



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚGICA E DE MATERIAIS**  
**CURSO DE ENGENHARIA METALÚRGICA**

**FILIFE ANDRADE MUBARAC ROMCY**

**ESTUDO EXPLORATÓRIO DOS EFEITOS DAS VARIÁVEIS DE SOLDAGEM POR**  
**ARCO SUBMERSO SOBRE DEPÓSITOS DE REVESTIMENTO DURO**  
**UTILIZANDO FLUXO LIGADO**

**FORTALEZA**

**2017**

FILIFE ANDRADE MUBARAC ROMCY

ESTUDO EXPLORATÓRIO DOS EFEITOS DAS VARIÁVEIS DE SOLDAGEM POR  
ARCO SUBMERSO SOBRE DEPÓSITOS DE REVESTIMENTO DURO  
UTILIZANDO FLUXO LIGADO

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA

2017

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

R661e Romcy, Filipe Andrade Mubarac.

Estudo exploratório dos efeitos das variáveis de soldagem por arco submerso sobre depósitos de revestimento duro utilizando fluxo ligado / Filipe Andrade Mubarac Romcy. – 2017.

93 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2017.

Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. Soldagem a Arco Submerso. 2. Revestimento Duro. 3. Fluxo Ligado. I. Título.

CDD 669

---

FILIFE ANDRADE MUBARAC ROMCY

ESTUDO EXPLORATÓRIO DOS EFEITOS DAS VARIÁVEIS DE SOLDAGEM POR  
ARCO SUBMERSO SOBRE DEPÓSITOS DE REVESTIMENTO DURO  
UTILIZANDO FLUXO LIGADO

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: \_\_\_\_/\_\_\_\_/\_\_\_\_.

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

A Deus.

A minha vó, Madalena.

A meus pais, Sergio e Jeane.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus, por seu amor incondicional e toda graça imerecida.

A minha vó, por todo o apoio e suporte ao longo da minha vida.

A meus pais, pelo amor, educação e sacrifícios oferecidos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, por seus ensinamentos, orientação, paciência e disponibilidade.

Aos professores, Dr. Marcelo Ferreira Motta, Dr. Willys Machado Aguiar e Dr. Cleiton Carvalho Silva pela contribuição intelectual e suporte.

Aos Engenheiros, Émerson Miná, Davi Aires, Pedro Helton e Rafaella Silva pela disponibilidade e disposição.

Aos meus colegas de curso, Alessandro, Marília, Dinamon e Marcos Rinaldo pela parceria e amizade.

Aos bolsistas de graduação e pós-graduação do Laboratório de Pesquisa em Tecnologia da Soldagem (LPTS), pela ajuda na parte prática do trabalho e boa convivência.

A todos os que não foram citados e contribuíram de forma direta ou indireta para o desenvolvimento deste trabalho.

“Tudo o que fizerem, façam de todo o coração, como para o Senhor e não para os homens...”

*(Colossenses 3:23)*

## RESUMO

O setor de revestimentos resistentes ao desgaste atua nas áreas de fabricação e reparo de peças e equipamentos voltados para aplicações que exigem boa performance em condições abrasivas. A indústria de revestimentos tem como grande desafio o aumento da produção aliado a ganhos de qualidade. A soldagem a arco submerso agrega maiores de velocidade de soldagem e altas taxas de deposição com bom acabamento superficial do cordão de solda, desta forma, esta técnica se encaixa como uma ferramenta de grande potencial para aplicações destes revestimentos, principalmente com a utilização de fluxo ligado. No entanto, a carência de estudos relacionados a utilização do arco submerso e fluxo ligado em revestimentos duros, retarda o avanço tecnológico. Motivado ao exposto, este trabalho tem como objetivo contribuir com o estudo da exploração dos efeitos das variáveis de soldagem a arco submerso aplicada a revestimentos duros utilizando fluxo ligado sob aspectos do cordão de solda. Utilizando corrente alternada, a tensão e os parâmetros de intensidade e tempo da corrente em determinada polaridade (*offset* e *balanço*), compuseram os fatores de controle a serem estudados. Seguidamente, se realizou a avaliação do perfil geométrico, aspectos visuais, microdureza, análise de composição química por EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) e caracterização microestrutural. Foi utilizado como metal de adição o eletrodo AWS SFA-5.17 EL12 com 3,2 mm de diâmetro, metal base ASTM A36 e fluxo ligado DIN 8555/UP-1-GW-350. Os resultados mostraram que o *offset* foi o fator que mais influenciou a porosidade superficial e o *balanço* causou maior variação no reforço. A energia de soldagem foi afetada somente pela tensão. O aumento de 50% na tensão provou que é possível adicionar maiores os teores de Mn, Cr e Si na zona fundida e, conseqüentemente, aumentar a dureza em 87,5%. As amostras soldadas com maior energia se caracterizaram por uma estrutura dendrítica na zona fundida acompanhada de microsegregação de elementos de liga, com microestrutura composta por bainita, martensita e ferrita de Widmanstätten. E para amostras soldadas com menor energia, na zona fundida, a microestrutura foi martensita, ferrita acicular, ferrita alotriomorfa e ferrita de Widmanstätten.

**Palavras-Chaves:** Soldagem a Arco Submerso; Revestimento duro; Fluxo ligado.

## ABSTRACT

The wear resistant coatings industry operates in the areas of manufacturing and repair of parts and equipment for applications that require good performance under abrasive conditions. The challenge of the coating industry is the increase of the production combined with the gains of quality. SAW adds high rates of welding speed and deposition with a good surface finish of the weld bead, so this technique fits as a tool with great potential for applications of these coatings, mainly with the use of alloy flux. However, the lack of studies associated to the use of the submerged arc and alloy flux in hardfacing, slows the technological advance. Motivated to this, this work aims to contribute to the study of the exploration of the effects of the variables of submerged arc welding applied to hard coatings using alloy flux on aspects of the weld bead. Using alternating current, the voltage and the parameters of intensity and time of the current in a certain polarity (*offset* and *balance*), composed the control factors to be studied. Afterwards, the geometric profile, visual aspects, microhardness, analysis of chemical composition by EDS (Energy Dispersive System) and microstructural characterization were evaluated. Was used the AWS SFA-5.17 EL12 electrode with 3.2 mm diameter, base metal ASTM A36 and alloy flux DIN 8555/UP-1-GW-350. The results showed that *offset* was the factor that most influenced the surface porosity and the *balance* caused a greater variation in the weld deposition. The welding energy was affected only by the voltage. The 50% increase in voltage proved that it is possible to add higher Mn, Cr and Si contents in the melt zone and, consequently, increase the hardness by 87.5%. The welded samples with higher energy were characterized by a dendritic structure in the molten zone accompanied by microsegregation of alloying elements, with microstructure composed of bainite, martensite and Widmanstätten ferrite. And for welded samples with lower energy, in the molten zone, the microstructure was martensite, acicular ferrite, allotriomorphic ferrite and Widmanstätten ferrite.

**Keywords:** SAW; Hardfacing; Alloy flux.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquema de diferentes tamanhos de arco elétrico submersos em fluxo de soldagem. ....	16
Figura 2. Esquemática do arco submerso durante o processo .....	19
Figura 3. Equipamento para soldagem a arco submerso: (a) Desenho esquemático e (b) equipamento industrial.....	20
Figura 4. Robô para Soldagem a Arco Submerso .....	21
Figura 5. Comparação da velocidade de subida da corrente na abertura do arco para .....	22
Figura 6. Modos de soldagem para revestimentos duros.....	29
Figura 7. Efeito do teor de carbono na resistência ao desgaste .....	32
Figura 8. Micrografia de uma estrutura martensítica .....	34
Figura 9. Bancada de soldagem .....	37
Figura 10. Fluxograma das etapas do trabalho .....	38
Figura 11. Sequência de soldagem .....	40
Figura 12. Aparadores de fluxo .....	41
Figura 13. Dimensionamento dos corpos de prova .....	42
Figura 14. Posicionamento da tocha durante a soldagem .....	43
Figura 15. Cordão de solda e sua respectiva escoria .....	43
Figura 16. Relação do offset com o perfil geométrico do cordão .....	45
Figura 17. Relação do balanço com o perfil geométrico do cordão .....	45
Figura 18. Software utilizado para medição do perfil geométrico .....	47
Figura 19. Ilustração de um gráfico de corrente alternada e suas variáveis .....	50

Figura 20. Impressões de microdureza .....	51
Figura 21. Seção transversal e aspecto superficial dos cordões soldados com fluxo neutro. Amostra A3, referente ao balanço de 75% para a) e b) e amostra A4, referente ao balanço de 25% para c) e d) .....	54
Figura 22. Seção transversal e aspecto superficial dos cordões soldados com fluxo neutro. Amostra A1, referente ao offset de 25% para a) e b) e amostra A2, referente ao offset de -25% para c) e d) .....	54
Figura 23. Aspecto superficial de cordões com a variação da DBCP. Amostra B1, 40 mm de DCBP para a) e amostra B2, 60 mm de DBCP para b) .....	55
Figura 24. Registro da fonte de soldagem para valores de forma de onda. a) amostra C2 (75% de balanço, 25% de offset, $t_b = 2$ ms, $t_p = 6$ ms, $I_p = 300$ A e $I_b = -500$ A); b) amostra C7 (25% de balanço, 25% de offset, $t_b = 6$ ms, $t_p = 2$ ms, $I_p = 500$ A, $I_b = -300$ A. ....	56
Figura 25. Perfil transversal dos corpos de provas soldados com fluxo ligado: a) amostras soldadas com 45 V e b) amostras soldadas com 30V. ....	58
Figura 26. Aspectos superficiais dos corpos de prova soldados com fluxo ligado ....	59
Figura 27. Efeito do balanço sobre o reforço .....	61
Figura 28. Efeito do offset sobre o reforço .....	61
Figura 29. Efeito da tensão sobre o percentual de manganês .....	62
Figura 30. Efeito da tensão sobre o percentual de cromo .....	63
Figura 31. Efeito da tensão sobre o percentual de silício .....	63
Figura 32. Região da linha de fusão, zona fundida e zona afetada pelo calor (grãos grossos e finos) na Amostra C4 .....	66
Figura 33. Comparação da microestrutura da zona afetada pelo calor em regiões de grãos grosseiros entre duas amostras com diferentes energias de soldagem. a) amostra C4 (4,05 kJ/mm) e b) amostra C8 (2,90 kJ/mm) .....	67

Figura 34. Comparação da microestrutura da zona afetada pelo calor em regiões de grãos finos entre duas amostras com diferentes energias de soldagem. a) amostra C4 (4,05 kJ/mm) e b) amostra C8 (2,90 kJ/mm) .....	67
Figura 35. Microestrutura (MO) indicando a presença de estrutura dendrítica na zona fundida da amostra C1 .....	68
Figura 36. Transição de uma estrutura celular para uma estrutura dendrítica .....	69
Figura 37. Microestrutura (MO) da amostra C1. Grãos de martensita e segregação nos contornos .....	70
Figura 38. Análise de composição química em linha entre regiões de grão e segregação .....	71
Figura 39. Análise de composição química em áreas distintas .....	71
Figura 40. Microdureza na região de segregação e no grão contendo martensita (amostra C1) .....	72
Figura 41. Microestrutura (MEV) da zona fundida da amostra C3 .....	73
Figura 42. Microestrutura (MEV) da linha de fusão da amostra C4 .....	74
Figura 43. Microestrutura (MO) da zona fundida da amostra C6 .....	75
Figura 44. Microestrutura (MEV) da zona fundida da amostra C5 .....	76
Figura 45. Inclusão de escória nucleando ferrita acicular na amostra C5 .....	78
Figura 46. Micrografia de uma inclusão não metálica e sua respectiva composição .....	79
Figura 47. Adaptação didática do diagrama TRC nas condições de soldagem: 45 V e 30 V .....	80
Figura 48. Trinca propagada na zona fundida .....	81
Figura 49. Impressões de microdureza aplicadas na linha de fusão na amostra C4 .....	82
Figura 50. Comparação da média de microdurezas por região .....	83
Figura 51. Efeito da tensão sobre a microdureza na zona fundida .....	84

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Tipos de fluxos para arco submerso classificados pelos seus principais compostos químicos.....	23
Tabela 2 Especificações AWS para eletrodos e fluxos para soldagem SAW .....	24
Tabela 3. Faixa de corrente para arames de aço de diferentes diâmetros .....	28
Tabela 4. Dados de desgaste a abrasão em determinados tipos de microestruturas .....	31
Tabela 5. Composição do aço ASTM A36 .....	35
Tabela 6. Composição do eletrodo AWS SFA-5.17 EL12.....	35
Tabela 7. Classificação do fluxo neutro segundo a ASME SFA 5.17 .....	36
Tabela 8. Classificação do fluxo ligado segundo a DIN 8555 .....	36
Tabela 9. Parâmetros de abertura e finalização do arco.....	39
Tabela 10. Valores do ensaio exploratório variando o Offset em máximo e mínimo	46
Tabela 11. Valores do ensaio exploratório variando o Balanço em máximo e mínimo .....	46
Tabela 12. Valores do ensaio exploratório variando a DBCP e velocidade de soldagem em máximos e mínimos estabelecidos. ....	46
Tabela 13. Parâmetros de soldagem dos ensaios definitivos para estudos das variáveis-resposta .....	49
Tabela 14. Resultados de dimensão do cordão com corrente alternada .....	53
Tabela 15. Valores de corrente e tensão eficaz, energia de soldagem, largura, reforço, penetração e diluição relacionados com cada amostra. ....	57
Tabela 16. Média dos valores de composição para diferentes níveis de tensão .....	64

Tabela 17. Comparação das impressões de microdureza na zona fundida da amostra C1 nas regiões de microsegregação e reveladas pelo ataque químico. ... 72

Tabela 18. Média dos valores de microdureza por regiões ..... 83

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
1.1 OBJETIVO GERAL.....	17
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	17
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>18</b>
2.1 SOLDAGEM A ARCO SUBMERSO .....	18
2.1.1 Equipamentos .....	20
2.1.2 Tipos de Fluxos .....	23
2.1.3 Parâmetros de soldagem.....	25
2.2 REVESTIMENTO DURO .....	28
2.2.2 Classificação das ligas a base de ferro para revestimento duro.....	29
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>35</b>
3.1 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM .....	35
3.2 EQUIPAMENTOS.....	36
3.2.1 Equipamentos utilizados na soldagem.....	37
3.2.2 Preparação e caracterização das amostras .....	37
3.3 METODOLOGIA.....	38
3.3.1 Etapa 1: Procedimentos Exploratórios .....	39
3.3.2 Etapa 2: Procedimentos Preliminares .....	41
3.3.3 Etapa 3: Definitiva .....	47
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>53</b>
4.1 PROCEDIMENTOS PRELIMINARES.....	53
4.2 ENSAIOS DEFINITIVOS .....	56
4.2.1 Macrografia.....	58
4.2.2 Composição química .....	62
4.2.3 Microestrutura .....	65
4.2.4 Análise de Microdureza.....	82
<b>5. CONCLUSÕES .....</b>	<b>85</b>

5.1 CONCLUSÃO GERAL .....	85
5.2 CONCLUSÕES ESPECÍFICAS.....	85
<b>6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>87</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O desgaste abrasivo é um dos fatores responsáveis pela degradação superficial ou até o comprometimento funcional de equipamentos em aplicações nos setores de mineração, construção civil e metal-mecânica.

