

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**WELLINGTON MATTOS PIRES**

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS POR  
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA**

**RIO DE JANEIRO  
2021**

WELLINGTON MATTOS PIRES

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS POR  
CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em  
Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia,  
como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre  
em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc.  
Talita Gama de Sousa, D.Sc.

Rio de Janeiro

2021

©2021

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha  
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Pires, Wellington Mattos.

Avaliação microestrutural de juntas soldadas por condutividade elétrica /  
Wellington Mattos Pires. – Rio de Janeiro, 2021.  
120 f.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão e Talita Gama de Sousa.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais,  
2021.

1. arp. 2. sarp. 3. iot. 4. vant. 5. tarefas cooperativas. 6. agentes inteligentes.  
i. Brandão, Luiz Paulo Mendonça (orient.) ii. Sousa, Talita Gama de (orient.)  
iii. Título

**WELLINGTON PIRES**

**Avaliação microestrutural de juntas soldadas por  
condutividade elétrica**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão e Talita Gama de Sousa.

Aprovado em Rio de Janeiro, 15 de Julho de 2021, pela seguinte banca examinadora:



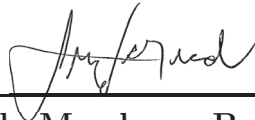
---

Prof(a). **Anderson dos Santos Paula** - D.Sc. do IME - Presidente



---

Prof. **Herval Ramos Paes Junior** - D.Sc. da UENF



---

Prof. **Luiz Paulo Mendonça Brandão** - D.Sc. do IME



---

Pesquisadora **Talita Gama de Sousa** - D.Sc. do IME

Rio de Janeiro  
2021

# AGRADECIMENTOS

A Deus, pois por Ele e para Ele são todas as coisas.

Ao amor da minha vida Paula, por seu companheirismo, apoio e incentivo constantes, sem os quais eu nem teria tentado o processo seletivo.

Aos meus pais Anderson e Elieuzza e a minha irmã Andreza, por serem a melhor família que eu poderia ter.

Ao meu orientador Luiz Paulo, pela confiança depositada, pelos ensinamentos compartilhados e por contribuir significativamente para meu crescimento acadêmico e profissional.

A minha coorientadora Talita Gama pela paciência e dedicação, sempre empenhada e presente em todas as etapas deste trabalho, sem a qual o desenvolvimento do mesmo teria sido mais árduo.

À professora Andersan dos Santos pela coordenação no projeto temático junto à FAPERJ (*NºDOPROCESSO SEI-260003/007226/2020*) que tornou possível a montagem do sistema para medição de condutividade elétrica além da disposição de seu tempo para a avaliação deste trabalho.

Ao professor Herval por aceitar o convite de participação da banca examinadora contribuindo com seu valioso conhecimento para o aprimoramento desta pesquisa.

Ao Ivan Manieri da Vosltealpine por ter cedido os consumíveis para as soldagens.

Ao Luiz Antônio da ICN que nos ajudou na soldagem das chapas.

Ao Rodrigo Felix, Bruno e Igor do CBPF e ao Emerson da GE Celma pelo suporte nos cortes e usinagem para redimensionamento das chapas.

Aos professores do IME pelas aulas de qualidade que agregaram muito conhecimento e aos demais funcionários da instituição que, de forma exemplar, facilitam o dia a dia.

Ao colegas de laboratório de DRX, TC Fábio Lima, Hiron, Julianna, Isabella, Rodolfo e em especial ao Isaque, Thaíssa e Laís que sofreram junto comigo em quase todas as disciplinas cursadas.

Aos demais colegas de pós-graduação Aquiles, Tito, Dyanni, Juliana e Carla que tive o prazer de conhecer durante a caminhada.

Ao Instituto Militar de Engenharia que, como instituição de prestígio indiscutível, tornou possível a realização de uma etapa tão importante para minha formação acadêmica.

À FAPERJ pelo suporte financeiro na compra dos equipamentos necessários à

montagem dos sistema para medição da condutividade elétrica inseridos no contexto do projeto de apoio a projetos temáticos (*NºDOPROCESSO SEI-260003/007226/2020*).

Por fim, agradeço ao CNPq pela bolsa de estudos concedida.

*“Porque o Senhor dá a sabedoria,  
e da sua boca vem a inteligência,  
e o entendimento.”  
(Bíblia Sagrada, Provérbios 2.6)*

## RESUMO

Para uma plena caracterização de juntas soldadas são necessárias várias técnicas, usualmente destrutivas ou realizadas de forma local e precária. A busca pelo desenvolvimento de novos métodos, de preferência não destrutivos, continua sendo uma necessidade atual. Estudos recentes demonstraram que a condutividade elétrica pode ser usada para identificar as regiões de metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) em processos de soldagem, pois apresenta boa correlação com a microestrutura e dureza. Este trabalho almejou desenvolver um sistema capaz de traçar perfis de condutividade elétrica, pelo método de quatro pontas, a fim de correlacioná-los com a microestrutura e microdureza em juntas soldadas. Para isto, foram soldadas, por TIG (*tungsten inert gas*), chapas de aço IF (*interstitial free*) e chapas de cobre. Na seção transversal e na superfície das amostras foram traçados perfis de condutividade elétrica e microdureza Vickers, posteriormente correlacionados com micrografias das mesmas. Os perfis de microdureza e condutividade elétrica traçados nas seções transversais foram capazes de identificar as regiões de MB, ZTA e ZF em 83,33% dos casos quando usados individualmente e em 95,83% se adotados como métodos complementares. Além disso, os perfis de condutividade elétrica traçados na superfície apresentaram boa correlação com os obtidos nas seções transversais, indicando eficácia de 75% na identificação das zonas de soldagem. Isto torna a técnica promissora para aplicação como método não destrutivo uma vez que, nesse caso, não há a necessidade de seccionar a amostra. Os resultados demonstraram que as medidas de condutividade elétrica podem ser usadas como método eficaz na identificação das zonas de soldagem além de ser promissor para aplicação *in situ*.

**Palavras-chave:** condutividade elétrica; método de quatro pontas; cobre; aço IF; junta soldada; TIG.



## ABSTRACT

For a full characterization of welded joints, several techniques are needed, usually destructive or performed in a local and precarious way. The search for the development of new methods, preferably non-destructive, remains a current need. Recent studies have shown that electrical conductivity can be used to identify base metal (BM), heat affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ) regions in welding processes, since it has a good correlation with microstructure and hardness. This work aimed to develop a system capable of tracing electrical conductivity profiles, using the four-point method, in order to correlate them with microstructure and microhardness of welded joints. For this, IF (interstitial free) steel plates and copper plates were welded by TIG (tungsten inert gas). In the cross section and on the surface of the samples, profiles of electrical conductivity and Vickers microhardness were traced, and later correlated with micrographs. The microhardness and electrical conductivity profiles traced in the cross sections were able to identify the BM, HAZ and FZ regions in 83.33% of the cases when used individually and in 95.83% if adopted as complementary methods. In addition to this, the electrical conductivity profiles traced on the surface showed good correlation with the obtained ones in the cross sections, indicating an efficiency of 75% in identifying the welding zones. This makes the technique promising for application non-destructive since, in this case, there is no need to section the sample. The results showed that electrical conductivity measurements can be used as an effective method for identifying welding zones, in addition to being promising for *in situ* application.

**Keywords:** Electrical conductivity; four-point method; copper; IF steel; welded joint; TIG.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 – Condutividade elétrica para vários materiais. . . . .	24
Figura 2.2 – À direita, esquema de formação da estrutura de bandas eletrônicas no cobre para um agregado de 4 átomos (N=4). À esquerda, ilustração da ocupação dos estados eletrônicos durante a excitação dos elétrons. . . .	25
Figura 2.3 – Representação esquemática da dependência da temperatura na resistividade do cobre e várias ligas de cobre-níquel. . . . .	27
Figura 2.4 – Variação na resistividade elétrica com a composição para várias ligas de cobre com pequenos níveis de adições de elementos para um ponto fixo de temperatura a 20° C. . . . .	28
Figura 2.5 – Ilustração do ENCP, onde: Hp (azul), Hs (amarelo) e Is (vermelho). . .	30
Figura 2.6 – Representação gráfica do plano de impedância. . . . .	30
Figura 2.7 – Disposição esquemática de uma sonda de quatro pontas típica. . . . .	32
Figura 2.8 – Representação esquemática de uma única ponta da sonda de quatro pontas. . . . .	33
Figura 2.9 – Variação da tensão com a condutividade de materiais entre 0 e 100 %IACS para medições com sonda de espaçamento $d = 1,0$ mm e corrente $I = 100$ mA. . . . .	35
Figura 2.10 – Etapas presentes no processo de SFL típica. . . . .	37
Figura 2.11 – Regiões típicas de uma junta soldada em estado sólido. . . . .	38
Figura 2.12 – Distribuição de precipitados com a dureza. . . . .	39
Figura 2.13 – Ilustração do processo de soldagem TIG com metal de adição. . . . .	40
Figura 2.14 – Regiões típicas em uma solda por fusão. . . . .	41
Figura 2.15 – Crescimento celular em forma de dendritas. . . . .	42
Figura 2.16 – Relação entre o diagrama de fases Fe-Fe <sub>3</sub> C e a microestrutura da ZTA para um aço simples. . . . .	42
Figura 2.17 – Evolução do tamanho do grão na ZTA para o caso de dois cordões de solda TIG em aço IF-TiNb. . . . .	44
Figura 2.18 – Perfil de microdureza Vickers característico de um aço IF soldado por processo de soldagem por fusão. . . . .	45
Figura 2.19 – Perfil de microdureza Vickers para o cobre soldado por TIG com a presença de zona de amolecimento. . . . .	46
Figura 2.20 – Microestrutura característica do cobre soldado por TIG. Sendo (a)-ZF e ZTA; (b)-ZTA e (c)- ZTA e MB. . . . .	46
Figura 2.21 – Perfil de microdureza Vickers característico de uma amostra de cobre soldado por TIG com diversos metais de adição. . . . .	47

Figura 2.22–Perfis de condutividade elétrica da junta soldada de AA6013T4. Diferentes profundidades de inspeção: como soldado ( $Z = 0$ mm) e usinado com $Z = -0,1$ mm, $Z = -0,2$ mm e $Z = -1$ mm. . . . .	48
Figura 2.23–Perfis de condutividade elétrica em diferentes profundidades na junta de AA7075T6 soldadas por fricção linear. . . . .	48
Figura 2.24–Comparação dos perfis de condutividade elétrica e dureza Vickers na junta de AA7075T6 soldada por fricção linear (a) $Z = -2$ mm; (b) $Z = -6$ mm. . . . .	49
Figura 2.25–Micrografia da transição e entre a ZF (à esquerda) e a ZTA (à direita) para a amostra de AISI 1020 soldada por MAG. . . . .	50
Figura 2.26–Perfil de condutividade elétrica superficial e perfil de dureza subsuperficial superpostas com a micrografia da amostra de AISI 1020. . . . .	50
Figura 2.27–Perfis de condutividade elétrica e dureza realizados em aço inoxidável AISI 304 soldado por TIG. . . . .	51
Figura 2.28–Perfis de condutividade elétrica e dureza realizados na liga de Cu processada por fricção. . . . .	52
Figura 3.1 – Sonda de quatro pontas FormFactor, modelo C4S-44/3803. . . . .	56
Figura 3.2 – (a) Nano voltímetro 34420A e (b) fonte de alimentação B2901A. . . . .	57
Figura 3.3 – Micro fresadora de bancada da marca Nagano, modelo NMF144R. . . . .	58
Figura 3.4 – Suporte para a sonda. (a) Modelo tridimensional e (b) componente real. . . . .	58
Figura 3.5 – Sistema de posicionamento completo. . . . .	59
Figura 3.6 – Resumo dos procedimentos experimentais. . . . .	59
Figura 3.7 – Máquinas utilizadas para redução das espessuras das chapas. (a) Retificadora tangencial FERDIMAT e (b) Fresadora Universal ZEMA. . . . .	60
Figura 3.8 – Geometria das soldas. . . . .	62
Figura 3.9 – Cortadora metalográfica Teclago, modelo CM40. . . . .	62
Figura 3.10–Representação dos cortes preliminares nas chapas soldadas. Linha vermelha - corte com a serra de fita; Linha amarela - corte com a cortadora metalográfica. . . . .	63
Figura 3.11–Esquema de extração das três amostras das posições de início, meio e fim do cordão de solda, representadas pelas seções I-I, M-M e F-F, respectivamente. . . . .	63
Figura 3.12–Posições para medição de condutividade elétrica. . . . .	65
Figura 3.13–Ilustração esquemática das posições das medidas de microdureza e condutividade elétrica à ME adotadas para o estudo estatístico. . . . .	66
Figura 4.1 – Sistema completo de medição de condutividade elétrica. . . . .	68
Figura 4.2 – Fixação da sonda no sistema de posicionamento. . . . .	68
Figura 4.3 – Difratoograma da amostra de aço IF como recebida. . . . .	69
Figura 4.4 – Microestrutura do aço IF como recebido. . . . .	69

Figura 4.5 – Difratoograma da amostra de cobre como recebida. . . . .	70
Figura 4.6 – Microestrutura do cobre como recebido. . . . .	70
Figura 4.7 – Fotografia da chapa IFMA. . . . .	71
Figura 4.8 – Fotografia da chapa IFAU. . . . .	72
Figura 4.9 – Fotografia da chapa CUMA. . . . .	72
Figura 4.10–Fotografia da chapa CUAU. . . . .	73
Figura 4.11–Detalhes dos defeitos da chapa CUAU. . . . .	73
Figura 4.12–Micrografia característica do MB das amostras de aço IF soldadas. . .	74
Figura 4.13–Micrografia característica das amostras de cobre para as regiões de (a) MB e (b) ZTA. . . . .	75
Figura 4.14–Amostra IFMA-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	76
Figura 4.15–Amostra IFMA-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	77
Figura 4.16–Amostra IFMA-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	77
Figura 4.17–Amostra IFAU-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	78
Figura 4.18–Amostra IFAU-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	78
Figura 4.19–Amostra IFAU-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo. . . . .	78
Figura 4.20–Análise qualitativa da presença de fases na ZF em comparação com o MB das amostras IFMA. . . . .	80
Figura 4.21–Dimensões das regiões de soldagem das amostras IFMA. . . . .	80
Figura 4.22–Dimensões das regiões de soldagem das amostras IFAU. . . . .	81
Figura 4.23–Amostra CUMA-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	81
Figura 4.24–Amostra CUMA-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	82
Figura 4.25–Amostra CUMA-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	82
Figura 4.26–Amostra CUAU-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	82
Figura 4.27–Amostra CUAU-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	83
Figura 4.28–Amostra CUAU-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo. . . . .	83

Figura 4.29–Análise qualitativa da presença de fases na ZF em comparação com o MB das amostras CUMA. . . . .	84
Figura 4.30–Suposta estrutura de subgrão na ZF das amostras de cobre. Exemplo retirado da amostra CUAU-F. . . . .	84
Figura 4.31–Dimensões das regiões da chapa CUMA . . . . .	85
Figura 4.32–Dimensões das regiões da chapa CUAU. . . . .	85
Figura 4.33–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-I à ME. . . . .	87
Figura 4.34–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-M à ME. . . . .	88
Figura 4.35–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-F à ME. . . . .	88
Figura 4.36–Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa IFMA à ME. . . . .	89
Figura 4.37–Perfil de condutividade em 3D das seções transversais da chapa IFMA à ME. . . . .	90
Figura 4.38–Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa IFMA à ME. . . . .	90
Figura 4.39–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-I à ME. . . . .	91
Figura 4.40–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-M à ME. . . . .	91
Figura 4.41–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-F à ME. . . . .	92
Figura 4.42–Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa IFAU à ME. . . . .	92
Figura 4.43–Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa IFAU à ME. . . . .	93
Figura 4.44–Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa IFAU à ME. . . . .	93
Figura 4.45–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-I à ME. . . . .	94
Figura 4.46–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-M à ME. . . . .	94
Figura 4.47–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-F à ME. . . . .	95
Figura 4.48–Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa CUMA à ME. . . . .	96
Figura 4.49–Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa CUMA à ME. . . . .	96

Figura 4.50–Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa CUMA à ME. . . . .	96
Figura 4.51–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-I à ME. . . . .	97
Figura 4.52–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-M à ME. . . . .	98
Figura 4.53–Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-F à ME. . . . .	98
Figura 4.54–Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa CUAU à ME. . . . .	99
Figura 4.55–Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa CUAU à ME. . . . .	99
Figura 4.56–Comparação entre perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa CUAU à ME. . . . .	100
Figura 4.57–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-I para medição na superfície. . . . .	101
Figura 4.58–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-M para medição na superfície. . . . .	101
Figura 4.59–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-F para medição na superfície. . . . .	102
Figura 4.60–Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa IFMA. . . . .	102
Figura 4.61–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-I para medição na superfície. . . . .	103
Figura 4.62–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-M para medição na superfície. . . . .	103
Figura 4.63–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-F para medição na superfície. . . . .	104
Figura 4.64–Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa IFAU. . . . .	104
Figura 4.65–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-I para medição na superfície. . . . .	105
Figura 4.66–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-M para medição na superfície. . . . .	105
Figura 4.67–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-F para medição na superfície. . . . .	106
Figura 4.68–Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa CUMA. . . . .	106
Figura 4.69–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-I para medição na superfície. . . . .	107
Figura 4.70–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-M para medição na superfície. . . . .	107

Figura 4.71–Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-F para medição na superfície. . . . .	108
Figura 4.72–Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa CUAU. . . . .	108

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Condutividade elétrica para alguns materiais. . . . .	29
Tabela 2.2 – Tipos de soldagem classificados quanto aos estados físicos presentes. . .	36
Tabela 3.1 – Composição química do aço IF Ti-Nb (% peso) . . . . .	54
Tabela 3.2 – Composição química do cobre (% peso) . . . . .	54
Tabela 3.3 – Características da sonda. . . . .	56
Tabela 3.4 – Composição química dos consumíveis para soldagem. . . . .	61
Tabela 3.5 – Dimensões e nomenclatura das chapas soldadas. . . . .	61
Tabela 3.6 – Parâmetros de soldagem. . . . .	61
Tabela 3.7 – Nomenclatura das amostras. . . . .	64
Tabela 3.8 – Testes baseados no fator $t$ de Student. . . . .	67
Tabela 3.9 – Valores de $t_{critico}$ para diferentes graus de liberdade e níveis de confiança. . .	67
Tabela 4.1 – Microdureza e condutividade elétrica das amostras como recebidas. . .	70
Tabela 4.2 – Dimensões dos grãos na ZTA para as amostras de aço IF. . . . .	79
Tabela 4.3 – Microdureza e condutividade elétrica médias do MB das amostras soldadas. . . . .	86
Tabela 4.4 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de microdu- reza à ME. . . . .	109
Tabela 4.5 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de condutivi- dade elétrica à ME. . . . .	110
Tabela 4.6 – Resultado do teste de confiança para as medidas de microdureza e condutividade elétrica feitas à ME. . . . .	111
Tabela 4.7 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de condutivi- dade elétrica na superfície. . . . .	112
Tabela 4.8 – Resultado do teste de confiança para as medidas de condutividade elétrica na superfície. . . . .	113



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AWS	<i>American welding society</i>
CAD	Desenho assistido por computador, do inglês <i>computer aided design</i>
CBPF	Centro brasileiro de pesquisas físicas
CP	Correntes parasitas
CSN	Companhia siderúrgica nacional
ddp	Diferença de potencial
DRX	Difração de raios X
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados ( <i>electron backscatter diffraction</i> , EBSD)
ENCP	Ensaio não destrutivo por correntes parasitas
GMAW	Soldagem a arco com arame sólido e gás-de proteção, do inglês <i>Gas metal arc welding</i>
GTAW	Soldagem com eletrodo não consumível de tungstênio em atmosfera inerte, do inglês <i>Gas-tungsten inert gas</i>
IACS	Padrão internacional de cobre recozido, do inglês <i>International Annealed Copper Standard</i>
ICN	Itaguaí construções navais
IF	<i>Interstitial free</i> ou livre de intersticiais
IME	Instituto Militar de Engenharia
LITMec	Laboratório de instrumentação e tecnologia mecânica (LITMec)
MA	Metal de adição
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal base
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
PLA	Ácido poliático

SFL	Soldagem por fricção linear
SI	Sistema internacional de unidades
TIG	Soldagem com eletrodo não consumível de tungstênio em atmosfera inerte, do inglês <i>tungsten inert gas</i> .
ZF	Zona fundida
ZN	Zona <i>nugget</i>
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTA-GF	Zona termicamente afetada de granulação fina
ZTA-GG	Zona termicamente afetada de granulação grosseira
ZTA-IC	Zona termicamente afetada intercrítica
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$E_f$	Energia de Fermi
$\rho$	Resistividade elétrica
$\sigma$	Condutividade elétrica
$\epsilon$	Campo elétrico
$J$	Densidade de Corrente
$\Omega$	Ohm
V	Volt
A	Ampere
m	Metro
mm	Milímetro
$\mu\text{m}$	Micrometro
$\text{m}^2$	Metro quadrado
s	Segundos
$v_a$	Velocidade de deriva
$\mu_e$	Mobilidade do elétron
$n$	Número de elétrons livres por unidade de volume
$ e $	Carga de um elétron ( $1,6 \times 10^{-19}$ C)
$\rho_T$	Resistividade elétrica em função da temperatura
$\rho_0$	Resistividade elétrica independente da temperatura
C	Coulomb
$\rho_{imp}$	Resistividade elétrica devido a impurezas
$\rho_{def}$	Resistividade elétrica devido aos defeitos temperatura
T	Temperatura
$T_0$	Temperatura de referência

$\sigma_T$	Condutividade elétrica em função da temperatura
$\alpha_T$	Coefficiente de temperatura linear da resistividade
S	Siemens
$I_p$	Corrente elétrica alternada
$H_p$	Campo magnético primário
$I_s$	Correntes parasitas
$H_s$	Campo magnético secundário ou induzido
Z	Impedância
R	Componente resistivo da impedância
XL	Componente indutivo da impedância
$\mu$	Permeabilidade magnética
f	Frequência
$\delta$	Profundidade de penetração
I	Corrente elétrica
t	Espessura
d	Espaçamento entre as pontas
P	Energia da fonte de soldagem
W	Potência elétrica em watts
J	Energia em joules
$\eta$	Rendimento térmico
H	Aporte térmico
v	Velocidade de deslocamento da fonte de energia

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>22</b>
1.1	OBJETIVO GERAL	23
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	23
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>24</b>
2.1	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	24
2.1.1	MÉTODOS DE MEDIÇÃO DA CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	29
2.1.1.1	CORRENTES PARASITAS	29
2.1.1.2	QUATRO PONTAS	32
2.2	SOLDAGEM	35
2.2.1	SOLDAGENS EM ESTADO SÓLIDO	37
2.2.2	SOLDAGENS POR FUSÃO	39
2.2.2.1	EFEITOS NA MICROESTRUTURA DE SOLDAGENS POR FUSÃO	40
2.3	ESTADO DA ARTE	47
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E METODOLOGIA DE TRABALHO</b>	<b>54</b>
3.1	MATERIAIS	54
3.2	METODOLOGIA DE TRABALHO	55
3.2.1	REQUISITOS PARA O SISTEMA DE MEDIÇÃO DE CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	55
3.2.1.1	SONDA DE QUATRO PONTAS	55
3.2.1.2	FUNTE DE ALIMENTAÇÃO E VOLTÍMETRO	56
3.2.1.3	SISTEMA DE POSICIONAMENTO	57
3.2.2	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	59
3.2.2.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE	60
3.2.2.2	REDIMENSIONAMENTO PARA SOLDAGEM	60
3.2.2.3	SOLDAGEM E NOMENCLATURA DAS CHAPAS	61
3.2.2.4	ANÁLISE MACROSCÓPICA E PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	62
3.2.2.5	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	65
3.2.2.6	MICRODUREZA	66
3.2.2.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA	66
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>68</b>
4.1	MONTAGEM DO SISTEMA DE MEDIÇÃO DE CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	68
4.2	CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE	69
4.3	ANÁLISE MACROSCÓPICA DAS CHAPAS SOLDADAS	71
4.4	ANÁLISE METALOGRAFICA DAS AMOSTRAS	74

4.4.1	CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES . . . . .	74
4.4.2	AMOSTRAS DE AÇO IF . . . . .	76
4.4.3	AMOSTRAS DE COBRE . . . . .	81
4.5	MICRODUREZA, CONDUTIVIDADE ELÉTRICA E MICROESTRUTURA . . . . .	85
4.5.1	CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES . . . . .	86
4.5.2	AÇO IF SOLDADO COM METAL DE ADIÇÃO . . . . .	87
4.5.3	AÇO IF SOLDADO DE FORMA AUTÓGENA . . . . .	91
4.5.4	COBRE SOLDADO COM METAL DE ADIÇÃO . . . . .	94
4.5.5	COBRE SOLDADO DE FORMA AUTÓGENA . . . . .	97
4.6	CONDUTIVIDADE ELÉTRICA SUPERFICIAL . . . . .	100
4.7	ANÁLISE ESTATÍSTICA . . . . .	109
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES . . . . .</b>	<b>114</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>115</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>116</b>

# 1 INTRODUÇÃO

O avanço tecnológico imprime a necessidade da criação de novos produtos, materiais e processos, bem como aprimoramento dos já existentes. Paralelamente ao desenvolvimento destes, existe a necessidade da descoberta de técnicas inovadoras para avaliação da qualidade. No âmbito da qualificação de materiais e validação de processos industriais, torna-se necessário o desenvolvimento de técnicas de caracterização que consigam identificar de forma eficaz a relação entre características estruturais e propriedades físicas e químicas.

Na indústria metalmeccânica um dos processos de fabricação mais consagrados é a soldagem. Em um processo de soldagem por fusão as juntas soldadas apresentam regiões com variação microestrutural distintas: a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF). Estas variações microestruturais na ZTA e ZF afetam significativamente as propriedades locais.

Para uma completa caracterização dessas regiões, são necessárias várias técnicas e a microdureza é o método mais usual. Entretanto, suas principais limitações consistem no seu caráter destrutivo, dispersão de resultados e tempo, embora haja a possibilidade de ser realizado localmente de forma precária.

A busca pelo desenvolvimento de novos métodos de caracterização, de preferência não destrutivos, continua sendo uma necessidade atual. Estudos recentes demonstraram que a condutividade elétrica é uma propriedade valiosa que pode ser usada para identificar, de forma rápida e eficiente, as diferentes regiões de soldagem, pois apresentam boa correlação com a microestrutura e dureza.

A condutividade elétrica é definida como a facilidade da movimentação das cargas elétricas de uma posição para outra. Esta movimentação das partículas carregadas pode variar pela diferença da microestrutura e a presença de defeitos cristalinos. Assim, quando uma descontinuidade é detectada, uma mudança local da condutividade elétrica no material pode ser constatada.

A condutividade elétrica pode ser medida por vários métodos. Especificamente a realizada pela técnica de quatro pontas é vantajosa por ser feita por contato e alcançar uma profundidade tal no material que permite a análise a nível superficial e subsuperficial. Adicionalmente, possibilita a investigação numa área pequena e bem definida de forma contínua.

Sendo assim, esta pesquisa visa investigar a correlação entre condutividade elétrica, microdureza e microestrutura das diferentes regiões de juntas soldadas a fim de estudar a utilização de medidas de condutividade elétrica como método válido na identificação e caracterização das zonas obtidas durante a soldagem.

## 1.1 Objetivo geral

O propósito deste trabalho é aferir a condutividade elétrica em juntas soldadas do aço livre de intersticiais (do inglês *interstitial free*, IF) e do cobre comercialmente puro e analisar a correlação dessa propriedade com a microdureza e a microestrutura a fim de estudar a viabilidade da utilização desta técnica para identificar as diferentes regiões de juntas soldadas.

## 1.2 Objetivos específicos

- Montar um sistema completo contendo os equipamentos necessários para aferição da condutividade elétrica;
- Medir a condutividade elétrica pelo método de quatro pontas, obtendo um perfil de variação ao longo das juntas soldadas;
- Correlacionar os perfis de condutividade elétrica com perfis de microdureza;
- Identificar as regiões geradas durante cada processo diferente de soldagem através da correlação da microestrutura nestas zonas com os perfis de condutividade elétrica e de microdureza;
- Estudar a aplicação desta técnica em juntas soldadas de metal ferroso e de metal não ferroso.



## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Condutividade elétrica

A condutividade elétrica é definida como a facilidade com que as cargas elétricas se movimentam de uma posição para outra. A mobilidade dessas partículas carregadas varia entre os materiais, como também de acordo com a microestrutura (HUMMEL, 2011). Partindo de isolantes até condutores, os materiais exibem uma faixa de condutividade que se estende através de 27 ordens de grandeza conforme apresenta a Figura 2.1. Esta diferença pode chegar a até 40 ordens de grandeza se considerarmos os supercondutores uma vez que, para estes, a condutividade elétrica varia drasticamente com a temperatura (HUMMEL, 2011).

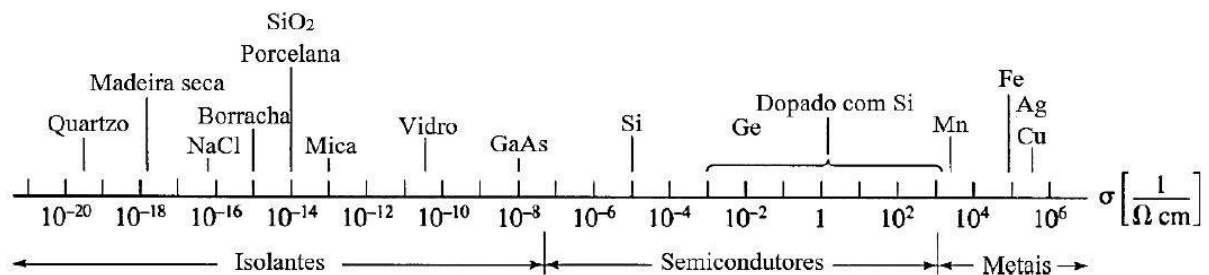


Figura 2.1 – Condutividade elétrica para vários materiais (HUMMEL, 2011).

A magnitude da condutividade elétrica é altamente dependente do número de elétrons disponíveis para participar no processo de condução. A maneira como estão arrançados nos níveis eletrônicos irá definir este número.

Como observado no diagrama acima, os metais compõem a classe que apresenta maiores valores de condutividade. Isso ocorre devido a sua configuração eletrônica característica, permitindo a formação de bandas em níveis de energia favoráveis para geração do número de elétrons livres que irão participar da condução.

O fenômeno de condução elétrica nesta classe de materiais pode ser explicado da seguinte forma. Elétrons de átomos isolados (com separação interatômica grande) não interagem entre si, porém ao aproximar estes átomos (como ocorre em um sólido cristalino) há interação entre elétrons de átomos vizinhos formando estados eletrônicos espaçados, porém próximos uns dos outros, dando origem às bandas de energia eletrônica. Somente elétrons com energia maior que a Energia de Fermi (energia correspondente ao estado preenchido mais elevado,  $E_f$ ) serão excitados na presença de um campo elétrico e se tornarão elétrons livres (KITTEL, 2005). Logo, para ser livre, o elétron deve ser movimentado para um dos estados vazios acima de  $E_f$ .

Para um sólido composto por  $N$  átomos, uma banda  $4s$  possuirá  $N$  estados podendo acomodar  $2N$  elétrons e uma banda  $4p$  possuirá  $3N$  estados podendo acomodar  $6N$  elétrons. No caso do cobre, por exemplo, há apenas um elétron no orbital  $4s$  embora este seja capaz de comportar até dois elétrons com *spins* opostos. Neste, a presença de somente um elétron no orbital  $4s$  cria uma banda parcialmente preenchida, gerando estados vazios e preenchidos muito próximos. Logo, pouca energia é necessária para excitar elétrons próximos a  $E_f$  em direção a estados vazios de menor energia (HUMMEL, 2011). A Figura 2.2 ilustra, de forma esquemática e resumida, como se dá a formação das bandas de energia a partir dos estados eletrônicos do cobre assim como a movimentação dos elétrons sob a presença de um campo elétrico.

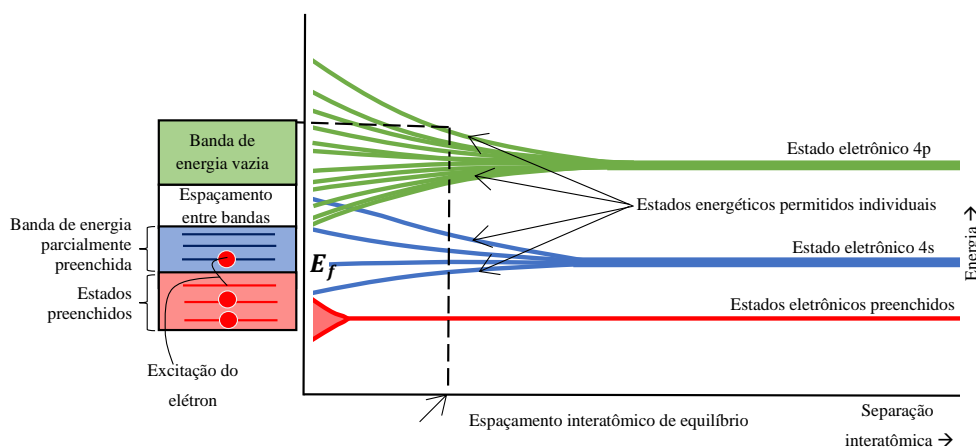


Figura 2.2 – À direita, esquema de formação da estrutura de bandas eletrônicas no cobre para um agregado de 4 átomos ( $N=4$ ). À esquerda, ilustração da ocupação dos estados eletrônicos durante a excitação dos elétrons (adaptação de JR; RETHWISCH, 2016).

Conforme explorado até aqui, a condutividade elétrica quantifica a habilidade do material para conduzir uma corrente elétrica, sendo que a nível microscópico corrente elétrica está relacionada ao movimento de elétrons através do material.

Por vezes torna-se interessante utilizar o conceito de resistividade elétrica ( $\rho$ ), que é simplesmente o recíproco da condutividade elétrica ( $\sigma$ ) conforme mostra a Equação 2.1

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (2.1)$$

A definição exata de resistividade se dá pelo coeficiente de proporcionalidade  $\rho$  que relaciona um campo elétrico localmente aplicado à densidade de corrente resultante de acordo com a Equação 2.2 (HUMMEL, 2011).

$$\rho = \frac{\epsilon}{J} \quad (2.2)$$

Onde:

- $\rho$  - Coeficiente de proporcionalidade, [ $\Omega \cdot m$ ];
- $\epsilon$  - Intensidade do campo elétrico, [ $V/m$ ];
- $J$  - Densidade de corrente (corrente por unidade de área da amostra), [ $A/m^2$ ].

Ao aplicar um campo elétrico constante sobre um material origina-se uma corrente elétrica constante. O fato dessa corrente atingir a constância indica existir o que pode ser denominado como forças de frenagem. Essas forças surgem do desvio dos elétrons por centros espalhadores, ou imperfeições na rede cristalina, tais como átomos de impurezas, átomos intersticiais, lacunas, discordâncias e vibrações térmicas dos próprios átomos (KITTEL, 2005). O acréscimo dessas imperfeições aumenta a resistividade (diminui a condutividade).

Uma forma matemática de representar este fenômeno é através da adoção dos parâmetros de velocidade de deriva ( $v_a$  [ $m/s$ ]) e mobilidade do elétron ( $\mu_e$  [ $m^2/V \cdot s$ ]) que se relacionam com o campo elétrico aplicado pela Equação 2.3.

$$v_a = \mu_e \cdot \epsilon \quad (2.3)$$

Para a maioria dos materiais  $\sigma$  é dada, de forma geral, pela Equação 2.4 JR; RETHWISCH. Onde  $|e|$  representa a carga de um elétron ( $1,6 \cdot 10^{19}$  C) e  $n$ , o número de elétrons livres por unidade de volume.

$$\sigma = n \cdot |e| \cdot \mu_e \quad (2.4)$$

Pela regra de Matthiessen, a resistividade pode ser dividida em dois termos de acordo com a Equação 2.5 (KITTEL, 2005). Sendo  $\rho_T$  o termo dependente da temperatura (causado pelo espalhamento de elétrons por fônons no material) e  $\rho_0$ , resistividade residual, o termo independente da temperatura (causado pelo espalhamento de elétrons por defeitos estáticos causadores de distúrbios na rede cristalina).

$$\rho = \rho_T + \rho_0 \quad (2.5)$$

Segundo (HUMMEL, 2011),  $\rho_0$  pode ser desmembrado em termos de impurezas e defeitos (Equação 2.6). Onde  $\rho_{imp}$  é a resistividade causada por impurezas tais como átomos intersticiais. Este termo geralmente assume valor constante em um dado metal ou liga. Em contrapartida,  $\rho_{def}$  está relacionado à resistividade causada por defeitos como lacunas, discordâncias e contornos de grão, que podem aumentar ou diminuir devido a processamentos térmicos e/ou mecânicos.

$$\rho_0 = \rho_{imp} + \rho_{def} \quad (2.6)$$

Em metais, geralmente a resistividade aumenta com a temperatura (T) por meio de uma relação aproximadamente linear. Sendo assim, a resistividade e condutividade podem ser escritas de acordo com a Equação 2.7 e Equação 2.7 a seguir.

$$\rho_T = \rho_0 + \rho_0 \cdot \alpha_T \cdot (T - T_0) \quad (2.7)$$

$$\sigma_T = \frac{\sigma_0}{1 + \alpha_T \cdot (T - T_0)} \quad (2.8)$$

Sendo  $T_0$ , a temperatura de referência (normalmente temperatura ambiente),  $\rho_0$  e  $\sigma_0$  os termos de resistividade e condutividade residuais, independentes da temperatura e intrínsecos do material em  $T_0$ . Estes são dependentes apenas do espalhamento dos elétrons pelas imperfeições e defeitos, como já mencionado. Por fim,  $\alpha_T$  é o coeficiente de temperatura linear da resistividade e também depende apenas do material considerado.

O termo dependente da temperatura está relacionado à crescente agitação térmica da estrutura cristalina à medida que a temperatura aumenta. Devido à natureza ondulatória dos elétrons, eles podem se mover mais facilmente quando a estrutura é quase perfeita, entretanto as irregularidades produzidas pela agitação térmica diminuem a mobilidade eletrônica gerando uma queda na condutividade e conseqüentemente aumento na resistividade (SHACKELFORD, 2015). A Figura 2.3 apresenta a dependência da temperatura na resistividade do cobre e várias ligas de cobre-níquel.

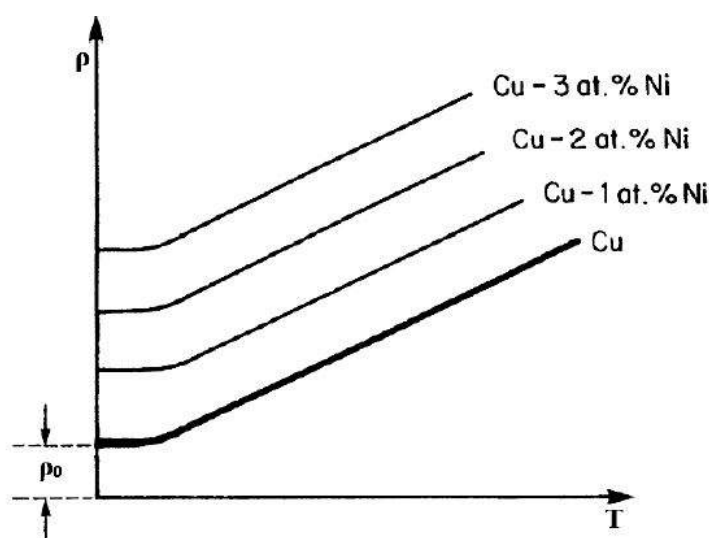


Figura 2.3 – Representação esquemática da dependência da temperatura na resistividade do cobre e várias ligas de cobre-níquel (HUMMEL, 2011).

Uma maneira de visualizar o efeito das imperfeições cristalinas na condução eletrônica é através do conceito do livre caminho médio (distância média que um elétron pode se mover sem desvio). Irregularidades na estrutura reduzem o livre caminho médio, causando queda na velocidade de deriva, esta queda reduz a mobilidade eletrônica (Equação 2.3), considerando um campo elétrico constante. A diminuição da mobilidade culmina na redução da condutividade elétrica (SHACKELFORD, 2015), como definido anteriormente (Equação 2.4).

Os defeitos que contribuem para essa modificação podem ser de ponto (lacunas e átomos intersticiais e/ou substitucionais), de linha (discordâncias), de superfície (maclas e contornos de grão) e de volume (precipitados). Além disso o tamanho de grão também pode ter influência uma vez que o comprimento total de contornos por unidade de área depende do tamanho do mesmo.

A deformação plástica, por exemplo contribui, no aumento da resistividade por ocasionar a multiplicação do número de discordâncias no material. A resistividade também pode mudar com a composição da liga conforme ilustra a Figura 2.4, pois  $\rho_{imp}$  está diretamente ligado a modificações na estrutura cristalina (JILES, 2007).

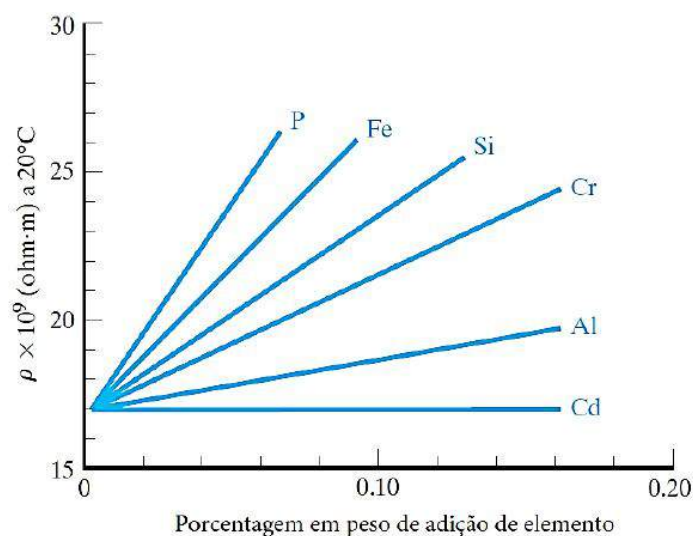


Figura 2.4 – Variação na resistividade elétrica com a composição para várias ligas de cobre com pequenos níveis de adições de elementos para um ponto fixo de temperatura a 20° C (JILES, 2007).

