

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM PROJETO E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Área de concentração: Projeto e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE ELETRODOS E GASES DE
PROTEÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO LNE 600

Henrique Soares Zanin

Passo Fundo

2023



CIP – Catalogação na Publicação

Z31a Zanin, Henrique Soares
 Avaliação da influência de eletrodos e gases de proteção
 em juntas soldadas do aço LNE 600 [recurso eletrônico] /
 Henrique Soares Zanin. – 2023.
 6.9 MB ; PDF.

 Orientador: Prof. Dr. William Haupt.
 Dissertação (Mestrado em Projeto e Processos de
 Fabricação) – Universidade de Passo Fundo, 2023.

 1. Processos de fabricação. 2. Implementos agrícolas.
 3. Juntas soldadas. 4. Aço - Soldagem. I. Haupt, William,
 orientador. II. Título.

 CDU: 621.791

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM PROJETO E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO - MESTRADO PROFISSIONAL

Henrique Soares Zanin

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE ELETRODOS E GASES DE
PROTEÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO LNE 600

Passo Fundo

2023

Henrique Soares Zanin

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE ELETRODOS E GASES DE
PROTEÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO LNE 600**

Orientador: Prof. Dr. William Haupt

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo
2023

Henrique Soares Zanin

AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE ELETRODOS E GASES DE PROTEÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO LNE 600

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 27 de Setembro de 2023.

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor William Haupt
Orientador

Professor Doutor Afonso Reguly
Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Professor Doutor Francisco Briones Castillo
Universidad Católica de Valparaíso

Professor Doutor Charles Leonardo Israel
Universidade de Passo Fundo

Dedico este trabalho a meus pais Darci e Rosangela. E a minha namorada Tauane.

AGRADECIMENTOS

À Universidade de Passo Fundo, pelo suporte financeiro, estrutura e corpo docente para o desenvolvimento do presente trabalho.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.

A empresa Stara S/A Indústria de Implementos Agrícolas, por todas as soldagens realizadas e colaboração no decorrer do trabalho.

Ao LINTEC (Laboratório de Inovação Tecnológica em Projeto, Processos de Fabricação e Materiais), pelo acolhimento e auxílio no desenvolvimento do trabalho.

Ao orientador Prof. Dr. William Haupt pela orientação, sabedoria e apoio passados durante o desenvolvimento desde estudo.

Aos colegas engenheiros Maria e Vitor pela participação no desenvolvimento do trabalho.

A todos os colaboradores do Núcleo de Tecnologia Mecânica da UPF por todo auxílio na fabricação dos corpos de prova, análises e execução dos ensaios.

Aos meus pais, Darci e Rosangela, irmão, Bruna, Tomás e Angelo e a minha namorada Tauane, por todo apoio incondicional e suporte nos momentos difíceis.

E a todos que de alguma forma contribuíram para o trabalho.

*Creio firmemente em uma lei de compensação.
As verdadeiras recompensas são sempre
proporcionais ao esforço e aos sacrifícios
feitos.*

Nikola Tesla.

RESUMO

Este trabalho avaliou o comportamento dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) após a soldagem, devido à alteração das propriedades mecânicas do material quando submetido a este processo. Desta forma, os principais objetivos foram avaliar: a influência de diferentes eletrodos na resistência a tração; o comportamento da dureza na zona termicamente afetada, a influência que o eletrodo e os gases de proteção exercem na microestrutura, no tamanho ZTA e na resistência a fadiga dos aços ARBL soldados pelo processo GMAW, aplicados em componentes. Para a confecção das amostras foram utilizados três diferentes tipos de eletrodos: ER70S-6, ER110S-G e ER120S-G e dois tipos de gases Ar + 5% O₂ e Ar + 15% CO₂, tendo como material base o aço LNE600. Na soldagem, os parâmetros de tensão e corrente foram mantidos constantes conforme especificação de procedimento de soldagem. Os resultados dos ensaios de tração e microdureza, concluíram que a soldagem utilizando o eletrodo ER120S-G na combinação com Ar + 15% CO₂, apresentou o melhor comportamento com uma tensão média de escoamento de 680 MPa e dureza média de 320 HV na região do metal de adição, a carga utilizada no ensaio de microdureza foi 0,2 Kgf. Na microdureza não houve diferença estatística significativa para as regiões de grão grosseiro e grão refinado. Nos ensaios de fadiga de alta carga e baixo ciclo o eletrodo ER120S-G combinado com Ar + 5% O₂ apresentou a maior média com 162 mil ciclos com 60% da carga estática estipulada, demais combinações apresentaram médias de ciclos variando de 74 a 99 mil sendo estatisticamente iguais. Para a condição com carga de 50% da estipula em projeto apenas a combinação do eletrodo ER70S-6 com o gás O₂ apresentou uma performance inferior aos demais com 93 mil ciclos, as demais combinações apresentaram ciclos entre 175 a 189 mil sendo estatisticamente iguais.

Palavras-chave: Soldagem GMAW, Parâmetros de Soldagem, Otimização de Soldagem, Aços ARBL, Implementos Agrícolas.

ABSTRACT

This work evaluated the behavior of high-strength low-alloy steels (HSLA) after welding, due to the alteration of the mechanical properties of the material when subjected to this process. In this way, the main objectives were to evaluate: the influence of different electrodes on tensile strength; the hardness behavior in the heat-affected zone, the influence that the electrode and shielding gases exert on the microstructure, the HAZ size, and the fatigue strength of welded HSLA steels using the GMAW process, applied to components. For the fabrication of the samples, three different types of electrodes were used: ER70S-6, ER110S-G, and ER120S-G, and two types of gases, Ar + 5% O₂ and Ar + 15% CO₂, with LNE600 steel as the base material. In welding, the voltage and current parameters were kept constant according to the welding procedure specification. The results of the tensile and microhardness tests concluded that welding using the ER120S-G electrode in combination with Ar + 15% CO₂ exhibited the best performance, with an average yield strength of 680 MPa and an average hardness of 320 HV in the weld metal region; the load used in the microhardness test was 0.2 Kgf. There was no statistically significant difference in microhardness between the coarse-grain and fine-grain regions. In high-load, low-cycle fatigue tests, the ER120S-G electrode combined with Ar + 5% O₂ had the highest average with 162 thousand cycles at 60% of the specified static load, while other combinations had cycle averages ranging from 74 to 99 thousand, which were statistically similar. For the condition with a 50% load as specified in the design, only the combination of the ER70S-6 electrode with O₂ gas showed inferior performance compared to the others, with 93 thousand cycles, while other combinations had cycle counts between 175 and 189 thousand, which were statistically similar.

Keywords: GMAW Welding, Welding Parameters, Welding Optimization, HSLA Steels, Agricultural Implements.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Elemento básicos na soldagem MIG/MAG	23
Figura 2 - Região da Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	29
Figura 3 - Regiões da Zona Termicamente Afetada nos aços carbono	31
Figura 4 - Fluxograma das atividades.....	38
Figura 5 - Corpos de prova de soldagem (dimensão em milímetros).....	40
Figura 6 - Corpos de prova de tração soldado (Dimensão em milímetros).	42
Figura 7 - Corpos de prova de tração sem solda (Dimensão em milímetros).	42
Figura 8 - Desenho esquemático das regiões analisadas nos ensaios de microdureza.	43
Figura 9 - Corpo de prova soldado de fadiga (Dimensão em milímetros).	44
Figura 10 - Corpo de prova seguindo a geometria do implemento.	46
Figura 11 - Metal base LNE 600 com ampliação de 500x composto por ferrita e agregados de carbonetos.....	51
Figura 12 - Ensaio de tração, tensões médias de escoamento, utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	66
Figura 13 - Ensaio de tração, média das tensões máximas, utilizando o gás Ar + 15% CO ₂ ...66	66
Figura 14 - Ensaio de tração, média das tensões de escoamento, utilizando o gás Ar + 5% O ₂	68
Figura 15 - Ensaio de tração, média das tensões de máximas, utilizando o gás Ar + 5% O ₂ ...69	69
Figura 16 - Tensões médias de escoamento para todas as condições testadas.	70
Figura 17 - Médias das tensões máximas para todas as condições testadas.....	71
Figura 18 - Teste Tukey ZTA grão grosseiro para todas as amostras.	72
Figura 19 - Gráfico de valor individual das amostras para ZTA grão grosseiro, eletrodo ER70S-6 com variação de gases de soldagem.	73
Figura 20 - Teste Tukey ZTA grão refinado para todas as amostras.	74
Figura 21 - Teste Tukey região de metal de adição para todas as amostras.....	75
Figura 22 - Teste Tukey ZTA regiões de grão grosseiro, grão refinado e metal de adição para as amostras de eletrodos ER110S-G e ER120S-G.	76
Figura 23 - Microdureza vs combinação de eletrodo e gás para as amostras ER110S-G e ER120S-G na região de material de adição.....	77
Figura 24 - Perfil de Microdureza das amostras.....	79

Figura 25 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER70S-6 e Ar + 15% CO ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão refinado e metal de adição.....	81
Figura 26 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER70S-6 e Ar + 5% O ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.	82
Figura 27 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER110S-G e Ar + 15% CO ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.....	83
Figura 28 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER110S-G e Ar + 5% O ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.	84
Figura 29 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER120S-G e Ar + 15% CO ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.	85
Figura 30 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER120S-G e Ar + 5% O ₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.	86
Figura 31 - Comparativo entre médias de microdureza para o eletrodo ER70S-6 e diferentes gases na região de ZTA grão grosseiro.	87
Figura 32 - Comparativo entre médias de valores de microdureza na região de metal de adição para os eletrodos ER110S-G e ER120S-G com variação dos gases de soldagem.	88
Figura 33 – Comparativo entre todas as amostras na região de metal de adição.	89
Figura 34 - Comparativo entre o eletrodo ER70S-6 com Ar + 5% O ₂ , com diferentes gases avaliados e o eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO ₂	90
Figura 35 - Gráfico de linhas de tendência baseado nos ensaios de fadiga utilizando o gás Ar + 5% O ₂	92
Figura 36 - Gráfico de linhas de tendência baseado nos ensaios de fadiga utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	93
Figura 37 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O ₂	98
Figura 38 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O ₂	99
Figura 39 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 50% da tensão com o gás Ar + 5% O ₂	99
Figura 40 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O ₂	100

Figura 41 – Gráfico de diferenças de médias para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	101
Figura 42 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	101
Figura 43 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	102
Figura 44 -Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Revisão bibliográfica de vida em fadiga para juntas soldadas em aços ARBL.	36
Tabela 2 - Composição química material base e metais de adição.	39
Tabela 3 - Combinações para realização dos ensaios.	40
Tabela 4 - Dimensões médias da ZTA (mm).	49
Tabela 5 - Composição química em percentual do aço LNE600.	52
Tabela 6 - Composição química em percentual dos metais de adição após a soldagem.	52
Tabela 7 - Médias das tensões de escoamento e das tensões máximas.	67
Tabela 8 - Médias das tensões de escoamento e das tensões máximas juntamente com os desvios padrão para as condições de soldagem.	69

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao eletrodo ER70S-6 e variações de gases avaliados.	47
Quadro 2 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao eletrodo ER110S-G e variações de gases avaliados.....	48
Quadro 3 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao Eletrodo ER120S-G e variações de gases avaliados.....	49
Quadro 4 - Imagens material base MEV.	51
Quadro 5. Registros micrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 15% CO ₂ com ampliação de 500x, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten não alinhada (WINA), Ferrita Widmanstätten alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP).	53
Quadro 6. Registros micrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 15% CO ₂ para região da zona termicamente afetada, transformação do grão grosseiro para grão refinado, ampliação de 100x.	54
Quadro 7. Registros macrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 5% O ₂ no metal de adição com ampliação de 500x, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Widmanstätten alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP)...	54
Quadro 8. Registros macrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 5% O ₂ no metal de adição, com ampliação de 100x.....	55
Quadro 9 - Micrográfias MEV região dos metais de adição utilizando gás Ar + 15% CO ₂ , Ferrita Acicular (FA), Ferrita Poligonal (FP).	56
Quadro 10 - Micrográfias MEV região dos metais de adição utilizando gás Ar + 5% O ₂ , Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP).	58
Quadro 11 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER70S-6 e gás Ar + 15% CO ₂ , Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).	59
Quadro 12 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER110S-G e gás Ar + 15% CO ₂ , Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).....	60
Quadro 13 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER120S-G e gás Ar + 15% CO ₂ , Ferrita Poligonal (FP).....	61

Quadro 14 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER70S-6 e gás Ar + 5% O ₂ , Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).....	62
Quadro 15 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER110S-G e gás Ar + 5% O ₂ , Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF).....	63
Quadro 16 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER120S-G e gás Ar + 5% O ₂ , Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).....	64
Quadro 17 - Dados obtidos após ensaios de fadiga, utilizando o gás Ar + 5% O ₂	92
Quadro 18 - Dados obtidos após ensaios de fadiga, utilizando o gás Ar + 15% CO ₂	94
Quadro 19 - Análise fractográfica MEV para as soldagens realizadas com o gás Ar + 5% O ₂	96
Quadro 20 - Análise fractográfica MEV para as soldagens realizadas com o gás Ar + 15% CO ₂	97

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ZTA	Zona Termicamente Afetada
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
UPF	Universidade de Passo Fundo
MIG/MAG	<i>Metal Inerte Gas/Metal Active Gas</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	17
1.1 Objetivos.....	18
1.1.1 Objetivo geral	18
1.1.2 Objetivos específicos.....	19
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	20
2.1.1 Aços de alta resistência e sua utilização	21
2.1.2 Elementos de liga e processamento dos aços ARBL.....	21
2.2 Soldagem MIG/MAG (GMAW)	22
2.2.1 Efeitos da soldagem nos aços ARBL	24
2.2.2 Efeito dos gases na soldagem	25
2.2.3 Consumíveis de soldagem usados em aços ARBL.....	26
2.3 Parâmetros de soldagem	27
2.3.1 Corrente de soldagem	27
2.3.2 Tensão do arco.....	27
2.3.3 Velocidade de soldagem.....	28
2.3.4 Diâmetro dos eletrodos	28
2.4 Defeitos de soldagem.....	28
2.5 Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	29
2.6 Fases precipitadas na ZTA	32
2.6.1 Ferrita.....	32
2.6.1.1 Ferrita acicular (alotriomórfica)	32
2.6.1.2 Ferrita poligonal (idiomórfica)	33
2.6.1.3 Ferrita de Widmanstätten.....	33
2.6.2 Bainita.....	33
2.8 Ensaio de fadiga nos aços ARBL.....	34
3 MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1 Caracterização do material base e metais de adição	39
3.2 Procedimento de soldagem.....	39
3.3 Caracterização metalúrgica.....	41
3.3.1 Análise Macroscópica.....	41

3.3.2 Microscopia ótica	41
3.4 Caracterização mecânica	41
3.4.1 Ensaio de tração.....	41
3.4.2 Ensaio de microdurezas Vickers.....	43
3.4.3 Ensaio de fadiga.....	44
3.4.4 Análise fractográfica dos ensaios de fadiga	45
3.5 Análises estatísticas	45
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	46
4.1 Corpos de prova.....	46
4.2 Caracterização metalúrgica.....	46
4.2.1 Análise macroestrutural.....	47
4.2.2 Análise microestrutural.....	50
4.2.2.1 Microestrutura do material base	50
4.2.2.2 Composição Química do Material Base e dos Metais de Adição.....	52
4.2.2.3 Microestrutura do material depositado e ZTA	53
4.2.2.4 Microestrutura do material depositado e ZTA Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	56
4.3 Ensaio mecânicos.....	65
4.3.1 Ensaio de tração.....	65
4.3.2 Microdureza.....	71
4.3.3 Ensaio de fadiga	91
4.3.3.1 Análise fractográfica ensaios de fadiga MEV	95
4.3.3.2 Análise estatística ensaios de fadiga.....	98
5 CONCLUSÕES.....	104
6 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	106

1. INTRODUÇÃO

O setor agrícola Brasileiro e setores metalúrgicos apresenta forte impacto sobre a economia, sendo os dos principais setores de evolução do país. O desenvolvimento de equipamentos e implementos agrícolas é de fundamental importância para ampliar a produtividade e capacidade, do plantio à colheita (FURTUOSO; DE CAMARGO BARROS; GUILHOTO, 2019). As condições de aplicação de equipamentos de uso mecânico, apresentam as mais adversas e críticas aplicações, devido as condições de uso específicas como em muitas vezes com alto esforços mecânicos, o que exigem uma maior resistência estrutural e robustez.

Uma das possibilidades para elevar esta capacidade é a utilização de materiais que apresentem alta resistência, os quais são amplamente utilizados pela indústria automobilística, mas apresentam condições de uso diferentes de maquinários agrícolas. Com isto, estão sendo empregados pela indústria na fabricação de implementos os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), os quais apresentam algumas vantagens se comparado aos outros aços de construção, estes podem ser submetidos a esforços relevantes devido suas propriedades mecânicas de elevada resistência, possibilita a redução de peso em estruturas através de uma seção transversal menor dos componentes, podendo ainda ser relacionado com a redução do consumo de combustível e menores emissões de CO₂, extensão da vida útil e redução de custos (MILOVIC *et al.*, 2022; PANCHENKO *et al.*, 2022; DENISA *et al.*, 2021). Estas propriedades devem-se ao processamento termomecânico e à composição química, desta forma apresentando boas tensões de escoamento com baixo teor de carbono, proporcionando também características de alta resistência, conformabilidade e soldabilidade, com um elevado grau de encruamento mecânico em sua estrutura metalúrgica (HAUPT *et al.*, 2018; MIRZAEI *et al.*, 2013).

Em contrapartida, o processo de fabricação mais utilizado para unir os materiais aplicados na área agrícola é o de soldagem, o qual sabidamente acaba por modificar a resistência dos componentes fabricados nos aços de alta resistência, que em função do aporte térmico durante a operação, modifica as condições microestruturais na Zona Termicamente Afetada (ZTA), gerando zonas frágeis que acabam por reduzir a capacidade de carga, dificultando a utilização destes materiais em juntas que apresentem solicitações mecânicas mais severas (HARIPRASATH *et al.*, 2022; HAUPT *et al.*, 2018; ŚLEZAK, 2020). Devido à heterogeneidade microestrutural e mecânica da junta soldada, diferença da geometria e das propriedades do metal de solda, apresentam efeitos significativos na tenacidade, força motriz da trinca e avaliação da fratura (MILOVIC *et al.*, 2022).

Sabe-se que para uma soldagem eficaz, tanto a tensão de escoamento quanto a dureza da junta soldada devem permanecer próximas ou superiores às do metal base (*overmatched*), assim evitando possíveis falhas por fragilização na ZTA (MOHANDAS; REDDY; KUMAR, 1999; XIONG; LI; LIU, 2022). Em casos de incompatibilidade de resistência da junta soldada, quando o material base apresenta resistência superior ao metal de adição (*undermatching*), ocorrem trincas transversais nas juntas de topo no metal de adição, devido a concentração da deformação plástica na região, tendo o comportamento da trinca comandado pela tenacidade a fratura do metal de adição (MILOVIC *et al.*, 2022).

Por apresentar condições de uso muito específicas, é necessário um processo de fabricação que garanta a adoção de técnicas e controles que não são utilizados atualmente por este tipo de indústria, principalmente no que se refere a seleção de eletrodos a ser adicionada no processo de soldagem e seu comportamento frente às diferentes solicitações mecânicas aplicadas ao maquinário agrícola fabricado com estes, deste modo, garantindo para os componentes estruturais uma durabilidade e resistência mecânica melhoradas.

Este trabalho busca avaliar a aplicação de diferentes composições de eletrodos e gases de proteção na soldagem GMAW do aço LNE 600, utilizado na fabricação de implementos agrícolas soldados pelo processo GMAW. As propriedades de resistência a tração e resistência a fadiga das juntas também foram estudadas com avaliações dos locais de ocorrência das fraturas estáticas e dinâmicas, bem como a avaliação das superfícies de fratura para as peças ensaiadas em fadiga. Estas informações buscam auxiliar engenheiros de projeto e processos nas tomadas de decisão dos projetos de estruturas e especificações de procedimentos de soldagem.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar o processo de soldagem GMAW (MIG/MAG), utilizando diferentes eletrodos e gases, buscando uma melhoria no processo e propriedades mecânicas da junta, a fim de aumentar a integridade estrutural.

1.1.2 Objetivos específicos

- Comparar as soldagens realizadas com os gases Ar + 5% O₂ e Ar + 15% CO₂ e com os eletrodos ER70S-6, ER110S-G e ER120S-G, avaliando a resistência mecânica e diferenças metalúrgica entre as amostras;
- Analisar as variações microestruturais e as dimensões das zonas termicamente afetadas pelo aporte térmico;
- Analisar as propriedades mecânicas, verificando qual condição de soldagem apresenta uma maior dureza na ZTA e menor perda de resistência;
- Comparar a vida em fadiga para cargas de projeto dos diferentes eletrodos testados.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para realização do presente trabalho, algumas temáticas serão levantadas para possibilitar entendimento sobre os aspectos abordados.

Deste modo, neste capítulo, as temáticas apresentadas se referem ao estudo dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), avaliando os efeitos da adição de elementos de liga nos arames de solda, considerando o processo de soldagem utilizado e os efeitos dos eletrodos e gases.

2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL apresentam vasta aplicação, em especial nas indústrias automobilísticas, linhas onde se tem alta pressão na distribuição de gás, petróleo, pontes em autoestradas, tanques de armazenagem, barcas ou embarcações, equipamentos para agricultura, dentre outras aplicações (LI *et al.*, 2020; BRANCO, 2021).

Estes aços apresentam grande aplicabilidade na indústria devido as suas propriedades mecânicas de elevada resistência, podendo ser submetidos a esforços relevantes. Isto se deve a adição de elementos de liga e ao baixo teor de carbono, o que acaba resultando em uma boa soldabilidade quando comparado aos aços convencionais. Por apresentar alta resistência mecânica, é possível viabilizar a redução da espessura dos componentes estruturais, feitas as devidas análises em projeto, desta forma, reduzindo os custos com material prima (KIM, HWANG, 2020; JAHNS *et al.*, 2023; BRANCO, 2021).

Esta classe de materiais, além da sua alta resistência e conformabilidade, apresenta uma boa soldabilidade. Tendo as suas características provenientes dos métodos de endurecimento ao qual o material foi submetido nos processos de fabricação anteriores, sendo que a resistência do material acaba apresentando uma dependência direta da limitação dos movimentos de discordâncias (KODUR, 2015).

O endurecimento e aumento da resistência deste tipo de material, pode se promover através da diminuição do tamanho de grão, sendo que grãos mais finos apresentam maior resistência no seu formato, tendendo a dificultar o movimento das discordâncias por apresentar um maior contorno linear dos grãos. Outra forma de aumentar o endurecimento é através da adição de elementos de liga, já que estes possibilitam a restrição de movimento das discordâncias, estabelecendo tensões e deformações no retículo em torno dos átomos. Pode-se

gerar aumento de resistência ainda pelo encruamento, o qual possibilita uma maior resistência a um metal dúctil na medida em que ele é deformado, gerando diferença nas discordâncias (TAMURA, 2013). O endurecimento pode se dar através da dispersão das partículas, onde o tamanho do precipitado influencia no movimento das discordâncias, já que acaba trabalhando nos sítios intersticiais, tendo como consequência uma diminuição dos espaços vagos e redução na restrição ao movimento (TAMURA, 2013).

2.1.1 Aços de alta resistência e sua utilização

Existe uma nova tendência da indústria voltada para pesquisa e inovação de novos materiais em suas aplicações, tendo como demanda apresentar uma alta resistência mecânica. Os aços estruturais com alta resistência tendem a diminuir as espessuras utilizadas nos projetos, ocasionando na diminuição do peso dos produtos, apresentando benefícios em suas aplicações e aumentando a competitividade no mercado.

Logo, a indústria automotiva passa a utilizar os aços ARBL por suas características de boa resistência, fácil soldabilidade e conformabilidade, sendo também aplicados no processo de forjamento a quente, com isso, alguns projetos de veículos acabam apresentando uma boa redução de massa e aumento da segurança (LI *et al.*, 2020; BRANCO, 2021).

No passado para se obter uma resistência superior dos aços, adicionava-se manganês e carbono, o que resultava em uma baixa soldabilidade e inferior tenacidade. Com os aços ARBL, tem-se ganhos expressivos de resistência adicionando elementos de liga a sua composição, mantendo um teor de carbono baixo, o que possibilita uma boa soldabilidade se comparado com aços tradicionais. (DENISA *et al.*, 2021; JIMÉNEZ-PEÑA *et al.*, 2020).

2.1.2 Elementos de liga e processamento dos aços ARBL

Devido a estudos siderúrgicos, há o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos que permitem a obtenção de aços com alto grau de refino, assim garantindo um aumento na resistência mecânica e na tenacidade, com a redução de teores de alguns elementos de liga nos aços, como o carbono, por exemplo, fazendo com que haja melhor soldabilidade associada diretamente com a redução de custo na fabricação deste. (ŚLEZAK, 2020; DENISA *et al.*, 2021). Durante o processamento termomecânico busca-se alcançar limites de escoamento e faixas de dureza uniformes (DZIOBA; PAŁA, 2019).

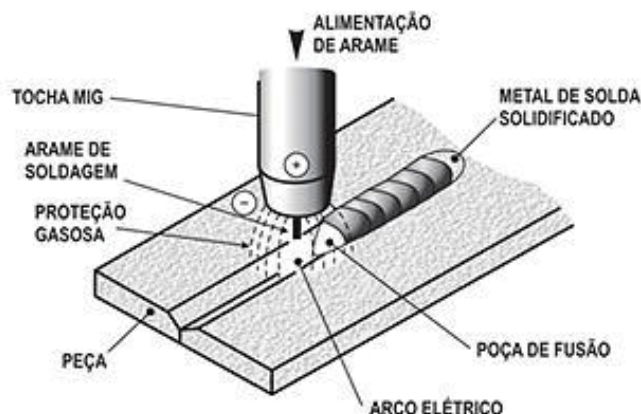
A composição química e as condições de processamento industrial, são os fatores primordiais que ocasionam na obtenção de propriedades mecânicas apropriadas em aços de alta resistência. A conformabilidade a frio de um aço microligado é o que ocasiona uma maior resistência mecânica. Aços ARBL apresentam suas propriedades mecânicas não somente pela sua composição química, mas também pelos parâmetros de processamento aos quais foram submetidos (MORAVEC, 2019; KIM; HWANG, 2020).

Por consequência, a microadição de elementos de liga como Vanádio (V), Titânio (Ti) e Nióbio (Nb) onde a soma desses elementos não deve passar de 0,22% em peso, acabam proporcionando um refino no tamanho de grão austenítico na laminação a quente, causando um endurecimento do material por precipitação interfásica na ferrita (MORAVEC, 2019; ŚLEZAK, 2020).

2.2 Soldagem MIG/MAG (GMAW)

O processo de soldagem MIG/MAG (*Metal Inerte Gas/Metal Active Gas*), conhecido como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), é utilizado na indústria pelo seu alto grau de automação, grande versatilidade nos tipos de materiais a serem soldados e pela sua alta taxa de deposição. Esse sistema utiliza a energia do arco elétrico como fonte de calor, que é transmitido para o eletrodo, o qual é alimentado continuamente (SANTOS, 2015; SUMESH *et al.*, 2018; DA SILVA *et al.*, 2020). O processo de soldagem pode ser automático nos casos onde é executado por um equipamento ou semiautomático quando é manipulado por um operador (VISHNYAKOV *et al.*, 2017). A Figura 1 demonstra os elementos básicos do processo de soldagem.

Figura 1 - Elemento básicos na soldagem MIG/MAG



Fonte: ESAB (2022).

O processo MIG é apropriado para uso em aços inoxidáveis, alumínio e suas ligas, magnésio e ligas e ainda o cobre, sendo um dos processos mais versáteis na soldagem (RAMARAO *et al.*, 2022). Para o processo de soldagem MAG, os materiais de peças mais comumente utilizados são os aços de baixo carbono e aços de baixa liga (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Este processo produz um arco elétrico pequeno e localizado, possibilitando uma grande diluição do metal base, facilitando o processo de soldagem (RAMARAO *et al.* 2022). Como não há revestimento nos eletrodos, o gás de proteção tem por intuito proteger a poça de fusão e o eletrodo dos gases atmosféricos (IBRAHIM, 2012; SUMESH *et al.*, 2018). O gás a ser utilizado depende do material base a ser soldado, este funciona também como meio ionizante que concede ao arco uma melhor performance e estabilidade, auxiliando o controle da transferência metálica. Os gases utilizados no processo são: argônio (Ar), hélio (He), dióxido de carbono (CO₂) e oxigênio (O₂), sendo empregado misturas de dois ou mais tipos de gases dependendo a sua aplicação (TATAGIBA; GONÇALVES; PARANHOS, 2012; SANTOS, 2015).

Neste processo podem ser utilizados diâmetros de eletrodo que vão desde 0,8 a 3,2 mm, sendo o mais usual 1,2 mm. Os diâmetros menores ajudam no auto ajuste da máquina por terem uma taxa de fusão facilitada.

Algumas desvantagens apresentadas no processo podem incluir uma maior sensibilidade nas variações do arco elétrico, dificuldade no ajuste e acerto dos parâmetros utilizados, menor variedade nos tipos de consumíveis, alto custo na aquisição dos equipamentos e manutenções

comparados a outros processos de soldagem (MODENESI; MARQUES; BRACARENSE, 2005, RAMARAO *et al.*, 2022).

A transferência de metal é um fator determinante na soldagem GMAW (MIG/MAG) a estabilidade do arco, a porcentagem de gases absorvidos durante o processo pelo metal fundido, a possibilidade de soldagem em diversas posições, a quantidade de respingos está conectada ao tipo de transferência de metal utilizada. Existem três tipos principais de transferência de metal, são eles: globular, curto-circuito (*short-arc*), “*spray*” (FENG *et al.*, 2012).

Quando se tem um processo de soldagem automatizado, a tocha e a alimentação do arame são controlados, proporcionando um processo mais estável e evitando a influência de erros humanos (IBRAHIM, 2012). Os parâmetros de soldagem apresentam grande influência na qualidade, produtividade e custo da soldagem, para obter o melhor arco, todos os parâmetros devem estar em conformidade (CHACÓN-FERNÁNDEZ; GARCÍA; LABANDA; 2022).

2.2.1 Efeitos da soldagem nos aços ARBL

Devido ao arco voltaico de soldagem percorrer a junta, e sua alta temperatura em qualquer ponto próximo se elevar e após baixar lentamente, surge assim um ciclo térmico o qual gera modificações por toda extensão do material base e o eletrodo adicionado (MODENESI; MARQUES; BRACARENSE, 2005).

A maior desvantagem apresentada pelos aços ARBL é a instabilidade térmica da microestrutura formada no tratamento termomecânico, ocorrendo mudanças nas propriedades mecânicas com o aporte de calor na soldagem. A diferença nas propriedades finais da junta soldada, quando se utilizam parâmetros comuns de soldagem acabam desacelerando o desenvolvimento e utilização desses aços pela indústria, mesmo havendo o interesse na utilização (DENISA, *et al.*, 2021). As propriedades mecânicas de uma junta soldada nos aços ARBL, geralmente apresentam diferenças em relação ao material de base, especialmente no que diz respeito às propriedades de fadiga. Essas diferenças decorrem das variações microestruturais que existem em diferentes regiões da junta de solda, como o metal de solda, a zona afetada pelo calor e o metal de base. Em contraste, o material de base geralmente apresenta uma microestrutura uniforme em toda a sua extensão (KIM; HWANG, 2020).

2.2.2 Efeito dos gases na soldagem

Os gases puros e misturas são consumíveis do processo que apresentam grande importância na proteção do arco e da poça de fusão, sendo fundamental para que se tenha uma boa soldabilidade (LI *et al.*, 2018). A porcentagem da mistura utilizada ou o gás puro a ser utilizado dependem do tipo de processo de soldagem e sua aplicação. Para se escolher o gás de proteção adequado deve-se levar em consideração fatores como o modo de operação e o tipo de material utilizado no processo (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

Os gases de proteção trazem efeitos de grande importância, pois, mesmo em pequenas concentrações de gases ativos, como O₂, CO₂, Ar ou He, pode-se causar alterações nos parâmetros de corrente, tipo de transferência e na tensão, desta forma, gerando mudanças nos níveis de energia de soldagem e estabilidade do arco. (LI *et al.*, 2018).

O uso de misturas de Ar com CO₂, em diferentes teores, demonstram um aumento na energia de soldagem, a relação do percentual de CO₂ na mistura e a modificação dos ciclos térmicos na junta soldada é diretamente proporcional (LI *et al.*, 2018; SCOTTI; PONOMAREV, 2008). Apesar do Ar ser empregado em misturas com gases oxidantes, também acaba garantindo uma maior estabilidade ao arco, facilitando a emissão por campo, A adição de hélio He no gás de proteção para o processo GMAW pode aumentar a tensão do arco e expandir os núcleos do arco (LI *et al.*, 2018).

Durante o processo devido às altas temperaturas do arco, este se dissocia em monóxido (CO) (redutor) + 1/2 O₂ (oxidante) desta forma ionizando, não pode ser considerado neutro, mas sim levemente oxidante. Desta maneira, não se deve utilizar em materiais reativos, tendo cautela na soldagem de materiais com teor de carbono muito baixo, como alguns aços inoxidáveis, podendo contaminar a solda por transferência de carbono. O CO₂ apresenta uma alta capacidade de troca de calor e sua energia liberada na recombinação acaba transferindo uma maior taxa de calor para o metal base, semelhante ao Ar puro, apresentando um comportamento de geometria de cordão similar ao He. De forma prática na soldagem, quando se solda com CO₂ acaba necessitando uma maior tensão para manter o arco aberto, com isso o operador deve ficar alerta com a regulagem do equipamento quando se utiliza este gás em maior quantidade. Ao utilizar o Ar em misturas com gases oxidantes, assegura-se uma maior estabilidade do arco ao facilitar a emissão por campo. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

No trabalho apresentado por Li *et al.*, (2018), onde se investigou a influência da composição do gás de proteção (Ar + He + CO₂) nos aços ARBL com o processo GMAW,

concluiu que ao adicionar um pouco de CO₂ ao gás de proteção inerte pode auxiliar em uma melhor rigidez do arco e eliminar uma fusão incompleta. A combinação de CO₂, Ar e He, com baixos teores na mistura, normalmente é utilizada em aços com baixo carbono, mas algumas ressalvas devem ser tomadas, o fato que o CO₂ apresenta uma alta capacidade de troca de calor, faz com que a sua energia seja liberada na recombinação podendo transferir uma taxa de calor maior para o metal base. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

2.2.3 Consumíveis de soldagem usados em aços ARBL

Os consumíveis de soldagem são os materiais utilizados no processo de soldagem tanto para deposição ou proteção da solda, sendo alguns deles: o eletrodo revestido ou varetas, os arames sólidos e arames tubulares, gases de proteção entre outros (GARCIA E SCOTT, 2011).

