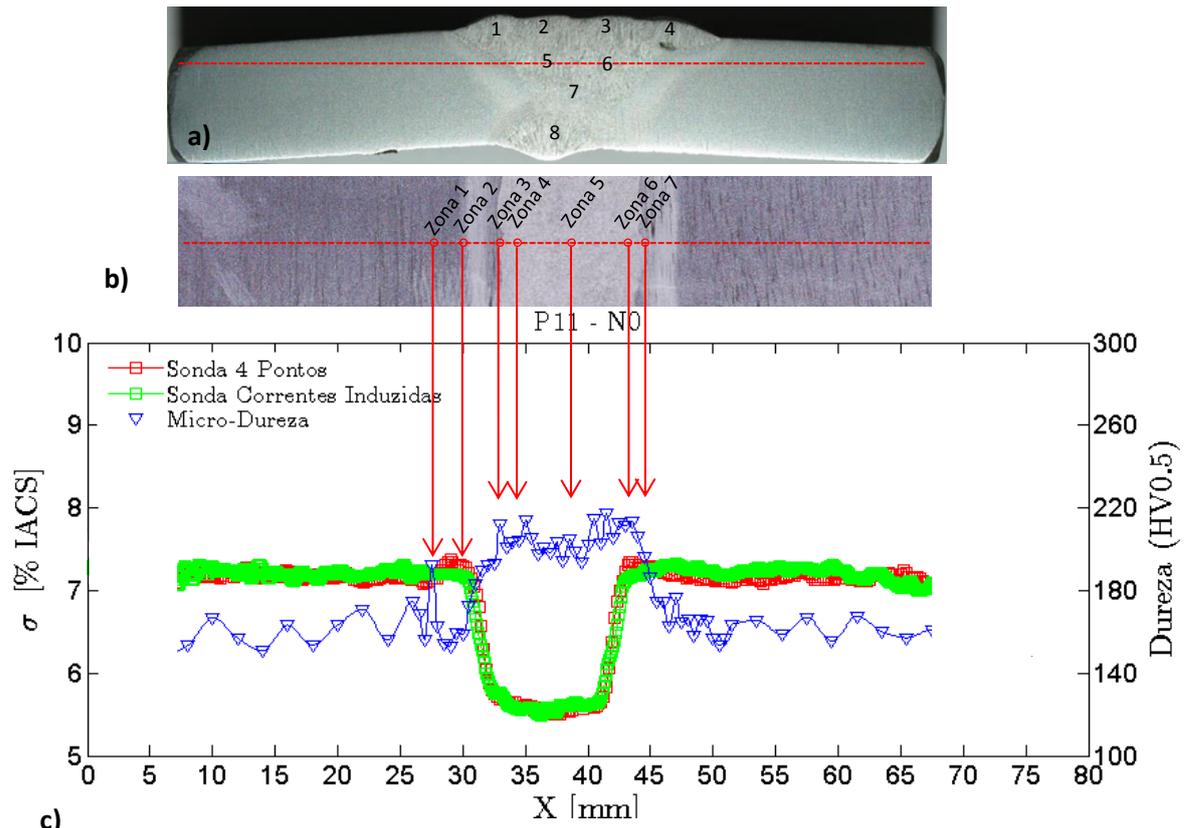


Figura 3.11 - a) Macrografia de secção da amostra P11 N0 soldada por TIG e SER. b) Macrografia da secção horizontal da amostra P11N0 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. A região ensaiada encontra-se indicada pela linha vermelha na Figura 3.13 b). c) Medição de condutividades eléctricas através da sonda de correntes induzidas e da sonda de quatro pontos e de durezas realizadas no patamar P11 N0.

## Zona 1

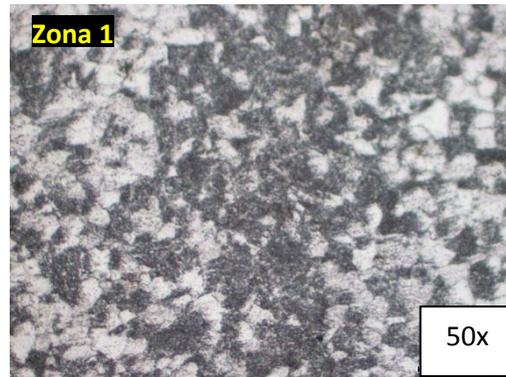


Figura 3.12 - Micrografia demonstrativa da Zona 1 indicada na Figura 3.11b). Representa a microestrutura presente no material de base onde se verifica a existência de bandas de segregação.

### Discussão Zona 1

A Zona 1 representa uma região da microestrutura rica em carbonetos localizada no seio de bandas de segregação típicas dos aços.

Verifica-se um aumento local dos valores medidos de durezas (156,2 HV para 192,5 HV, acompanhado por uma diminuição de condutividade eléctrica medida pela SQP (7,118%IACS para 7,1 %IACS). Os valores obtidos com a SCI (7,243 %IACS para 7,205 %IACS) não demonstram variações evidentes para o mesmo local, possivelmente pelas razões de pouca definição que já foram referidas.

## Zona 2

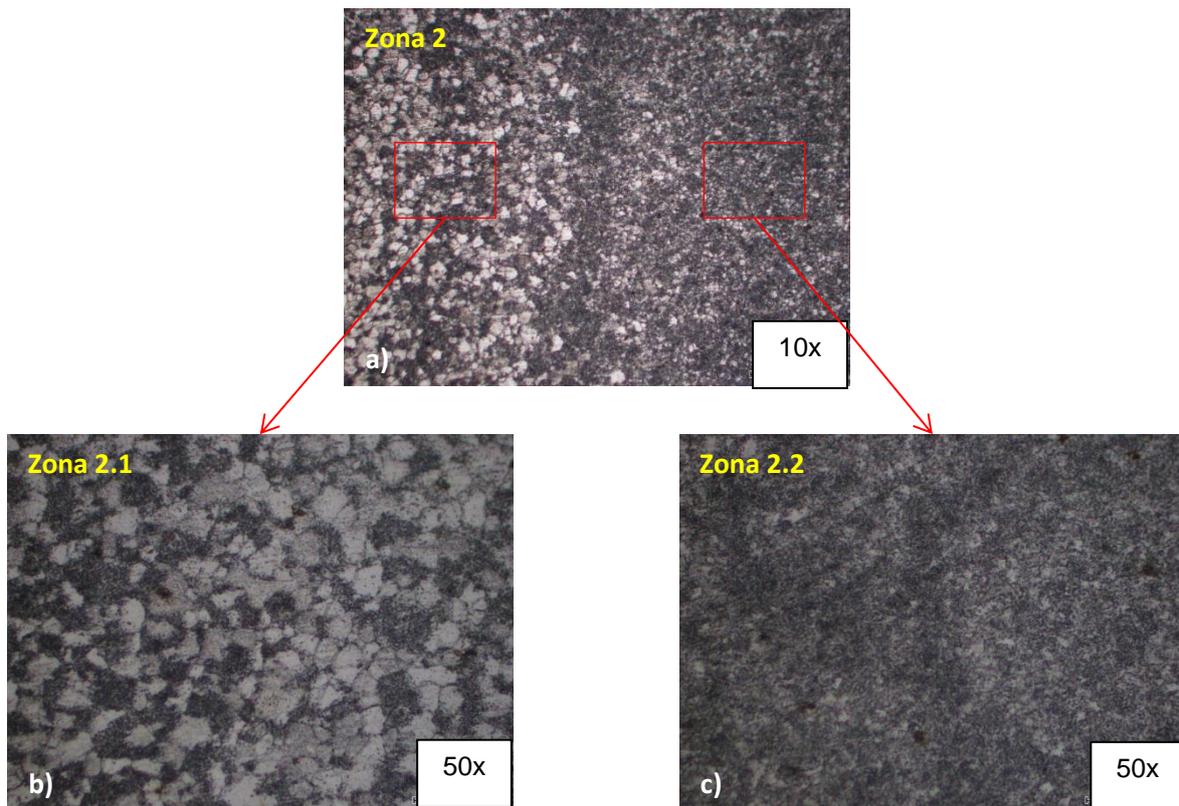


Figura 3.13 - Micrografias ilustrativas da Zona 2 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 10x da zona de transição do material de base para a zona de grão refinado da ZTA. b) Micrografia a 50x da zona do material de base não afectado pelo calor logo antes imediatamente antes da ZTA. c) Micrografia a 50x da zona de grão refinado da ZTA.