No Sistema internacional de unidades (SI) a condutividade é dada por [S/m]. Esta propriedade pode também ser expressa pelo %IACS (do inglês, *International Annealed Copper Standard*). Esta unidade surgiu em 1913 quando a comissão de padrões do Instituto Americano de Engenharia Elétrica (do inglês, *Standards Committee of the American Institute of Electrical Engineers*) iniciou uma investigação que resultou no estabelecimento de valores padrões de condutividade elétrica. A comissão estabeleceu que, a 20°C, o cobre recozido puro utilizado na pesquisa (que apresentara uma condutividade de  $5,8001 \cdot 10^7$

S/m) corresponderia a 100% de IACS (TABLES, 1914).

Posteriormente, o %IACS para os demais materiais foram derivados percentuais a partir deste padrão como mostra a Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Condutividade elétrica para alguns materiais (DAVIS et al., 2001)

Material	%IACS
Prata pura	106
Cobre puro (99,999% Cu)	103,06
Alumínio puro	65
Ferro puro	17,6
Aço (0,65% C)	9,5

### 2.1.1 Métodos de medição da condutividade elétrica

Atualmente, as medições de condutividade elétrica podem ser realizadas por vários métodos. Alguns são mais comuns do que outros e a escolha vai depender tanto do valor da resistividade do material em questão quanto da precisão desejada nas medidas.

Na vasta possibilidade de métodos existentes, pode-se citar: o método de propagação de resistência, método do eletrômetro, método de pontes de impedância, método de descarga de capacitor, método de pulsos, método de alta frequência, método de corrente parasita, método por quatro pontas e entre vários outros (GIROTTO; SANTOS, 2002; VALDES, 1954; WENNER, 1916).

Este trabalho se limitará à exposição de apenas dois métodos, a saber, correntes parasitas (por ser uma técnica mais usual na qualificação das juntas soldadas) e quatro pontas (objeto de estudo deste trabalho).

#### 2.1.1.1 Correntes Parasitas

O ensaio não destrutivo por correntes parasitas (ENCP) (do inglês *Eddy Current*), se baseia na lei geral da indução eletromagnética descoberta por Michael Faraday (1791-1867). O funcionamento deste ensaio é descrito pela Figura 2.5, no qual uma corrente elétrica alternada ( $I_p$ ) passa por uma bobina (sonda) gerando um campo magnético primário ( $H_p$ ). Ao entrar em contato com a superfície do material (meio condutor) este  $H_p$  induz correntes elétricas secundárias ( $I_s$ ), circulares e contínuas, denominadas correntes parasitas (CP). Estas correntes elétricas fluem em planos paralelos às espiras da bobina produzindo um campo magnético secundário ou induzido ( $H_s$ ) cuja direção é a mesma de  $H_p$  porém em sentido oposto como estabelecido pela lei de Lenz (GARCÍA-MARTÍN; GÓMEZ-GIL; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, 2011; UDPA; MOORE, 2004).

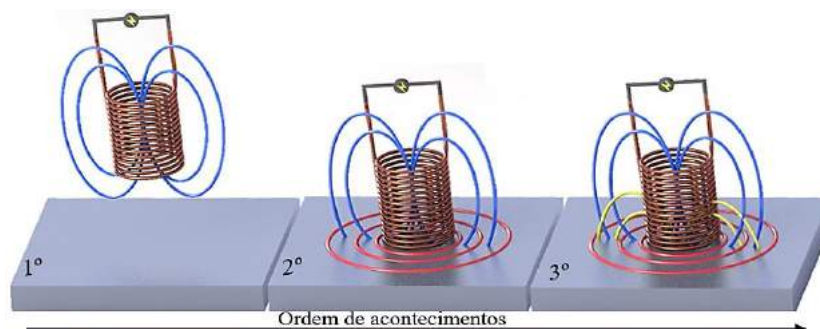


Figura 2.5 – Ilustração do ENCP, onde: Hp (azul), Hs (amarelo) e Is (vermelho) (do autor, baseada em UDPA; MOORE, 2004).

O campo magnético resultante dessa interação afeta o fluxo de corrente na bobina, causando uma variação na impedância. Como tratado anteriormente, a presença de um defeito no material servirá como obstáculo à passagem de corrente (neste caso à corrente secundária), diminuindo assim Hs, reduzindo-se a oposição ao Hp. Esta modificação terá reflexo na impedância da bobina (UDPA; MOORE, 2004).

A Impedância ( $Z$ ) é definida como a resistência de um circuito à passagem de corrente. Ela só estará presente em circuitos de correntes alternadas sendo representada por um conjugado complexo representado na Figura 2.6. Onde a parte real é a componente resistiva ( $R$ ) e a parte imaginária a componente indutiva ( $XL$ ). O termo mais predominante da impedância pode variar de acordo com o material. Ela será de natureza mais resistiva para materiais não magnéticos como ocorre com ligas de alumínio por exemplo. Em contrapartida será mais indutiva para materiais ferromagnéticos, como ocorre com os aços.

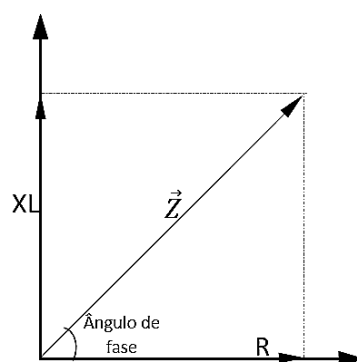


Figura 2.6 – Representação gráfica do plano de impedância (do autor, baseada em MARQUES, 2017).

No caso de materiais ferromagnéticos, devido à alta permeabilidade magnética ( $\mu$ ), ocorre concentração do campo magnético produzido pela bobina, aumentando a reatância indutiva na mesma. Isto proporciona a geração de um campo que se sobrepõe às variações de propriedades e defeitos que se desejam observar (GARCÍA-MARTÍN; GÓMEZ-GIL; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, 2011; MARQUES, 2017; SORGER et al., 2019). Sendo assim, a

utilização de ENCP em materiais ferromagnéticos se torna mais trabalhosa. Uma forma de reduzir o efeito da permeabilidade magnética e melhorar a precisão do ensaio é equalizar esta propriedade magnetizando o material até a saturação a fim de obter  $\mu$  constante (TIAN; ZHAO; BAINES, 1998; KASAI et al., 2010).

Além da permeabilidade magnética, outros fatores influenciam nos resultados obtidos em ENCP, são eles: efeito de pele (*skin effect*), distância da peça (*lift-off*), efeito de borda, frequência ( $f$  [Hz]), profundidade de penetração padrão ( $\delta$  [m]) e condutividade elétrica.

O efeito de pele está relacionado ao fato de que as correntes parasitas não se distribuem de forma uniforme através da seção da amostra, ao invés disso se concentram com maior intensidade na superfície do material analisado. Deste modo, o ENCP se adequa melhor à detecção de descontinuidades superficiais. Outro parâmetro importante no ensaio é a profundidade de penetração padrão  $\delta$ [m], que corresponde à profundidade na qual a densidade de corrente ( $J$ ) assume um valor de 36,7% inferior à densidade de corrente da superfície. A Equação 2.9 pode ser aplicada como uma forma de relacionar a profundidade de penetração padrão à permeabilidade magnética, frequência e condutividade elétrica ( $\delta(\mu, f, \sigma)$ ) (GARCÍA-MARTÍN; GÓMEZ-GIL; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, 2011; JILES, 2007)

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi * \mu * f * \sigma}} \quad (2.9)$$

Uma das principais limitações do ENCP é o *lift-off*, caracterizado pela variação da impedância devido às alterações de posição da sonda em relação à superfície do material. Essas variações podem ser causadas por irregularidades na superfície da amostra ou até mesmo por movimentos do operador (TIAN; LI; MANDACHE, 2009). A detecção de defeitos pode se tornar laboriosa caso a variação de impedância causada pelo *lift-off* exceda a variação imposta pelas imperfeições, sendo assim, a segunda será absorvida pela primeira.

Outra variável é o efeito de borda percebido quando a sonda se aproxima das extremidades do material. Neste momento ocorre distorção das correntes parasitas como se houvessem detectado uma descontinuidade podendo acarretar no ocultamento de defeitos realmente existentes.

Por fim, a condutividade elétrica também influencia nos resultados obtidos nos ENCP. Durante o ensaio em materiais altamente condutores, quando uma trinca é interceptada, é gerado um sinal de alta intensidade no plano de impedância, o que facilita a identificação do defeito. Em contrapartida, como se pode notar pela Equação 2.9, quanto maior o valor de  $\sigma$  menor será a profundidade de penetração para valores fixos de frequência.

Através dos valores de impedância obtidos no ensaio, expressos pelo conjugado complexo, é possível reconstruir perfis de condutividade elétrica calculadas por meio de algoritmos desenvolvidos para este fim (GARCÍA-MARTÍN; GÓMEZ-GIL; VÁZQUEZ-



SÁNCHEZ, 2011; SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a; SANTOS et al. 2011b). Sendo assim, além da já consagrada utilização dos ENCP para identificação de descontinuidades, é possível aplicá-la também para fins de caracterização microestrutural através das variações de condutividade elétrica (SANTOS, 2014a; SANTOS et al., 2014b; SORGER et al., 2019; ZERGOUG et al., 2004).

### 2.1.1.2 Quatro pontas

A técnica de medição de condutividade elétrica por quatro pontas é muito pouco explorada na inspeção da microestrutura e defeitos das juntas soldadas. Entretanto, já é amplamente utilizada para determinar a condutividade elétrica de condutores e semicondutores. Esta é bastante antiga e trata-se de um método simples, não destrutivo e que pode ser aplicado rotineiramente, pois é possível obter resultados de maneira rápida e precisa (WENNER, 1916).

A configuração utilizada nas medidas de condutividade por quatro pontas, conforme ilustrada na Figura 2.7, é bastante simples. O método mais usual é aquele no qual as quatro pontas encontram-se dispostas de forma linear e igualmente espaçadas.

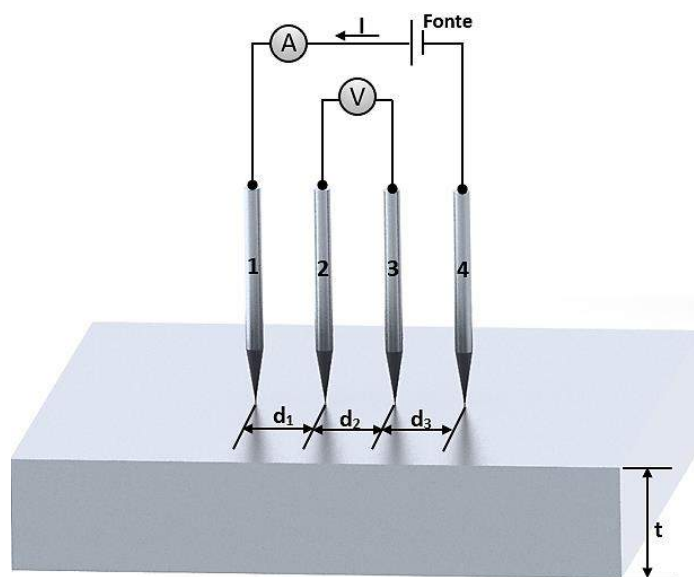


Figura 2.7 – Disposição esquemática de uma sonda de quatro pontas típica (do autor, baseada em GIROTTO; SANTOS, 2002)

Nela, uma fonte com diferença de potencial (ddp) gera uma corrente elétrica ( $I$ ) contínua, medida por um amperímetro ( $A$ ), que flui através das pontas externas da sonda. Nas pontas internas é medida a queda de tensão por meio da conexão em um voltmímetro ( $V$ ) (GIROTTO; SANTOS, 2002).

Para prosseguir com o desenvolvimento matemático é necessário retornar à Equação 2.2 que relaciona a resistividade ( $\rho$ ) ao campo elétrico ( $\epsilon$ ) e à densidade de corrente

(J). Em seguida, pode-se realizar a análise ao observar uma única ponta do equipamento de medição conforme ilustrado na Figura 2.8.

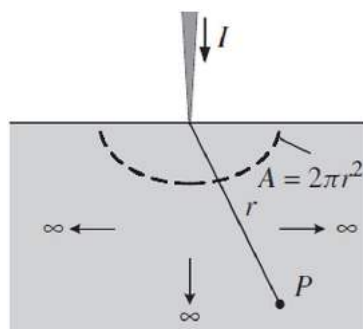


Figura 2.8 – Representação esquemática de uma única ponta da sonda de quatro pontas (SCHRODER, 2015).

Sabe-se que o campo elétrico está relacionado à densidade de corrente de acordo com a Equação 2.10 e este, por sua vez, se relaciona à corrente aplicada ( $I$ ) pela Equação 2.11 (SCHRODER, 2015). Correlacionando a Equação 2.10 e Equação 2.11 obtém-se a Equação 2.12.

$$\epsilon = J * \rho = -\frac{dV}{dr} \quad (2.10)$$

$$J = \frac{I}{2 * \pi * r^2} \quad (2.11)$$

$$\int_0^V dV = -\frac{I * \rho}{2 * \pi} \int_0^r \frac{dr}{r^2} \quad (2.12)$$

Através do desenvolvimento da Equação 2.12, pode-se chegar à Equação 2.13 que define a tensão elétrica em um ponto ( $P$ ) a uma distância ( $r$ ).

$$V = \frac{I * \rho}{2 * \pi * r} \quad (2.13)$$

A esta altura, deve-se fazer distinção entre chapa fina e grossa conforme indicam as literaturas (ALBERT; COMBS, 1964; SMITS, 1957; JR, 1955). A chapa é considerada fina quando a espessura ( $t$ ) é muito menor que o espaçamento entre as pontas ( $t \ll d$ ). Alguns autores consideraram como chapa fina aquelas que apresentam espessura menor que a metade do espaçamento entre as pontas ( $t < d/2$ ).

GIROTTO; SANTOS (2002) fizeram uso dos termos “materiais finitos” e “semi-infinitos” para diferenciar a geometria das chapas analisadas. Considerou-se como sendo semi-infinitas as chapas cujas dimensões laterais sejam maiores que 40 vezes o espaçamento entre as pontas da sonda e cuja espessura seja maior que este espaçamento ( $t > d$ ).

Para uma chapa com dimensões semi-infinitas (ou grossa), na qual a corrente se movimenta a partir da ponta 1 em direção à ponta 4, conforme ilustra a Figura 2.7, as tensões nas pontas 2 ( $V_2$ ) e 3 ( $V_3$ ) podem ser dadas pela Equação 2.14 e Equação 2.15 (GIROTTO; SANTOS, 2002; SCHRODER, 2015).

$$V_2 = \frac{I * \rho}{2 * \pi} * \left( \frac{1}{d_1} - \frac{1}{d_2 + d_3} \right) \quad (2.14)$$

$$V_3 = \frac{I * \rho}{2 * \pi} * \left( \frac{1}{d_1 + d_2} - \frac{1}{d_3} \right) \quad (2.15)$$

A tensão total medida entre as pontas 2 e 3 será então dada pela Equação 2.16:

$$V_2 - V_3 = \left( \frac{1}{d_1} - \frac{1}{d_2 + d_3} - \frac{1}{d_1 + d_2} + \frac{1}{d_3} \right) \quad (2.16)$$

Uma vez que a configuração mais usual da sonda de quatro pontas consiste em espaçamentos iguais, a relação acima pode ser simplificada e escrita em função da resistividade de acordo com a Equação 2.17.

$$\rho = 2 * \pi * d * \frac{V}{I} \quad (2.17)$$

Logo, é possível mapear a resistividade do material em um local específico a partir da medição da tensão após aplicação de um valor de corrente conhecida. Essa equação pode ser escrita em função da condutividade conforme indicado pela Equação 2.18.

$$\sigma = \frac{I}{2 * \pi * d * V} \quad (2.18)$$

Onde:

- $\sigma$  – Condutividade elétrica na região, [S/m];
- $I$  – Corrente elétrica aplicada através das pontas externas da sonda [A];
- $d$  – Espaçamento entre as pontas da sonda [m];
- $V$  – Tensão elétrica medida através das pontas internas da sonda [V].

Caso a amostra analisada não seja semi-infinita, são aplicadas uma série de fatores de correção à Equação 2.18 com o objetivo de ajustá-la à geometria peculiar de cada amostra (ALBERT; COMBS, 1964; GIROTTO; SANTOS, 2002; SCHRODER, 2015; SMITS, 1957 e JR, 1955)

A técnica de quatro pontas possibilita avaliar a condutividade elétrica em uma larga ordem de grandeza, tornando-a muito versátil, podendo ser aplicada em materiais

altamente condutores e semicondutores. Além disso, é um método de alta resolução que não requer calibração.

Devido a esta resolução apurada são necessários equipamentos de medição com alta acurácia. Por exemplo, com a adoção de uma sonda cujo espaçamento entre as pontas seja de 1,00 mm sob a ação de 100 mA para a aferição de materiais com condutividade elétrica entre 0 e 100 %IACS, seria necessário equipamento capaz de medir variações de tensão na ordem de  $10^{-4}$  a  $10^{-7}$  V. Isto é ilustrado pela Figura 2.9 obtida a partir de manipulação da Equação 2.18.

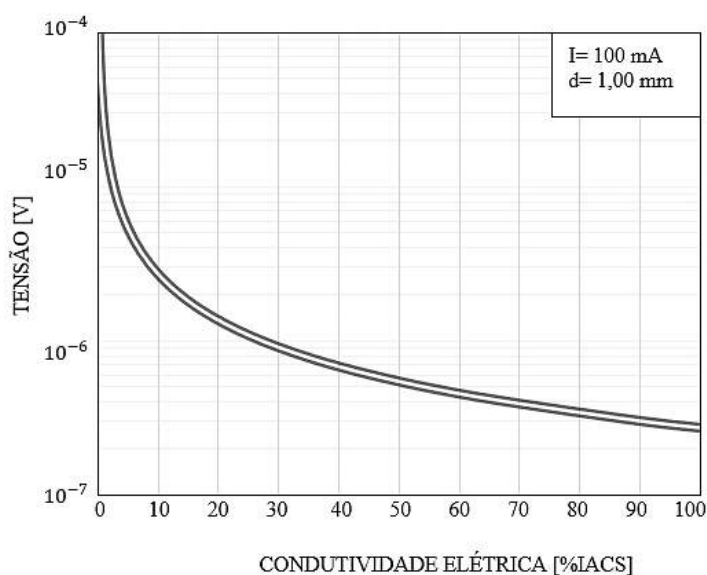


Figura 2.9 – Variação da tensão com a condutividade de materiais entre 0 e 100 %IACS para medições com sonda de espaçamento  $d = 1,0 \text{ mm}$  e corrente  $I = 100 \text{ mA}$  (do autor, baseada em SORGER et al., 2019).

Por fim, a condutividade elétrica medida por corrente parasita e pela técnica de quatro pontas são baseadas em fenômenos físicos completamente diferentes. A grande vantagem da técnica de quatro pontas consiste em ser um método de contato, que mede a condutividade em uma direção bem definida correspondente à orientação das pontas. Entretanto, para o bom êxito deste método se faz necessário a adoção de equipamento com alta resolução.

## 2.2 Soldagem

A soldagem é um processo de união de superfícies por meio da coalescência localizada, sendo um dos métodos com melhor custo benefício para unir materiais metálicos. A simplicidade de execução e a, relativa, pequena quantidade de material utilizado no processo proporciona a este grande destaque na indústria. A classificação mais usual para os processos de soldagem é feita pelo critério de divisão em famílias, relacionadas ao

estado físico da matéria governante em cada um deles. Portanto, a divisão dos processos de soldagem pode ser realizada em três grandes famílias conforme indicado na Tabela 2.2 (JENNEY; O'BRIEN, 2001; OKUMURA; TANIGUCHI, 1982)

Tabela 2.2 – Tipos de soldagem classificados quanto aos estados físicos presentes (MODENESI, 2001).

Classificação do tipo de soldagem	Estados físicos presentes
Pressão (estado sólido)	Sólido-sólido
Fusão	Líquido-líquido
Brasagem	Sólido-líquido

Devido ao grande número de processos de soldagem é possível criar subdivisões baseadas no tipo de fonte de energia empregada. Em processos de soldagem por fusão, por exemplo, o calor gerado é proveniente de fontes externas que incluem feixe de elétrons, laser, reações químicas exotérmicas e arcos elétricos (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Neste contexto três fatores ganham destaque: energia da fonte, aporte térmico e densidade de energia.

A energia da fonte (*Power*), é definida pela quantidade de energia transferida da fonte de calor para a peça por unidade de tempo, normalmente expressa em [ $J/s$ ] ou [ $W$ ].

O aporte térmico é também encontrado em literaturas como entrada de calor (*heat input*) ou ainda entrada de energia (*Energy input*). Este é entendido como a quantidade de energia aplicada por unidade de comprimento da junta soldada. Sua definição matemática pode ser dada pela Equação 2.19. Sendo:  $H$ -aporte térmico [ $J/mm$ ];  $P$ -energia da fonte [ $W$ ];  $v$ -velocidade de descolamento da fonte de energia [ $mm/s$ ];  $\eta$ -rendimento térmico [%].

$$H = \eta * \frac{P}{v} \quad (2.19)$$

O rendimento térmico na soldagem pode variar de acordo com os parâmetros adotados (DUPONT; MARDER et al., 1995). Segundo MODENESI (2001), uma soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), por exemplo, pode apresentar variação desta propriedade entre 20% e 80%.

Outro parâmetro importante é a densidade de energia (*Power density*), que também pode ser encontrada na literatura como intensidade. Esta é geralmente utilizada para descrever a energia transferida por unidade de área de contato efetivo entre a fonte de calor e a peça, geralmente expressa em [ $W/mm^2$  ou  $W/m^2$ ] (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Processos de soldagem a arco elétrico possuem densidade de energia na casa de  $10^7$  a  $10^8 W/m^2$  enquanto soldagens por feixe de elétrons podem atingir até  $10^{12} W/m^2$ , por exemplo.

A esta altura, é válido mencionar que a extensão e geometria das regiões geradas durante os processos de soldagem estão diretamente ligadas às características intrínsecas de cada processo de soldagem bem como à variação dos parâmetros adotados.

As sessões a seguir têm como objetivo introduzir alguns tipos de soldagem, importantes no contexto dessa pesquisa, dentro de suas respectivas classificações a fim de entender as diferentes regiões obtidas e conseqüentemente a microestrutura resultante de cada processo.

Inicialmente será feita uma breve apresentação geral sobre soldagens em estado sólido. Posteriormente, falaremos sobre soldagens por fusão, abordando mais profundamente a soldagem TIG (ou *Gas-tungsten arc welding*, GTAW) que foi empregada nos procedimentos experimentais.

### 2.2.1 Soldagens em estado sólido

Na soldagem em estado sólido a coalescência do material acontece sob temperaturas abaixo do ponto de fusão do mesmo. Um tipo de soldagem em estado sólido bastante utilizado é a soldagem por fricção linear (SFL). Neste processo, a fonte de energia é geralmente de natureza mecânica, onde o movimento de contato (ferramenta-peça ou peça-peça) proporciona fricção, gerando o calor necessário para união de duas partes.

Esta, conforme ilustra a Figura 2.10, é caracterizada pela presença de uma ferramenta rotativa não consumível composta por uma base cilíndrica (comumente denominada ombro) e um pino.

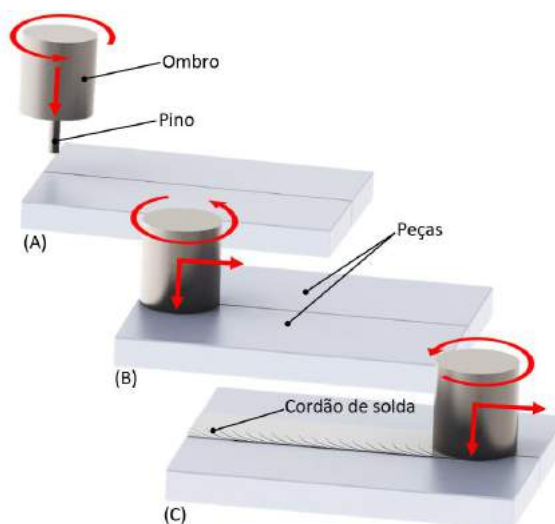


Figura 2.10 – Etapas presentes no processo de SFL típica (do autor, baseada em MISHRA; MA, 2005).

Ao aproximar a ferramenta das peças, o ombro se apoia sobre a superfície das mesmas enquanto estas são penetradas pelo o pino (Figura 2.10.b).

A fricção e a deformação plástica resultantes aquecem o material promovendo estado viscoplástico, fundamental para o processo. Uma vez que o material atinge este estado a ferramenta começa a se deslocar longitudinalmente. Esta movimentação longitudinal combinada à rotação da ferramenta faz com que o material no estado viscoplástico flua ao redor do pino. A pressão exercida pelo ombro forja o material, consolidando o cordão de solda (Figura 2.10.c)(MISHRA; MA, 2005).

Em uma SFL pode-se notar três zonas distintas conforme ilustradas na Figura 2.11, a saber: metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona *nugget* (ZN).

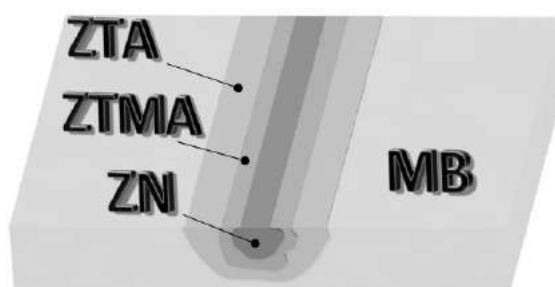


Figura 2.11 – Regiões típicas de uma junta soldada em estado sólido (do autor, baseada em SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011).

A ZN é caracterizada pela presença de uma estrutura de grãos refinados equiaxiais. A formação desta estrutura de grãos é devido à intensa deformação plástica (causada pelo pino da ferramenta) sob altas temperaturas, proporcionando recristalização dinâmica.

Na ZTMA normalmente os grãos são severamente deformados sob elevadas temperaturas, entretanto a deformação não é o suficiente para causar recristalização. Logo, alguns novos grãos podem nuclear, porém os grãos preexistentes permanecerão deformados. Além disso pode ocorrer dissolução de precipitados devido às elevadas temperaturas nesta região durante o processo. A ZTA não passará por deformação plástica, porém estará exposta a altas temperaturas. Geralmente estas temperaturas não são suficientes para modificar a estrutura dos grãos, que permanecerão similares aos encontrados no MB. Contudo, pode-se verificar em alguns casos o crescimento de precipitados como única alteração significativa nesta região.

Sabe-se que o limite de escoamento de um material aumenta com a diminuição do tamanho de grão. Esta relação foi primeiramente proposta por Hall e Petch nos anos 50. SATO; PARK; KOKAWA (2001), estudaram os fatores microestruturais que influenciam na dureza de ligas de alumínio (endurecidas por solução sólida) que passaram por SFL. Os autores identificaram que a dureza Vickers ( $H_v$ ) das amostras testadas puderam ser estimadas a partir da relação de Hall e Petch. Mostrando que quanto menor o tamanho de grão maior será a dureza.

Entretanto, em uma pesquisa anterior, SATO et al. (1999), haviam verificado que a dureza de uma liga de alumínio 6063 (endurecida por precipitação) processada por SFL era mais afetada por precipitados do que pelo tamanho de grão. Na pesquisa percebeu-se redução da dureza na ZN apesar da presença de uma estrutura de grãos refinados. Os autores sugeriram que isto tenha ocorrido devido à dissolução de precipitados. O gráfico da Figura 2.12 ilustra o encontrado pelos pesquisadores.

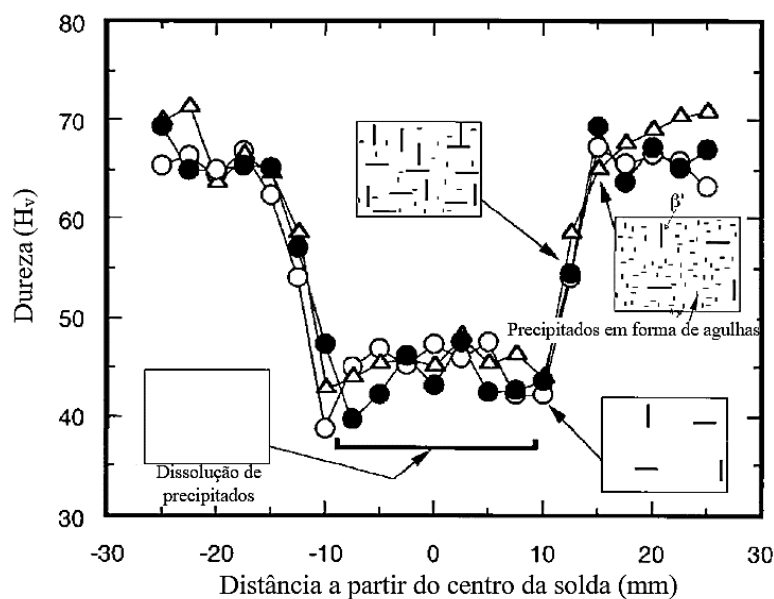


Figura 2.12 – Distribuição de precipitados com a dureza (adaptação de SATO et al., 1999).

Sendo assim, é possível notar que a maneira como a SFL afeta os perfis de dureza dependerá não apenas do tamanho de grão mas também da forma como os precipitados (caso haja) se distribuem na matriz, podendo o último ter predominância sobre o primeiro, fazendo com que a influência do tamanho de grão seja desprezível.

### 2.2.2 Soldagens por fusão

Como a denominação sugere, soldagens por fusão devem produzir calor suficiente para promover a fusão das regiões desejadas. Devido às altas temperaturas, ocorre transformação de estado sólido para líquido. Neste tipo de soldagem, as peças são unidas após fusão e subsequente solidificação das superfícies adjacentes.

Um processo bastante aplicado na indústria é a soldagem a arco com arame sólido e gás-de proteção definida pela Sociedade Americana de Soldagem (*American Welding Society*, AWS) como *Gas metal arc welding* (GMAW). Nela um eletrodo consumível é alimentado continuamente, o qual estabelece o arco voltaico (ou arco elétrico), sob uma atmosfera de gás ativo ou inerte (MAG, *Metal Active Gas* ou MIG, *Metal Inert Gas*) que flui através da pistola. Este é um processo que permite alta densidade de corrente



devido ao pequeno diâmetro do eletrodo, o que também possibilita altas taxas de deposição (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Outra técnica consagrada é a soldagem TIG. Neste método o arco elétrico é estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio (que geralmente se encontra alocado na pistola em contato com um tubo de cobre por onde passa a corrente elétrica) e a peça gerando aquecimento e conseqüentemente a coalescência do metal (KOU, 2003).

A soldagem TIG é realizada em atmosfera inerte, sendo o argônio, hélio ou uma mistura dos dois gases, os mais utilizados. A função do gás inerte é envolver o eletrodo, o arco e a poça de fusão protegendo-os contra oxidação (MODENESI, 2001). A Figura 2.13 ilustra esquematicamente a configuração deste processo.

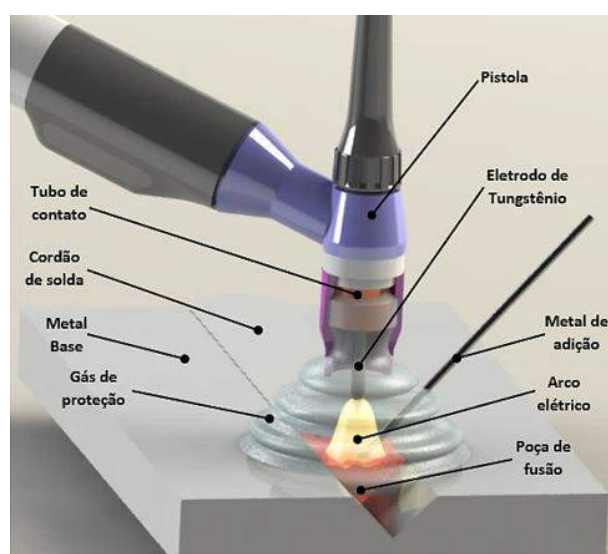


Figura 2.13 – Ilustração do processo de soldagem TIG com metal de adição (do autor, baseada em DUPONT; MARDER et al., 1995).

Esta pode ser executada com ou sem metal de adição (de forma autógena). Sendo utilizado em praticamente todos os setores da indústria metalmeccânica, é um método de precisão e qualidade elevadas. Por estas características é largamente aplicada para unir a maioria dos metais (MODENESI, 2001).

#### 2.2.2.1 Efeitos na microestrutura de soldagens por fusão

O processamento metalúrgico de soldagens por fusão pode produzir diversos fenômenos no material, entre eles: fusão, formação de grãos colunares na solidificação, crescimento de grão, transformação de fases, precipitação, tensão residual e corrosão intergranular (BROOKS; THOMPSON, 1991). Um processo de soldagem por fusão apresentará uma junta soldada típica com as seguintes regiões: MB, ZTA e ZF (Figura 2.14).

A ZF é descrita desta forma pois nela ocorre a fusão e posterior solidificação da junta. A microestrutura na ZF é função da composição do MB e metal de adição (MA) e



Figura 2.14 – Regiões típicas em uma solda por fusão.

das condições de solidificação. É possível classificar a ZF em três tipos: autógenas (sem MA), homogêneas (com MA de composição muito próxima ao MB) e heterogênea (com MA de composição diferente do MB).

Na ZF o líquido de composição uniforme se solidifica, resultando em um sólido cuja composição normalmente não será uniforme, uma vez que os átomos de soluto no líquido são redistribuídos durante a solidificação. A redistribuição do soluto depende da termodinâmica, ou seja, das fases presentes e da cinética das reações, da difusão, do super-resfriamento, do fluxo de fluidos e assim por diante (KOU, 2003; JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Nos processos de soldagem por fusão, a solidificação do material ocorre através do crescimento celular em forma de dendritas. Quando as composições do MB e do MA são similares, a solidificação acontecerá a partir de grãos preexistentes do MB mantendo a mesma orientação cristalográfica destes. Como a orientação do MB é geralmente randômica (material policristalino sem orientação preferencial), o líquido da ZF se solidificará obedecendo esta mesma desorientação. Esta solidificação heterogênea a partir de núcleos existentes é chamada de crescimento epitaxial (LIPPOLD et al., 2015). A Figura 2.15 busca ilustrar este fenômeno.

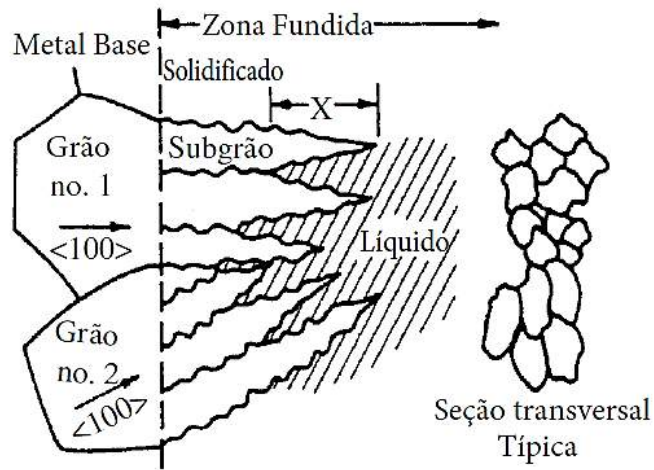


Figura 2.15 – Crescimento celular em forma de dendritas (adaptação de LIPPOLD et al., 2015).

A análise do diagrama de equilíbrio de um material é útil para prever as possíveis modificações microestruturais causadas pela soldagem. A Figura 2.16 apresenta essas modificações para um aço simples.

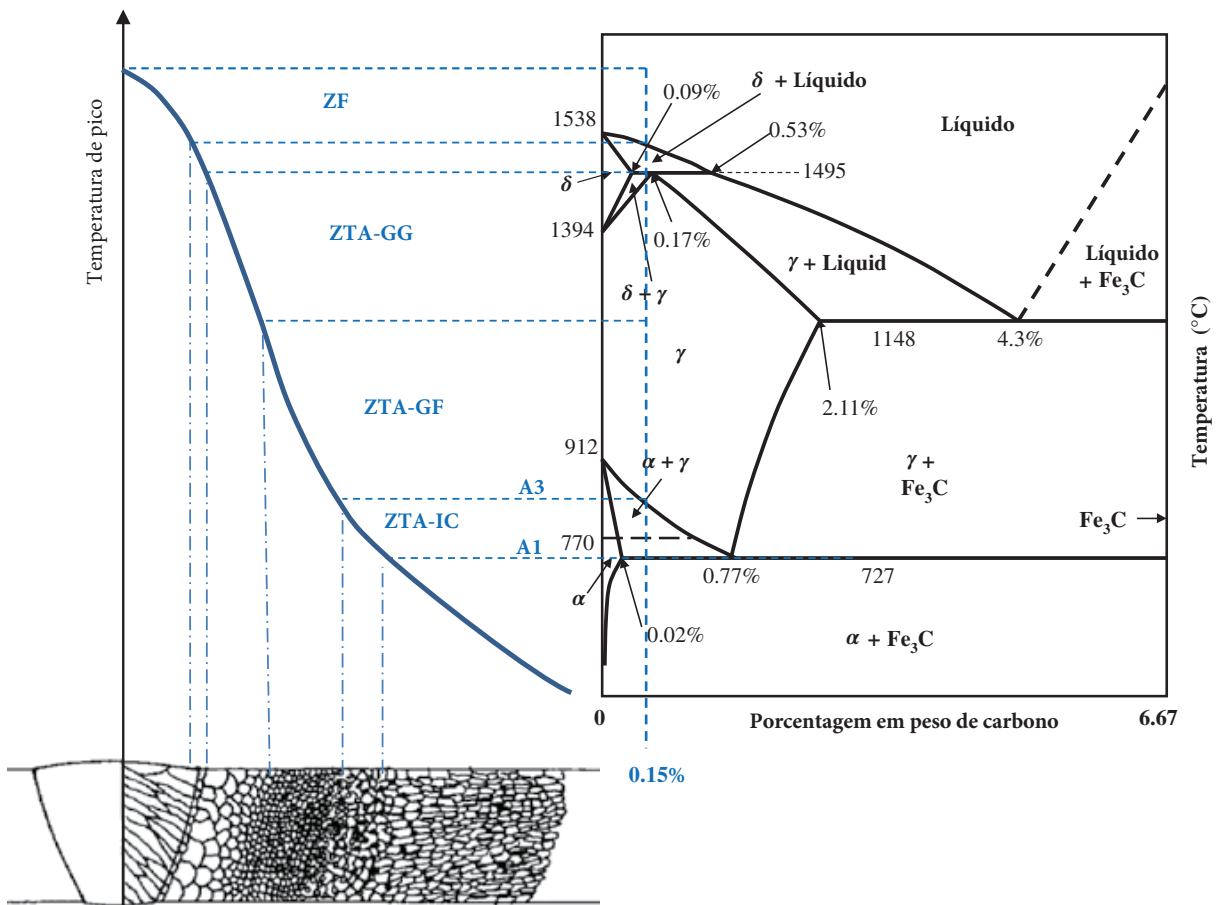


Figura 2.16 – Relação entre o diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C e a microestrutura da ZTA para um aço simples (adaptação de LIPPOLD et al., 2015).

A ZTA pode ser inicialmente classificada como ZTA de granulação fina (ZTA-GF) próxima ao MB e ZTA de granulação grosseira (ZTA-GG) próximo ao MA (LIPPOLD et al., 2015). Na ZTA as temperaturas alcançadas são muito baixas para acarretar a fusão do material, porém altas o suficiente para causar significativas mudanças na microestrutura e consequentemente nas propriedades do material mesmo em curtos intervalos de tempo de residência nestes máximos de temperatura (KOU, 2003; JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Como pode ser visto ainda na Figura 2.16, o aço do exemplo começa a se transformar para austenita ( $\gamma$ ) após aquecimento acima da temperatura crítica inferior (A1). E estará completamente transformado acima da temperatura crítica superior (A3). A curta região da ZTA entre estas temperaturas é denominada ZTA intercristica (ZTA-IC). Acima de A3 a austenita estará completamente transformada. O aumento da temperatura causará crescimento de grão. Isto dá origem às regiões de ZTA-GF e ZTA-GG (LARA; CHOREN, 2014).

A transformação para  $\gamma$  sob elevadas temperaturas formará subprodutos na ZTA quando o material for resfriado. Dependendo da composição e taxa de resfriamento pode haver a formação de ferrita  $\alpha$ , ferrita  $\delta$ , bainita, martensita e precipitação de segunda fase para ligas que preveem tal fenômeno. Isto é melhor representado por diagramas de resfriamento contínuo (LIPPOLD et al., 2015).

Sabe-se que maiores valores de aporte térmico geram menor taxa de resfriamento na soldagem (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Isto pode gerar recristalização e crescimento de grão na ZTA (KOU, 2003). Soldagens por feixes de elétrons, por exemplo, são caracterizadas por baixos valores de aporte térmico e alta taxa de resfriamento, proporcionando, portanto, pouca recristalização da ZTA. Em contrapartida, juntas soldadas por TIG (aporte térmico alto e baixa taxa de resfriamento) geralmente apresentam recristalização e até mesmo crescimento de grão na ZTA (KOU, 2003).

BAYRAKTAR et al. (2007), estudaram o crescimento excessivo de grãos ferríticos na ZTA de juntas de aço IF soldadas por TIG, reportando a formação de grãos alongados com orientação preferencial no sentido do fluxo térmico a partir do centro do cordão de solda em direção ao MB com valores de até 650  $\mu\text{m}$  (longitudinal) e 130  $\mu\text{m}$  (transversal).

Os autores indicam que este fenômeno está diretamente relacionado ao gradiente térmico entre a ZF e o MB. O crescimento é favorecido quando a temperatura de pico se encontra logo acima de A3 (temperatura de início de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  no resfriamento) e de fato é gerado devido à competição entre os processos de nucleação e crescimento durante a transformação (BASAK et al., 2019). Os primeiros núcleos de ferrita aparecem longe do centro da ZF onde a temperatura é mais próxima de A3. No decorrer do resfriamento formam-se, progressivamente, núcleos de ferrita cada vez mais próximos da ZF (BAYRAKTAR et al., 2007). Recentemente este fenômeno também foi reportado em diversas pesquisas que submeteram o aço IF a soldagens por fusão (RAO et al., 2017;

BENI et al., 2019; BASAK et al., 2019; JANARDHAN et al., 2020; LIU et al., 2020).

Indo além, BAYRAKTAR et al. (2009) perceberam que submeter a ZF (posteriormente solidificada) à um segundo ciclo térmico proporciona aumento ainda mais pronunciado destes grãos alongados na ZTA, que podem chegar a até 800  $\mu\text{m}$ . Este fenômeno é ilustrado na Figura 2.17.