No processo de soldagem GMAW (MIG/MAG) os consumíveis aplicados são os eletrodos sólidos e os arames tubulares com núcleo metálico. Variando sua aplicação, o arame pode apresentar diferentes composições químicas, como comumente se utiliza para o aço-carbono, arames com um menor teor de carbono (C), enxofre (S) e fósforo (P) com estes elementos em menores quantidades se dificulta o aparecimento de trincas, em contrapartida quando adicionado um maior teor de manganês (Mn) se obtém melhores propriedades mecânicas. (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

A fim de garantir a repetitividade na seleção dos arames foram criadas algumas normas, como as da AWS (*American Welding Society*), as quais classificam os arames pela composição química e propriedades mecânicas, dentre outras características.

Nos estudos realizados por Denisa *et al.*, (2021) e Stoschka *et al.*, (2013), nos quais foram soldados aços ARBL utilizando o processo de soldagem GMAW, foram utilizados respectivamente os eletrodos ER110S-G e ER120S-G tanto sólido quanto com núcleo metálico. Os eletrodos devem ser escolhidos para atender os critérios de integridade estrutural exigida para a sua aplicação, nestes casos expostos e na utilização deste estudo, estes eletrodos foram escolhidos por apresentarem limites de escoamento mecânicos mais elevados ou próximo do material base.

2.3 Parâmetros de soldagem

Neste tópico, serão abordados os principais parâmetros de soldagem (amperagem, corrente, velocidade de soldagem, entre outros), suas propriedades e influências nos cordões de solda, visando comparar os parâmetros escolhidos e os resultados obtidos com as soldagens.

Para a produção cordões de solda utilizando arco elétrico com boa qualidade e de forma contínua, a soldagem à arco requer mão de obra especializada e com experiência. Uma das necessidades disso é a seleção correta dos parâmetros utilizados no cotidiano industrial, havendo vários requisitos eficazes para fornecer uma soldagem com qualidade superior (RAMARAO *et al.*, 2022). Um cordão de solda com boa qualidade deve apresentar uma microestrutura consistente sem defeitos, quantidade reduzida de respingos, tamanho da geometria do cordão definida e uma penetração adequada. Por consequência, um sistema de controle de parâmetros elimina o chamado “palpite de trabalho” muito utilizado para especificar os parâmetros de soldagem pelo soldador (TEWARI; GUPTA; PRAKASH, 2010; SANTOS, 2015).

2.3.1 Corrente de soldagem

A corrente de soldagem é considerada a variável mais importante no processo de soldagem, está ligada a energia de soldagem, fator o qual influencia a taxa de deposição e diluição de material, aumentando a profundidade de fusão, penetração e geometria das soldagens (TEWARI; GUPTA; PRAKASH, 2010; IBRAHIM *et al.*, 2012).

2.3.2 Tensão do arco

Este parâmetro representa a diferença de potencial elétrico existente entre a ponta do arame de solda com a superfície da poça de fusão, também determina a forma da zona fundida, sendo que alta tensão de soldagem acaba produzindo soldas mais largas, planas e menos profundas. Com uma tensão mais baixa cria-se uma maior profundidade de penetração, a qual acaba sendo a máxima quando se tem a tensão ideal de soldagem (IBRAHIM *et al.*, 2012).

Nos aços ARBL Hariprasath *et al.*, (2023), realizou estudos analisando a taxa de tensão na soldagem aliado ao comportamento a fadiga dos aços ARBL, trouxe que a taxa de tensão operacional é positiva para a fadiga, aumentando o valor médio da tensão está afeta diretamente as propriedades de fadiga das juntas soldadas, sendo confirmado com a curva SN do metal base em comparativo com a junta GMAW.

A tensão do arco elétrico é dependente de vários fatores os quais são pouco controlados, como o diâmetro do eletrodo, quanto maior o seu diâmetro maior a tensão a ser utilizada. Comprimento do arco, se estiver mais distante da peça a ser soldada mais tensão é necessária. Quando o processo de soldagem é manual o controle do comprimento do arco é controlado pelo operador, tendo pouca precisão acarretando em uma variação deste parâmetro durante a soldagem (SANTOS, 2015).

2.3.3 Velocidade de soldagem

A velocidade de soldagem é um dos parâmetros que apresenta maior oscilação devido ao processo de soldagem, na maioria das vezes, ser manual, tendo uma variação para cada soldador. Este apresenta uma significativa influência na energia de soldagem aplicada nas peças a serem soldadas, quanto maior for a velocidade, menor é a energia de soldagem, menor largura do cordão depositado e penetração diminuída (MODENESI; MARQUES; BRACARENSE, 2005).

2.3.4 Diâmetro dos eletrodos

Esta variável é um fator útil para definir a corrente de soldagem aplicada, assim determinando a densidade de corrente (A/mm^2). As altas densidades de corrente em eletrodos que apresentam pequenos diâmetros acabam gerando um aquecimento pelo efeito joule (J), gerando degradação nas propriedades dos revestimentos. Tendo um eletrodo com maior diâmetro haverá uma maior deposição, mas o processo de soldagem acaba sendo dificultado (TATAGIBA; GONÇALVES; PARANHOS, 2012).

2.4 Defeitos de soldagem

Com os parâmetros de soldagem desajustados podem ocorrer problemas relacionados ao processo, estes influenciam na qualidade e podem afetar a vida útil da união soldada (RAMARAO *et al.*, 2022; SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

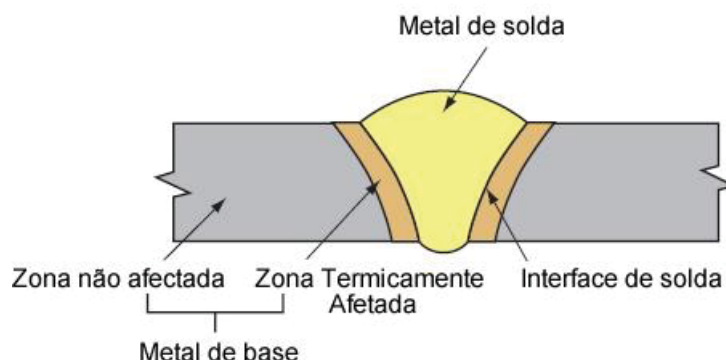
As imperfeições e a geometria do cordão de solda são fatores que influenciam nas propriedades mecânicas das juntas soldadas, principalmente na resistência à fadiga, causam uma grande diminuição. Para compreender adequadamente a redução da resistência à fadiga em juntas soldadas, é essencial possuir um conhecimento abrangente das imperfeições e do perfil da solda, além de considerar o tipo de junta, os materiais utilizados, o processo de

soldagem e realizar uma análise minuciosa do local, início e trajetória da falha por fadiga. Sem esse entendimento completo, há o risco de se chegar a conclusões parciais ou tendenciosas (RIOFRÍO; FERREIRA; CAPELA, 2021).

2.5 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A ZTA é uma região do metal base que não foi fundida no processo de soldagem, mas sofre alterações em suas propriedades mecânicas e microestruturais em razão do aporte térmico, por ocorrer uma fusão do metal de adição onde as temperaturas são elevadas, resultando em uma dissipação de calor próxima à esta região. Para obter uma boa soldagem deve-se reduzir a área da ZTA, sendo esta responsável pela iniciação de trincas por fadiga. (DE MELO; CARDOSO; FERREIRA, 2016; LI *et al.*, 2018). Na Figura 2 é possível observar a distribuição da ZTA em uma junta soldada.

Figura 2 - Região da Zona Termicamente Afetada (ZTA).



Fonte: KOBELCO (2022).

Uma série de variáveis podem influenciar no tamanho das sub-regiões e nas transformações microestruturais ocorridas, sendo as principais, a composição química do material, a espessura e o aporte térmico de soldagem. Durante os processos de transformação, recristalização e exposição de temperatura de longo prazo, é possível ocorrer alterações no tamanho de grão. A principal força motriz termodinâmica que impulsiona o crescimento dos grãos é a redução da energia livre de Gibbs na superfície. Conforme os grãos crescem, a área do contorno de grão diminui, resultando em uma diminuição na quantidade de energia livre. A mudança no tamanho de grão está diretamente relacionada às variações de temperatura e

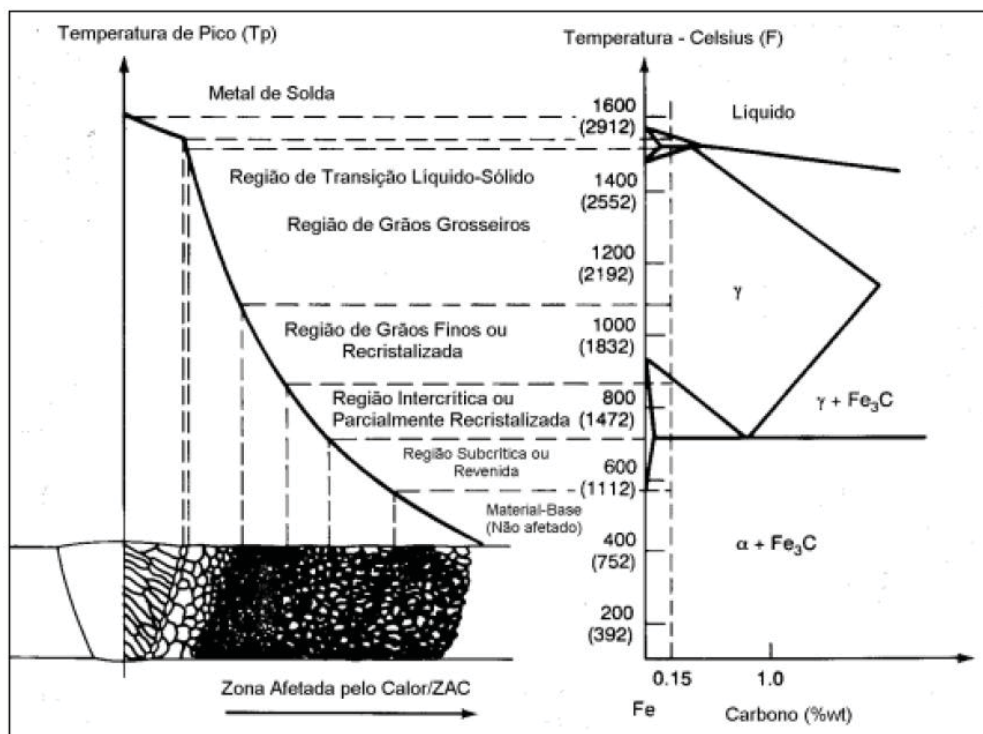
também depende da proporção das fases presentes. As seguintes regras básicas se aplicam ao crescimento do grão:

- O crescimento do grão ocorre movendo os limites de grão, em vez de coalescerem diretamente. Ou seja, os contornos de grão se movem e reorganizam, resultando em grãos maiores.
- O movimento do contorno de grão pode ser interrompido e a direção do movimento pode mudar repentinamente, dependendo das condições do processo e das características do material.
- Um grão pode se transformar em outro à custa de seu próprio volume. Isso significa que um grão pode diminuir de tamanho enquanto outro grão vizinho cresce.
- As taxas de consumo de grãos em detrimento de outros grãos geralmente aumentam quando os grãos estão quase consumidos. Ou seja, à medida que os grãos diminuem em quantidade, a taxa de consumo acelera.
- A borda curva de um grão geralmente migra em direção ao seu centro de curvatura. Isso resulta em uma forma mais arredondada do grão à medida que ele cresce.
- Quando os contornos de grão de uma fase se encontram em ângulos diferentes de 120° , os grãos com um ângulo agudo são consumidos de modo que o ângulo se aproxima de 120° . Isso ocorre devido à minimização da energia de interface entre os grãos.

Essas regras descrevem alguns comportamentos comuns observados durante o crescimento do grão, no entanto, é importante ressaltar que as características específicas do material e as condições do processo podem levar a variações nessas regras (MORAVEC *et al.*, 2019).

Os aços carbono apresentam algumas sub-regiões principais na ZTA, as quais são associadas as faixas de temperaturas atingidas como podem ser verificadas na Figura 3.

Figura 3 - Regiões da Zona Termicamente Afetada nos aços carbono



Fonte: Adaptado de Porter; Easterling, (2009)

A microestrutura da região de grão grosseiro se torna dependente da velocidade de resfriamento e da composição química do aço. Esta região é exposta a temperaturas superiores a 1100 °C, apresentando perda da tenacidade e dureza elevada. Esta combinação resulta na região que apresenta mais problemas da ZTA, sendo suscetível a nucleação de trincas.

Na faixa de temperatura entre 900°C a 1100°C, a austenita formada tem pouco crescimento, assim após o resfriamento o grão acaba com o tamanho pequeno, não desenvolvendo, problemas na ZTA.

Para as temperaturas entre 900°C e 700°C a região intercrítica, fica altamente dependente da taxa de resfriamento e da composição, sendo encontrados elementos com alta dureza e baixa tenacidade, oriundos da transformação da austenita com a perlita, bainita superior, martensita autorrevenida ou de alto carbono, entre outros. A região abaixo de 700°C, parte revenida, pode apresentar queda da dureza, e envelhecimento dinâmico.

Segundo Moravec *et al.*, 2019 na análise de resultados dos estudos de soldagem nos aços ARBL, demonstrou que os ciclos de temperatura durante o processo de soldagem têm um impacto significativo nas mudanças estruturais e de fase na ZTA. Observou-se uma rápida diminuição da tenacidade no material afetado devido aos processos de separação de fases, bem

como à dissolução de carbonetos de nióbio (Nb) e carbonitreto de vanádio (V) na austenita durante o aquecimento. Sendo necessário verificar a quantidade de calor introduzida na região da junta durante a soldagem, pois isso permite minimizar os processos indesejáveis de precipitação na solda e na ZTA. Esse controle adequado do calor contribui para garantir a resistência adequada da junta.

Essas descobertas ressaltam a importância de considerar os ciclos de temperatura durante a soldagem e implementar medidas para reduzir os efeitos negativos nas propriedades do material, assegurando uma junta com desempenho satisfatório.

2.6 Fases precipitadas na ZTA

A influência do aporte térmico e da composição química do aço, acarreta nas transformações ocorridas na ZTA, que influenciam diretamente o comportamento da junta soldada.

2.6.1 Ferrita

A fase ferrita quando exposta a processos que estabelecem um ciclo térmico gera um facilitador para as fases intermetálicas. A formação e distribuição da microestrutura da ferrita podem ser controladas pelo aporte de calor (HARIPRASATH *et al.*, 2022). Com isso, é necessária uma preparação para realizar processos como a soldagem e tratamentos térmicos. Para as morfologias observadas na ZTA, a ferrita apresenta a seguinte classificação:

2.6.1.1 Ferrita acicular (alotriomórfica)

Quando existe uma entrada de calor maior, a formação de ferrita acicular (FA) prevalece (HARIPRASATH *et al.*, 2022). Durante o resfriamento da austenita este microconstituente surge em torno do contorno de grão, crescendo de forma desestruturada, dando aparência de longos monocristais (THEWLIS, 2004). No trabalho realizado por Hariprasath *et al.*, (2022), encontraram dispersão de tamanho e quantidades dispersas de ferrita acicular, está causando o decaimento da tenacidade ZTA. Independentemente da entrada de calor, na zona fundida foi observada uma morfologia de ferrita acicular. No entanto, constatou-se que o tamanho das ripas de ferrita aumentava à medida que a entrada de calor aumentava.

A fase FA é composta por uma estrutura de ferrita fina e agulhada, cujos pacotes são diferenciados com base em suas orientações em relação às ripas adjacentes. As características do FA são amplamente conhecidas por apresentarem uma combinação favorável de resistência e tenacidade, devido à sua alta densidade de deslocamento interno e à presença de limites de alto ângulo, que são altamente resistentes à propagação de trincas de clivagem (LEE *et al.*, 2019; RIBEIRO *et al.*, 2021).

2.6.1.2 Ferrita poligonal (idiomórfica)

Esta surge apenas no interior do grão apresentando uma estrutura grosseira e equiaxial. É estabelecida da mesma maneira que a ferrita acicular, tendo os contornos com uma característica cristalográfica aparente e contornos curvos irregulares, sem uma orientação fixa com os grãos da matriz. (THEWLIS, 2004). Quando se tem uma entrada de calor menor na região contribui para a formação desta fase (HARIPRASATH *et al.*, 2022).

2.6.1.3 Ferrita de Widmanstätten

Este microconstituente apresenta placas laterais e intragranulares de ferrita, as quais devido as temperaturas mais baixas de transformação substituem a ferrita poligonal e a acicular. A ferrita de Widmanstätten apresenta o mesmo sentido que o contorno de grão da austenita antes da transformação, com isso deixando contorno não aparente, podendo ser facilmente confundida com a bainita. Os carbonetos precipitados não aparecem neste tipo de ferrita. (THEWLIS, 2004; RIBEIRO *et al.*, 2021).

Nos estudos realizados por Shi; Wang; Ko, (2022) os aços de baixo carbono demonstraram que o excesso de entrada de calor durante o processo de soldagem, leva à formação de ferrita de Widmanstätten na região da junta soldada, afetando a plasticidade da junta e resultando em baixa tenacidade. Além disso, a entrada excessiva de calor também pode levar à descarbonetação e amolecimento das zonas afetadas pelo calor.

2.6.2 Bainita

Este microconstituente apresenta diversas formas e tamanhos de acordo com a sua temperatura de formação, provém de uma matriz ferrítica com o formato de tiras com grande quantidade de discordâncias, são relacionados com a presença de carbonetos (LAN; YU; QIU,

2019). A bainita compreende vários subgrupos variando o formato e o tipo, os mais comuns são a bainita inferior e a bainita superior (THEWLIS, 2004). Devido à presença de finas fases secundárias ao longo dos limites das ripas, a fase exibe alta resistência, mas baixa tenacidade (LEE *et al.*, 2019).

2.8 Ensaios de fadiga nos aços ARBL

Os ensaios mecânicos são utilizados como uma ferramenta para prever o comportamento dos materiais em testes laboratoriais, com isso, faz-se importante a compressão dos ensaios utilizados no presente trabalho.

O ensaio de fadiga ocorre ao utilizar cargas cíclicas em um corpo-de-prova padronizado. Este tipo de ensaio proporciona dados relacionado com as características do material ou componente estudado, sendo estes, ensaiados por longos períodos, ainda podendo ser utilizado com cargas cíclicas ou repetitivas. Destes testes extraem-se resultados como a vida em fadiga (fVr), limite de resistência à fadiga (TRJ) e a resistência à fadiga (TJ) (GARCIA, 2012).

Os aços ARBL são aplicados principalmente pela sua resistência mecânica superior, resistência a fadiga e características de absorção de choques. Na soldagem dos aços ARBL, o resfriamento e aquecimento não uniforme podem produzir trincas a frio, tensão residual e uma ZTA mais macia quando comparado com o metal base sem o aporte térmico. Com isso a performance do material soldado acaba sendo prejudicada na fadiga devido a fatores como: heterogeneidade do metal de adição, deformação do grão, tensão residual e concentradores de tensão (HARIPRASATH *et al.*, 2023). Além disso, o desempenho à fadiga em juntas soldadas feitas de aços de alta resistência pode ser menor do que aquelas feitas de aços convencionais de baixo carbono (KIM; HWANG, 2020).

As trincas de fadiga nos aços ARBL normalmente se iniciam em mudanças geométricas repentinas, havendo uma elevação da tensão nesta região, a falha mais comum ocorrem na região da solda e na ZTA onde verifica-se uma diminuição da dureza, pois nestes locais acaba ocorrendo uma concentração de tensão mais severa. Devido a esses fatos a avaliação da vida em fadiga das juntas soldadas se torna inevitável em componentes estruturais (HARIPRASATH *et al.*, 2023).

Nos estudos realizados por Stoschka *et al.*, (2013), onde avaliou a influência das combinações de metal de adição e gás de proteção na vida em fadiga de aços de alta resistência e baixa liga, apresentou que o efeito do entalhe geométrico demonstrou a maior influência no

comportamento da vida em fadiga, onde com a minimização do efeito do entalhe há um aumento da vida em fadiga de até 70%, enquanto a variação do metal de adição e gás contribuiu cerca de 7% com o aumento da vida em fadiga.

Na pesquisa elaborada por Denisa *et al.*, (2021), a qual discutiu a vida em fadiga por flexão rotativa de juntas soldadas utilizando o processo de soldagem GMAW com o aço ARBL Domex 700 MC, soldado com o eletrodo OK Aristorod 69 (ER110S-G), constatou que houve perda de dureza na zona termicamente afetada como também uma diminuição na carga de fadiga em 12,8% do material base para o soldado.

Na Tabela 1 apresenta-se alguns estudos relacionados a vida em fadiga dos aços ARBL, trazendo o tipo do aço utilizado, eletrodo, comparativo realizado no estudo e algumas das principais conclusões trazidas pelos autores.

Tabela 1 - Revisão bibliográfica de vida em fadiga para juntas soldadas em aços ARBL.

Revisão bibliográfica de vida em fadiga para juntas soldadas em aço ARBL				
Autor	Aço utilizado	Eletrodo utilizado	Comparativo	Conclusões
DENISA <i>et al.</i> , 2021	Domex 700 MC	OK Aristorod 69 (ER110S-G)	Testes de fadiga entre o material base e soldado.	Decréscimo de 19,6% na dureza da ZTA em relação ao material de base; Diminuição na carga de fadiga em 12,8% do material base para o soldado.
STOSCHKA <i>et al.</i> , 2013	S960	G89 Sólido G89 com núcleo metálico (ER120S-G)	Influência das combinações de metal de adição e gás de proteção na vida em fadiga de aços de alta resistência.	Efeito do entalhe geométrico tem a maior influência no comportamento da vida em fadiga; a minimização do efeito do entalhe há um aumento da vida em fadiga de até 70%, enquanto a variação do metal de adição e gás contribuiu cerca de 7% com o aumento da vida em fadiga.
ŚLEZAK, 2020	S960QL	UNION X96	Testes de fadiga de baixo ciclo entre duas diferentes juntas soldadas, em V e junta quadrada.	Juntas quadradas apresentaram uma vida em fadiga ligeiramente superior quando comparados com a junta em V. Ainda tendo uma dureza máxima e melhor distribuição de dureza nas juntas quadradas.
HARIPRASATH <i>et al.</i> , 2023	DMR 249A	ER80S	Efeito das taxas de tensão no comportamento de fadiga de alto ciclo nas juntas de aço ARBL microligado soldado por GMAW	A resistência à fadiga das juntas GMAW torna-se menor do que o metal original, devido a tensões residuais internas e propriedades mecânicas mais baixas; é fortemente evidente com o fator de entalhe de fadiga e o fator sensível ao entalhe; A microestrutura de fusão compreende morfologias de ferrita acicular, perlita e bainita. Os braços da morfologia da ferrita acicular tendem a aumentar a propriedade de fadiga da junta GMAW.

Fonte: Autor (2023).

Com está revisão bibliográfica se visualizou resultados anteriormente obtidos nos testes de fadiga para os aços ARBL, podendo desta forma ter embasamento técnico para as respostas oriundas desta pesquisa.

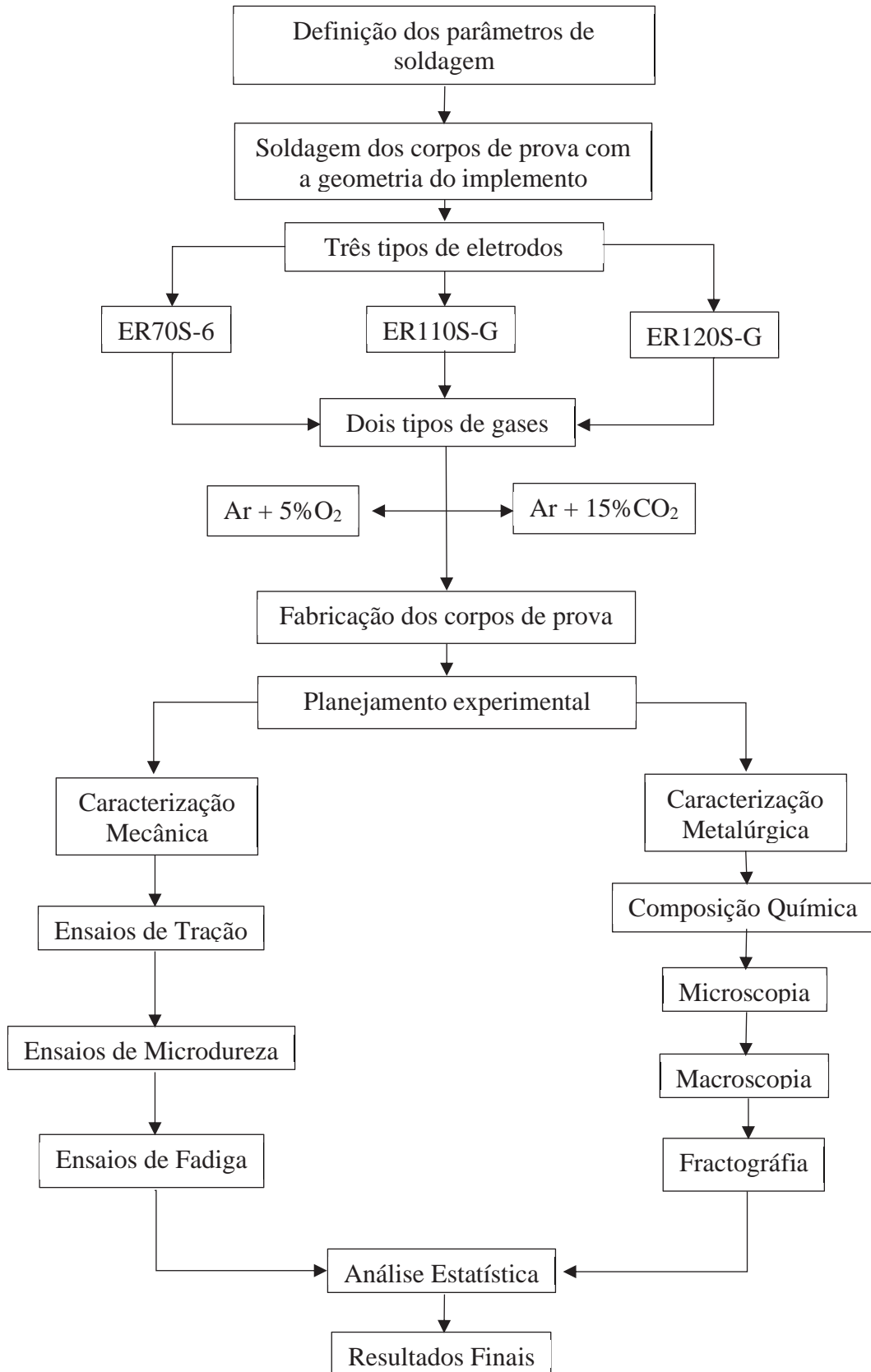
3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão demonstrados os materiais e métodos experimentais utilizados para o desenvolvimento da dissertação.

Nos ensaios foram depositados três diferentes tipos de eletrodos, o ER70S-6 com limite de escoamento entre 430 a 470 MPa na condição soldado, este sendo comumente utilizado em indústrias que produzem maquinário agrícola, o ER110S-G com limite de escoamento na faixa de 715 MPa e o ER120S-G tendo limite de escoamento em torno dos 920 MPa, estes escolhidos por apresentarem limites mecânicos superiores quando comparado com o material de estudo que apresenta limite de escoamento entre 550 e 670 MPa. Os gases de proteção escolhidos para os ensaios foram Ar + 5% O₂ sendo usualmente utilizado na indústria de máquinas agrícolas, e o gás Ar + 15% CO₂, foi escolhido por apresentar um maior poder calorífico, desta forma podendo haver mudanças microestruturais consideráveis após a soldagem.

O fluxograma, Figura 4 apresenta as atividades realizadas no presente trabalho.

Figura 4 - Fluxograma das atividades



Fonte: Autor (2023).

3.1 Caracterização do material base e metais de adição

O aço utilizado foi o NBR6656 LNE 600 com espessura de 4,75 mm, os metais de adição aplicados na soldagem foram os eletrodos ER70S-6, ER110S-G e o ER120S-G, todos com diâmetro de 1 mm, utilizou-se dois gases de proteção, o gás Ar + 15% CO₂ e o gás Ar + 5% O₂. A composição química do metal base e dos metais de adição é expressa na Tabela 2 utilizando os laudos dos fabricantes, tanto do eletrodo como do metal base.

Tabela 2 - Composição química material base e metais de adição.

Materiais	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Al	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%W	%N	%V
Metal Base LNE 600	0.15	0.35	1.90	0.015	0.025	0.015%	4.95	-	2.74	0.29	0.054	0.225	-
Metal de Adição ER70S-6	0.10	0.90	1.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Metal de Adição ER110S-G	0.06	0.6	1.6	0.01	0.01	-	1.4	0.3	0.25	0.07	-	0.25	0.07
Metal de Adição ER120S-G	0.081	0.8	1.75	-	-	-	2.22	0.41	0.533	-	-	-	-

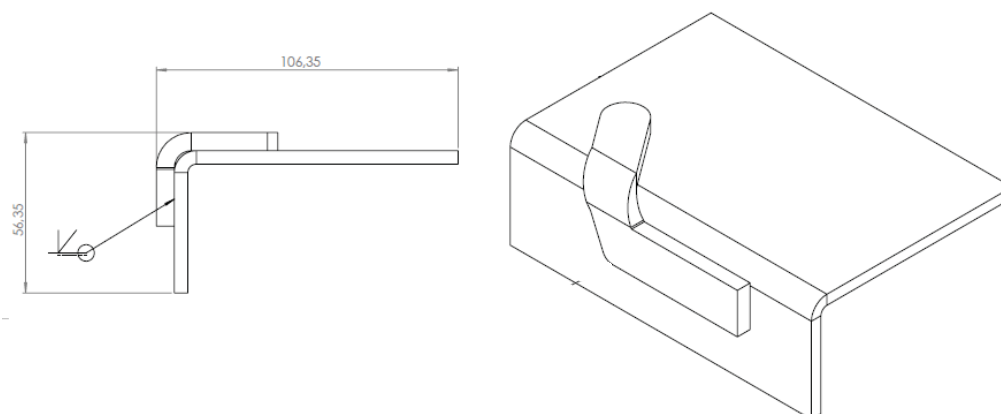
Fonte: Autor (2023).

3.2 Procedimento de soldagem

O processo de soldagem foi executado de forma manual, utilizando o processo GMAW (MIG/MAG), usando uma fonte de soldagem FALCOM 400 da marca SUMIG, com alimentação automática. Os parâmetros de soldagem aplicados foram a corrente alternando na faixa de 210 a 240 Amperes e a tensão de 21 a 23 Volts, tendo uma vazão de gás de proteção constante de 18 l/min.

A região escolhida para as soldagens dos corpos de prova, baseou-se em um segmento de um implemento agrícola, o qual apresenta fragilidades, por possuir dobras e soldas na sua geometria. Na Figura 5 observa-se a composição dos corpos de prova que foram submetidos aos ensaios de microdureza, macrografia e micrografia, para os ensaios de tração foram utilizadas chapas planas soldadas e posteriormente usinadas.

Figura 5 - Corpos de prova de soldagem (dimensão em milímetros).



Fonte: Autor (2023).

Na Figura 5, o material LNE600 foi utilizado como chapa de base, com espessura de 4,75 mm.

Após a definição da geometria dos corpos de prova, a etapa subsequente baseou-se em definir o número de amostras e combinações necessárias para os ensaios, na Tabela 3 apresentam-se as combinações avaliadas entre gás e eletrodo.

Tabela 3 - Combinações para realização dos ensaios.

Eletrodo	Gás
ER70S-6	Ar + 5% O ₂
	Ar + 15% CO ₂
ER110S-G	Ar + 5% O ₂
	Ar + 15% CO ₂
ER120S-G	Ar + 5% O ₂
	Ar + 15% CO ₂

Fonte: Autor (2023).

Para avaliar todas as seis combinações possíveis de eletrodo e gás conforme Tabela 3, foram preparadas três réplicas para cada condição testada, sendo estas utilizadas nos ensaios microdureza e macrografia.

Com os corpos de prova soldados, a etapa seguinte foi realizar o corte das amostras, através de uma serra fita horizontal refrigerada. Para isso, o corte foi realizado de forma a apresentar segmentos de ambos os materiais e da região do metal de adição.

3.3 Caracterização metalúrgica

3.3.1 Análise Macroscópica

As amostras foram preparadas conforme a norma ASTM E 3, foram cortadas com serra fita horizontal refrigerada, após as amostras foram embutidas na embutidora Panambra modelo Tempopress 2 Struers, utilizando resina baquelite, posteriormente realizado o lixamento em uma série de lixas d'água com granulometrias de 80, 150, 220, 400, 600 e 1200. As amostras foram polidas na politriz Panambra modelo DP9 com solução de alumina com granulometria de 1 μm . Após realizado ataque ácido com reagente químico Nital 10%, por aproximadamente 15 segundos, para revelar a macroestrutura. O registro das imagens foi obtido em microscópio da Marca Zeiss modelo Scope A1, em seguida realizada a medição da ZTA através do software ImageJ.