## Discussão da Zona 2

A Zona 2 demonstra a região onde ocorre a transição da zona não afectado pelo calor para a zona de grão refinado na ZTA do material de base. Entre estas duas regiões existe a zona de grão parcialmente refinado que não foi ampliada.

A Figura 3.13b) apresenta uma ampliação a 50x do material de base não afectado. Verifica-se uma microestrutura estrutura ferrítico-perlítica.

A Figura 3.13c) apresenta uma ampliação a 50x da zona de grão refinado. Identifica-se uma microestrutura predominantemente rica em ferrite acicular com “microfases” ricas em carbono como cementite ou outros carbonetos. A extensão de zonas escurecidas ocupadas por estes compostos parece ser considerável, o que pode indicar tratar-se de uma zona originalmente rica em sulfuretos de manganês antes de ser sujeita a ao(s) ciclo(s) térmico(s) da soldadura.

Verifica-se um aumento dos valores de dureza (152,9 HV para 159,7 HV), enquanto que os valores de condutividade eléctrica obtidos pela SQP diminuem (7,369 %IACS para 7,289 %IACS) tal como os obtidos pela SCI (7,201 HV para 7,191). À imagem das análises anteriores verifica-se maior sensibilidade da SQP para transições microestruturais que ocorrem num curto espaço.

Verifica-se um aumento progressivo dos valores de dureza medidos a partir da Zona 2.1 que é explicado pela diminuição progressiva do tamanho de grão. Os valores de condutividades eléctricas medidos pela SQP e pela SCI na mesma região diminuem. Este facto pode ser explicado pela diminuição do tamanho de grão e conseqüentemente aumento de limites de grão bloqueadores da condução de corrente eléctrica.

No patamar indicado não se identifica claramente uma zona de grão coalescido imediatamente antes da interface da ZTA/ZF. Este facto pode ser explicado pela existência de uma zona de grão parcialmente refinado ou grão refinada imposta pelo ciclo térmico associado à deposição do cordão 1 sobre o cordão 5. Outra explicação possível poderá ser o bloqueio ao crescimento de grão austenítico promovido por carbonetos aquando do aquecimento, visto que se trata de um patamar com elevado teor de bandas de segregação.

## Zona 3

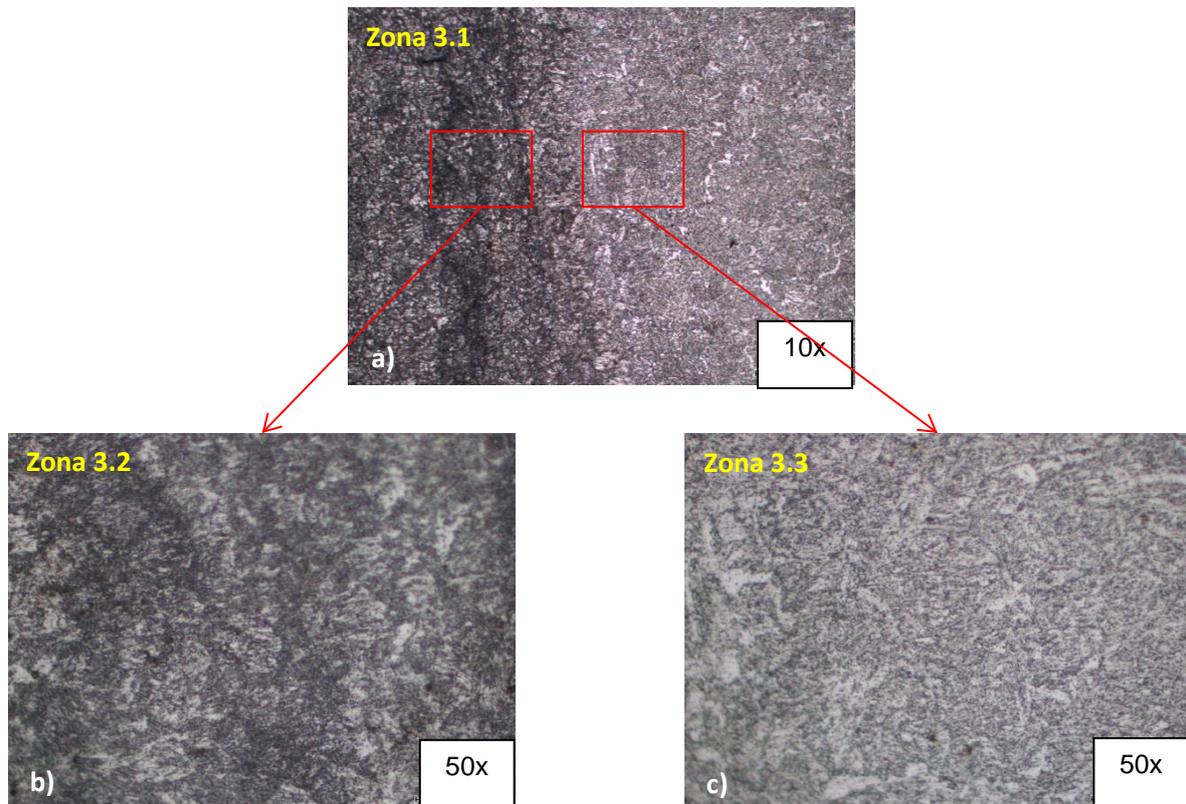


Figura 3.14 - Micrografias ilustrativas da Zona 2 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 10x da zona de transição da ZTA para a ZF. b) Micrografia a 50x da zona da ZTA imediatamente antes da zona fundida. c) Micrografia a 50x do início da zona fundida.

## Discussão da Zona 3

A Zona 3 representa a interface entre a ZTA e ZF.

A Figura 3.14b) apresenta uma ampliação a 50x da região da ZTA imediatamente antes da Zona Fundida. Verifica-se a existência de Ferrite Acicular conjugada com fases ricas em carbonetos constituídas por Perlite e/ou Bainite Inferior.

A Figura 3.14c) apresenta uma ampliação a 50x do início da Zona Fundida. Verifica-se a existência predominante de ferrite acicular fina e dispersamente distribuída. Verifica-se também a presença de Ferrite de Widmanstätten menor quantidade.

Verifica-se aumento de dureza na transição da Sub-Zona 3.1 para a Sub-Zona 3.2 (193,1 HV para 212 HV). Este facto pode ser explicado pela transição de uma zona rica em Perlite com pequenas quantidades de Ferrite Acicular, para uma zona rica em Ferrite Acicular refinada e aleatoriamente distribuída. Os valores de campos de condutividade eléctrica diminuem nas medições obtidas tanto pela SQP (5751 para 5,687) como pela SCI (5766 para 5,756), devendo-

se este facto à transição microestrutural para uma estrutura mais refinada e com ferrite acicular fina e aleatoriamente dispersa constituindo os seus limites de grão, barreiras sucessivas à condução de corrente eléctrica. Por esta análise, este factor poderá ter mais influência nos campos de condutividade eléctrica que a microestrutura lamelar perlítica.