A recuperação superficial destes componentes ou a adição de camadas mais resistentes mecanicamente (*hardfacing*) no projeto de fabricação, tem grande valia em termos de produção em larga escala pois reduzem a ineficiência operacional por conta dos desgastes, promovendo a redução de energia e minimizando as frequentes substituições ou manutenções de componentes.

Com resultado do aumento da demanda de mercado e maiores padrões de qualidade, o impulso industrial de revestimentos duros promove o aprimoramento tecnológico de várias técnicas de soldagem como: MIG/MAG, TIG, eletrodo revestido, aspersão térmica, soldagem por explosão, eletro-escória (possibilidade de eletrodo em forma de fita), plasma e arame tubular.

De semelhantemente modo, a soldagem a arco submerso vem ganhando mais espaço neste mercado por conferir soldas com alta qualidade, altos níveis de deposição e maiores velocidade de soldagem, o que aumenta a produtividade na aplicação de revestimentos em peças que exigem propriedades mecânicas robustas e/ou resistência a corrosão. O diferencial do arco submerso em relação a outras técnicas está na presença de um fluxo que encobre o arco elétrico, diminuindo a perda térmica, saída de gases e evitando respingos.

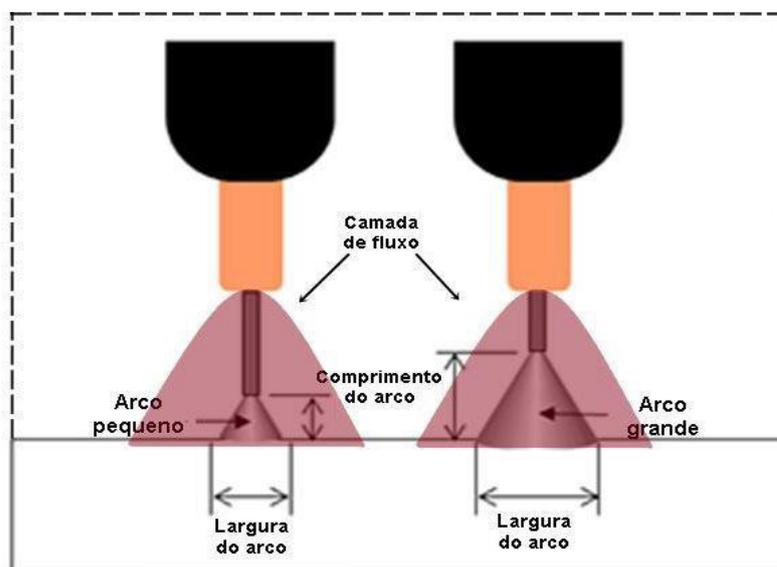
Os diâmetros de eletrodos maciços utilizados nesta técnica variam na faixa de 1,6 a 6,4 mm e os valores de intensidade de corrente podem chegar a 2000 A, conseqüentemente, uma grande densidade de corrente pode ser obtida juntamente com um alto rendimento térmico, o que aumenta consideravelmente a penetração e taxas de deposição (MACHADO, 1996).

Existe uma grande gama de fluxos de soldagem disponíveis no mercado, desde fluxos com função de apenas proteger a poça de fusão contra ações atmosféricas até aqueles que adicionam características mecânicas e metalúrgicas ao metal depositado. Um fator importante a ser observado na escolha do tipo de

fluxo é o seu efeito associado a influência do tamanho do arco elétrico sobre os depósitos de revestimento.

O tamanho do arco é diretamente proporcional ao tamanho da camada de fluxo consumida (Figura 1), de modo que, para fluxos ligados, haverá uma alteração na deposição de elementos de liga na zona fundida com a alteração do comprimento do arco. O que torna possível, variando apenas um parâmetro (tensão), alterar a composição do metal de adição, valores de microdureza e a microestrutura.

Figura 1. Esquema de diferentes tamanhos de arco elétrico submersos em fluxo de soldagem.



Fonte: adaptado de The Lincoln Electric Company (2016)

Outro fator importante a ser observado nas características do cordão de revestimento duro é o tempo e a intensidade da corrente sob determinada polaridade em soldagens utilizando corrente alternada, pois os fenômenos físicos associados a polaridade tem relação direta com o tipo de transferência metálica, geometria e qualidade superficial do cordão de solda. Em termos de geometria, maiores percentuais de corrente na polaridade negativa promovem mais reforço e menos penetração e em polaridade positiva, menos reforço e mais penetração.

Com os avanços tecnológicos dos equipamentos de soldagem, especialmente as fontes eletrônicas, a indústria pôde aumentar o desempenho da produção e a melhorar controle geométrico e qualidade dos depósitos de solda. Isto porque,

nestas fontes, se tornou possível ajustar com precisão a forma de onda da corrente, balanceamento de fases e atuar com respostas dinâmicas a eventos que estejam ocorrendo no arco durante a soldagem. Além da possibilidade de se utilizar mais de um eletrodo simultaneamente com parâmetros independentes entre eles.

Porém, são poucos os trabalhos obtidos na literatura associados a fluxos ligados e equipamentos modernos. Portanto, propõe-se um estudo exploratório sobre os parâmetros de soldagem, realizando a análise de geometria, microestrutura e microdureza dos cordões de solda, visando a melhoria do processo em termos de flexibilização de ajustes e aspectos metalúrgicos.

### **1.1 Objetivo geral**

Analisar as influências das variáveis de tensão de soldagem, intensidade e tempo de corrente em cada polaridade (corrente alternada) aplicadas em soldagem à arco submerso sobre depósitos de revestimento duro utilizando fluxo ligado, considerando efeitos de geometria, aspectos visuais, microestrutura, composição química e microdureza no cordão de solda.

### **1.2 Objetivos específicos**

- a) Determinar os fatores de controle relevantes obtidos nos ensaios preliminares através das variáveis/resposta;
- b) Analisar as amostras em termos de geometria do cordão, aspectos superficiais, composição, micrografia e microdureza;
- c) Averiguar na prática a influência do comprimento do arco elétrico sobre o percentual de elementos de liga no cordão;
- d) Apresentar fatores, baseado na análise estatística, que influenciaram nas características do cordão;
- e) Contribuir e estimular futuros estudos no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) na área de soldagem a arco submerso.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

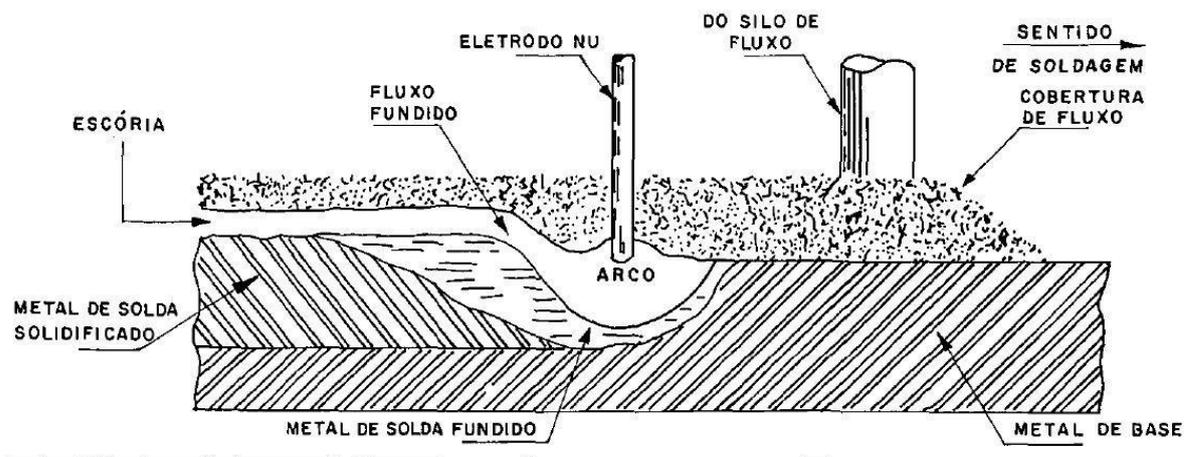
### 2.1 Soldagem a Arco Submerso

A soldagem a arco submerso, ou SAW (Submerged Arc Welding), é um processo em que a união por fusão entre metais é obtida através de um arco elétrico estabelecido entre a ponta do eletrodo e o metal base. Durante a soldagem, o arco fica coberto por uma camada de fluxo (material granulado) no qual tem a função de proteger o arco e poça de fusão da contaminação atmosférica. O metal de adição é proveniente do próprio eletrodo que é alimentado por um cabeçote. Também é possível trabalhar com mais de um eletrodo no processo e adicionar elementos de liga por meio do fluxo. (MODENESI, MARQUES, & BRACARENSE, 2005).

Esta tecnologia permite um maior nível de automação, visto que o eletrodo é alimentado por um cabeçote elétrico, fazendo com que haja ganhos na produtividade e economia gerando mais resultados quando comparado a outros tipos de soldagem a arco. O arco elétrico não é visível porque está completamente coberto pelo fluxo que é alimentado na região próximo a tocha, por isso o nome “arco submerso”. Para este tipo de técnica, não é necessário que o operador utilize máscara ou capacete de proteção por não haver respingos, luminosidade e radiação (PARANHOS & SOUZA, 1999).

O surgimento da técnica teve seu início em 1935 com as primeiras utilizações de fluxo granulado aliado a um eletrodo. A ascensão do processo se deu em meados de 1940 quando se necessitava a construção em massa de equipamentos para Segunda Guerra Mundial (navios, aviões e equipamentos pesados). A partir desta data houve uma maior atenção nas pesquisas e desenvolvimento de fluxos aglomerados e automatização (WAINER, BRANDI, & MELLO, 2004). A Figura 2 mostra cada elemento do sistema a arco submerso durante a soldagem.

Figura 2. Esquemática do arco submerso durante o processo



Fonte: (WAINER, BRANDI, & MELLO, 2004)

Ainda para WAINER, BRANDI, & MELLO (2004, p. 136), a Soldagem a Arco submerso facilita produção de peças e equipamentos na indústria naval, de equipamentos pesados, produção de tubulações, trocadores de calor e também no setor de reparo e revestimento, como rolos de laminação e peças que sofrem desgaste em tratores e perfuradoras. Para esse autor:

A Soldagem a Arco submerso permite [...] elevado rendimento, pois praticamente não há perdas de metal por projeção. Permite ainda o uso de correntes elevadas de intensidade acima de 2000 A — que, aliado às altas densidades de corrente encontradas, 60 a 100 A/mm<sup>2</sup> — oferecem ao processo elevada taxa de deposição, muitas vezes superiores às encontradas em outros processos de soldagem. Essas características tornam a soldagem com arco submerso um processo econômico e rápido. Em média, gasta-se em arco submerso 1/3 do tempo de soldagem requisitado por eletrodos revestidos.

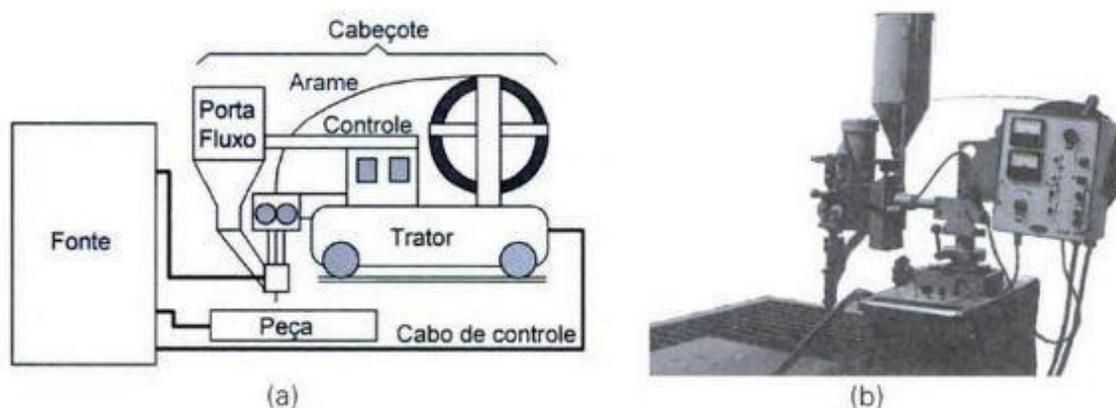
A soldagem a arco submerso é aplicada na área industrial, com ênfase no ramo marítimo, construção civil, mineração, equipamentos pesados, reparos e revestimentos. Evidentemente a aplicação pode ser utilizada para uma maior produtividade em áreas industriais de produção de peças, equipamentos e reparos.

O arco submerso é utilizado em demandas que exigem alto grau de produtividade e/ou maior deposição de solda, com boa qualidade de acabamento. Cita-se, como exemplo, aliado ao que foi dito acima, esta tecnologia é aplicada na união de tubulações de plataformas marítimas de petróleo.

### 2.1.1 Equipamentos

De modo geral, as operações a arco submerso são automáticas, normalmente um trator é o responsável pela movimentação da tocha junto com o alimentador de fluxo, sendo muito raramente realizado em modo semiautomático (MACHADO, 1996). A Figura 3 mostra o sistema automático de trator.

Figura 3. Equipamento para soldagem a arco submerso: (a) Desenho esquemático e (b) equipamento industrial



Fonte: (MODENESI, 2005)

É possível agregar mais arames eletrodos para o processo, isto vai depender da robustez do equipamento, além de eletrodos no formato de fita que são largamente utilizados em revestimentos.

Praticamente todos os tipos de metais podem ser soldados por SAW, tanto ferrosos quanto não ferrosos, a exceção são aqueles metais altamente reativos e com baixo ponto de fusão.

#### 2.1.1.2 Novas tecnologias

A modernização dos equipamentos de soldagem a arco submerso vem crescendo e mostrando-se importante para melhorar a performance da produtividade e qualidade da soldagem de juntas ou revestimentos, podendo também ampliar as

áreas de atuação da técnica, como por exemplo, a robotização facilita a soldagem em peças com diferentes direções de passe e que exigem altas taxas de deposição (Figura 4).

Figura 4. Robô para Soldagem a Arco Submerso



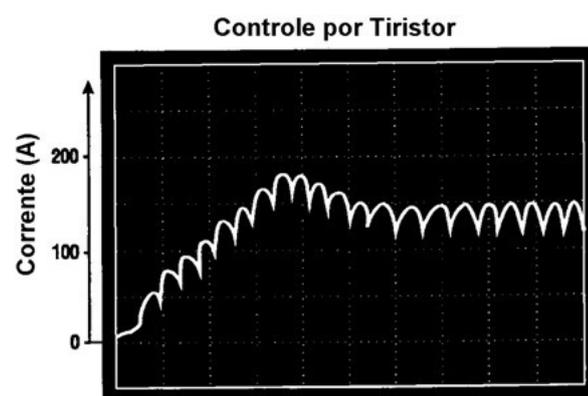
Fonte: (LINCOLN ELETRIC COMPANY)

As fontes eletrônicas surgiram para substituir as fontes convencionais (que funcionam através de sistemas mecânicos ou elétricos), pois cresceu a necessidade de se obter maiores velocidades de resposta, aquisição de dados com precisão, funções múltiplas e ajustes finos nos parâmetros de soldagem.