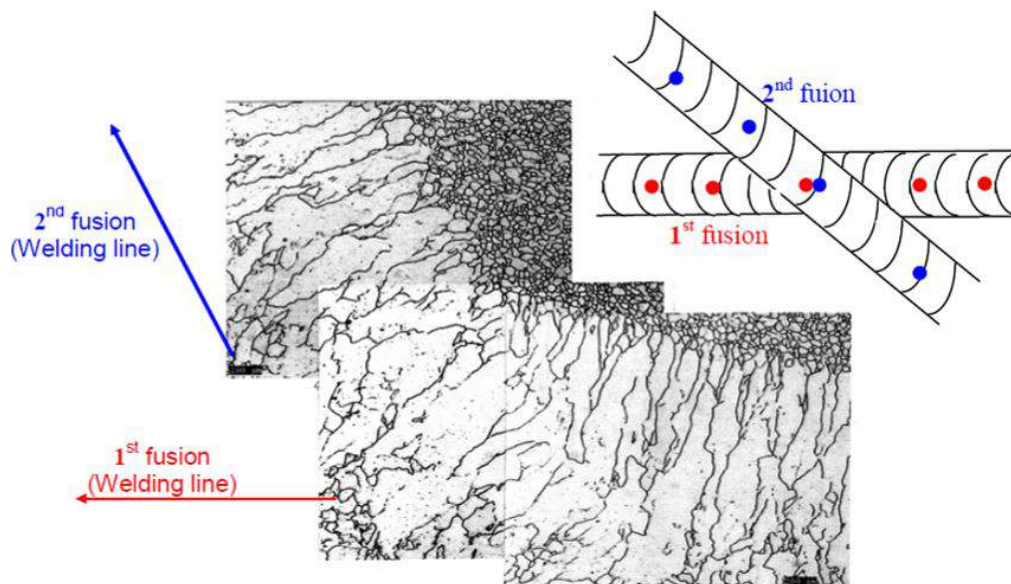


Figura 2.17 – Evolução do tamanho do grão na ZTA para o caso de dois cordões de solda TIG em aço IF-TiNb (adaptação de BAYRAKTAR et al., 2009).

De acordo com os autores os finos precipitados dispersos na matriz ferrítica (principalmente TiC), que são característicos do material fabricado, são quase que completamente dissolvidos pelo primeiro ciclo térmico. Estes tem papel importante no impedimento do crescimento excessivo dos grãos na ZTA. Sendo assim, após sua dissolução, os grãos tendem a crescer ainda mais durante o segundo ciclo térmico.

Uma junta de aço IF soldada por fusão possui perfil de dureza caracterizado por valores mais baixos no MB e ZTA com aumento considerável na ZF assim como exemplificado na Figura 2.18 e encontrado na literatura (CEZÁRIO; PORCARO; FARIA, 2019; GAUTAM; KUMAR, 2018; LIU et al., 2020).

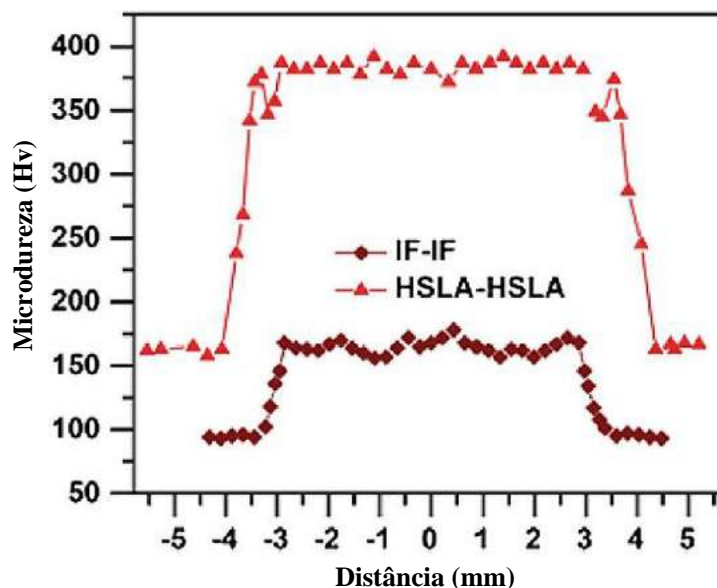


Figura 2.18 – Perfil de microdureza Vickers característico de um aço IF soldado por processo de soldagem por fusão (adaptação de JANARDHAN et al., 2020).

A maior dureza no centro em soldas de aço IF pode estar relacionada a uma série de fatores. Estudos indicam haver a possibilidade de formação de martensita ou bainita na ZF para processos de soldagem que proporcionam taxas de resfriamento mais elevadas (BENI et al., 2019) ou quando a soldagem é feita juntamente de aço com teor de carbono pouco mais elevado (BASAK et al., 2019).

Ainda é possível obter uma região solidificada endurecida pelo aumento na densidade de discordâncias, finas partículas de precipitados ou solução sólida (BAYRAKTAR et al., 2009; RAO et al., 2017; BENI et al., 2019; LIU et al., 2020).

A união do cobre feita por soldagem TIG foi estudada recentemente por diversos pesquisadores (AMARNATH; KARUPPUSWAMY; BALASUBRAMANIAN, 2017; CONSTANTIN et al., 2018; CHENG et al., 2019; CHENG et al., 2020; SARANARAYANAN; LAKSHMINARAYANAN; VENKATRAMAN, 2019; DAK et al., 2020).

Ao unirem o aço inoxidável ao cobre pelo processo de soldagem TIG, CHENG et al. (2019) perceberam o surgimento de uma zona cujos valores de microdureza foram mais baixos que o esperado para uma região de MB no cobre. A esta os autores chamaram de "zona de amolecimento". Um exemplo do encontrado na pesquisa é dado na Figura 2.19. Ainda foi notado que esta zona cresce de forma aproximadamente proporcional ao aumento do aporte térmico aplicado.



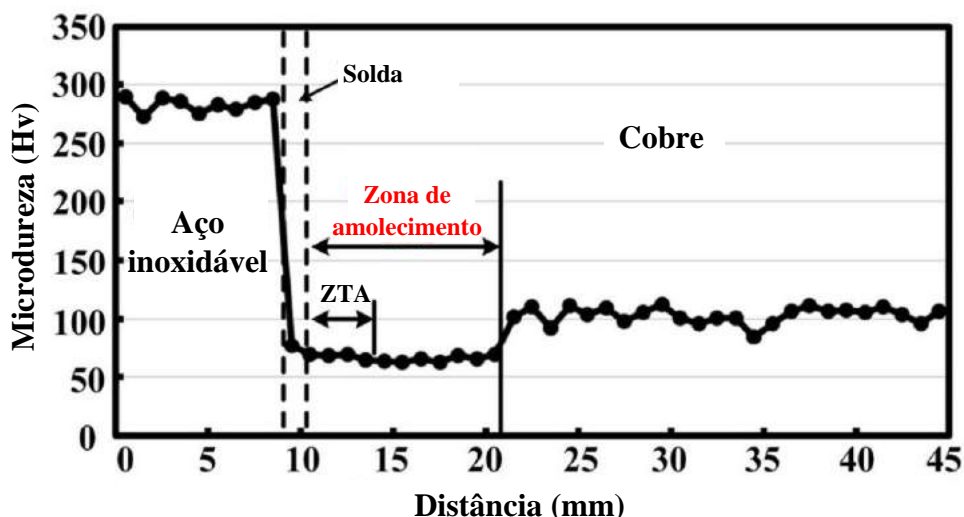


Figura 2.19 – Perfil de microdureza Vickers para o cobre soldado por TIG com a presença de zona de amolecimento (adaptação de CHENG et al., 2019).

Alguns estudos reportaram a microestrutura das zonas geradas durante a soldagem como formada por grãos equiaxiais com cerca de  $22,1 \mu\text{m}$  ( $\pm 3,0 \mu\text{m}$ ) no MB, que aumentam para aproximadamente  $138,1 \mu\text{m}$  ( $\pm 68,0 \mu\text{m}$ ) na ZTA com a presença de maclas de recozimento. Na ZF percebe-se crescimento epitaxial na aparência de grãos colunares, sendo formada por Cu monofásico (AMARNATH; KARUPPUSWAMY; BALASUBRAMANIAN, 2017; CHENG et al., 2019; CHENG et al., 2020; DAK et al., 2020; SARANARAYANAN; LAKSHMINARAYANAN; VENKATRAMAN, 2019). A Figura 2.20 traz um exemplo da microestrutura citada.

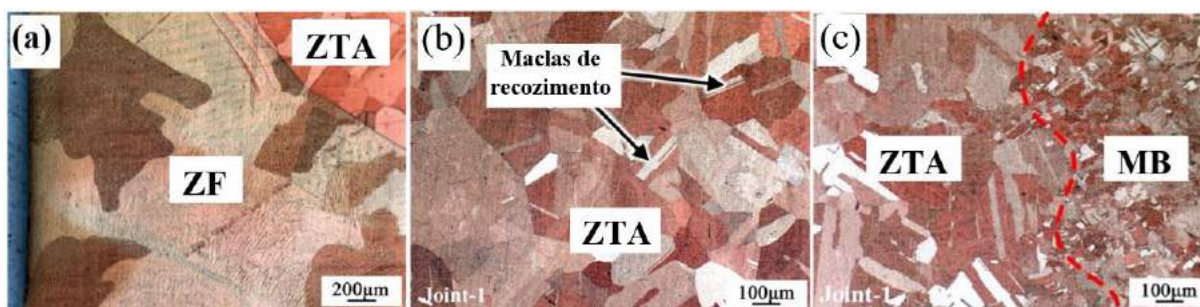


Figura 2.20 – Microestrutura característica do cobre soldado por TIG. Sendo (a)-ZF e ZTA; (b)-ZTA e (c)- ZTA e MB (adaptação de CHENG et al., 2019).

Além disso, a microdureza tende a apresentar valores mais baixos na ZTA e MB e alcança seus picos na ZF conforme a ilustração dada na Figura 2.21.

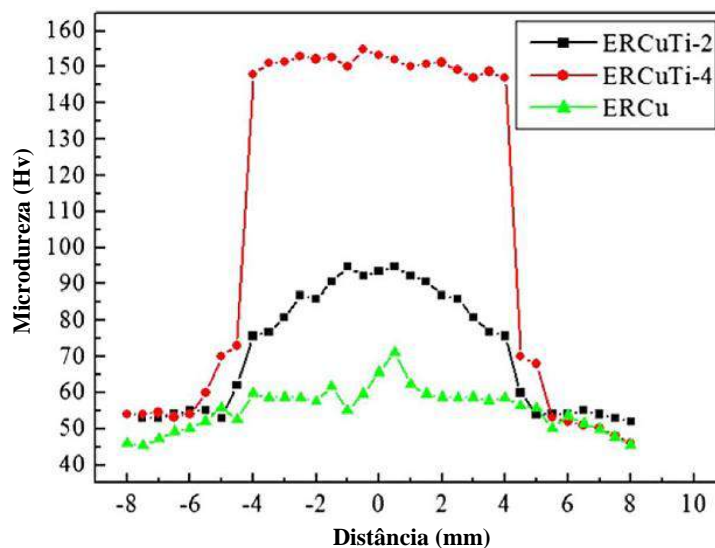


Figura 2.21 – Perfil de microdureza Vickers característico de uma amostra de cobre soldado por TIG com diversos metais de adição (adaptação de YINAN et al., 2012).

## 2.3 Estado da arte

Estudos recentes demonstraram que a condutividade elétrica é uma propriedade valiosa que pode ser usada para identificar as diferentes regiões de soldagem e que, além disso, apresenta boa correlação com a microestrutura e dureza (SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a; SANTOS et al. 2011b; SANTOS, 2014a; SANTOS et al. 2014b; SORGER et al., 2019). No entanto, esse fenômeno não foi totalmente explorado do ponto de vista tecnológico e a busca pela correlação entre mudanças na condutividade elétrica e alterações físicas e metalúrgicas, inerentes ao processamento de materiais é bastante limitado (SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a; SANTOS, 2014a).

Em 2011, SANTOS *et al.* estudaram o comportamento das ligas de alumínio AA6013T4 e AA7075T6 processadas por soldagem por fricção linear. O trabalho buscou caracterizar, por condutividade elétrica, a seção transversal das juntas soldadas e investigar sua correlação com os diferentes valores de dureza observados devido à evolução microestrutural, como refinamento de grão e precipitação.

Após a soldagem os corpos de prova foram usinados em diferentes profundidades ao longo da seção transversal. Para traçar o perfil de condutividade elétrica, os pesquisadores utilizaram uma sonda de correntes parasitas espiral plana com 10 bobinas. Os resultados se encontram ilustrados na Figura 2.22 e Figura 2.23.



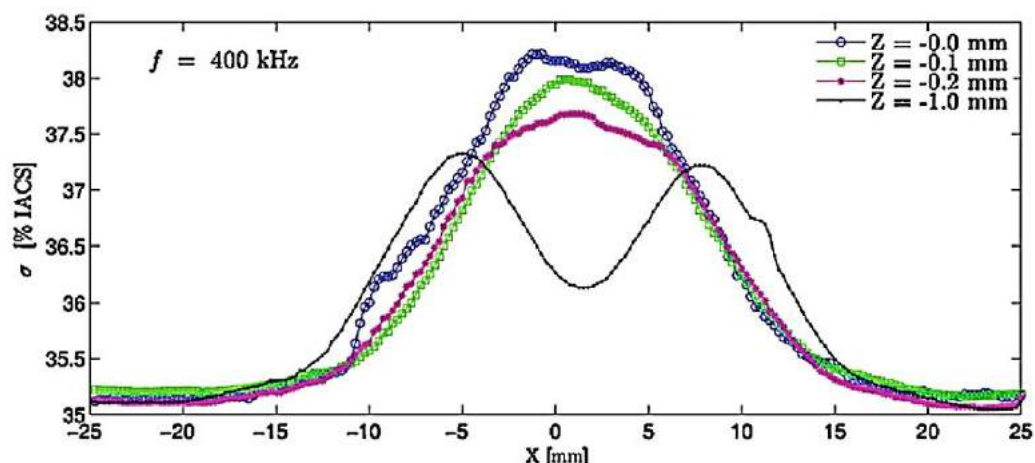


Figura 2.22 – Perfis de condutividade elétrica da junta soldada de AA6013T4. Diferentes profundidades de inspeção: como soldado ( $Z = 0$  mm) e usinado com  $Z = -0,1$  mm,  $Z = -0,2$  mm e  $Z = -1$  mm (SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a).

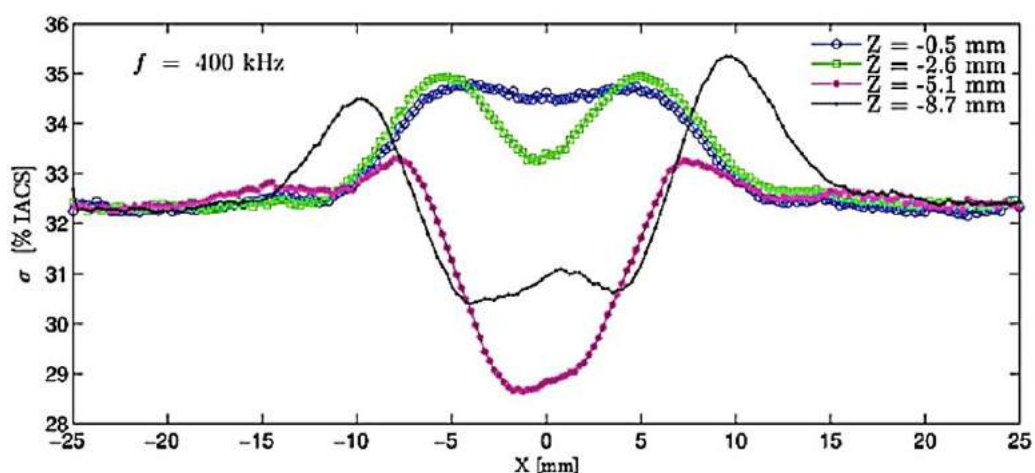


Figura 2.23 – Perfis de condutividade elétrica em diferentes profundidades na junta de AA7075T6 soldadas por fricção linear (SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a).

Pelas ilustrações das figuras acima, observa-se que a condutividade elétrica varia ao longo da junta soldada, aumentando a partir do MB em direção ao centro da solda passando pela ZTA e ZTMA, em seguida sofre queda na ZN. Além disso também varia com a profundidade.

Segundo os pesquisadores, o aumento na condutividade observado na ZTMA deve-se ao fato de que nesta área o grão é mais grosseiro do que no MB devido ao efeito termomecânico gerado pela soldagem por fricção. Se o tamanho de grão é maior, isto significa que a área total de contornos de grão por unidade de volume diminui, fazendo com que a mobilidade eletrônica seja aumentada visto que os contornos de grão agem como barreiras à passagem de elétrons.

A queda na condutividade elétrica observada na ZN ocorre pois nesta região há recristalização dinâmica devido ao fenômeno físico decorrente do processo de SFL. Isto faz com que os grãos sejam mais refinados. Sendo assim a área total de contornos de grão por unidade de volume aumenta tornando mais difícil o fluxo de elétrons.

Também foram traçados perfis de dureza ao longo da seção transversal da junta de AA7075T6. Observou-se diminuição da dureza a partir do MB em direção ao centro da solda passando pela ZTA e ZTMA. Na ZN verificou-se aumento desta propriedade em relação às zonas adjacentes. A Figura 2.24 apresenta a superposição entre os perfis de condutividade elétrica e dureza da junta de AA7075T6.

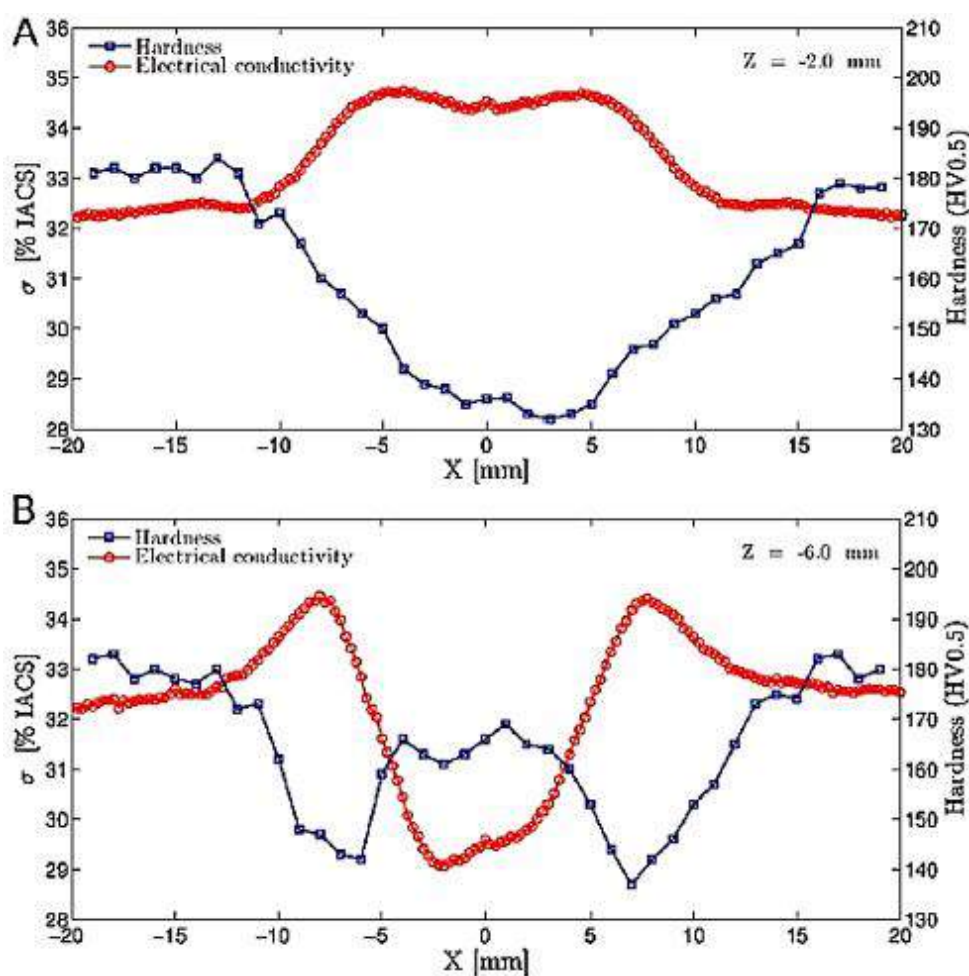


Figura 2.24 – Comparação dos perfis de condutividade elétrica e dureza Vickers na junta de AA7075T6 soldada por fricção linear (a)  $Z = -2$  mm; (b)  $Z = -6$  mm (SANTOS *et al.*, 2011a).

De acordo com essa pesquisa é possível identificar uma correlação de ordem inversa entre os perfis de microdureza e condutividade elétrica em juntas de ligas de alumínio soldadas por fricção linear.

Dando sequência aos estudos, SANTOS et al. (2014b) obtiveram amostras de AISI 1020 soldadas MAG e mediram a variação da dureza e condutividade elétrica ao longo da junta. As medições de condutividade foram realizadas utilizando duas sondas helicoidais de correntes parasitas. A Figura 2.25 apresenta a micrografia da região de transição entre a ZTA e a ZF, enquanto a Figura 2.26 ilustra os perfis de condutividade elétrica e de dureza superpostos à micrografia da amostra, destacando as regiões de soldagem.

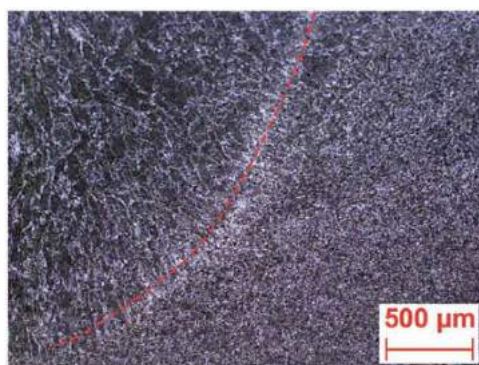


Figura 2.25 – Micrografia da transição e entre a ZF (à esquerda) e a ZTA (à direita) para a amostra de AISI 1020 soldada por MAG (SANTOS et al., 2014b).

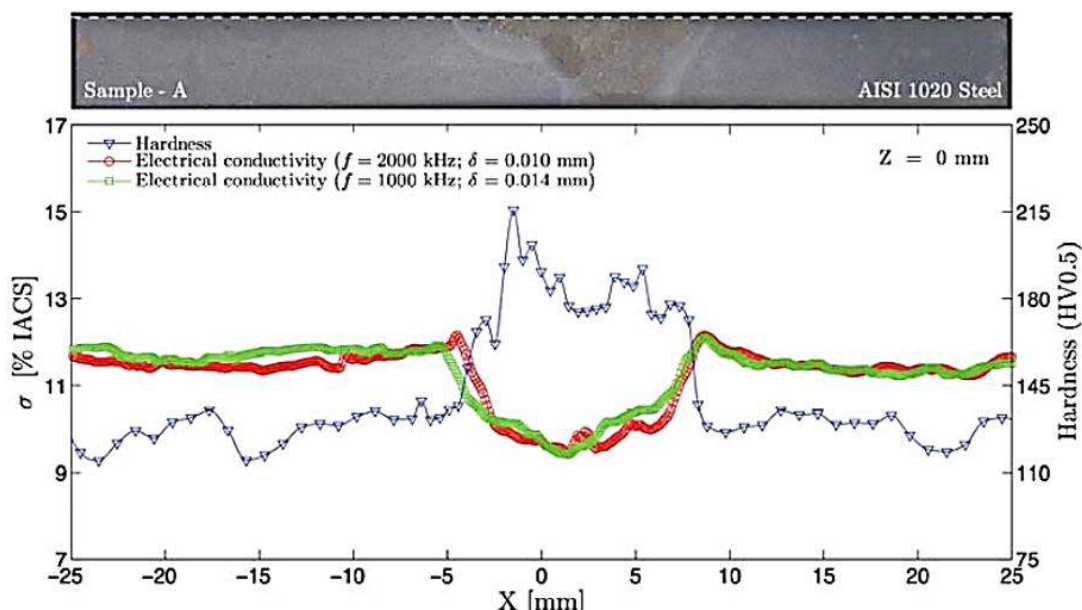


Figura 2.26 – Perfil de condutividade elétrica superficial e perfil de dureza subsuperficial superpostos com a micrografia da amostra de AISI 1020 (SANTOS et al., 2014b).

Observa-se queda brusca de condutividade elétrica na ZTA, e ligeira tendência de aumento dentro da ZF. Isso ocorre, segundo os autores, pois há uma disputa de influências entre a estrutura de grãos grosseiros (tende a aumentar a mobilidade eletrônica) e as numerosas interfaces de ferrita proeutetóide e perlita (agem como obstáculos à mobilidade dos elétrons).

Na ZF a condutividade elétrica será menor que a observada no MB cuja microestrutura é caracterizada por ferrita e perlita (normalmente encontrada em chapas laminadas a frio). Por outro lado, a dureza aumenta na ZTA devido à transformação austenítica no estado sólido seguida por queda na ZF originada pela presença da estrutura de grãos grosseiros.

Portanto, assim como encontrado anteriormente para ligas de alumínio soldadas por fricção linear, uma liga AISI 1020 soldada por MAG apresenta correlação entre dureza e condutividade elétrica de forma inversa como um objeto espelhado. Entretanto, no primeiro caso, o fator que mais influenciou na mudança das propriedades medidas foi o tamanho de grão e conseqüentemente seus contornos. Em contrapartida, as partículas de segunda fase tiveram influência mais acentuada no segundo caso.

Ainda é possível perceber que a oscilação da condutividade elétrica é menos sensível à presença de pequenas partículas (como precipitados) do que a dureza, que por sua vez, varia de forma menos estável.

SORGER (2014) e SORGER et al. (2019) também estudaram a correlação entre condutividade elétrica e dureza em juntas de ligas ferrosas unidas por soldagem. Foi feita investigação e um aço inoxidável AISI 304 soldado por TIG. Neste caso as medições de condutividade elétrica foram realizadas por correntes parasitas e pela técnica de quatro pontas. Os resultados estão ilustrados na Figura 2.27.

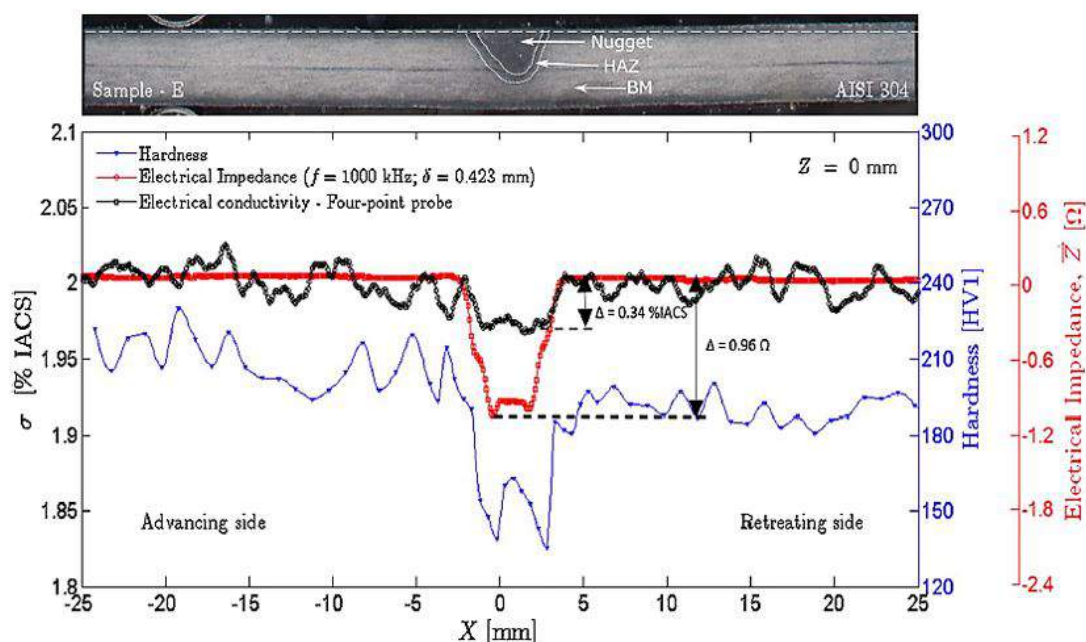


Figura 2.27 – Perfis de condutividade elétrica e dureza realizados em aço inoxidável AISI 304 soldado por TIG (SORGER et al., 2019).

A princípio podemos notar que a correlação entre condutividade medida pela técnica de quatro pontas e dureza foi de ordem direta, diferentemente do encontrado para



as ligas de alumínio AA6013T4 e AA7075T6 soldadas por fricção (SANTOS; VILAÇA; MIRANDA, 2011a) e para AISI 1020 soldada por MAG (SANTOS et al., 2014b).

De acordo com SORGER (2014), durante a solidificação da ZF em aço inoxidável austenítico, houve formação de ferrita nos braços dendríticos da austenita. Embora o tamanho de grão considerado seja maior haverá, portanto austenita, ferrita  $\delta$  e eventualmente, fase sigma podendo justificar a queda na condutividade elétrica. No entanto, a presença dessas fases geralmente aumenta a dureza. Porém, se elas estiverem presentes em baixa proporção, seu efeito endurecedor pode não ser percebido, pois a austenita é uma fase dúctil e de baixa dureza.

Os autores sugerem que tanto a presença constatada de ferrita  $\delta$  (que teve aumento de 2,6% no MB para 18,9% na ZF) quanto a variação do tamanho de grão (15 a 20  $\mu\text{m}$  no MB para 60 a 75  $\mu\text{m}$  próximo à ZF) ocasionaram perfis similares entre condutividade elétrica e dureza.

Além disso, os pesquisadores analisaram essas correlações para uma amostra de cobre puro processadas por fricção linear cujos resultados são mostrados na Figura 2.28.

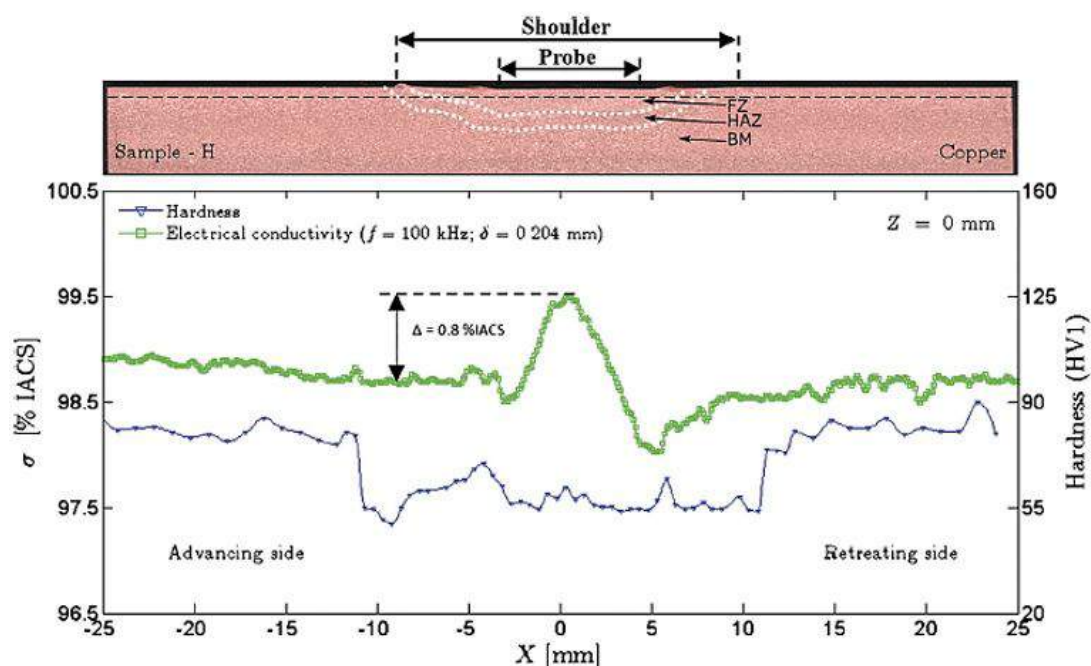


Figura 2.28 – Perfis de condutividade elétrica e dureza realizados na liga de Cu processada por fricção (SORGER et al., 2019).

A região processada exibiu estrutura de grãos refinados com 45  $\mu\text{m}$  devido à recristalização dinâmica, enquanto o MB apresentou tamanho de grão igual 75  $\mu\text{m}$ . Segundo os autores não foi possível realizar a medição de condutividade elétrica utilizando a técnica de quatro pontas pois o cobre é altamente condutor, tornando difícil a identificação de pequenas variações nesta propriedade. Seria necessário um equipamento mais preciso do que o utilizado pelos autores na referida pesquisa.

SORGER et al. (2019) observaram que apesar da presença de uma estrutura de grãos refinados, portanto com mais obstáculos à mobilidade de elétrons, não houve variação significativa na evolução do perfil de condutividade elétrica entre o MB e a região processada, exceto por um pequeno aumento no centro. Os autores concluíram que as alterações morfológicas na estrutura de grãos da região processada tenham, possivelmente, causado este pequeno aumento na condutividade elétrica. Quanto a isto, TAKATA; LEE; TSUJI (2009) demonstraram que o decréscimo da condutividade elétrica para o cobre só é significativo em tamanhos de grãos muito pequenos.

Pode-se ainda observar na Figura 2.28. uma tendência de queda na dureza a partir do MB em direção à região processada. Os pesquisadores expõem que, em comparação com o MB, a região processada não segue, evidentemente, a dependência de Hall-Petch. LEE; JUNG (2014), explicam este fato sugerindo que a diminuição da densidade de discordâncias da região processada tenha causado esta queda na dureza. Além disso, esta diminuição na densidade de discordâncias pode inclusive ter sido a causa do ligeiro aumento na condutividade apresentado nesta região.

Sabe-se que os fenômenos físicos que governam os diferentes tipos de processos de soldagem diferem entre si, proporcionando regiões com características metalúrgicas distintas. Sendo assim, a projeção da microestrutura resultante nestas regiões também será alterada de acordo com a natureza do material e do tipo de processo de soldagem adotados

Além disso, a condutividade elétrica é governada pela mobilidade de elétrons, enquanto a dureza é afetada pela resistência do material à deformação plástica. Estas propriedades dependem da estrutura cristalina, a existência de partículas de segunda fase e sua coerência com a matriz, a densidade de discordâncias, tamanho de grão e seus contornos. Sendo assim, é necessário analisar a influência de cada um desses fatores.

Como pode ser notado, os trabalhos recentes indicaram haver correlação direta ou inversa (dependerá do processo de soldagem e material empregados) entre a condutividade elétrica e a dureza. Portanto, a condutividade elétrica vem demonstrando potencial para identificar as diferentes regiões obtidas do processo de soldagem, relacionadas às modificações microestruturais presentes nas mesmas.

Diante deste cenário, o presente trabalho busca investigar o tipo de relação existente entre dureza e condutividade elétrica, medida pelo método de quatro pontas, e correlacionar com a microestrutura de juntas soldadas.

### 3 MATERIAIS E METODOLOGIA DE TRABALHO

#### 3.1 Materiais

Para a realização deste trabalho foi utilizado como material de pesquisa um metal ferroso e outro não ferroso. O metal ferroso adotado foi o aço IF e o não ferroso o cobre. A escolha desses dois metais justificou-se pelo fato de ambos serem simples e de vasta aplicação industrial.

Os aços IF são amplamente utilizados em forma de chapas estampadas na fabricação de automóveis por possuírem alta conformabilidade. Um dos fatores que proporcionam esta alta conformabilidade é a baixa quantidade de elementos intersticiais como carbono e nitrogênio. A adoção deste material visou ampliar os conhecimentos sobre metais ferrosos a respeito do assunto estudado nesta pesquisa.

Foram utilizadas chapas de aço IF Ti-Nb fornecidas pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) em forma de tiras obtidas da laminação a quente, com 4,80 mm de espessura média cuja composição química é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do aço IF Ti-Nb (% peso)

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti	Nb
0,003	0,125	0,011	0,006	0,067	0,033	0,003	0,042	0,034

O cobre, por sua vez, foi escolhido pela grande aplicabilidade industrial e boa soldabilidade que possui. Foram utilizadas chapas de cobre comercialmente puro adquiridas junto à empresa/distribuidora Metal Center Aços e Metais LTD e produzidas pela Paranapanema, com 3,17 mm de espessura. A análise química do material fornecida pelos certificados de qualidade da empresa Paranapanema é mostrada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição química do cobre (% peso)

Cu	P
99,96980	0,00810

## 3.2 Metodologia de trabalho

Visando uma melhor organização dos tópicos subsequentes, a metodologia de trabalho desta pesquisa foi separada em duas partes.

Primeiramente, serão apresentadas as etapas que consistiram na definição dos requisitos necessários à montagem do sistema de medição de condutividade elétrica com os detalhes pertinentes ao entendimento do projeto.

Em seguida, serão expostas as particularidades dos processos de soldagem bem como os procedimentos de preparação e caracterização dos materiais adotados para o estudo.

### 3.2.1 Requisitos para o sistema de medição de condutividade elétrica

Em uma primeira etapa foram determinados os equipamentos essenciais e seus requisitos básicos para a montagem do sistema. Para traçar os perfis de condutividade elétrica pelo método de quatro pontas seriam necessários, em suma, 4 itens:

1. Sonda de quatro pontas;
2. Fonte de alimentação;
3. Voltímetro;
4. Sistema de posicionamento.

Cabe ressaltar que o Instituto Militar de Engenharia (IME) foi contemplado com verba para a aquisição dos equipamentos por meio do Programa de Apoio a Projetos Temáticos no Estado do Rio de Janeiro-FAPERJ (2019), com o projeto intitulado: *Desenvolvimento de um sistema portátil inovador de avaliação microestrutural não destrutiva de juntas soldadas por condutividade elétrica: Aplicação na indústria de óleo e gás (Nº DO PROCESSO SEI-260003/007226/2020)*.

As próximas sessões objetivam detalhar a escolha dos equipamentos baseada nos requisitos necessários para tal.

#### 3.2.1.1 Sonda de quatro pontas

As principais características a serem observadas para a escolha da sonda são a colinearidade entre as pontas bem como o igual espaçamento entre elas. Sabe-se que espaçamentos menores permitem maior resolução das medidas. Dado este contexto, foi escolhida uma sonda de quatro pontas da marca FormFactor modelo C4S-44/3803, ilustrada na Figura 3.1, cujas especificações se encontram na Tabela 3.3.





Figura 3.1 – Sonda de quatro pontas FormFactor, modelo C4S-44/3803.

Tabela 3.3 – Características da sonda.

Características	Valores
Espaçamento entre as pontas	1,02 mm
Carga	40 - 70 g
Raio das pontas	50,8 $\mu\text{m}$
Material das pontas	Carbeto de tungstênio

### 3.2.1.2 Fonte de alimentação e voltímetro

Para a definição do voltímetro é necessário retornar à Equação 2.18 que, rearranjada, da origem à Equação 3.1, a partir da qual é possível estimar a escala e resolução mais adequadas para este instrumento.

$$V = \frac{I}{2 * \pi * d * \sigma} \quad (3.1)$$

De acordo com a fabricante da sonda escolhida, a máxima corrente suportada por esta é de 150 mA. Além disso, tem-se que a condutividade elétrica do aço IF e do cobre estão na casa de 12 %IACS e 103 %IACS, respectivamente. Com base nessas informações é possível proceder com os cálculos a seguir mantendo a corrente de teste em 100 mA, ou seja, abaixo da máxima suportada pela sonda. É válido mencionar que estes cálculos já estão adequados para valores de condutividade em %IACS em vez de S/m.

$$V_{\sigma=12\%IACS} = \frac{100 * 10^{-3}}{2 * \pi * 1,02 * 10^{-3} * 12 * 5,8001 * 10^7} = 2,418 \mu V \quad (3.2)$$

$$V_{\sigma=103\%IACS} = \frac{100 * 10^{-3}}{2 * \pi * 1,02 * 10^{-3} * 103 * 5,8001 * 10^7} = 0,2612 \mu V \quad (3.3)$$

Através dos resultados acima, percebe-se que o cobre exige maior resolução nas medidas. Entretanto, não basta apenas medir a condutividade pontual, mas também as pequenas variações causadas pelas alterações microestruturais devido à soldagem, conforme indicado no Estado da Arte. Sendo assim, foi simulada variação de 0,5 %IACS positivo em relação ao cálculo anteriormente feito para o cobre.

$$V_{\sigma=103,5\%IACS} = \frac{100 * 10^{-3}}{2 * \pi * 1,02 * 10^{-3} * 103,5 * 5,8001 * 10^7} = 0,2599 \mu V \quad (3.4)$$

Portanto, o voltímetro deve ser capaz de identificar mudanças na ordem de 0,01  $\mu V$  (10 nV) a fim de distinguir os valores de condutividade elétrica.

Baseado nestes critérios, foi identificado nano voltímetro digital da marca Keysight modelo 34420A. Este possui 7 ½ dígitos e resolução de 10 nV quando configurado para a escala de 100 mV podendo chegar à resolução máxima de 100 pV (0,1 nV) para a escala de 1 mV.

Já para a fonte, os requisitos necessários para atender o objetivo do projeto foi a capacidade em gerar corrente contínua de forma estável (com o mínimo de variação) na casa de 100 mA. Visto isso, foi identificado equipamento, também da marca Keysight, de modelo B2901A, que possui máxima resolução de 1  $\mu A$  para correntes geradas na escala de 100 mA. Ambos os equipamentos são mostrados abaixo na Figura 3.2.



Figura 3.2 – (a) Nano voltímetro 34420A e (b) fonte de alimentação B2901A

### 3.2.1.3 Sistema de posicionamento

Para que a sonda seja posicionada com precisão sobre a superfície da amostra, faz-se necessária a adoção de um sistema de deslocamento e posicionamento tridimensional. Com este intuito, foi adquirida uma micro fresadora de bancada da marca Nagano, modelo NMF144R (Figura 3.3), por atender aos requisitos mecânicos e geométricos exigidos.



Figura 3.3 – Micro fresadora de bancada da marca Nagano, modelo NMF144R.

Visando unir a sonda ao sistema de posicionamento foi criado um suporte sob medida, fabricado em ácido polilático (PLA), por meio de manufatura aditiva junto à empresa Philon Tech. O modelo em três dimensões (3D) projetado em *software* CAD (desenho assistido por computador, do inglês *Computer Aided Design*) e o componente real estão representados na Figura 3.4.

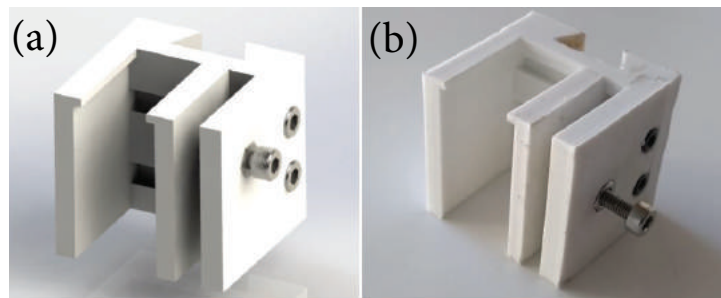


Figura 3.4 – Suporte para a sonda. (a) Modelo tridimensional e (b) componente real.