#### Zona 4

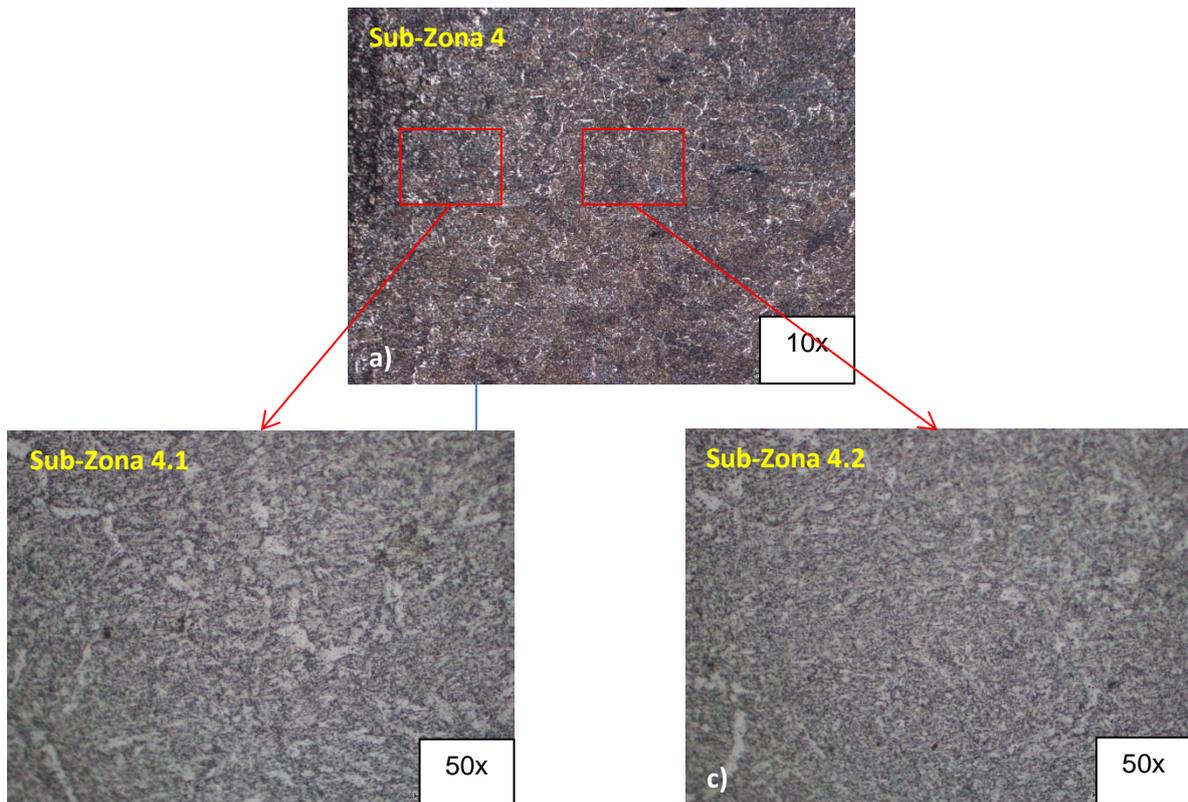


Figura 3.15 - Micrografias ilustrativas da Zona 4 indicada na Figura 3.11b). a) Mi(a)crografia a 10x de transição microestrutural dentro do cordão 5. b) Micrografia a 50x da sub-zona 4.1 localizada no interior do cordão 5. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 4.2. presente no cordão 5.

#### Discussão da Zona 4

A Zona 4 representa uma transição de microestruturas no interior do cordão 5.

A Figura 3.15b) apresenta uma ampliação a 50x da Sub-Zona 4.1. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular fina e aleatoriamente dispersa, ferrite de Widmanstätten nucleada dispersamente e “Microconstituintes” dispersas ricas em carbono como Cementite ou Bainite.

A Figura 3.15c) apresenta uma ampliação da Sub-Zona 4.2. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular refinada e aleatoriamente dispersa, com pequenos grãos de Ferrite de

Widmanstätten. Tal como na Sub-Zona 4.1 identifica-se zonas ricas em carbono, formam “microconstituintes” como Cementite ou Bainite.

Os valores de dureza medidos da Sub-Zona 4.1 para a Sub-Zona 4.2 aumentam (204,2 HV para 213,9 HV). Esta variação deve-se à diminuição do tamanho de grão da ferrite acicular, sendo que outro factor pode ser a diminuição do teor em Ferrite de Widmanstätten. Os valores de condutividade eléctrica medidos pela SQP (5,604 para 5,586) diminuem nesta região, enquanto que os valores de condutividade eléctrica medidos e pela SCI (5,557 para 5,570) aumentam nesta região. O refinamento dos grãos de ferrite acicular bem como a diminuição do teor em Ferrite de Widmanstätten podem ser os factores principais para esta variação. De facto, o refinamento do grão da Ferrite Acicular aumenta a densidade volúmica de limites de grão que são bloqueios à passagem de corrente, e a diminuição do teor em ferrite de Widmanstätten diminui a quantidade de “braços” de orientação cristalografia uniforme que melhoram a condutividade eléctrica. Estes factores podem ser influenciadores dos valores obtidos, sobretudo no caso da medição de campos de condutividade eléctrica com recurso à SQP cuja medição é linear.

#### Zona 5

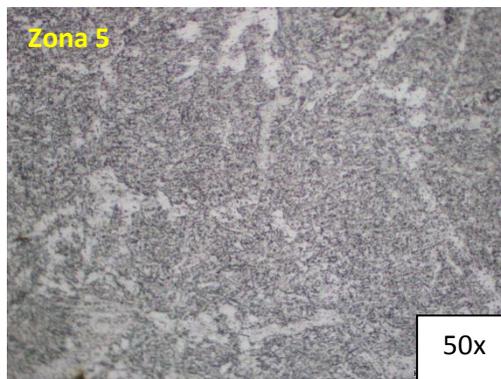


Figura 3.16 – Micrografia a 50x da zona de transição entre o cordão 5 e o cordão 6.

#### Discussão da Zona 5

A Zona 5 pretende salientar a zona de transição entre o cordão 5 e o cordão 6. Verifica-se a existência de uma microestrutura de grão bem definido, rica em Ferrite Acicular e com Ferrite de Widmanstätten que segregou nos limites de grão. Nesta região, os valores de condutividade eléctrica medidos pela SQP e pela SCI são baixos relativamente aos restantes obtidos na Zona Fundida da amostra. De facto, é possível verificar um ligeiro aumento de tamanho de grão da Sub-Zona 5.2 para a Sub-Zona 6.1 (estudada em seguida), no entanto verifica-se também a existência de grãos de menores dimensões de Ferrite de Widmanstätten. O aumento de condutividade poderá ser resultado do aumento do tamanho de grão, embora

por outro lado se verifique uma estrutura com menor teor em Ferrite de Widmanstatten, resultando assim uma microestrutura rica em Ferrite Acicular finamente dispersa e aleatoriamente orientada. Este caso não clarifica totalmente que a condutividade varie de forma exclusiva com o tamanho de grão.

### Zona 6

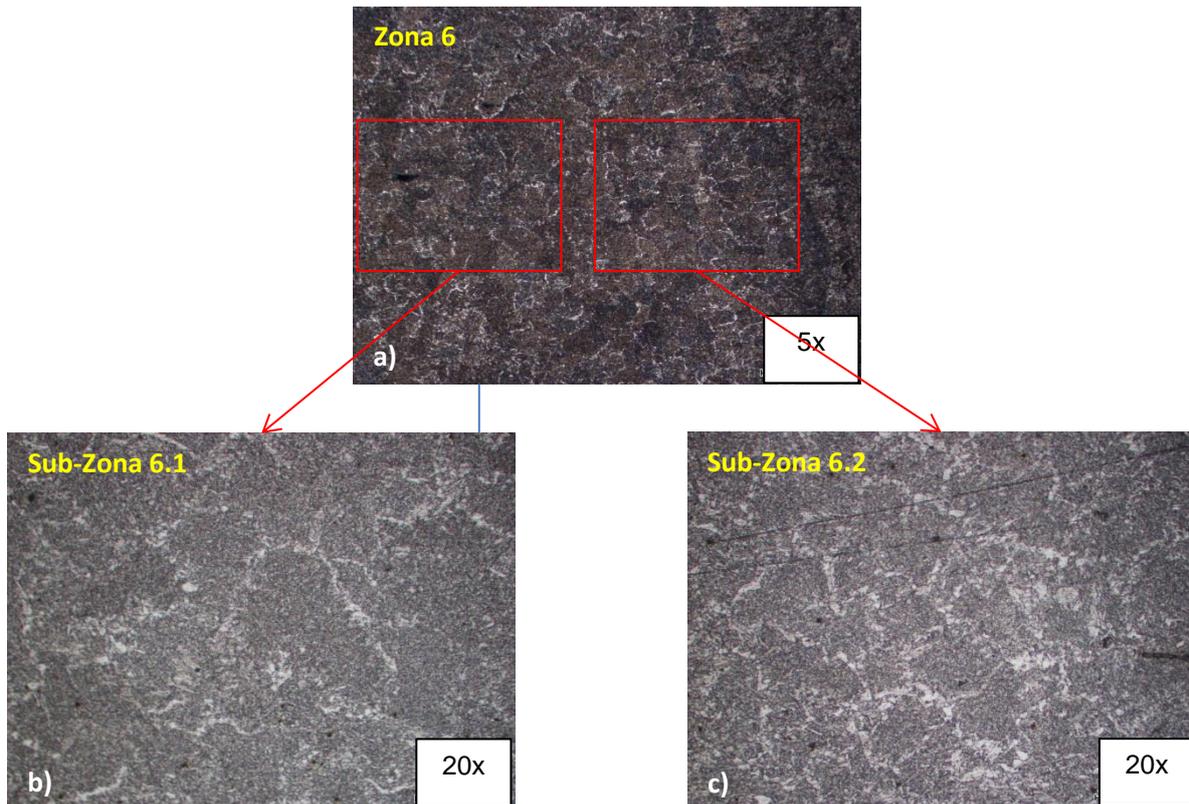


Figura 3.17 - Micrografias ilustrativas da Zona 6 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 5x da zona fundida do cordão 6 imediatamente antes do início da ZTA. b) Micrografia a 20x da sub-zona 6.1, verifica-se a zona de grão coalescido presente próximo da interface ZF/ZTA, no cordão 6. c) Micrografia a 20x da Sub-Zona 6.2, presente no cordão 6, onde se verifica um tamanho de grão de menores dimensões relativamente à Sub-Zona 6.1.