3.3.2 Microscopia ótica

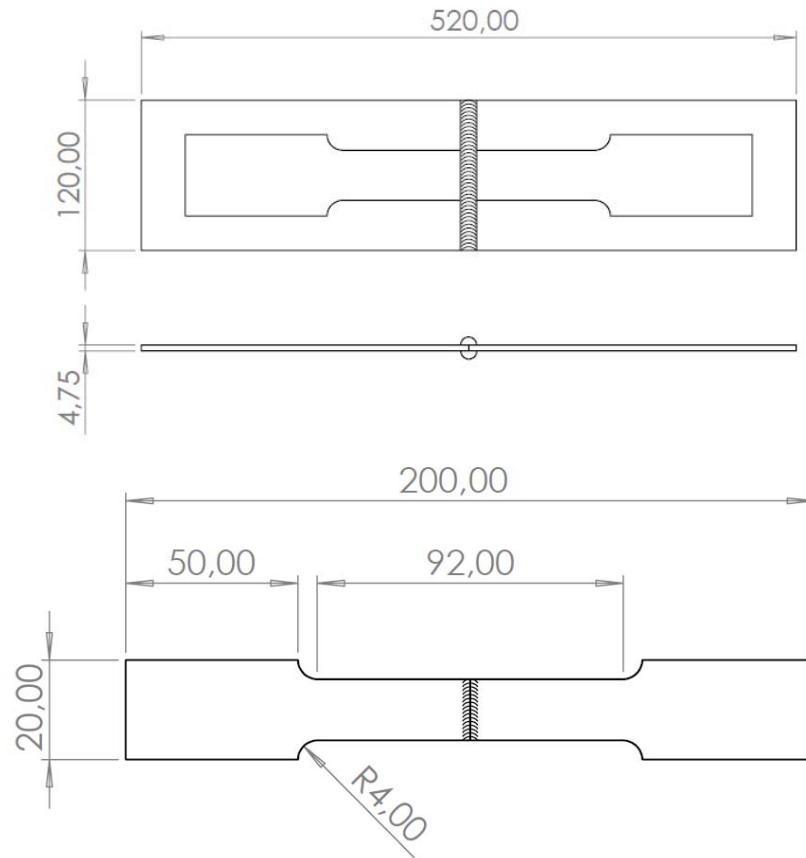
A caracterização microestrutural foi realizada seguindo as orientações descritas na norma ASTM E 3, com o corte das amostras soldadas na serra fita com refrigeração, e após foi realizado o embutimento das mesmas em resina baquelite na embutidora Panambra modelo Tempopress 2 Struers, seguido pelo lixamento sequencial utilizando lixas com granulometrias 80, 150, 220, 400, 600 e 1200. Posteriormente os corpos de prova foram polidos na politriz Panambra modelo DP9 com suspensão de alumina de granulometria 1 μm e atacados quimicamente com solução Nital na concentração de 3% com exposição de 7 segundos. O registro das imagens foi realizado em microscópio da Marca Zeiss modelo Scope A1.

3.4 Caracterização mecânica

3.4.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram executados seguindo as orientações da norma ASTM E8/E8M-22 (2022) para fabricação dos corpos de prova e execução do ensaio, sendo feitos na máquina de ensaios universais da marca Schenck, modelo UPM-200. Os corpos de prova foram soldados e em seguida usinados, tendo geometria conforme a Figura 6 mantendo o reforço da solda.

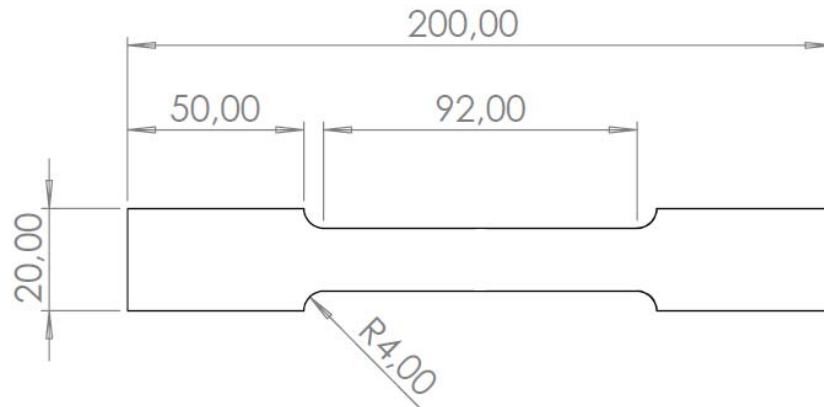
Figura 6 - Corpos de prova de tração soldado (Dimensão em milímetros).



Fonte: Autor (2023).

Para os testes com o material base foi utilizada a mesma geometria dos corpos de prova soldados, podendo ser vista na Figura 7.

Figura 7 - Corpos de prova de tração sem solda (Dimensão em milímetros).



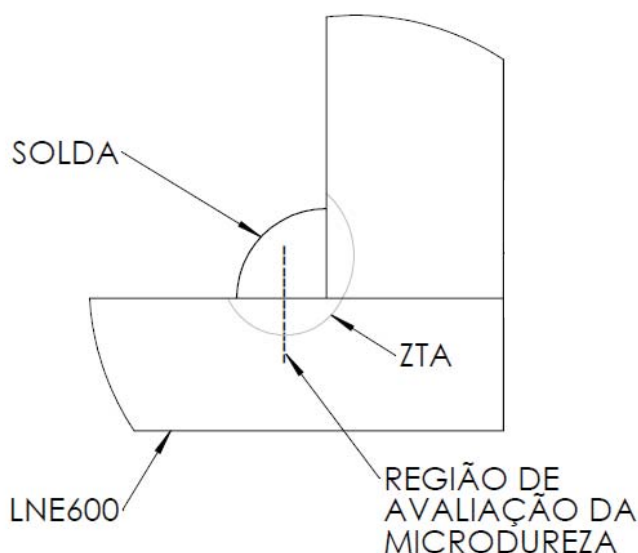
Fonte: Autor (2023).

Para este ensaio foram preparadas três réplicas para cada condição testada, buscando determinar qual apresentaria uma maior resistência à tração após a soldagem.

3.4.2 Ensaio de microdurezas Vickers

A avaliação dos ensaios de microdureza foi utilizada a escala Vickers, sendo realizada com o microdurômetro Shimadzu, Modelo HMV-G20ST, a carga utilizada foi de 0,2 kgf com distância entre indentações de 0,2 mm. Os ensaios foram realizados partindo do centro do metal de adição, varrendo por toda a ZTA e passando por cinco pontos do metal base, a Figura 8 demonstra o esquema para as regiões analisadas com o ensaio.

Figura 8 - Desenho esquemático das regiões analisadas nos ensaios de microdureza.



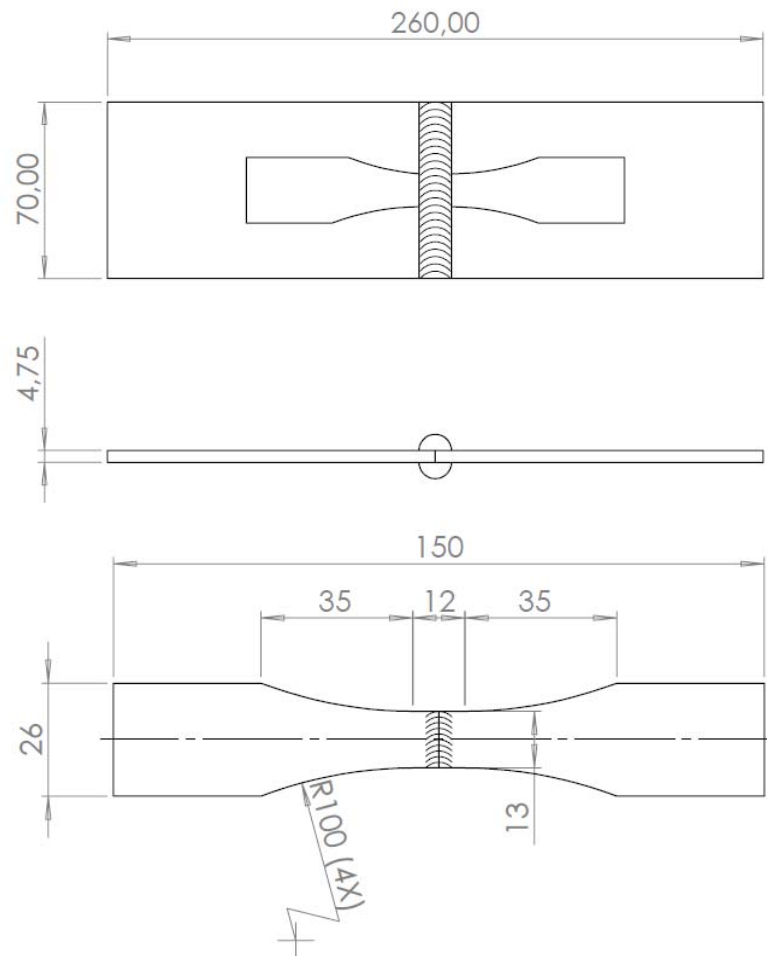
Fonte: Autor (2023).

Neste ensaio foram confeccionadas três réplicas para cada condição, buscando avaliar qual combinação de eletrodo e gás apresentou a menor redução de dureza na ZTA grão grosseiro comparado com o metal base, ZTA grão refinado e metal de adição.

3.4.3 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados comparando as condições de soldagem testadas, seguindo as instruções da norma ASTM 466 – 21, utilizando as cargas de ensaio de 50% e 60% com a tensão utilizada fixada em 620 MPa, sendo esta carga sendo utilizada para a baixa ciclagem dos corpos de prova. Foram mantidos os reforços da solda, buscando uma condição de aplicação prática que se encontra na produção de implementos agrícolas. Os corpos de prova passaram por lixamento de suas laterais, sendo utilizados nesta etapa lixas 80 até a granulometria de 150 para eliminar rebarbas e diminuir o fator concentrador de tensão. Os ensaios foram executados na máquina Shimadzu modelo Servopulser EHF - EV101 tendo aplicação de cargas no sentido axial com uma frequência de 15 Hz e razão de carga de 10% ($R = F_{\text{mínima}}/F_{\text{máxima}} = 0,1$). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade de Passo Fundo (UPF). A geometria do corpo de prova pode ser visualizada na Figura 9.

Figura 9 - Corpo de prova soldado de fadiga (Dimensão em milímetros).



Fonte: Autor (2023).

3.4.4 Análise fractográfica dos ensaios de fadiga

Análise da superfície de fratura após os ensaios de fadiga foram realizadas em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da Marca Tescan, modelo Vega 3 LM. Foram selecionados corpos de prova que apresentaram algum tipo de defeitos na análise macrográfica da fratura.

3.5 Análises estatísticas

Nesta etapa foram avaliados os resultados dos testes mecânicos anteriores. No ensaio de dureza analisou-se por meio do teste Tukey, a variação dos perfis de dureza do material base, ZTA e metal de solda, buscando diferenças estatísticas de dureza na amostra analisada e ainda comparado com as demais. Para os ensaios de tração foram calculadas as médias e os desvios padrão da tensão de escoamento e da tensão máxima e comparadas entres todos os testes realizados. Nos ensaios de fadiga realizou-se análise estatística por meio do teste Tukey, utilizando o número de ciclos resultante das condições.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo estão apresentados os resultados desenvolvidos na dissertação.

4.1 Corpos de prova

Na etapa inicial foram preparados os corpos de prova, com a geometria do implemento onde se apresentavam problemas relacionados a soldagem. Este seguimento foi escolhido devido as cargas sofridas, a geometria e soldagem realizada, sendo considerado um ponto crítico. Na Figura 10 pode-se observar um corpo de prova que foi utilizado nos ensaios macrográficos, micrográficos e de dureza.

Figura 10 - Corpo de prova seguindo a geometria do implemento.



Fonte: Autor (2023).

Visualmente não foi possível identificar significativa diferença entre respingos na utilização dos gases avaliados e eletrodos testados.

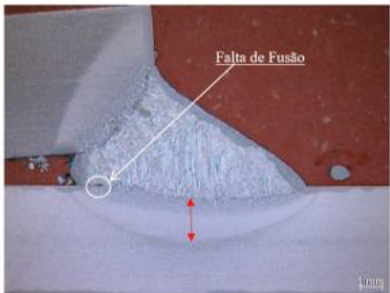
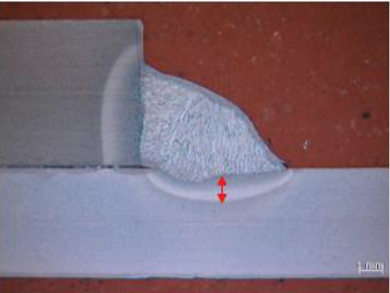
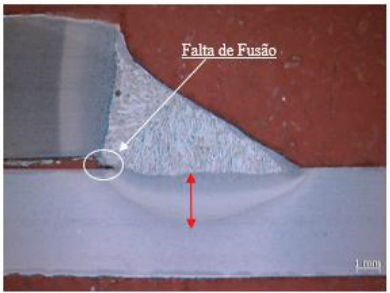
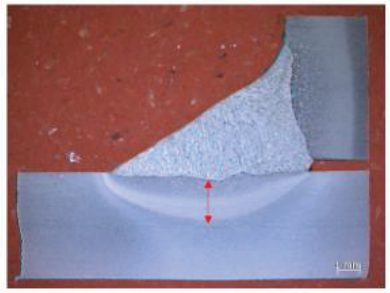
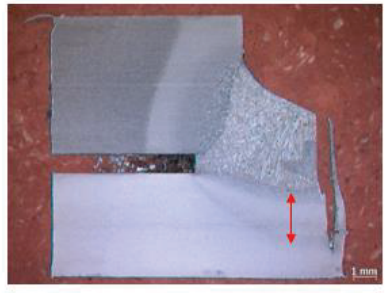
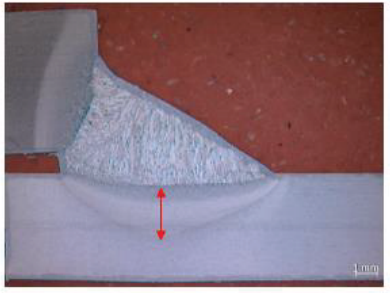
4.2 Caracterização metalúrgica

Nesta etapa foram analisados os corpos de prova utilizados nos ensaios macrográficos e de micrografia.

4.2.1 Análise macroestrutural

No Quadro 1 é possível observar as imagens dos ensaios macrográficos, com a respectiva identificação do gás utilizado na preparação das amostras com eletrodo ER70S-6, bem como o tamanho da ZTA, em mm, para cada condição analisada e identificado pela seta vermelha na imagem macrográfica.

Quadro 1 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao eletrodo ER70S-6 e variações de gases avaliados.

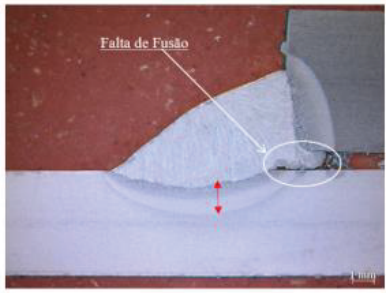
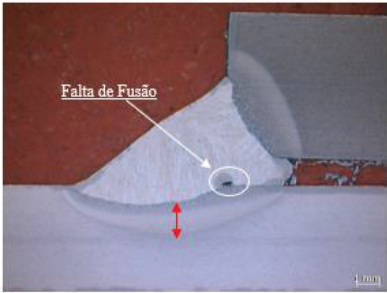
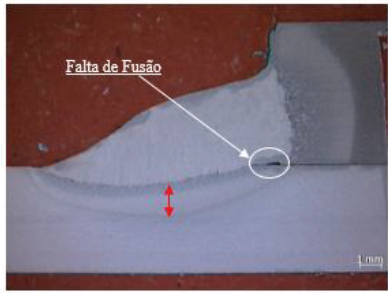
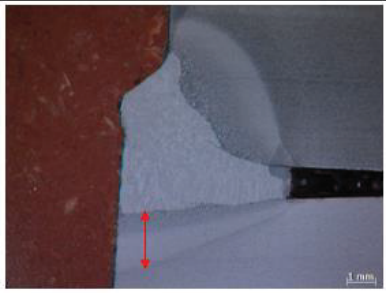
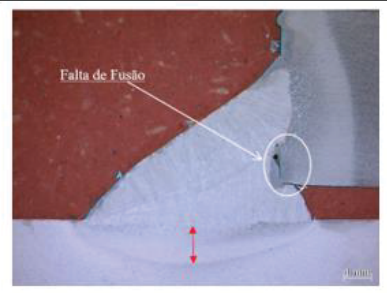
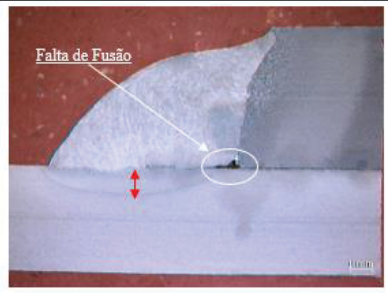
	ER70S-6 – (A)	ER70S-6 – (B)	ER70S-6 – (C)
Ar + 15% CO ₂			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 2,12 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,44 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 2,23 mm
	ER70S-6 – (A)	ER70S-6 – (B)	ER70S-6 – (C)
Ar + 5% O ₂			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,80 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,74 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,91 mm

Fonte: Autor (2023).

Observando as figuras contidas no Quadro 1, pode-se identificar que a combinação do eletrodo ER70S-6 com Ar + 5% O₂ apresentou menor ZTA, obtendo uma média de 1,82 mm, enquanto para o gás Ar + 15% CO₂ apresentou uma média de 1,93 mm.

No Quadro 2 é possível visualizar as imagens referentes às amostras do eletrodo ER110S-G, bem como o tamanho da ZTA, em mm, para cada condição.

Quadro 2 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao eletrodo ER110S-G e variações de gases avaliados.

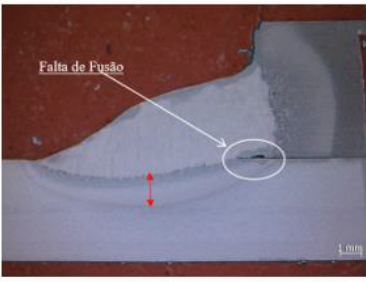
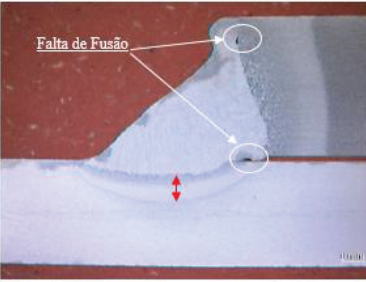
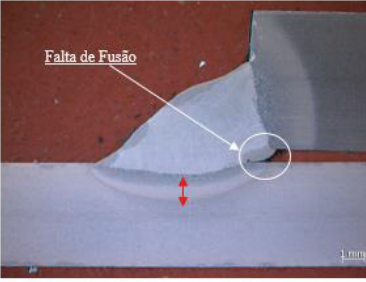
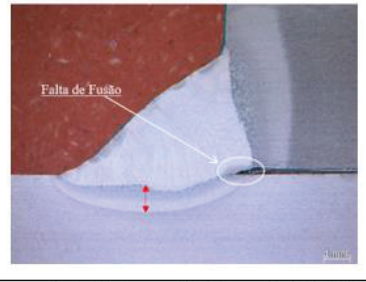
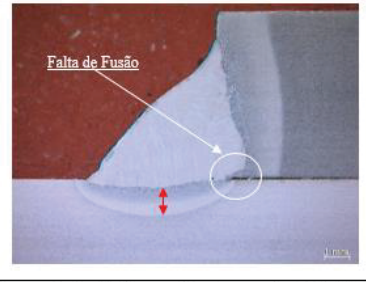

	ER110S-G – (A)	ER110S-G – (B)	ER110S-G – (C)
Ar + 15% CO ₂			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,33 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,48 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 2,32 mm
Ar + 5% O ₂			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,43 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,32 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,29 mm

Fonte: Autor (2023).

Com as informações contidas no Quadro 2, identifica-se que a combinação do eletrodo ER110S-G com Ar + 5% O₂ apresentou menor ZTA, tendo um tamanho médio de 1,35 mm e que as soldagens com o gás Ar + 15% CO₂ apresentaram uma média de 1,71 mm.

Estão presentes no Quadro 3 as imagens referentes ao eletrodo ER120S-G para ambas as soldagens realizadas.

Quadro 3 - Imagens macrográficas das amostras referentes ao Eletrodo ER120S-G e variações de gases avaliados.

Ar + 15% CO ₂	ER120S-G – (A)	ER120S-G – (B)	ER120S-G – (C)
			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,42 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,33 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,37 mm
Ar + 5% O ₂	ER120S-G – (A)	ER120S-G – (B)	ER120S-G – (C)
			
	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 0,90 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,10 mm	Tamanho da ZTA na região do material LNE 600: 1,34 mm

Fonte: Autor (2023).

O eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂ apresentou uma menor ZTA com média de 1,11 mm quando comparado com gás Ar + 15% CO₂, o qual teve dimensão média de 1,37 mm. O maior tamanho de ZTA com a utilização de CO₂ com Argônio pode ter ocorrido, de acordo com Scotti e Ponomarev (2008), devido à alta capacidade de troca de calor de CO₂, uma vez que sua energia liberada na recombinação pode transferir maior calor para o metal base. Na Tabela 4 é possível verificar as médias das ZTA em cada condição avaliada.

Tabela 4 - Dimensões médias da ZTA (mm).

Dimensões médias da ZTA (mm)		
Eletrodo	Gás	Dimensão Média (mm)
ER70S-6	Ar + 15% CO ₂	1,93 ± 0,43
	Ar + 5% O ₂	1,82 ± 0,09
ER110S-G	Ar + 15% CO ₂	1,71 ± 0,53
	Ar + 5% O ₂	1,35 ± 0,07
ER120S-G	Ar + 15% CO ₂	1,37 ± 0,05
	Ar + 5% O ₂	1,11 ± 0,22

Fonte: Autor (2023).

Como comentado anteriormente, as soldagens realizadas com o gás Ar + 5% O₂ apresentam uma ZTA menor para o aço LNE600. Como estudado por Li *et al.*, (2018), a utilização de diferentes teores de Ar e CO₂ apresentam um aumento da energia de soldagem sendo diretamente proporcional a quantidade de CO₂ utilizado. Ainda sendo possível observar nas imagens uma disparidade nas pernas dos cordões, acarretando tensões diferentes ao longo do cordão de solda.

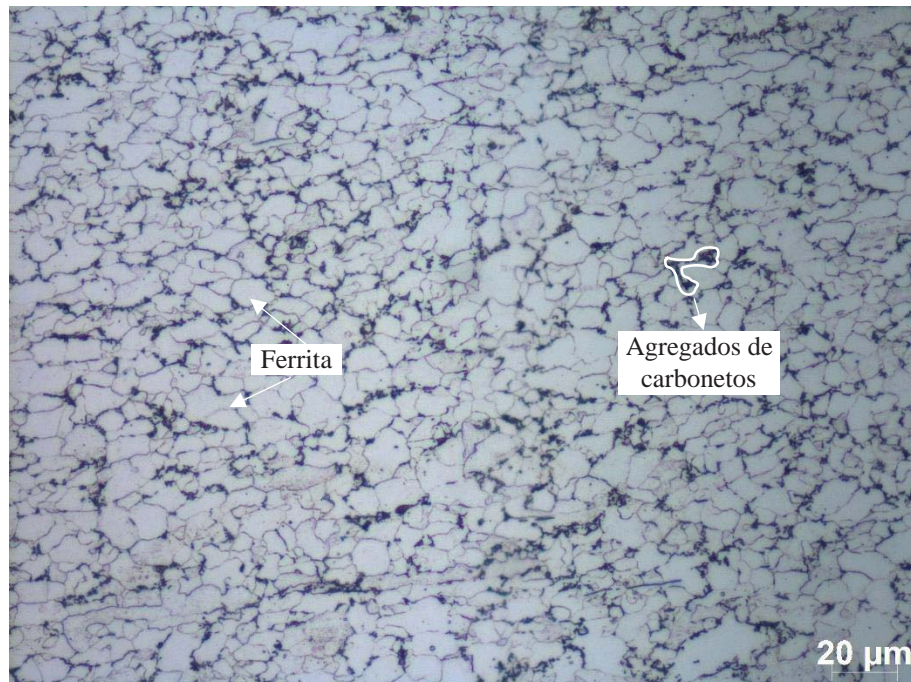
4.2.2 Análise microestrutural

Nesta etapa, foram realizadas as análises micrográficas do material base e dos metais de adição testados, buscando entender as transformações ocorridas na ZTA e na solidificação dos metais de adição.

4.2.2.1 Microestrutura do material base

A microestrutura do metal base LNE 600 é apresentada na Figura 11 com ampliação de 500x no microscópio ótico, apresentando uma microestrutura composta em sua maioria por uma estrutura de ferrita e agregados de carboneto, tendo um tamanho de grão reduzido devido ao processo de fabricação.

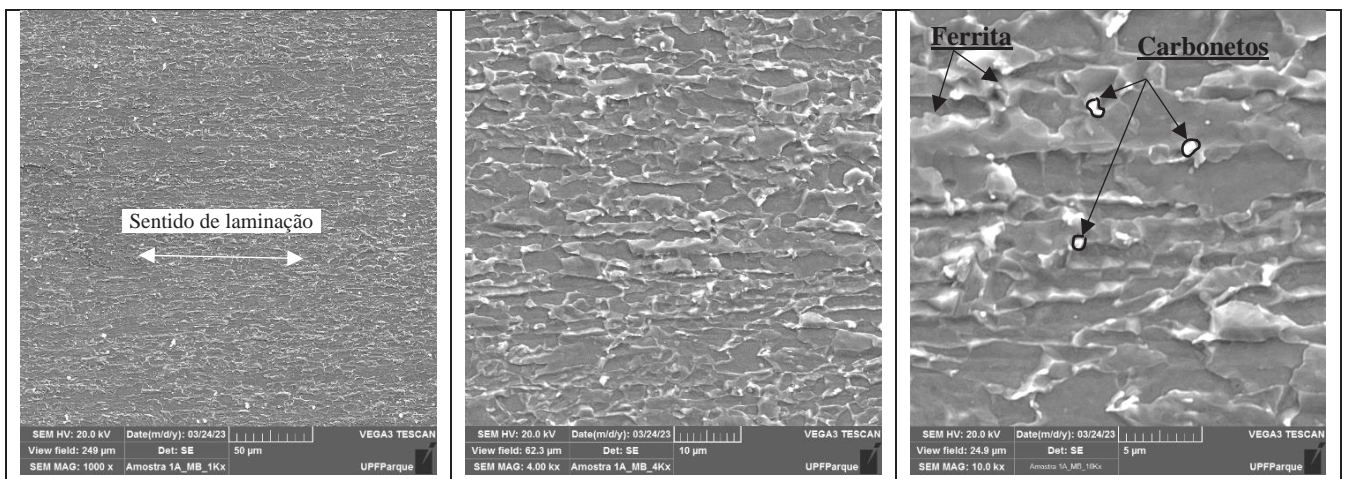
Figura 11 - Metal base LNE 600 com ampliação de 500x composto por ferrita e agregados de carbonetos.



Fonte: Autor (2023).

O Quadro 4 exibe a microestrutura do material base LNE600 no MEV, sendo possível verificar os carbonetos presentes entre a matriz ferrítica.

Quadro 4 - Imagens material base MEV.



Fonte: Autor (2023).

4.2.2.2 Composição Química do Material Base e dos Metais de Adição

Os resultados da análise química do material base recebido foram comparados aos valores informados pelo fornecedor Arcelormittal, as amostras soldadas foram usinadas na região da solda e posteriormente limpas com acetona e realizado os ensaios. A Tabela 5 apresenta a média de três medições da composição química realizadas no Espectrômetro Oxford Instruments Foundry-Master Xline em percentual de massa do LNE600 recebido, comparadas com os teores de elementos químicos do material indicado pela fabricante.

Tabela 5 - Composição química em percentual do aço LNE600.

Composição química do aço LNE 600													
Material	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Al	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%W	%N	%V
Arcelormittal	0,07	0,094	1,25	0,0046	0,017	0,031	0,06	0,024	0,003	0,008	0,05	0,0038	0,003
Recebido	0,077	0,183	1,20	0,0069	0,0167	0,0363	0,002	0,0188	0,003	0,0133	0,015	-	0,003

Fonte: Autor (2023).

Tabela 6 é apresentada a média de três medições da composição química de todos os metais de adição testados após a realização da soldagem e comparados com as composições fornecidas pelo fabricante ESAB.

Tabela 6 - Composição química em percentual dos metais de adição após a soldagem

Composição química dos metais de adição após a soldagem													
Metais de adição	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Al	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%W	%N	%V
ER70S-6 (ESAB)	0,10	0,90	1,50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Condição soldada ER70S-6	0,072	0,53	1,23	0,01	0,01	0,10	0,01	0,02	0,00	0,02	0,02	-	0,01
ER110S-G (ESAB)	0,06	0,60	1,60	0,01	0,01	-	1,40	0,30	0,25	0,07	-	0,25	0,07
Condição soldada ER110S-G	0,08	0,34	1,38	0,01	0,01	0,01	0,70	0,17	0,14	0,02	0,02	-	0,04
ER120S-G (ESAB)	0,08	0,80	1,75	-	-	-	2,22	0,41	0,53	-	-	-	-
Condição soldada ER120S-G	0,09	0,48	1,46	0,48	0,01	0,01	1,14	0,20	0,32	0,04	0,02	-	0,00

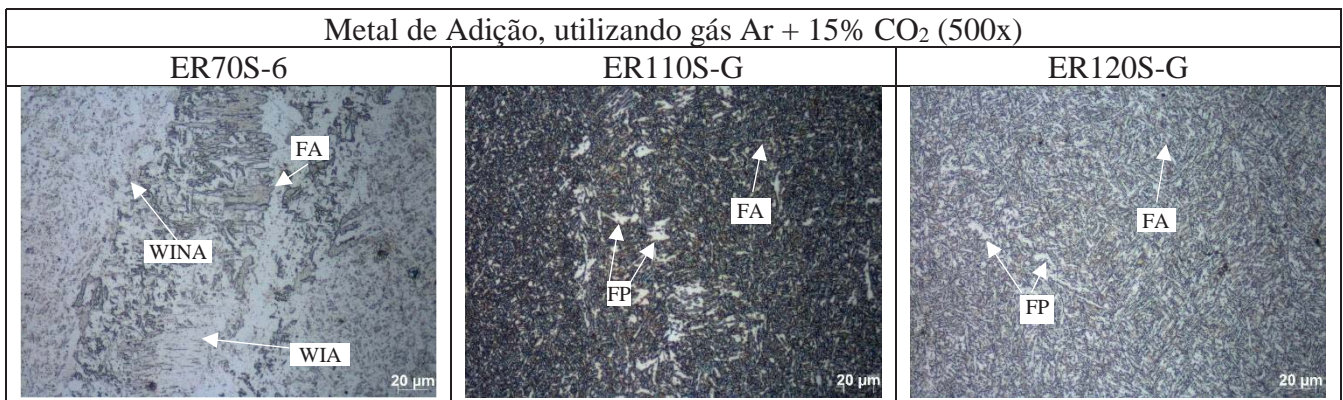
Fonte: Autor (2023).

Os metais de adição, apresentaram consonância com as ligas que constituem o material, podendo apresentar diferenças devido a alguma contaminação residual ocorrida durante o processo de soldagem.

4.2.2.3 Microestrutura do material depositado e ZTA

Nesta etapa analisou-se a microestrutura formada nas regiões do metal de solda e ZTA, sendo indicado os microconstituintes encontrados nas amostras, estes identificados pela morfologia e comparados com a literatura com os estudos de Thewlis (2004), Lee *et al.*, (2019), Hariprasath *et al.*, (2022) e Hariprasath *et al.*, (2023). No Quadro 5 são apresentadas as micrografias referentes à utilização do gás de proteção Ar + 15% CO₂ na região do metal de adição com ampliação de 500x.

Quadro 5. Registros micrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 15% CO₂ com ampliação de 500x, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten não alinhada (WINA), Ferrita Widmanstätten alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP).

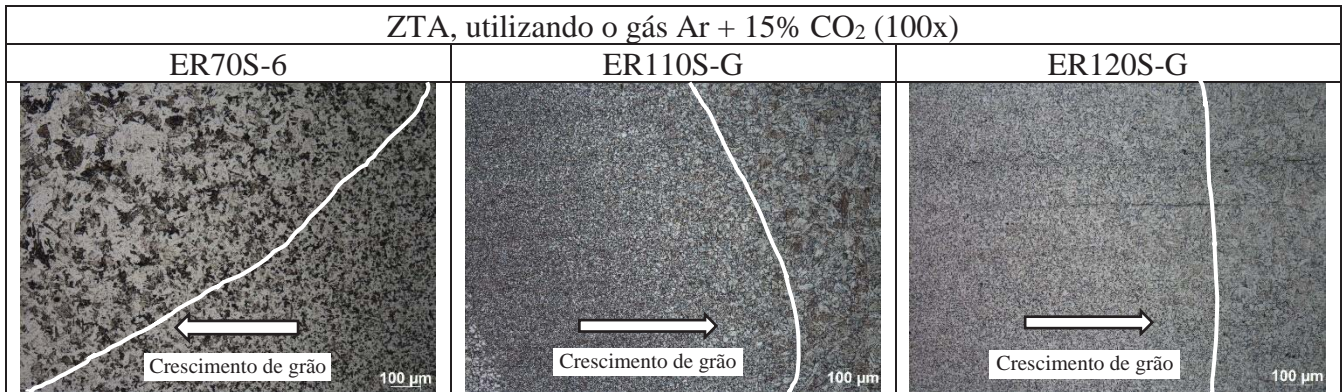


Fonte: O Autor (2023).

Nos registros micrográficos apresentados no Quadro 5, verifica-se que para a região do metal de adição o eletrodo ER70S-6 apresentou uma estrutura menos refinada contendo, ferrita Widmanstätten alinhada e não alinhada e partes com ferrita acicular. O eletrodo ER110S-G apresentou formação de ferrita poligonal e regiões com ferrita acicular, destacando que para o eletrodo ER120S-G houve uma maior presença de ferrita acicular quando comparado com os demais e formação esparsa de ferrita poligonal, gerando uma maior dureza na região.

O Quadro 6 apresenta a ZTA do grão grosseiro para mais refinado com ampliação de 100x, utilizando o gás Ar + 15% CO₂.

Quadro 6. Registros micrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 15% CO₂ para região da zona termicamente afetada, transformação do grão grosseiro para grão refinado, ampliação de 100x.

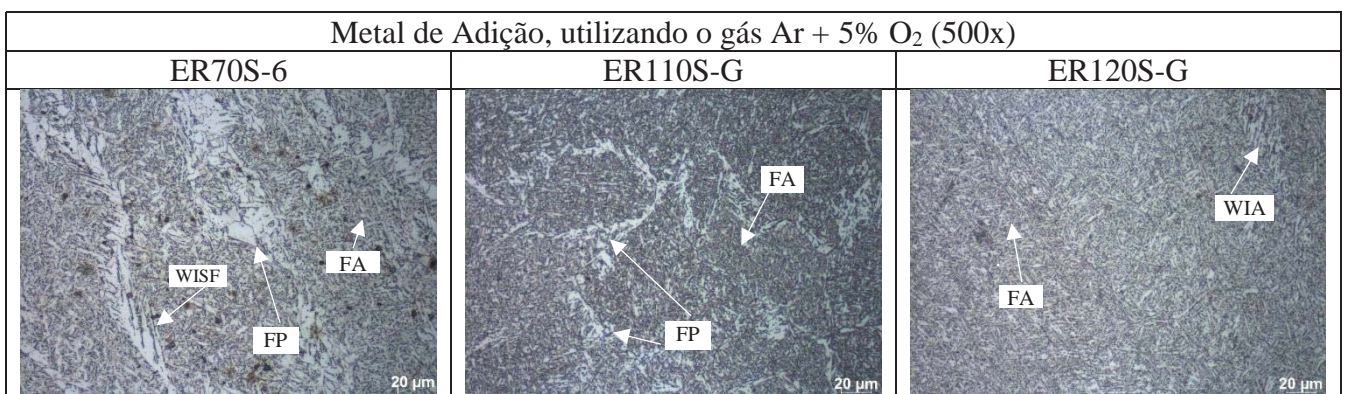


Fonte: O Autor (2023).