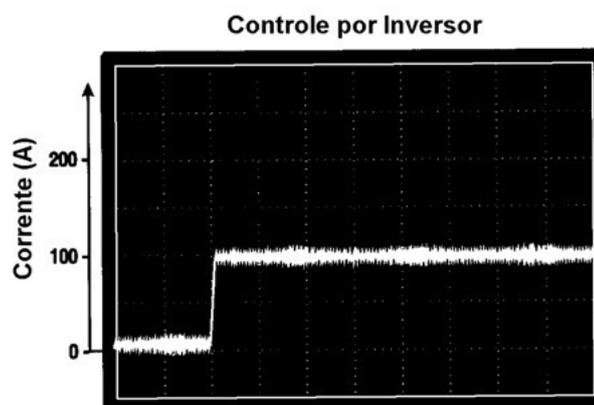
O presente trabalho utiliza uma fonte eletrônica do tipo inversora para realizar as soldagens e aquisição dos dados. Em uma fonte inversora, a energia alternada da rede é retificada por um sistema de transistores que em seguida reduz a tensão por meio de um transformador de alta frequência e novamente é retificada para fornecer a corrente de soldagem. São fontes de tamanho menor e reduzem significativamente o consumo de energia quando comparado com fontes convencionais (MODENESI, 2009).

A Figura 5 compara a velocidade de resposta na abertura de um arco entre uma fonte inversora e uma tiristorizada (tecnologia inferior), onde claramente se percebe na fonte inversora uma resposta mais rápida e maior refino nos valores de corrente.

Figura 5. Comparação da velocidade de subida da corrente na abertura do arco para (a) uma fonte tiristorizada e (b) uma fonte inversora. Intervalo entre traços: 10ms<sup>2</sup>



a)



b)

Fonte: (MODENESI, 2009)

Outras tecnologias também podem ser incorporadas em fontes modernas, tais como: controle do balanceamento de fases (que será abordado posteriormente), maior frequência no recolhimento de dados de soldagem, monitoramento e controle remoto da fonte, comunicação com mais de uma fonte para soldagem com múltiplos eletrodos.

## 2.1.2 Tipos de Fluxos

Os fluxos para SAW tem em sua composição minerais granulares fusíveis. A Tabela 1 exemplifica algumas composições de fluxos relacionadas com sua neutralidade. A forte influência do fluxo na finalidade do projeto de solda e propriedades mecânicas da peça é evidente. Existem vários tipos de fluxos disponíveis no mercado, para diferentes finalidades, capazes de fornecer boas características de desempenho, como maior resistência mecânica, resistência à corrosão, resistência à abrasão e aumento de ductilidade (FORTES, 2004).

Tabela 1. Tipos de fluxos para arco submerso classificados pelos seus principais compostos químicos.

Designação	Compostos (%)							
	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	CaF <sub>2</sub>
Silicato de Cálcio (Ácido)	50-60	-	-	3-5	-	25-30	8-12	2
Silicato de Cálcio (Neutro)	30-40	-	-	10-15	0-5	25-30	10-15	5-10
Silicato de Cálcio (Básico)	30-40	-	-	3-5	-	35-45	0-5	10-15
Totalmente Básico	5-12	-	-	10-15	-	10-15	30-40	20-30
Alumina (Básico)	5-15	0-5	0-5	20-50	5-15	0-5	5-15	5-15
Alumina-Rutilico (Neutro)	10-20	5-15	0-15	20-50	10-20	0-5	-	0-10
Rutilico (Neutro)	5-20	5-25	-	0-10	5-10	10-20	-	0-20
Silicato de Manganês (Ácido)	30-40	-	-	0-10	35-45	0-10	-	0-10

Fonte: (MACHADO, 1996)

Em termos de tipo de fabricação, existem duas categorias de fluxo: fundido e aglomerado. Os primeiros fluxos surgiram pela fusão da matéria prima em fornos elétricos. Mais tarde, iniciou-se a produção de fluxo aglomerado, que consiste em um tratamento pelotização e aglomeração ou sinterização dos constituintes da matéria prima na forma de pó (HOULDCROFT, 1989).

No que se diz respeito a deposição de elementos de liga, FERNANDES *et al.* (2016) observou uma interação entre a zona fundida e o fluxo, devido a adição dos elementos Ni e Mn a poça em um aço ASTM A131 Grau EH36. Também foi observado a ação da fluorita, que melhora a fluidez da escória.

De acordo com PARANHOS & SOUZA (1999), a classificação de neutralidade do fluxo se divide em 3 categorias:

- Fluxos Ligados: Além da adição de Mn e Si para a proteção, elementos de liga são agregados (C, Cr, Mo, Ni, Cu, etc) com intuito de alterar a composição do metal depositado. Normalmente usados em eletrodos com baixo teor de carbono. A principal aplicação deste tipo de fluxo são nos revestimentos duros;
- Fluxos Ativos: A adição dos elementos Mn e Si ao fluxo, proporcionam uma melhor resistência a ação trincas e porosidade, causando um melhor aspecto ao cordão. Recomenda-se seu uso em soldas do tipo passe-único e adequação de uma de boa tensão é fundamental para evitar perdas de tenacidade e ductilidade, visto que o excesso de Mn e Si acarretam este problema;
- Fluxos Neutros: não causam alteração significativa na composição e propriedades no cordão de solda. É inerte a variações de tensão do arco. São mais susceptíveis a trincas e ação da contaminação. Muito utilizado em soldagem multipasse, principalmente em chapas com espessura elevada.

A AWS (American Welding Society) especifica classes relacionando arames eletrodos e fluxos de acordo com tipo de metal adicionado ao cordão. A Tabela 2 exemplifica as categorias.

Tabela 2 Especificações AWS para eletrodos e fluxos para soldagem SAW

Especificação	Tipo de metal de adição
AWS A 5.9	Arames e varetas para soldagem de aço inoxidável
AWS A 5.14	Arames e varetas para soldagem de níquel e suas ligas
AWS A 5.17	Arames e fluxos para soldagem SAW de aço carbono
AWS A 5.21	Arames e varetas para revestimento
AWS A 5.23	Arames e fluxos para soldagem SAW de aço de baixa liga

### 2.1.3 Parâmetros de soldagem

É de extrema importância o conhecimento das variáveis de processo e seus efeitos sobre a junta soldada ou cordão para que se tenha um domínio sob o controle de qualidade e produtividade. Isto é mais ainda enfatizado no arco submerso, já que o arco elétrico não pode ser visualizado durante o processo e a aplicação em escala industrial afere maior responsabilidade (MACHADO, 1996).

#### 2.1.3.1 Corrente

O arco submerso é capaz de operar em altas correntes de soldagem, no qual este é o parâmetro que controla a taxa de deposição. Também controla a profundidade de penetração, juntamente com a quantidade de metal base fundido (AFROX, 2016).

A estabilidade do arco pode ser perdida devido a uma densidade de corrente mínima. Então se a corrente, para um determinado diâmetro do eletrodo, for demasiadamente baixa, o resultado é um cordão irregular. Uma densidade de corrente demasiadamente elevada conduz também a instabilidade por causa ao sobreaquecimento do eletrodo. Para esta condição também é possível o aparecimento de mordeduras (HOULDCROFT, 1989).

Uma corrente de soldagem menor e com um menor comprimento de eletrodo faz com que a mudança do aumento do ângulo de inclinação de arraste do arame eletrodo diminua a penetração da solda (KIRAN & NA, 2014, p. 3).

O trabalho de LI *et al.* (2017) conclui que o nível de corrente aplicada na soldagem a arco submerso afeta o tipo de transferência do metal de adição para a poça de fusão, são elas:

- Globular repelida: nível baixo de corrente (~400A);
- Guiada pela parede do fluxo sem curto-circuito: nível médio de corrente (~500A);
- Guiada pela parede do fluxo com curto-circuito: nível alto de corrente (~600A).

Em resumo, este parâmetro controla a taxa de fusão, penetração e está diretamente ligado a energia de soldagem. De toda forma, é importante ressaltar o tipo/forma de onda (CA, CC+ ou CC-) que também está relacionado com aspectos do cordão e geometria.

#### 2.1.3.1.1 Tipo de corrente

A forma de onda do tipo CC+ é a mais utilizada nas aplicações de arco submerso e possui características de maior penetração, boa resistência a porosidade e melhor aspecto do cordão. O uso da corrente CC- causa uma maior deposição em relação a CC+, porém a penetração é menor. Este fenômeno de maior reforço no cordão utilizando corrente negativa é devido ao calor se concentrar na ponta do eletrodo, diferentemente de CC+ que a maior do aporte térmico está na superfície do metal base (PARANHOS & SOUZA, 1999).

Para se obter uma taxa de deposição intermediária, ou seja, entre CC+ e CC-, a corrente alternada (CA) é uma opção. Seu emprego é mais restrito e normalmente se utiliza em sistemas de arco submerso com duplo arame (WAINER, BRANDI, & MELLO, 2004).

#### 2.1.3.2 Tensão

É o parâmetro ligado diretamente ao comprimento do arco e principalmente pela largura do cordão (MACHADO, 1996). A penetração praticamente não se alterada com a variação da tensão, com exceção de juntas chanfradas. Outro fator é que para um aumento de arco (concebido pelo aumento de tensão) haverá um aumento no consumo da camada de fluxo, e conseqüentemente, para fluxos ligados, será depositado um maior teor de elementos de liga na solda (PARANHOS e SOUZA, 1999; WAINER, BRANDI e MELLO, 2004).

O aumento da tensão resiste mais a problemas de porosidade porque há a oxidação de óleos não removidos. Tensões muito altas causam: uma geometria de “chapéu” e torna o cordão sujeito a trincas; difícil extração da escória; soldas multipasse amplificam a sensibilidade a trinca. (WAINER, BRANDI, & MELLO, 2004).

### 2.1.3.3 Velocidade de soldagem

Para HOULDCROFT (1989), a largura do cordão é inversamente proporcional a velocidade de soldagem na mesma corrente. Velocidades mais altas reduzem a largura do cordão, aumentam a probabilidade de porosidade e se levado ao extremo, poderá produzir mordeduras e cordões irregulares. Em Altas velocidades de soldagem a tensão deve ser mantida em níveis baixos, caso contrário arco pode “saltar” em várias direções.

Ainda para este autor, se a velocidade de soldagem estiver muito baixa, pode ocorrer o efeito *burnthrough*, ou seja, o aparecimento de furos no outro lado da face de soldagem associado ao grande aporte térmico. Uma combinação de alta tensão de arco e baixa velocidade de soldagem pode produzir um cordão de solda em forma de cogumelo com fissuras de solidificação nos lados do cordão. Para uma dada disposição e diâmetros de arames eletrodos a velocidade de soldagem é limitada pela corrente. Alguns fluxos são compostos especialmente para permitir operação de alta velocidade de soldagem.

### 2.1.3.4 Diâmetro do eletrodo

As principais características na mudança do diâmetro do eletrodo são as variações na geometria do cordão e a taxa de deposição. Mantendo-se fixo os valores de corrente e tensão, o aumento do diâmetro do arame é diretamente proporcional a largura do cordão e inversamente proporcional a penetração e taxa de deposição. Também é dificultada a estabilidade e abertura do arco para maiores valores de diâmetro (MODENESI, MARQUES, & BRACARENSE, 2005). A Tabela 3 mostra a relação de diâmetro e corrente recomendada para arco submerso.

Tabela 3. Faixa de corrente para arames de aço de diferentes diâmetros

Diâmetro do arame (mm)	Corrente de soldagem (A)
1,6	100 a 300
2,0	200 a 500
2,4	300 a 600
3,2	300 a 800
4,0	400 a 900
4,8	500 a 1.200
5,6	600 a 1.300
6,4	600 a 1.600
8,0	1.000 a 2.500

Fonte: (MODENESI, 2005)

### 2.1.3.5 Espessura da camada de fluxo

A largura e altura da camada de fluxo, relacionada a com DBCP (Distância de Bico de Contato-Peça), afeta o aspecto e qualidade da solda obtida. Caso a espessura da camada seja muito baixa, o arco poderá ficar exposto ou parte dele, e por isto a eficiência da proteção do fluxo sob o arco voltaico é comprometida, gerando poros, um metal de solda oxidado e possibilidade de fragilização por hidrogênio (pelo contato com a atmosfera). O excesso de altura na camada de fluxo pode causar porosidade por parte dos gases que se mantêm confinados na região de soldagem (dificuldade de escape) (MACHADO, 1996).

## 2.2 Revestimento duro

O revestimento duro ou *Hardfacing*, por definição, é a deposição de um material de liga especial na superfície de uma peça metálica para obter propriedades de desgaste e/ou dimensões mais desejáveis através de diferentes processos de soldagem à arco ou oxiacetileno.

As propriedades normalmente procuradas são: maiores resistências ao desgaste por abrasão, ao impacto, aderência (metal-metal), ao calor, à corrosão ou

qualquer combinação destes fatores. Uma ampla gama de ligas de revestimento está disponível para atender a necessidade de praticamente qualquer tipo ou peça de metal. Algumas ligas são muito duras, outras são mais macias com partículas duras resistentes à abrasão dispersas por toda parte da camada de revestimento. Certas ligas são projetadas para construir uma peça até uma dimensão necessária, enquanto outras são projetadas para ser uma camada final que protege a superfície de trabalho (AFROX, 2016).

A maioria dos metais para revestimento duro são a base de ferro, níquel, cobre ou cobalto. Outros elementos que podem ser adicionados incluem carbono, cromo, manganês, nitrogênio, silício, titânio e vanádio. Os elementos de liga têm uma tendência para formar carbonetos. Muitos materiais de revestimento são designados pelos nomes comerciais dos fabricantes. Alguns dos materiais têm designações AWS, tais como: aços de alta velocidade, manganês austenítico, alto teor de cromo, ligas de cobalto e cobre, níquel-cromo-boro e carbetos de tungstênio (JEFFUS, 2012). A Figura 6 classifica os tipos de aplicação do revestimento duro.

Figura 6. Modos de soldagem para revestimentos duros.



Fonte: adaptado de (AFROX, 2016)

### 2.2.2 Classificação das ligas a base de ferro para revestimento duro

As ligas para *hardfacing* a base de ferro são as mais utilizadas na escala industrial. Oferecem uma excelente combinação de resistência moderada ao

desgaste com baixo custo e são ideais para o revestimento de grandes superfícies que estão sujeitas ao desgaste severo, tais como esmagamento, moagem e na indústria de terraplanagem. Também podem ser aplicadas na categoria *Build-up*, ou seja, recuperar as dimensões originais de um equipamento que sofreu algum tipo de desgaste ou perda de material. Pode-se dividir as ligas de acordo com a sua fase metalúrgica ou microestrutura, cada liga resistindo a diferentes níveis de desgaste melhor e/ou mais economicamente do que outras (MELLOR, 2006; AFROX, 2016).

A relação de resistência ao desgaste e dureza não é de fácil solução para materiais ferrosos, pois existem inúmeras variáveis que contribuem ou não para o aumento de dureza, e conseqüentemente, uma alteração no comportamento em condições de desgaste.

O teor de carbono pode ser generalizado como diretamente proporcional à resistência ao desgaste. A microestrutura do metal também influencia esta propriedade. O aumento da resistência cresce conforme o tipo de microestrutura. De forma crescente, temos: ferrita, perlita, bainita e martensita, isto quando o aumento de dureza é acompanhado. Carbonetos tem importância na resistência à abrasão, visto que seu tamanho, dureza, forma e distribuição contribuem para o aumento na resistência, sendo mais notável esta propriedade em aços e ferros fundidos brancos ligados ao cromo (NASCIMENTO & BRITO BAPTISTA).

A Tabela 4 mostra os dados de dureza e perda abrasiva para determinados tipos de ligas de aço.