### Discussão da Zona 6

A Zona 6 representa a zona fundida do cordão 6, imediatamente antes da interface ZF/ZTA.

A Figura 3.17b) representa uma ampliação a 20x da Sub-Zona 6.1, onde se verifica uma zona de grão coalescido. Identifica-se uma estrutura com elevado teor de Ferrite Acicular e com pequena quantidade de Ferrite de Widmanstatten que segregou nos limites de grão da antiga Austenite. As zonas mais escuras sugerem a existência de “microconstituintes” ricas em carbono como Cementite ou Bainite.

A Figura 3.17c) representa uma ampliação a 50x da sub-zona 6.2, onde se identifica uma região de características semelhantes às da Sub-Zona 6.1, contudo apresenta um tamanho de grão de menores dimensões e maior teor em Ferrite de Widmanstätten.

Verifica-se neste caso, um aumento dureza (211,2 para 213,5) na transição da Sub-Zona 6.1 para a Sub-Zona 6.2, motivada pela diminuição do tamanho de grão. Verifica-se também um aumento local dos valores de condutividade eléctrica medidas através da SQP (7,227 para 7,34) e da SCI (7,121 para 7,175). O aumento dos valores de dureza é explicado pela diminuição do tamanho de grão. No entanto o aumento dos valores de condutividades eléctricas parece ser inesperado uma vez que o tamanho de grão diminui. No entanto verifica-se que o teor em ferrite de Widmanstätten é superior na Sub-Zona 6.2. O facto de a Ferrite de Widmanstätten se desenvolver desde os limites de grão em direcções preferenciais e com pouca densidade de deslocações poderá formar caminhos preferenciais para a propagação de corrente eléctrica, competindo assim com o tamanho de grão como factor influenciador da condutividade eléctrica.

## Zona 7

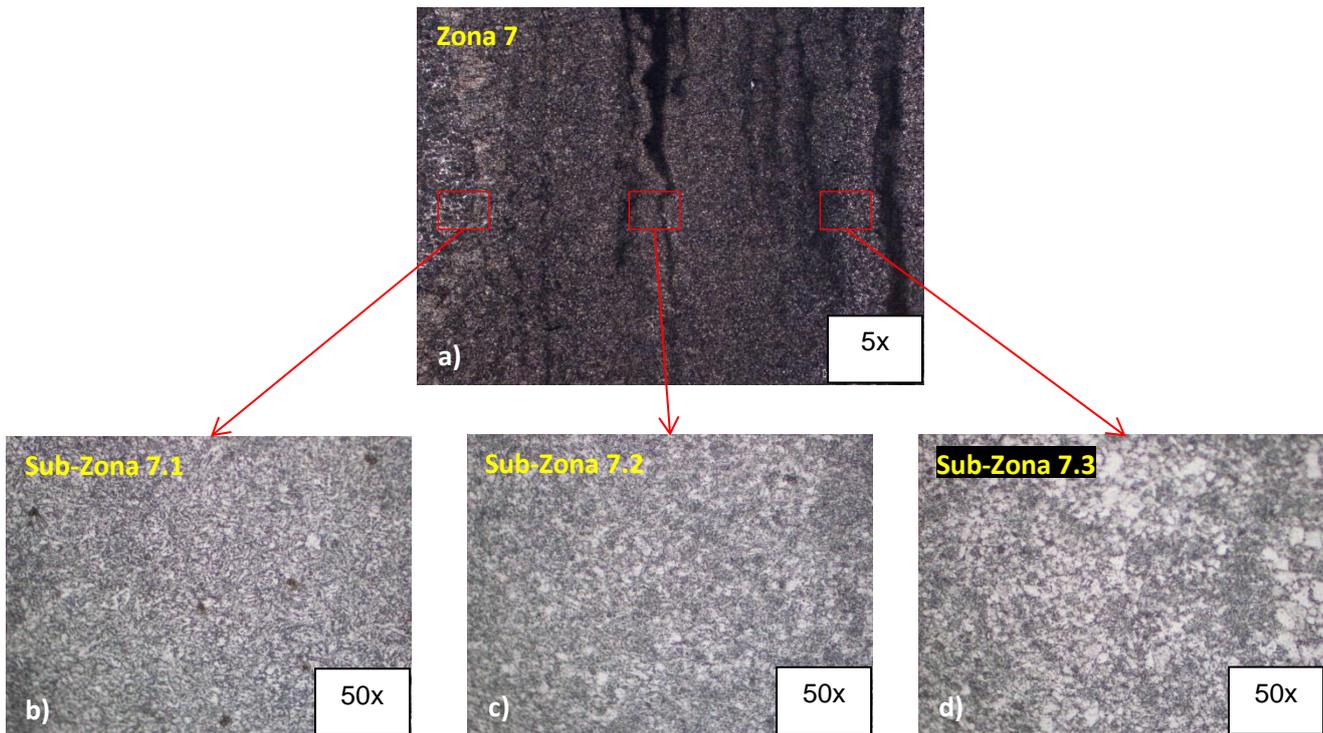


Figura 3.18 - Micrografias ilustrativas da Zona 7 indicada na Figura 3.11b). a) Micrografia a 5x onde é possível distinguir o final da zona fundida e o início da ZTA do Material de Base. b) Micrografia a 50x da sub-zona 7.1, presente imediatamente antes da fronteira ZF/ZTA, no cordão 6. c) Micrografia a 50x da Sub-Zona 6.2 onde se encontra representada a zona de grão refinado da ZTA. d)

## Discussão da Zona 7

A Zona 7 representa o final da zona fundida e o início da ZTA do Material de Base.

A Figura 3.18b) representa uma ampliação a 50x do final da ZF imediatamente antes do início da ZTA no material de base. Verifica-se uma microestrutura rica em Ferrite Acicular refinada e aleatoriamente distribuída com alguns grãos de Ferrite Poligonal, e zonas escuras o que sugere a formação de microconstituintes ricos em Carbono como Cementite, Bainite ou a formação de Perlite.

A Figura 3.18c) representa uma ampliação a 50x da zona de grão refinado da ZTA no material de base. Verifica-se uma microestrutura de ferrite acicular refinada e aleatoriamente distribuída, com pequenos grãos de ferrite poligonal e zonas ricas em carbonetos que sugerem a formação de constituintes ricos em carbono como cementite ou a formação de Perlite.

A Figura 3.18d) representa uma ampliação a 50x da Zona de Grão Parcialmente Refinado da ZTA no Material de Base. Verifica-se uma microestrutura mista de Ferrite Acicular, Ferrite

Poligonal e zonas ricas em Carbonetos sugerindo a existência de fases ricas em carbono como perlite ou cementite.