A região da zona termicamente afetada para o eletrodo ER70S-6 apresentou uma microestrutura mais grosseira seguido pelo ER110S-G e o ER120S-G apresentou a microestrutura mais refinada quando comparado aos demais. Em todos os casos a microestrutura da ZTA apresenta um refino microestrutural derivado dos elementos de liga presente nos eletrodos ER110S-G e o ER120S-G sofrida pelo material após o resfriamento da soldagem. Nos estudos de Haupt *et al.*, (2022), sobre a avaliação geométrica e microestrutural de soldas em aços de alta resistência aplicados na indústria agrícola, demonstraram o mesmo comportamento de refino e tamanho da ZTA.

No Quadro 7 são representados os registros macrográficos referentes à utilização do gás de proteção Ar + 5% O₂.

Quadro 7. Registros macrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 5% O₂ no metal de adição com ampliação de 500x, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Widmanstätten alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP).

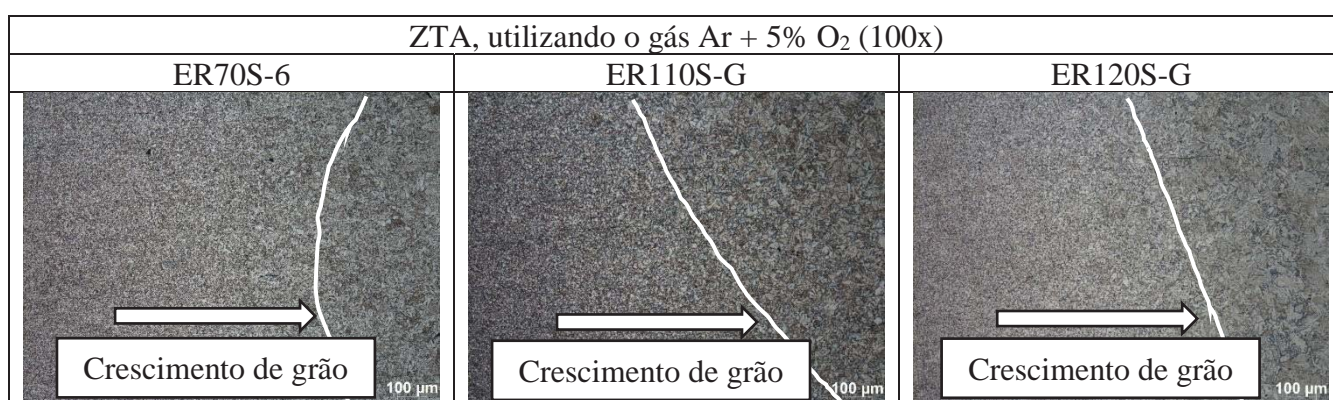


Fonte: O Autor (2023).

As imagens contidas no Quadro 7 permitem identificar que o uso do gás Ar + 5% O₂ apresentou formações de ferrita poligonal, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten para o eletrodo ER70S-6. O eletrodo ER110S-G teve uma formação mais incidente de ferrita poligonal e ferrita acicular, podendo destacar que no eletrodo ER120S-G, na região da imagem, apresentou como fase principal ferrita acicular e partes com ferrita de Widmanstätten.

O Quadro 8 mostra a ZTA grão grosseiro e a mudança do tamanho do grão com uma ampliação de 100x, utilizando o gás Ar + 5% O₂.

Quadro 8. Registros macrográficos das amostras com a utilização do gás Ar + 5% O₂ no metal de adição, com ampliação de 100x.



Fonte: O Autor (2023).

Observando o Quadro 8 verifica-se que o refino de grãos na ZTA se dá a medida em que se afasta da região do aporte térmico, quando comparados as imagens obtidas entre os dois gases é possível verificar que nas soldagens onde se utiliza o gás O₂ se teve uma menor extensão da região de crescimento de grão, indo de encontro com os resultados obtidos das medições das macrografias, indicando menor aquecimento e modificações nesta área.

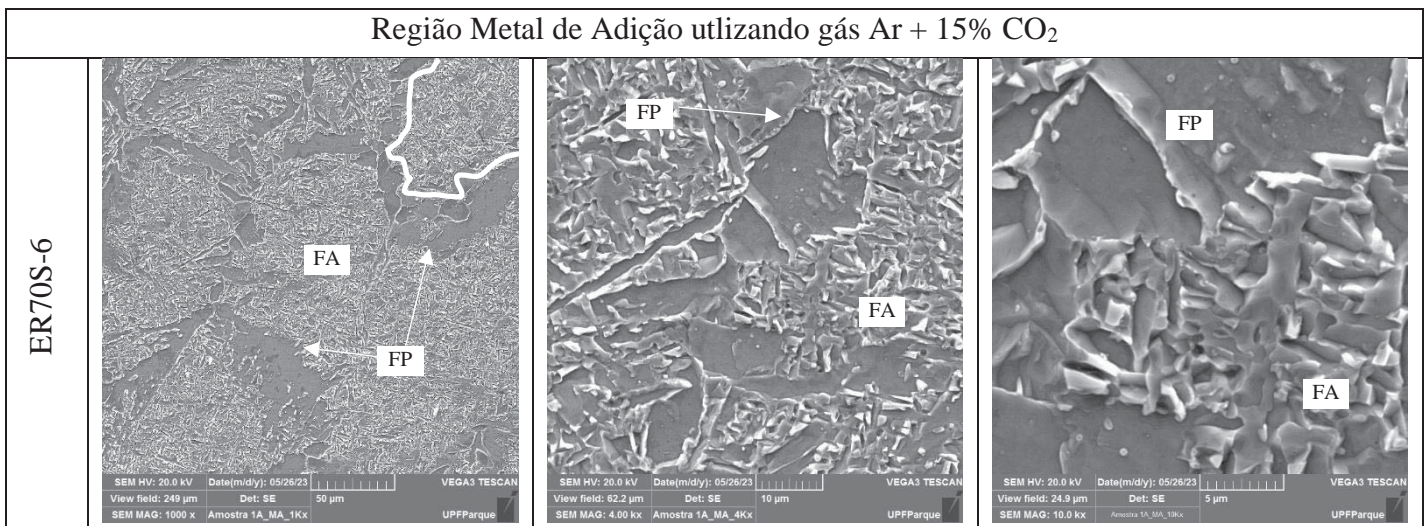
Tanto nas soldagens realizada com o gás O₂ quanto com CO₂ as micrografias apresentaram semelhança nos microconstituintes. Para o eletrodo ER70S-6 tanto soldado com O₂ e CO₂ apresentaram formações de ferrita poligonal, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten (de segunda fase; não alinhada e alinhada). No estudo de Shi, Wang e Ko (2022) e Ribeiro *et al.*, (2021), traz que as falhas mais frequentes na soldagem são produzidas pela entrada excessiva de calor, ocasionando a produção de fases secundárias como a ferrita de Widmanstätten na junta soldada, afetando a plasticidade da junta, resultando em baixa tenacidade, bem como a decarbonetação e amolecimento das zonas afetadas pelo calor.

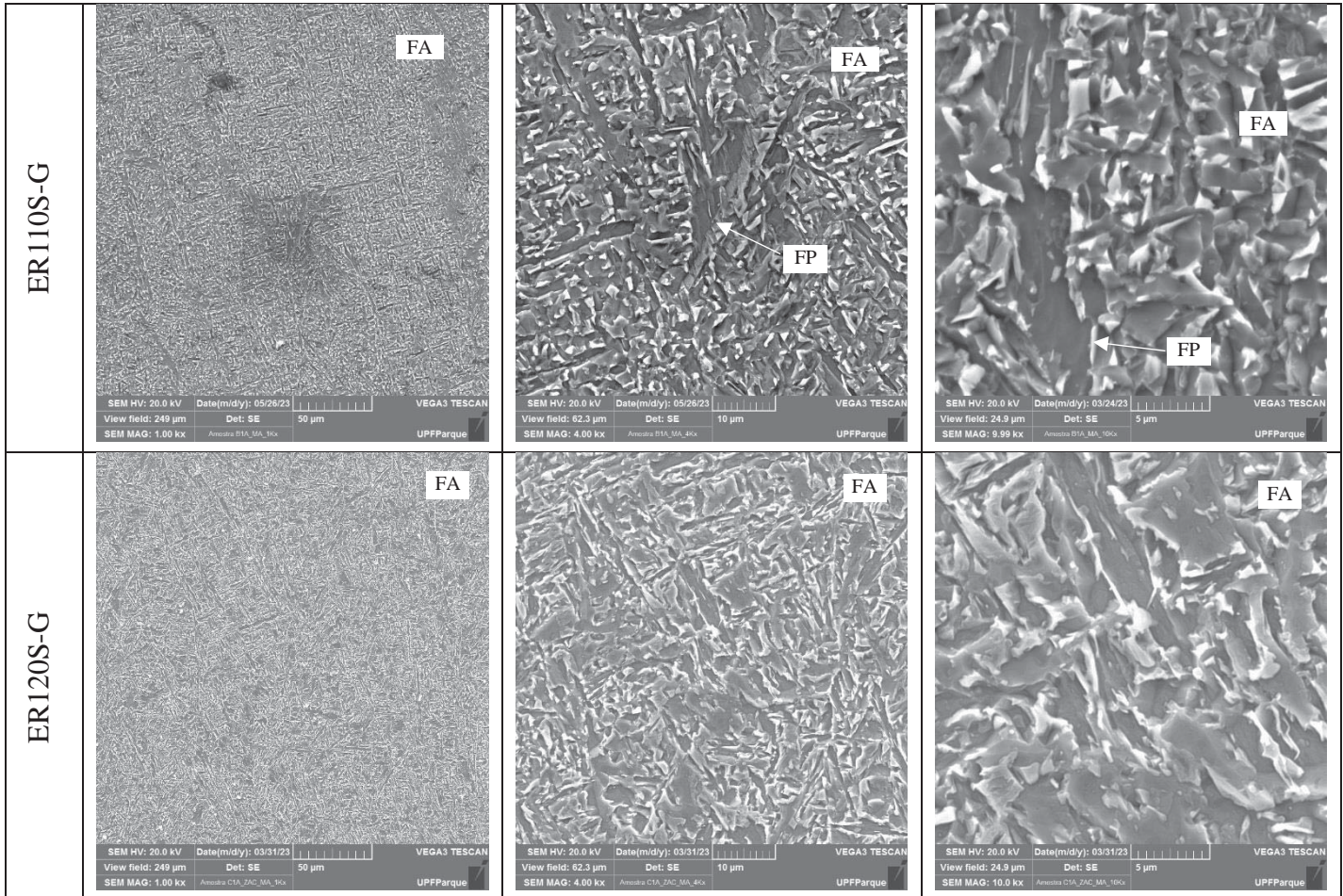
No eletrodo ER110S-G também soldado com ambos os gases, os microconstituintes encontrados foram ferrita poligonal e regiões com de ferrita acicular. Para o eletrodo ER120S-G houve uma maior presença de ferrita acicular quando comparado com os demais e formação esparsa de ferrita poligonal, sendo a ferrita acicular benéfica para a junta. Como traz os estudos de Lee *et al.*, (2019) e Ribeiro *et al.*, (2021), onde a ferrita acicular consiste em uma ferrita muito fina e em forma de agulha e sua orientação diferencia das ripas vizinhas. A característica da ferrita acicular é amplamente reconhecida por sua excelente combinação de resistência e tenacidade, graças à sua alta densidade de deslocamentos internos e limites de alto ângulo, que apresentam alta resistência à propagação de trincas de clivagem.

4.2.2.4 Microestrutura do material depositado e ZTA Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Neste capítulo são apresentadas as imagens obtidas da região do metal adição, região de crescimento e refino de grão, bem como os microconstituintes observados. No Quadro 9 são apresentados as micrográfiyas realizadas no MEV para a região do metal de adição com os três eletrodos testados, utilizando o gás Ar + 15% CO₂ e destacando as morfologias encontradas em cada soldagem realizada.

Quadro 9 - Micrográfiyas MEV região dos metais de adição utilizando gás Ar + 15% CO₂, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Poligonal (FP).

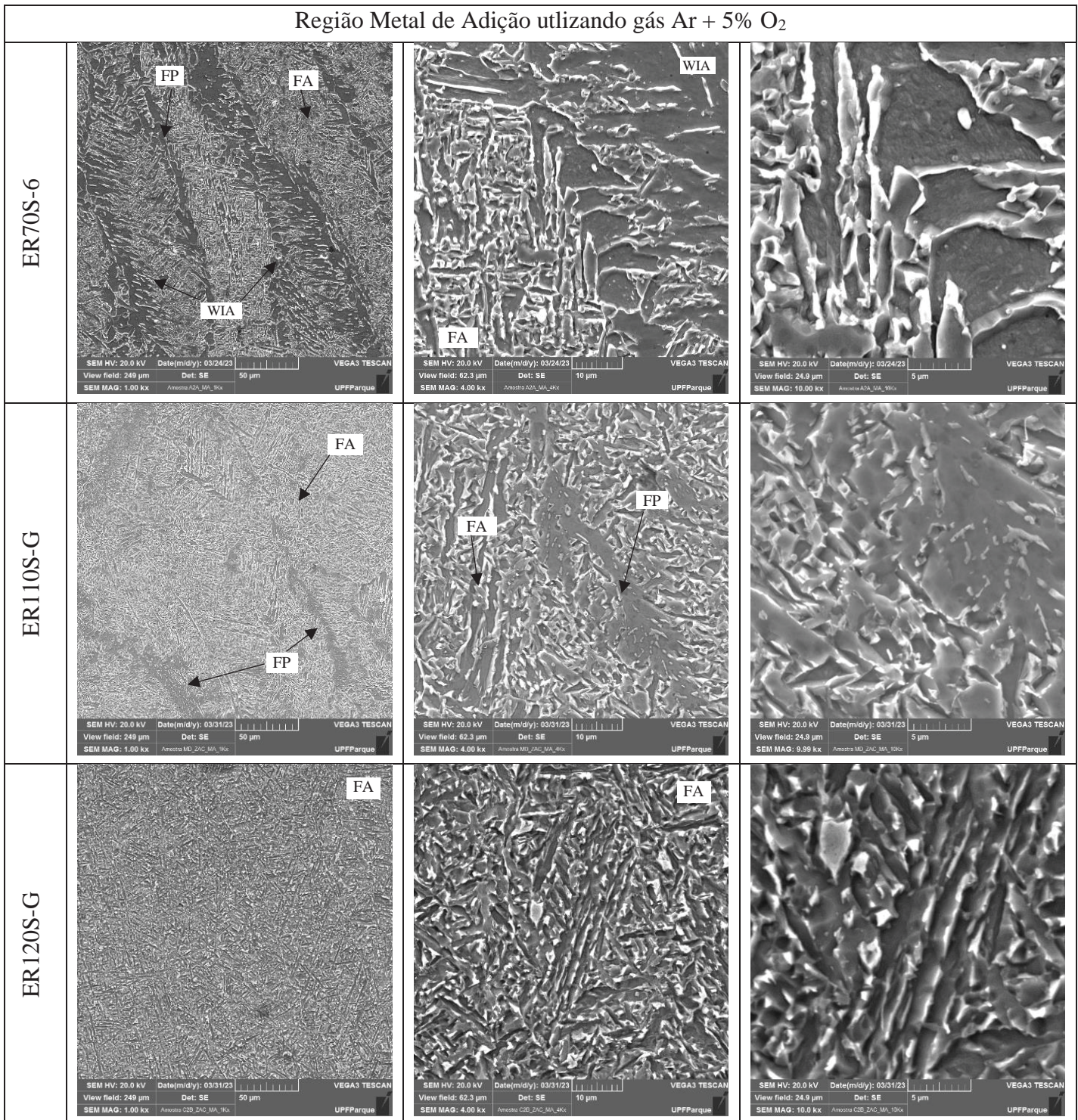




Fonte: O Autor (2023).

O Quadro 10 exibe as imagens micrográficas das regiões dos metais de adição testados, sendo estes soldados com o gás Ar + 5% O₂.

Quadro 10 - Micrográfias MEV região dos metais de adição utilizando gás Ar + 5% O₂, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstæen alinhada (WIA), Ferrita Poligonal (FP).



Fonte: O Autor (2023).

Da mesma forma como no capítulo anterior o eletrodo ER70S-6 apresentou a maior diversificação de microconstituintes como ferrita acicular, ferrita Widmanstæen alinhada e

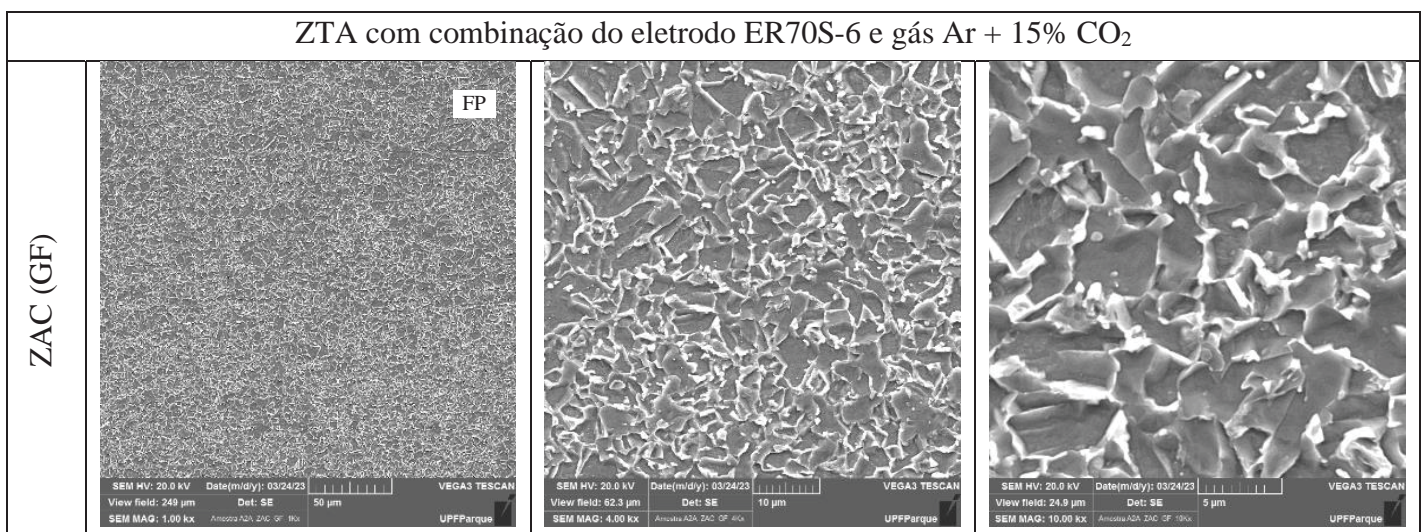
ferrita poligonal. Para os eletrodos ER110S-G e ER120S-G os microconstituintes observados foram, ferrita poligonal e em maior proporção ferrita acicular (forma de agulha).

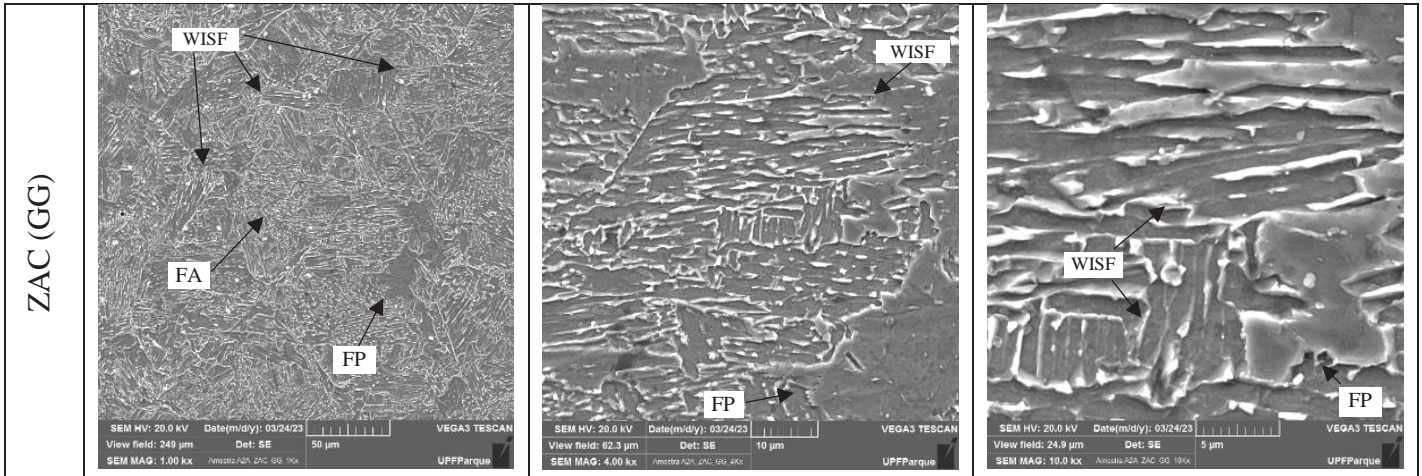
A composição química do material e a taxa de resfriamento a que o metal de solda é submetida exercem uma influência direta na microestrutura resultante. De acordo com Ribeiro *et al.*, (2021), as diferentes taxas de resfriamento são resultado da energia aplicada à junta. Como resultado, não se observa a formação de perlita no metal de solda, devido ao resfriamento rápido que impede a difusão lenta da austenita. No entanto, são encontradas formações de ferrita nos contornos de grão (poligonal e de Widmanstätten) e no interior do grão austenítico, ocorrendo uma formação de ferrita acicular. A presença dessas microestruturas tem um impacto positivo nas propriedades mecânicas do material. A ferrita de contorno de grão influencia positivamente a tenacidade do material, enquanto a ferrita acicular tende a aumentar sua resistência mecânica (RIBEIRO *et al.*, 2021). Nos estudos de Ngoula *et al.*, (2017) e Hariprasath *et al.*, (2023) concluíram que as morfologias de ferrita acicular podem melhorar a resistência à fadiga por trinca, uma vez que proporcionam propriedades de resistência e tenacidade aprimoradas em juntas soldadas. Isso ocorre porque o calor dissipado a partir do centro da solda prejudica o revenimento dos grãos na região subcrítica.

Nos quadros a seguir são apresentadas as imagens de MEV da ZTA para todas as combinações estudadas, sendo indicado os microconstituintes observados.

No Quadro 11 é possível observar a zona termicamente afeta da combinação do eletrodo ER70S-6 com o gás Ar + 15% CO₂ e as microestruturas presentes.

Quadro 11 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER70S-6 e gás Ar + 15% CO₂, Ferrita Acicular (FA), Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).

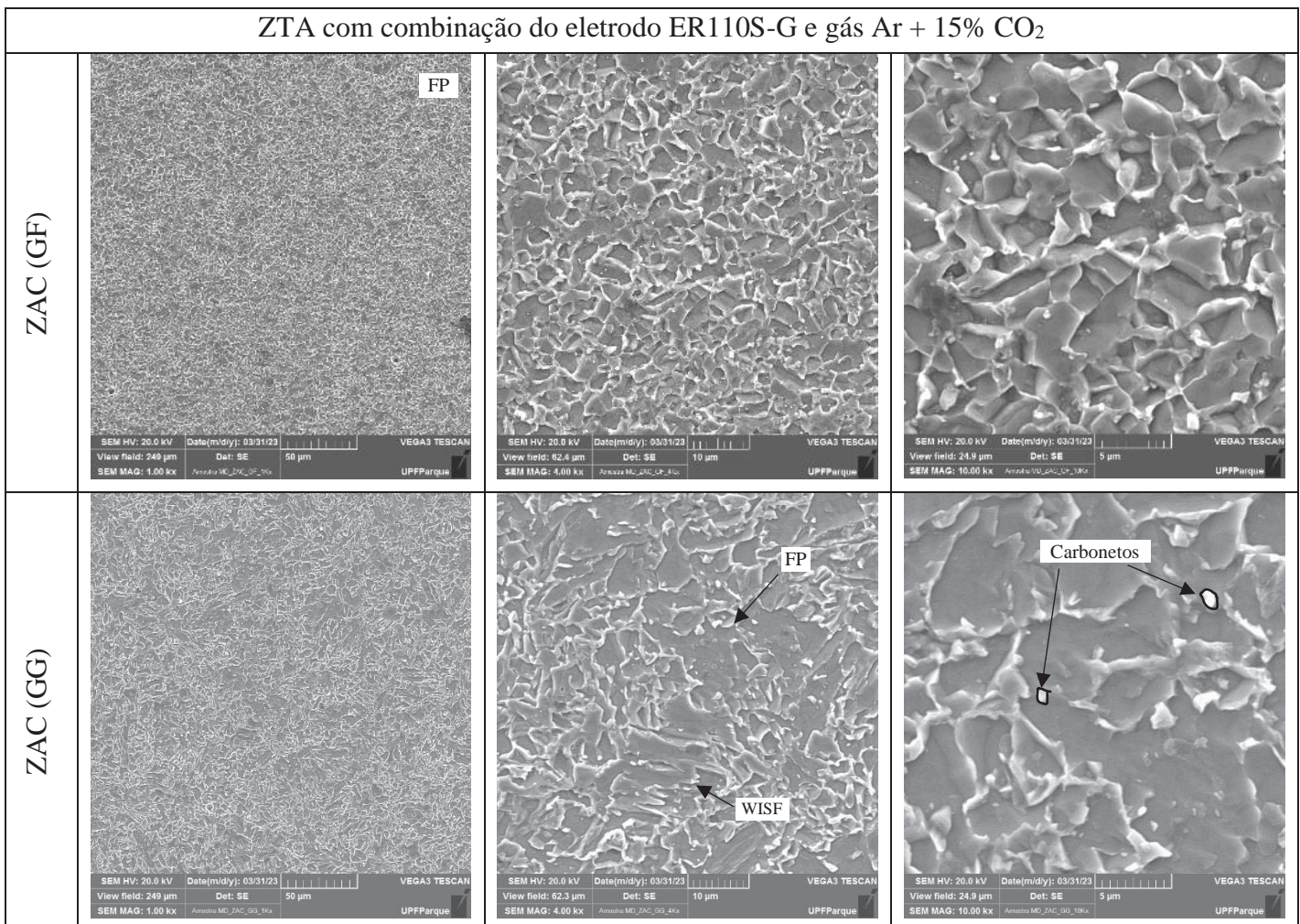




Fonte: O Autor (2023).

Nas imagens do Quadro 12 apresentam a ZTA, grão fino (GF) e grão refinado (GG) do eletrodo ER110S-G e gás Ar + 15% CO₂.

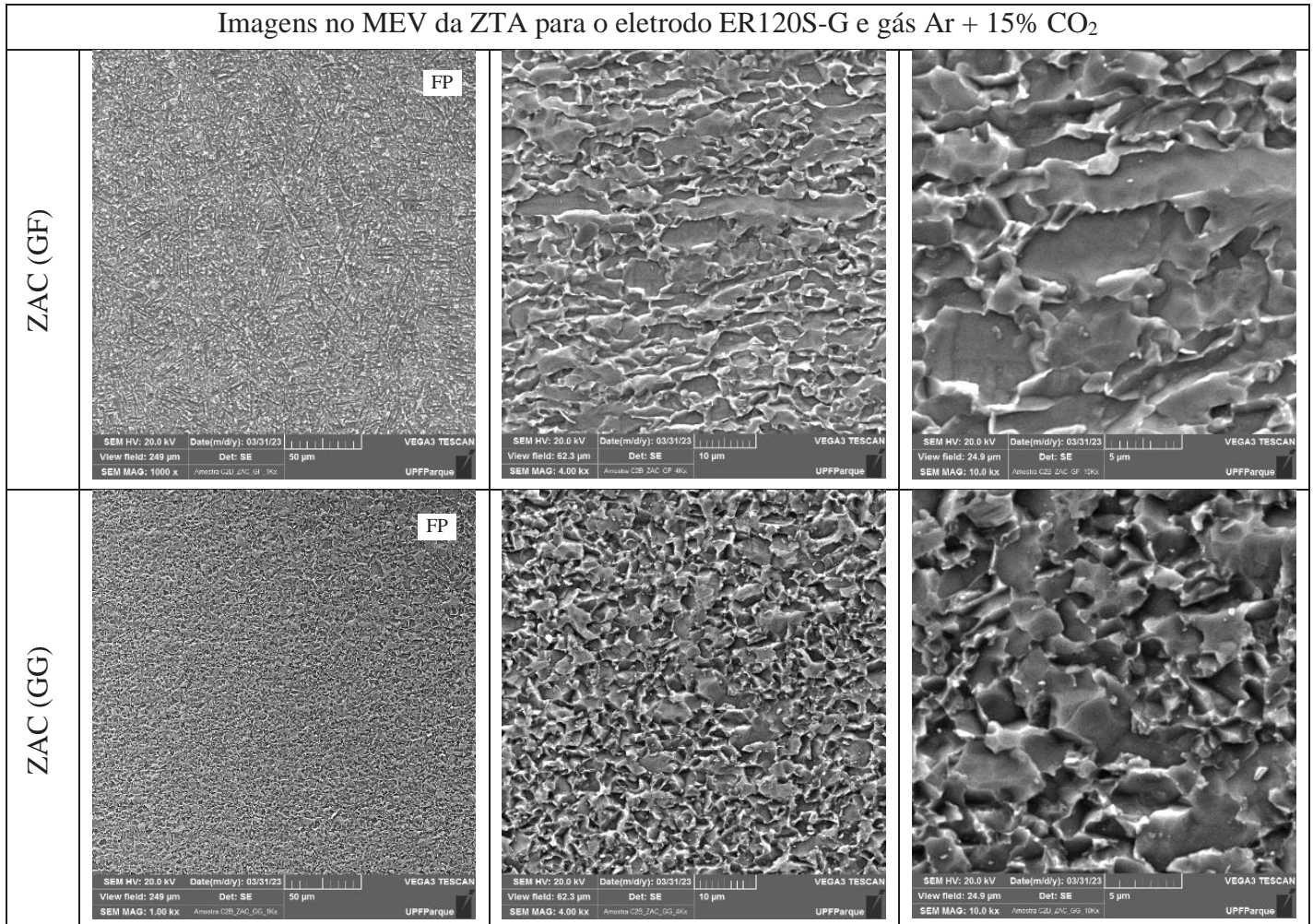
Quadro 12 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER110S-G e gás Ar + 15% CO₂, Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).



Fonte: O Autor (2023).

No Quadro 13, é apresentada a zona termicamente afetada resultante da combinação do eletrodo ER120S-G com a mistura de gás Ar + 15% CO₂, juntamente com as microestruturas presentes.

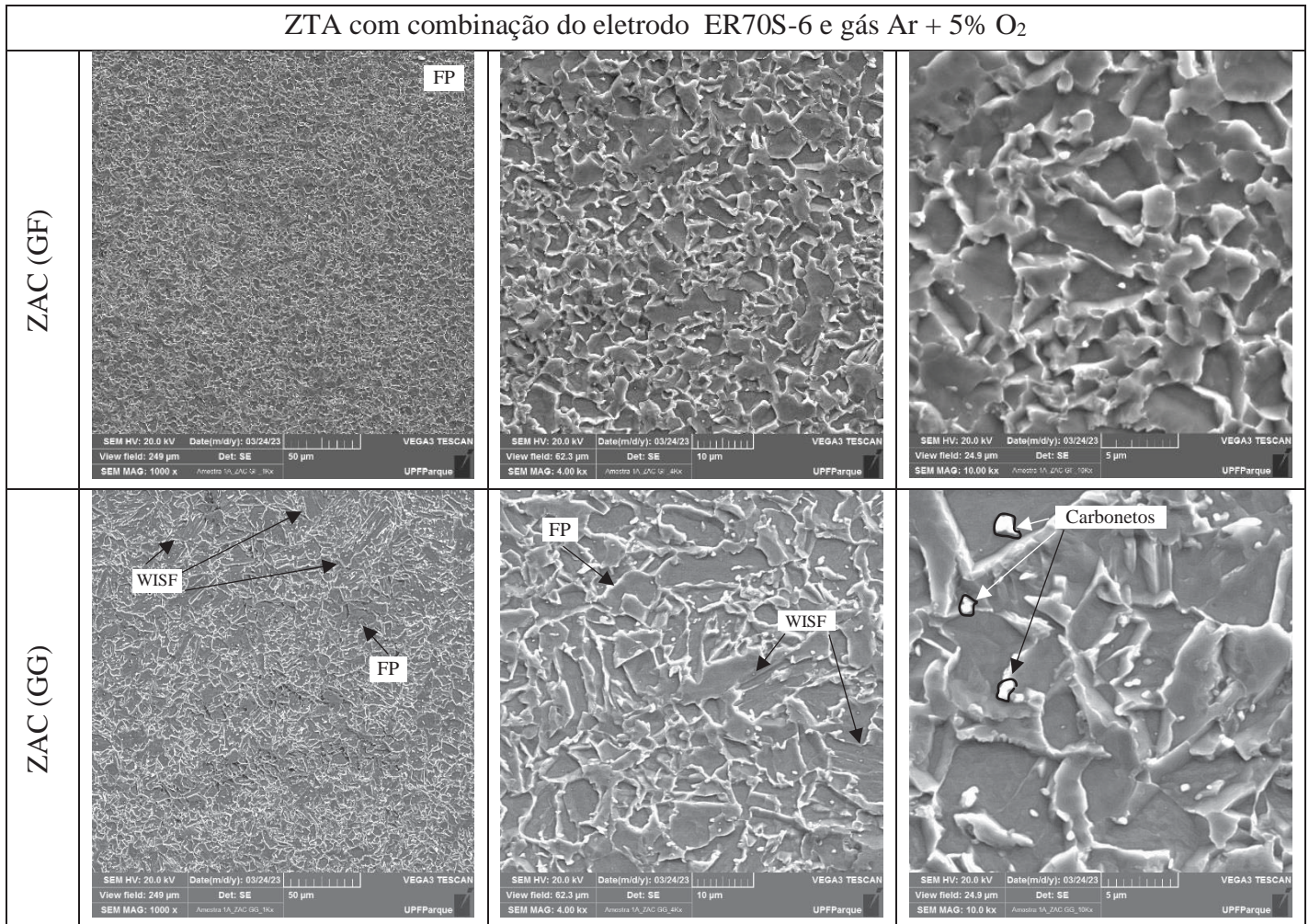
Quadro 13 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER120S-G e gás Ar + 15% CO₂, Ferrita Poligonal (FP).



Fonte: O Autor (2023).

No Quadro 14 é possível observar a zona termicamente afeta da combinação do eletrodo ER70S-6 com o gás Ar + 5% O₂ e as microestruturas presentes.