Tabela 4. Dados de desgaste a abrasão em determinados tipos de microestruturas

Liga	Tipo de material	Nº de camadas e processo de soldagem	Dureza (HRC)	Perda de volume por abrasão (mm <sup>3</sup> )	
				Baixo stress	Alto stress
EFe-1	Perlítico	02 camadas, SMA	37	88	49
EFeMn-C	Manganês Austenítico	02 camadas, SMA	18	65	57
EFeMn-Cr	Manganês Austenítico	02 camadas, SMA	24	93	46
EFe-2	Martensítica	02 camadas, SMA	48	54	66
EFe-3	Martensítica	02 camadas, SMA	59	60	68
ER420	Inoxidável Martensítica	02 camadas, Saw	45	84	62

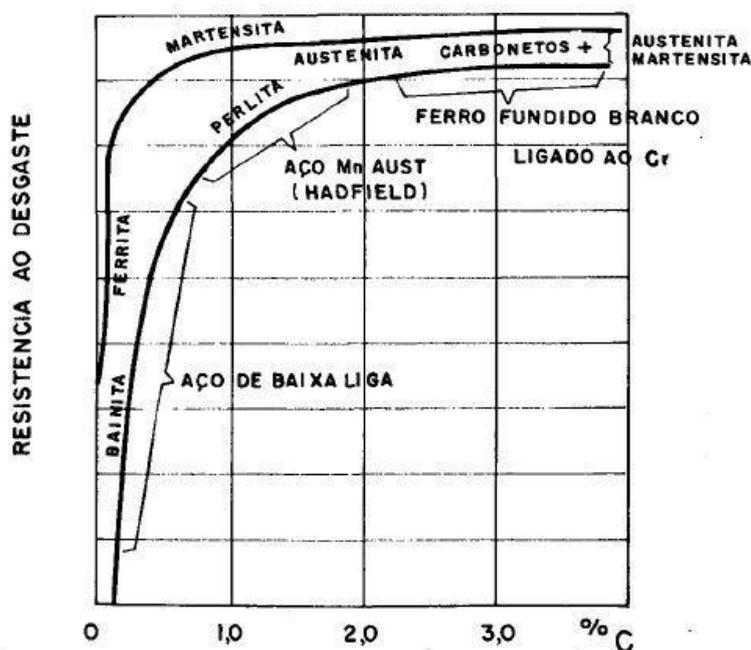
Fonte: adaptado de (MELLOR, 2006)

A composição química do eletrodo é uma variável de grande importância na definição da resistência ao desgaste nas juntas de revestimento, já que a microestrutura terá dependência direta em relação aos elementos contidos na solda, tão como as propriedades mecânicas (LIMA *apud* CORRÊA & TREVISAN, 2001).

Conforme WAINER (2004), a estrutura mais resistente ao desgaste em temperatura ambiente é a martensita com ou sem revenimento abaixo de 230 °C. Se o processo de revenimento for superior a 350 °C, para a mesma magnitude de dureza (50 HRC) a estrutura perlítica mostra um melhor comportamento. Para uma estrutura formada de bainita, dada a mesma dureza e composição química, sua resistência ao desgaste é melhor do que a martensita em condições semelhantes.

O aumento do teor de carbono é proporcional a resistência ao desgaste, como mostra na Figura 7, isto porque o carbono endurece o material por mecanismo de solução sólida ou formação de carbonetos duros.

Figura 7. Efeito do teor de carbono na resistência ao desgaste



Fonte: (WAINER, BRANDI, & MELLO, 2004)

### 2.2.2.1 Ligas austeníticas

As ligas que retêm uma microestrutura austenítica à temperatura ambiente possuem algumas propriedades como excelente resistência ao impacto, resistência a abrasão e são boas para aplicação de *build-up*. Com composições de 13 a 20% de elementos de liga, tendo como principal elemento de liga o manganês e com algum percentual de níquel e cromo, são normalmente chamadas de aços manganês-austenítico ou manganês *Hadfield*. Eles são usados extensivamente para a reconstrução como uma superfície acabada e antes da sobreposição de ligas de carboneto em metais de base austenítica de aço de manganês (AFROX, 2016).

### 2.2.2.2 Ligas perlíticas

Os aços com microestrutura predominantemente perlítica, utilizados para a *build-up* são muito semelhantes aos mesmos aços utilizados para soldagem de união e estes possuem limitação na adição de ligas, por exemplo até 2% de cromo. A composição química do eletrodo e do fluxo afetam a composição e a dureza do metal a ser depositado. A microestrutura também é importante, pois os grãos de

colunares e finos promovem uma melhor resistência ao desgaste do que a estrutura de grãos grosseiros. As adições de liga mais elevadas (até aproximadamente 5% no máximo) permitem formar estruturas parcialmente bainíticas ou mesmo martensíticas quando resfriadas rapidamente após a soldagem. À medida que o carbono e o elemento de liga presentes no aço aumentam, pode ser necessário pré-aquecer a peça para obter depósitos livres de trincas (MELLOR, 2006).

#### *2.2.2.3 Ligas de carbonetos*

Por meio de uma liga com alto teor de carbono e percentual de elementos de liga por volta de 12% (predominantemente cromo), carbonetos de cromo são formados e dispersos por todo o depósito do revestimento. Estes carbonetos compõem um dos principais elementos de resistência a abrasão, pois são extremamente duros e se encontram “mergulhados” em uma matriz mais mole, ou seja, uma ótima combinação de resistência ao desgaste e tenacidade. (AFROX, 2016).

Os revestimentos duros de carboneto de tungstênio foram utilizados para resolver uma vasta gama de problemas de abrasão de deslizamento e perfuração industriais, isto é, abrasão deslizante com uma quantidade limitada de impacto. Algumas aplicações comuns são em perfuração da terra, dentes de retroescavadeiras, brocas, juntas de ferramentas e outros. Se o revestimento resistente ao desgaste for apenas colocado no local de avanço da ferramenta, a superfície posterior desgasta-se a uma velocidade maior e assim a ferramenta é constantemente auto afiada pelo seu trabalho (MELLOR, 2006).

#### *2.2.2.4 Ligas martensíticas*

Controlando a composição, os aços com estrutura martensítica são os melhores em relação ao baixo custo e gama de propriedades e também são os mais utilizados. Contém Mn e Si como elementos desoxidantes. Parcelas de Cr, Mo e Ni podem ser incluídas na composição tão como uma pequena quantidade de W e V (COELHO, 2008, p. 38, *apud* GREGORY e BARTLE, 1980).

É possível obter uma estrutura martensítica por meio de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Esta microestrutura é monofásica e não se encontra em estado de equilíbrio, ou seja, metaestável. É o produto da transformação adifusional da austenita (CALLISTER, 2008).

Revestimentos martensíticos são projetados para formar esta microestrutura logo após o resfriamento de uma solda, desta forma, estas ligas passam por transformação de fase o próprio resfriamento do ar. A técnica de pré-aquecimento por volta de 120 °C é recomendada para evitar trincas, porém não se deve aplicar um pré-aquecimento demasiado para que garanta que os depósitos sejam formados predominantemente de martensita. Estes depósitos são inferiores em resistência ao impacto em relação as ligas perlíticas e austeníticas, mas possuem uma maior dureza quando submetido ao desgaste abrasivo (MELLOR, 2006).

A Figura 8 mostra uma microestrutura martensítica que se encontra em formato de agulhas e a região esbranquecida é a austenita que não sofreu transformação.

Figura 8. Micrografia de uma estrutura martensítica



Fonte: (CALLISTER, 2008)

O presente estudo trata-se de um revestimento com predominância de martensita na microestrutura e será apresentado e detalhado no capítulo de resultados e discussões.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo contém a apresentação de todos os materiais de consumo, equipamentos e metodologia adotada neste trabalho.

#### 3.1 Consumíveis de soldagem

A composição química do metal base, segundo a norma ASTM A36, e do eletrodo (metal de adição) de 3,2 mm de diâmetro, segundo a norma AWS SFA-5.17 EL12, são apresentadas nas Tabelas 5 e 6, respectivamente.

Tabela 5. Composição do aço ASTM A36

ASTM A36	C	Cu	P	S
	0,26%	0,20%	Máx. 0,40%	Máx. 0,50%

(Fonte: Autoria própria)

Tabela 6. Composição do eletrodo AWS SFA-5.17 EL12

AWS SFA-5.17 EL12	C	Mn	P	Si	S	Cu
	0,04 - 0,14%	0,25 - 0,60%	0,30%	0,10%	0,30%	0,35%

(Fonte: Autoria própria)

Foi utilizado fluxo neutro “Lincoln Carbox 105” de classificação ASME SFA - 5.17 F7A2-EM12K para etapa de procedimentos exploratórios e preliminares. O fluxo ligado “ESAB OK Flux 10.35H” de classificação DIN 8555/UP-1-GW-350 foi utilizado para etapa definitiva. A composição química dos fluxos (mineraiis granulares) não foi fornecida pelos fabricantes, mas as normas ASME e DIN especificam quanto às características do metal de solda depositado. As Tabelas 7 e 8 mostram a classificação segundo a norma do fluxo neutro e ligado, respectivamente.

<b>ASME SFA 5.17</b>				
<b>Tipo de consumível para arco submerso</b>	<b>Resistência mecânica mínima do metal de solda depositado em unidades de 10 ksi</b>	<b>Condição de tratamento térmico no qual os testes foram conduzidos</b>	<b>Temperatura à qual as propriedades de impacto do metal depositado satisfazem ao mínimo de 27J</b>	<b>Eletrodo (arame) utilizado na especificação</b>
<b>F</b>	<b>7</b>	<b>A</b>	<b>2</b>	<b>EM12K</b>
Fluxo	[Resistência a tração (psi): 70 - 95 ( $\times 10^3$ ) Resistência elástica (psi): 58 ( $\times 10^3$ ) Alongamento (%): 22%]	Soldado	Temperatura máxima de teste: -20 °F	Máx. de elementos (%): C - 0,15; Mn - 1,15; Si - 0,10; S - 0,030; P - 0,030; Cu - 0,35

Tabela 7. Classificação do fluxo neutro segundo a ASME SFA 5.17

Fonte: (AWS)

Tabela 8. Classificação do fluxo ligado segundo a DIN 8555

<b>DIN 8555</b>			
<b>Processo de soldagem</b>	<b>Tipo de metal de adição</b>	<b>Método de produção</b>	<b>Nível médio de dureza</b>
<b>UP</b>	<b>1</b>	<b>GW</b>	<b>350</b>
Soldagem a arco submerso	Não ligado com até 0,4% C ou baixa liga com até 0,4%C e até um máximo de 5% dos elementos de liga Cr, Mn, Ni no total.	Laminado	350 HB

Fonte: (ESAB, 2013)

### 3.2 Equipamentos

A descrição dos equipamentos tem como objetivo informar sobre o que foi utilizado para dar suporte ao trabalho em cada etapa prática. A Figura 9 apresenta a bancada e o trator de soldagem utilizados nos ensaios.

Figura 9. Bancada de soldagem



(Fonte: Autoria própria)

### 3.2.1 Equipamentos utilizados na soldagem

- Trator Lincoln Tandem Cruiser para deslocamento da tocha e controle geral
- Fonte de soldagem Lincoln Power Wave ACDC 1000 SD
- Software Lincoln Power Wave Manager para aquisição de dados da fonte

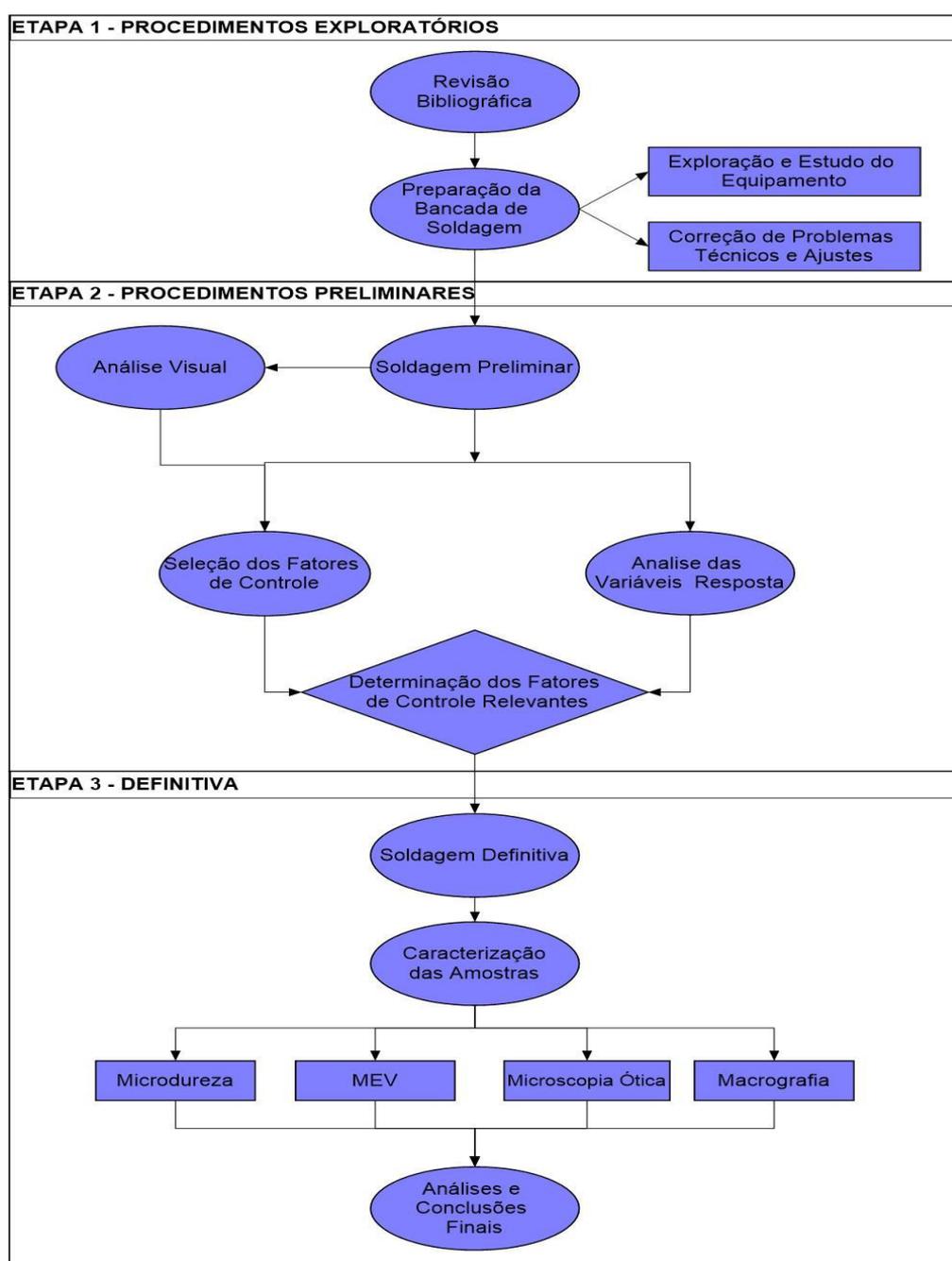
### 3.2.2 Preparação e caracterização das amostras

- Lixadeira manual
- Serra fita
- Máquina para corte metalográfico
- Politriz
- Máquina fotográfica
- Microscópio Ótico
- Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

### 3.3 Metodologia

A metodologia do trabalho se dividiu basicamente em 3 etapas: exploratória, preliminar e definitiva. A descrição da sequência metodológica é representada pela Figura 10.

Figura 10. Fluxograma das etapas do trabalho



(Fonte: Autoria própria)

### 3.3.1 Etapa 1: Procedimentos Exploratórios

Esta etapa se caracteriza pelo reconhecimento, regulagem do equipamento e correção de problemas para fornecer as condições necessárias de funcionamento das etapas seguintes.