Verifica-se uma diminuição dos valores de dureza medidos ao longo da Zona 7 (213,5 para 174,8). Este facto deve-se à transição microestrutural. O tamanho de grão da Ferrite Acicular aumenta da Sub-Zona 7.1 para a Sub-Zona 7.2, diminuindo a extensão de limites de grão associada a esta estrutura. Verifica-se também a existência de Ferrite Poligonal na Sub-Zona 7.3, justificando a diminuição da dureza nesta devido à sua estrutura com menor densidade de deslocações comparativamente à Ferrite Acicular. Verifica-se um aumento dos valores de condutividade eléctrica medidos pela SCI (7,175 %IACS para 7,240%IACS) e uma diminuição nos valores de condutividade eléctrica medidos pela SQP (7,340%IACS para 7,264%IACS). O aumento dos valores de campos de condutividade eléctrica obtidos pela SCI pode estar relacionado com a organização da microestrutura, uma vez que a leitura é realizada numa dada área. Enquanto que no caso da SQP, uma vez que a leitura é linear – entre dois pontos – o tipo de microestrutura apresentada na Sub-Zona 7.3, poderá influenciar a condutividade uma vez que os constituintes (Ferrite Poligonal e carbonetos) se apresentam dispersos e com direcções aleatórias, promovendo uma diminuição do livre percurso médio dos electrões.

A curva de condutividades eléctricas obtida através da SQP apresenta nesta zona um comportamento diferente da SCI. Os valores de condutividades eléctricas medidos pela SQP aumentam de forma acentuada até à região da interface ZF/ZTA e em seguida apresentam um comportamento linear. Os valores medidos pela SCI apresentam um comportamento crescente até à região da interface ZF/ZTA embora posteriormente mantenham um declive crescente numa extensão semelhante à da ZTA.



### 3.3 Relação entre variação de dureza e variação de condutividade eléctrica

As Figuras Figura 3.19, Figura 3.20 e Figura 3.21 apresentam a relação entre os valores de dureza HV0,5 e os valores de campos de condutividade eléctrica medidos na Zona Fundida para os diferentes patamares com a SQP, para as soldaduras de P22, P11 e S355J2+N.

Os valores utilizados nos gráficos foram obtidos através de uma média aritmética dos dados obtidos na zona fundida de cada patamar.

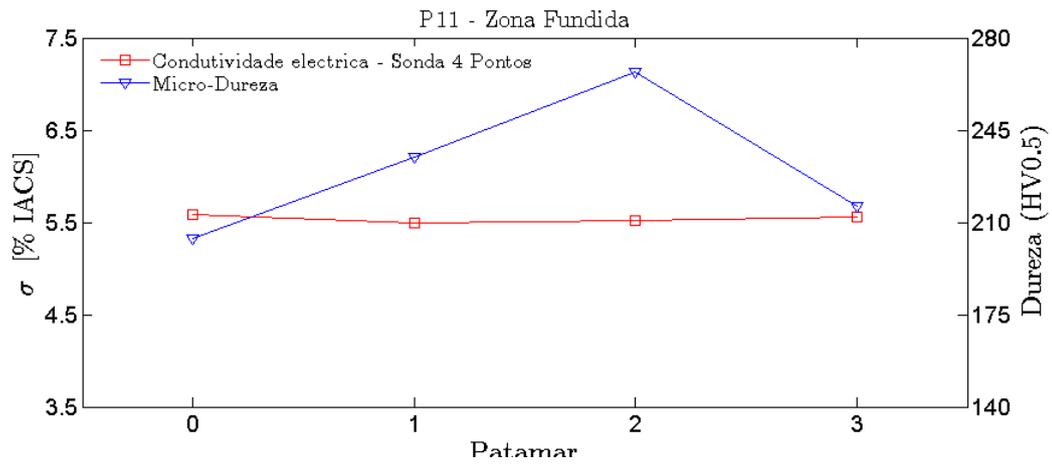


Figura 3.19 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar P11.

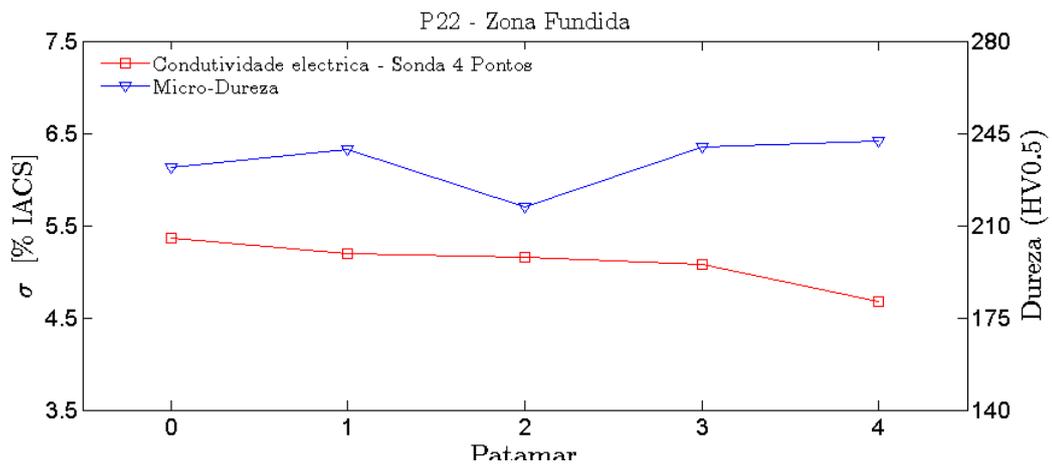


Figura 3.20 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar P22.

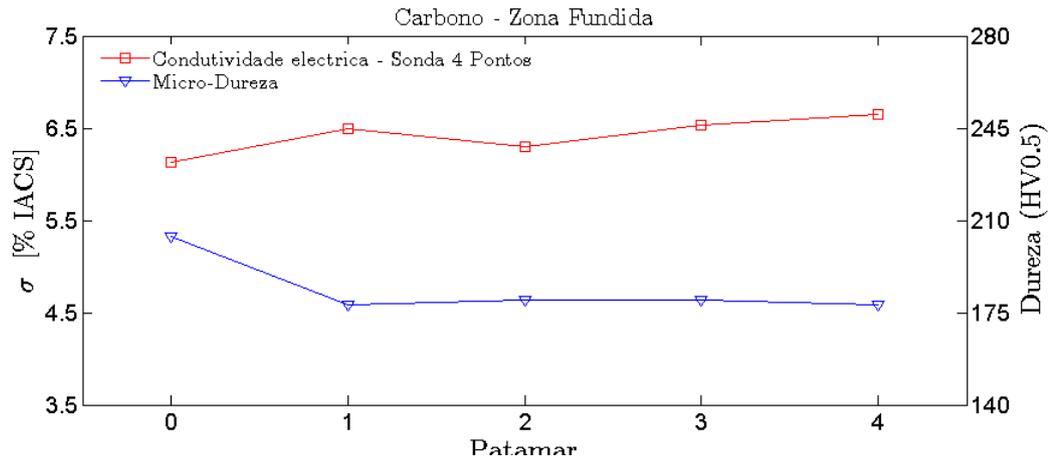


Figura 3.21 - Relação entre variação de condutividade eléctrica e variação de durezas para a Zona Fundida de cada patamar S355J2+N.

Verifica-se uma relação entre a variação de condutividade eléctrica e a variação de dureza. Os gráficos demonstram que estas duas grandezas estão relacionadas.

## **4 CONCLUSÕES**

Neste capítulo são expostas as principais conclusões tendo em vista o objectivo científico do presente estudo.

As conclusões do presente trabalho foram as seguintes:

A medição de campos de condutividades eléctricas ao longo da secção de uma soldadura através da sonda de quatro pontos permite determinar a extensão da zona fundida já que se verificam variações evidentes nos valores de condutividade nas interfaces ZTA/ZF. No entanto, este método apresenta limitações na determinação da extensão da ZTA.

A medição de condutividades eléctricas através da sonda de quatro pontos mostrou pouca sensibilidade em regiões com variações bruscas de condutividades eléctricas.

O método de medição de campos de condutividade eléctrica pela sonda de correntes induzidas demonstrou maior sensibilidade às alterações metalúrgicas características da ZTA, verificando-se em vários casos, uma variação dos valores medidos nesta zona.

A medição de condutividades eléctricas pela sonda de correntes induzidas mostrou-se mais eficaz na identificação de variações de condutividade eléctrica em zonas extensas.

As microestruturas finamente distribuídas e aleatoriamente dispersas como o caso da Ferrite Acicular constituem uma maior resistência à passagem de corrente eléctrica que a Ferrite de Widmanstätten, cuja orientação cristalográfica favorece a passagem de corrente eléctrica.