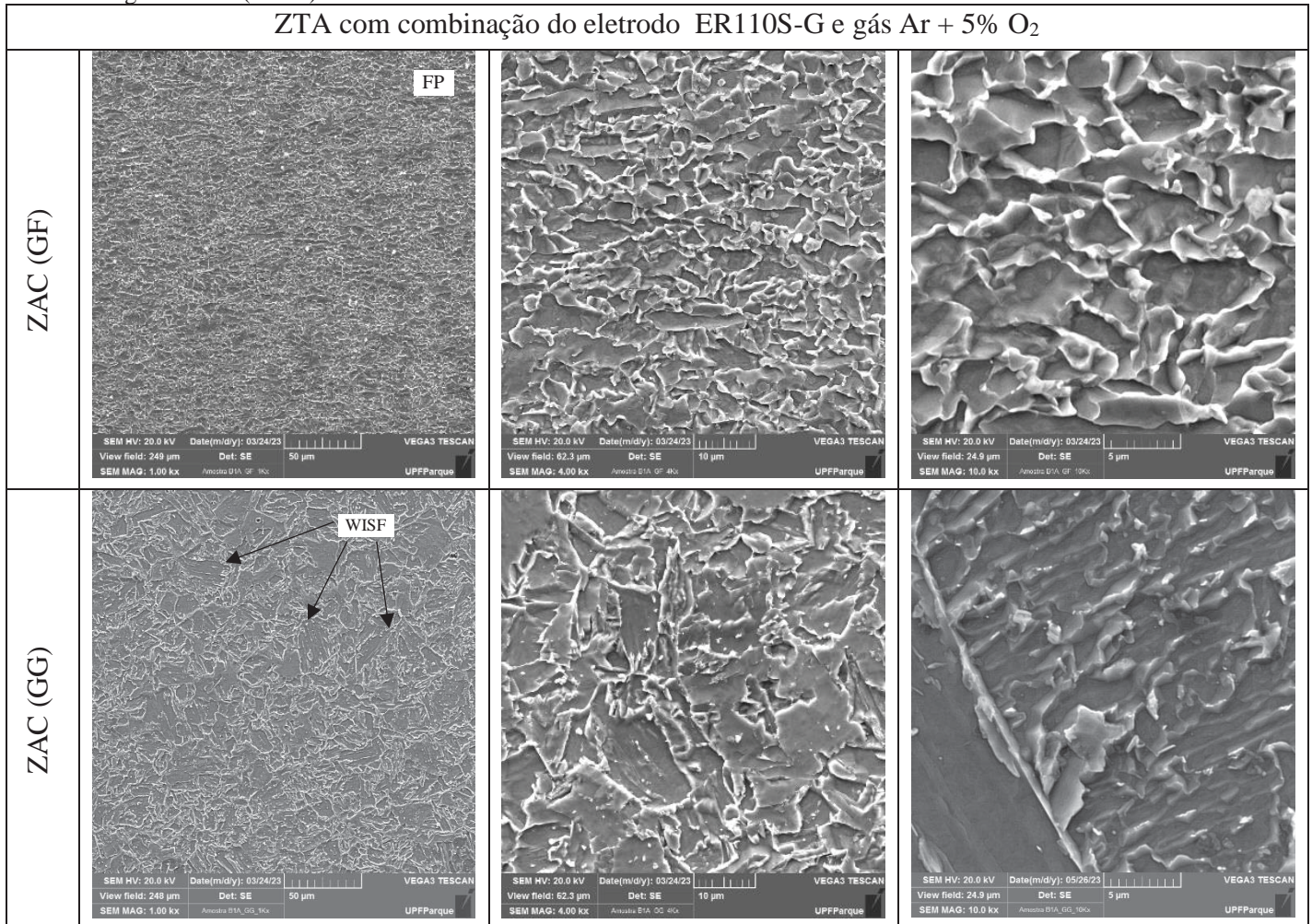
Quadro 14 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER70S-6 e gás Ar + 5% O₂, Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).



Fonte: O Autor (2023).

As imagens mostradas no Quadro 15 apresentam a ZTA, o grão fino (GF) e o grão refinado (GG) obtidos a partir do uso do eletrodo ER110S-G em combinação com o gás Ar + 5% O₂.

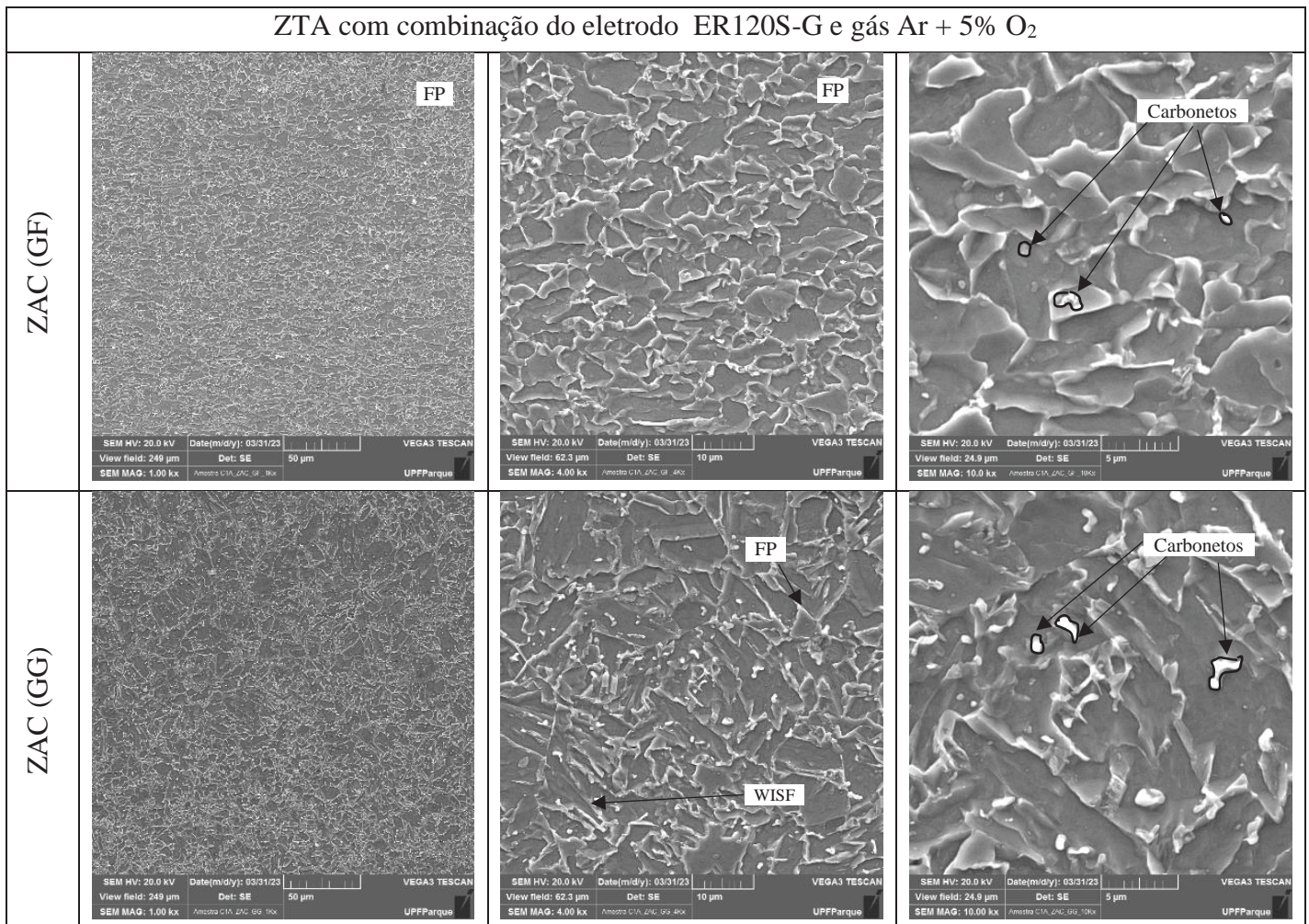
Quadro 15 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER110S-G e gás Ar + 5% O₂, Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF).



Fonte: O Autor (2023).

As imagens do Quadro 16 mostram a zona termicamente submetida a tratamento (ZTA), o grão fino (GF) e o grão refinado (GG) obtidos a partir da utilização do eletrodo ER120S-G em conjunto com o gás Ar + 5% O₂.

Quadro 16 - Imagens no MEV da ZTA para o eletrodo ER120S-G e gás Ar + 5% O₂, Ferrita Widmanstätten de Segunda Fase (WISF), Ferrita Poligonal (FP).



Fonte: O Autor (2023).

A região de grão grosseiro apresenta-se próxima a poça de fusão tendo temperaturas similares a de fusão do material, modificando a estrutura, velocidade e o crescimento do grão austenítico nesta faixa. As imagens demonstradas nos quadros apresentam as microestruturas encontradas na região de grão grosseiro e região de grão refinado para os eletrodos ER70S-6, ER110S-G e ER120S-G, e com os gases Ar + 15% CO₂ e Ar + 5% O₂. Para a região de grão grosseiro é possível verificar a formação ferrita Widmanstätten de segunda fase e ferrita poligonal e acicular em todas as combinações de eletrodo e gás, mas apresentando concentrações diferentes dessas fases. Estas observações estão de acordo com as encontradas em diferentes trabalhos científicos de Thewlis (2004), Lee *et al.*, (2019), Hariprasath *et al.*, (2022), Hariprasath *et al.*, (2023) e Haupt *et al.*, (2022). Na região de grão refinado para todos

os testes realizados se verifica uma recristalização parcial dos grãos, os quais não apresentam mudanças microestruturais.

Nos estudos de Shi, Wang e Ko, (2022) e Moravec *et al.*, (2019), ressaltam que a transformação microestrutural ocorre devido a taxa de resfriamento a qual acaba afetando diretamente na transformação da austenita, ainda dependente da estrutura inicial do aço. Quanto maior for a energia envolvida no processo, maior serão as taxas de resfriamento, desta maneira havendo uma maior capacidade de ocorrer uma difusão de átomos os quais diminuiram a quantidade de carbono nos limites de grão, gerando constituintes de ferrita de segunda fase alinhada no aço ARBL, esta fase acaba influenciando o desenvolvimento de trincas pro fadigas.

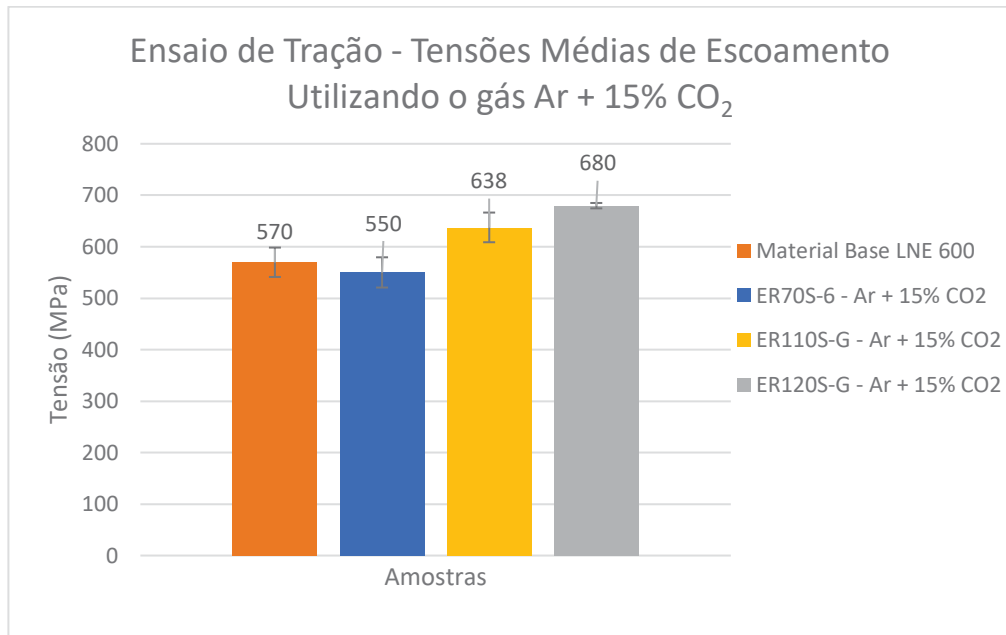
4.3 Ensaaios mecânicos

4.3.1 Ensaio de tração

Após os ensaios de tração, foram analisados os dados e produzidas as médias, e os desvios padrão da tensão de escoamento e de ruptura das amostras ensaiadas.

Para as soldagens feitas com o gás Ar + 15% CO₂ verificou-se que o eletrodo ER120S-G apresentou um limite de escoamento e tensão máxima superior que os outros eletrodos, seguidos pelo ER110S-G, material base (LNE600) e pelo eletrodo ER70S-6. Por sua composição conter uma quantidade superior de elementos de liga, em comparação com os demais, o ER120S-G apresentou uma tensão média de escoamento de 680 MPa, enquanto o eletrodo ER110S-G de 638 MPa, o material base (LNE600) de 570 MPa e o eletrodo ER70S-6 de 550 MPa. A Figura 12 demonstra os valores médios de tensão de escoamento para as diferentes condições.

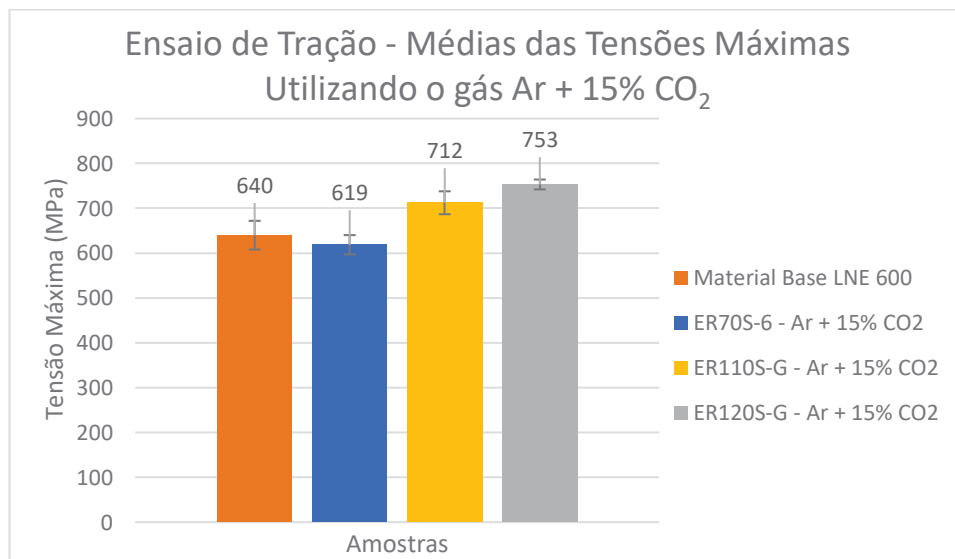
Figura 12 - Ensaio de tração, tensões médias de escoamento, utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

Na tensão máxima de resistência à tração, obtiveram a mesma ordem de resistência. O eletrodo ER120S-G apresentou uma tensão máxima de 753 MPa, o ER110S-G de 712 MPa, o material base LNE600 de 640 MPa e o eletrodo ER70S-6 de 619 MPa, como demonstrado na Figura 13.

Figura 13 - Ensaio de tração, média das tensões máximas, utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

O eletrodo ER70S-6 quando soldado apresentou médias de resistência à escoamento e tensão máxima inferior ao material base, podendo acarretar em fragilidades estruturais quando sofre sollicitação, a falha poderá ocorrer na solda ou próxima da região. Resultados que corroboram com os estudos feitos por Haupt *et al.*, (2022), onde se avaliou a influência da composição dos eletrodos nas propriedades mecânicas da zona termicamente afetada em aços ARBL.

A Tabela 7 apresenta as médias das tensões de escoamento e máximas juntamente com os desvios padrão para a condição de soldagem com o gás Ar + 15% CO₂.

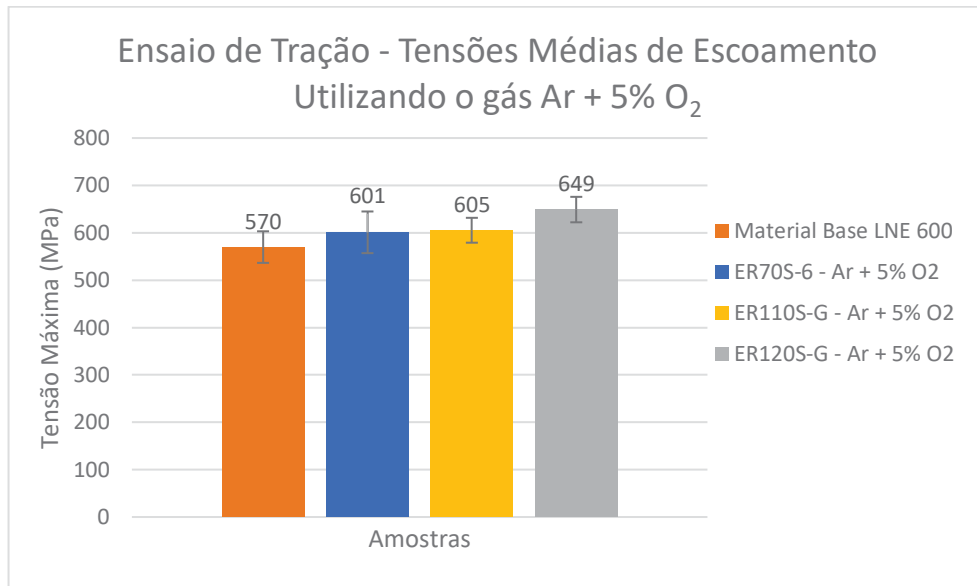
Tabela 7 - Médias das tensões de escoamento e das tensões máximas.

Eletrodo	Gás	Tensão Média de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)
Material Base	-	570 ± 33,4	640 ± 32,1
ER70S-6	Ar + 15% CO ₂	550 ± 29,4	619 ± 21,5
ER110S-G	Ar + 15% CO ₂	638 ± 28,9	712 ± 25,6
ER120S-G	Ar + 15% CO ₂	680 ± 5,3	753 ± 11

Fonte: Autor (2023).

Nas soldagens realizadas com o gás Ar + 5% O₂ verificou-se que diferentemente do ocorrido com o gás Ar + 15% CO₂ os eletrodos soldados apresentaram a mesma faixa de resistência por apresentarem uma média parecida e desvio padrão semelhante entre as amostras. A Figura 14 apresenta os valores médios de tensão de escoamento para as diferentes condições nas soldagens realizadas com o gás Ar + 5% O₂.

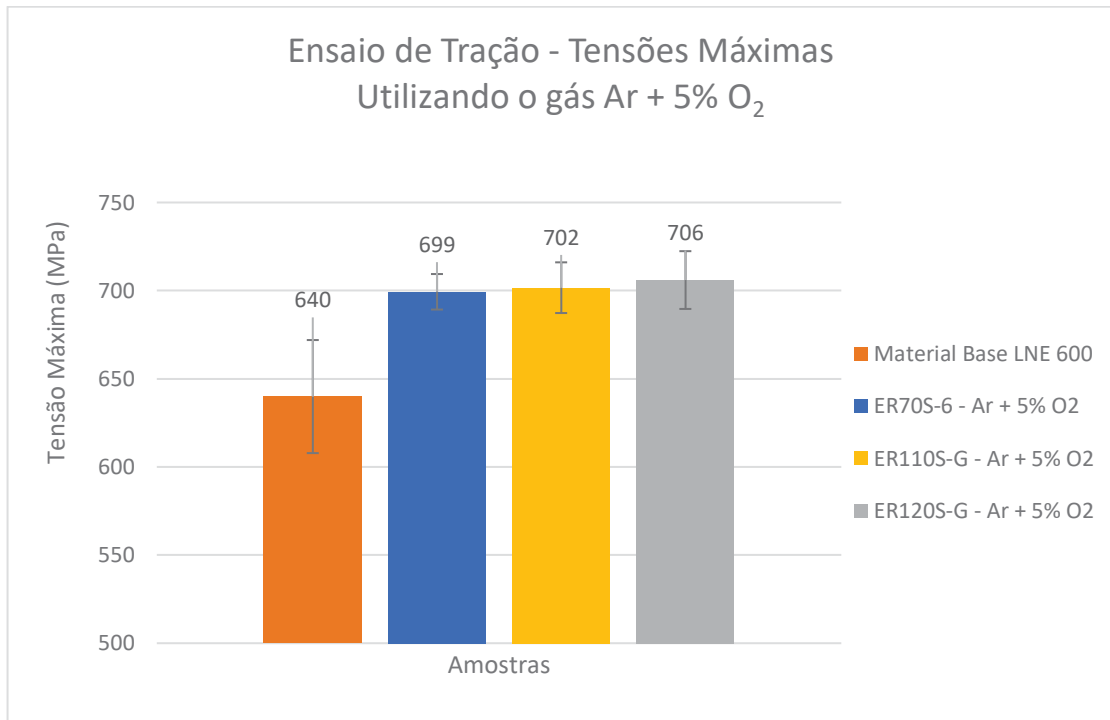
Figura 14 - Ensaio de tração, média das tensões de escoamento, utilizando o gás Ar + 5% O₂.



Fonte: Autor (2023).

Para as tensões máximas de resistência à tração, o resultado obtido se manteve o mesmo da resistência ao escoamento, sendo equivalente em termos estatísticos para os três metais de adição testados, apenas se diferenciando do metal base que apresentou resultado inferior aos demais. A Figura 15 apresenta o gráfico das médias de tensão máxima para o material base e os eletrodos soldados com o gás Ar + 5% O₂.

Figura 15 - Ensaio de tração, média das tensões de máximas, utilizando o gás Ar + 5% O₂.



Fonte: Autor (2023).

Na situação da Figura 15 o eletrodo ER70S-6 apresentou uma média de resistência máxima a tração superior ao metal base, diferentemente do ocorrido na soldagem realizada com o gás Ar + 15% CO₂. Na Tabela 8 estão exibidas as médias das tensões de escoamento e máximas com os desvios padrão para a condição de soldagem com o gás Ar + 5% O₂.

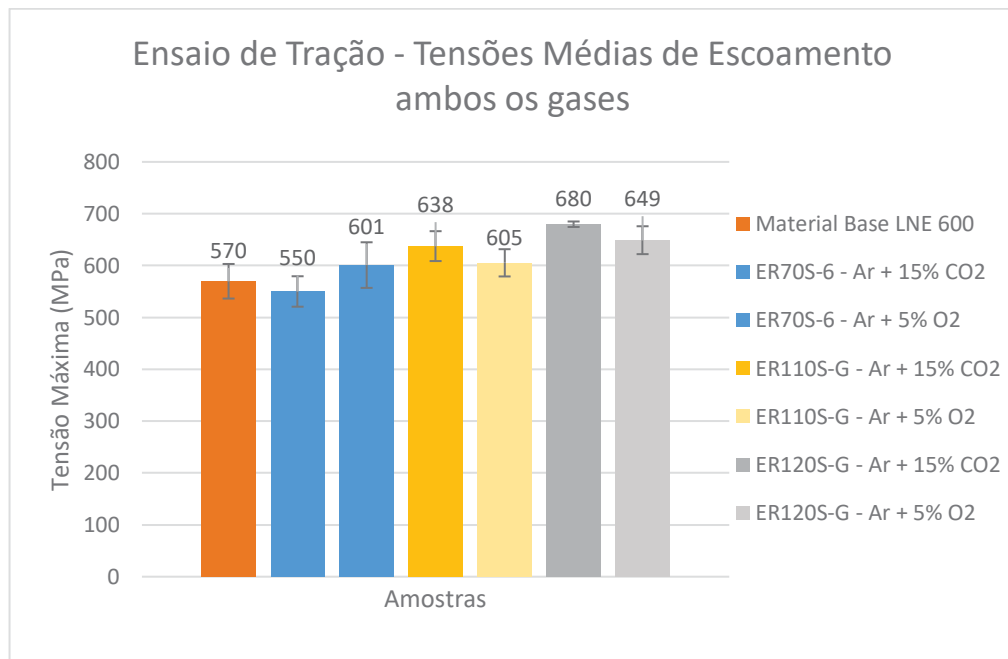
Tabela 8 - Médias das tensões de escoamento e das tensões máximas juntamente com os desvios padrão para as condições de soldagem.

Eletrodo	Gás	Tensão Média de escoamento (MPa)	Tensão máxima (MPa)
Material Base	-	570 ± 33,4	640 ± 32,1
ER70S-6	Ar + 5% O ₂	601 ± 44	699 ± 10,1
ER110S-G	Ar + 5% O ₂	605 ± 26,3	702 ± 14,4
ER120S-G	Ar + 5% O ₂	649 ± 26,9	706 ± 16,4

Fonte: Autor (2023).

No comparativo entre os dois gases a tensão de escoamento demonstrou semelhança entre as amostras, devido à um alto desvio padrão, destacando apenas a amostra soldada com o eletrodo ER120S-G com o gás Ar + 15% CO₂, o qual apresentou uma maior tensão de escoamento, 680 MPa e menor desvio padrão $\pm 5,3$ MPa quando comparado com os demais. A Figura 16 traz as tensões médias de escoamento para todas as condições testadas.

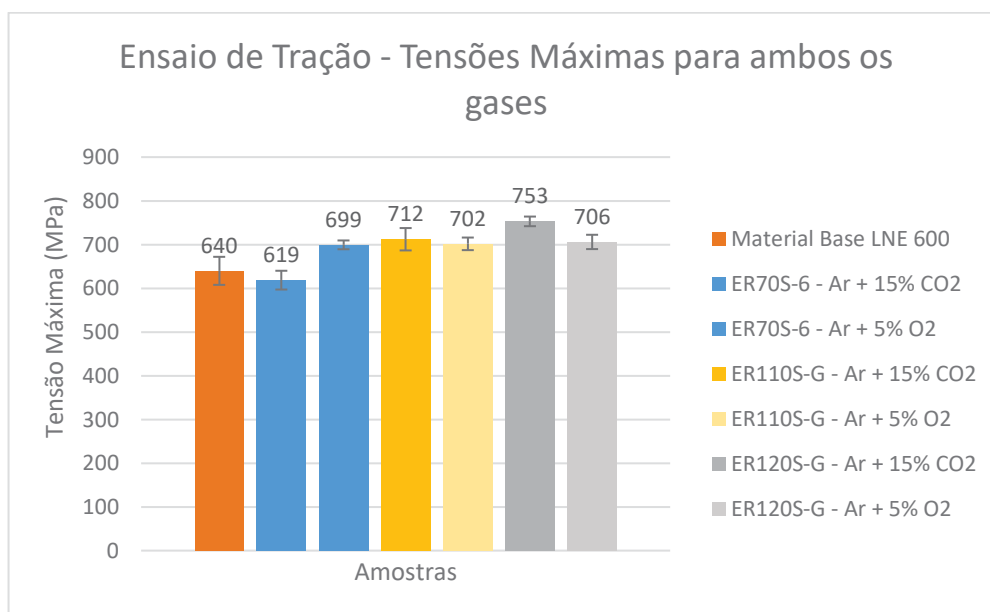
Figura 16 - Tensões médias de escoamento para todas as condições testadas.



Fonte: Autor (2023).

Nas tensões máximas os desvios padrão para todas as amostras apresentaram menor amplitude. Em relação a resistência máxima tanto o material base quanto o eletrodo ER70S-6 soldado com o gás Ar + 15% CO₂ tiveram o menor desempenho quando comparado com os demais. A Figura 17 apresenta o gráfico das médias de tensões máximas para todas as condições testadas.

Figura 17 - Médias das tensões máximas para todas as condições testadas.



Fonte: Autor (2023).

Assim como nos ensaios de tração de Hariprasath *et al.*, (2022), onde na maioria das juntas soldadas de aços ARBL a falha ocorreu na ZTA. Nos ensaios deste trabalho também ocorreram falhas na ZTA, em todos os testes onde utilizou o gás Ar + 5% O₂ e em apenas uma amostra soldada com o eletrodo ER70S-6 utilizando o gás Ar + 15% CO₂, nas demais o rompimento ocorreu no metal base. Segundo Hariprasath *et al.*, (2022), este rompimento das amostras no ensaio de tração, deve-se a deformações elásticas e distorções na região afetada pelo calor. Também é constatado por Kim, Hwang, (2020), em seus estudos que a deformação não é uniforme entre a junta soldada e o material base, tendo a junta e a ZTA menor tensão de escoamento. Nos casos onde se apresentam soldagens paralelas, com ângulo de 0° entre o cordão de solda e o eixo das cargas, tanto o material base quanto a solda estarão expostas as mesmas deformações e a falha ocorrerá na região que apresentar menor ductilidade, normalmente região da solda e ZTA. Sendo este aspecto também constatado nos ensaios de tração realizados.

4.3.2 Microdureza

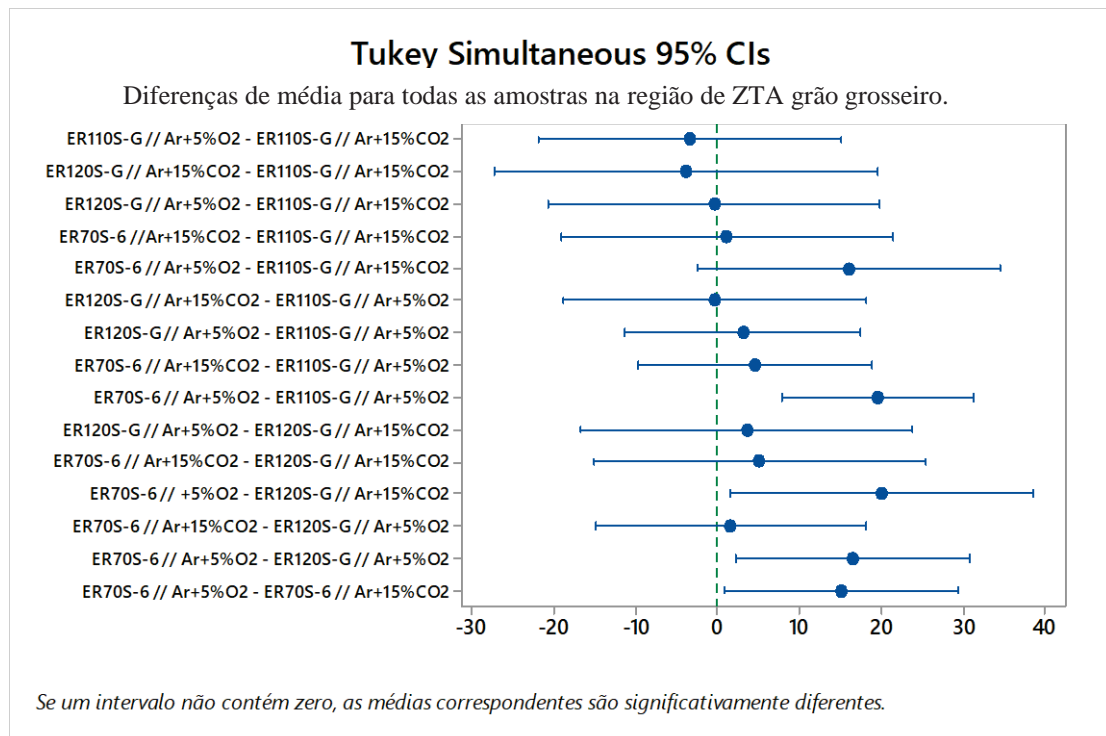
Nesta etapa, foram realizadas análises estatísticas com o intuito de identificar as diferenças entre as amostras, utilizou-se um software estatístico, primeiramente realizou-se um comparativo entre as durezas das regiões ZTA de grão grosseiro, ZTA de grão refinado e metal de adição, para todas as amostras, em todas as combinações de gás e eletrodo. A região

intercrítica não foi avaliada devido ambas as amostras terem apresentado apenas um ponto de microdureza nesta região.

O método estatístico utilizado foi o teste Tukey, sabendo que os intervalos que não contiverem zero apresentam médias estatisticamente diferentes, dessa forma havendo diferença entre as amostras.

Na Figura 18 observa-se o gráfico gerado através do Teste Tukey, realizado em software estatístico, que compara as médias de microdureza para a região de ZTA de grão grosseiro de todas as amostras avaliadas nos ensaios.

Figura 18 - Teste Tukey ZTA grão grosseiro para todas as amostras.

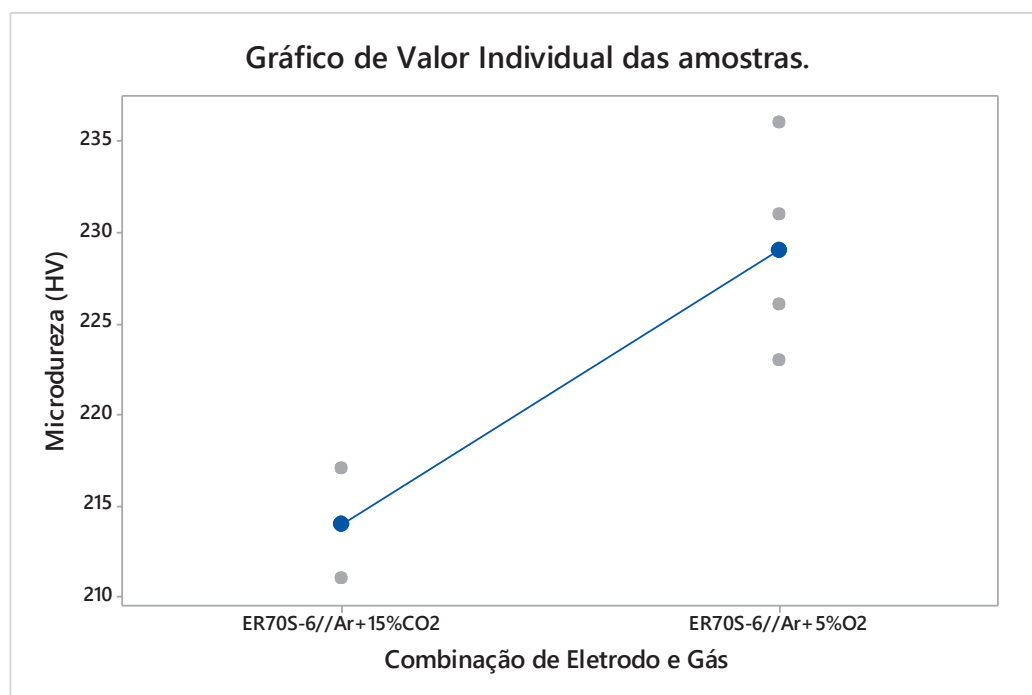


Fonte: Autor (2023).

De acordo com a Figura 18, para a região da ZTA de grão grosseiro, quando verificado o eletrodo o ER70S-6, este apresenta diferença significativa na dureza quando se tem a variação do gás utilizado na soldagem. Além disso, há diferença significativa na dureza desta região quando se compara o eletrodo ER70S-6 com o eletrodo ER120-SG para ambas as combinações de gases. O comparativo entre os eletrodos ER70S-6 E ER110S-G apenas apresentou significativa diferença para a região quando o gás combinado com ambos foi Ar + 5% O₂.