#### 3.3.1.1 Exploração e estudo do equipamento

O reconhecimento e manuseio da bancada se deu pelos manuais dos equipamentos que antecederam os testes de bancada, afim de se obter um maior rendimento e segurança na execução da técnica. Um *checklist* de funcionamento da bancada e medidas de segurança foram seguidos criteriosamente antes de dar início a qualquer soldagem do trabalho.

A implementação do software *Power Wave Manager*, que se comunica com a fonte, foi importante para a aquisição dos dados de soldagem como também ajustes finos do cabeçote.

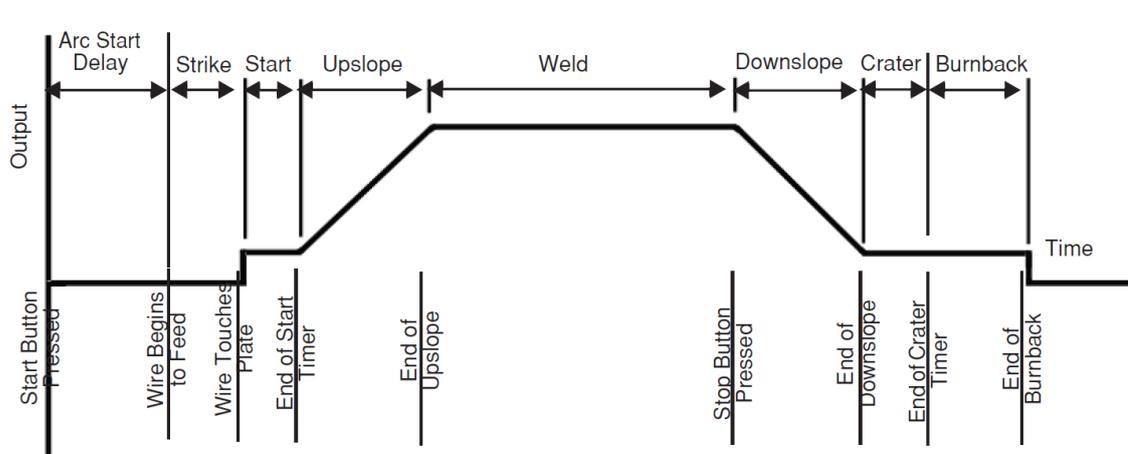
Inicialmente, os primeiros testes soldagem não puderam ser executados devido o arco elétrico não se estabelecer. O equipamento oferece uma série de parâmetros para a abertura do arco e o seu fechamento, de modo que a determinação de um parâmetro eficaz foi definida com o auxílio dos professores do laboratório (LPTS). A Tabela 9 descreve os parâmetros utilizados na abertura e finalização do arco em todas as soldagens realizadas no estudo e a Figura 11 esquematiza a sequência de soldagem relacionando estes parâmetros com o tempo.

Tabela 9. Parâmetros de abertura e finalização do arco.

Arc Delay (s)	Arc Strike (s) (Valim)	Start (s)(A)(V)	Upslope (s)	Downslope (s)	Crater (s)(A)(V)	Burnback (s)	Restrike (s)
0,10	5,0/0,5	0,2/260/4 5,0	OFF	1,00	1,5/360/ 28	0,30	1,00

(Fonte: Autoria própria)

Figura 11. Sequência de soldagem



Fonte: (Lincoln Electric Company)

### 3.3.1.2 Correção de problemas técnicos e ajustes

Por se tratar de um equipamento novo e até então não haver nenhum trabalho realizado no *Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS)* na área de soldagem a arco submerso, se fez necessário a correção e ajuste de alguns itens na bancada antes de avançar para as próximas etapas.

A vazão do fluxo do fluxo até estava comprometida, visto que anteriormente o fluxo era reutilizado sem passar por um peneiramento que acabava obstruindo a passagem por entupimento de pedaços de escória e pontas de eletrodo. O problema foi completamente resolvido com a filtragem do fluxo utilizando uma peneira e também por correções no bocal de saída do depósito de fluxo do trator.

No início, surgia faíscas na interface do corpo de prova com a mesa de trabalho, provavelmente por conta da camada de óxido de ambas as chapas. O lixamento das superfícies de contato para que houvesse uma melhor condução foi fundamental para a correção do problema.

Foram adaptados aparadores de fluxo (Figura 12), pois região de trabalho da tocha estava muito próxima ao trator, o que causava espalhamento dos grânulos de fluxos sob o trilho que acarretava descontinuidade na velocidade do trator e movimentação brusca da tocha de soldagem.

Figura 12. Aparadores de fluxo



(Fonte: Autoria própria)

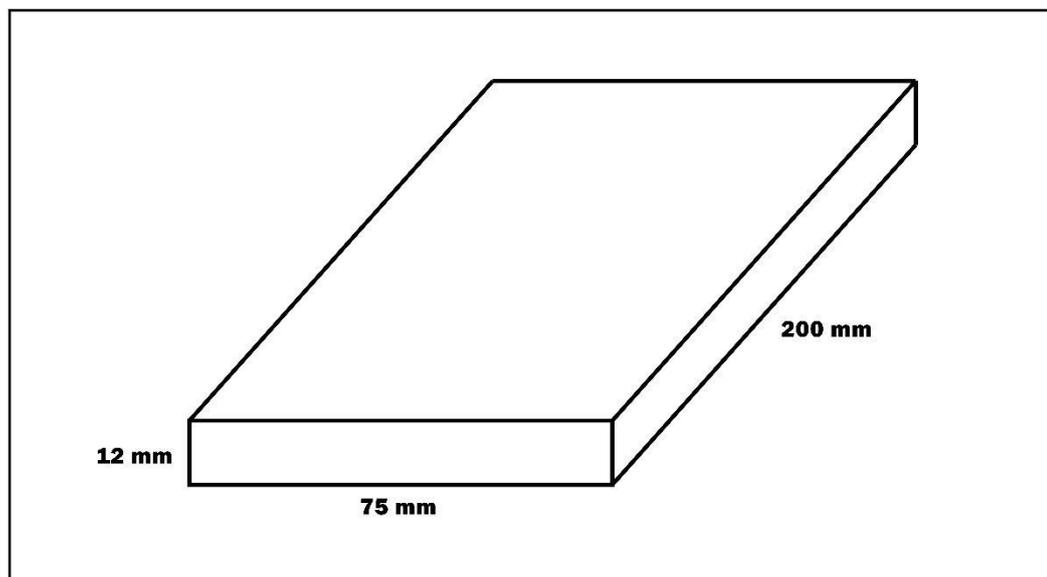
### 3.3.2 Etapa 2: Procedimentos Preliminares

A etapa de procedimentos preliminares define quais parâmetros devem ser ajustados e fatores de controle que serão utilizados na etapa definitiva com base em uma observação qualitativa de relevância para cada fator relacionado com as variáveis-respostas.

#### *3.3.2.1 Preparação dos corpos de prova*

Barras chatas de aço ASTM A36 foram cortadas na serra fita e desbastadas com esmerilhadeira angular para retirada da camada de óxido superficial. Como apresentados, na Figura 13, os corpos de prova foram cortados nas dimensões de 12 mm x 75 mm x 200 mm para atender a demanda de um cordão por corpo de prova.

Figura 13. Dimensionamento dos corpos de prova



(Fonte: Autoria própria)

### 3.3.2.2 Soldagem dos corpos de prova

A soldagem foi realizada na posição plana com um cordão por corpo de prova para se obter uma melhor visualização do perfil geométrico e zona afetada pelo calor devido a elevada quantidade de metal adicionado e aporte térmico.

O fluxo neutro foi utilizado nesta etapa pois no início não havia disponibilidade de um fluxo ligado.

O corpo de prova foi fixado nas suas extremidades e aparadores posicionados na lateral para evitar o espalhamento de fluxo sobre a bancada (Figura 14).

Figura 14. Posicionamento da tocha durante a soldagem



(Fonte: Autoria própria)

Ao término da soldagem, o fluxo foi varrido e a escória retirada (Figura 15) com auxílio de ferramentas. Antes da extração da escória foi respeitado um intervalo de tempo necessário para extinguir sua incandescência. O fluxo não transformado em escória foi recolhido e depositado para peneiramento.

Figura 15. Cordão de solda e sua respectiva escória



(Fonte: Autoria própria)

A avaliação dos fatores de controle para a próxima etapa, se realizou a partir de dois ensaios para cada variável, no qual se aplicou o máximo e mínimo de magnitude para cada fator, sem repetição.

Os parâmetros mantidos fixos na fonte de soldagem para a etapa de procedimentos preliminares foi a corrente média de 350 Amperes, tensão de 29 Volts e frequência de 100 Hz. A fonte de soldagem dispõe de recursos modernos dos quais o controle da forma de onda corresponde a um dos recursos que entrou como objeto de estudo.

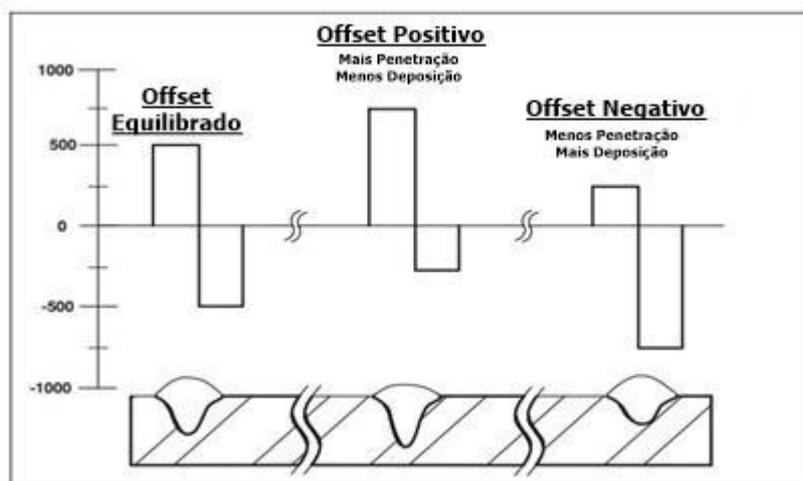
Para análise a nível qualitativo do perfil geométrico e aspectos superficiais, os fatores de controle estudados foram *offset* e *balanço* utilizando corrente alternada de onda quadrada. E para corrente contínua com polaridade positiva, variou-se a velocidade de soldagem e DBCP (Distância do Bico de Contato e Peça) que serviram como complemento para análise de aspectos superficiais do cordão afim de adequar os parâmetros para a etapa seguinte.

O termo *offset* se define como a intensidade da onda nas polaridades de uma corrente alternada. Os limites de trabalho da fonte para este parâmetro em relação a corrente fixada é de +25% para polaridade positiva e -25% para negativa.

O *balanço* se caracteriza pelo tempo de exposição de uma determinada polaridade em corrente alternada, tendo efeito similar ao *offset* em resposta a geometria do cordão. A fonte utilizada alcança os valores de 75% para polaridade positiva e 25% para negativa.

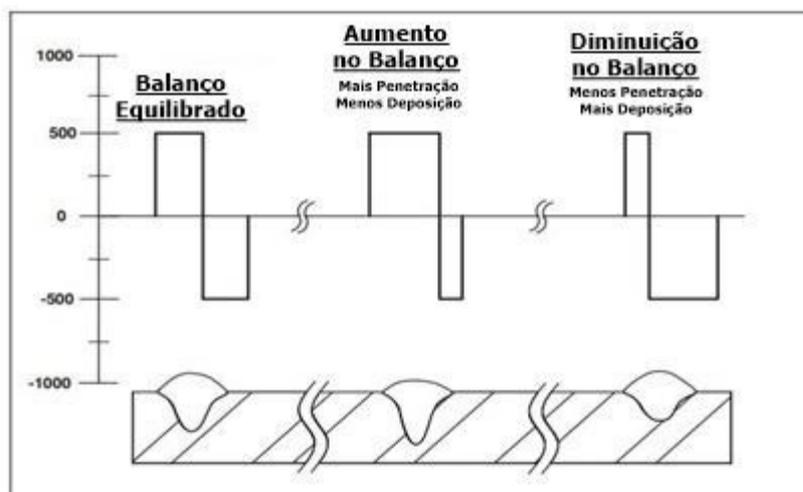
As Figuras 16 e 17 esquematizam a resposta do perfil geométrico em função do *offset* e *balanço*, respectivamente.

Figura 16. Relação do *offset* com o perfil geométrico do cordão



Fonte: adaptado de (Lincoln Electric Company)

Figura 17. Relação do *balanço* com o perfil geométrico do cordão



Fonte: adaptado de (Lincoln Electric Company)

Utilizando corrente alternada de onda quadrada, velocidade de soldagem igual a 17 cm/mim e DBCP 40mm, os ensaios referentes às análises dos parâmetros de *offset* e *balanço* são representados pelas Tabelas 10 e 11, respectivamente.

Tabela 10. Valores do ensaio exploratório variando o *Offset* em máximo e mínimo

<b>ENSAIO</b>	<b>OFFSET (%)</b>	<b>BALANÇO (%)</b>
A1	25	50
A2	-25	50

(Fonte: Autor)

Tabela 11. Valores do ensaio exploratório variando o *Balanço* em máximo e mínimo

<b>ENSAIO</b>	<b>OFFSET (%)</b>	<b>BALANÇO (%)</b>
A3	0	75
A4	0	25

(Fonte: Autor)

Os efeitos da DBCP e velocidade de soldagem foram verificados como mostrado na Tabela 12. Com intenção de isolar estes parâmetros para observação dos aspectos superficiais, a corrente contínua positiva teve a finalidade de anular quaisquer efeitos danosos da polaridade negativa sobre a superfície do cordão, portanto, as variáveis de *offset* e *balanço* não se aplicam aos ensaios B1, B2 e B3.

Tabela 12. Valores do ensaio exploratório variando a DBCP e velocidade de soldagem em máximos e mínimos estabelecidos.

<b>CORDÃO</b>	<b>V. DE SOLDAGEM (cm/mim)</b>	<b>DBCP (mm)</b>
B1	17	60
B2	17	40
B3	33	40

(Fonte: Autoria própria)

### 3.3.2.3 Preparação metalográfica e medição do perfil geométrico

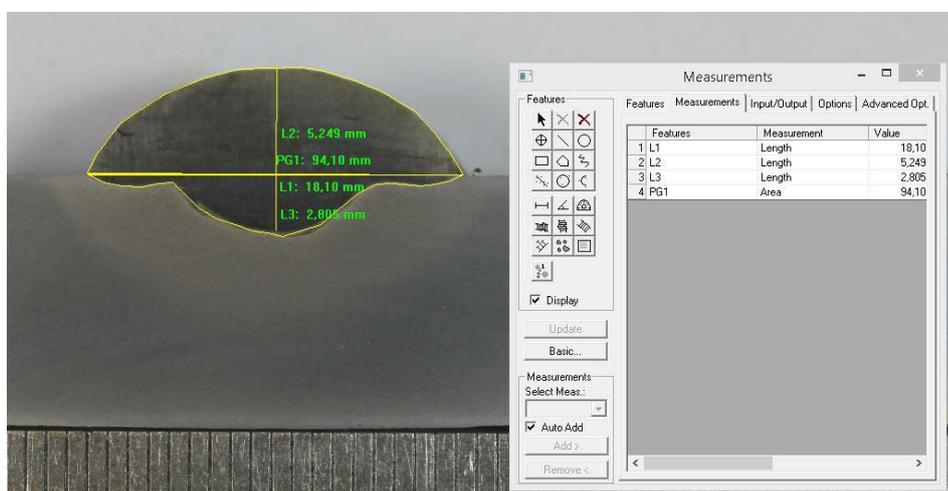
Após o ensaio exploratório seguido de análise superficial, os corpos de prova foram seccionados utilizando uma cortadora metalográfica. A região extraída para

confeção das amostras se localizava próxima a metade do cordão ao longo de sua extensão.