Existe uma relação entre a variação de dureza e de condutividade eléctrica das soldaduras estudadas.

# REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. Robert W. Messler, *Principles of Welding*, 1st ed. New York: WILEY-VCH, 1999.
- [2] E. J. Pavlina and C. J. Van Tyne, "Correlation of Yield strength and Tensile strength with hardness for steels," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 17, no. December, pp. 888–893, 2008.
- [3] J. P. G. Faria, "Aplicação de Ensaios Não Destrutivos por Correntes Induzidas à Caracterização de Propriedades Eléctricas de Materiais Processados no Estado Sólido," Universidade Nova de Lisboa, 2010.
- [4] T. G. Santos, F. B. Fernandes, G. Bernardo, and R. M. Miranda, "Analyzing mechanical properties and nondestructive characteristics of brazed joints of NiTi shape memory alloys to carbon steel rods," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 66, pp. 787–793, 2013.
- [5] T. G. Santos, R. M. Miranda, P. Vilaça, and J. P. Teixeira, "Modification of electrical conductivity by friction stir processing of aluminum alloys," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 57, pp. 511–519, 2011.
- [6] T. G. Santos, R. M. Miranda, P. Vilaça, J. P. Teixeira, and J. dos Santos, "Microstructural mapping of friction stir welded AA 7075-T6 and AlMgSc alloys using electrical conductivity," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 16, no. 7, pp. 630–635, 2011.
- [7] L. Sorger, "Characterization of processed materials by electrical currents : development of equipment and applications," Universidade Nova de Lisboa, 2014.
- [8] T. G. Santos, P. Vilaça, and R. M. Miranda, "Electrical conductivity field analysis for evaluation of FSW joints in AA6013 and AA7075 alloys," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, pp. 174–180, 2011.
- [9] T. G. Santos, P. Vilaça, L. Quintino, J. Santos, and R. M. Miranda, "Application of Eddy Current Techniques To Inspect Friction Spot Welds in Aluminium Alloy Aa2024 and a Composite Material."
- [10] R. E. Whan, *Handbook of Material Characterization*, 5th ed., vol. 10. ASM International, 1998.
- [11] T. G. Santos, "Characterization of FSP by electrical conductivity," *Surf. Modif. by Solid State Process.*, no. Chapter 5 - Characterization of FSP by electrical conductivity, pp. 153–176, 2014.
- [12] G. E. Linnert, *Welding Metallurgy - Carbon and Alloy Steels, Volume I - Fundamentals*, 4th ed. American Welding Society (AWS), 1994.
- [13] L. S. E. G. R. Olson, David Leroy, Siewert, Thomas A., *ASM Handbook Volume: Welding, Brazing and Soldering*, 2nd ed., vol. 6. International, ASM, 1993.

- [14] J. C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability*, 1st ed. New Jersey: Wiley, 2015.
- [15] S. Kou, *Welding Metallurgy*, 2nd ed. New Jersey, 2003.

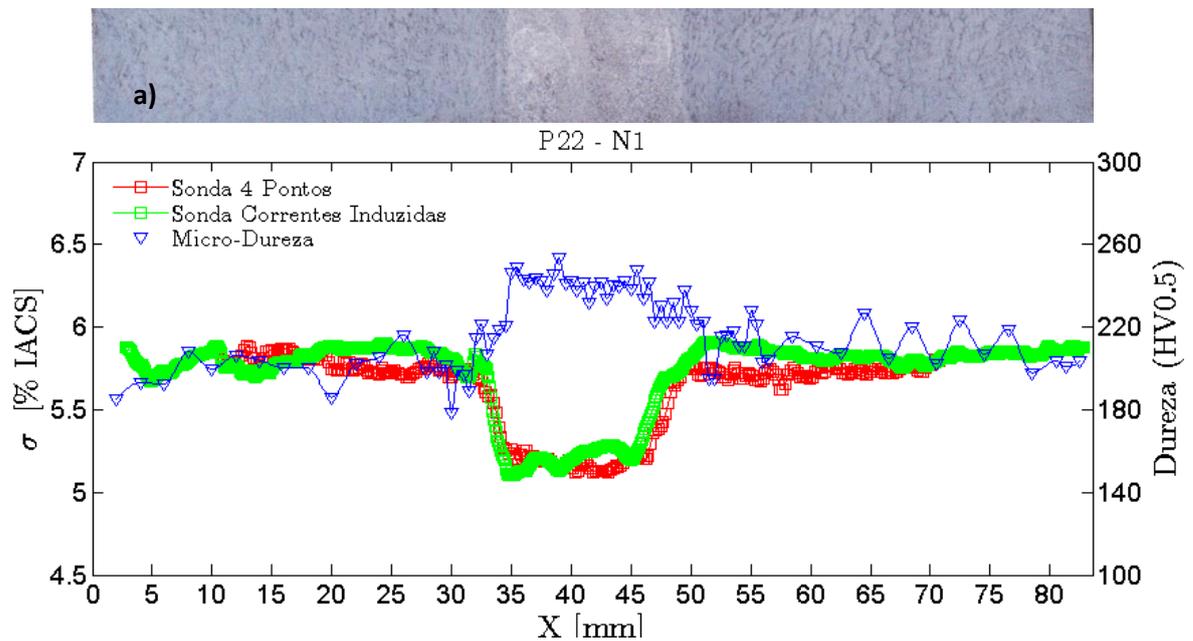
# **ANEXOS**

Anexo 1 – Macros + Gráficos para Soldadura de P22 não discutidos

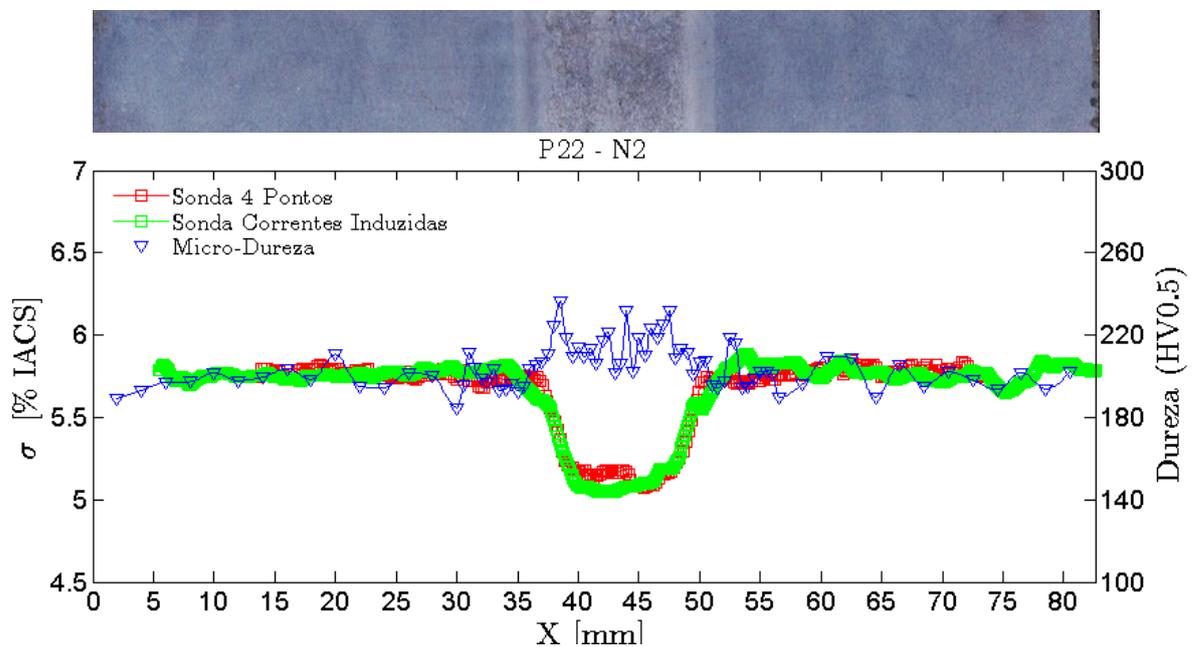
Anexo 2 – Macros + Gráficos para Soldadura de P11 não discutidos