Por fim, o dispositivo de corte da micro fresadora foi substituído pelo suporte impresso em 3D, originando o sistema de posicionamento completo adotado por este projeto conforme demonstrado na Figura 3.5.



Figura 3.5 – Sistema de posicionamento completo.

### 3.2.2 Procedimentos experimentais

Os materiais de estudo foram submetidos aos procedimentos experimentais mostrados resumidamente no fluxograma da Figura 3.6.

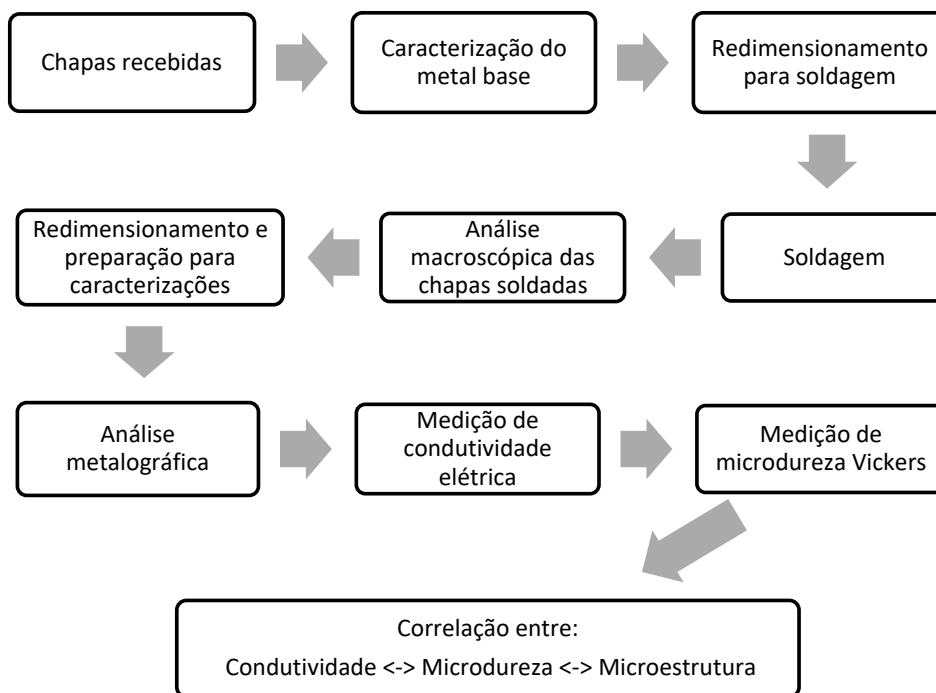


Figura 3.6 – Resumo dos procedimentos experimentais.

### 3.2.2.1 Caracterização do metal base

Antes de submeter os materiais a qualquer processamento térmico ou mecânico, amostras de aço IF e cobre nas dimensões de 20 mm x 20 mm foram extraídas das chapas como recebidas. Estas foram caracterizadas por meio de difração de raios x (DRX), análise metalográfica, medições de tamanho de grão pelo método dos interceptos lineares, microdureza Vickers e condutividade elétrica.

### 3.2.2.2 Redimensionamento para soldagem

Executou-se o redimensionamento das chapas como recebidas a fim de direcioná-las para soldagem autógena e para soldagem com metal de adição. Nesta etapa as chapas de aço IF e cobre tiveram suas respectivas espessuras reduzidas. Este procedimento se fez necessário para a realização da soldagem TIG autógena.

De acordo com revisão da literatura é possível unir, por este processo de soldagem, chapas de aço IF com 3 mm (CEZÁRIO; PORCARO; FARIA, 2019) e 4 mm de espessura (LAKSHMINARAYANAN; BALASUBRAMANIAN, 2011).

No cobre é possível realizar a soldagem autógena em chapas com até 1,6 mm de espessura (DAVIS et al., 2001), embora AMARNATH; KARUPPUSWAMY; BALASUBRAMANIAN (2017) tenham obtido êxito ao soldar, sem metal de adição, chapas de cobre eletrolítico com 4 mm de espessura. Sendo assim, optou-se por reduzir as espessuras das chapas de aço IF e cobre para 3 mm e 2 mm, respectivamente.

A espessura das chapas de aço IF foi reduzida através de uma Retificadora Tangencial FERDIMAT (modelo TA63) ilustrada na Figura 3.7(a) localizada na empresa GE Celma.

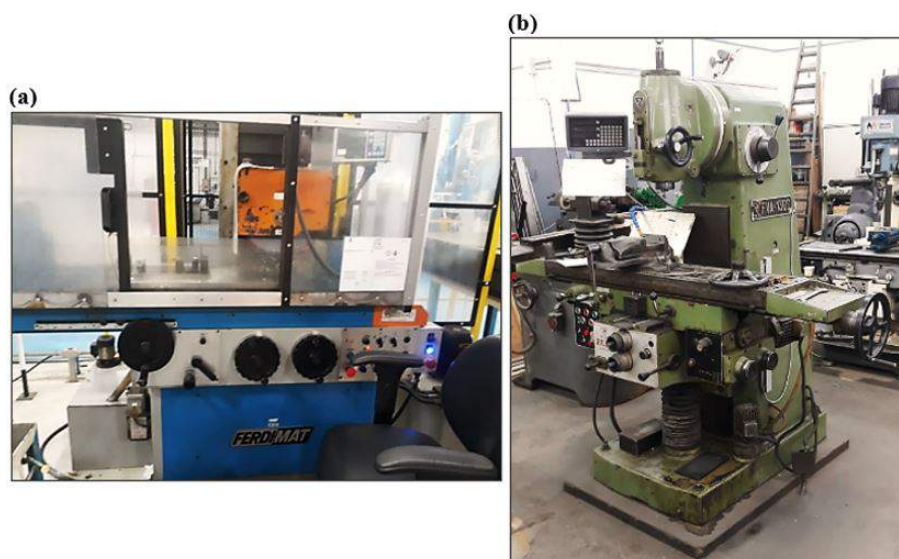


Figura 3.7 – Máquinas utilizadas para redução das espessuras das chapas. (a) Retificadora tangencial FERDIMAT e (b) Fresadora Universal ZEMA.

Por não ser ferromagnético, o cobre não pode ser fixado na base eletromagnética da retificadora ora mencionada. As chapas de cobre tiveram suas respectivas espessuras reduzidas ao aplainar a superfície superior com uma fresa de topo em uma fresadora universal ZEMA (modelo FVA 1300) demonstrada na Figura 3.7(b). Esta se encontra no laboratório de instrumentação e tecnologia mecânica (LITMec) do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF).

### 3.2.2.3 Soldagem e nomenclatura das chapas

Foi realizada soldagem TIG na Itaguaí Construções Navais (ICN) tanto de forma autógena quanto com metal de adição.

Os consumíveis para soldagem fornecidos pela empresa Vostalpine possuem formas de varetas com 3,2 mm de diâmetro. O MA para o aço IF e para o cobre são do tipo ER70S-3 e ERCu, respectivamente, cujas composições químicas estão dispostas na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Composição química dos consumíveis para soldagem.

Elemento	Fe	C	Si	Mn	Sn	Cu
% do produto - metal de adição ER70S-	Balanço	0,1	0,6	1,2	/	/
% do produto - metal de adição ERCu	/	/	0,4	0,3	0,8	Balanço

Neste contexto foi obtido um total de quatro chapas soldadas conforme discriminadas na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Dimensões e nomenclatura das chapas soldadas.

Material	Comprimento [mm]	Largura [mm]	Espessura [mm]	Nomenclatura	Processo de soldagem
Aço IF	85	120	4,8	IFMA	Soldagem TIG com metal de adição
	85	90	3	IFAU	Soldagem TIG autógena
Cobre	55	90	3,17	CUMA	Soldagem TIG com metal de adição
	65	50	2	CUAU	Soldagem TIG autógena

Todas as chapas foram unidas por junta de topo com os respectivos parâmetros de soldagem resumidos na Tabela 3.6 em conjunto com a Figura 3.8.

Tabela 3.6 – Parâmetros de soldagem.

Chapa	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade [mm/s]	Aporte térmico [J/mm]	Geometria		Número de passes
					a (°)	b (mm)	
IFMA	87	10	1,66	367	70	4	3
IFAU	100	12,4	2,16	402	20	1	1
CUMA	130	12	1,67	654	75	3	2
CUAU	120	12	1,33	758	s/ chanfro	2	1

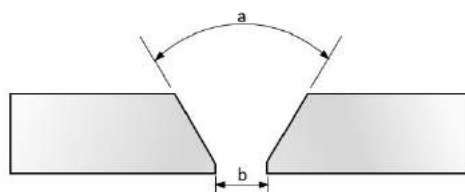


Figura 3.8 – Geometria das soldas.

A adoção das soldagens autógena e com metal de adição possibilitou o estudo da técnica de caracterização explorada nesta pesquisa na comparação de processos de soldagem distintos, por produzirem zonas com microestrutura diferentes entre si.

#### 3.2.2.4 Análise macroscópica e preparação das amostras

Inicialmente, foram registradas imagens das superfícies superior e inferior (face e raiz) das chapas soldadas com o uso de uma câmera digital. Esta etapa buscou analisar os aspectos macroscópicos das juntas soldadas a fim de identificar as áreas mais adequadas para o posterior corte e extração de amostras ao longo das seções transversais.

Em seguida, procedeu-se com cortes para redução da largura das chapas soldadas a fim de padronizar as dimensões das amostras para as análises subsequentes. Estes cortes foram realizados em duas etapas.

Na primeira, as chapas tiveram suas larguras reduzidas para 50 mm por meio de uma serra de fita GROB (modelo NS18), localizada no LITMec do CBPF. Este corte preliminar decorreu de uma limitação atinente à cortadora metalográfica Teclago, modelo CM40 localizada no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia (IME) (Figura 3.9), porquanto as chapas possuíam dimensões laterais muito grandes para fixação em seu mordente. Na segunda etapa, cortes finais foram feitos ao reduzir a largura das chapas soldadas para 40 mm através da cortadora ora mencionada.



Figura 3.9 – Cortadora metalográfica Teclago, modelo CM40.



A Figura 3.10 ilustra os cortes feitos pela serra de fita e pela cortadora metalográfica, linhas vermelha e amarela, respectivamente.

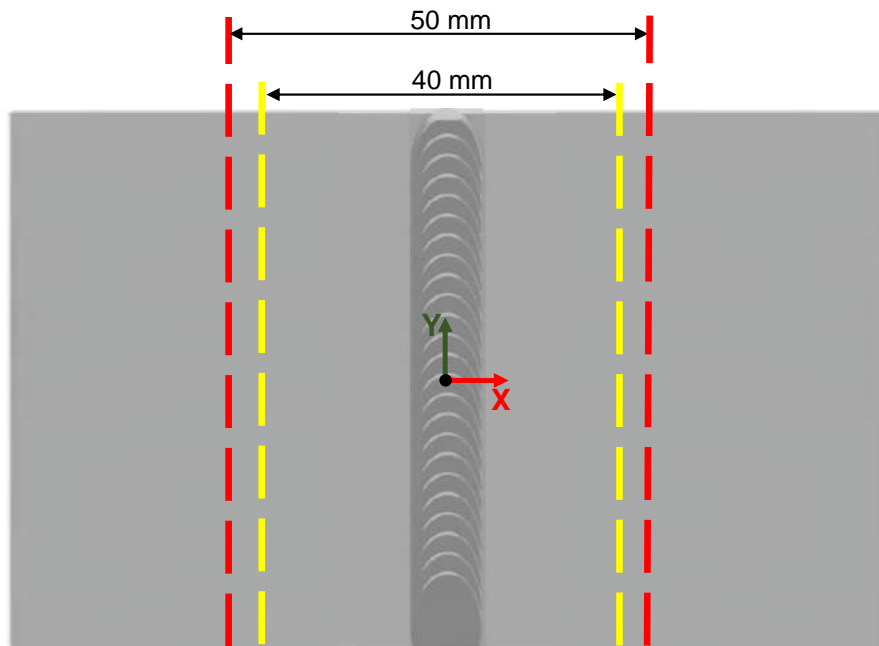


Figura 3.10 – Representação dos cortes preliminares nas chapas soldadas. Linha vermelha - corte com a serra de fita; Linha amarela - corte com a cortadora metalográfica.

De cada uma das 4 chapas soldadas foram extraídas três amostras das posições de início, meio e fim do cordão de solda conforme ilustrado pela Figura 3.11, totalizando 12 amostras de acordo com a Tabela 3.7.

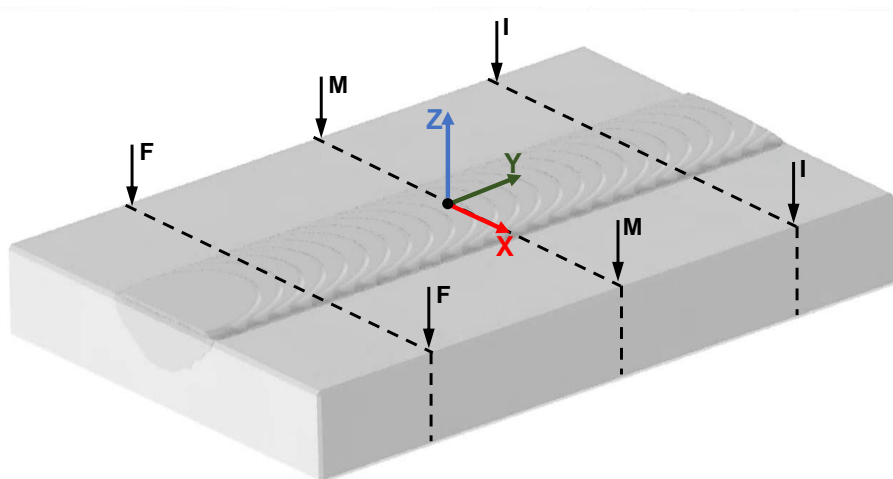


Figura 3.11 – Esquema de extração das três amostras das posições de início, meio e fim do cordão de solda, representadas pelas seções I-I, M-M e F-F, respectivamente.



Tabela 3.7 – Nomenclatura das amostras.

Amostra	Descrição	
	Processo de soldagem	Área de extração
IFMA-I	Com metal de adição	Início
IFMA-M	Com metal de adição	Meio
IFMA-F	Com metal de adição	Fim
IFAU-I	Autógena	Início
IFAU-M	Autógena	Meio
IFAU-F	Autógena	Fim
CUMA-I	Com metal de adição	Início
CUMA-M	Com metal de adição	Meio
CUMA-F	Com metal de adição	Fim
CUAU-I	Autógena	Início
CUAU-M	Autógena	Meio
CUAU-F	Autógena	Fim

Estas posições foram definidas de forma individual para cada chapa após análise macroscópica. A seleção de três amostras tem como objetivo a comparação estatística para verificação da repetibilidade das análises executadas posteriormente. Estes cortes também foram realizados pela cortadora metalográfica Teclago.

As seções transversais das amostras de aço IF foram lixadas em sequência granulométrica de 400, 600 e 1200. O polimento fora realizado com pasta de diamante de 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Em seguida feito ataque químico com Nital 3% (solução composta por 97% de álcool etílico e 3% de ácido nítrico) por imersão durante 7 segundos até que os grãos fossem revelados.

Para o cobre, o lixamento foi feito com lixas de carbetto de silício em sequência granulométrica de 400, 600, 1200, 2000 e 4000. Em seguida, polidas mecanicamente com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ . Por último, e com o objetivo de revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas quimicamente por imersão durante 6 segundos. Os reagentes utilizados na solução são apresentados a seguir (VOORT, 1999):

- 5 partes de ácido nítrico PA ( $\text{HNO}_3$ );
- 5 partes de ácido acético PA ( $\text{CH}_3\text{CO}_2\text{H}$ );
- 1 parte de ácido fosfórico PA ( $\text{H}_3\text{PO}_3$ ).

A análise metalográfica foi realizada no microscópio LECO Corporation BX53M Olympus (Olympus) do IME utilizado para capturar e analisar as imagens com auxílio do *software* LC Micro.

### 3.2.2.5 Condutividade elétrica

A partir das amostras extraídas a condutividade elétrica foi medida pelo método de quatro pontas (com o sistema montado neste trabalho) ao longo da seção transversal bem como na superfície das mesmas.

Na seção transversal foram traçados perfis de condutividade elétrica (posteriormente comparados a perfis de microdureza na mesma região) ao longo da direção X à meia espessura (ME), vide Figura 3.12.

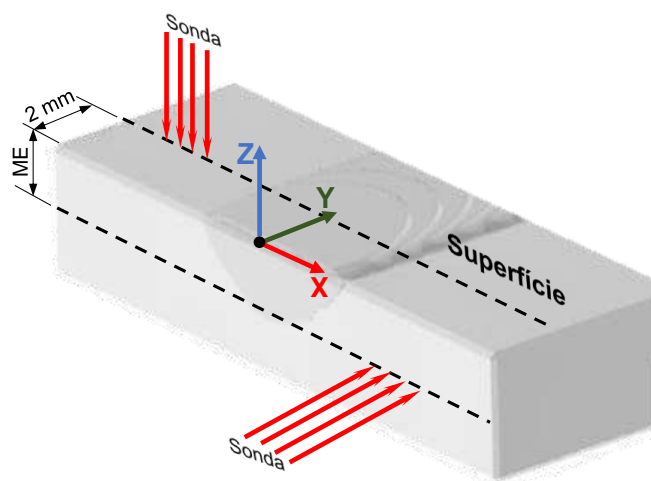


Figura 3.12 – Posições para medição de condutividade elétrica.

Para os testes foram aplicados dois valores de corrente, a saber: 100 mA para o aço IF e 120 mA para o cobre. Durante as análises feitas no cobre notou-se a necessidade do aumento da corrente devido ao baixo valor de tensão lida pelo nanovoltímetro (dificultando a interpretação dos dados) causado pela alta condutividade elétrica deste material. Conforme explanado pela Equação 2.18 e/ou Equação 3.1 quanto maior a condutividade elétrica do material em teste, menor será a tensão lida caso a corrente seja mantida constante.

Em seguida esta propriedade foi aferida na superfície das amostras também ao longo da direção X a uma distância de 2 mm da borda. Para isto, as superfícies foram lixadas até que a região do cordão de solda e áreas adjacentes ficassem todas no mesmo plano.

Estas medições superficiais tiveram como objetivo analisar a correlação entre os perfis traçados nas seções transversais e os realizados na superfície das amostras. Após isto, foi possível verificar a viabilidade da utilização deste método de caracterização sem a necessidade de seccionar as chapas para obter os perfis de condutividade elétrica a fim de identificar as diferentes zonas geradas durante a soldagem.

### 3.2.2.6 Microdureza

A medição de microdureza Vickers foi realizada de acordo com a Norma ASTM E384. Foram traçados perfis de dureza na seção transversal das amostras na mesma posição indicada pela Figura 3.12. O ensaio foi executado no laboratório de ensaios mecânicos do IME através do durômetro da marca SHIMADZU modelo HMV-G1DT. Foram utilizadas cargas de 200 gf e 50 gf para o aço IF e cobre, respectivamente. Para ambos os materiais o tempo de carga foi de 15 s.

### 3.2.2.7 Análise estatística

Após as zonas de soldagem serem mapeadas, graficamente, por meio da medição de microdureza Vickers e condutividade elétrica através dos perfis destas propriedades, foi feito um estudo estatístico a fim de avaliar a confiabilidade destes resultados.

A pergunta que se deseja responder é se há diferença entre os valores médios de microdureza e condutividade elétrica medidos nas regiões previamente identificadas como MB, ZTA e ZF. Caso a resposta seja positiva, podemos afirmar que a proposição gráfica (para identificar e distinguir as zonas) obtiveram êxito.

Com o intuito de definir o grupo de dados amostrais, optou-se por alocar em três grupos (MB, ZTA e ZF) todas as medidas feitas em cada uma das zonas, respectivamente (independente se no lado esquerdo ou direito da soldagem, tomando como origem o centro do cordão). A Figura 3.13 ilustra tal separação.

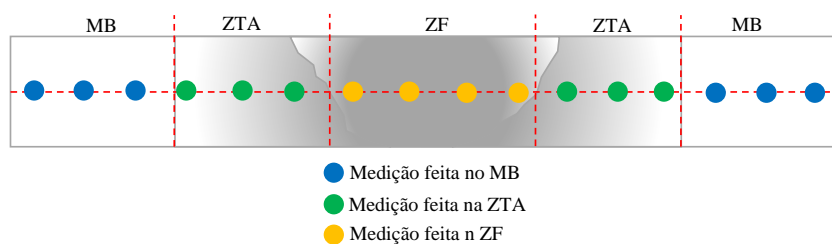


Figura 3.13 – Ilustração esquemática das posições das medidas de microdureza e condutividade elétrica à ME adotadas para o estudo estatístico.

Em seguida foi feito um teste de hipótese bilateral no qual a hipótese nula é  $H_0 : \mu_1 = \mu_2$ , o que é equivalente a supor que não há diferença significativa entre as médias. Foi utilizada a distribuição  $t$  de Student de forma que  $t_{critico}$  (função do grau de confiança e graus de liberdade do sistema) foi comparado a um valor calculado  $t$  (função das médias e dos desvios-padrão associados às medidas). Os testes a serem feitos se resumem com o auxílio da Tabela 3.8.

Tabela 3.8 – Testes baseados no fator  $t$  de Student.

Decisão	Possibilidades
Haverá elementos para rejeitar H0 se	$t \leq -t_{crítico}$ ou $t \geq t_{crítico}$
Não haverá elementos para rejeitar H0 se	$-t \geq t \geq -t_{crítico}$

Inicialmente, faz-se necessário definir a média ( $\bar{x}$ ), o desvio padrão (S), a variância ( $S^2$ ) e o número de medidas (N) de cada grupo amostral. Logo após, calculam-se os valores de  $t$  e dos graus de liberdade ( $\nu$ ) através da Equação 3.5 e Equação 3.6, respectivamente.

$$t = \frac{\bar{x}_1 - \bar{x}_2}{\sqrt{\frac{S_1^2}{N_1} + \frac{S_2^2}{N_2}}} \quad (3.5)$$

$$\nu = \frac{\left(\frac{S_1^2}{N_1} + \frac{S_2^2}{N_2}\right)^2}{\frac{\left(\frac{S_1^2}{N_1}\right)^2}{N_1+1} + \frac{\left(\frac{S_2^2}{N_2}\right)^2}{N_2+1}} - 2 \quad (3.6)$$

Com isso, é possível calcular o valor de  $t$  entre as medições no MB e ZTA (MB↔ZTA) e entre ZTA e ZF (ZTA↔ZF) para cada uma das 12 amostras, tanto à ME (para microdureza e condutividade elétrica) quanto na superfície (para condutividade elétrica). Após a obtenção dos valores  $t$  calculados estes foram comparados aos respectivos  $t_{crítico}$  com o apoio da Tabela 3.9.

Tabela 3.9 – Valores de  $t_{crítico}$  para diferentes graus de liberdade e níveis de confiança.

<b>v</b>	<b>80%</b>	<b>90%</b>	<b>95%</b>	<b>99%</b>
<b>7</b>	1,420	1,900	2,360	3,500
<b>8</b>	1,400	1,860	2,310	3,360
<b>9</b>	1,380	1,830	2,260	3,250
<b>10</b>	1,375	1,820	2,244	3,213
<b>11</b>	1,370	1,810	2,228	3,176
<b>12</b>	1,368	1,806	2,222	3,162
<b>13</b>	1,367	1,803	2,218	3,151
<b>14</b>	1,357	1,785	2,187	3,081
<b>15</b>	1,352	1,774	2,170	3,041
<b>16</b>	1,350	1,771	2,165	3,029
<b>17</b>	1,349	1,768	2,161	3,018
<b>18</b>	1,340	1,749	2,131	2,949
<b>59</b>	1,300	1,670	2,000	2,660
<b>∞</b>	1,290	1,640	1,960	2,580

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Montagem do sistema de medição de condutividade elétrica

Após a seleção dos equipamentos, conforme detalhado no capítulo anterior, procedeu-se com a montagem do sistema completo para medição de condutividade elétrica pelo método de quatro pontas, cujo resultado final é demonstrado na Figura 4.1. Este consiste em basicamente 4 itens: O sistema de posicionamento (1) com a sonda (2) fixada a ele além do nanovoltímetro (3) e da fonte de alimentação (4).

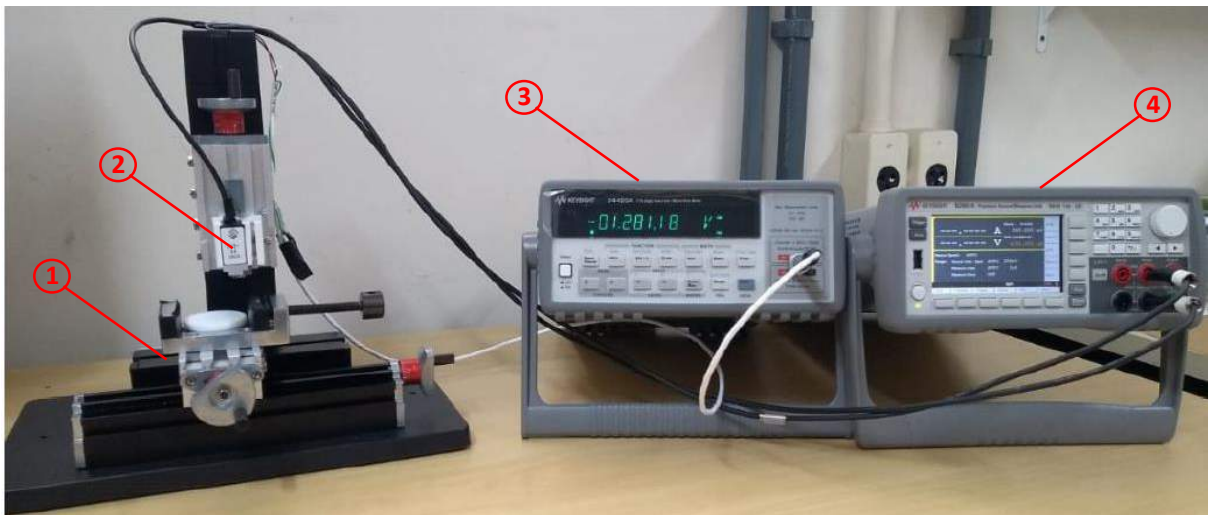


Figura 4.1 – Sistema completo de medição de condutividade elétrica.

A Figura 4.2 apresenta com mais detalhes a fixação da sonda ao sistema de posicionamento por meio do suporte fabricado por manufatura aditiva.



Figura 4.2 – Fixação da sonda no sistema de posicionamento.

## 4.2 Caracterização do metal base

As amostras de aço IF e cobre com 20 mm x 20 mm, como recebidas, foram submetidas a DRX, análise metalográfica, medição do tamanho de grão, microdureza Vickers e condutividade elétrica.

A Figura 4.3 apresenta o espectro de DRX da amostra de aço IF. Foram identificados picos nos ângulos  $2\theta$  iguais a  $52,15^\circ$ ,  $77,02^\circ$ ,  $99,47^\circ$  e  $123,66^\circ$ , cuja indexação corresponde, respectivamente, aos planos cristalográficos  $(110)_\alpha$ ,  $(200)_\alpha$ ,  $(211)_\alpha$  e  $(220)_\alpha$ . Estes estão relacionados à estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), indicando uma microestrutura unicamente composta por ferrita ( $\alpha$ ).

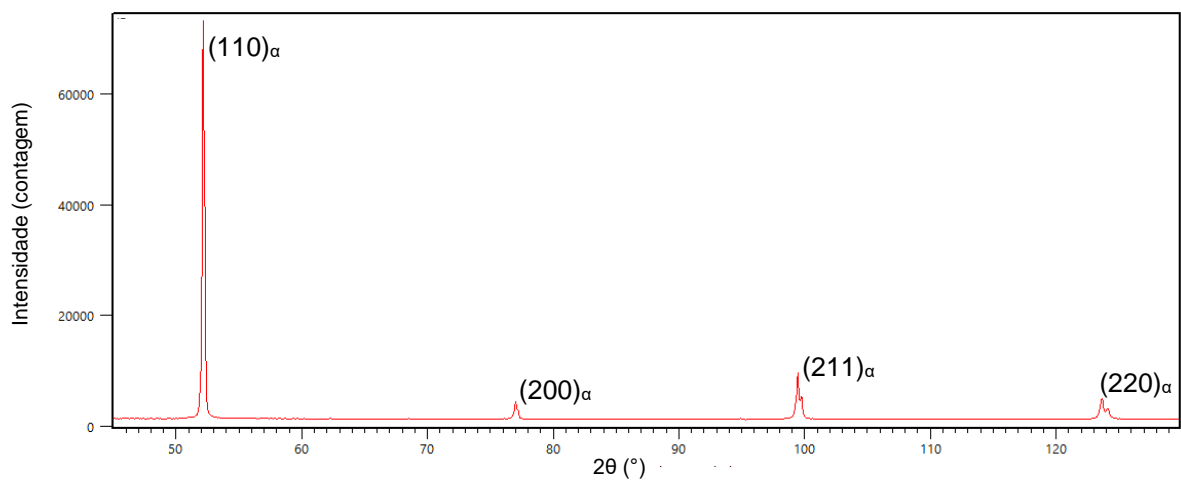


Figura 4.3 – Difratograma da amostra de aço IF como recebida.

Após preparação metalográfica a amostra foi levada ao microscópio Olympus e sua microestrutura analisada (Figura 4.4), indicando grãos equiaxiais de matriz ferrítica sem evidência de precipitados, corroborando com o observado no difratograma da mesma. O tamanho de grão foi medido com o auxílio do *software* ImageJ pelo método dos interceptos lineares, apresentando tamanho médio igual a  $27,9 \mu\text{m}$  ( $\pm 2,0 \mu\text{m}$ ).

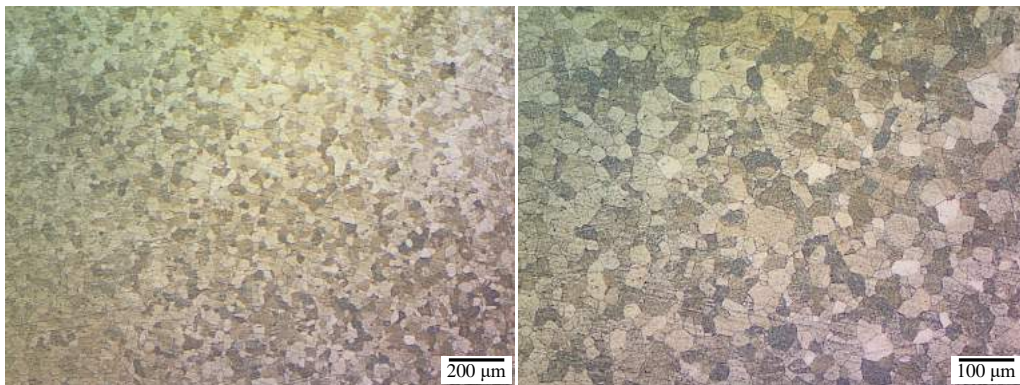


Figura 4.4 – Microestrutura do aço IF como recebido.



Também foi obtido o difratograma da amostra de cobre (Figura 4.5). Este demonstra um perfil de difração típico deste material, com picos identificados nos ângulos  $2\theta$  iguais a  $50,53^\circ$ ,  $59,06^\circ$ ,  $88,57^\circ$ ,  $109,96^\circ$  e  $117,68^\circ$ , os quais indicam reflexão dos planos cristalográficos (111), (200), (220), (311) e (222).

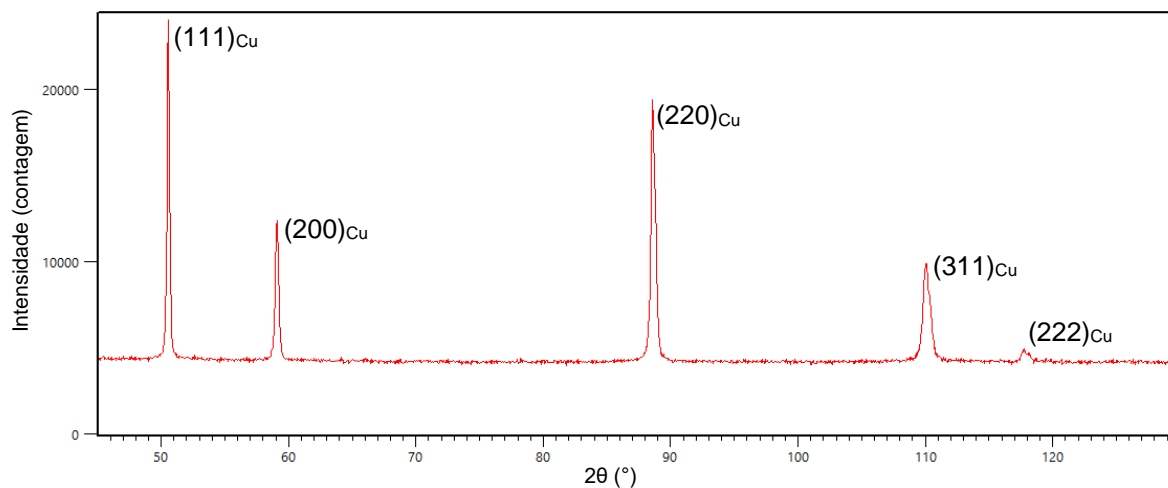


Figura 4.5 – Difratograma da amostra de cobre como recebida.

A microestrutura da amostra de cobre como recebida (Figura 4.6) indicou a presença de grãos equiaxiais com tamanho médio igual a  $13,8 \mu\text{m}$  ( $\pm 0,9 \mu\text{m}$ ).

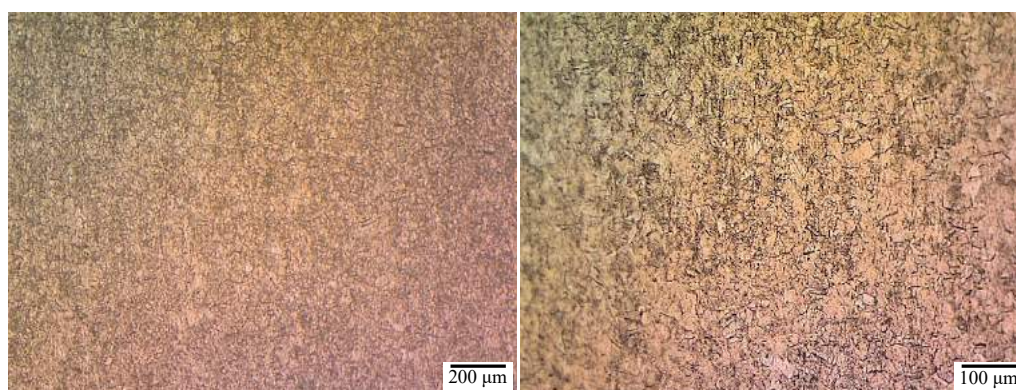


Figura 4.6 – Microestrutura do cobre como recebido.

Após isto, a microdureza Vickers e condutividade elétrica dos materiais de estudo foram aferidas. Foram feitas 6 medições aleatórias em cada amostra. O resultado está discriminado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Microdureza e condutividade elétrica das amostras como recebidas.

Material	Microdureza (HV)	Condutividade elétrica (%IACS)
Aço IF	$109,2 \pm 2,3$	$13,4 \pm 0,8$
Cobre	$91,2 \pm 1,3$	$93,9 \pm 6,6$

### 4.3 Análise macroscópica das chapas soldadas

Como se pode perceber na Figura 4.7, a chapa de aço IF soldada com metal de adição (IFMA) apresentou cordão de solda homogêneo ao longo de toda sua extensão sem indícios de defeitos. Ao observar a face do cordão, percebe-se ligeiro estreitamento na largura do mesmo, caindo de 11 para 10 mm. Esta mesma tendência não foi percebida na raiz.

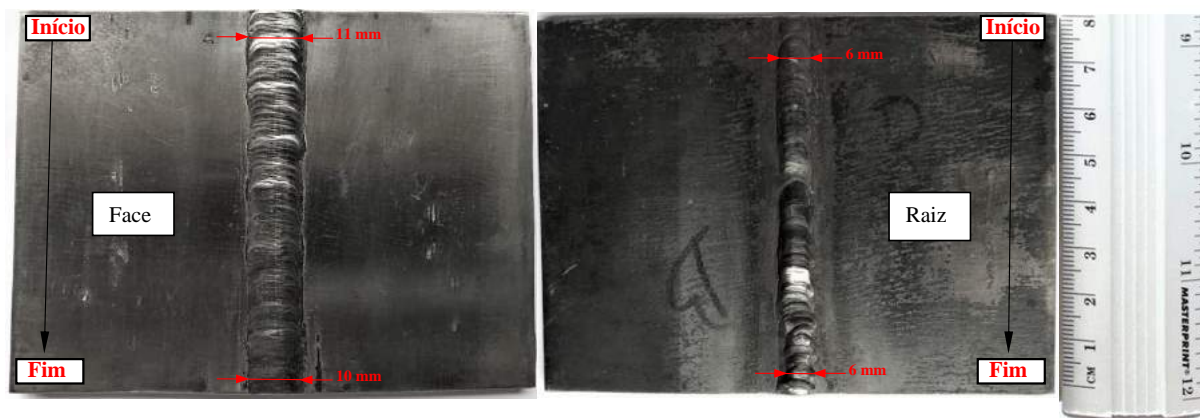


Figura 4.7 – Fotografia da chapa IFMA.

Este estreitamento pode estar relacionado a um possível aumento da velocidade de soldagem a partir do início do cordão em direção ao seu final, uma vez que o processo foi realizado de forma manual. Sabe-se que a velocidade de soldagem é inversamente proporcional ao aporte térmico (KOU, 2003). Portanto, um aumento na velocidade de soldagem proporciona menor aporte térmico e conseqüentemente efeitos térmicos menores, propiciando menor largura ao cordão de solda.

A chapa de aço IF soldada de forma autógena (Figura 4.8) apresentou tendência de estreitamento do cordão similar ao observado na soldagem com metal de adição. Tanto a face quanto a raiz manifestaram diminuição aproximadamente proporcional da largura do cordão em direção ao fim do mesmo.

Além disso, pode-se perceber que não houve linearidade do cordão ao longo do comprimento, apresentando desvios em relação ao eixo principal (início-fim). Isto pode ter ocorrido devido a possíveis variações de deslocamento lateral durante a soldagem. Apesar dessas variações, não foi identificada falta de fusão ou falta de penetração.



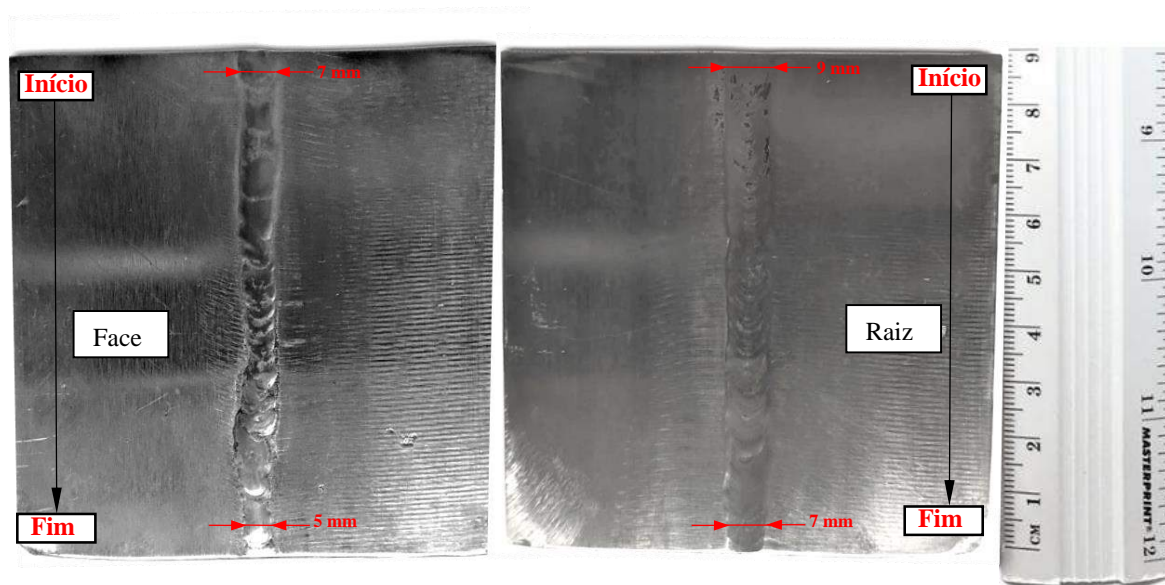


Figura 4.8 – Fotografia da chapa IFAU.

Olhando para a Figura 4.9, verifica-se que a largura do reforço na face da junta de cobre soldado com metal de adição (CUMA) apresentou valores que variam de 12 mm para 9 mm, assim como o observado nos dois casos anteriores.

O reforço, no fim do cordão, demonstrou certa deformidade se comparado ao restante, porém não houve indícios de falta de fusão, falta de penetração ou outros defeitos. A soldagem desta chapa foi realizada com anteparo e em seguida a superfície inferior foi lixada com uma lixadeira elétrica, o que explica a ausência de cordão perceptível na raiz.

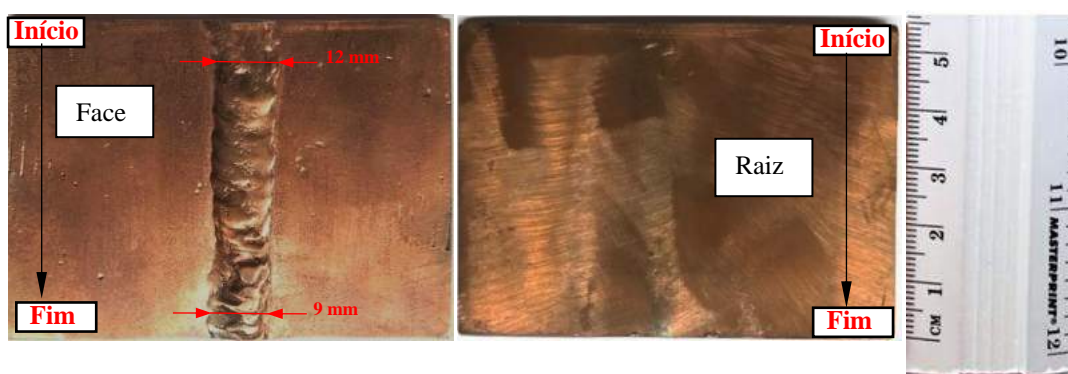


Figura 4.9 – Fotografia da chapa CUMA.