Cada amostra foi lixada até a granulação de 600 com auxílio de uma politriz, atacadas com NITAL 5% e fotografadas com uma câmera profissional (macrografia).

A medição do perfil geométrico foi calculada com o auxílio de um software de imagem (Figura 18). As características geométricas analisadas foram a largura, reforço, penetração e diluição.

Figura 18. Software utilizado para medição do perfil geométrico



(Fonte: Autoria própria)

Após a avaliação das variáveis resposta em função dos fatores de controle, os parâmetros que mostraram boa relevância avançaram para a etapa definitiva juntamente com ajustes necessários para melhor condicionamento de ensaio. Apesar de ter sido mantido fixo na etapa de procedimentos preliminares, nível de tensão também foi um dos fatores incluídos nos ensaios definitivos.

### 3.3.3 Etapa 3: Definitiva

Baseado nos resultados da etapa de procedimentos preliminares, os fatores de controle *offset* e *balanço* foram selecionados para o estudo na etapa definitiva

juntamente com a tensão. Os ajustes se deram na velocidade de soldagem e DBCP para a obtenção de um melhor aspecto superficial.

O estudo da influência dos fatores de controle estabelecidos sobre o perfil geométrico, microdureza e composição química foram relacionadas por análise de variância.

#### *3.3.3.1 Soldagem dos corpos de prova*

Os ensaios seguiram a mesma metodologia de bancada dos ensaios preliminares. Manteve-se fixados os mesmos valores de corrente, tensão e frequência. O fluxo ligado foi empregado para avaliação da influência da tensão sobre características do metal depositado e o software de aquisição de dados da fonte recolheu as informações de cada ensaio.

Para estabelecer a faixa de tensão para avaliação estatística foram realizados alguns testes entre os valores de 20 e 60V (limites da fonte). Os valores de mínimo e máximo escolhidos foram de 30 e 45V, pois apresentaram pouca dificuldade da abertura do arco.

Através do método estatístico de fatorial completo, sem repetição, foram montadas as combinações entre os fatores de controle mostrados na Tabela 13.

Tabela 13. Parâmetros de soldagem dos ensaios definitivos para estudos das variáveis-resposta

<b>CORDÃO</b>	<b>TENSÃO (V)</b>	<b>BALANÇO (%)</b>	<b>OFFSET (%)</b>
C1	45	75	+25
C2	45	75	-25
C3	45	25	+25
C4	45	25	-25
C5	30	75	+25
C6	30	75	-25
C7	30	25	+25
C8	30	25	-25

(Fonte: Autoria própria).

### 3.3.3.2 Cálculo da energia de soldagem

A energia de soldagem é importante para entender as características do metal depositado, pois a variação deste valor influencia diretamente as propriedades mecânicas e microestruturais do cordão de solda. Desta forma, foi realizado o cálculo da energia de soldagem de cada ensaio da etapa definitiva.

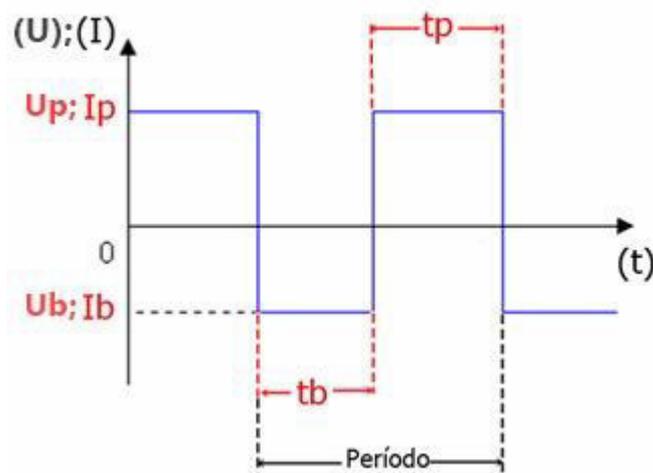
Para se obter a energia de soldagem em corrente alternada, primeiro é necessário encontrar os valores da corrente e tensão eficaz de cada ensaio, pois o cálculo da corrente e tensão média não se aplicam a esta forma de onda. O cálculo da corrente ( $I_{ef}$ ) e tensão ( $U_{ef}$ ) eficaz, são dados nas Equações 1 e 2, respectivamente.

$$I_{ef} = \sqrt{\frac{(I_p^2 \cdot t_p) + (I_b^2 \cdot t_b)}{(t_p + t_b)}} \quad (1)$$

$$U_{ef} = \sqrt{\frac{(U_p^2 \cdot t_p) + (U_b^2 \cdot t_b)}{(t_p + t_b)}} \quad (2)$$

Onde, dentro de um período de onda,  $I_p$  (A) é a corrente de pico,  $I_b$  (A) é a corrente de base,  $U_p$  (A) é a tensão de pico,  $U_b$  (A) é a tensão de base,  $t_p$  (s) é o tempo de pico e  $t_b$  (s) é o tempo de base, como representado na Figura 19.

Figura 19. Ilustração de um gráfico de corrente alternada e suas variáveis



(Fonte: Autoria própria)

Após a execução dos ensaios da Tabela 13, e de posse dos dados de soldagem (aquisição do software), mediu-se em cada ensaio o tempo de exposição e intensidade de corrente para cada polaridade, através do gráfico fornecido pela fonte de soldagem, a fim de se obter os valores de corrente eficaz para o cálculo da energia de soldagem, como apresentado na Equação 3.

$$E_s = \frac{U_{ef} \cdot I_{ef} \cdot \eta}{V_s} \quad (3)$$

Onde,  $E_s$  é a energia de soldagem (kJ/mm),  $V_s$  é a velocidade de soldagem (mm/s) e  $\eta$  é a eficiência térmica do processo de soldagem, que para arco submerso, o  $\eta$  é igual a 0,9.

### 3.3.3.3 Preparação metalográfica e medição do perfil geométrico

O procedimento de macrografia obedeceu aos mesmos procedimentos dos ensaios preliminares. Seguidamente, as amostras foram lixadas até 1200 mesh, polidas até 1µm com pasta de diamante e atacadas com NITAL 2% por 20 segundos para ensaio de microdureza e micrografias.

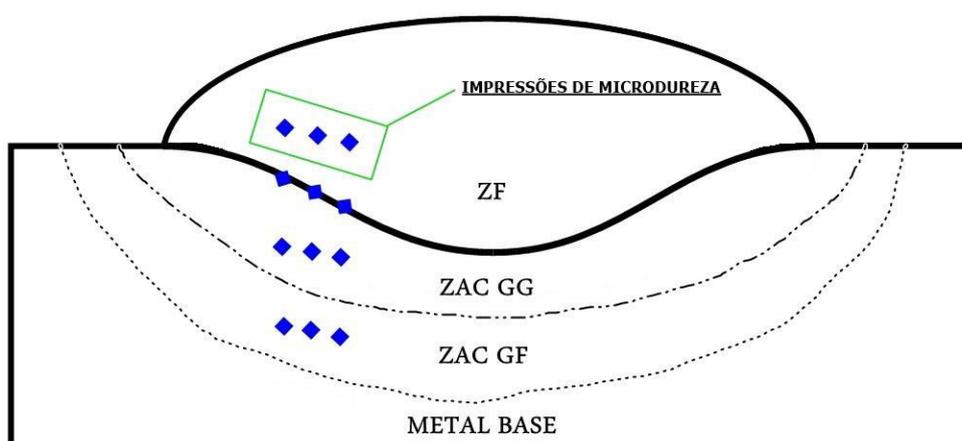
### 3.3.3.4 Ensaio de microdureza

Para as regiões de zona fundida, zona afetada pelo calor (grãos grosseiros e finos) e interface entre estas regiões, se realizou o ensaio de microdureza aplicando três impressões, com a carga de 100 gf por 13 segundos, para cada região (Figura 20). Na região do metal base, duas impressões foram realizadas apenas para fins de comparação.

Para fins de amostragem estatística utilizou-se da média dos valores de microdureza de cada região com objetivo de sintetizar a apresentação de resultados.

A Figura 20 esquematiza as regiões que foram aplicadas as impressões de microdureza na seção transversal do cordão.

Figura 20. Impressões de microdureza



(Fonte: Autoria própria)

### *3.3.3.5 Análise de composição química e microestrutura*

Com o mapeamento de perfis de composição química (EDS) fornecida pelo microscópio eletrônico de varredura, foi possível verificar a natureza química da zona fundida e relacionar os parâmetros de soldagem com a composição.

A fim de observar a microestrutura formada nos depósitos de revestimento, após a preparação metalográfica e ensaio de microdureza, utilizou-se a microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). As regiões registradas pelos microscópios foram: zona fundida, zonada afetada pelo calor, linha de fusão e metal base.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Procedimentos Preliminares

#### Perfil geométrico

As soldagens por corrente alternada foram realizadas sem repetição, apenas para observar o comportamento dos parâmetros da forma de onda. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 14. Para assegurar os valores, as dimensões de cada amostra foram medidas três vezes através do software de desenho.

Tabela 14. Resultados de dimensão do cordão com corrente alternada

ENSAIO	<b>BALANÇO (%)</b>	<b>OFFSET (%)</b>	<b>LARGURA (mm)</b>	<b>REFORÇO (mm)</b>	<b>PENETRAÇÃO (mm)</b>	<b>DILUIÇÃO (%)</b>
A1	50	25	23,63	3,45	1,98	34,41
A2	50	-25	22,66	4,29	3,98	35,80
A3	75	0	22,43	3,37	3,98	41,43
A4	25	0	22,29	3,71	2,88	33,83

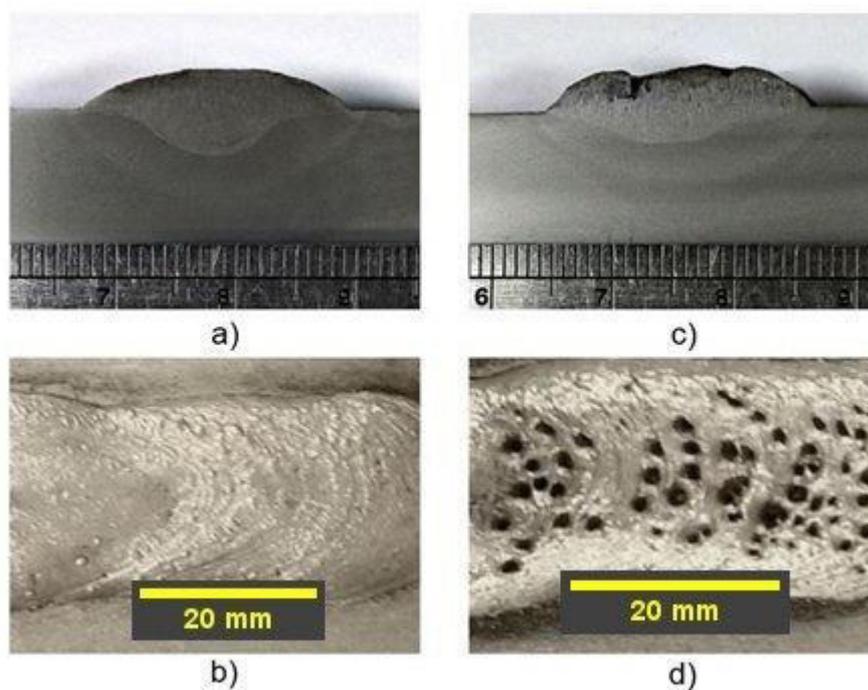
(Fonte: Autoria própria)

Observando a Tabela 14 e analisando de forma qualitativa, conclui-se que o reforço, penetração e diluição mostraram-se diretamente dependentes das variáveis de *balanço* e *offset*.

#### Aspectos do cordão

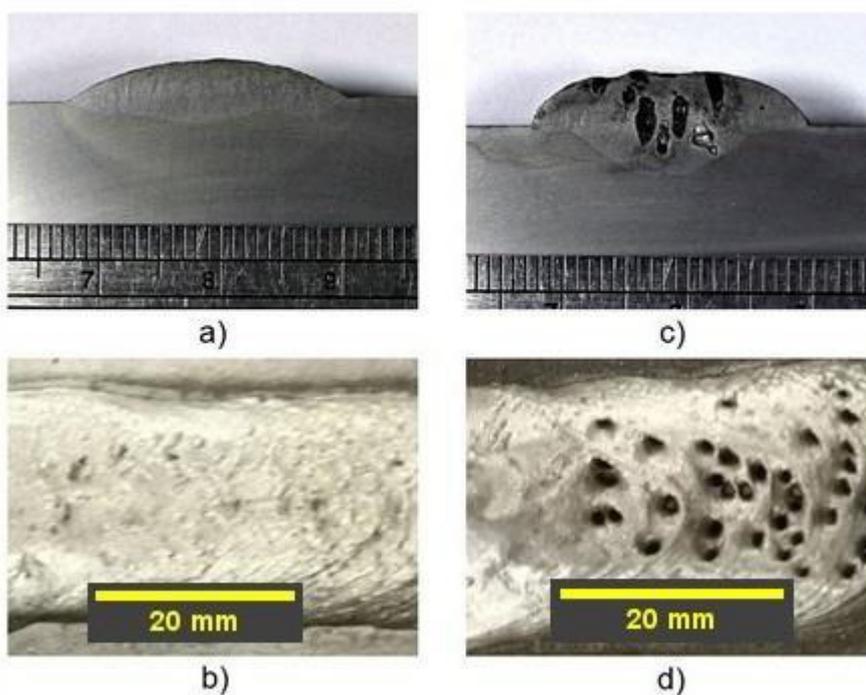
As Figuras 21 e 22 exibem a comparação do *balanço* e *offset*, respectivamente, em termos de defeitos superficiais do cordão.

Figura 21. Seção transversal e aspecto superficial dos cordões soldados com fluxo neutro. Amostra A3, referente ao *balanço* de 75% para a) e b) e amostra A4, referente ao balanço de 25% para c) e d)



(Fonte: Autoria própria)

Figura 22. Seção transversal e aspecto superficial dos cordões soldados com fluxo neutro. Amostra A1, referente ao *offset* de 25% para a) e b) e amostra A2, referente ao *offset* de -25% para c) e d)



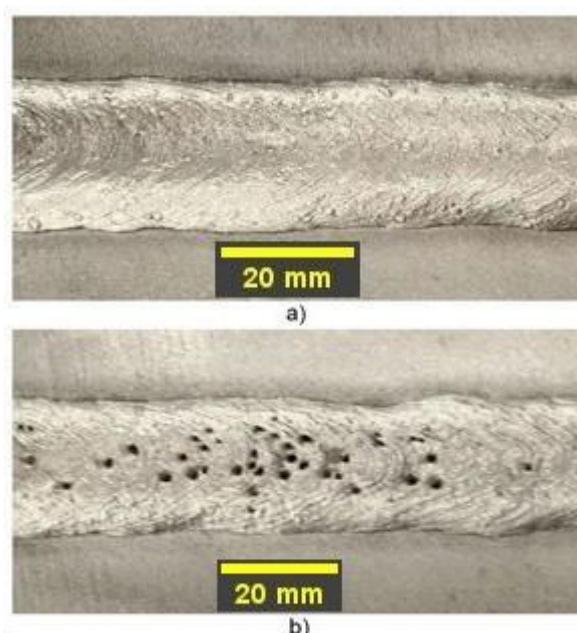
(Fonte: Autoria própria)

O aparecimento de poros é claramente observado na superfície para menores valores de *balanço* e *offset*. TALKINGTON (1998) diz que para correntes com polaridade negativa o arco apresenta instabilidade e isto é explicado pela transferência metálica do tipo globular repulsiva, o que pode aumentar as chances de porosidade e defeitos superficiais.