Sabendo da diferença existente na região de ZTA de grão grosseiro com a utilização dos dois gases avaliados para o eletrodo ER70S-6, na Figura 19 pode-se observar qual combinação apresenta a maior dureza.

Figura 19 - Gráfico de valor individual das amostras para ZTA grão grosseiro, eletrodo ER70S-6 com variação de gases de soldagem.

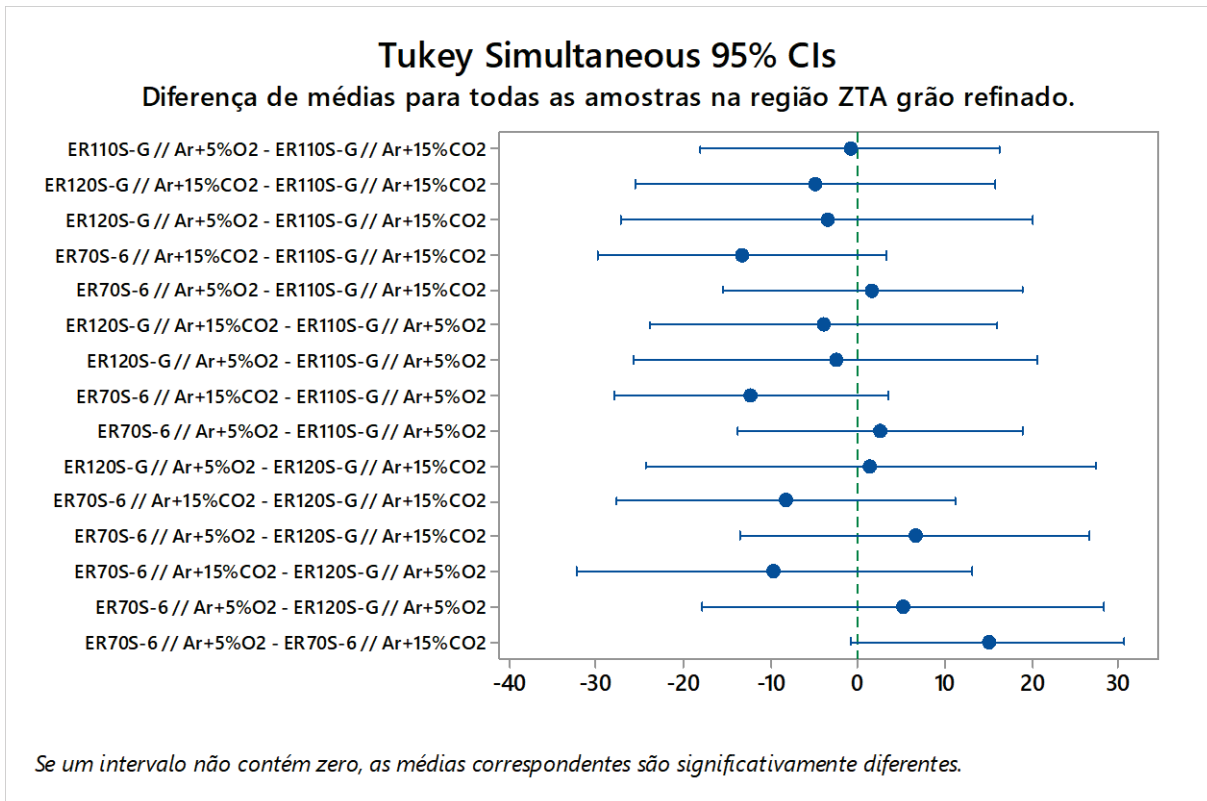


Fonte: Autor (2023).

Como mostra a Figura 19, a combinação do eletrodo ER70S-6, é mais eficiente de forma a manter maior dureza na região de ZTA de grão grosseiro, quando combinada com o gás Ar + 5% O₂, visto que, o intervalo de médias desta combinação é superior ao intervalo de médias da combinação ER70S-6 com Ar + 15% CO₂.

Figura 20 pode-se observar o gráfico obtido através do Teste Tukey, onde são comparadas as médias de microdureza para a região de ZTA de grão refinado de todas as amostras avaliadas nos ensaios.

Figura 20 - Teste Tukey ZTA grão refinado para todas as amostras.

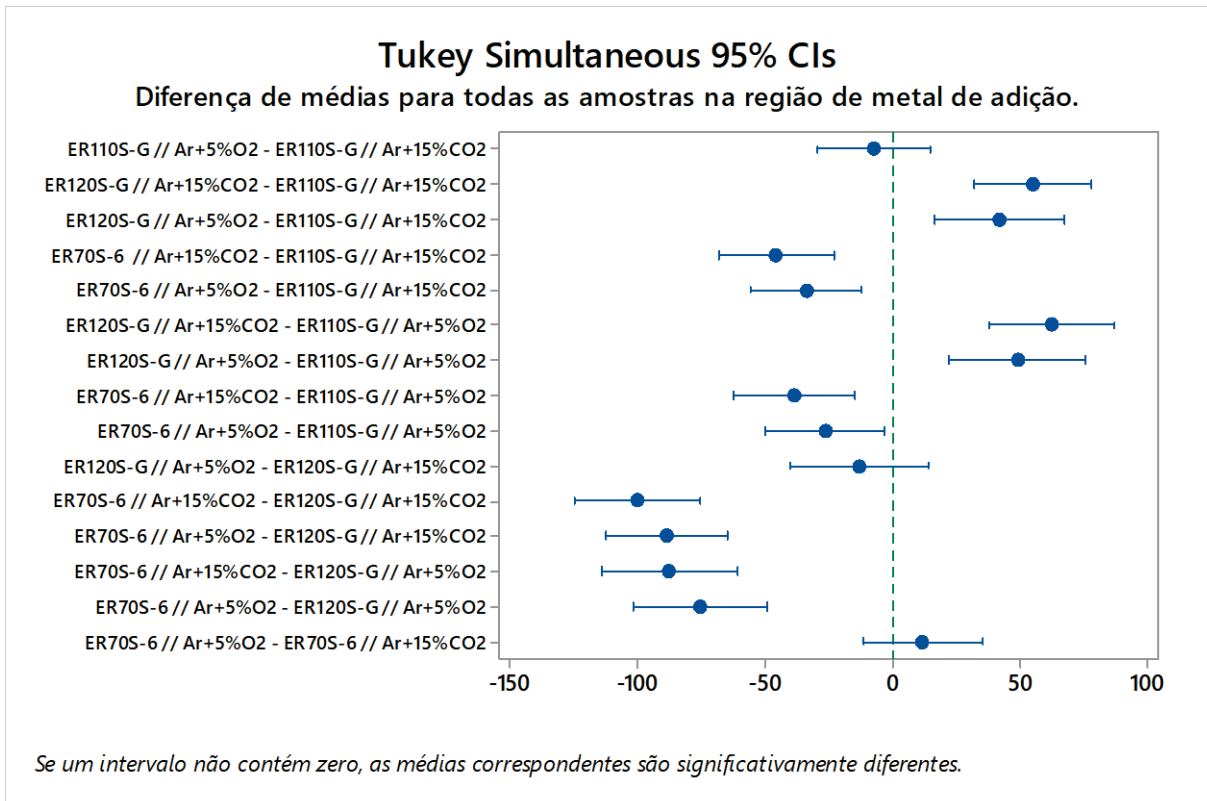


Fonte: Autor (2023).

Figura 20, todos os intervalos de médias das amostras conterem zero, observa-se que para a região de grão refinado não há significativa influência da combinação de eletrodo e gás na microdureza, visto que, estatisticamente, as médias são iguais.

Na Figura 21 na análise do gráfico obtido através do Teste Tukey, constata-se que na comparação das médias de microdureza para a região do metal de adição, é possível verificar que houveram maiores divergências entre os intervalos das médias, o que pode levar à afirmação de que a região do metal de adição é a que apresentou maior aumento na dureza para todas as amostras.

Figura 21 - Teste Tukey região de metal de adição para todas as amostras.



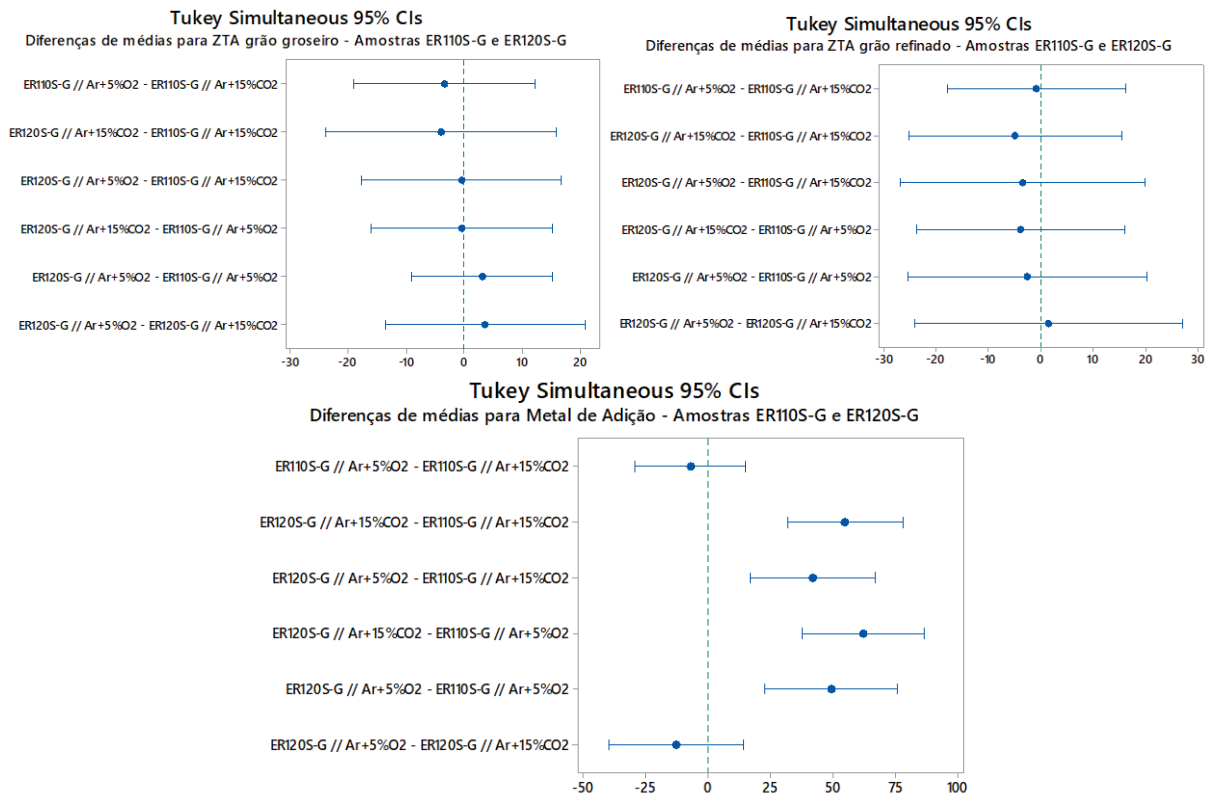
Fonte: Autor (2023).

Ainda na Figura 21 é possível verificar que nas três condições de eletrodos avaliadas, a variação do gás de soldagem é irrelevante, visto que, as médias das amostras onde o eletrodo foi fixado e o gás foi variado contiveram zero dentro do intervalo, o que, estatisticamente, leva a considerar que a variação do fator não é relevante quanto a aumentar a dureza na região, pois com este teste apenas pode-se verificar a diferença entre as médias das amostras, mas sem quantificá-las e identificar qual a melhor combinação que apresenta tendência a manter a dureza mais elevada em um maior número de regiões.

Assim, a etapa seguinte foi de verificar a existência da diferença entre utilizar o eletrodo ER110S-G e o eletrodo ER120S-G, para que se possa analisar a utilização de determinada combinação de eletrodo e gás para manter uma melhor dureza nas regiões avaliadas, bem como quantificar, na medida do possível, o quão melhor a combinação é.

Na Figura 22 observa-se o gráfico obtido através do Teste Tukey, o qual compara as médias de microdureza para a região de ZTA de grão grosseiro, de grão refinado e metal de adição das amostras referentes à combinação dos eletrodos ER110S-G e ER 120S-G com Ar + 15% CO₂ e Ar + 5% CO₂.

Figura 22 - Teste Tukey ZTA regiões de grão grosseiro, grão refinado e metal de adição para as amostras de eletrodos ER110S-G e ER120S-G.



Se um intervalo não contém zero, as médias correspondentes são significativamente diferentes.

Fonte: Autor (2023).

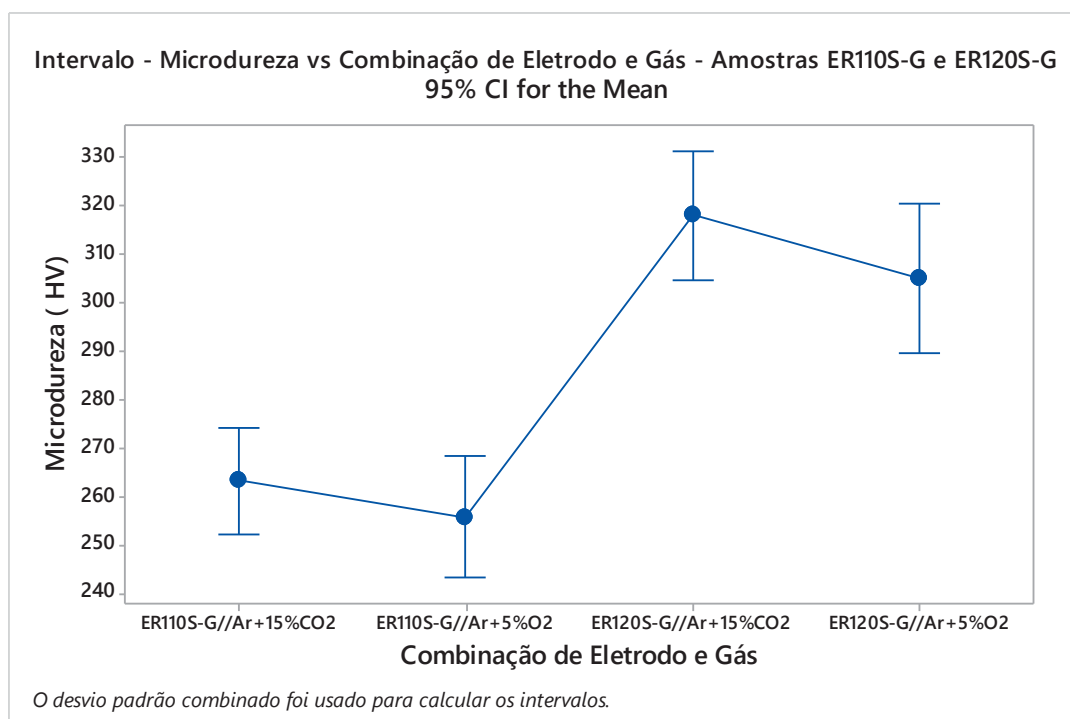
Assim, pode-se observar que para a região de ZTA grão grosseiro e região de grão refinado, as médias das durezas referentes aos eletrodos ER110S-G e ER120S-G, com as duas variações de gases avaliadas, não apresentam diferença significativa.

É possível observar que na região de metal de adição as médias correspondentes às amostras com eletrodo ER110S-G não apresentaram diferenças quando variado apenas o gás. O mesmo ocorreu para as amostras com eletrodo ER120S-G, pois em ambos os casos, os intervalos de microdureza avaliados contém zero.

Porém, na região do material de adição, as amostras referentes ao eletrodo ER110S-G e ER120S-G apresentaram significativa diferença entre as médias dos perfis de microdureza, sendo necessário verificar, quantitativamente, qual é a melhor combinação de eletrodo e gás para que se mantenha o maior valor de microdureza.

Na Figura 23, observa-se que a utilização do eletrodo ER120S-G é significativamente melhor, alcançando uma dureza superior em relação ao eletrodo ER110S-G na região de metal de adição, uma vez que os intervalos de médias das amostras não apresentam dados em comum.

Figura 23 - Microdureza vs combinação de eletrodo e gás para as amostras ER110S-G e ER120S-G na região de material de adição.



Fonte: Autor (2023).

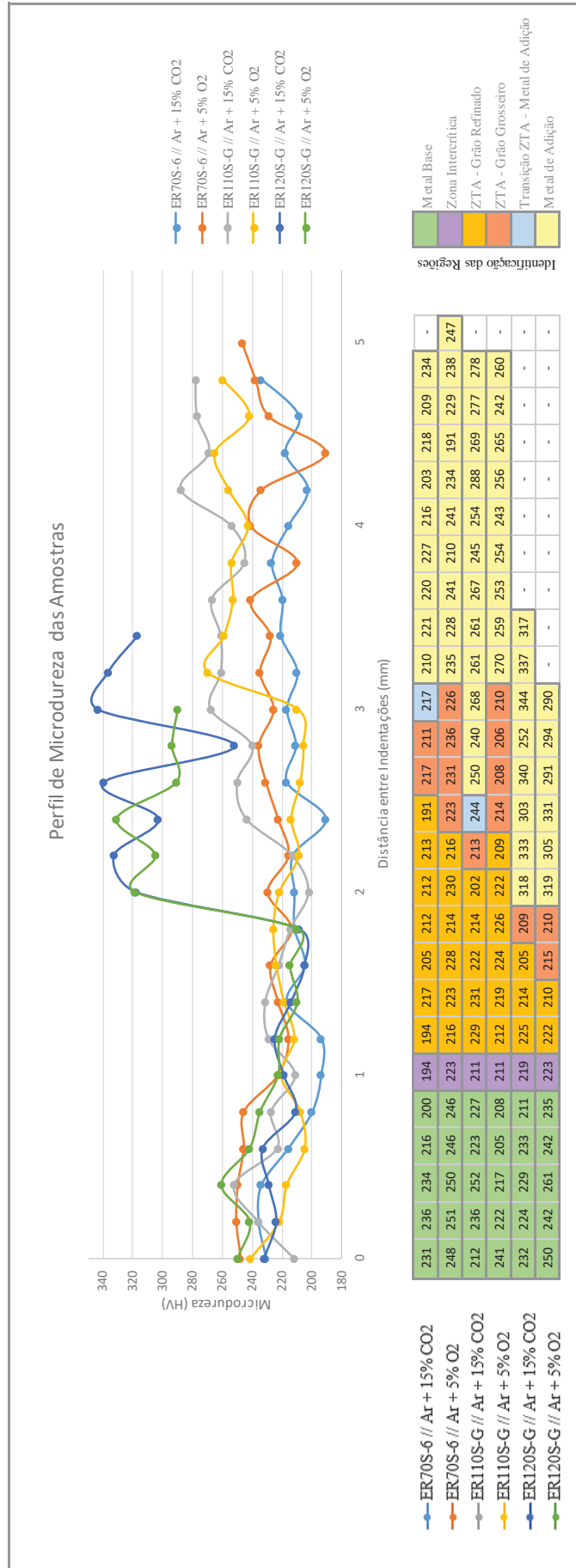
Como já mencionado anteriormente, o tipo do gás utilizado na soldagem é irrelevante para ambos os eletrodos, visto que, tanto nas amostras referentes ao eletrodo ER110S-G e variações de gases, quanto nas amostras referentes ao eletrodo ER120S-G e variações de gases, os intervalos das médias de microdureza apresentaram similaridade quando se compara com o mesmo eletrodo, diferindo apenas quando comparado aos diferentes eletrodos.

Assim, o eletrodo ER120S-G apresentou melhor desempenho quando comparado ao eletrodo ER110S-G. Embora não se possa afirmar estatisticamente que a combinação do eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂ seja superior à combinação do eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂, o primeiro manteve médias de dureza na região de metal de adição levemente superior que o segundo.

Deste modo, pode-se comparar os eletrodos utilizados, às outras amostras que apresentaram significativa redução no tamanho da ZTA, assim, na Figura 24 observa-se o

gráfico das microdurezas, onde estão representadas as regiões avaliadas, bem como, os respectivos valores de microdureza para cada região.

Figura 24 - Perfil de Microdureza das amostras.

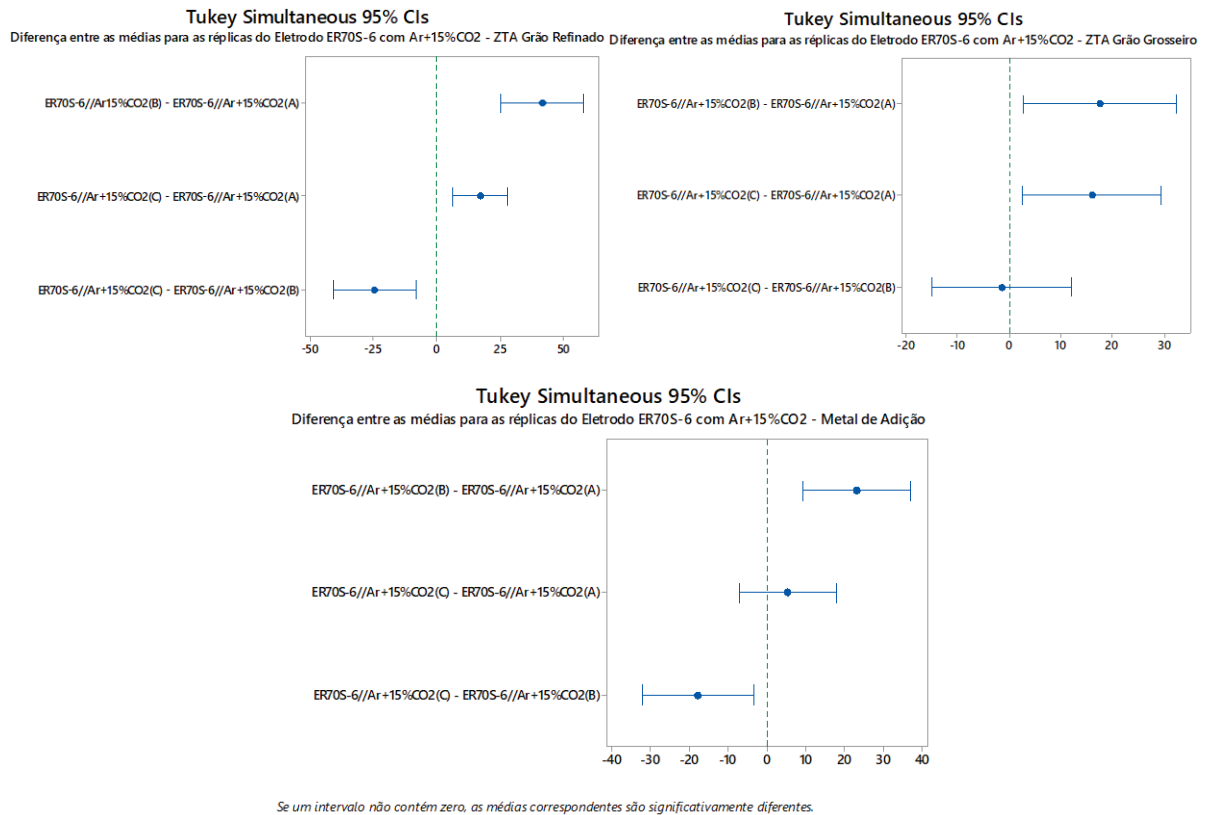


Fonte: Autor (2023).

Assim, de acordo com a Figura 24, reforçando a identificação visual da macrografia, as amostras que apresentaram menor tamanho de ZTA foram as que tiveram a utilização do eletrodo ER120S-G, indo de encontro com os estudos realizados por Haupt *et al.*, (2022) onde se realizou à avaliação geométrica e microestrutural de soldas em aços de alta resistência aplicados na indústria agrícola. Contudo, além das verificações já realizadas anteriormente, tem-se a verificação das réplicas dos ensaios, onde se pode avaliar se há diferença entre as amostras que tiveram a utilização do mesmo eletrodo e gás de proteção.

Assim como nos casos anteriores, as réplicas foram avaliadas e divididas por regiões, sendo elas ZTA de grão refinado, ZTA de grão grosseiro e região de metal de adição. Cada réplica é representada pelo eletrodo e gás utilizado, além das letras (A), (B) e (C), respectivamente, apenas para diferenciá-las. Inicialmente foi realizada a avaliação do eletrodo ER70S-6 com Ar + 15% CO₂, para as regiões de ZTA de grão refinado, ZTA de grão grosseiro e região de metal de adição. Na Figura 25 pode-se observar o Teste Tukey aplicado para as réplicas das amostras com eletrodo ER70S-6 e Ar + 15% CO₂, na região de ZTA grão refinado.

Figura 25 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER70S-6 e Ar + 15% CO₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão refinado e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

Assim, de acordo com a Figura 25, ambas as amostras referentes ao eletrodo ER70S-6 com Ar + 15% CO₂ para o grão refinado apresentam diferença na dureza, visto que a linha de zero não está presente em nenhum dos intervalos. É possível observar que houve diferença nos valores de dureza para a região de grão grosseiro visto que a linha de zero não está presente em todos os intervalos, porém, as amostras (B) e (C) quando comparadas, apresentam semelhança na região de ZTA de grão grosseiro. Ainda houve diferença nos valores de dureza para a região de metal de adição, visto que, a linha de zero não está presente em todos os intervalos, porém, as amostras (A) e (C) quando comparadas, apresentam semelhança na região de metal de adição para o eletrodo ER70S-6 com Ar + 15% CO₂.

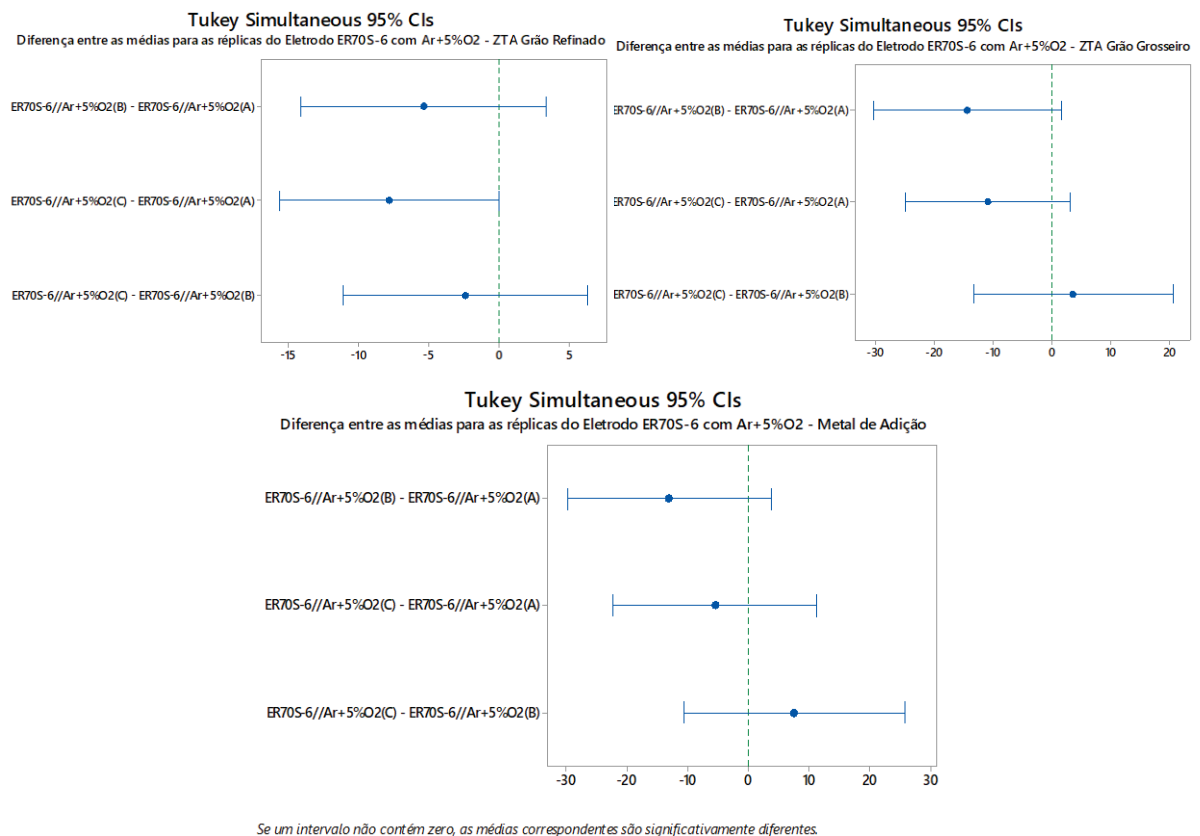
Avaliadas as réplicas das amostras com eletrodo ER70S-6 com Ar + 15% CO₂, analisa-se, neste caso, que houve grande variabilidade no processo, já que as amostras com mesmo eletrodo e gás apresentaram significativa diferença entre si para todas as regiões avaliadas.

Com isso, observa-se que o processo que utiliza desta combinação de gás e eletrodo não apresenta confiabilidade, tendo significativa diferença nas médias de durezas das amostras.

Assim, a etapa seguinte avalia as réplicas referentes ao eletrodo ER70S-6, com Ar + 5% O₂, nas regiões de ZTA grão refinado, ZTA grão grosseiro e metal de adição.

Na Figura 26 pode-se observar o teste Tukey aplicado para as réplicas das amostras com eletrodo ER70S-6 e Ar + 5% O₂, na região de ZTA grão refinado, grão grosseiro e metal de adição.

Figura 26 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER70S-6 e Ar + 5% O₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

De acordo com a Figura 26, pode-se observar que as médias das amostras são estatisticamente iguais na região de ZTA de grão refinado, de grão grosseiro e do metal de adição, visto que, todos os intervalos possuem zero para o eletrodo ER70S-6 com Ar + 5% O₂.

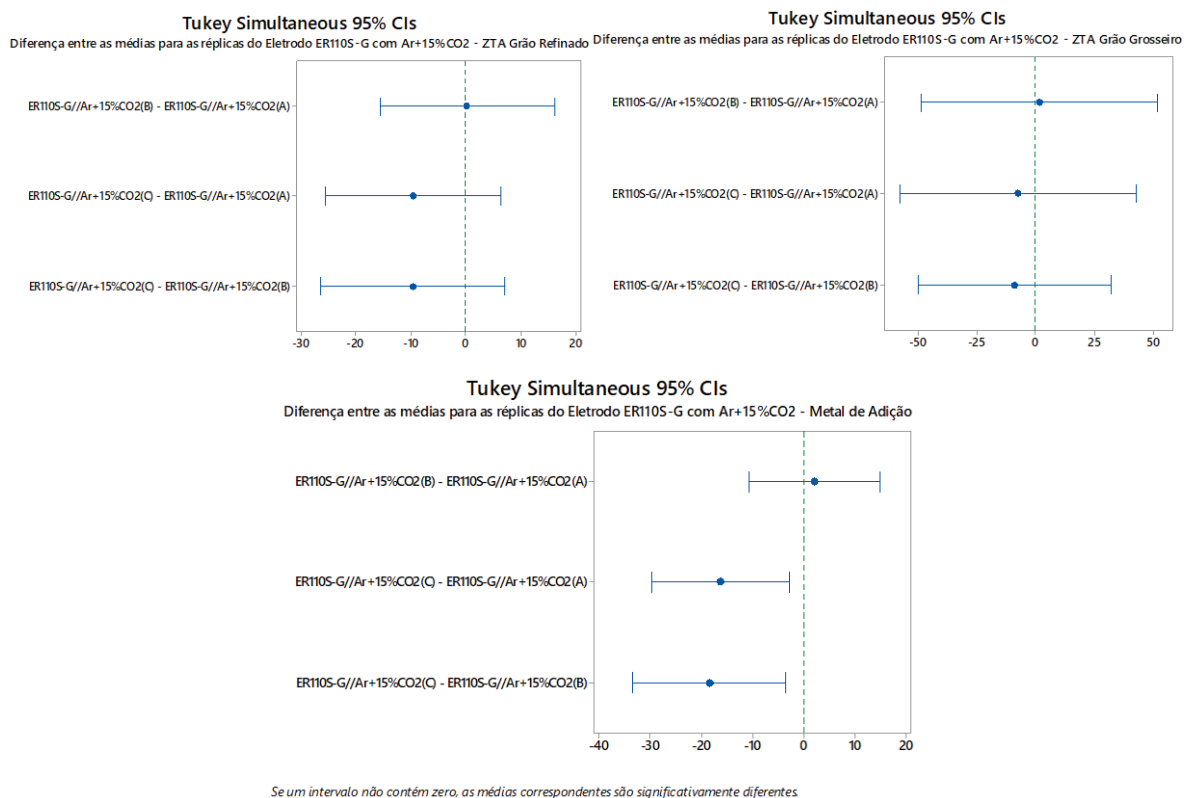
Assim, a combinação do eletrodo ER70S-6 com Ar + 5% O₂ não apresentou tanta variabilidade como o que utilizou o gás Ar + 15% CO₂.

Concluídas as análises das réplicas das amostras referentes ao eletrodo ER70S-6 com os dois gases utilizados, a etapa seguinte tratou de avaliar as réplicas referentes ao eletrodo

ER110S-G, com Ar + 15% CO₂, nas regiões de ZTA grão refinado, ZTA grão grosseiro e metal de adição.

Na Figura 27 pode-se observar o Teste Tukey aplicado para as réplicas das amostras com eletrodo ER110S-G e Ar + 15% CO₂, na região de ZTA grão refinado, grão grosseiro e metal de adição.

Figura 27 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER110S-G e Ar + 15% CO₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

De acordo com a Figura 27, pode-se observar que as médias das amostras são estatisticamente iguais na região de ZTA de grão refinado e de grão grosseiro, já que todos os intervalos possuem zero. No metal de adição, as médias das amostras são estatisticamente diferentes, apenas as médias entre as amostras (A) e (B) são estatisticamente iguais, devido apresentarem zero no intervalo, para a região de metal de adição.