Anexo 3 - Macros + Gráficos para Soldadura de P355J2+N não discutidos

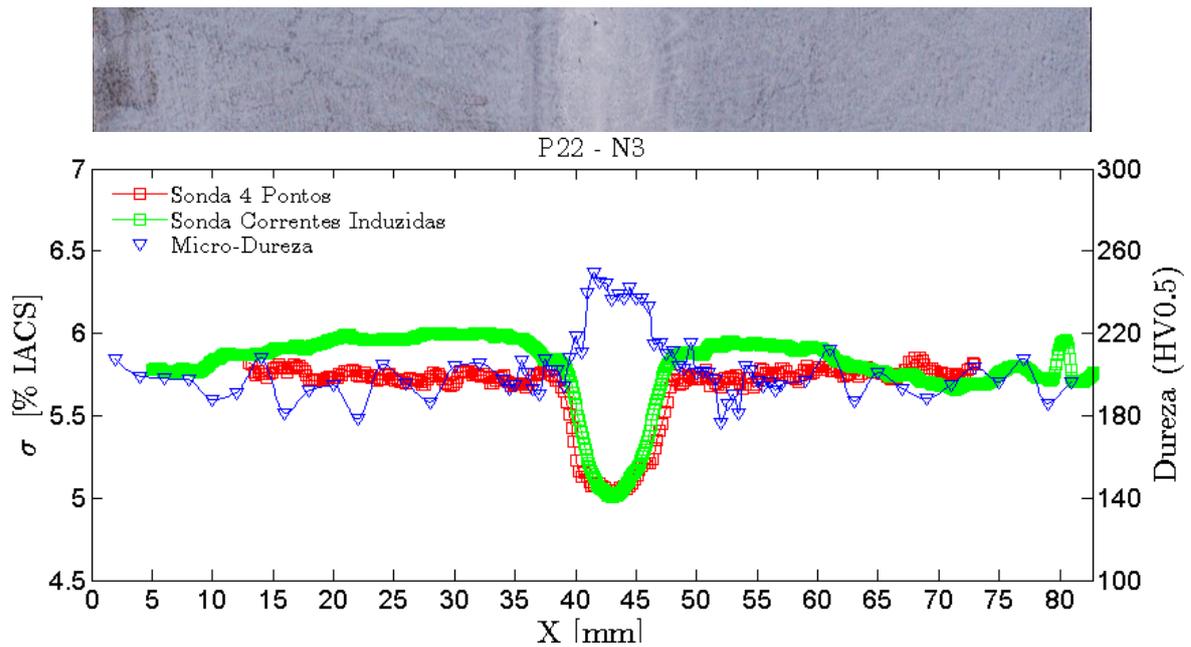
### Anexo 1 - Macros + Gráficos para Soldadura de P22



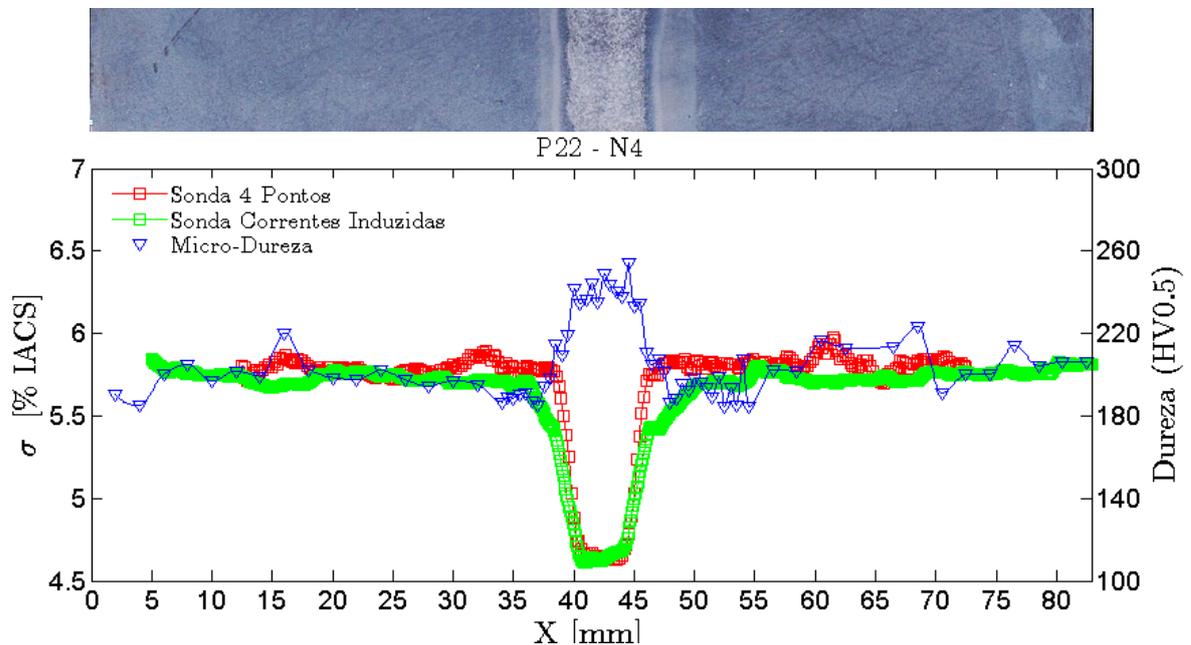
a) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N1 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sondas de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar P22 N1.



a) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N2 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sonda de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar P22 N2.

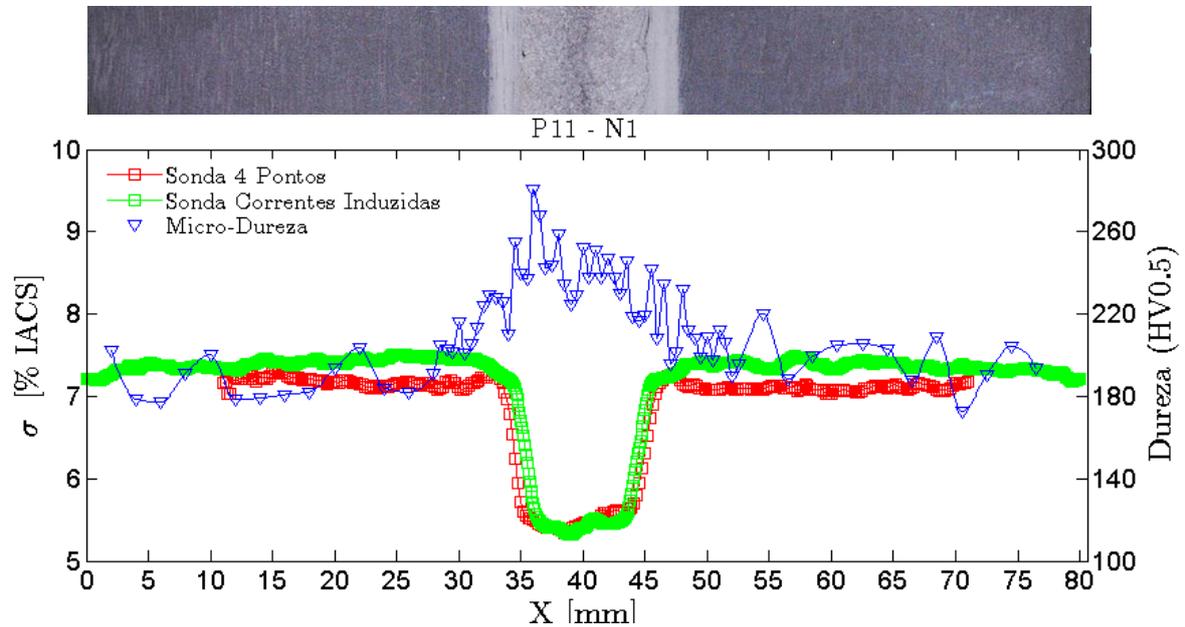


a) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N3 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sonda de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar P22 N3.