A fotografia da chapa de cobre soldada de forma autógena (CUAU), esta ilustrada na Figura 4.10. Inicialmente, percebe-se que a face e a raiz apresentaram larguras inconstantes ao longo de seu comprimento. Entretanto, pode-se notar, novamente, valor menor de largura no fim do cordão. Além disso, o cordão de solda demonstrou alguns defeitos conforme ilustrados na Figura 4.11, explanados a seguir.

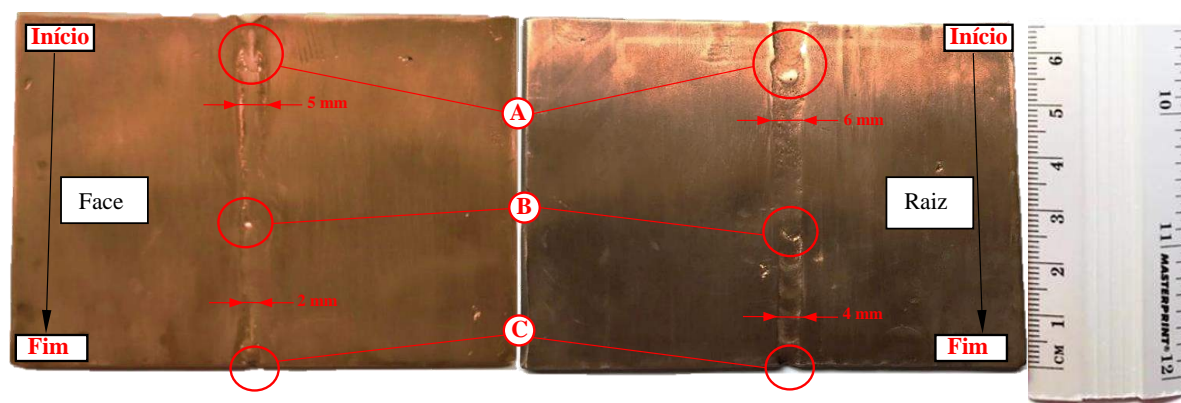


Figura 4.10 – Fotografia da chapa CUAU.

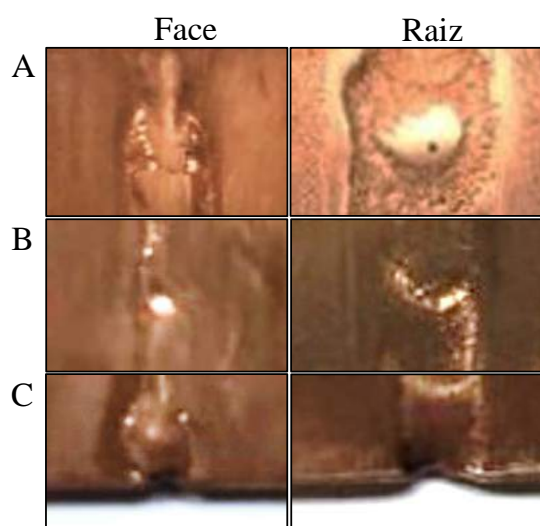


Figura 4.11 – Detalhes dos defeitos da chapa CUAU.

Na área representada pela letra A, a face do cordão apresentou o defeito de mordedura, indicado pelo estreitamento do cordão em direção ao centro da solda. Ao analisar a raiz, nesta mesma região, percebe-se falta de fusão nas laterais do cordão bem como acúmulo de metal solidificado no centro do mesmo.

Na região B o cordão de solda apresenta indícios de cratera ou porosidade aberta à superfície, que pode ter levado também à falta de penetração observada nesta mesma região, porém na raiz. Por último, a região C é caracterizada por falta de fusão na face e falta de penetração na raiz.

A seleção das áreas mais adequadas para corte das seções transversais foi executada tendo como base a análise macroscópica realizada acima, evitando-se extrair amostras das regiões que apresentaram os defeitos de soldagem mencionados.

## 4.4 Análise metalográfica das amostras

Após o estudo macroscópico apresentado anteriormente, foram extraídas amostras nas posições de início, meio e fim de cada uma das quatro chapas soldadas (conforme indicado na Tabela 3.7) evitando-se as áreas defeituosas.

De posse das 12 amostras, foram obtidas macrografias de suas respectivas seções transversais (por meio de uma câmera digital) bem como micrografias (com auxílio do microscópio Olympus) das regiões de MB, ZTA e ZF com o intuito de identificar e estudar as microestruturas destas.

### 4.4.1 Considerações preliminares

Inicialmente, foi possível notar que o calor de soldagem afetou diretamente a ZTA e indiretamente o MB de todas as amostras soldadas. Tal observação é substanciada pela constatação do crescimento de grãos como efeito do recozimento nessas regiões.

Para o aço IF o tamanho médio de grão do MB foi medido por meio da Figura 4.12. Esta figura apresenta a microestrutura característica da região mencionada para todas as amostras deste material, independente do processo de soldagem adotado. Esta indica a presença de grãos ferríticos equiaxiais com tamanho médio igual a  $37,7 \mu\text{m}$  ( $\pm 2,6 \mu\text{m}$ ). Isto corresponde a um aumento de 35,1% em relação ao metal como recebido.

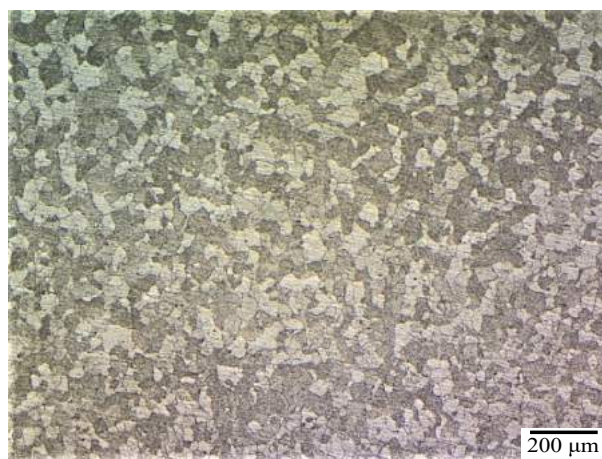


Figura 4.12 – Micrografia característica do MB das amostras de aço IF soldadas.

As amostras de cobre soldadas com e sem metal de adição apresentaram MB e ZTA conforme exemplificados na Figura 4.13. O MB demonstra grãos equiaxiais de tamanho médio igual a  $25,2 \mu\text{m}$  ( $\pm 1,9 \mu\text{m}$ ), o que corresponde a um aumento de 82,6% em relação ao material como recebido. Na ZTA pôde-se perceber uma tendência de aumento no tamanho dos grãos partindo do MB em direção à ZF, indicando a formação de ZTA-GF e ZTA-GG com tamanhos médios iguais a  $71,2 \mu\text{m}$  ( $\pm 11,7 \mu\text{m}$ ) e  $131,3 \mu\text{m}$  ( $\pm 17,0 \mu\text{m}$ ), respectivamente. Ainda foi possível observar a formação de maclas de recozimento. Tais

resultados são coerentes com os apresentados por CHENG et al. (2019) e por AMARNATH; KARUPPUSWAMY; BALASUBRAMANIAN (2017). Nessas pesquisas foram encontrados MB e ZTA com tamanhos de grão iguais a  $22,1 \mu\text{m}$  ( $\pm 3,0 \mu\text{m}$ ) e  $138,1 \mu\text{m}$  ( $\pm 68,0 \mu\text{m}$ ), respectivamente.

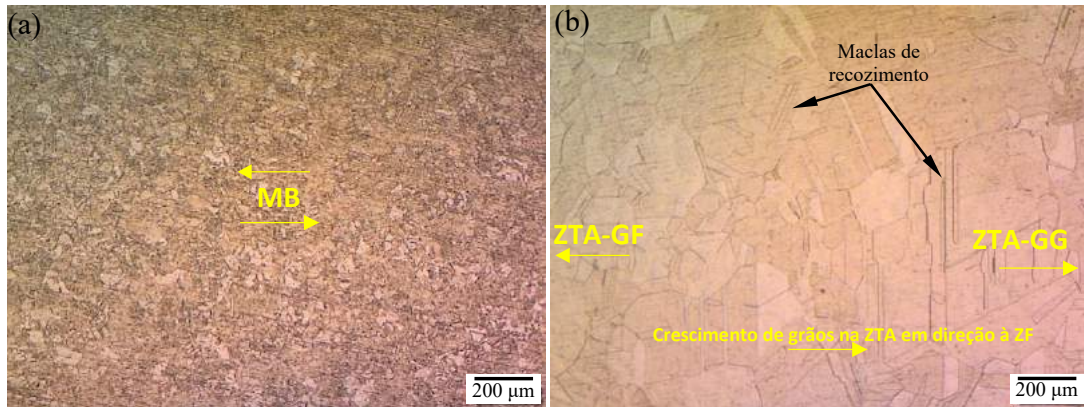


Figura 4.13 – Micrografia característica das amostras de cobre para as regiões de (a) MB e (b) ZTA.

CHENG et al. (2019) soldaram cobre pelo processo TIG utilizando aporte térmico de  $281 \text{ J/mm}$  e obtiveram uma zona de amolecimento com cerca de  $12 \text{ mm}$  de extensão a partir do final da ZTA. Conforme visto na revisão bibliográfica esta zona cresce de forma aproximadamente proporcional ao aumento do aporte térmico. No presente trabalho foram adotados aportes térmicos cerca de 2,5 vezes maiores que o aplicado por CHENG et al. (2019) (vide Tabela 3.6), sendo assim era esperado o aparecimento de uma região de amolecimento com cerca de  $30 \text{ mm}$  de extensão, conforme encontrado.

Cabe ressaltar que as variações no MB das amostras soldadas em relação às amostras no estado como recebidas (tanto para o aço IF quanto para o cobre) foram observadas o longo de toda a extensão da chapas soldadas. Por conveniência e facilitação de nomenclaturas, o MB, embora afetado pelo calor, continuará sendo nomeado desta forma.



#### 4.4.2 Amostras de aço IF

As figuras a seguir (Figura 4.14, Figura 4.15, Figura 4.16, Figura 4.17, Figura 4.18 e Figura 4.19) apresentam a macrografia da seção transversal e a micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF das amostras de aço IF soldadas com metal de adição e de forma autógena.

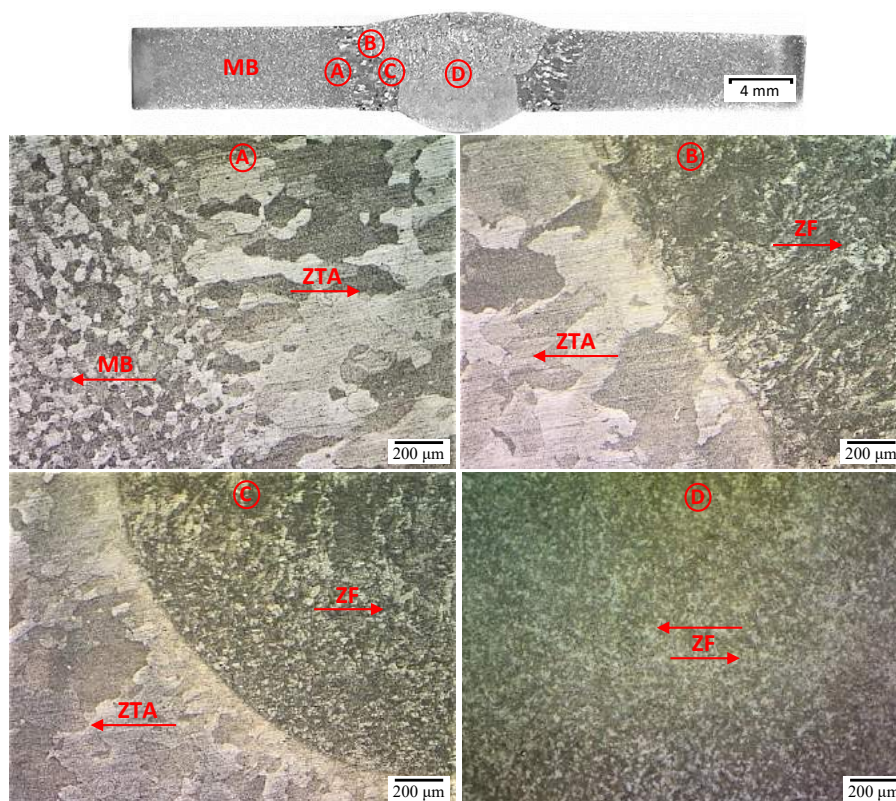


Figura 4.14 – Amostra IFMA-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.

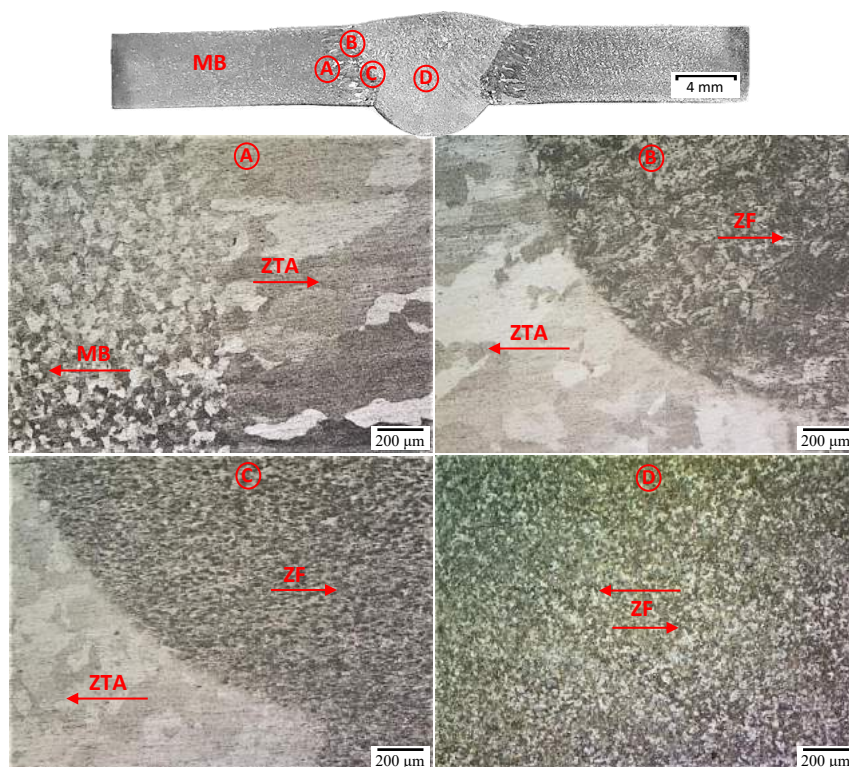


Figura 4.15 – Amostra IFMA-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.

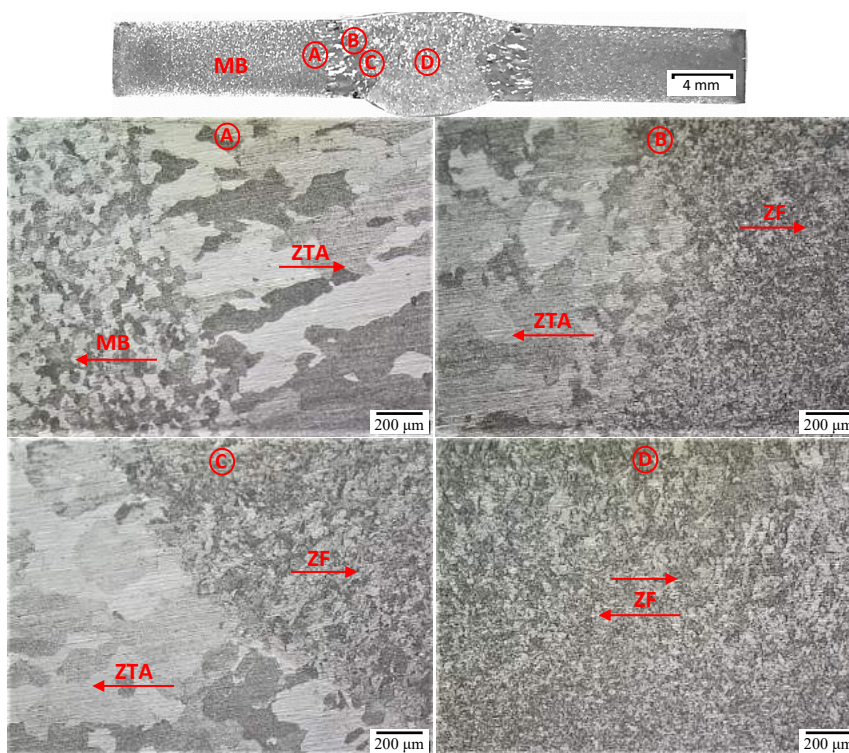


Figura 4.16 – Amostra IFMA-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.



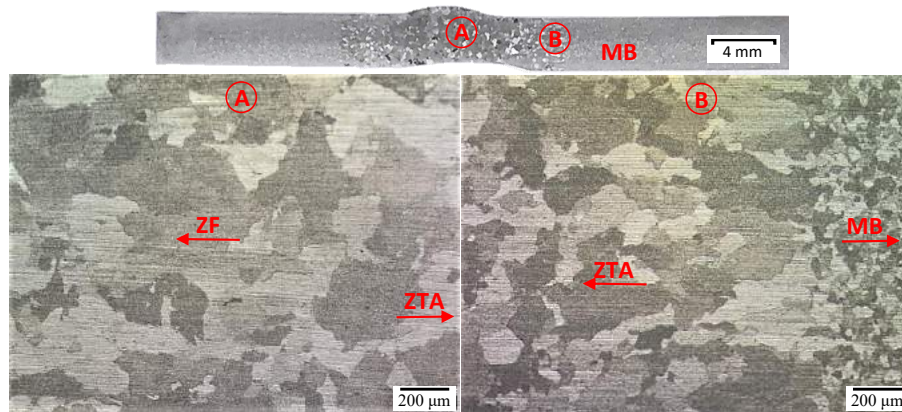


Figura 4.17 – Amostra IFAU-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.

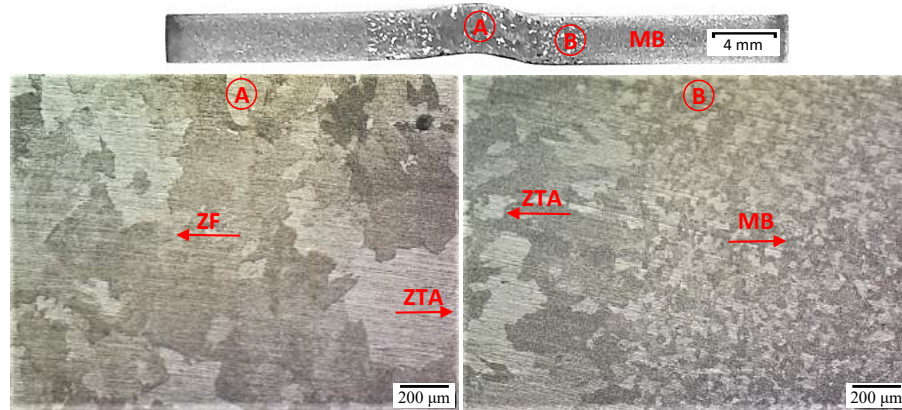


Figura 4.18 – Amostra IFAU-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.

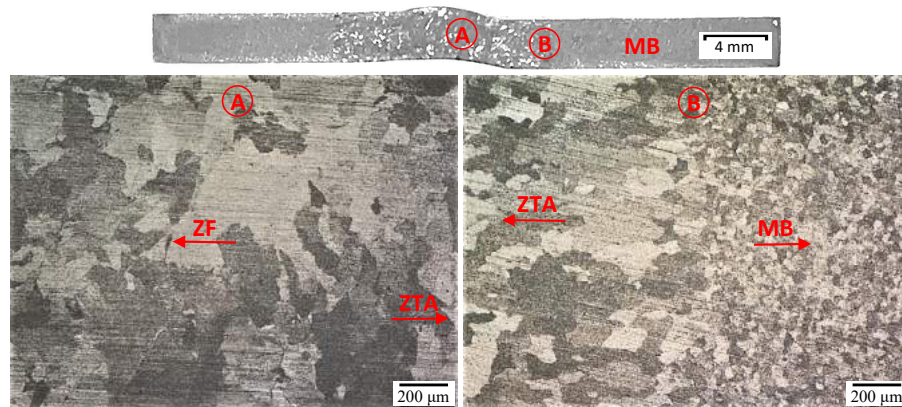


Figura 4.19 – Amostra IFAU-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de MB, ZTA e ZF abaixo.

Assim como encontrado por diversos autores (BAYRAKTAR et al., 2007; BAYRAKTAR et al., 2009; BENI et al., 2019; BASAK et al., 2019; LIU et al., 2020), a ZTA apresentou crescimento excessivo de grãos ferríticos alongados e preferencialmente

orientados no sentido do fluxo térmico a partir do centro da solda em direção ao MB.

Segundo BENI et al. (2019), a microestrutura final solidificada é induzida pela competição entre o gradiente térmico ( $G$ ) na interface sólido-líquido e a taxa de solidificação ( $R$ ) durante a resfriamento da amostra. De forma similar, BAYRAKTAR et al. (2007) fez uso do gradiente térmico ( $G$ ) e como  $R$  a taxa de deslocamento da isoterma A3 (temperatura inicial da transformação  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ , vide Figura 2.16) para explicar o mecanismo de crescimento de grãos na ZTA em aços IF. Sendo assim, o crescimento excessivo de grãos na ZTA é esperado quando  $G$  é maior que  $R$ . Logo, ao se afastar da ZF (a área mais quente) para o MB (a área mais fria), a diferença entre os valores de  $G$  e  $R$  aumenta. Quando  $G$  é maior que  $R$ , o crescimento dos grãos na ZTA é incentivado (BENI et al., 2019).

A Tabela 4.2 apresenta as dimensões longitudinais ( $d_L$ ) e transversais ( $d_T$ ) dos grãos na ZTA para as amostras soldadas com e sem metal de adição.

Tabela 4.2 – Dimensões dos grãos na ZTA para as amostras de aço IF.

Amostras	Dimensões		Proporção
	$d_L$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_T$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_L/d_T$
IFMA	$564,3 \pm 134,3$	$223,7 \pm 70,0$	2,5
IFAU	$417,9 \pm 57,2$	$132,6 \pm 28,0$	3,1

Percebe-se que as amostras soldadas com metal de adição apresentaram, no geral, maior crescimento dos grãos na ZTA em relação às amostras soldadas de forma autógena. Esta observação corrobora com o encontrado por BAYRAKTAR et al., 2009. Estes demonstraram que quando o aço IF sofre um segundo ciclo térmico sobreposto ao primeiro, o crescimento anormal dos grãos se torna mais pronunciado devido à ausência ou menor ocorrência de precipitados de TiC.

No presente estudo as amostras IFMA foram soldadas com 3 passes, que podem ser observados nas macrografias das seções transversais, ou seja, 3 ciclos térmicos sobrepostos. Em contrapartida, a união das amostras IFAU foi feita em um único passe, logo sofreu apenas um ciclo térmico.

Além disso, pode-se notar que os grãos das amostras IFAU tiveram alongamento relativo mais perceptível que os da IFMA. Este fato é verificado através da proporção  $d_L/d_T$ . A orientação preferencial no sentido do fluxo térmico para IFAU é mais clara do que para IFMA. Como ela sofreu 3 ciclos térmicos distintos é possível que estes tenham aumentado a aleatoriedade de orientação do crescimento dos grãos.

Na ZF das amostras IFMA foi possível observar a formação de grãos colunares em forma de dendritas mais próximos da superfície e grãos ferríticos recristalizados e refinados equiaxiais no centro e mais próximos da raiz do cordão com  $13,7 \mu\text{m}$  ( $\pm 0,6 \mu\text{m}$ ).



Foi feita análise por DRX a fim de comparar qualitativamente as fases presentes no MB e na ZF das amostras IFMA. O resultado é demonstrado na Figura 4.20 não havendo, conforme esperado, formação de segunda fase. Por fim, na ZF das amostras IFAU notou-se grãos ferríticos aproximadamente equiaxiais grosseiros com cerca de  $189,8 \mu\text{m}$  ( $\pm 31,3 \mu\text{m}$ ).

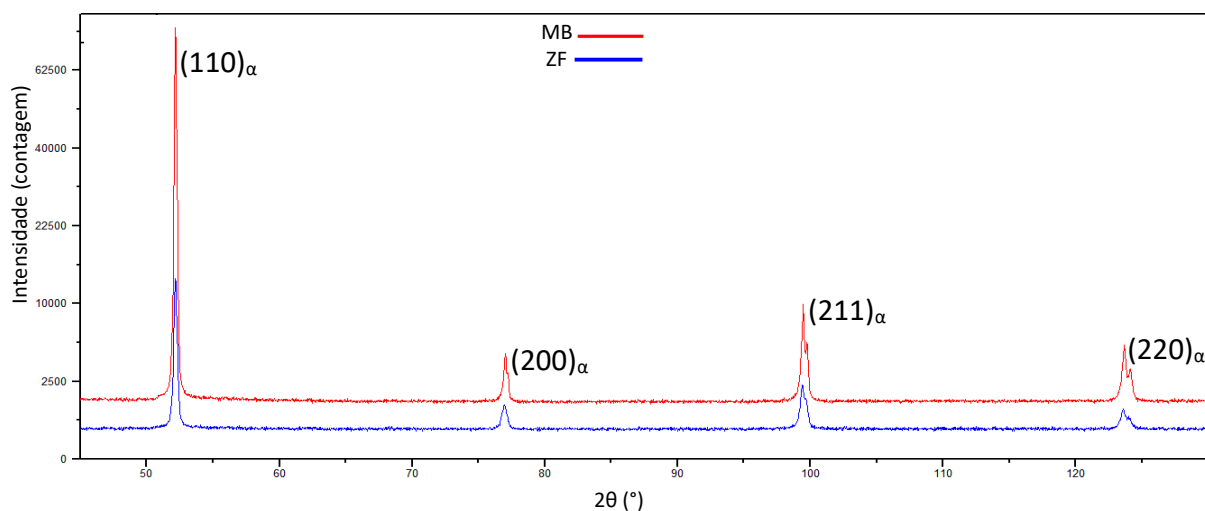


Figura 4.20 – Análise qualitativa da presença de fases na ZF em comparação com o MB das amostras IFMA.

Com base nas macrografias e micrografias das amostras IFMA e IFAU e com o auxílio do *software Image J*, foi possível realizar a medição das regiões de transição conforme ilustrado na Figura 4.21 e Figura 4.22.

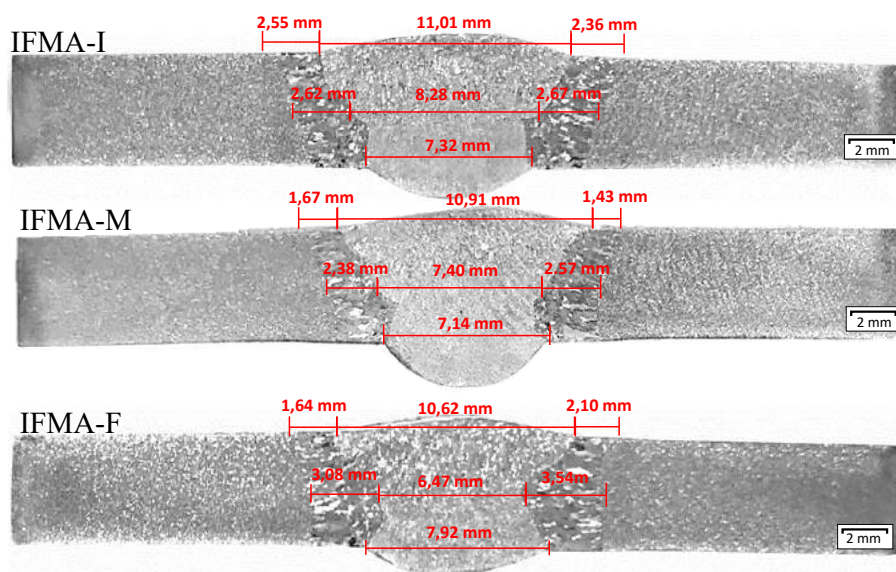


Figura 4.21 – Dimensões das regiões de soldagem das amostras IFMA.

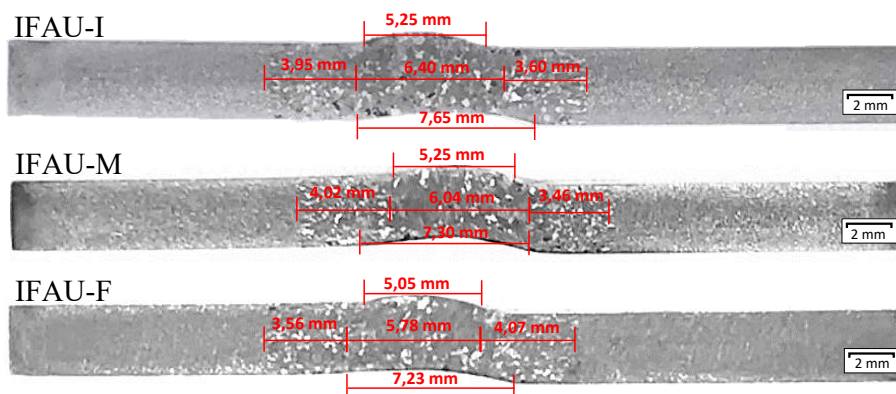


Figura 4.22 – Dimensões das regiões de soldagem das amostras IFAU.

De uma forma geral é possível perceber maior extensão da ZTA e ZF nas amostras extraídas no início das chapas em relação às amostras extraídas no fim das mesmas. Tal observação é consistente com o proposto durante a análise macroscópica feita antes dos cortes. Nela percebeu-se diminuição na largura dos cordões de solda em direção ao fim das chapas, indicando a aplicação de menor aporte térmico nessas posições.

#### 4.4.3 Amostras de cobre

O MB e a ZTA das amostras de cobre soldadas foram previamente caracterizados e podem ser vistos na Figura 4.13. As figuras a seguir (Figura 4.23, Figura 4.24, Figura 4.25, Figura 4.26, Figura 4.27 e Figura 4.28) apresentam a macrografia da seção transversal e a micrografia das regiões de transição entre ZTA e ZF dessas amostras.

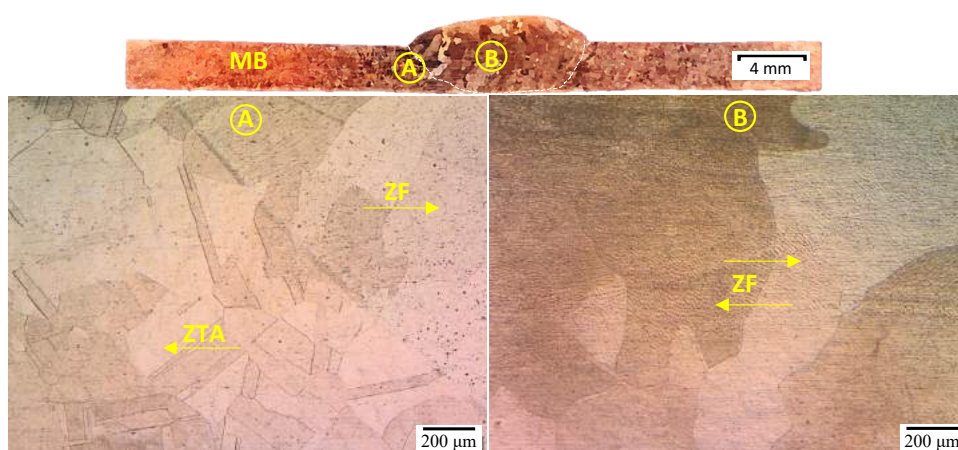


Figura 4.23 – Amostra CUMA-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.

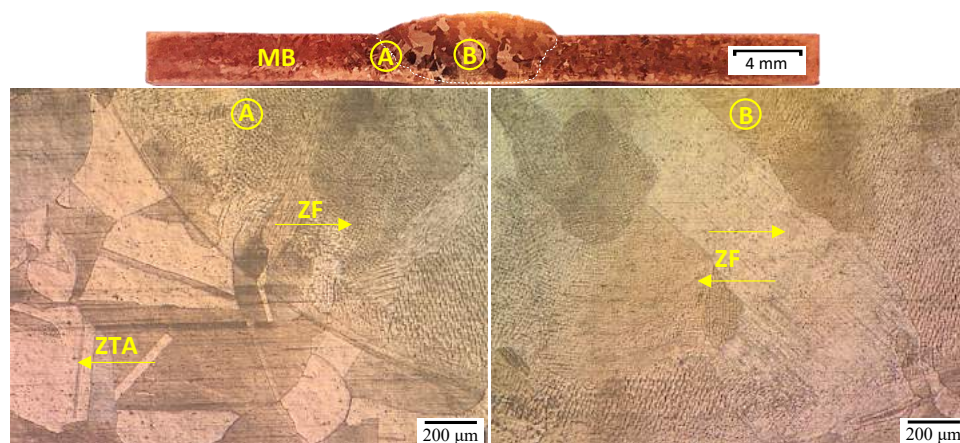


Figura 4.24 – Amostra CUMA-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.

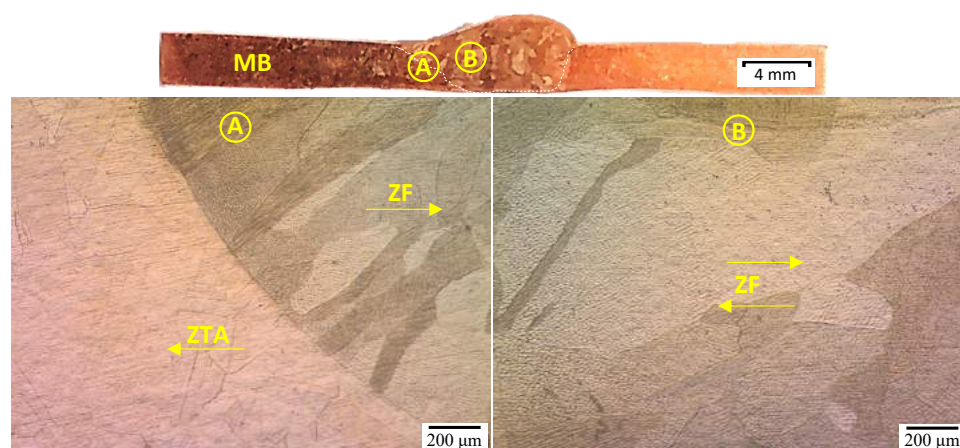


Figura 4.25 – Amostra CUMA-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.

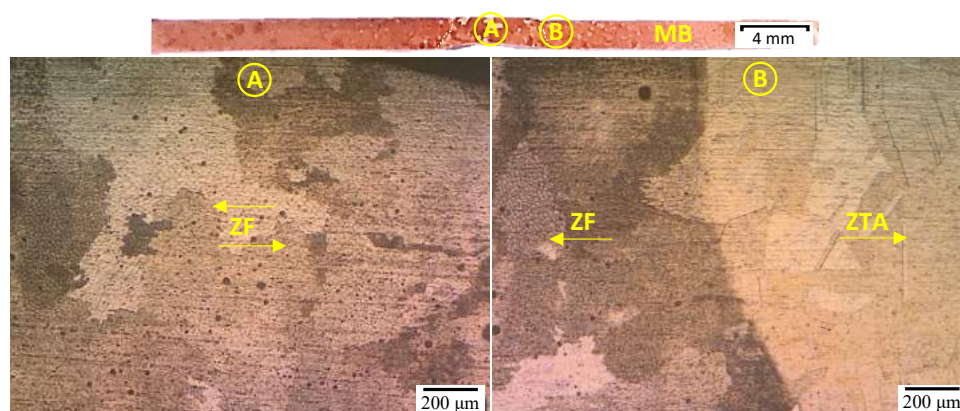


Figura 4.26 – Amostra CUAU-I. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.



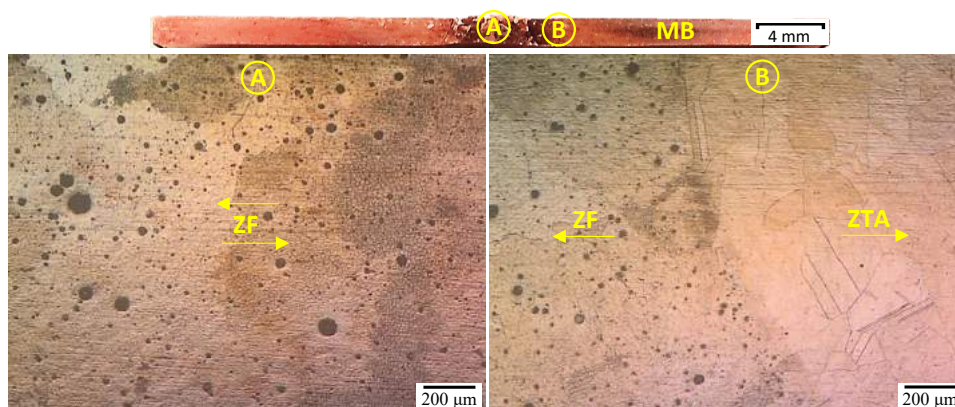


Figura 4.27 – Amostra CUAU-M. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.

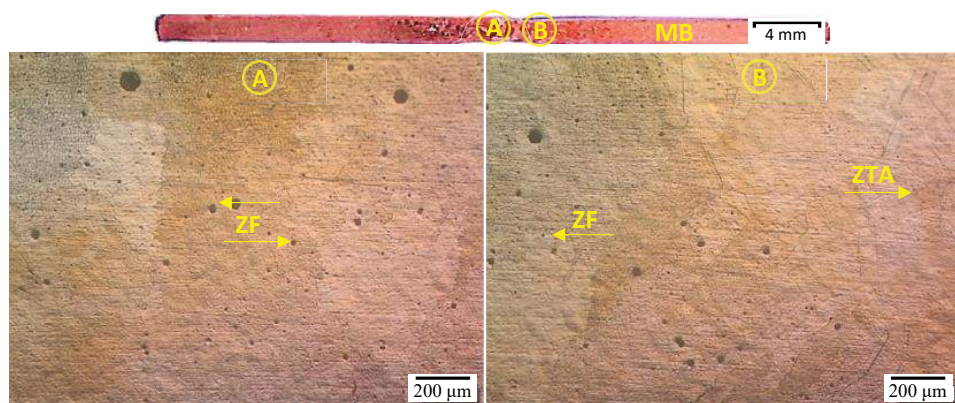


Figura 4.28 – Amostra CUAU-F. Macrografia da seção transversal acima. Micrografia das regiões de ZTA e ZF abaixo.

Em todos os casos foi possível identificar claramente a transição entre a ZTA e ZF assim como reportado por outros autores (LIN; CHANG; WU, 2014; AMARNATH; KARUPPUSWAMY; BALASUBRAMANIAN, 2017; CHENG et al., 2019; CHENG et al., 2020).

Na ZF das amostras soldadas com metal de adição (CUMA-I, CUMA-M e CUMA-F) foi identificado crescimento epitaxial na aparência de grãos colunares assim como reportado em diversos trabalhos (CHENG et al., 2019; SARANARAYANAN; LAKSHMINARAYANAN; VENKATRAMAN, 2019; CHENG et al., 2020; DAK et al., 2020). Tais grãos apresentaram aspecto alongado na direção do centro da solda medindo  $d_L=738,1 \mu\text{m}$  ( $\pm 197,7 \mu\text{m}$ ) e  $d_T=224,4 \mu\text{m}$  ( $\pm 96,2 \mu\text{m}$ ) resultando em um  $d_L/d_T=3,2$ .

Esta ZF é formada basicamente por solução sólida de Cu monofásico, apesar da utilização de MA dado na Tabela 3.4, confirmado pela análise por DRX conforme indicado na Figura 4.29.

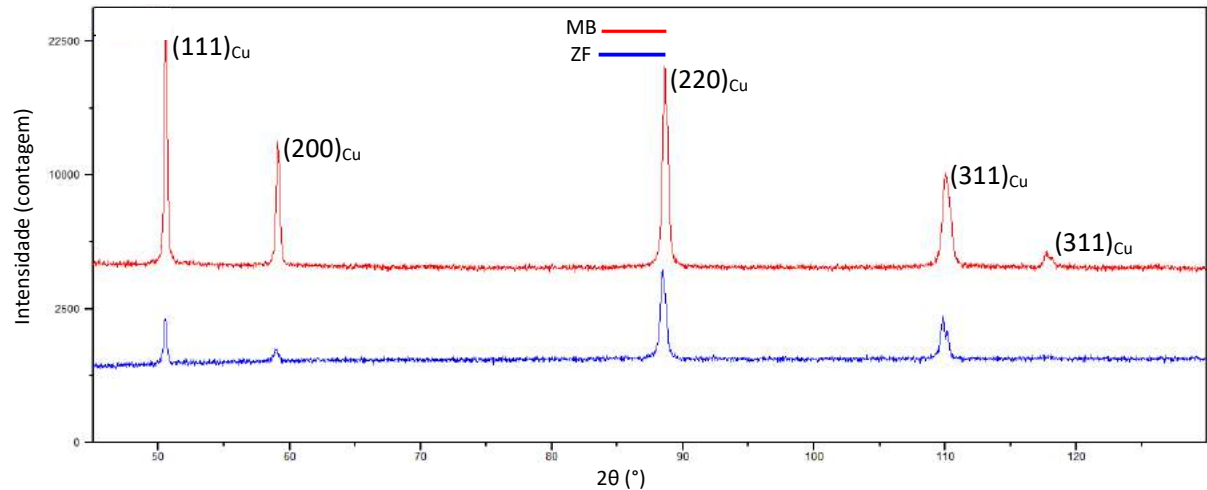


Figura 4.29 – Análise qualitativa da presença de fases na ZF em comparação com o MB das amostras CUMA.

Para as amostras soldadas sem metal de adição (CUAU-I, CUAU-M e CUAU-F) a ZF também apresentou crescimento epitaxial porém com grãos grosseiros medindo cerca de  $437,9 \mu\text{m}$  ( $\pm 86,4 \mu\text{m}$ ) de formatos aleatórios.

Estas soldagens demonstraram alta ocorrência de poros. Segundo CHENG et al. (2019) este fenômeno ocorre devido aos gases ( $\text{H}_2$ ,  $\text{N}_2$  e  $\text{H}_2\text{O}$ ) formados durante a soldagem, pois a solubilidade destes no cobre líquido é muito maior do que no cobre sólido, logo são precipitados na ZF durante o resfriamento. Se os gases forem excessivamente absorvidos pela poça de fusão e o tempo não for suficiente para escaparem, são formados poros.

Além disso, todas as amostras (tanto as soldadas com metal de adição quanto as soldadas de forma autógena) apresentaram, nas respectivas ZF, indícios de formação de subgrãos assim como o sugerido por SARANARAYANAN; LAKSHMINARAYANAN; VENKATRAMAN (2019). A micrografia da Figura 4.30, obtida da amostra CUAU-F, é um exemplo dessa suposta formação.