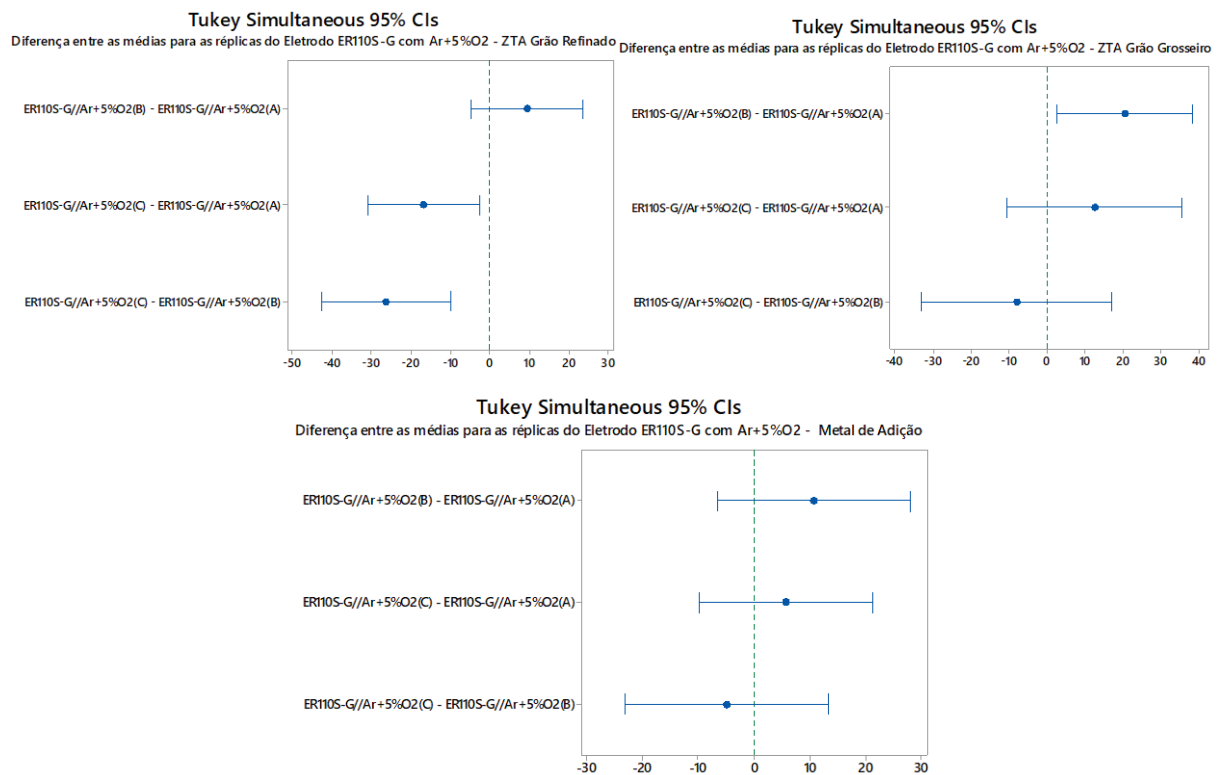
Com isso, verifica-se que as amostras referentes ao eletrodo ER110S-G apresentaram diferenças nas médias de durezas, na região de metal de adição, o que pode acarretar e falta de

confiabilidade na entrega do produto final, pois há variância entre amostras com a utilização de mesmo eletrodo e gás.

Assim, a etapa seguinte trata de avaliar a combinação do eletrodo ER110S-G com Ar + 5% O₂, nas regiões de ZTA de grão refinado, ZTA de grão grosseiro e na região de metal de adição.

Na Figura 28 pode-se observar o Teste Tukey aplicado para as réplicas das amostras com o eletrodo ER110S-G e Ar + 5% O₂, na região de ZTA de grão refinado, de grão grosseiro e metal de adição.

Figura 28 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER110S-G e Ar + 5% O₂— região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

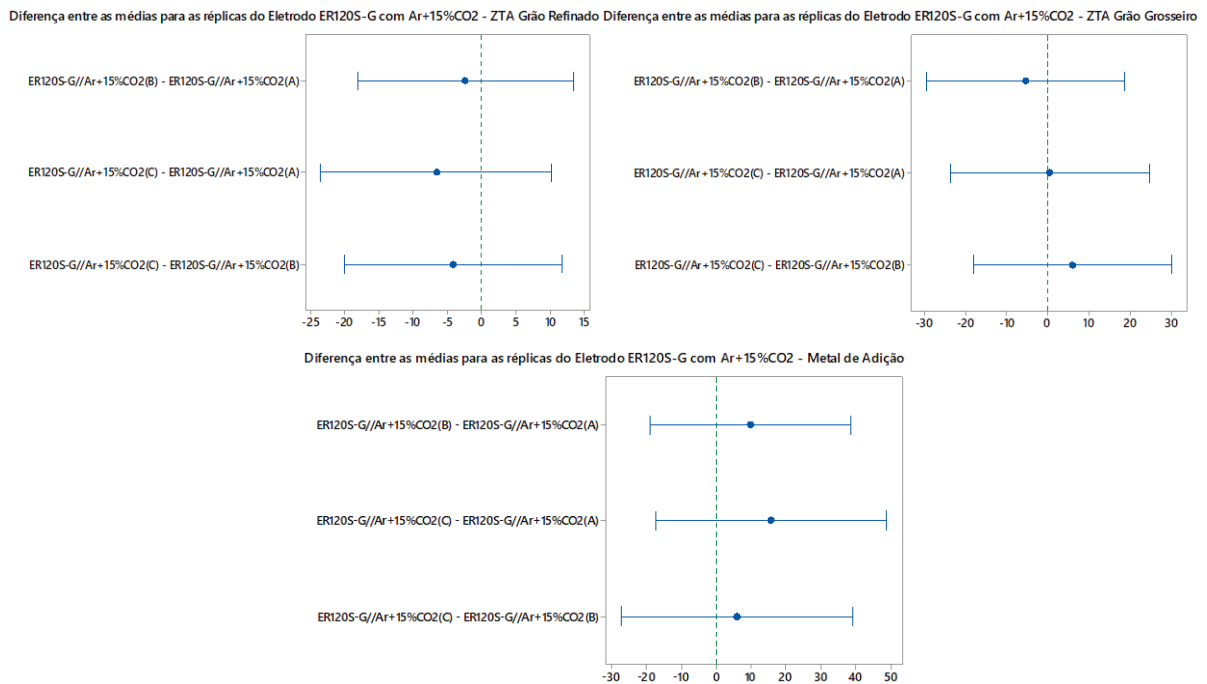
De acordo com a Figura 28, para as réplicas referentes ao eletrodo ER110S-G com Ar + 5% O₂, as médias das amostras são estatisticamente diferentes. Apenas as amostras (A) e (B) na região de grão refinado são estatisticamente iguais, para a região de grão grosseiro o intervalo de médias das réplicas (A) e (B) quando comparadas, são estatisticamente diferentes. Já na região do metal de adição as amostras são estatisticamente iguais, pois todos os intervalos possuem zero.

Com isso, pode-se observar que o eletrodo ER110S-G apresentou variância entre amostras com a utilização de mesmo eletrodo e gás, porém apresentando maior variância, em mais regiões na combinação com o gás Ar + 5% O₂, fazendo com que não haja confiabilidade no processo.

Assim, a etapa seguinte é avaliada a possibilidade de diferenças nas réplicas referentes ao eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂.

Na Figura 29 observa-se o Teste Tukey aplicado para as réplicas das amostras com eletrodo ER120S-G e Ar + 15% CO₂, na região de ZTA grão refinado.

Figura 29 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER120S-G e Ar + 15% CO₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

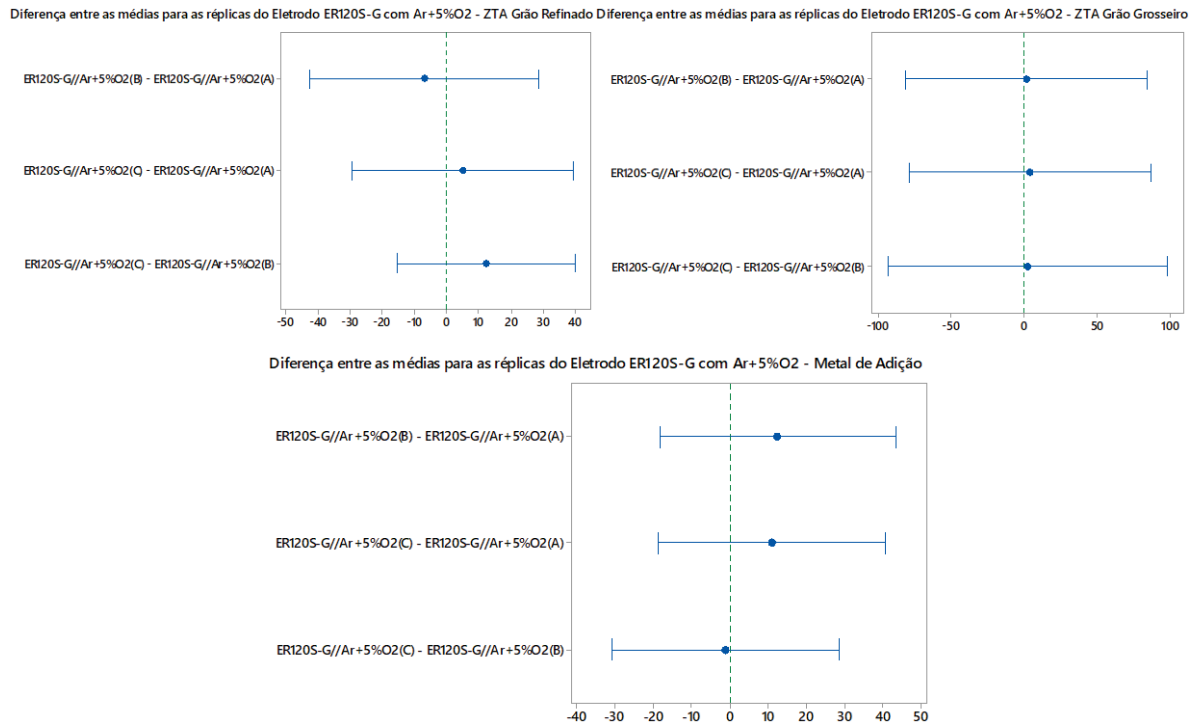
Observando a Figura 29, para o eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂, tem-se que as médias das amostras são estatisticamente iguais para todas as regiões.

Com a verificação do Teste Tukey para as amostras referentes ao eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂, pode-se observar que em todas as réplicas e regiões avaliadas, o comportamento da dureza do material se manteve constante, sem apresentar diferença entre os intervalos de médias, o que garante confiabilidade no processo, pois as amostras não apresentaram variabilidade quando comparadas entre si e avaliadas estatisticamente.

A etapa seguinte tratou de avaliar as réplicas das amostras referentes ao eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂.

A Figura 30 apresenta o resultado do Teste Tukey aplicado nas réplicas das amostras com eletrodo ER120S-G e Ar + 5% O₂, na região de ZTA grão refinado.

Figura 30 - Teste Tukey para réplicas com eletrodo ER120S-G e Ar + 5% O₂ – região de ZTA grão refinado, região de grão grosseiro e metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

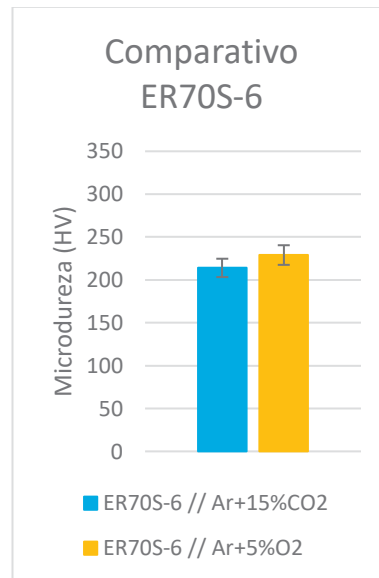
De acordo com a Figura 30, para o eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂, tem-se que as médias das amostras são estatisticamente iguais na região de ZTA grão refinado, grão grosseiro e metal de adição, todos os intervalos possuem zero.

Com isso, a verificação do Teste Tukey para as amostras referentes ao eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂, possibilitou observar que em todas as réplicas e regiões avaliadas, o comportamento da dureza do material manteve-se constante, sem apresentar diferença entre os intervalos de médias, o que garante confiabilidade no processo, já que as amostras não apresentaram variabilidade quando comparadas entre si e avaliadas estatisticamente.

Sabendo que houve significativa diferença entre a variação dos tipos de gases utilizados na soldagem, quando utilizado o eletrodo ER70S-6, na Figura 31 pode-se observar a diferença

percentual entre as médias para a região de ZTA grão grosso, esta foi a única região que apresentou diferença nas amostras avaliadas.

Figura 31 - Comparativo entre médias de microdureza para o eletrodo ER70S-6 e diferentes gases na região de ZTA grão grosso.



Fonte: Autor (2023).

De acordo com a Figura 31, a utilização do eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂ implica em um aumento de aproximadamente 7% na dureza da região da ZTA de grão grosso quando comparado com a utilização do mesmo eletrodo combinado com o gás Ar + 15% CO₂.

Além disso, a única região que apresentou significativa diferença entre os valores de microdureza das amostras, foi a região de metal de adição, com isso, na Figura 32 há os respectivos comparativos entre as médias de valores de microdureza nessa região, para as combinações dos eletrodos ER110S-G e ER120S-G com as duas condições de gases avaliados.

Figura 32 - Comparativo entre médias de valores de microdureza na região de metal de adição para os eletrodos ER110S-G e ER120S-G com variação dos gases de soldagem.



Fonte: Autor (2023).

Assim, avaliando a Figura 32.a, verifica-se que no comparativo, fixando o parâmetro gás em Ar + 15% CO₂, quando se utiliza o eletrodo ER120S-G, obtém-se um aumento de dureza de aproximadamente 21%. Já no caso do comparativo da Figura 32.b, a utilização da combinação ER120S-G com Ar + 5% O₂ quando comparada à ER110S-G com Ar + 15% CO₂

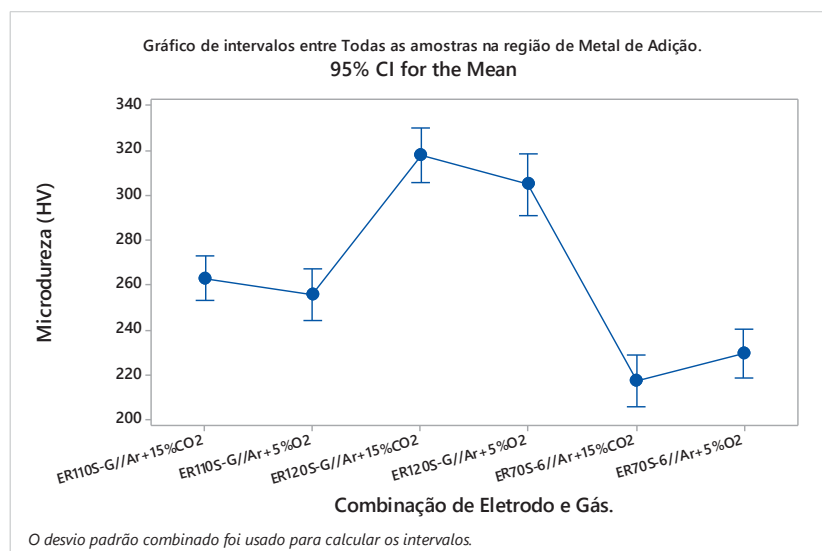
promove um aumento da dureza de aproximadamente 16%. De acordo com a Figura 32.c, a combinação de ER120S-G com Ar + 15% CO₂ promove um aumento de dureza de aproximadamente 24% quando comparada à combinação ER110S-G com Ar + 5% O₂. No caso da Figura 32.d, onde o parâmetro fixado foi o gás Ar + 5% O₂, a utilização do eletrodo ER120S-G promove um aumento de aproximadamente 19% na dureza da região avaliada. Vale ressaltar que para ambos os casos a região avaliada é a de metal de adição.

O eletrodo ER120S-G apresentou melhor comportamento de forma a manter uma dureza mais elevada. Esta dureza mais alta no material de adição faz com que haja maior dificuldade para a formação de trincas, além de acarretar em maior vida em fadiga de um componente estrutural.

Em razão de um dos fatores do eletrodo ER120S-G ter se comportado de forma a manter dureza mais elevada na região de metal de adição é a presença de elementos de liga. A adição destes elementos promove restrição ao movimento das discordâncias, impondo tensões e deformações no retículo em torno dos átomos. Como o material é de baixa liga, é de suma importância compensar isso na região de solda.

Assim, na Figura 33 pode-se observar um comparativo entre todas as amostras na região de metal de adição.

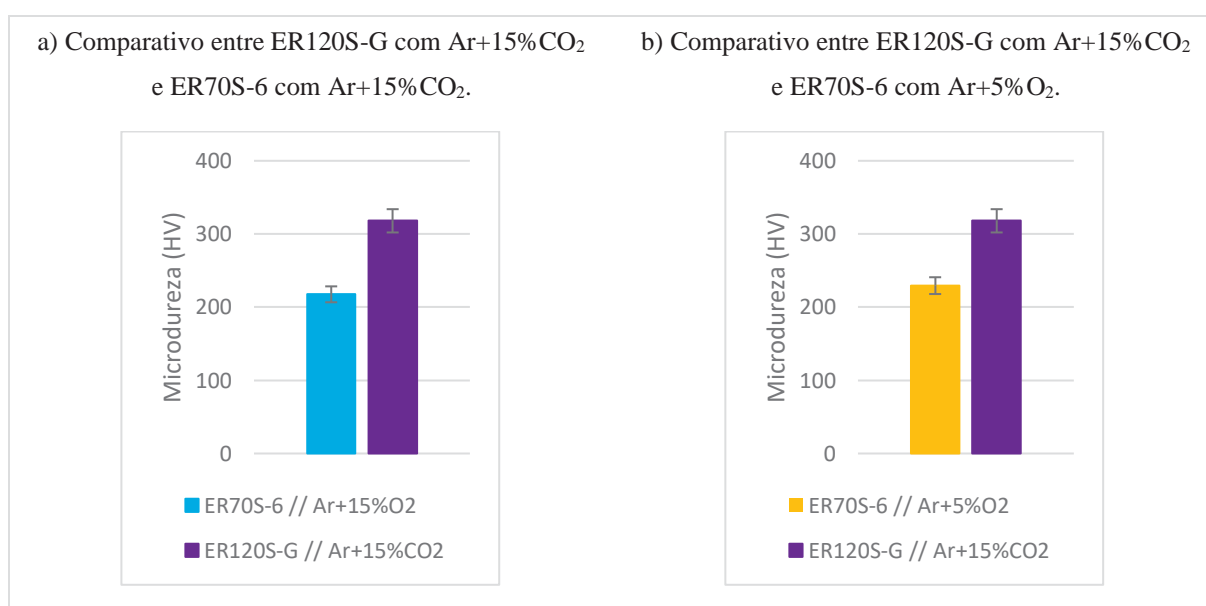
Figura 33 – Comparativo entre todas as amostras na região de metal de adição.



Fonte: Autor (2023).

Observando a Figura 33, conclui-se que, assim como o previsto, devido maior quantidade de elementos de liga, o eletrodo ER120S-G comportou-se significativamente melhor que os demais eletrodos avaliados. Devido a isso, a melhor condição de dureza foi referente à combinação do eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂ podendo ser comparada com as combinações de eletrodo ER70S-6 e com os gases utilizados, como mostra a Figura 34.

Figura 34 - Comparativo entre o eletrodo ER70S-6 com Ar + 5% O₂, com diferentes gases avaliados e o eletrodo ER120S-G com Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

Deste modo, de acordo com a Figura 34.a quando comparado com a combinação ER70S-6 com Ar + 15% CO₂, a combinação ER120S-G com Ar + 15% CO₂ apresentou um aumento de aproximadamente 46% na dureza. Já de acordo com a Figura 34.b, quando comparada com a combinação ER70S-6 com Ar + 5% O₂, a combinação ER120S-G com Ar + 15% CO₂ apresentou aumento de aproximadamente 38% na dureza. Assim, pode-se observar que tal combinação é significativamente melhor do que as combinações dos mesmos gases com o eletrodo ER70S-6.

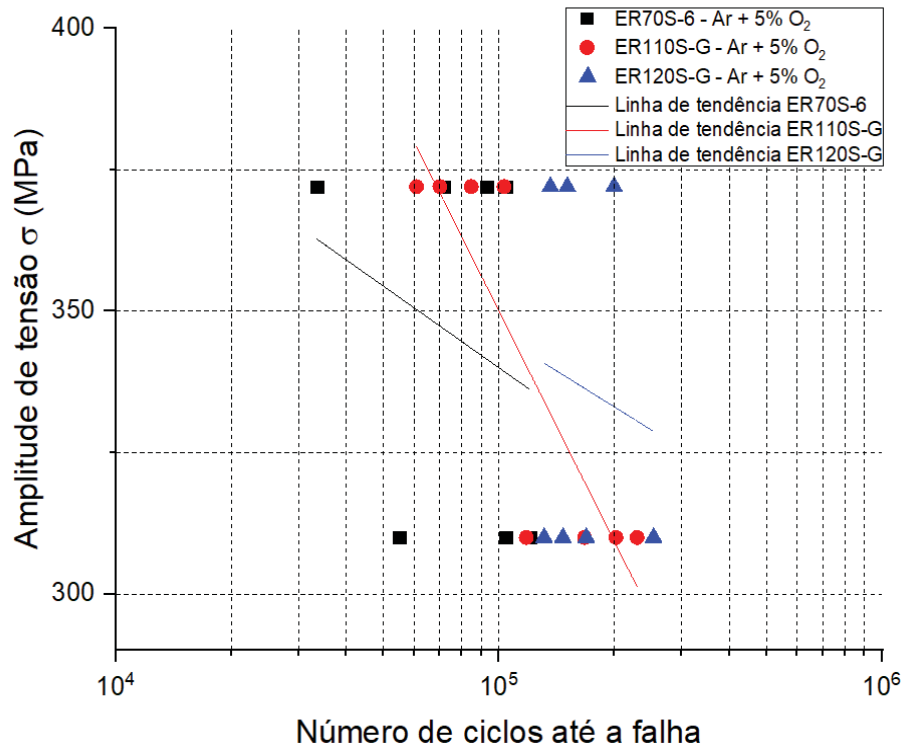
Assim como nos estudos feitos por Haupt *et al.*, (2022), onde se avaliou a influência da composição dos eletrodos nas propriedades mecânicas da zona termicamente afetada em aços ARBL, pouca ou nenhuma diferença estatística na dureza pode ser observada na região de grão grosseiro e de grão refinado, apresentando somente diferença de dureza no metal de adição. Vindo de encontro com as morfologias e microconstituintes identificados no presente trabalho,

como citado por Ngoula *et al.*, (2017) e Hariprasath *et al.*, (2023) as morfologias de ferrita acicular proporcionam propriedades de resistência e tenacidade aprimoradas em juntas soldadas. No caso do eletrodo ER120S-G apresentou uma maior formação de ferrita acicular, seguida do ER110S-G e com menor formação o ER70S-6, o que explica a diferença de dureza entre os eletrodos. Outro fato que pode influenciar nos resultados foi concluído por Gordon *et al.*, (2018), que para os aços ARBL o aporte de térmico acaba tendo influência na dureza, sendo essa maior e mais uniforme para baixos níveis de aporte de calor. Nos estudos de Ribeiro *et al.*, (2021), para as morfologias de ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e ferrita de contorno de grão, apresentaram uma dureza média de 250 HV e desvio padrão de ± 10 HV. Estes resultados acabam por se relacionar aos encontrados no presente trabalho tanto dos microconstituintes identificados quanto da dureza, podendo ainda ser relacionado as diferentes quantidades de ferrita acicular encontrados nos diferentes eletrodos, sendo este microconstituente o qual apresenta a maior dureza.

Sabendo que a redução no tamanho da ZTA também é de suma importância para evitar o surgimento de trincas, e que a amostra que apresentou menor redução no tamanho da ZTA é a amostra referente à combinação do eletrodo ER120S-G com Ar + 5% O₂. Outro fator que faz com que seja preferível a utilização do eletrodo ER120S-G é a avaliação das réplicas, visto que, foi o único que não apresentou diferença nos intervalos de média para todas as regiões avaliadas, independente do gás de proteção utilizado. Isto faz com que haja maior confiabilidade na entrega do produto final.

4.3.3 Ensaio de fadiga

Figura 35 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga realizados utilizando o gás Ar + 5% O₂ e os eletrodos. A partir das linhas de tendência, é possível verificar uma maior vida em fadiga para o eletrodo ER120S-G seguido do eletrodo ER110S-G e, por fim, o eletrodo ER70S-6. Essa tendência se deve ao maior número de elemento de liga presente nos eletrodos ER120S-G e ER110S-G.

Figura 35 - Gráfico de linhas de tendência baseado nos ensaios de fadiga utilizando o gás Ar + 5% O₂.

Fonte: Autor (2023).

É possível notar também, um elevado desvio padrão nas amostras realizadas, apresentado no Quadro 17.

Quadro 17 - Dados obtidos após ensaios de fadiga, utilizando o gás Ar + 5% O₂.

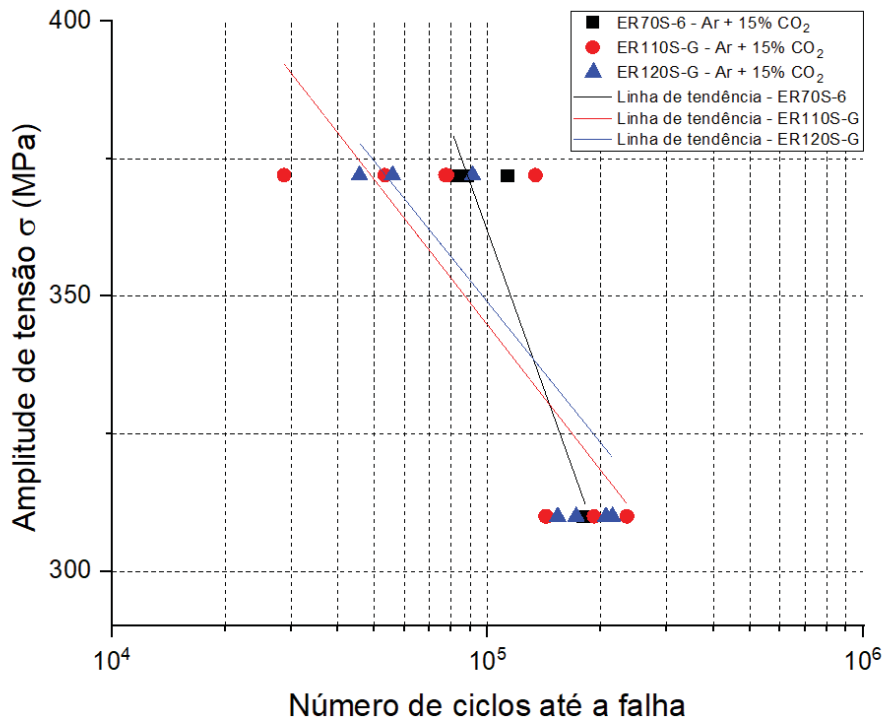
Eletrodo de Solda	CP	% Carga	Tensão (MPa)	Ciclos	Média	Desvio Padrão
ER70S-6	14	60%	372	71.670	75.603	31.146
	12	60%	372	33.512		
	16	60%	372	92.961		
	17	60%	372	104.269		
	11	50%	310	54.943	93.204	34.111
	13	50%	310	120.436		
	15	50%	310	104.234		
ER110S-G	21	60%	372	70.204	79.806	18.469
	22	60%	372	60.946		
	23	60%	372	84.806		
	28	60%	372	103.268		
	24	50%	310	167.480	179.326	48.192
	25	50%	310	229.590		
	26	50%	310	117.911		

	27	50%	310	202.324		
ER120S-G	33	60%	372	199.886	162.361	33.312
	35	60%	372	136.279		
	36	60%	372	150.917		
	31	50%	310	253.445	175.254	54.399
	32	50%	310	131.254		
	37	50%	310	147.125		
	38	50%	310	169.191		

Fonte: Autor (2023).

Na Figura 36 é apresentado o gráfico com as linhas de tendência para os testes de fadiga realizados com as Ar + 15% CO₂. Para a carga de 60% diferentemente do ocorrido com o outro gás o eletrodo ER70S-6 apresentou maior vida em fadiga, seguido pelo ER120S-G e após o ER110S-G. Utilizando a carga de 50% houve uma inversão na linha de tendência, com o eletrodo ER120S-G com maior número de ciclos, próximo a ele o ER110S-G e seguido pelo ER70S-6 com menor número.

Figura 36 - Gráfico de linhas de tendência baseado nos ensaios de fadiga utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

O Quadro 18 apresenta os dados obtidos, juntamente com o desvio padrão e média de ciclos por condição.

Quadro 18 - Dados obtidos após ensaios de fadiga, utilizando o gás Ar + 15% CO₂.

Eletrodo	CP	% Carga	Tensão (MPa)	Ciclos	Média	Desvio Padrão
ER70S-6	41	60%	372	81.118	91.448	14.543
	42	60%	372	112.843		
	43	60%	372	83.815		
	49	60%	372	88.014		
	44	50%	310	182.389	181.063	1.395
	45	50%	310	181.192		
	46	50%	310	179.608		
ER110S-G	56	60%	372	78.051	74.340	39.166
	57	60%	372	28.740		
	58	60%	372	77.329		
	59	60%	372	53.311		
	599	60%	372	134.271		
	51	50%	310	143.837	189.768	45.843
	52	50%	310	234.692		
	53	50%	310	235.251		
	54	50%	310	192.235		
	55	50%	310	142.824		
ER120S-G	61	60%	372	55.885	64.265	25.025
	63	60%	372	91.276		
	70	60%	372	45.635		
	64	50%	310	215.141	187.015	28.837
	65	50%	310	172.276		
	66	50%	310	153.893		
	68	50%	310	206.748		

Fonte: Autor (2023).

Assim como nos estudos realizados por Ślęzak (2020), os aços ARBL apresentam a zona recristalizada como o maior problema, tendo o início da trinca na linha de fusão ou ao lado da raiz da solda, sendo observado em todos os testes realizados, a quebra do corpo de prova ao lado do cordão. Como também relatado por Kim, Hwang (2020), a deformação da junta soldada não é uniforme em relação ao material base, sendo maior na região de tensão de escoamento mais baixa. Ainda afirmado por Kim, Hwang (2020), a resistência estática do material não se mostra crucial para a falha por fadiga nas estruturas soldadas, mas altas forças dinâmicas causam falha repentina por fadiga em apenas alguns ciclos. Da mesma forma ocorreu no presente estudo, onde o eletrodo ER120S-G soldado utilizando o gás Ar + 15% CO₂

apresentou um resultado de tensão a escoamento superior aos demais, nos testes de fadiga acabou não apresentando a mesma performance.

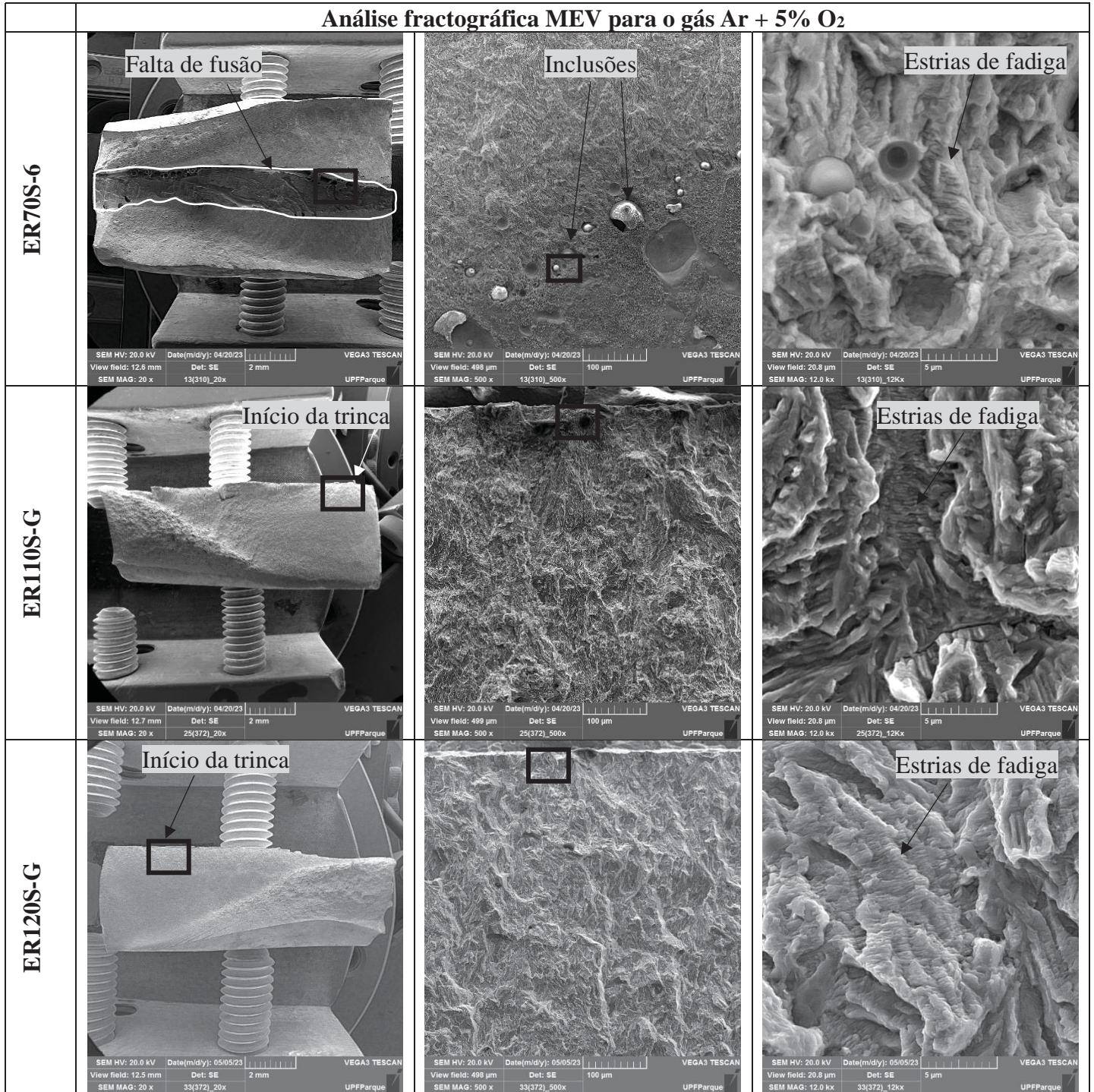
Segundo os estudos de Hariprasath *et al.*, (2023) e Stoschka *et al.*, (2013) o fator de entalhe geométrico prejudicaram a vida em fadiga dos testes. Ainda como concluído por Stoschka *et al.*, (2013), nos estudos onde se avaliou a influência das combinações de metal de adição e gás de proteção na vida em fadiga de aços de alta resistência e baixa liga, o efeito do entalhe geométrico apresenta uma maior influência no comportamento da vida em fadiga. A minimização do efeito do entalhe apresenta um aumento da vida em fadiga de até 70%, enquanto a variação do metal de adição e gás contribuiu cerca de 7% com o aumento da vida em fadiga. Estas conclusões acabam indo de acordo com os resultados encontrados por este estudo e constatado nos testes realizados, onde efeito geométrico da junta soldada apresenta maior influência na vida em fadiga, sendo visto que as curvas em alguns casos apresentam proximidade independente do eletrodo e gás utilizado.