A hipótese para o aparecimento de poros é a relação dos valores de *offset* e *balanço* pois estas variáveis estão ligadas diretamente a intensidade e tempo de exposição da corrente na polaridade negativa.

A Figura 23 apresenta a comparação de dois cordões soldados em CC+, utilizando os mesmos parâmetros e variando a DBCP.

Figura 23. Aspecto superficial de cordões com a variação da DBCP. Amostra B1, 40 mm de DBCP para a) e amostra B2, 60 mm de DBCP para b)



(Fonte: Autoria própria)

O valor de 60 mm de DBCP mostrou um aumento na porosidade do cordão. A causa mais provável para aparecimento de poros consiste no aprisionamento de gases (MACHADO, 1996) e/ou pela compactação da camada de fluxo sobre a poça de fusão.

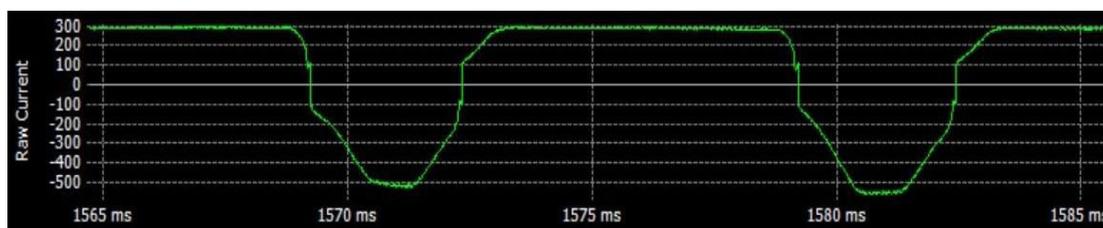
A velocidade de soldagem não mostrou influência relevante sob a qualidade do aspecto superficial.

## 4.2 Ensaios Definitivos

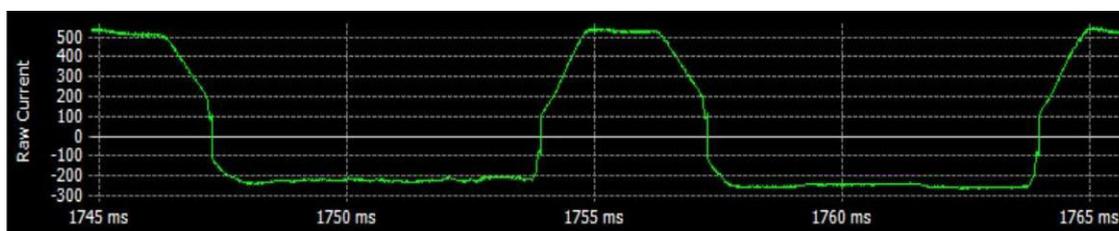
Foram considerados como fatores de controle as variáveis: *offset* e *balanço*. As demais variáveis, velocidade de soldagem e DBCP, sofreram um ajuste para se manter no valor fixo de 22 cm/mim (valor intermediário permitido pelo trator entre 17 e 33 cm/min) e 40 mm, respectivamente.

Em todos os ensaios os valores médios de tempo ( $t_b$  e  $t_p$ ) e corrente ( $I_b$  e  $I_p$ ), para cada polaridade da corrente alternada, foram medidos (com auxílio de um “software” de desenho) através dos gráficos fornecidos pela fonte, conforme exemplificado na Figura 24.

Figura 24. Registro da fonte de soldagem para valores de forma de onda. a) amostra C2 (75% de balanço, 25% de offset,  $t_b = 2$  ms,  $t_p = 6$  ms,  $I_p = 300$  A e  $I_b = -500$  A); b) amostra C7 (25% de balanço, 25% de offset,  $t_b = 6$  ms,  $t_p = 2$  ms,  $I_p = 500$  A,  $I_b = -300$  A).



a)



b)

(Fonte: Autoria própria)

Com os valores médios de  $t_b$ ,  $t_p$ ,  $I_p$  e  $I_b$ , o cálculo da corrente eficaz, tensão eficaz e energia de soldagem pôde ser realizado, como mostra a Tabela 15.

Tabela 15. Valores de corrente e tensão eficaz, energia de soldagem, largura, reforço, penetração e diluição relacionados com cada amostra.

Cordão	Tensão Média (V)	Balanco (%)	Offset (%)	tb (ms)	tp (ms)	Ip (A)	Ib (A)	Up (V)	Ub (V)	I <sub>ef</sub> (A)	U <sub>ef</sub> (V)	E <sub>s</sub> (kJ/mm)	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Diluição (mm)
C1	45,00	75	+25	2,00	6,00	400,00	-200,00	50,00	-30,00	360,56	45,82	4,05	17,50	3,85	1,50	24,98
C2	45,00	75	-25	2,00	6,00	300,00	-500,00	50,00	-50,00	360,56	42,72	4,42	19,40	4,18	1,74	23,46
C3	45,00	25	+25	6,00	2,00	500,00	-300,00	50,00	-45,00	360,56	46,30	4,09	19,90	4,55	1,60	22,35
C4	45,00	25	-25	6,00	2,00	200,00	-400,00	30,00	-50,00	360,56	45,82	4,05	17,90	5,24	2,78	24,96
C5	30,00	75	+25	2,00	6,00	400,00	-200,00	30,00	-30,00	360,56	30,00	2,65	18,80	3,36	2,25	37,90
C6	30,00	75	-25	2,00	6,00	300,00	-500,00	20,00	-40,00	360,56	36,05	3,19	17,60	4,15	2,73	35,00
C7	30,00	25	+25	6,00	2,00	500,00	-300,00	40,00	-30,00	360,56	37,74	3,34	17,10	4,80	1,73	22,60
C8	30,00	25	-25	6,00	2,00	200,00	-400,00	30,00	-40,00	360,56	32,78	2,90	16,70	4,93	2,19	27,00

(Fonte: Autoria própria)

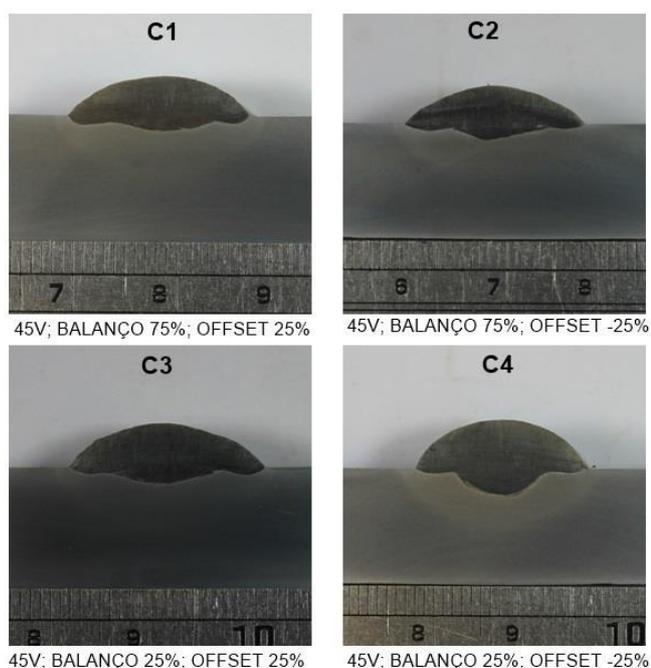
De acordo com a Tabela 15, pode-se afirmar que a variação do *offset* e *balanço* não alterou a energia de soldagem, mas a tensão foi o fator que dividiu as amostras em duas categorias:

- 45 V – Maior energia de soldagem: amostras C1, C2, C3 e C4;
- 30 V – Menor energia de soldagem: amostras C5, C6, C7 e C8.

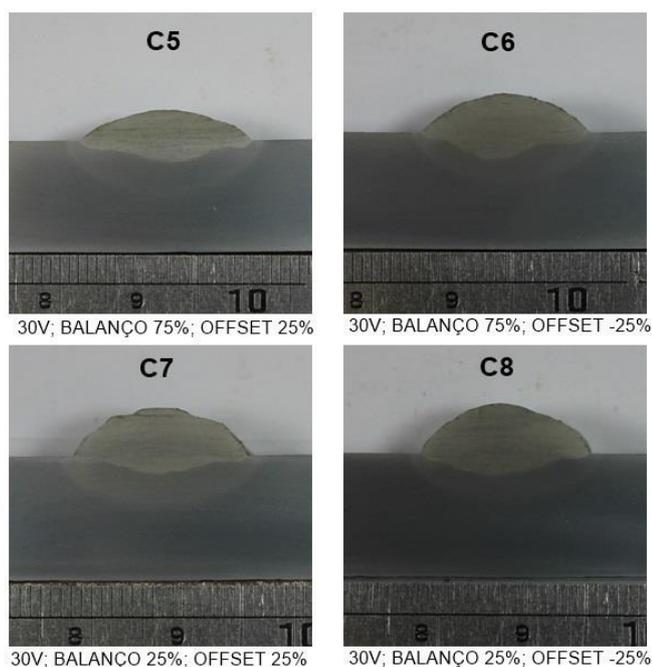
#### 4.2.1 Macrografia

Para avaliar a influência dos fatores de controle na geometria e aspectos superficiais dos cordões de solda, foi realizada a medição nos perfis transversais e fotografado a superfície de cada amostra, conforme apresentados nas Figuras 25 e 26.

Figura 25. Perfil transversal dos corpos de provas soldados com fluxo ligado: a) amostras soldadas com 45 V e b) amostras soldadas com 30V.



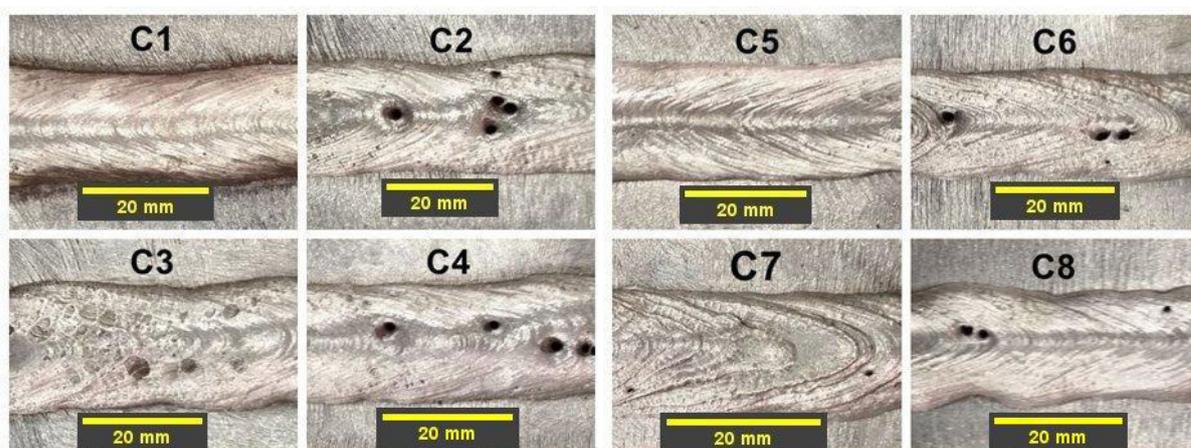
a)



b)

(Fonte: Autoria própria)

Figura 26. Aspectos superficiais dos corpos de prova soldados com fluxo ligado



(Fonte: Autoria própria)

Como mostrado na Figura 25, observa-se que para menores valores de *balanço* e *offset*, o reforço tende a aumentar. O que é interessante para as características de revestimentos duros pois o reforço está ligado a espessura da camada a ser depositada. Porém para valores altos de reforço, a tendência é o aumento do ângulo de molhamento, que em excesso, pode provocar concentração

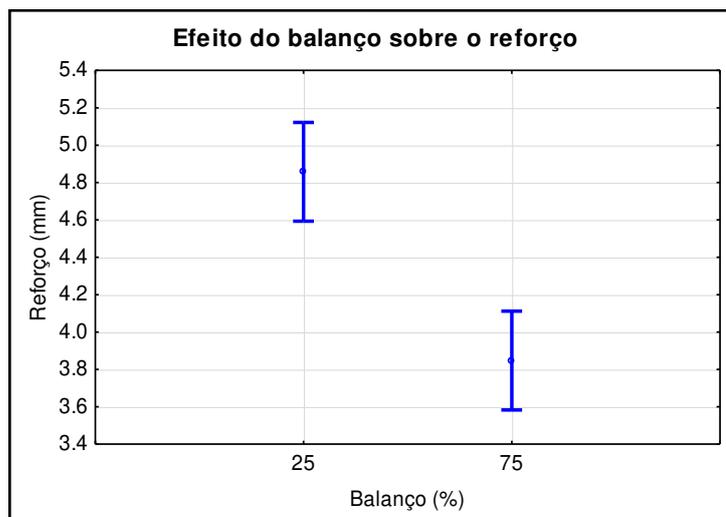
de tensão nas áreas adjacentes à solda tornando possível o comprometimento do desempenho do revestimento.

Baseado no estudo de SOUZA, RESENDE & SCOTTI (2009) no qual se utilizou MIG/MAG para avaliar a influência da polaridade da corrente, uma hipótese para a explicação da causa deste efeito é o maior tempo de exposição e intensidade de corrente na polaridade negativa, que estimula forças catódicas repulsivas que atua sobre a gota do metal fundido formado na ponta do eletrodo, o que causa o crescimento do metal fundido, atraso do destacamento do arame e instabilidade do arco.

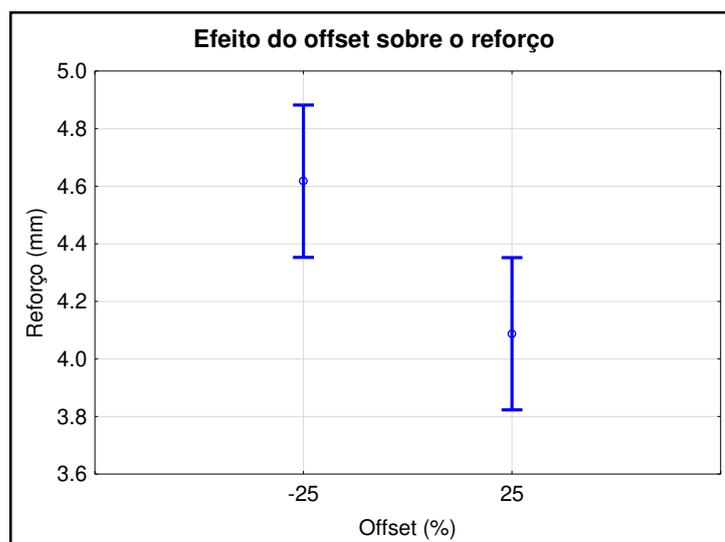
Em CC- a maior parcela de calor está concentrada na ponta do eletrodo (cerca de 70% do aporte térmico) e a forma predominante de transferência é globular, implicando em altas taxas de fusão e baixa penetração comparado com CC+ (TALKINGTON, 1998).