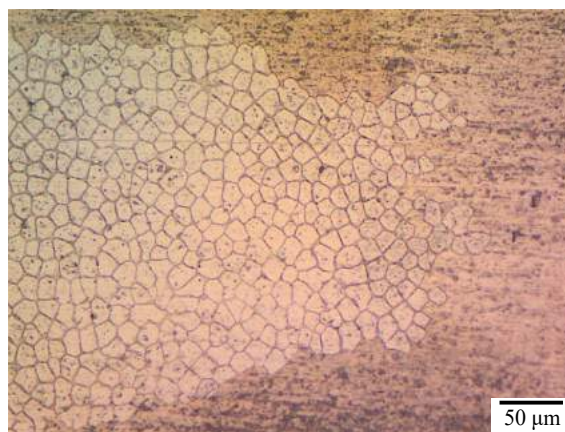


Figura 4.30 – Suposta estrutura de subgrão na ZF das amostras de cobre. Exemplo retirado da amostra CUAU-F.

Com base nas macrografias e micrografias, foi possível realizar a medição das regiões de transição conforme ilustrado na Figura 4.31 e Figura 4.32.

Assim como observado para as amostras de aço IF, para as de cobre também percebeu-se, de uma forma geral, maior extensão da ZTA e ZF nas amostras extraídas no início das chapas em relação às amostras extraídas no fim das mesmas.

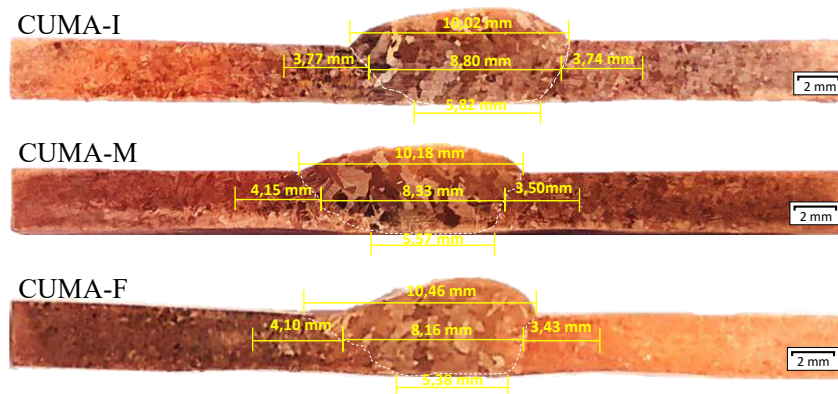


Figura 4.31 – Dimensões das regiões da chapa CUMA

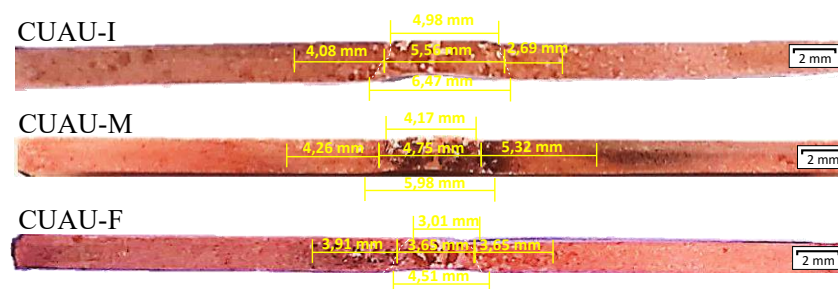


Figura 4.32 – Dimensões das regiões da chapa CUAU.

## 4.5 Microdureza, condutividade elétrica e microestrutura

Esta seção tem como objetivo correlacionar as microestruturas das amostras com os perfis de microdureza Vickers e condutividade elétrica obtidos à meia espessura. Tal comparação se dará por meio das macrografias das seções transversais sobrepostas aos respectivos perfis das propriedades ora mencionadas.

A identificação dos limites de transição entre as zonas (limites entre MB e ZTA e entre ZTA e ZF) foi feita com base na microestrutura bem como na medição destas de acordo com o apresentado na seção anterior. A partir de então, esses limites dimensionais foram superpostos aos perfis dados abaixo das respectivas macrografias.

Esta proposição objetivou mapear a posição dos pontos de microdureza e condutividade medidos, individualmente, dentro de cada zona (se em MB, ZTA ou ZF). Posteriormente foi feita um estudo estatístico a fim de analisar, matematicamente, os dados gráficos aqui obtidos.

#### 4.5.1 Considerações preliminares

Conforme exposto na seção anterior as amostras soldadas indicaram que o MB fora afetado pelo calor tendo como um dos efeitos o aumento no tamanho dos grãos. A microdureza e a condutividade elétrica também foram alteradas de acordo com o indicado na Tabela 4.3 que traz os valores médios destas propriedades para o MB das amostras de aço IF e cobre.

Tabela 4.3 – Microdureza e condutividade elétrica médias do MB das amostras soldadas.

Material	Microdureza (Hv)	Condutividade elétrica (%IACS)
Aço IF (MB)	100,3 ± 4,8	14,3 ± 1,1
Cobre (MB)	50,1 ± 2,5	69,3 ± 10,6

Ao comparamos apenas as médias dos valores da tabela acima com os da Tabela 4.1, percebemos que, para o aço IF, a microdureza caiu 8,1% enquanto a condutividade elétrica aumentou 6,7%. Essas ligeiras modificações podem estar relacionadas à variação no tamanho de grão. Grãos maiores proporcionam menor dureza, seguindo a relação de Hall-Petch e, como reportado por SANTOS; VILAÇA; MIRANDA (2011), se o tamanho de grão é maior, a área total de contornos de grão por unidade de volume diminui, fazendo com que a mobilidade eletrônica seja aumentada visto que os contornos de grão agem como barreiras à passagem de elétrons.

Procedendo com a mesma análise para o cobre podemos notar uma queda significativa de 45,1% na microdureza em relação ao encontrado na amostra como recebida. Este decréscimo também está atrelado à relação de Hall-Petch, corroborando com a teoria da zona de amolecimento encontrado por CHENG et al., 2019.

Entretanto, apesar do crescimento dos grãos, a condutividade elétrica também caiu (26,2%) indicando que o tamanho de grão, não foi o maior fator de impacto na alteração desta propriedade. TAKATA; LEE; TSUJI (2009) demonstraram que a variação da condutividade elétrica no cobre é mais afetada pelo tamanho de grão quando estes estão na escala nanométrica. Contudo, ABBAS et al. (2017) atribuíram a diminuição da condutividade elétrica com o crescimento de grão (para ligas de cobre-ferro tratadas termicamente) à maior presença de contornos de grão de alto ângulo (CGAA) do que contornos de baixo ângulo (CGBA) pois estes possuem maior resistividade que aqueles (ABBAS et al., 2017; TSOUTSOUVA et al., 2020; KAROLIK; LUHVICH, 1994). Isto

poderia explicar, parcialmente, a queda na condutividade aqui observada, uma vez que é esperado um maior número de CGAA do que CGBA após o recozimento. Contudo, tal afirmativa só poderia ser elucidada com a realização de análises adicionais, como por exemplo, a técnica de difração de elétrons retroespalhados (*electron backscatter diffraction*, EBSD).

Feitas as considerações preliminares à respeito do MB tanto para o aço IF quanto para o cobre, as próximas subseções mostrarão como a microdureza e a condutividade elétrica se comportaram ao longo das regiões obtidas após a soldagem de cada amostra.

#### 4.5.2 Aço IF soldado com metal de adição

As figuras a seguir apresentam a macrografia da seção transversal das amostras IFMA-I, IFM-M e IFMA-F (Figura 4.33, Figura 4.34 e Figura 4.35, respectivamente) superpostas com os respectivos perfis de microdureza e condutividade elétrica.

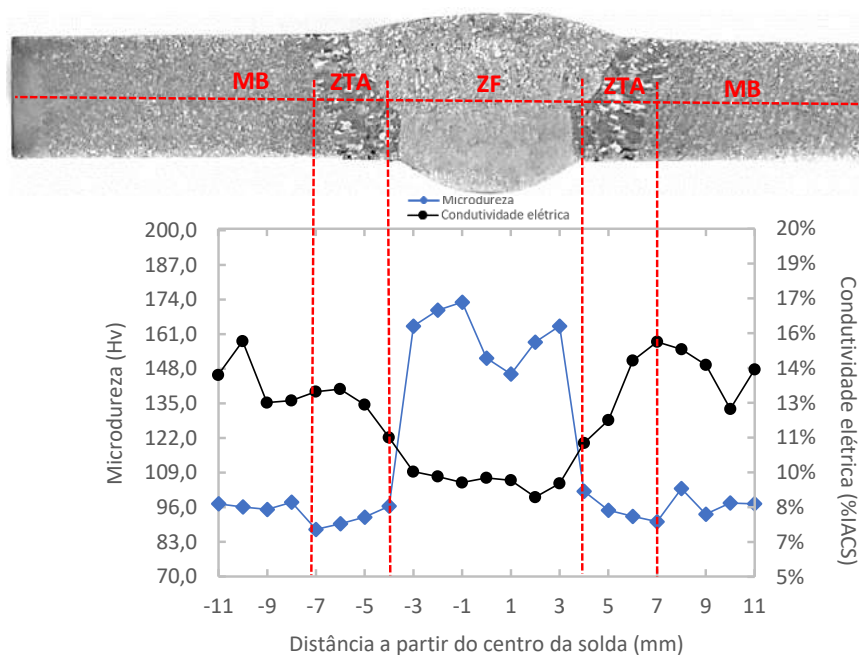


Figura 4.33 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-I à ME.



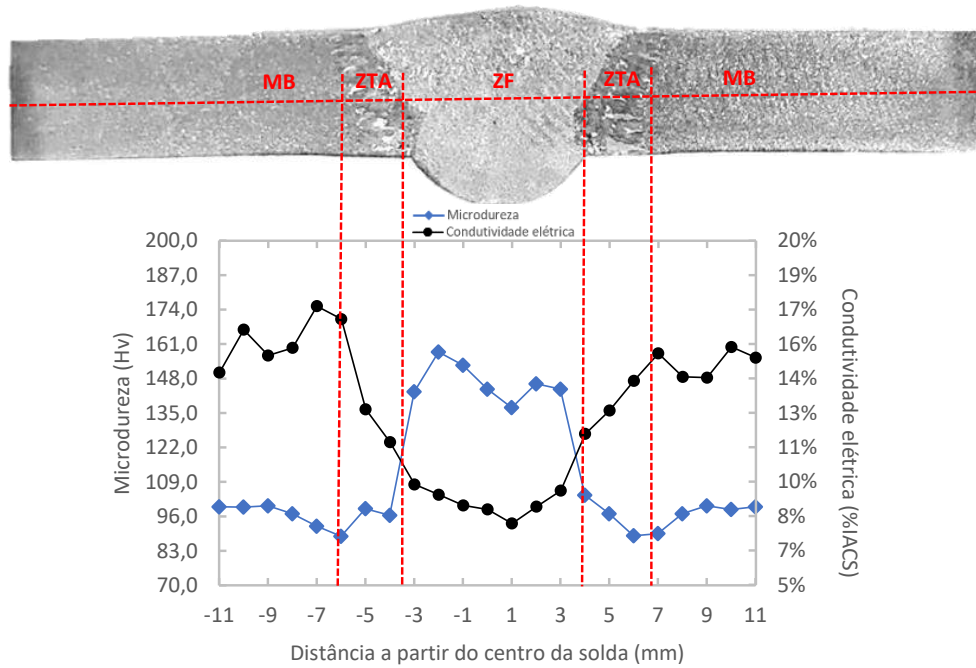


Figura 4.34 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-M à ME.

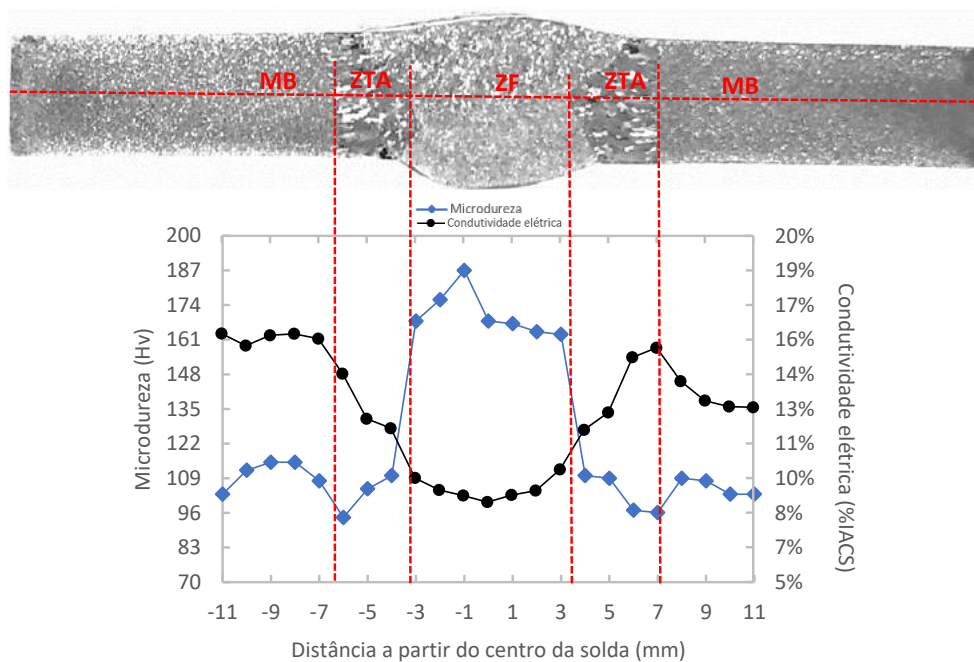


Figura 4.35 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-F à ME.

Todas as amostras indicaram queda de microdureza na ZTA com aumento gradual dentro dessa região em direção à ZF e logo após aumento brusco dentro da ZF. A condutividade elétrica, por sua vez, apresentou queda gradual a partir da ZTA alcançando seu vale

em regiões próximas ao centro da ZF. De forma geral, a microdureza e a condutividade elétrica tiveram correlação como a um objetivo espelhado.

Como esperado, houve variação clara nos valores de microdureza e condutividade elétrica na ZF das amostras soldadas com metal de adição uma vez que a composição química do consumível utilizado diferia do MB.

Além disso, o crescimento excessivo dos grãos na ZTA possivelmente contribuíram para a queda da microdureza nesta região assim como o refinamento dos grãos ferríticos na ZF explicam parcialmente seu aumento no centro da solda.

A maior quantidade de barreiras à passagem de elétrons, causada pelo refinamento dos grãos na ZF, pode também ter ocasionado a queda da condutividade elétrica. Entretanto, apesar do tamanho de grãos excessivamente grande na ZTA, a condutividade elétrica também caiu em relação ao MB. A possível presença de solução sólida após a dissolução dos finos precipitados (TiS, TiN e TiC) podem ter interferência na queda gradual da condutividade e aumento gradual da microdureza conforme é possível notar (Figura 4.33, Figura 4.34 e Figura 4.35).

Em seguida foram plotados gráficos tridimensionais e bidimensionais conforme mostrados nas figuras a seguir (Figura 4.36, Figura 4.37 e Figura 4.38) com o intuito de observar melhor como a microdureza e a condutividade elétrica variaram ao longo do comprimento do cordão de solda e se correlacionaram. Para melhor referência espacial vide Figura 3.11 e Figura 3.12.

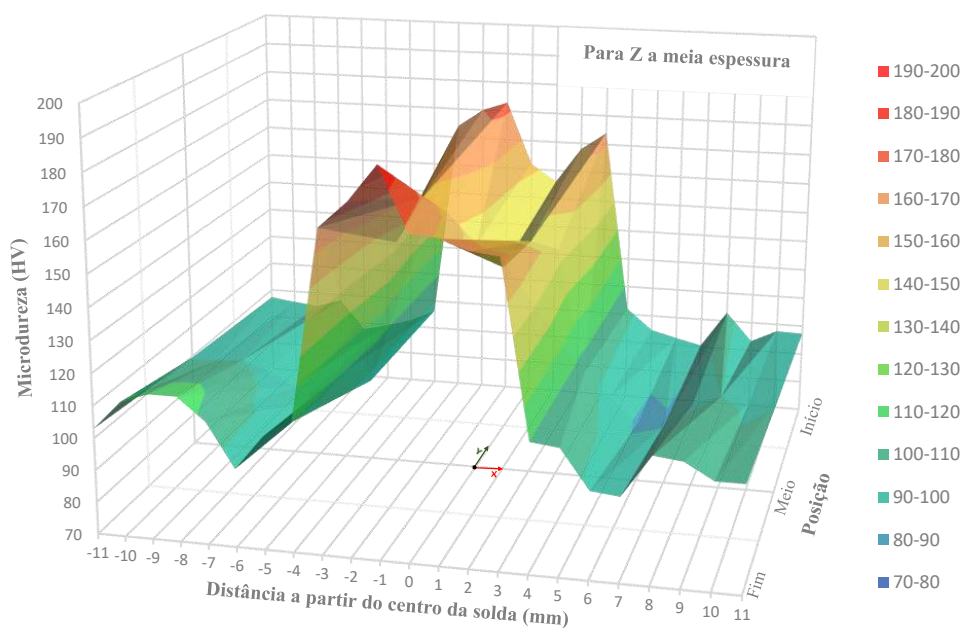


Figura 4.36 – Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa IFMA à ME.

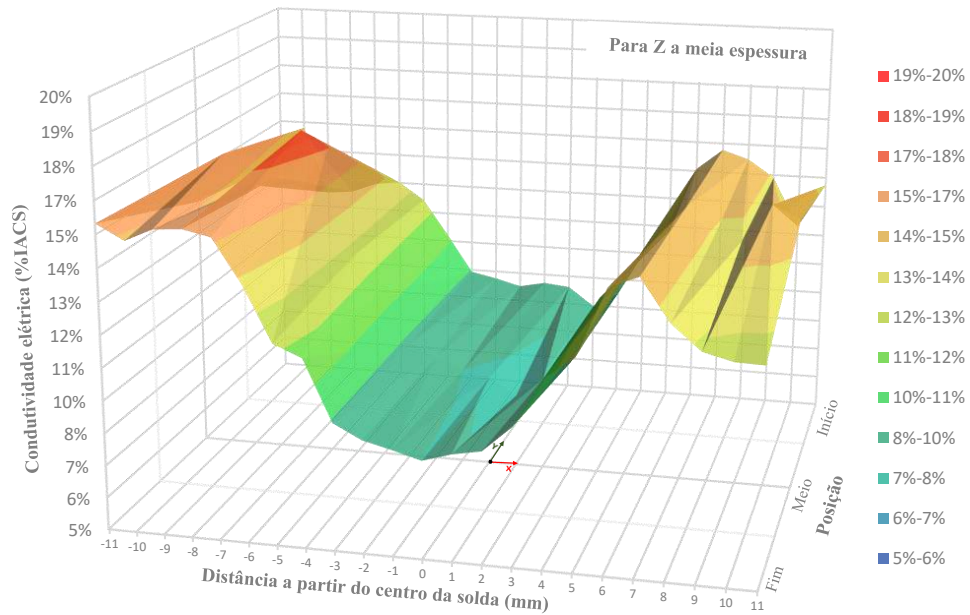


Figura 4.37 – Perfil de condutividade em 3D das seções transversais da chapa IFMA à ME.

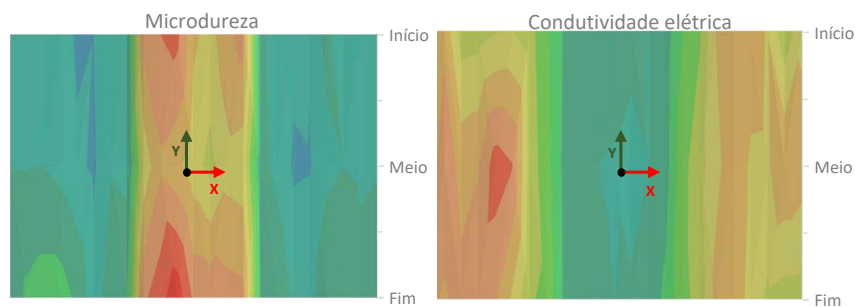


Figura 4.38 – Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa IFMA à ME.

Por meio destas é possível confirmar a clara correlação de ordem inversa entre a condutividade elétrica e a microdureza para a soldagem do aço IF com metal de adição. A microdureza tende a aumentar no centro do cordão e em direção ao fim do mesmo e por outro lado a condutividade diminui nestas mesmas regiões.

### 4.5.3 Aço IF soldado de forma autógena

As figuras a seguir apresentam a macrografia da seção transversal das amostras IFAU-I, IFAU-M e IFAU-F (Figura 4.39, Figura 4.40 e Figura 4.41, respectivamente) superpostas com os respectivos perfis de microdureza e condutividade elétrica.

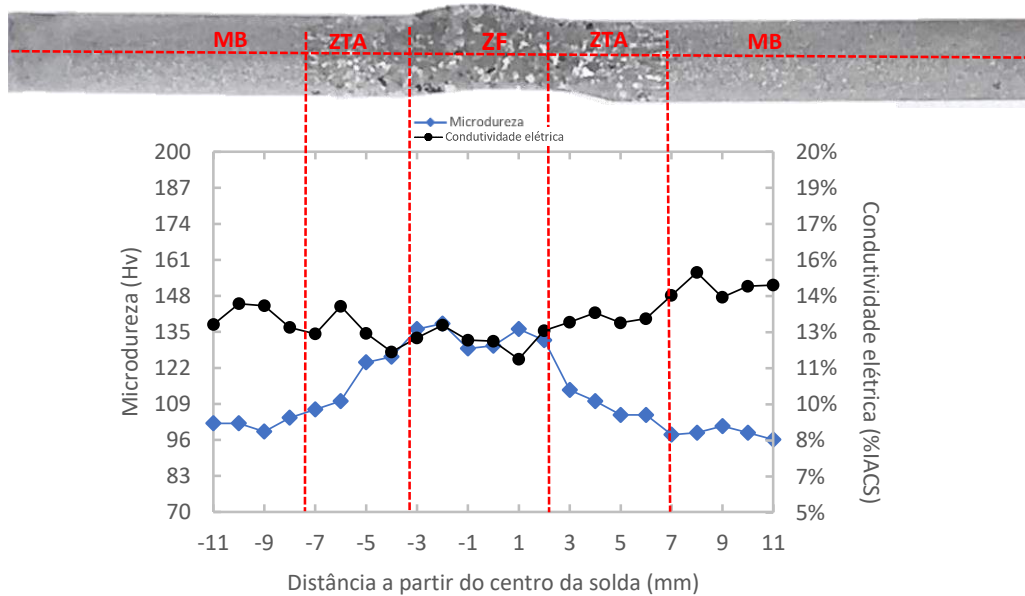


Figura 4.39 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-I à ME.

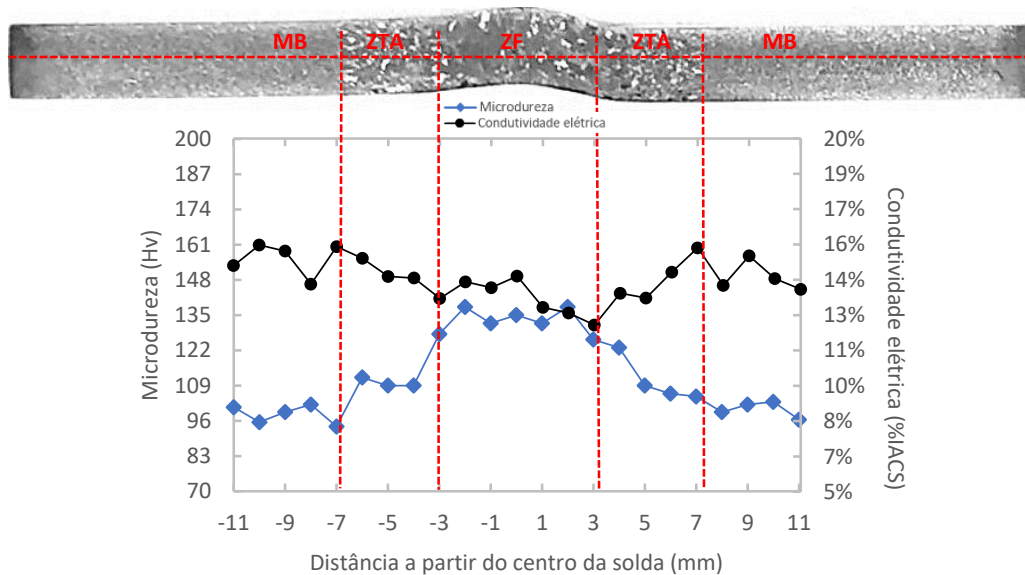


Figura 4.40 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-M à ME.

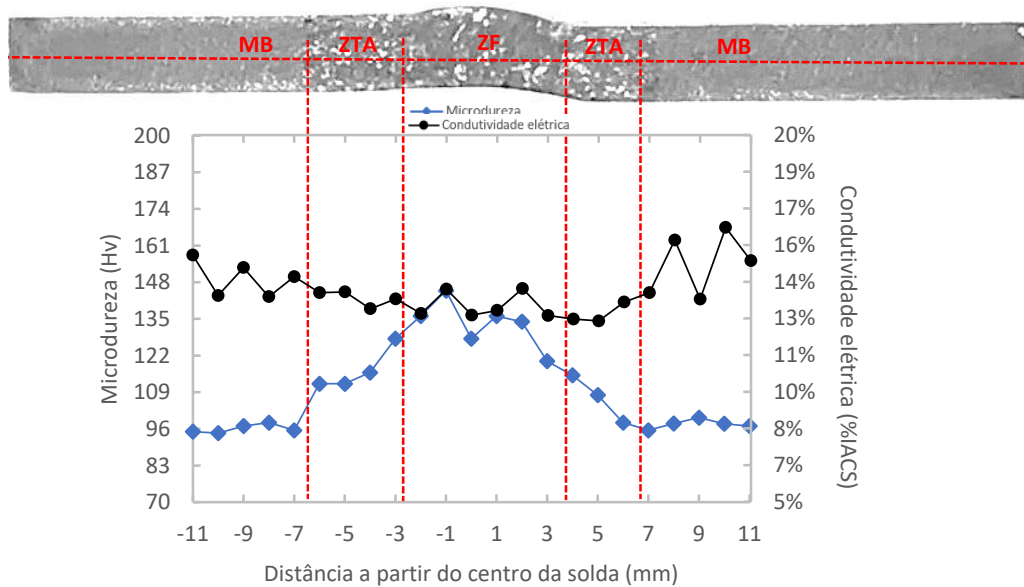


Figura 4.41 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-F à ME.

É possível observar que na ZF houve ligeiros aumento e diminuição da microdureza e condutividade elétrica, respectivamente. Tais variações podem estar relacionadas ao aumento na densidade de discordâncias bem como a presença de finos precipitados de Ti (TiN, TiS e TiC) que por ventura não tenham sido completamente dissolvidos na matriz (BAYRAKTAR et al., 2009; RAO et al., 2017; LIU et al., 2020).

Os gráficos da Figura 4.42, Figura 4.43 e Figura 4.44 trazem a comparação entre os perfis ao longo do comprimento da junta soldada.

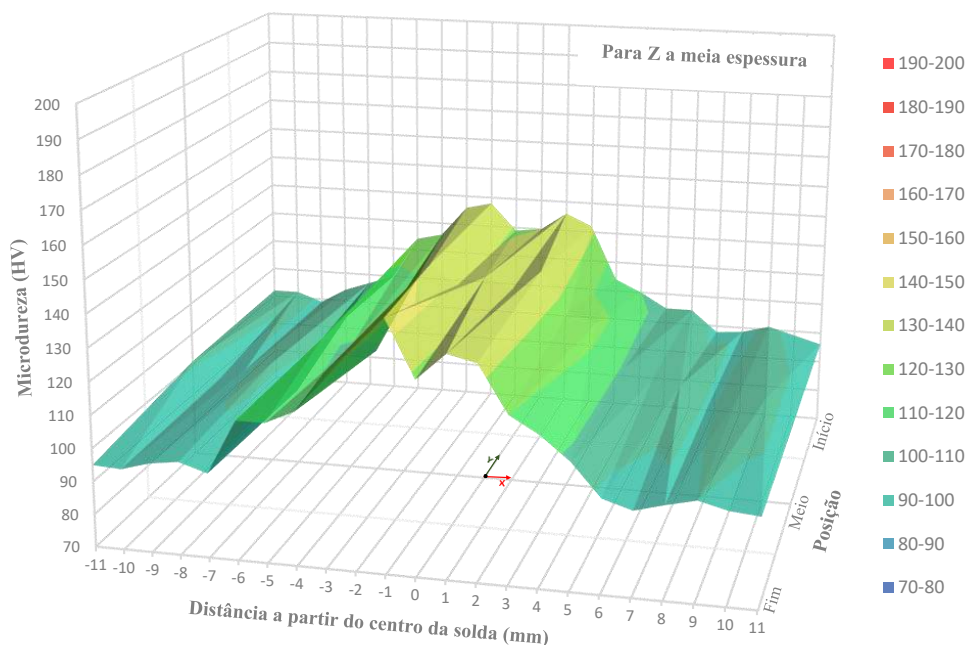


Figura 4.42 – Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa IFAU à ME.

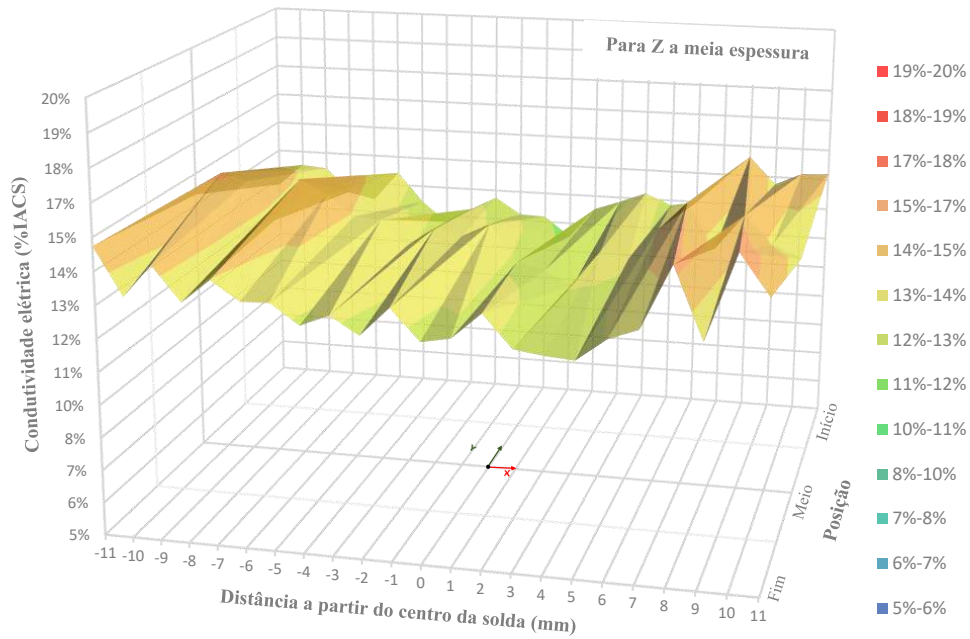


Figura 4.43 – Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa IFAU à ME.

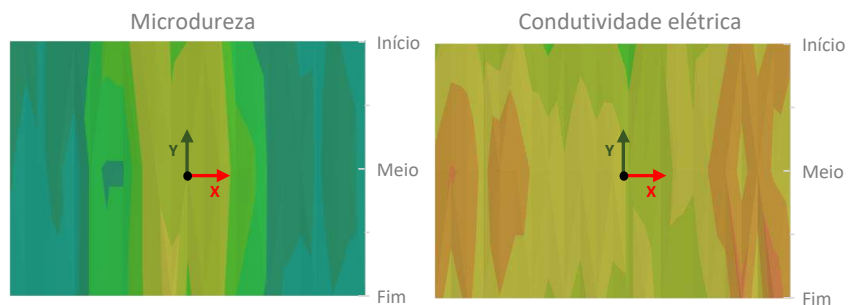


Figura 4.44 – Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa IFAU à ME.

Percebe-se que a microdureza teve aumento no centro do cordão sem variação significativa ao longo de todo o comprimento.

Por comparação, a condutividade elétrica foi menos alterada devido o processo de soldagem, entretanto foi constatado uma tendência de ligeira queda em direção ao centro do cordão para todo o comprimento do mesmo.

Houve então uma tendência de comportamento espelhado entre as propriedades assim como observado para as amostras soldadas com metal de adição, embora neste caso (autógena) tal variação tenha sido mais suave.



#### 4.5.4 Cobre soldado com metal de adição

As figuras a seguir apresentam a macrografia da seção transversal das amostras CUMA-I, CUMA-M e CUMA-F (Figura 4.45, Figura 4.46 e Figura 4.47, respectivamente) superpostas com os respectivos perfis de microdureza e condutividade elétrica.

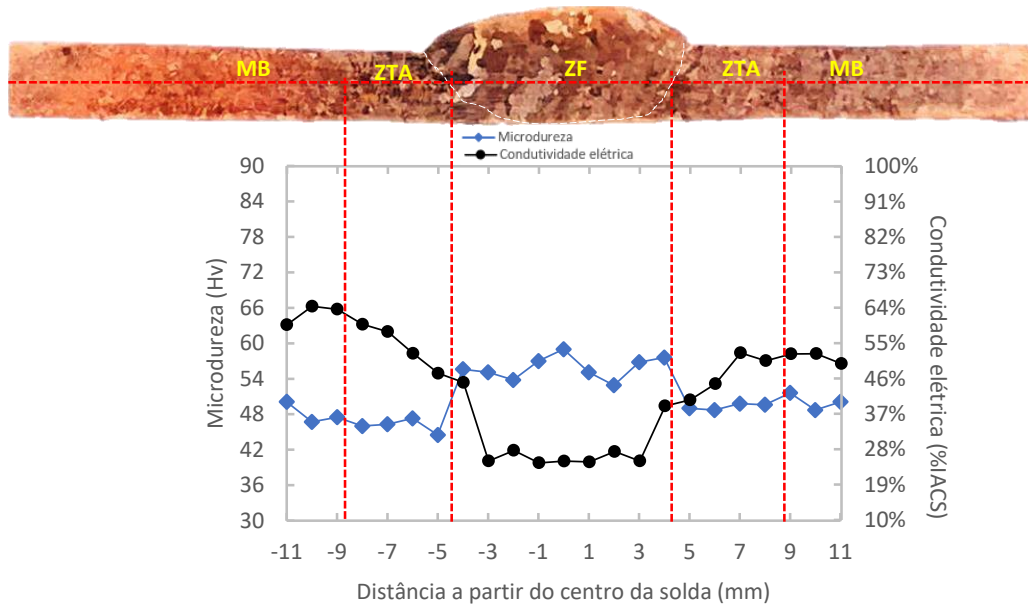


Figura 4.45 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-I à ME.

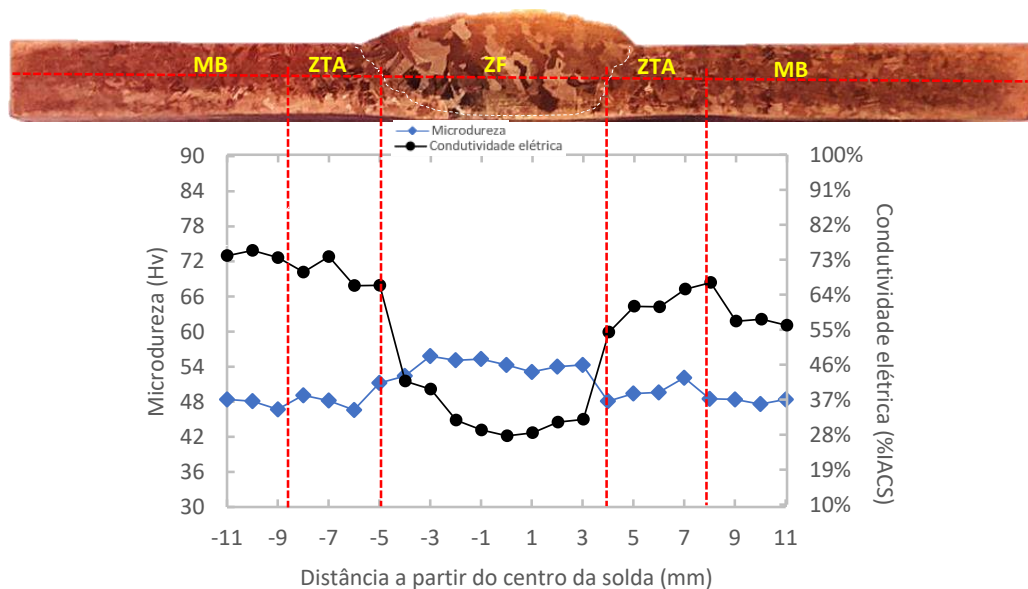


Figura 4.46 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-M à ME.

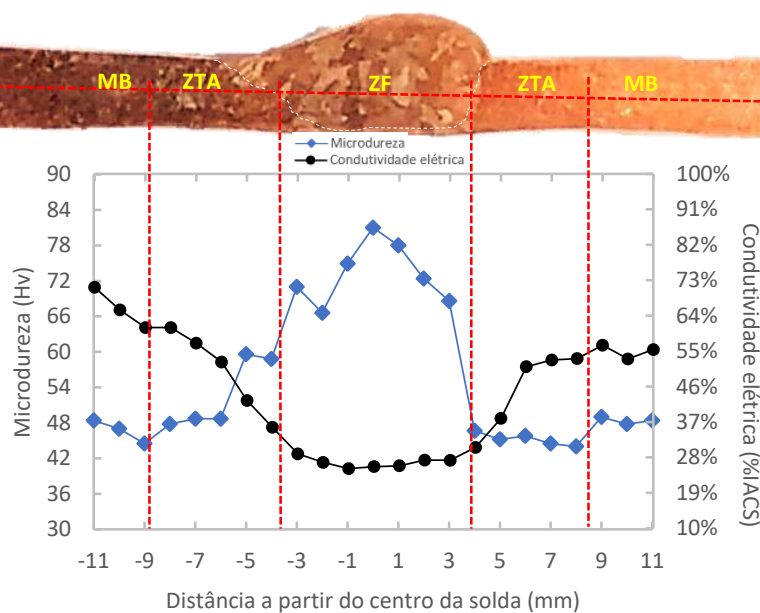


Figura 4.47 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-F à ME.

Notou-se, em todas as amostras, valores mais baixos e parecidos de microdureza no MB e ZTA (cerca de 50 Hv) com aumento na ZF (máximo de 81 Hv na ZF da CUMA-F) assim como encontrado por YINAN et al. (2012) em sua pesquisa, ao utilizarem ERCu como MA. Além disso, houve clara correlação inversa com a condutividade elétrica, que caiu de forma aproximadamente proporcional ao aumento da microdureza.

A variação dessas propriedades pode estar relacionada a presença de átomos de impureza (Sn, Mn e Si que compõem o MA ERCu utilizado) que podem ter entrado como substitucionais na matriz de Cu, proporcionando endurecimento por solução sólida além de terem atuado como centros espalhadores de elétrons. Além disso, a possível diminuição na densidade de discordâncias na zona de amolecimento (CHENG et al., 2019) também pode ter impactado nestas alterações. Ademais, a suposta formação de subgrãos na ZF pode ainda ter atuado no aumento da microdureza e diminuição da condutividade elétrica.

Os gráficos tridimensionais e bidimensionais que ilustram a variação da microdureza e condutividade elétrica ao longo do comprimento da chapa de cobre soldada com metal de adição são demonstrados nas figuras a seguir (Figura 4.48, Figura 4.49 e Figura 4.50).



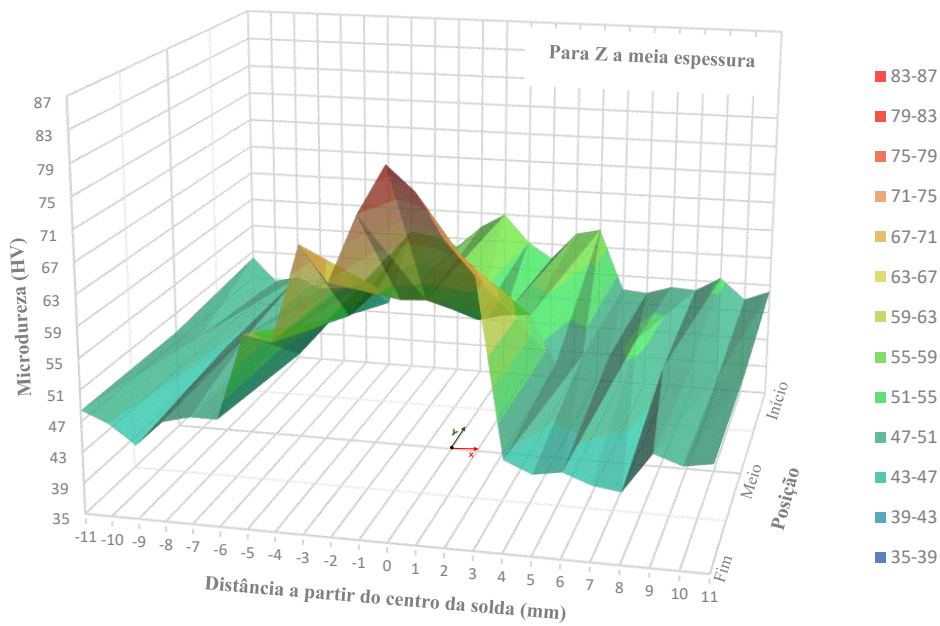


Figura 4.48 – Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa CUMA à ME.

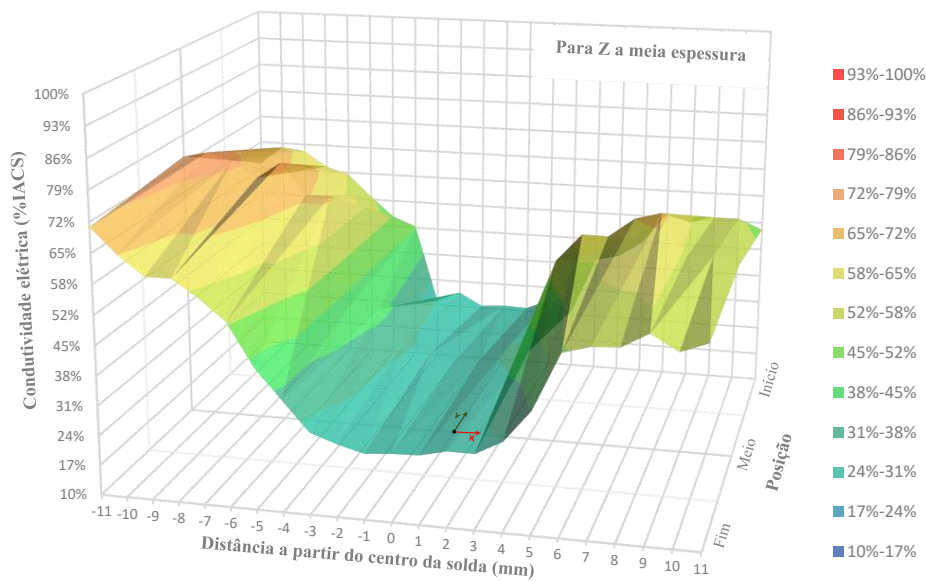


Figura 4.49 – Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa CUMA à ME.