Percebe-se uma grande variabilidade nos resultados de fadiga em todos os testes realizados, em função do processo manual de soldagem, onde podem ser encontrados alguns tipos de defeitos como mordeduras e falta de fusão, o que ocasiona um aumento na variação dos ciclos obtidos em ensaios, devido a diferenças encontradas entre amostras.

4.3.3.1 Análise fractográfica ensaios de fadiga MEV

Neste capítulo são apresentadas as imagens no MEV das fraturas dos corpos de prova de fadiga. No Quadro 19 estão dispostas as imagens fractográficas dos três eletrodos soldados utilizando o gás Ar + 5% O₂.

Quadro 19 - Análise fractográfica MEV para as soldagens realizadas com o gás Ar + 5% O₂.

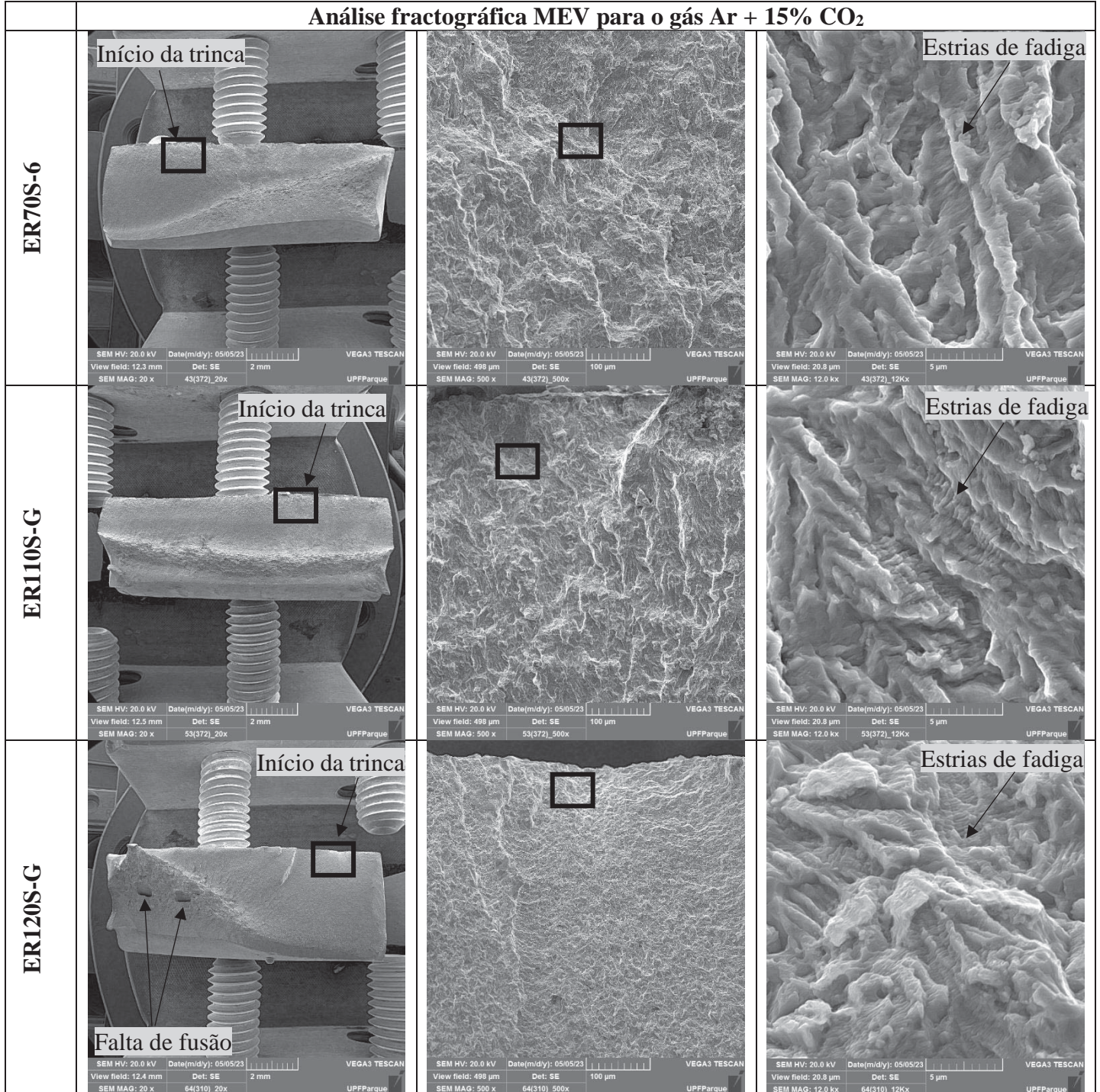


Fonte: Autor (2023).

Nas imagens apresentadas no Quadro 19 é possível verificar as estrias de fadiga e alguns defeitos presentes em algumas amostras, assim como as regiões de iniciação da trinca na

margem do cordão devido a geometria. No Quadro 20 são apresentas as fractográfias para a soldagem feitas com Ar + 15% CO₂.

Quadro 20 - Análise fractográfica MEV para as soldagens realizadas com o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

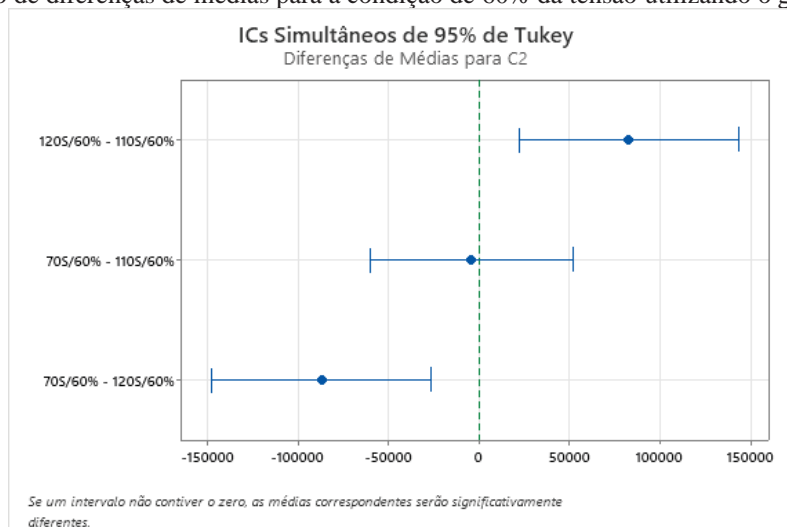
No Quadro 20 verifica-se as estrias de fadiga é possíveis início das fraturas, estas iniciando a margem do reforço da solda devido a geometria do cordão.

4.3.3.2 Análise estatística ensaios de fadiga

Após a verificação dos dados, foram obtidas análises estatísticas de Tukey, sendo realizadas comparando os dados dos três eletrodos e dois gases utilizados para as situações de 60% e 50% da tensão 620 MPa, carga utilizada.

A Figura 37 indica as diferenças entre as médias dos eletrodos soldados com Ar + 5% O₂, utilizando 60% da tensão, o teste Tukey confere se a linha dos zeros cortar o intervalo de médias, desta forma há similaridade estatística entre as amostras.

Figura 37 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O₂.

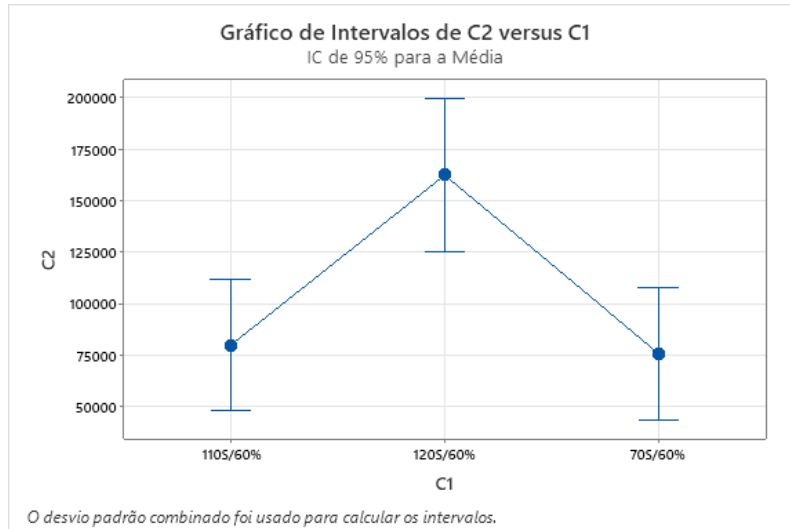


Fonte: Autor (2023).

Nota-se que, na comparação entre os eletrodos ER70S-6 e ER110S-G, não se destaca diferença nas médias, já para as outras duas comparações, nota-se que as médias são estatisticamente diferentes.

Sabendo que há diferença entre as amostras, na Figura 38, pode-se observar a diferença quantitativa no número de ciclos com a utilização do gás Ar + 5% O₂ e dos diferentes eletrodos.

Figura 38 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O₂.

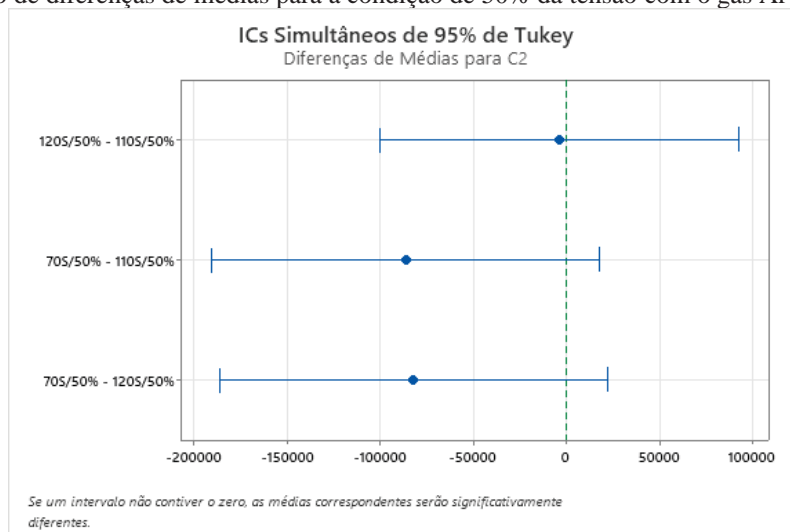


Fonte: Autor (2023).

Assim, ainda, de acordo com a Figura 38, pode-se observar que o eletrodo ER120S-G apresentou superioridade, com maior número de ciclos possibilitando maior vida em fadiga que os demais eletrodos avaliados, já que aqui se leva em consideração o desvio padrão das amostras.

A Figura 39 e a Figura 40 representam os mesmos testes mencionados anteriormente, porém, os dados são referentes à solicitação da 50% da tensão, onde, na Figura 39, tem-se a diferença entre as médias das amostras.

Figura 39 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 50% da tensão com o gás Ar + 5% O₂.

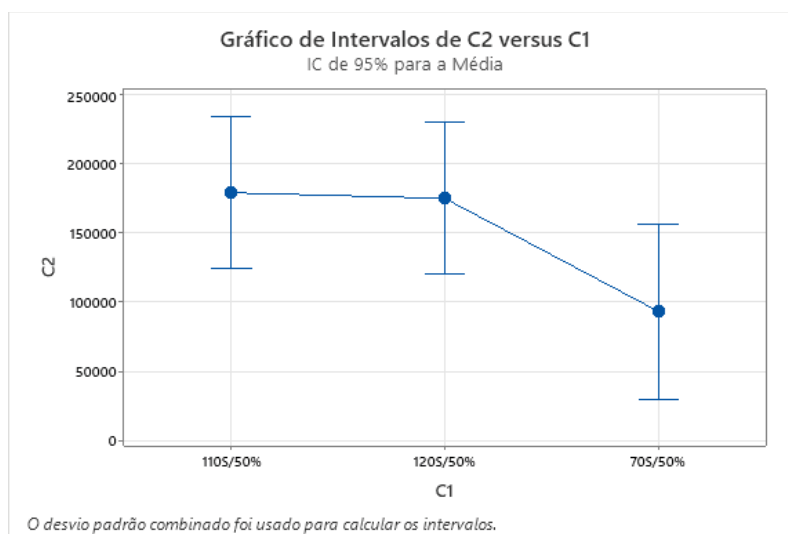


Fonte: Autor (2023).

Ainda observando a Figura 39, nota-se que não há diferença estatística entre as amostras com a utilização de 50% da carga, visto que, a linha dos zeros corta todos os intervalos das médias.

Na Figura 40, pode-se observar os intervalos de médias referente a cada eletrodo, considerando o desvio padrão.

Figura 40 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 5% O₂.

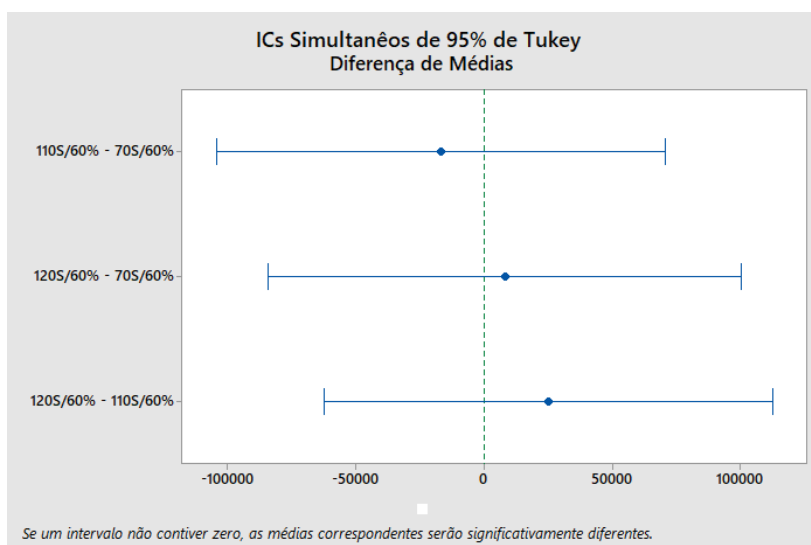


Fonte: Autor (2023).

Como já mencionado anteriormente, de acordo a Figura 39, e observando a Figura 40, não há diferença estatística no número de ciclos com a utilização da carga de 50% para as amostras utilizando o gás Ar + 5% O₂.

A Figura 41 indica as diferenças entre as médias dos eletrodos soldados com Ar + 15% CO₂, utilizando 60% da tensão.

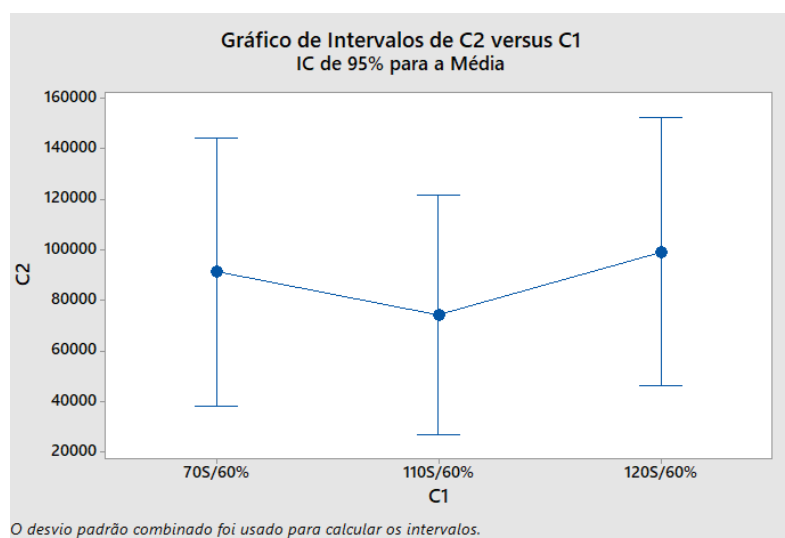
Figura 41 – Gráfico de diferenças de médias para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

Neste caso nenhuma combinação apresenta diferença significativa, utilizando 60% da carga. Na Figura 42, observa-se a diferença quantitativa no número de ciclos com a utilização do gás Ar + 15% CO₂ com os diferentes eletrodos.

Figura 42 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 60% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO₂.

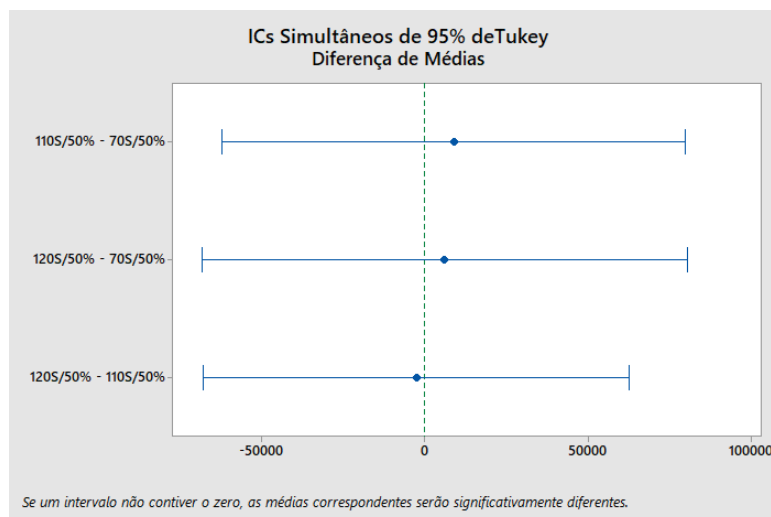


Fonte: Autor (2023).

Na Figura 42, pode-se observar que nenhum eletrodo apresentou diferença estatística no número de ciclos para esta carga, pois em todos os casos o desvio padrão das amostras acaba sendo elevado.

A Figura 43 traz a diferença de médias para a condição de 50% da carga utilizando o gás Ar + 15% CO₂.

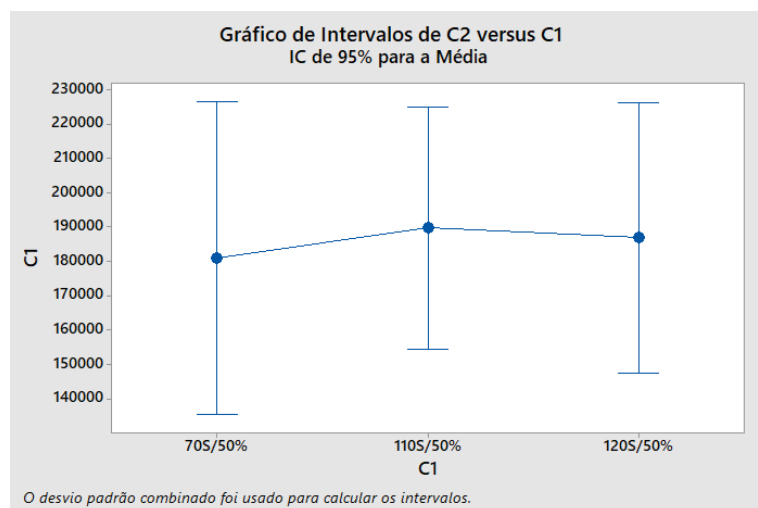
Figura 43 - Gráfico de diferenças de médias para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

Como na condição anterior de 60% não houve diferença estatística para os corpos de prova avaliados com 50% da carga. A Figura 44 observa-se o gráfico para cada eletrodo testado.

Figura 44 - Gráfico de Intervalos N Ciclos x Eletrodo para a condição de 50% da tensão utilizando o gás Ar + 15% CO₂.



Fonte: Autor (2023).

A Figura 44 indica que não houve diferença significativa entre o número de ciclos e o eletrodo utilizado. Vindo ao encontro dos estudos de Hariprasath *et al.*, (2023) e Stoschka *et al.*, (2013), onde apontaram que o fator geométrico prejudica a vida em fadiga dos testes, sendo nos estudos do presente trabalho foram mantidos os reforços da solda, este acaba atuando como

um concentrador de tensão e levando a falha precoce dos eletrodos mais resistentes e os igualando aos de menor resistência.

5 CONCLUSÕES

Observando o presente estudo, conclui-se que a parametrização da soldagem foi devidamente realizada, de forma que os parâmetros variados foram os eletrodos e os gases de proteção, os quais possibilitaram um comparativo entre estes.

As análises micrográficas permitiram avaliar visualmente que na maioria das amostras, a utilização do gás Ar + 5% O₂ afeta no tamanho da ZTA de forma a reduzi-la com todos os eletrodos ensaiados, sendo possível ainda detectar defeitos de soldagem presentes, os quais acabam diminuindo o tempo de vida em fadiga dos componentes.

Nos resultados de microdureza para as amostras avaliadas, a maior dureza se deu na região do metal de adição, sendo o eletrodo ER120S-G utilizando Ar + 15% CO₂ os mais duros em relação aos demais eletrodos avaliados. Este, também apresentou em torno de 40% de aumento na dureza, quando comparado com o eletrodo ER70S-6 (eletrodo padrão). Não houve diferença estatística de dureza nas regiões de grão refinado e grão grosseiro na avaliação com todos os eletrodos.

Ainda foi possível verificar que para a soldagem utilizando o gás Ar + 15% CO₂ o material de adição ER70S-6 apresentou o menor limite de escoamento médio nos ensaios de tração com 550 MPa, tendo propensão em apresentar falhas quando a solicitação for maior que o limite de escoamento do material base. A maior resistência para este ensaio se deu com o eletrodo ER120S-G combinado com o gás Ar + 15% CO₂ com um a tensão de escoamento média de 680 MPa. Demais eletrodos apresentaram resistência estatística similar.

Na parte metalúrgica das amostras, as soldadas utilizando o eletrodo ER120S-G com ambas as combinações de gases apresentaram maior formação de ferrita acicular, na ZTA e no metal de adição, esta formação apresenta resistência mecânica superior a outras formações encontradas. Seguido pelo eletrodo ER110S-G o qual apresentou formação de ferrita acicular com algumas fases secundárias, tendo o eletrodo ER70S-6 com ambos os gases a maior formação de fases secundárias. Nas análises fractográficas foi possível identificar regiões de iniciação das trincas, como também falta de fusão em algumas amostras, assim como as estrias de fadiga dos ensaios.

Nos ensaios de fadiga de alta carga e baixo ciclo, o eletrodo ER120S-G soldado utilizando o gás Ar + 5% O₂ apresentou número de ciclos superior aos demais para a condição de 60% de carga, tendo média de 162 mil ciclos. Demais condições com carga de 60% apresentaram médias variando de 74 a 99 mil ciclos estatisticamente iguais. Para a condição de

50% da carga, apenas a combinação do eletrodo ER70S-6 com o gás O₂ apresentou uma performance inferior aos demais com 93 mil ciclos, as outras combinações variando de 175 a 189 mil ciclos sendo estatisticamente iguais. Embora seja necessário maior número de amostras para um resultado de fadiga conclusivo, os resultados obtidos em todos os testes realizados apontam para um melhor desempenho do eletrodo ER120S-G com a combinação com o gás Ar + 5% O₂, mas o gás apresentando pouca ou nenhuma influência na resistência mecânica.

6 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros, comparativo com outros processos de soldagem como a soldagem a laser e a automação do processo evitando alguns defeitos relacionados e soldagem e melhor padronização da mesma.

REFERÊNCIAS

- ASTM E3-11 (2017), **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- ASTM E8/E8M-22 (2022), **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2022.
- BRANCO, Ricardo; BERTO, Filippo. High-Strength Low-Alloy Steels. **Metals**, v. 11, n. 7, p. 1000, 2021.
- CHACÓN-FERNÁNDEZ, Sandra; GARCÍA, Antonio Portolés; LABANDA, Gerardo Román. Influence of parameters on the microstructure of a duplex stainless steel joint welded by a GMAW welding process. **Progress in Natural Science: Materials International**, v. 32, n. 4, p. 415-423, 2022.
- DA SILVA, Marcos Saalfeld *et al.* Analysis of fatigue-related aspects of FCAW and GMAW butt-welded joints in a structural steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 42, n. 1, p. 67, 2020.
- DE MELO, Leonardo Gadelha Tumajan Costa; CARDOSO, Francisco Ilo Bezerra; FERREIRA, Ricardo Artur Sanguinetti. Previsão das Dimensões da Zona Termicamente Afetada de Juntas Soldadas com Variação de Parâmetros de Soldagem. **Revista de Engenharia e Pesquisa Aplicada**, v. 3, n. 1, 2016.
- DENISA, Medvecká *et al.*, Examination of fatigue life of HSLA Domex 700 MC welded joints. **Transportation Research Procedia**, v. 55, p. 533-537, 2021.
- DZIOBA, Ihor; PAŁA, Robert. Strength and fracture toughness of Hardox-400 steel. **Metals**, v. 9, n. 5, p. 508, 2019.
- ESAB. Processo de Soldagem: MIG/MAG (GMAW). 2022. Disponível em: https://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_mig_mag_gmaw.cfm. Acesso em: 03 nov. 2022.
- FENG, Jiecai *et al.* Effects of welding velocity on the impact behavior of droplets in gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 11, p. 2163-2172, 2012.
- FURTUOSO, Maria Cristina Ortiz; DE CAMARGO BARROS, Geraldo Santy Ana; GUILHOTO, Joaquim José Martins. O produto interno bruto do complexo agroindustrial brasileiro. **Revista de Economia e Sociologia Rural**, v. 36, n. 3, p. 9-32, 2019.
- GARCIA, Amauri. SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaios dos materiais**. 2^a ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- GORDON, J. V. *et al.*, Fatigue crack growth anisotropy, texture and residual stress in austenitic steel made by wire and arc additive manufacturing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 724, p. 431-438, 2018.

HARIPRASATH, P. *et al.* Effect of the welding technique on mechanical properties and metallurgical characteristics of the naval grade high strength low alloy steel joints produced by SMAW and GMAW. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 37, p. 584-595, 2022.

HARIPRASATH, P. *et al.* Effect of welding processes on high cycle fatigue behavior for naval grade HSLA joints: A fatigue strength prediction. **Engineering Failure Analysis**, v. 142, p. 106783, 2022.

HARIPRASATH, P. *et al.* Influence of stress ratio on fatigue behaviour of gas metal arc welded naval grade HSLA steel joints: Assessment of safe and unsafe region for ship hull fabrication. **Engineering Failure Analysis**, v. 148, p. 107216, 2023.

HARIPRASATH, P. *et al.*, Evaluation of high cycle fatigue behavior of flux cored arc welded naval grade DMR249 A grade steel joints for ship hull structures. **Forces in Mechanics**, v. 11, p. 100189, 2023.

HAUPT, W. *et al.*, Effect of wire electrode and shielding gas compositions on the mechanical properties of DOMEX 700 steel welded by the GMAW-P process. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 40, n. 4, p. 1-11, 2018.

HAUPT, W. *et al.* INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO DOS ELETRODOS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA EM AÇOS ARBL. In: Anais do Congresso Internacional de Engenharia Mecânica e Industrial. Anais...São Paulo (SP) CREA-SP, 2022. Disponível em: <<https://www.even3.com.br/anais/xxiiconemi/570033-INFLUENCIA-DA-COMPOSICAO-DOS-ELETRODOS-NAS-PROPRIEDADES-MECANICAS-DA-ZONA-TERMICAMENTE-AFETADA-EM-ACOS-ARBL>>. Acesso em: 06/07/2023 02:37

HAUPT, W. *et al.*, AVALIAÇÃO GEOMÉTRICA E MICROESTRUTURAL DE SOLDAS EM AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA APLICADOS NA INDÚSTRIA AGRÍCOLA. In: Anais do Congresso Internacional de Engenharia Mecânica e Industrial. Anais...São Paulo (SP) CREA-SP, 2022. Disponível em: <<https://www.even3.com.br/anais/xxiiconemi/570032-AVALIACAO-GEOMETRICA-E-MICROESTRUTURAL-DE-SOLDAS-EM-ACOS-DE-ALTA-RESISTENCIA-APLICADOS-NA-INDUSTRIA-AGRICOLA>>. Acesso em: 06/07/2023 02:40

IBRAHIM, Izzatul Aini *et al.* The Effect of Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes on different welding parameters. **Procedia Engineering**, v. 41, p. 1502-1506, 2012.

JAHNS, Hendrik, *et al.* Material Behavior of High-Strength Low-Alloy Steel (HSLA) WAAM Walls in Construction. **Metals**. 13 (3), 589, 2023.

JAMBOR, Michal *et al.* Microstructure and the fatigue crack propagation in the dissimilar low alloy/stainless steel GMAW welded joints. **Materials Characterization**, v. 191, p. 112119, 2022.

JIMÉNEZ-PEÑA, Carlos, *et al.* Failure mechanisms of mechanically and thermally produced holes in high-strength low-alloy steel plates subjected to fatigue loading. **Metals**. 10 (3), 318, 2020.

KIM, Younghune; HWANG, Woonbong. Effect of weld seam orientation and welding process on fatigue fracture behaviors of HSLA steel weld joints. **International Journal of Fatigue**, v. 137, p. 105644, 2020.

KOBELCO. Soldadura dos aços de carbono médio/alto e dos aços especiais. Disponível em: <https://www.kobelcowelding.jp/portuguese/educationcenter/medium/medium02.html>. Acesso em: 03 nov. 2022.

KODUR, Venkatesh K.; AZIZ, Esam M. Effect of temperature on creep in ASTM A572 high-strength low-alloy steels. **Materials and Structures**, v. 48, n. 6, p. 1669-1677, 2015.

LAN, Liangyun; YU, Meng; QIU, Chunlin. On the local mechanical properties of isothermally transformed bainite in low carbon steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 742, p. 442-450, 2019.

LEE, Seok Gyu *et al.* Effects of local-brittle-zone (LBZ) microstructures on crack initiation and propagation in three Mo-added high-strength low-alloy (HSLA) steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 760, p. 125-133, 2019.

LI, Dayong *et al.* Effects of shielding gas on GMAW of 10Ni5CrMoV HSLA steel using high Cr-Ni austenitic wire. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 259, p. 116-125, 2018.

LI, Ning *et al.* Effect of Dynamic Recrystallization on the Transformed Ferrite Microstructures in HSLA Steel. **Metals**, v. 10, n. 6, p. 817, 2020.

MILOVIC, Ljubica *et al.* Experimental Analysis of HSLA Steel Welded Joint Fracture Behaviour. **Procedia Structural Integrity**, v. 42, p. 1497-1502, 2022.

MIRZAEI, M. *et al.* Study of welding velocity and pulse frequency on microstructure and mechanical properties of pulsed gas metal arc welded high strength low alloy steel. **Materials & Design**, v. 51, p. 709-713, 2013.

MODENESI, Paulo José; MARQUES, Paulo Villani; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem-fundamentos e tecnologia**. Editora UFMG, 2005.

MOHANDAS, T.; REDDY, G. Madhusudan; KUMAR, B. Satish. Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 88, n. 1-3, p. 284-294, 1999.

MORAVEC, Jaromir, *et al.* Determination of grain growth kinetics and assessment of welding effect on properties of S700MC steel in the HAZ of welded joints. **Metals** 9 (6), 707, 2019.

NGOULA, *et al.* Fatigue crack growth in cruciform welded joints: Influence of residual stresses and of the weld toe geometry. **International Journal of Fatigue**, v. 101, p. 253-262, 2017.

PANCHENKO, Oleg *et al.*, Effect of thermal history on microstructure evolution and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of HSLA steel functionally graded components. **Materials Science and Engineering: A**, v. 851, p. 143569, 2022.

PORTER, David A.; EASTERLING, Kenneth E. **Phase transformations in metals and alloys (revised reprint)**. CRC press, 2009.

RAMARAO, M. *et al.* Optimizing GMAW parameters to achieve high impact strength of the dissimilar weld joints using Taguchi approach. **Materials Today: Proceedings**, v. 50, p. 861-866, 2022.

RIBEIRO, Henrique Varella *et al.* Effect of laser welding heat input on fatigue crack growth and CTOD fracture toughness of HSLA steel joints. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 11, p. 801-810, 2021.

RIOFRÍO, Patricio G., FERREIRA José, CAPELA Carlos. Imperfections and modelling of the weld bead profile of laser butt joints in HSLA steel thin plate. **Metals**. 11 (1), 151, 2021.

SANTOS, Carlos Eduardo Figueiredo dos. **Processos de soldagem: conceitos, equipamentos e normas de segurança**. [S. l.]: Érica, 2015. 152 p.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. Artliber, 2008.

SHEN, Fei *et al.* Fatigue damage evolution and lifetime prediction of welded joints with the consideration of residual stresses and porosity. **International Journal of Fatigue**, v. 103, p. 272-279, 2017.

SHI Shih-Chen, WANG Wei-Cheng, KO Dun-Kai. Influence of inclusions on mechanical properties in flash butt welding joint of high-strength low-alloy steel. **Metals**. 12 (2), 242, 2022.

ŚLEZAK, Tomasz. Fatigue examination of HSLA steel with yield strength of 960 MPa and its welded joints under strain mode. **Metals**. 10 (2), 228, 2020.

STOSCHKA, Michael *et al.* Effect of high-strength filler metals on the fatigue behaviour of butt joints. **Welding in the World**, v. 57, p. 85-96, 2013.

SUMESH, A. *et al.* Decision tree based weld defect classification using current and voltage signatures in GMAW process. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 2, p. 8354-8363, 2018.

TAMURA, Imao; SEKINE, Hiroshi; TANAKA, Tomo. **Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels**. Butterworth-Heinemann, 2013.

TATAGIBA, Luiz Claudio Soares; GONÇALVES, Renata Barbosa; PARANHOS, Ronaldo. Tendências no desenvolvimento de gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 218-228, 2012.

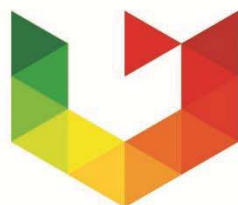
TEWARI, S. P.; GUPTA, Ankur; PRAKASH, Jyoti. **Effect of welding parameters on the weldability of material**. International Journal of Engineering Science and Technology, v. 2, n. 4, p. 512-516, 2010.

THEWLIS, G. Classification and quantification of microstructures in steels. **Materials Science and technology**, v. 20, n. 2, p. 143-160, 2004.

VISHNYAKOV, VI *et al.* Efeitos da temperatura e vazão do gás de proteção na distribuição granulométrica dos fumos de soldagem. **Journal of Aerosol Science**, v. 114, p. 55-61, 2017.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; DE MELLO, Fabio Decourt Homem. **Soldagem: processos e metalurgia**. Editora Blucher, 1992.

XIONG, Yunfeng; LI, Zongmin; LIU, Tao. Toughening and Hardening Limited Zone of High-Strength Steel through Geometrically Necessary Dislocation When Exposed to Electropulsing. **Materials**, v. 15, n. 17, p. 5847, 2022.



UPF
UNIVERSIDADE
DE PASSO FUNDO

UPF Campus I - BR 285, São José
Passo Fundo - RS - CEP: 99052-900
(54) 3316 7000 - www.upf.br