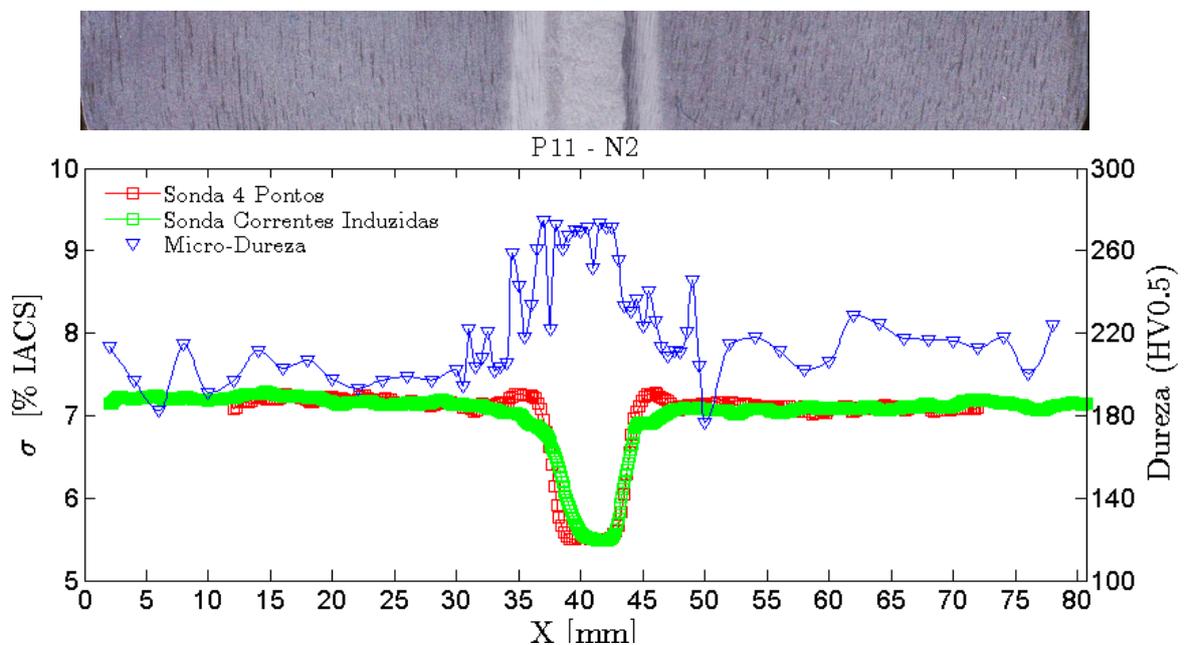


a) Macrografia da secção horizontal da amostra P22 N4 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sonda de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar P22 N4.

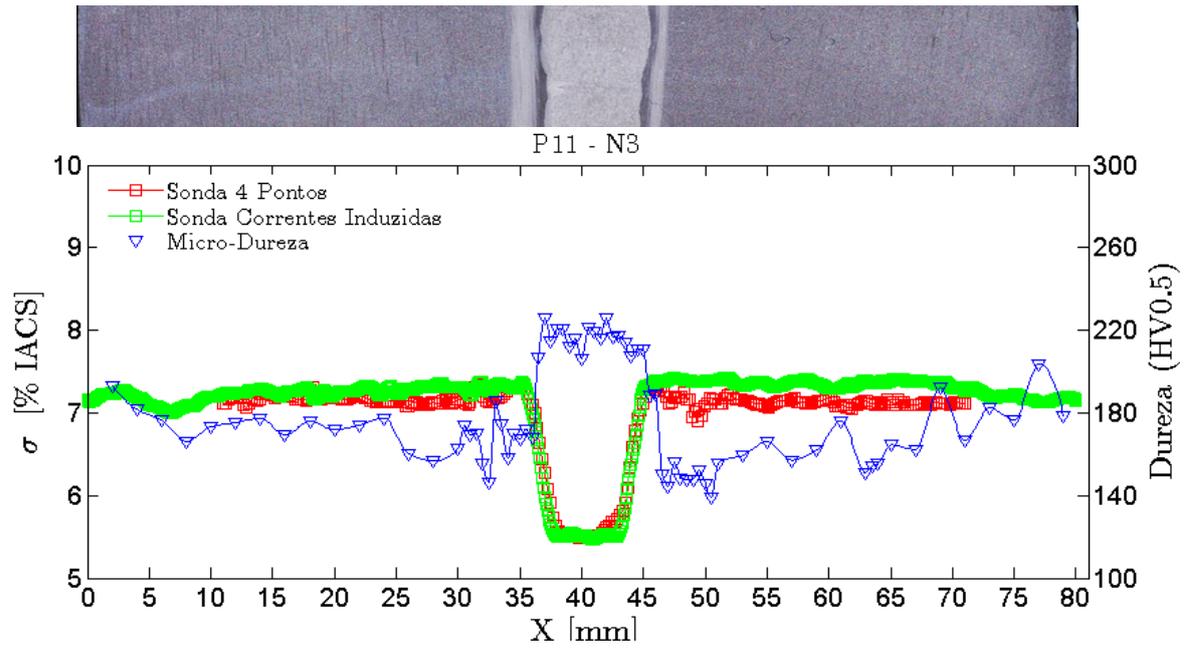
## Anexo 2 – Macros + Gráficos para Soldadura de P11



a) Macrografia da secção horizontal da amostra N1P11 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sonda de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar N1P11.

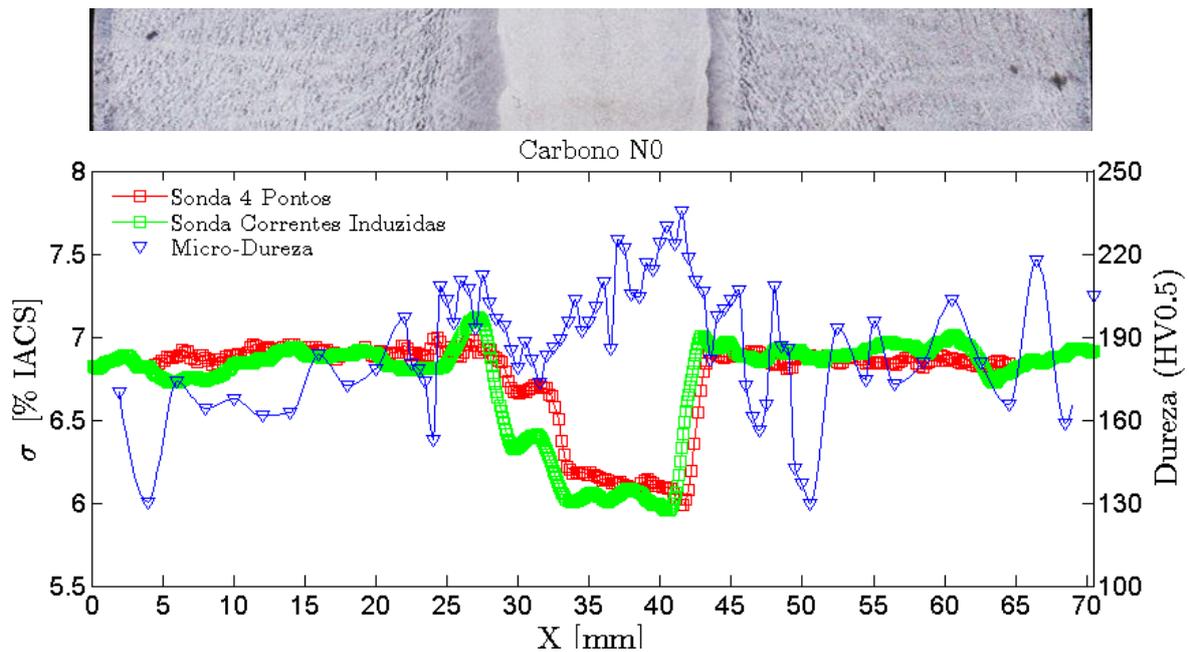


a) Macrografia da secção horizontal da amostra N2P11 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sonda de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar N2P11.



a) Macrografia da secção horizontal da amostra N3 P11 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e durezas. b) Medição de durezas e de condutividades eléctricas através das sondas de correntes induzidas e de quatro pontos, realizadas no patamar N3 P11.

## Anexo 3 – Macros + Gráficos para Soldadura de P355J2+N



a) Macrografia de secção da amostra Carbono N0 soldada por TIG e SER. b) Macrografia da secção horizontal da amostra Carbono N0 onde foram efectuados os ensaios de condutividade eléctrica e dureza. A superfície ensaiada encontra-se indicada a linha tracejada vermelha na Figura 3.3 a). c) Medição de condutividades eléctricas através da sonda de correntes induzidas e da sonda de quatro pontos e de durezas realizadas no patamar Carbono N0.