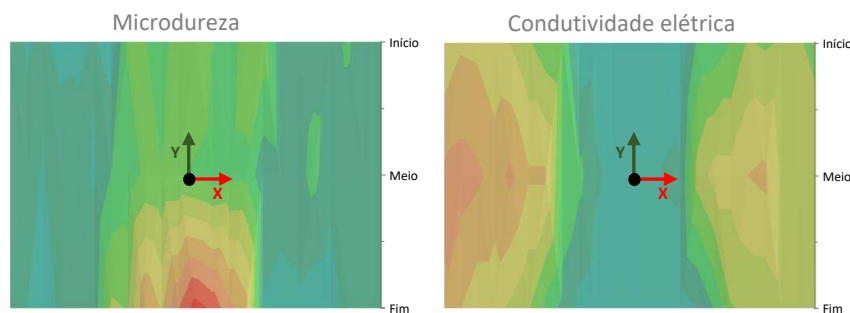


Figura 4.50 – Comparação entre os perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa CUMA à ME.

Assim como obtido para a soldagem do aço IF com metal de adição, a presente também indicou propensão ao aumento da microdureza no centro do cordão de solda ao longo de todo o comprimento do mesmo enquanto a condutividade elétrica variou de forma espelhada.

Há de se notar pela Figura 4.48 aumento acentuado na microdureza no fim do cordão de solda. Este fato pode estar relacionado à diminuição do aporte térmico nesta região, causado pelo possível aumento da velocidade de soldagem assim como suposto durante as análises macroscópica e microscópica.

#### 4.5.5 Cobre soldado de forma autógena

A variação da microdureza e condutividade elétrica à ME ao longo da largura da chapa para as seções transversais das amostras CUAU-I, CUAU-M e CUAU-F (Figura 4.51, Figura 4.52 e Figura 4.53, respectivamente) é dada a seguir.

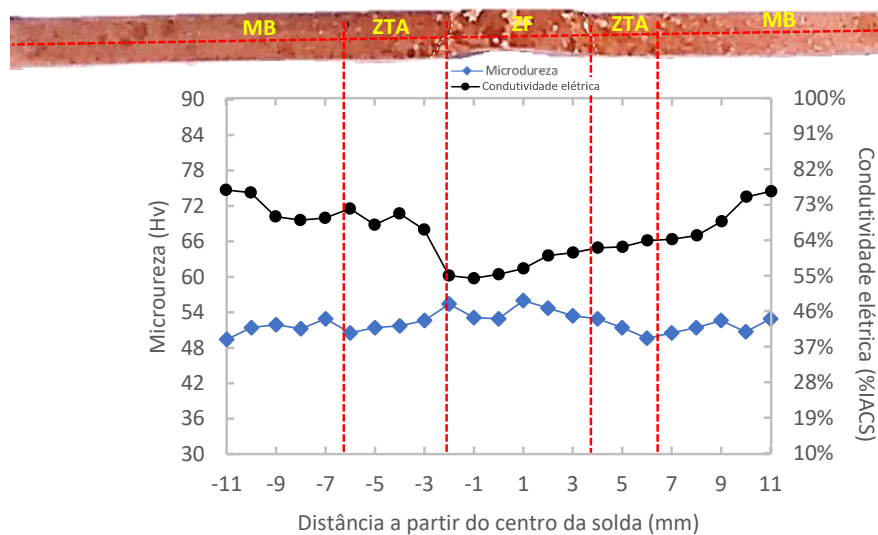


Figura 4.51 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-I à ME.

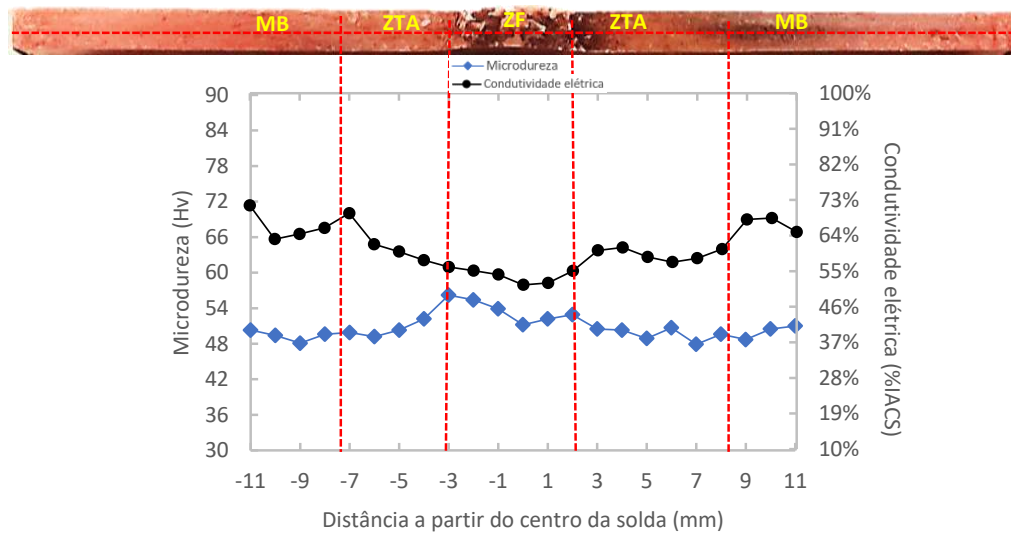


Figura 4.52 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-M à ME.

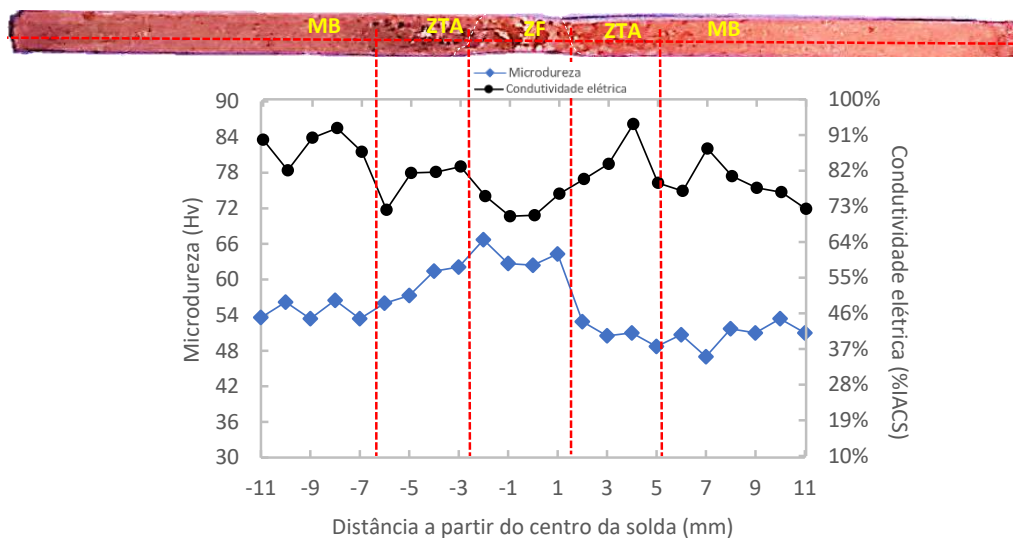


Figura 4.53 – Perfis de microdureza e condutividade elétrica superpostos à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-F à ME.

Houve pequena modificação da microdureza (mínimos na zona de amolecimento e máximos na ZF) e condutividade elétrica (variação inversa à microdureza).

Estas pequenas variações estão possivelmente atreladas à diminuição na densidade de discordâncias na zona de amolecimento conforme observado e explanado para as amostras CUMA. Além disso, a alta presença de porosidade na ZF pode ter contribuído para a queda na condutividade. Indo além, a suposta formação de subgrãos também pode ter contribuído para a mudança.

Ao olhar a Figura 4.54 e Figura 4.55 percebe-se com mais clareza as baixas variações mencionadas ao longo do comprimento do cordão de solda. Ademais, apesar de mais suave, as duas propriedades variaram de forma aproximadamente espelhada assim como nos casos anteriores (Figura 4.56). Por fim, cabe ressaltar que, se comparada à soldagem com metal de adição, a soldagem autógena proporcionou menor variação nas propriedades medidas, especialmente na condutividade elétrica.

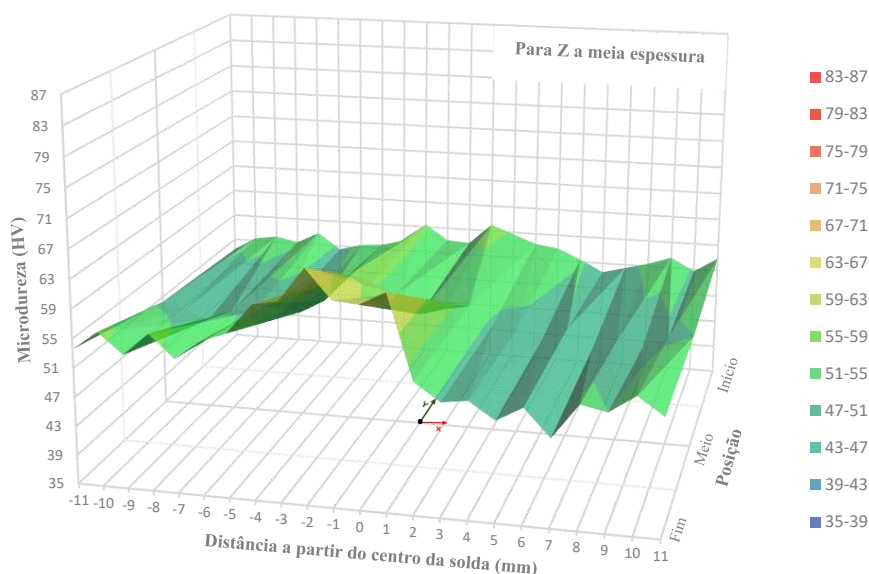


Figura 4.54 – Perfil de microdureza em 3D das seções transversais da chapa CUAU à ME.

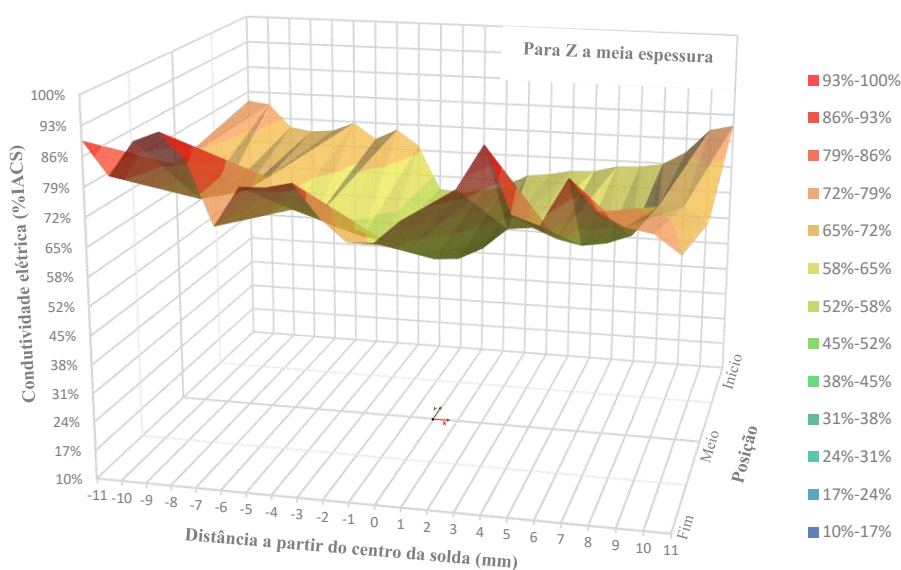


Figura 4.55 – Perfis de condutividade em 3D da seção transversal da chapa CUAU à ME.

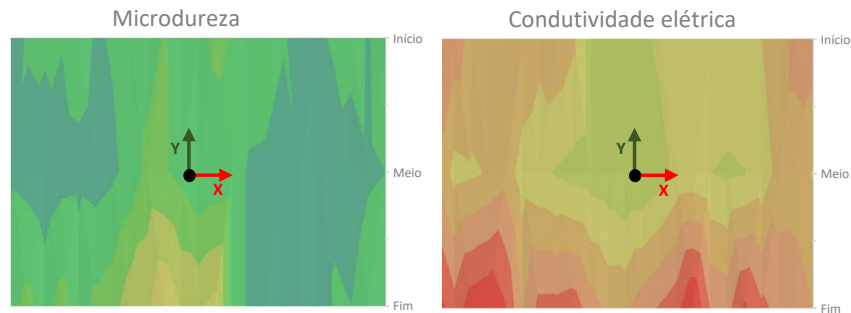


Figura 4.56 – Comparação entre perfis de microdureza e condutividade em 2D (vista superior) das seções transversais da chapa CUAU à ME.

## 4.6 Condutividade elétrica superficial

Esta seção tem como objetivo comparar os perfis de condutividade elétrica aferidos na superfície das amostras com os obtidos à ME a fim de verificar a viabilidade da utilização deste método de caracterização sem a necessidade de seccionar as chapas para obter os perfis desta propriedade e então identificar as diferentes zonas geradas durante a soldagem.

Para isto, a superfície superior de todas as amostras foi lixada com lixa d'água de grão 80 até que o cordão de solda e todas as áreas adjacentes estivessem no mesmo plano. Em seguida foi utilizada a lixa de grão 220 como acabamento final. Cabe ressaltar que a utilização de lixas mais grosseiras buscou simular um possível lixamento feito *in situ* com lixadeira manual.

Os perfis de condutividade elétrica na superfície das amostras de aço IF soldadas com metal de adição (Figura 4.57, Figura 4.58 e Figura 4.59) demonstraram boa correlação com os apresentados à ME (Figura 4.33, Figura 4.34 e Figura 4.35) com as mesmas tendências de aumento e decréscimo para cada zona de soldagem.

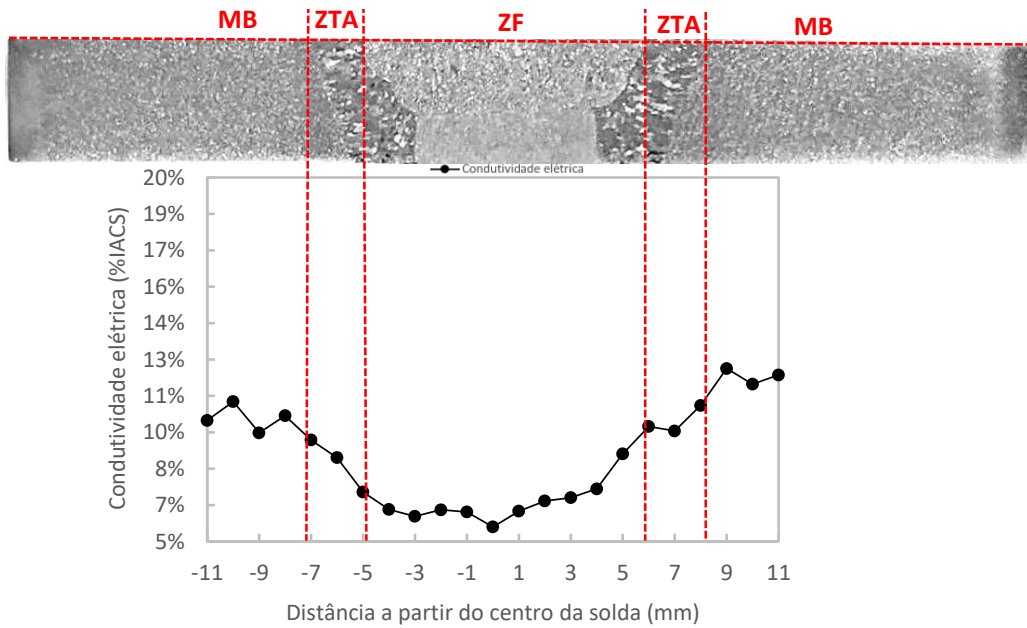


Figura 4.57 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-I para medição na superfície.

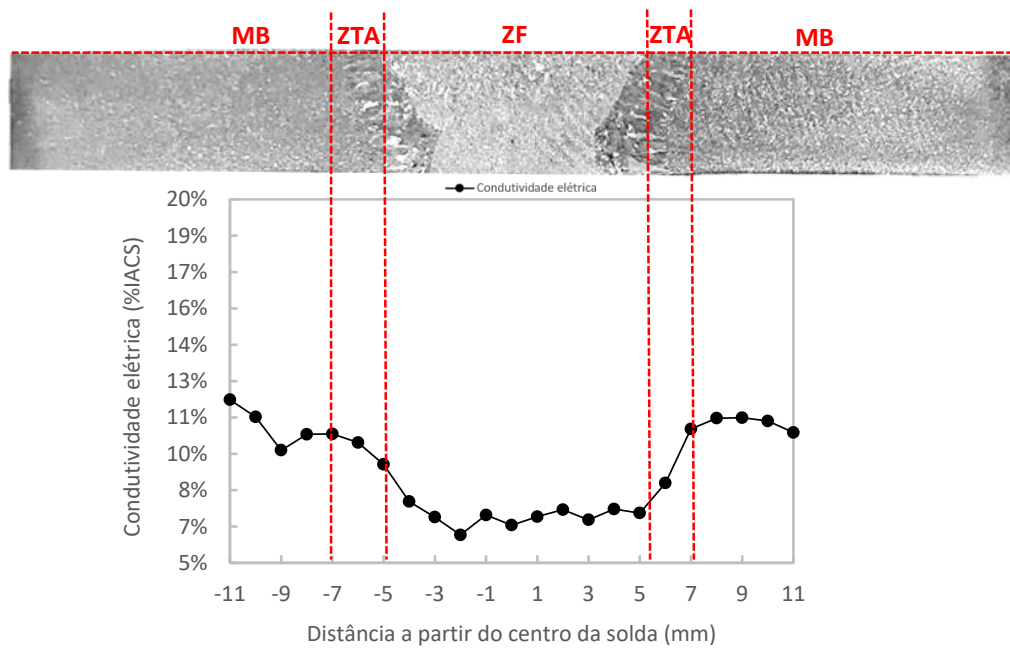


Figura 4.58 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-M para medição na superfície.



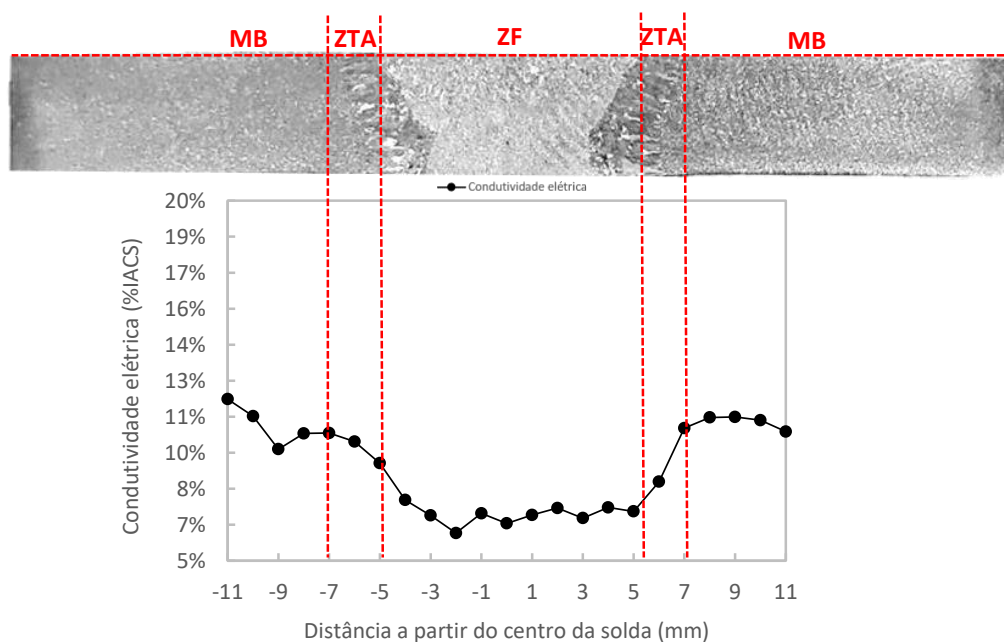


Figura 4.59 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFMA-F para medição na superfície.

Entretanto, pode-se notar valores globais mais baixos de condutividade na superfície em relação aos medidos à ME que podem estar tanto relacionados à preparação mais grosseira da superfície quanto com as próprias variações intrínsecas do processo de soldagem ao longo da profundidade. Para melhor visão geral é razoável comparar a Figura 4.60 com a Figura 4.37.

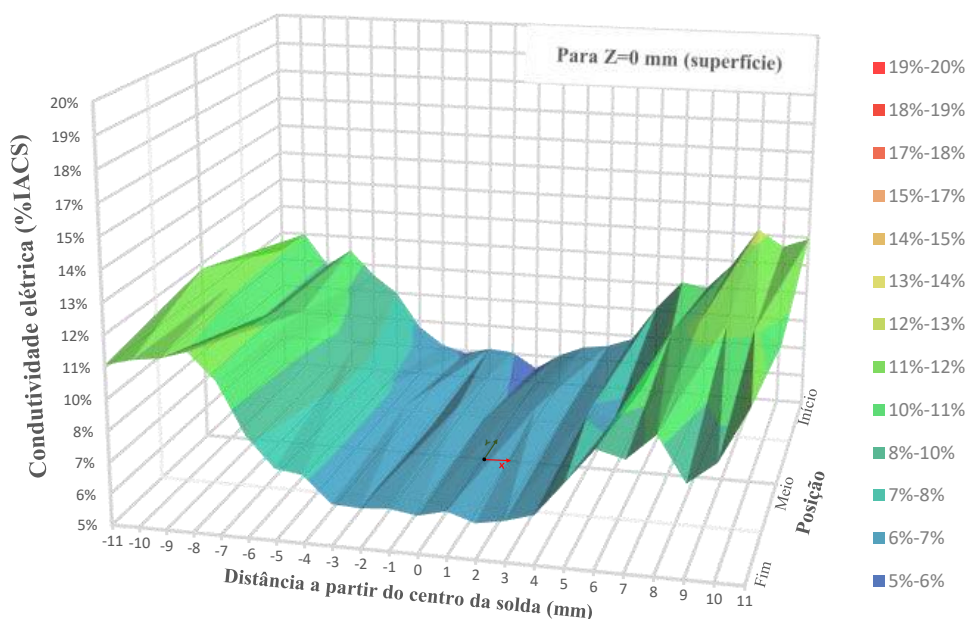


Figura 4.60 – Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa IFMA.

Nas amostras soldadas de forma autógena (Figura 4.61, Figura 4.62, Figura 4.63 e Figura 4.64) percebeu-se variações ao longo das zonas soldadas ainda mais suaves do que as apresentadas à ME (Figura 4.39, Figura 4.40, Figura 4.41 e Figura 4.43). Todavia, é possível observar ligeira queda na ZF, mais perceptível nas amostras IFAU-I e IFAU-M.

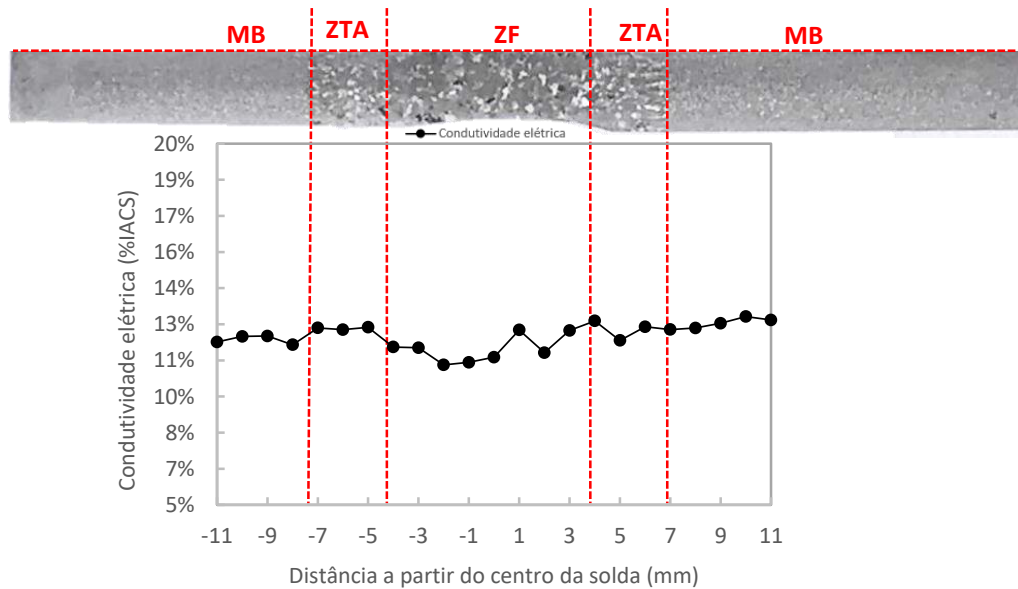


Figura 4.61 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-I para medição na superfície.

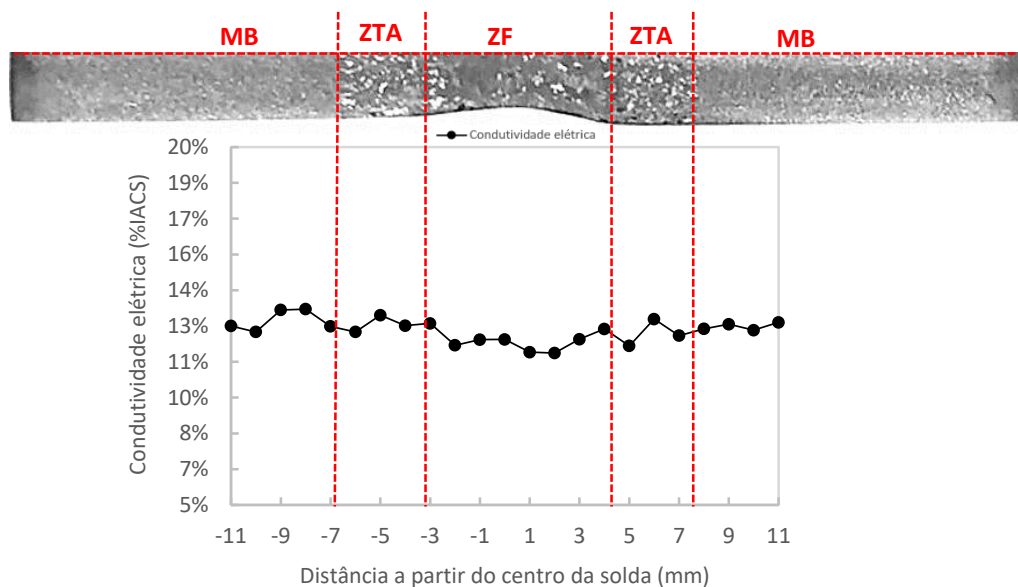


Figura 4.62 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-M para medição na superfície.



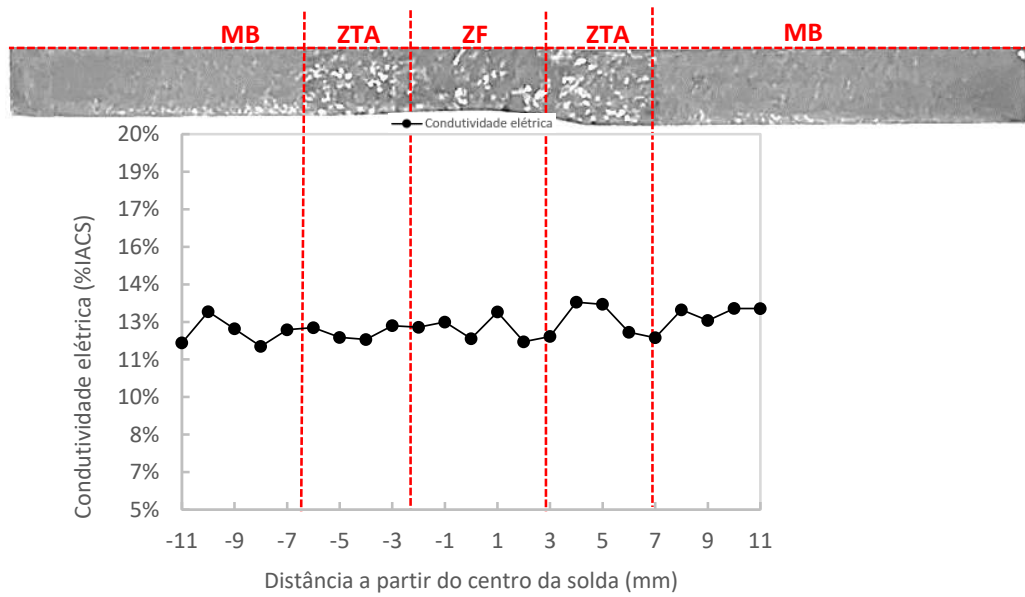


Figura 4.63 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra IFAU-F para medição na superfície.

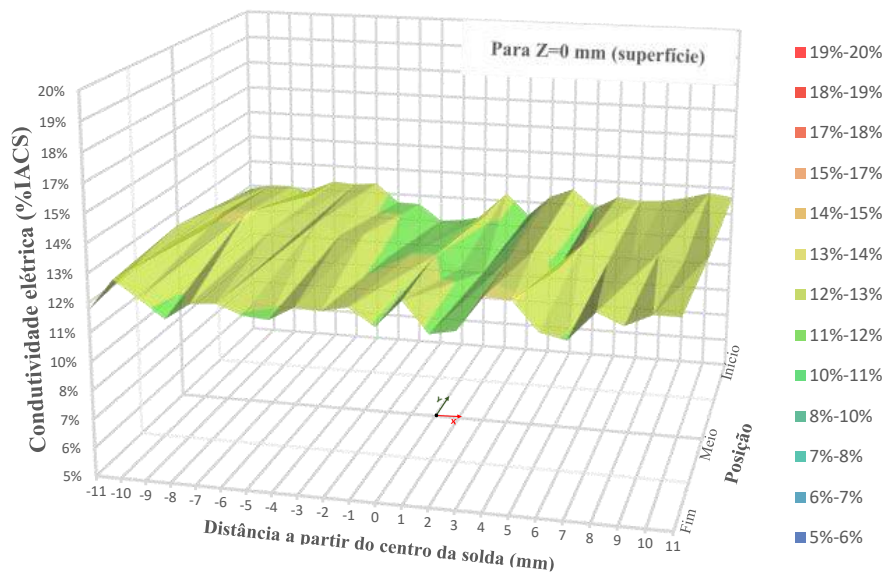


Figura 4.64 – Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa IFAU.

As figuras a seguir (Figura 4.65, Figura 4.66, Figura 4.67 e Figura 4.68) ilustram os perfis de condutividade elétrica na superfície das amostras de cobre soldadas com MA. Ao comparar tais resultados aos obtidos à ME (Figura 4.45, Figura 4.46, Figura 4.47 e Figura 4.49) nos deparamos com caso similar ao encontrado para o aço IF soldado com MA. Os perfis apresentaram boa correlação entre si tendo apresentado valores gerais mais baixos na superfície em relação aos à ME.

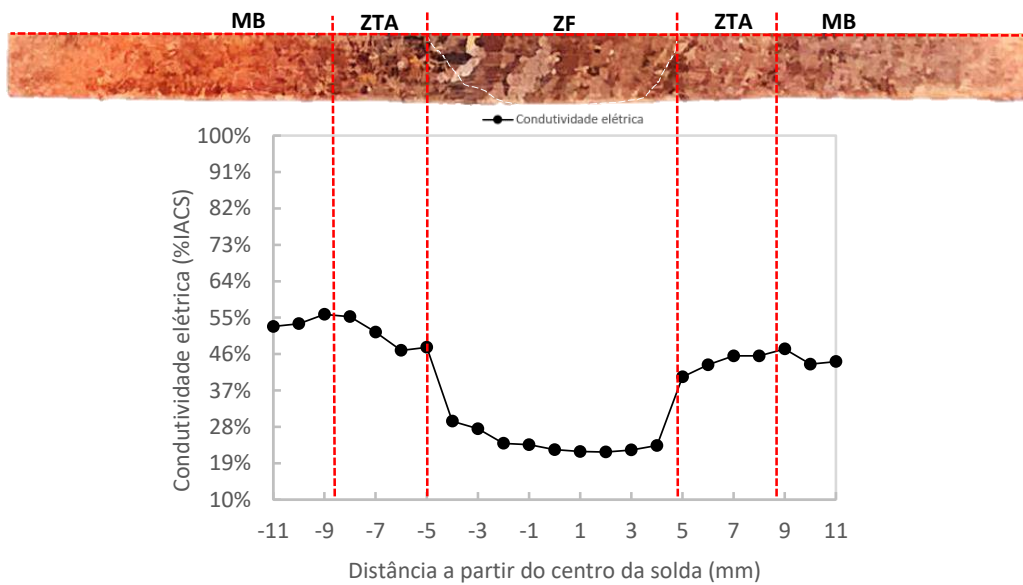


Figura 4.65 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-I para medição na superfície.

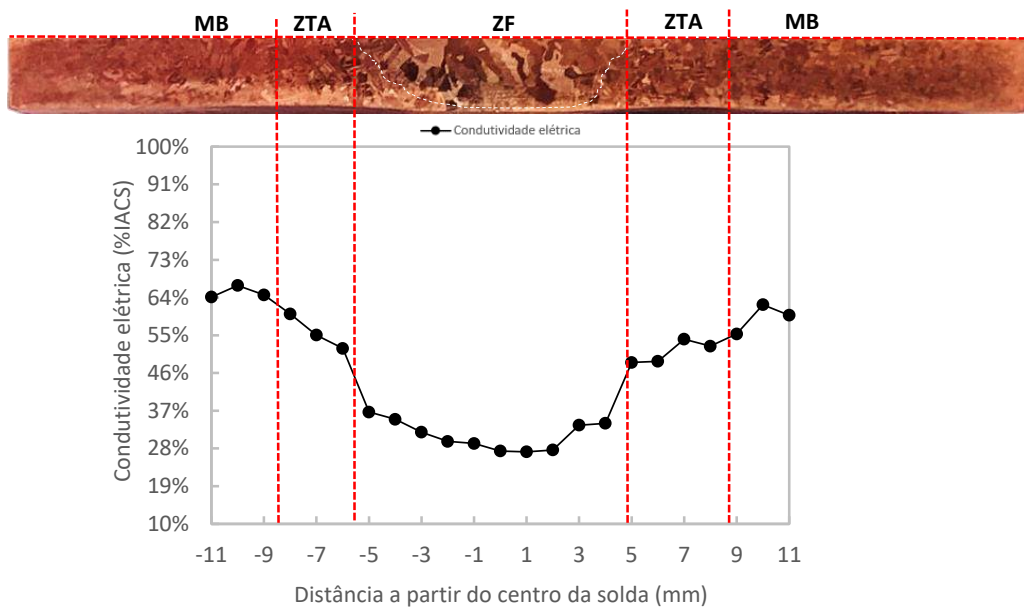


Figura 4.66 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-M para medição na superfície.

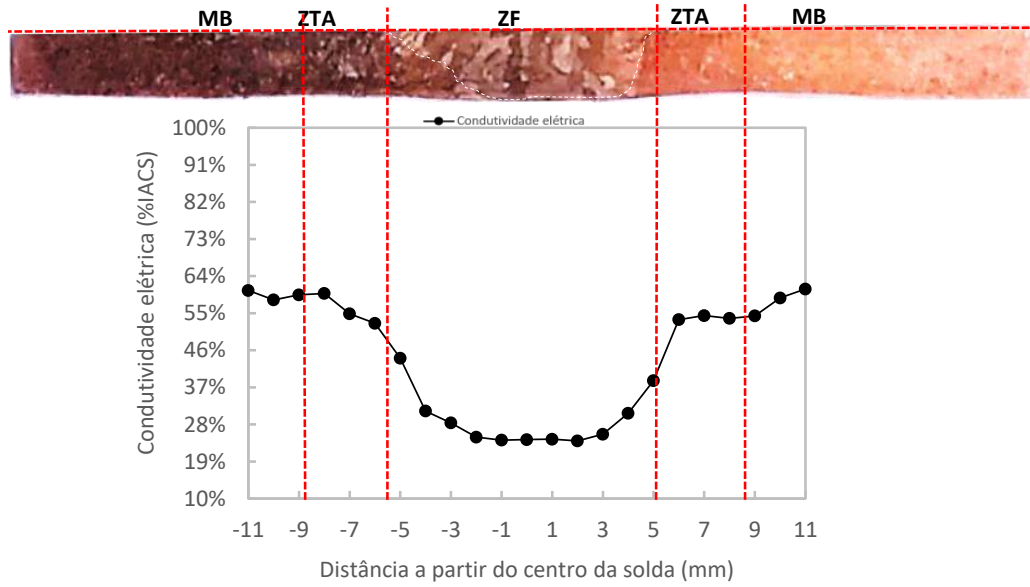


Figura 4.67 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUMA-F para medição na superfície.

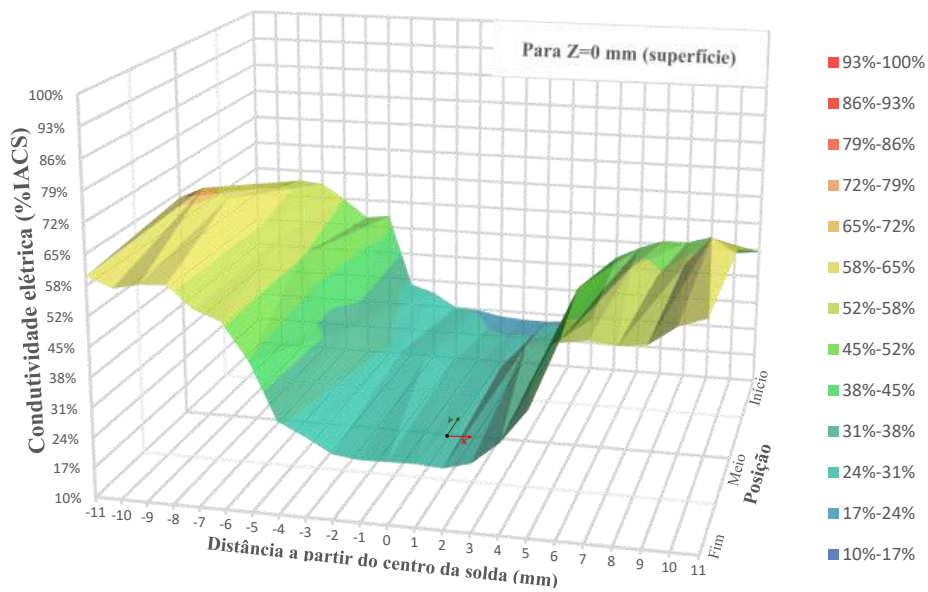


Figura 4.68 – Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa CUMA.

Por fim, as medições superficiais feitas nas amostras de cobre soldadas de forma autógena (Figura 4.69 a Figura 4.72) acusaram baixa variação tanto ao longo das zonas de soldagem quanto ao longo do comprimento da chapa com exceção de pequena queda na ZF e valores pouco maiores no MB. De forma diferente, à ME as variações foram ainda menos perceptíveis, entretanto com tendência similar (decréscimo na ZF).

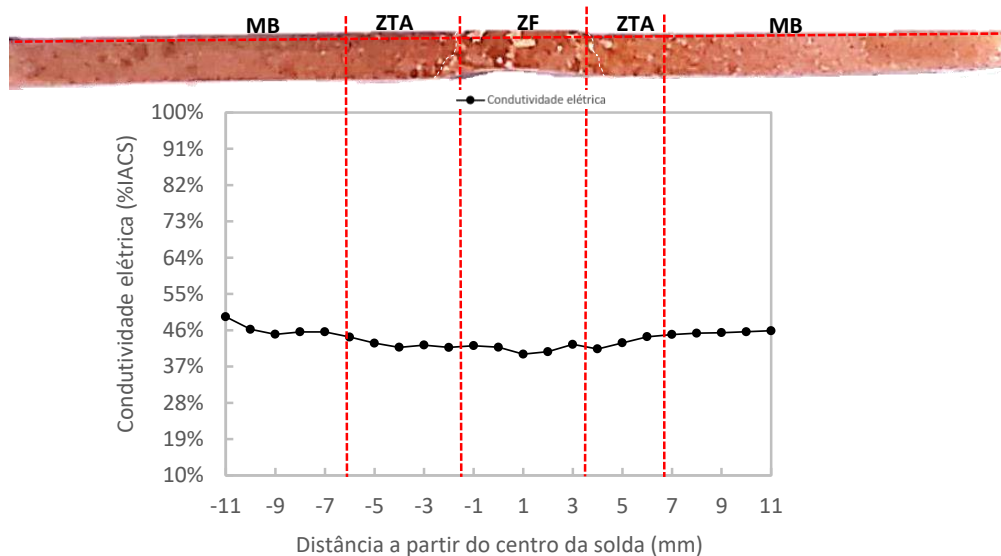


Figura 4.69 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-I para medição na superfície.

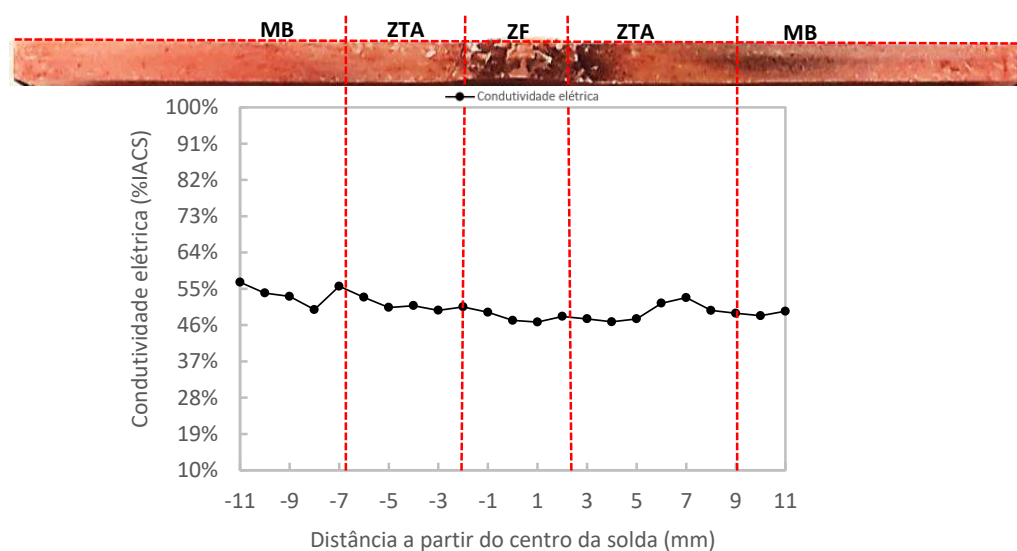


Figura 4.70 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-M para medição na superfície.

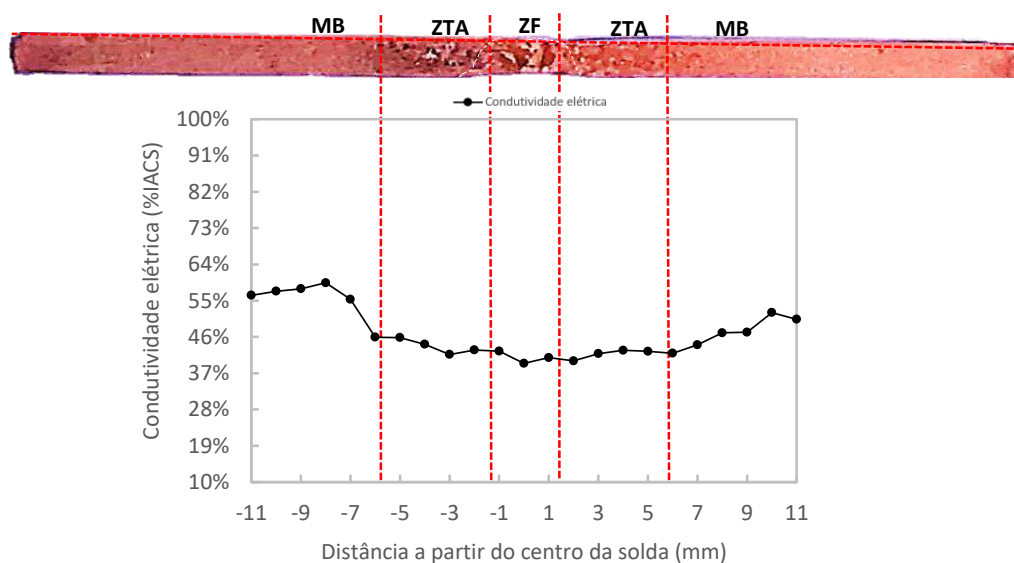


Figura 4.71 – Perfil de condutividade elétrica superposto à macrografia da seção transversal da amostra CUAU-F para medição na superfície.

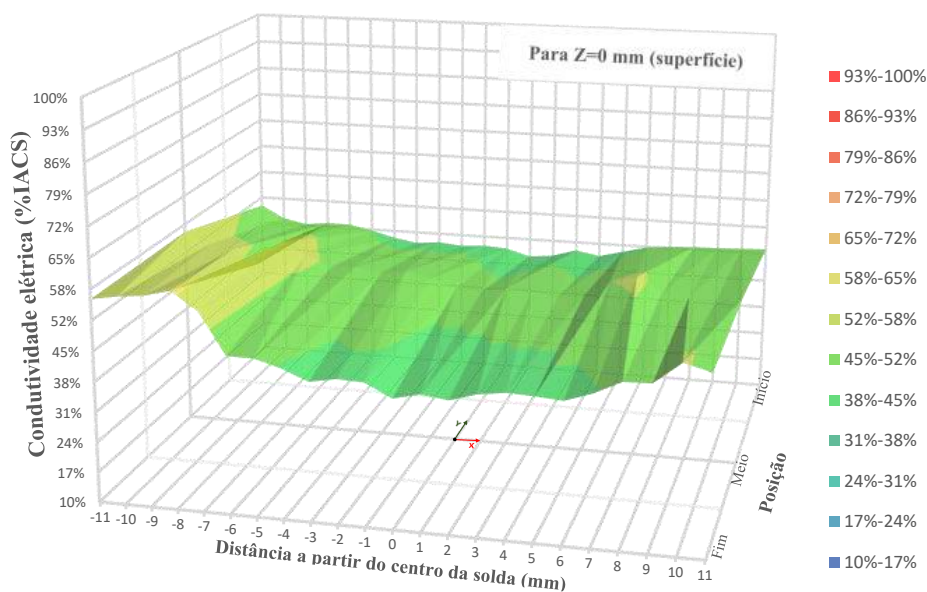


Figura 4.72 – Perfil de condutividade em 3D na superfície da chapa CUAU.

É provável que a preparação mais grosseira na superfície tenha levado à redução de condutividade observada em todas as amostras. Apesar disso, e uma vez que esta redução se mostrou proporcional para todas as regiões (MB, ZTA e ZF), foi possível identificar variações que indicam a formação de zonas com características microestruturais distintas quando estas impactam diretamente na propriedade aferida assim como relatado para as medições feitas à ME.

### 4.7 Análise estatística

Após o mapeamento das zonas de soldagem ter sido feito através dos perfis de microdureza Vickers (à ME) e condutividade elétrica (à ME e na superfície), foi feito um estudo estatístico para interpretar matematicamente os resultados.

A Tabela 4.4 e Tabela 4.5 mostram a média ( $\bar{x}$ ), o desvio padrão (S), a variância ( $S^2$ ) e o número de medidas (N) para cada grupo amostral das medidas feitas à ME. Estes servem como dados preliminares para o teste de confiança a ser feito de acordo com o procedimento apresentado na seção que trata da metodologia adotada neste trabalho.

Tabela 4.4 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de microdureza à ME.

Amostra	Região	Número de indentações com os respectivos valores de microdureza Vickers realizadas à ME											Média	S	S <sup>2</sup>	N	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11					
IFMA	Início	MB	97,3	96,1	95,2	97,9	103	93,4	97,6	97,3	*	*	*	97,2	2,8	7,7	8
		ZTA	87,7	89,8	92,3	96,4	102	94,9	92,6	90,6	*	*	*	93,3	4,5	20,0	8
		ZF	164	170	173	152	146	158	164	*	*	*	*	161,0	9,6	93,0	7
	Meio	MB	99,6	99,5	100,0	97,0	92,3	97,0	100,0	98,6	99,6	*	*	98,2	2,5	6,2	9
		ZTA	88,5	98,9	96,4	104,0	97,0	88,7	89,5	*	*	*	*	94,7	6,0	35,6	7
		ZF	143,0	158,0	153,0	144,0	137,0	146,0	144,0	*	*	*	*	146,4	6,9	48,3	7
	Fim	MB	103	112	115	115	108	109	108	103	103,0	*	*	108,4	4,9	23,5	9
		ZTA	94,3	105	110	110	109	97	96,1	*	*	*	*	103,1	7,0	49,5	7
		ZF	168	176	187	168	167	164	163	*	*	*	*	170,4	8,4	71,0	7
IFAU	Início	MB	102,0	102,0	99,0	104,0	97,9	98,6	101,0	98,6	96,1	*	*	99,9	2,5	6,2	9
		ZTA	107,0	110,0	124,0	126,0	114,0	110,0	105,0	105,0	*	*	*	112,6	8,2	67,4	8
		ZF	136,0	138,0	129,0	130,0	136,0	132,0	*	*	*	*	*	133,5	3,7	13,5	6
	Meio	MB	101,0	95,5	99,2	102,0	93,9	99,2	102,0	103,0	96,4	*	*	99,1	3,2	10,4	9
		ZTA	112,0	109,0	109,0	123,0	109,0	106,0	105,0	*	*	*	*	110,4	6,0	36,0	7
		ZF	128,0	138,0	132,0	135,0	132,0	138,0	126,0	*	*	*	*	132,7	4,6	21,6	7
	Fim	MB	97,0	97,8	100,0	97,9	95,5	95,5	98,2	97	94,5	95,0	*	96,8	1,7	2,9	10
		ZTA	98,2	108,0	115,0	120,0	116,0	112,0	112,0	*	*	*	*	111,6	7,0	49,1	7
		ZF	134,0	136,0	128,0	145,0	136,0	128,0	*	*	*	*	*	134,5	6,3	39,9	6
CUMA	Início	MB	50,1	46,7	47,5	51,6	48,7	50,1	*	*	*	*	49,1	1,8	3,3	6	
		ZTA	46	46,3	47,3	44,5	49	48,7	49,8	49,6	*	*	*	47,7	1,9	3,7	8
		ZF	55,6	55,1	53,8	57	59	55,1	52,9	56,8	57,6	*	*	55,9	1,9	3,7	9
	Meio	MB	48,4	48,1	46,7	48,5	48,4	47,6	48,4	*	*	*	*	48,0	0,7	0,4	7
		ZTA	49,1	48,2	46,6	51,2	48,1	49,4	49,6	52,1	*	*	*	49,3	1,8	3,1	8
		ZF	52,4	55,8	55,1	55,3	54,3	53,1	54	54,3	*	*	*	54,3	1,1	1,3	8
	Fim	MB	48,4	47,0	44,5	49,0	47,8	48,4	*	*	*	*	47,5	1,6	2,6	6	
		ZTA	47,8	48,7	48,7	59,6	58,8	46,7	45,2	45,8	44,5	44,0	*	49,0	5,6	31,7	10
		ZF	71,0	66,6	74,9	81,0	78,0	72,4	68,6	*	*	*	*	73,2	5,1	26,2	7
CUAU	Início	MB	49,4	51,4	51,9	51,2	52,9	50,5	51,4	52,6	50,7	52,9	*	51,5	1,1	1,3	10
		ZTA	50,5	51,4	51,7	52,6	52,9	51,4	49,6	*	*	*	*	51,4	1,1	1,3	7
		ZF	55,4	53,1	52,9	56,0	54,7	53,4	*	*	*	*	*	54,3	1,3	1,7	6
	Meio	MB	50,3	49,4	48,1	49,6	48,7	50,5	51,0	*	*	*	*	49,7	1,0	1,1	7
		ZTA	49,9	49,2	50,3	52,2	50,5	50,3	48,9	50,7	47,9	49,6	*	50,0	1,2	1,4	10
		ZF	56,2	55,4	53,9	51,2	52,2	52,9	*	*	*	*	*	53,6	1,9	3,7	6
	Fim	MB	53,6	56,2	53,4	56,5	53,4	50,7	47	51,7	51	53,4	51	52,5	2,7	7,2	11
		ZTA	56	57,3	61,4	62,1	52,9	50,5	51,0	48,7	*	*	*	55,0	5,0	25,4	8
		ZF	66,7	62,7	62,4	64,3	*	*	*	*	*	*	*	64,0	2,0	3,9	4

Tabela 4.5 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de condutividade elétrica à ME.

Amostra	Região	Número de medições com os respectivos valores de %IACS à ME											Média	S	S <sup>2</sup>	N	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11					
IFMA	Início	MB	13,7	15,2	12,5	12,6	14,8	14,1	12,2	13,9	*	*	*	13,6	1,1	1,2	8
		ZTA	13,0	13,1	12,4	11,0	10,8	11,8	14,3	15,1	*	*	*	12,7	1,5	2,3	8
		ZF	9,5	9,3	9,1	9,3	9,2	8,4	9,0	*	*	*	*	9,1	0,3	0,1	7
	Meio	MB	14,3	16,1	15,0	15,3	17,1	14,1	14,0	15,4	14,9	*	*	15,1	1,0	1,0	9
		ZTA	16,6	12,7	11,2	11,6	12,6	13,9	15,1	*	*	*	*	13,4	1,9	3,8	7
		ZF	9,4	8,9	8,5	8,3	7,7	8,4	9,1	*	*	*	*	8,6	0,6	0,3	7
	Fim	MB	15,8	15,2	15,7	15,8	15,5	13,7	12,9	12,6	12,6	*	*	14,4	1,5	2,1	9
		ZTA	14,0	12,1	11,7	11,6	12,3	14,7	15,1	*	*	*	*	13,1	1,5	2,3	7
		ZF	9,5	9,0	8,7	8,5	8,8	9,0	9,9	*	*	*	*	9,0	0,5	0,2	7
IFAU	Início	MB	12,8	13,7	13,6	12,7	14,0	15,0	14,0	14,4	14,5	*	*	13,8	0,7	0,6	9
		ZTA	12,3	12,8	12,2	12,1	11,4	12,6	*	*	*	*	*	12,2	0,5	0,2	6
		ZF	12,4	13,6	12,5	11,7	12,9	13,3	12,9	13,1	*	*	*	12,8	0,6	0,4	8
	Meio	MB	14,6	15,5	15,2	13,8	15,4	13,8	15,0	14,1	13,6	*	*	14,6	0,8	0,6	9
		ZTA	14,9	14,1	14,1	13,4	13,2	14,3	15,4	*	*	*	*	14,2	0,8	0,6	7
		ZF	13,2	13,9	13,7	14,2	12,8	12,6	12,1	*	*	*	*	13,2	0,8	0,6	7
	Fim	MB	15,1	13,4	14,6	13,4	14,2	13,6	15,7	13,3	16,2	14,9	*	14,4	1,0	1,1	10
		ZTA	13,6	13,6	12,9	13,3	12,5	12,4	13,2	*	*	*	*	13,1	0,5	0,2	7
		ZF	12,7	13,7	12,6	12,8	13,7	12,6	*	*	*	*	*	13,0	0,5	0,3	6
CUMA	Início	MB	59,7	64,4	63,6	52,2	52,3	49,8	*	*	*	*	*	57,0	6,4	40,5	6
		ZTA	59,8	57,9	52,4	47,3	40,5	44,7	52,5	50,5	*	*	*	50,7	6,5	41,6	8
		ZF	45,0	25,0	27,7	24,5	25,0	24,7	27,4	25,0	39,0	*	*	29,3	7,5	55,7	9
	Meio	MB	74,0	75,4	73,5	67,1	57,2	57,7	56,1	*	*	*	*	65,9	8,7	75,8	7
		ZTA	69,8	73,8	66,3	66,4	54,3	61,0	60,9	65,4	*	*	*	64,7	6,0	35,7	8
		ZF	41,8	39,7	31,7	29,2	27,7	28,5	31,2	31,9	*	*	*	32,7	5,2	27,2	8
	Fim	MB	71,2	65,4	61,0	56,5	53,0	55,4	*	*	*	*	*	60,4	6,9	47,4	6
		ZTA	61,0	57,0	52,2	42,5	35,6	30,5	37,9	51,0	52,7	53,1	*	47,4	10,1	101,3	10
		ZF	28,9	26,7	25,1	25,6	25,9	27,3	27,3	*	*	*	*	26,7	1,3	1,6	7
CUAU	Início	MB	76,7	76,0	70,0	69,1	69,6	64,2	65,2	68,7	75,0	76,4	*	71,1	4,6	21,6	10
		ZTA	72,0	67,9	70,8	66,7	62,1	62,3	63,9	*	*	*	*	66,5	4,0	15,8	7
		ZF	55,0	54,3	55,3	56,8	60,1	60,8	*	*	*	*	*	57,1	2,8	7,6	6
	Meio	MB	71,6	63,1	64,4	65,9	68,1	68,4	64,9	*	*	*	*	66,6	2,9	8,5	7
		ZTA	69,7	61,8	59,9	57,8	60,3	61,0	58,6	57,3	58,3	60,6	*	60,5	3,5	12,5	10
		ZF	56,1	55,1	54,1	51,5	52,0	55,1	*	*	*	*	*	54,0	1,8	3,3	6
	Fim	MB	89,8	82,1	90,3	92,7	86,7	76,9	87,6	80,6	77,7	76,6	72,4	83,0	6,8	45,7	11
		ZTA	72,1	81,4	81,6	83,0	79,9	83,7	93,8	78,9	*	*	*	81,8	6,0	36,3	8
		ZF	75,6	70,5	70,8	76,2	*	*	*	*	*	*	*	73,2	3,0	9,2	4

Com isso, foi possível calcular o valor de  $t$  entre as medições no MB e ZTA (MB↔ZTA) e entre ZTA e ZF (ZTA↔ZF) para cada uma das 12 amostras (nomeadas anteriormente na Tabela 3.7) totalizando 48 comparações (24 para microdureza e 24 pra condutividade elétrica) que encontram-se discriminadas na Tabela 4.6. Esta tabela também traz consigo o resultado do teste de confiança realizado em conferência com a Tabela 3.9 para cada situação.

Tabela 4.6 – Resultado do teste de confiança para as medidas de microdureza e condutividade elétrica feitas à ME.

Amostra	Comparações	Microdureza			Condutividade			
		v	t calculado	Nível de confiança	v	t calculado	Nível de confiança	
IFMA	Início	MB↔ZTA	13	-2,114	95%	14	-1,433	80%
		ZTA↔ZF	9	17,040	99%	8	-6,420	99%
	Meio	MB↔ZTA	8	-1,440	80%	9	-2,182	90%
		ZTA↔ZF	14	14,936	99%	7	-6,244	99%
	Fim	MB↔ZTA	12	-1,730	80%	15	-1,778	90%
		ZTA↔ZF	14	16,238	99%	8	-6,739	99%
IFAU	Início	MB↔ZTA	8	4,212	99%	15	-5,130	99%
		ZTA↔ZF	11	6,389	99%	14	1,993	90%
	Meio	MB↔ZTA	10	4,504	99%	15	-0,898	N/D
		ZTA↔ZF	13	7,774	99%	14	-2,487	95%
	Fim	MB↔ZTA	7	5,463	99%	15	-3,675	99%
		ZTA↔ZF	13	6,197	99%	12	-0,070	N/D
CUMA	Início	MB↔ZTA	13	-1,452	80%	13	-1,822	90%
		ZTA↔ZF	17	8,821	99%	17	-6,352	99%
	Meio	MB↔ZTA	10	1,906	90%	12	-0,287	N/D
		ZTA↔ZF	13	6,769	99%	16	-11,427	99%
	Fim	MB↔ZTA	12	0,770	N/D	16	-3,074	99%
		ZTA↔ZF	16	9,221	99%	9	-6,422	99%
CUAU	Início	MB↔ZTA	15	-0,084	N/D	16	-2,183	95%
		ZTA↔ZF	12	4,104	99%	12	-5,031	99%
	Meio	MB↔ZTA	16	0,548	N/D	17	-3,896	99%
		ZTA↔ZF	8	4,268	99%	16	-4,855	99%
	Fim	MB↔ZTA	11	1,252	N/D	18	-0,415	N/D
		ZTA↔ZF	11	4,438	99%	12	-3,274	99%

N/D: Não houve diferença entre as médias

A Tabela 4.6 mostra que a hipótese nula inicial ( $H_0: \mu_1 = \mu_2$ ) pôde ser rejeitada em 83,33% (40/48) das comparações com níveis de confiança variando entre 80% e 99%. Isto é o mesmo que afirmar que as regiões analisadas são diferentes, ou seja, em 83,33% dos casos as regiões rotuladas como MB, ZTA e ZF (graficamente) foram confirmadas, estatisticamente, pelos dados obtidos através dos testes de microdureza e condutividade elétrica.

Ainda é possível perceber que tanto a microdureza quanto a condutividade elétrica são métodos eficazes na identificação das diferentes zonas geradas durante o processo de soldagem uma vez que ambas apresentaram, individualmente, boa correlação com a microestrutura.

Com relação aos casos onde não foi possível distinguir as regiões, alguns pontos podem ser destacados. Ambos os métodos de análise não obtiveram êxito, simultaneamente, em apenas um caso, a saber: variação de MB para ZTA na amostra CUAU-F. Ademais, para os outros 6 casos restantes a microdureza e a condutividade elétrica se mostraram métodos complementares entre si na identificação das zonas geradas durante a soldagem. Se utilizadas como métodos complementares (quando ao menos um dos métodos é capaz de distinguir a variação entre as zonas), pode-se perceber que a hipótese nula inicial ( $H_0: \mu_1 = \mu_2$ ) é rejeitada em 95,83% (23/24) dos casos.



Esta análise também foi feita para as medições de condutividade elétrica na superfície. A Tabela 4.7 resume os valores  $\bar{x}$ , S, S<sup>2</sup> e N. Procedeu-se com o cálculo de *t* entre as medições no MB e ZTA (MB↔ZTA) e entre ZTA e ZF (ZTA↔ZF) resultando na Tabela 4.8.

Tabela 4.7 – Dados preliminares para o teste de confiança das medidas de condutividade elétrica na superfície.

Amostra	Região	Número de medições com os respectivos valores de %IACS na superfície											Média	S	S <sup>2</sup>	N	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11					
IFMA	Início	MB	10,0	10,8	9,5	10,2	12,1	11,5	11,9	*	*	*	*	10,8	1,0	1,0	7
		ZTA	9,2	8,5	7,0	9,7	9,6	10,6	*	*	*	*	*	9,1	1,2	1,5	6
		ZF	6,3	6,0	6,3	6,2	5,6	6,3	6,7	6,8	7,2	8,6	*	6,6	0,8	0,7	10
	Meio	MB	11,7	11,0	9,6	10,3	11,0	11,0	10,9	10,4	*	*	*	10,7	0,6	0,4	8
		ZTA	10,3	10,0	9,1	8,3	10,5	*	*	*	*	*	*	9,6	0,9	0,9	5
		ZF	7,5	6,9	6,2	7,0	6,6	6,9	7,2	6,8	7,2	7,1	*	6,9	0,4	0,1	10
	Fim	MB	10,9	11,1	11,2	11,5	10,0	8,4	9,2	11,2	*	*	*	10,4	1,1	1,3	8
		ZTA	10,6	8,7	7,6	9,3	9,0	*	*	*	*	*	*	9,0	1,1	1,1	5
		ZF	7,5	6,5	6,5	6,5	6,4	6,6	6,3	6,5	6,8	8,0	*	6,8	0,6	0,3	10
IFAU	Início	MB	11,8	12,0	12,0	11,6	12,3	12,3	12,5	12,8	12,7	*	*	12,2	0,4	0,2	9
		ZTA	12,3	12,3	12,4	12,6	11,8	12,4	*	*	*	*	*	12,3	0,3	0,1	6
		ZF	11,6	11,5	10,8	10,9	11,1	12,3	11,3	12,2	*	*	*	11,5	0,5	0,3	8
	Meio	MB	12,5	12,3	13,2	13,2	12,5	*	*	*	*	*	*	12,7	0,4	0,2	5
		ZTA	12,3	13,0	12,5	11,7	12,8	12,1	12,4	12,6	12,3	12,7	*	12,4	0,4	0,1	10
		ZF	12,6	11,7	11,9	11,9	11,4	11,4	11,9	12,4	*	*	*	11,9	0,4	0,2	8
	Fim	MB	11,7	12,9	12,2	11,5	12,2	11,9	13,0	12,6	13,0	13,0	*	12,4	0,6	0,3	10
		ZTA	12,3	11,9	11,8	12,3	11,9	13,3	13,2	12,1	*	*	*	12,3	0,6	0,3	8
		ZF	12,3	12,5	11,8	12,9	11,7	*	*	*	*	*	*	12,2	0,5	0,2	5
CUMA	Início	MB	52,8	53,5	55,8	47,3	43,5	44,1	*	*	*	*	*	49,5	5,2	27,3	6
		ZTA	55,2	51,4	46,9	47,7	40,4	43,3	45,5	45,5	*	*	*	47,0	4,6	21,4	8
		ZF	29,4	27,5	23,9	23,6	22,4	21,9	21,8	22,3	23,4	*	*	24,0	2,7	7,1	9
	Meio	MB	64,1	66,9	64,6	55,3	62,3	59,8	*	*	*	*	*	62,2	4,1	16,9	6
		ZTA	60,1	55,1	51,9	48,5	48,8	54,1	52,4	*	*	*	*	53,0	4,0	15,9	7
		ZF	36,7	35,0	31,9	29,7	29,2	27,4	27,2	27,6	33,6	34,0	*	31,2	3,5	12,0	10
	Fim	MB	60,5	58,2	59,5	54,3	58,7	60,9	*	*	*	*	*	58,7	2,4	5,6	6
		ZTA	59,8	54,8	52,5	53,4	54,4	53,7	*	*	*	*	*	54,8	2,6	6,6	6
		ZF	44,1	31,3	28,4	24,9	24,2	24,3	24,4	24,0	25,6	30,7	38,6	29,1	6,7	44,7	11
CUAU	Início	MB	49,3	46,2	45,0	45,6	45,6	44,9	45,3	45,4	45,6	45,9	*	45,9	1,3	1,6	10
		ZTA	44,3	42,8	41,8	42,3	41,7	41,4	42,9	44,4	*	*	*	42,7	1,1	1,3	8
		ZF	42,2	41,8	40,1	40,7	42,5	*	*	*	*	*	*	41,4	1,0	1,0	5
	Meio	MB	56,6	53,9	53,1	49,8	55,6	48,9	48,3	49,4	*	*	*	52,0	3,2	10,6	8
		ZTA	52,9	50,4	50,8	49,7	47,5	46,8	47,5	51,4	52,8	49,6	*	50,0	2,2	4,6	10
		ZF	50,5	49,2	47,2	46,8	48,1	*	*	*	*	*	*	48,4	1,5	2,3	5
	Fim	MB	56,3	57,3	57,9	59,4	55,3	45,9	42,0	44,0	47,0	47,2	52,0	51,3	6,3	39,3	11
		ZTA	45,8	44,2	41,7	42,8	40,1	41,8	42,7	42,4	*	*	*	42,7	1,7	3,0	8
		ZF	42,5	39,4	40,9	*	*	*	*	*	*	*	*	40,9	1,5	2,3	3

Tabela 4.8 – Resultado do teste de confiança para as medidas de condutividade elétrica na superfície.

Amostra		Comparações	v	t calculado	Nível de confiança
IFMA	Início	MB-ZTA	11	-2,768	95%
		ZTA-ZF	9	-4,411	99%
	Meio	MB-ZTA	7	-2,338	95%
		ZTA-ZF	5	-6,223	99%
	Fim	MB-ZTA	11	-2,221	95%
		ZTA-ZF	6	-4,510	99%
IFAU	Início	MB-ZTA	15	0,455	N/D
		ZTA-ZF	12	-3,770	99%
	Meio	MB-ZTA	8	-1,337	N/D
		ZTA-ZF	16	-2,674	95%
	Fim	MB-ZTA	17	-0,177	N/D
		ZTA-ZF	12	-0,347	N/D
CUMA	Início	MB-ZTA	12	-0,931	N/D
		ZTA-ZF	12	-12,340	99%
	Meio	MB-ZTA	13	-4,081	99%
		ZTA-ZF	14	-11,688	99%
	Fim	MB-ZTA	12	-2,736	95%
		ZTA-ZF	15	-11,290	99%
CUAU	Início	MB-ZTA	18	-5,579	95%
		ZTA-ZF	12	-2,056	99%
	Meio	MB-ZTA	13	-1,517	N/D
		ZTA-ZF	13	-1,659	90%
	Fim	MB-ZTA	12	-4,352	99%
		ZTA-ZF	6	-1,632	80%

Notou-se que em 75% dos casos (18/24) a condutividade elétrica foi capaz de distinguir variação entre as zonas com algum nível de significância. Através da Tabela 4.8 percebemos que o grupo de amostras que mais apresentou casos (4/6, ou 66,6%) de "não diferença" entre as zonas de transição foi a IFAU, corroborando com a Tabela 4.6 (2/4, ou 50%).

Em suma, pode-se afirmar que a condutividade elétrica aferida pela técnica de quatro pontas é um método eficaz para identificação das zonas geradas durante a soldagem de metais ferrosos e não ferrosos.

Além disso, constitui-se como técnica com potencial promissor de aplicação *in situ* uma vez que as medições realizadas na superfície das amostras mostraram boa correlação com as feitas nas seções transversais.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, pode-se concluir que:

- A adoção de aporte térmico elevado implicou no surgimento de zona de amolecimento relevante nas amostras de cobre. Esta foi caracterizada por quedas de 45,1% e 26,2% da microdureza e condutividade elétrica, respectivamente;
- A soldagem TIG em aço IF tende a proporcionar o crescimento excessivo de grãos na ZTA. Estes aumentam de acordo com o número de ciclos térmicos impostos na ZF;
- Não foi constatada, na ZF das amostras soldadas com metal de adição, transformação de fase perceptível por análise microscópica e por difração de raios x apesar da utilização de metal de adição;
- O sistema para aferição de condutividade elétrica foi montado com êxito tornando possível a medição desta propriedade em metal ferroso e não ferroso;
- Houve clara correlação entre os perfis de condutividade elétrica e microdureza com as zonas de soldagem geradas. A condutividade elétrica e a microdureza variaram de forma inversa (como um objeto espelhado) ao longo da seção transversal para todas as amostras. Esta variação foi mais acentuada nas amostras soldadas com metal de adição do que nas soldadas de forma autógena;
- Os valores de condutividade elétrica aferidos na superfície foram menores que os identificados nas seções transversais possivelmente devido às próprias variações microestruturais intrínsecas ao longo da profundidade somado à preparação mais grosseira da superfície;
- Utilizados individualmente, a microdureza e condutividade elétrica foram capazes de identificar as zonas de transição em 83,33% dos casos. Quando adotados como métodos complementares esse número subiu para 95,83%;
- Os perfis de condutividade elétrica na superfície apresentaram boa correlação com os obtidos nas seções transversais, além disso, em 75% dos casos foi possível identificar as zonas de soldagem realizando apenas medições superficiais;
- Através da medição da condutividade elétrica pelo método de quatro pontas é possível distinguir as diferentes zonas geradas durante a soldagem tornando-a uma técnica muito promissora na substituição da microdureza além de possuir potencial de aplicação *in situ*;

## 6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Identificar, por EBSD, os tipos de contornos de grão presentes nas zonas de soldagem, principalmente na zona de amolecimento de soldagens TIG feitas no cobre;
- Medir a densidade de discordâncias na zona fundida das amostras;
- Traçar perfis de condutividade elétrica pelo método de quatro pontas em amostras de outros metais obtidas por meio de processos de soldagem distintos;
- Automatizar o sistema de medição de condutividade elétrica a fim de otimizar a aquisição de dados.

## REFERÊNCIAS

- ABBAS, S. F.; SEO, S.-J.; PARK, K.-T.; KIM, B.-S.; KIM, T.-S. Effect of grain size on the electrical conductivity of copper–iron alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 720, p. 8–16, 2017.
- ALBERT, M.; COMBS, J. Correction factors for radial resistivity gradient evaluation of semiconductor slices. *IEEE Transactions on Electron Devices*, IEEE, v. 11, n. 4, p. 148–151, 1964.
- AMARNATH, V.; KARUPPUSWAMY, P.; BALASUBRAMANIAN, V. Comparative study of joining processes of high conductivity electrolytic tough pitch copper used in automotive industries. *International Journal of Vehicle Structures & Systems*, MechAero Foundation for Technical Research & Education Excellence, v. 9, n. 1, p. 1, 2017.
- BASAK, S.; KATIYAR, B. S.; OROZCO-GONZALEZ, P.; BALTAZAR-HERNANDEZ, V. H.; ARORA, K. S.; PANDA, S. K. Microstructure, forming limit diagram, and strain distribution of pre-strained dp-if steel tailor–welded blank for auto body application. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 104, n. 5, p. 1749–1767, 2019.
- BAYRAKTAR, E.; CHEVALIER, J.; KAPLAN, D.; DEVILLERS, L. Physical understanding of ferrite grain growth during welding in interstitial free steels (ifs)+. *Arabian Journal for Science and Engineering*, v. 34, n. 1C, p. 115–127, 2009.
- BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D.; DEVILLERS, L.; CHEVALIER, J. Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (if) steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 189, n. 1-3, p. 114–125, 2007.
- BENI, S. S.; ATAPOUR, M.; SALMANI, M. R.; ASHIRI, R. Resistance spot welding metallurgy of thin sheets of zinc-coated interstitial-free steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 50, n. 5, p. 2218–2234, 2019.
- BROOKS, J.; THOMPSON, A. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds. *International Materials Reviews*, Taylor & Francis, v. 36, n. 1, p. 16–44, 1991.
- CEZÁRIO, A. L. S.; PORCARO, R. R.; FARIA, G. L. d. Proposição de um modelo empírico para determinação das temperaturas críticas durante resfriamento contínuo em zonas termicamente afetadas de aços if soldados pelo processo tig. *Soldagem & Inspeção*, SciELO Brasil, v. 24, 2019.
- CHENG, Z.; HUANG, J.; YE, Z.; CHEN, Y.; YANG, J.; CHEN, S. Microstructures and mechanical properties of copper-stainless steel butt-welded joints by mig-tig double-sided arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 265, p. 87–98, 2019.
- CHENG, Z.; LIU, H.; HUANG, J.; YE, Z.; YANG, J.; CHEN, S. Mig-tig double-sided arc welding of copper-stainless steel using different filler metals. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 55, p. 208–219, 2020.

- CONSTANTIN, M. A.; BOȘNEAG, A.; NIȚU, E.; IORDACHE, M. Comparative study on microhardness between friction stir welding and tungsten inert gas assisted friction stir welding of pure copper. In: EDP SCIENCES. *MATEC Web of Conferences*. [S.l.], 2018. v. 178, p. 03002.
- DAK, G.; JOSHI, J.; YADAV, A.; CHAKRABORTY, A.; KHANNA, N. Autogenous welding of copper pipe using orbital tig welding technique for application as high vacuum boundary parts of nuclear fusion devices. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Elsevier, v. 188, p. 104225, 2020.
- DAVIS, J. R. et al. *Copper and copper alloys*. [S.l.]: ASM international, 2001.
- DUPONT, J.; MARDER, A. et al. Thermal efficiency of arc welding processes. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*, [Miami, American Welding Society]., v. 74, n. 12, p. 406s, 1995.
- GARCÍA-MARTÍN, J.; GÓMEZ-GIL, J.; VÁZQUEZ-SÁNCHEZ, E. Non-destructive techniques based on eddy current testing. *Sensors*, Molecular Diversity Preservation International, v. 11, n. 3, p. 2525–2565, 2011.
- GAUTAM, V.; KUMAR, D. R. Experimental and numerical investigations on springback in v-bending of tailor-welded blanks of interstitial free steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 232, n. 12, p. 2178–2191, 2018.
- GIROTTO, E. M.; SANTOS, I. A. Medidas de resistividade elétrica dc em sólidos: como efetuálas corretamente. *Química Nova*, SciELO Brasil, v. 25, n. 4, p. 639–647, 2002.
- HUMMEL, R. E. *Electronic properties of materials*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2011.
- JANARDHAN, G.; MUKHOPADHYAY, G.; KISHORE, K.; DUTTA, K. Resistance spot welding of dissimilar interstitial-free and high-strength low-alloy steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 29, p. 3383–3394, 2020.
- JENNEY, C. L.; O'BRIEN, A. *Welding handbook: welding science and technology*. [S.l.]: American Welding Society, 2001.
- JILES, D. C. *Introduction to the principles of materials evaluation*. [S.l.]: CRC Press, 2007.
- JR, A. U. The potentials of infinite systems of sources and numerical solutions of problems in semiconductor engineering. *Bell System Technical Journal*, Wiley Online Library, v. 34, n. 1, p. 105–128, 1955.
- JR, W. D. C.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2016.
- KAROLIK, A.; LUHVICH, A. Calculation of electrical resistivity produced by dislocations and grain boundaries in metals. *Journal of Physics: Condensed Matter*, IOP Publishing, v. 6, n. 4, p. 873, 1994.
- KASAI, N.; OGAWA, S.; OIKAWA, T.; SEKINE, K.; HASEGAWA, K. Detection of carburization in ethylene pyrolysis furnace tubes by a c core probe with magnetization. *Journal of Nondestructive Evaluation*, Springer, v. 29, n. 3, p. 175–180, 2010.

- KITTEL, C. Introduction to solid state physics, John Wiley & Sons, Inc., New York, 2005.
- KOU, S. Welding metallurgy. New Jersey, USA, p. 431–446, 2003.
- LAKSHMINARAYANAN, A.; BALASUBRAMANIAN, V. Tensile and impact toughness properties of gas tungsten arc welded and friction stir welded interstitial free steel joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 20, n. 1, p. 82–89, 2011.
- LARA, P.; CHOREN, R. A protocol for command and control systems integration. In: *International Conference on Enterprise Information Systems*. Setúbal: SciTePress, 2014. (Workshop on Enterprise Architecture, 4), p. 484–489.
- LEE, W.-B.; JUNG, S.-B. The joint properties of copper by friction stir welding. *Materials Letters*, Elsevier, v. 58, n. 6, p. 1041–1046, 2004.
- LIN, J.-W.; CHANG, H.-C.; WU, M.-H. Comparison of mechanical properties of pure copper welded using friction stir welding and tungsten inert gas welding. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 16, n. 2, p. 296–304, 2014.
- LIPPOLD, J. C. et al. *Welding metallurgy and weldability*. [S.l.]: Wiley Online Library, 2015.
- LIU, B. P.-H.; CHUNG, T.-F.; YANG, J.-R.; FU, J.; CHEN, C.-Y.; WANG, S.-H.; TSAI, M.-C.; HUANG, C.-Y. Microstructure characterization of massive ferrite in laser-weldments of interstitial-free steels. *Metals*, Multidisciplinary Digital Publishing Institute, v. 10, n. 7, p. 898, 2020.
- MARQUES, B. S. B. *APLICAÇÃO DA TÉCNICA DE CORRENTES PARASITAS PARA DETECÇÃO DE DEFEITOS EM AÇO DÚPLEX 2205 COM DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2017.
- MISHRA, R. S.; MA, Z. Friction stir welding and processing. *Materials science and engineering: R: reports*, Elsevier, v. 50, n. 1-2, p. 1–78, 2005.
- MODENESI, P. J. Introdução à física do arco elétrico soldagem i. *Departamento Engenharia Metalúrgica UFMG*, 2001.
- OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. *Engenharia de soldagem e aplicações*. [S.l.]: LTC, 1982.
- RAO, S. S.; CHHIBBER, R.; ARORA, K. S.; SHOME, M. Resistance spot welding of galvanized high strength interstitial free steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 246, p. 252–261, 2017.
- SANTOS, T.; MIRANDA, R.; VILAÇA, P.; TEIXEIRA, J.; SANTOS, J. D. Microstructural mapping of friction stir welded aa 7075-t6 and almgsc alloys using electrical conductivity. *Science and technology of welding and joining*, Taylor & Francis, v. 16, n. 7, p. 630–635, 2011.
- SANTOS, T.; VILAÇA, P.; MIRANDA, R. Electrical conductivity field analysis for evaluation of fsw joints in aa6013 and aa7075 alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 211, n. 2, p. 174–180, 2011.



- SANTOS, T. G. Characterization of fsp by electrical conductivity. In: *Surface Modification by Solid State Processing*. [S.l.]: Elsevier, 2014. p. 153–176.
- SANTOS, T. G.; SORGER, G.; VILAÇA, P.; MIRANDA, R. A non-conventional technique for evaluating welded joints based on the electrical conductivity. In: TRANS TECH PUBL. *Key Engineering Materials*. [S.l.], 2014. v. 611, p. 671–676.
- SARANARAYANAN, R.; LAKSHMINARAYANAN, A.; VENKATRAMAN, B. A combined full-field imaging and metallography approach to assess the local properties of gas tungsten arc welded copper—stainless steel joints. *archives of civil and mechanical engineering*, Springer, v. 19, p. 251–267, 2019.
- SATO, Y. S.; KOKAWA, H.; ENOMOTO, M.; JOGAN, S. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 30, n. 9, p. 2429–2437, 1999.
- SATO, Y. S.; PARK, S. H. C.; KOKAWA, H. Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 32, n. 12, p. 3033–3042, 2001.
- SCHRODER, D. K. *Semiconductor material and device characterization*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2015.
- SHACKELFORD, F. *Introduction to materials science for engineers*. [S.l.]: Pearson, 2015.
- SMITS, F. Measurement of sheet resistivities with the four-point probe. *Bell System Technical Journal*, Wiley Online Library, v. 37, n. 3, p. 711–718, 1958.
- SORGER, G. L.; OLIVEIRA, J.; INÁCIO, P. L.; ENZINGER, N.; VILAÇA, P.; MIRANDA, R.; SANTOS, T. G. Non-destructive microstructural analysis by electrical conductivity: Comparison with hardness measurements in different materials. *Journal of materials science & technology*, Elsevier, v. 35, n. 3, p. 360–368, 2019.
- SORGER, L. G. L. *Characterization of processed materials by electrical currents: development of equipment and applications*. Tese (Doutorado) — Faculdade de Ciências e Tecnologia, 2014.
- TABLES, C. W. *Circular of the Bureau of Standards No. 31*. [S.l.]: United States Department of Commerce, Washington DC, 1914.
- TAKATA, N.; LEE, S.-H.; TSUJI, N. Ultrafine grained copper alloy sheets having both high strength and high electric conductivity. *Materials Letters*, Elsevier, v. 63, n. 21, p. 1757–1760, 2009.
- TIAN, G.; ZHAO, Z.; BAINES, R. The research of inhomogeneity in eddy current sensors. *Sensors and Actuators A: physical*, Elsevier, v. 69, n. 2, p. 148–151, 1998.
- TIAN, G. Y.; LI, Y.; MANDACHE, C. Study of lift-off invariance for pulsed eddy-current signals. *IEEE transactions on magnetics*, IEEE, v. 45, n. 1, p. 184–191, 2009.
- TSOUTSOUVA, M.; VULLUM, P.; ADAMCZYK, K.; SABATINO, M. D.; STOKKAN, G. Interfacial atomic structure and electrical activity of nano-faceted csl grain boundaries in high-performance multi-crystalline silicon. *Journal of Applied Physics*, AIP Publishing LLC, v. 127, n. 12, p. 125109, 2020.

- UDPA, S. S.; MOORE, P. O. Electromagnetic testing. *Nondestructive testing handbook*, American Society for Nondestructive Testing Columbus, OH, v. 5, p. 230, 2004.
- VALDES, L. B. Resistivity measurements on germanium for transistors. *Proceedings of the IRE*, IEEE, v. 42, n. 2, p. 420–427, 1954.
- VOORT, G. F. V. *Metallography, principles and practice*. [S.l.]: ASM international, 1999.
- WENNER, F. *A method of measuring earth resistivity*. [S.l.]: US Government Printing Office, 1916.
- YINAN, L.; XUESONG, L.; JIUCHUN, Y.; LIN, M.; CHUNFENG, L. Effect of ti on hot cracking and mechanical performance in the gas tungsten arc welds of copper thick plates. *Materials & Design*, Elsevier, v. 35, p. 303–309, 2012.
- ZERGOUG, M.; LEBAILI, S.; BOUDJELLAL, H.; BENCHALA, A. Relation between mechanical microhardness and impedance variations in eddy current testing. *NDT & E International*, Elsevier, v. 37, n. 1, p. 65–72, 2004.