As características superficiais seguiram a mesma tendência dos resultados encontrados nas amostras preliminares. Observando a Figura 26, se percebe que os cordões que obtiveram os melhores aspectos superficiais, isentos de poros e com a superfície mais homogênea, foram o C1 e C5, por manterem a relação de *balanço* e *offset* com maior percentual na polaridade positiva. Os cordões C3 e C7, com a relação de *balanço* e *offset* em 25% e +25%, respectivamente, apresentaram poros com pequena dimensão e um aspecto superficial intermediário dentre todos os cordões. Os demais cordões, C2, C4, C6 e C8, que foram soldados com o valor do *offset* em -25%, apresentaram poros em maior dimensão e quantidade.

Estes resultados reafirmam que o percentual de tempo e intensidade na polaridade negativa para corrente alternada pode prejudicar a qualidade superficial dos cordões de solda a arco submerso. E o fator que mais influenciou este aspecto, foi o *offset*, que para menores valores, o cordão apresentou as piores condições em aspectos superficiais.

Figura 27. Efeito do *balanço* sobre o reforço

(Fonte: Autoria própria)

Figura 28. Efeito do *offset* sobre o reforço

(Fonte: Autoria própria)

A análise variância representada pelas Figuras 27 e 28, mostrou que o reforço é variável dependente do *balanço* e *offset*, sendo o *balanço* o fator que mais influenciou neste quesito. Todavia, não houveram variações relevantes na largura, penetração e diluição.

PESSOA (2007) e MARINHO *et al.* (2005) verificaram o aumento do reforço influenciado pelo maior percentual de corrente na polaridade negativa sob cordões de solda para soldagem MIG/MAG.

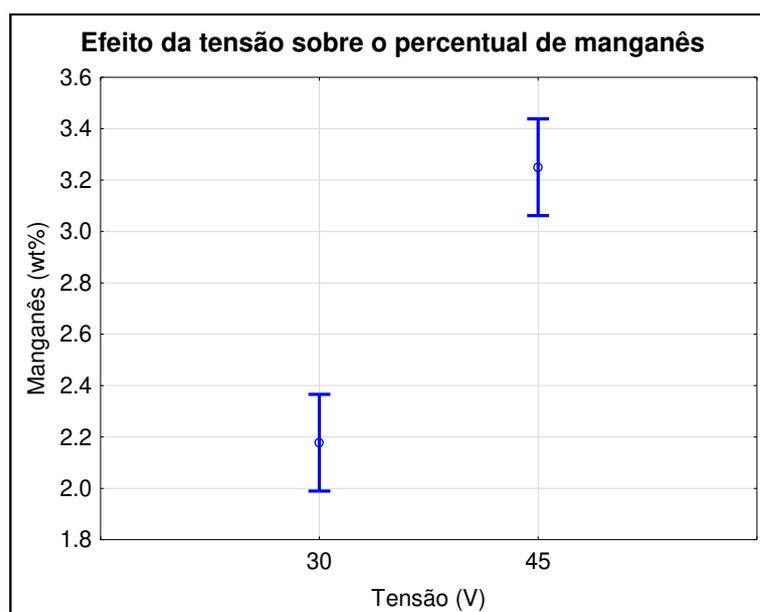
#### 4.2.2 Composição química

O mapeamento químico foi realizado em áreas aleatórias da zona fundida com duas repetições por amostra com intuito de atestar os valores de percentuais de composição. Não foi possível obter, através das análises químicas, os valores de carbono das amostras apresentas.

O manganês, cromo e silício foram os elementos que sofreram variações em função da tensão. As demais variáveis, *offset* e *balanço*, não causam alteração relevante na composição.

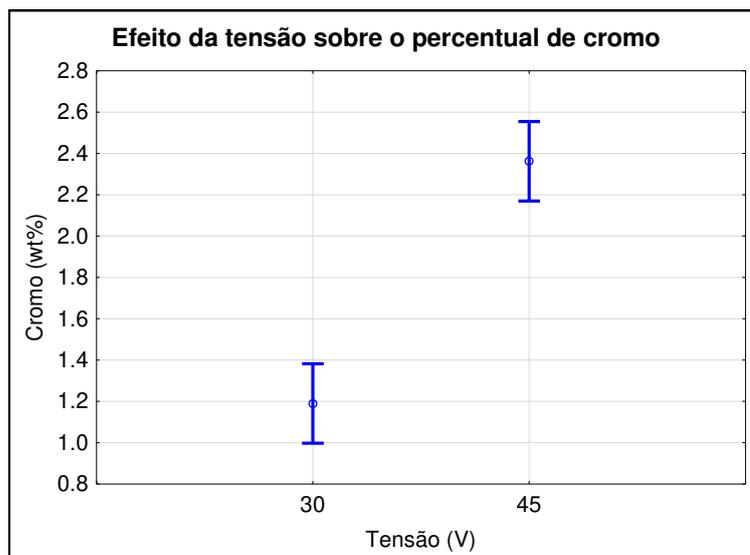
As Figuras 29, 30 e 31 apresenta a análise e variância da tensão de soldagem sob o percentual de elementos de liga mais presentes nas amostras.

Figura 29. Efeito da tensão sobre o percentual de manganês



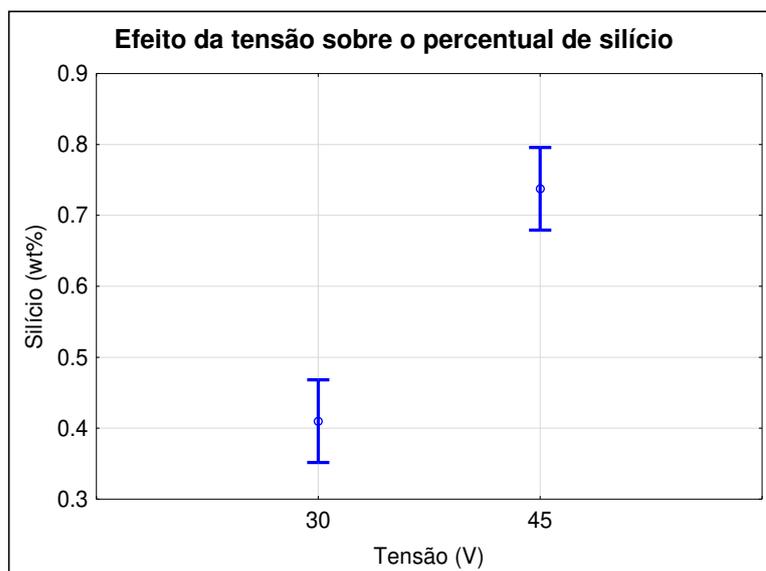
(Fonte: Autoria própria)

Figura 30. Efeito da tensão sobre o percentual de cromo



(Fonte: Autoria própria)

Figura 31. Efeito da tensão sobre o percentual de silício



(Fonte: Autoria própria)

Os resultados estatísticos indicam a influência direta da tensão de soldagem sobre a composição da zona fundida, ou seja, uma maior quantidade de fluxo é consumida quando se aumenta o comprimento do arco elétrico.

SOUZA (2006) afirma que o manganês aumenta a resistência do aços e melhora a ductilidade, além de estabilizar, diminuir a temperatura de formação e

aumentar o campo da austenita o que provoca o aumento moderado da temperabilidade e, para teores mais elevados de carbono, a formação martensítica é favorecida.

Para este mesmo autor, o silício em teores abaixo de 2% contribui para o aumento do limite de escoamento, tenacidade e resistência abrasiva, contudo, o silício dificulta a usinabilidade dos aços e em teores altos causa a descarbonetação.

A Tabela 16 relaciona a tensão com a média do percentual de elementos de liga presentes nas amostras.

Tabela 16. Média dos valores de composição para diferentes níveis de tensão

<b>TENSÃO (V)</b>	<b>Manganês (wt%)</b>	<b>Cromo (wt%)</b>	<b>Silício (wt%)</b>
<b>30</b>	<b>2,17</b>	<b>1,19</b>	<b>0,41</b>
<b>45</b>	<b>3,25</b>	<b>2,36</b>	<b>0,74</b>

(Fonte: Autoria própria)

O aumento da tensão em 50% (diferença de 15 V), provocou um aumento médio de: 50% no teor de manganês, 98,3% no teor de cromo e 80,5% no teor de silício, de acordo com a Tabela 16.

A adição de cromo proporciona aumentos na temperabilidade e resistência a abrasão. E para altos teores de carbono, precipitados de carboneto de cromo se formam e tem um papel no aumento da dureza do aço. O cromo também promove o endurecimento por solução sólida na ferrita e melhora a resistência a corrosão (COSTA E SILVA & MEI, 2010; SOUZA S. A., 2006)

O trabalho realizado por MELO *et al.* (2012) constatou o aumento de cromo equivalente para maiores valores de tensão no processo a arco submerso. Os autores também observaram o aumento do cromo em menores taxas de velocidades de alimentação do arame. Este fenômeno pode ser explicado pela relação do aumento de consumo da camada de fluxo, pois a redução da Valim aumenta a discretamente a tensão que, conseqüentemente, aumenta o comprimento do arco.

[Também observaram que o processo a arco submerso proporciona adição de maiores teores de silício e manganês quando comparado a arame tubular (FCAW)].

Estes autores explicam que as variações nas quantidades de silício e manganês estão ligadas unicamente ao fluxo de soldagem, que é rico em silício e em hipótese, evita a volatilização do manganês que o mantém aprisionado na poça de fusão.

É importante salientar que mesmo não havendo variação da diluição com a mudança dos valores de tensão (em termos de cálculo baseado na geometria do cordão), houve variação na “diluição química”. Pois a relação da composição química no metal adicionado foi alterada com a variação da tensão, ou seja, a variação do percentual dos elementos de liga (provenientes do fluxo) presentes no metal de adição, altera a participação volumétrica do arame no metal de adição.

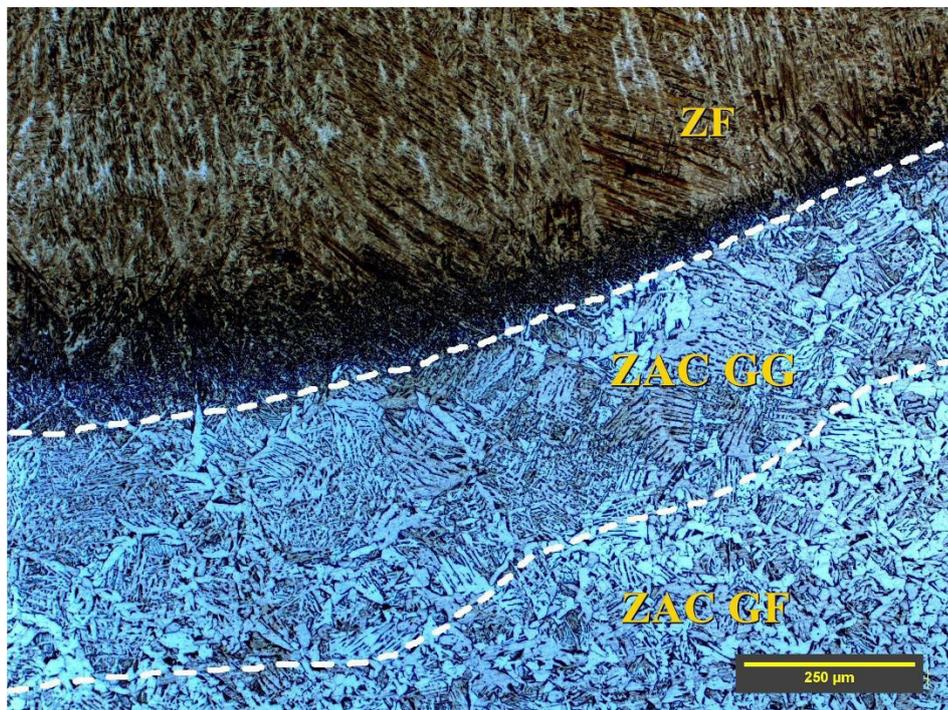
#### **4.2.3 Microestrutura**

Neste tópico serão apresentadas as microestruturas encontradas nas zonas afetadas pelo calor e zonas fundidas das amostras soldadas com maiores e menores energias de soldagem, que possuem menores e maiores taxas de resfriamento, respectivamente. Os fatores de *offset* e *balanço* não mostraram influência na microestrutura e apenas a tensão (que está ligada diretamente a energia de soldagem) mostrou variação nos resultados.

##### *4.2.3.1 Zona afetada pelo calor*

A microestrutura ZAC se mostrou semelhante em todas as amostras e não sofreu alteração significativa com a variação dos parâmetros estudados. O metal base é composto por cerca de 0,26 % de carbono e microestruturas encontradas nesta região foram ferrita e perlita. A Figura 32 mostra as regiões de zona fundida e zona afetada pelo calor.

Figura 32. Região da linha de fusão, zona fundida e zona afetada pelo calor (grãos grossos e finos) na Amostra C4

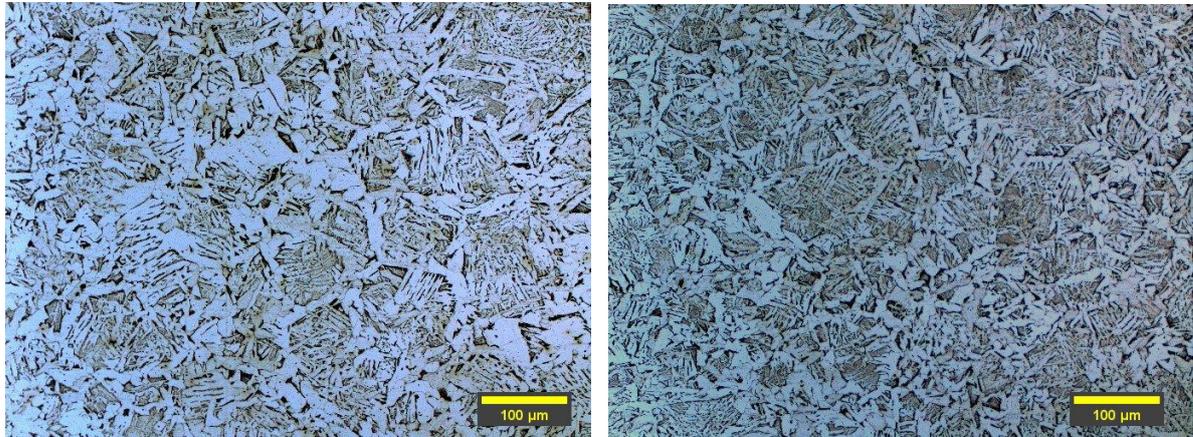


(Fonte: Autoria própria)

A região de grãos grosseiros ou ZAC GG, por estar mais próxima da interface ZF/MB, atinge temperaturas de pico superiores a 1200 °C e foi sujeita a um maior gradiente de temperatura decorrente do ciclo térmico, conseqüentemente, ocasionou um maior tempo de resfriamento o que favorece o crescimento de grão de mais pronunciado. Na região de granulação fina ou ZAC GF, localizada logo abaixo da ZAC GG, sua temperatura de pico varia entre a linha A3 e 1200 °C e possui uma estrutura semelhante a um aço normalizado (MODENESI, MARQUES, & SANTOS, Introdução a Metalurgia da Soldagem, 2012).

As Figura 33 e 34 são referentes ao tamanho de grão das microestruturas da ZAC GG e GF, respectivamente.

Figura 33. Comparação da microestrutura da zona afetada pelo calor em regiões de grãos grosseiros entre duas amostras com diferentes energias de soldagem. a) amostra C4 (4,05 kJ/mm) e b) amostra C8 (2,90 kJ/mm)

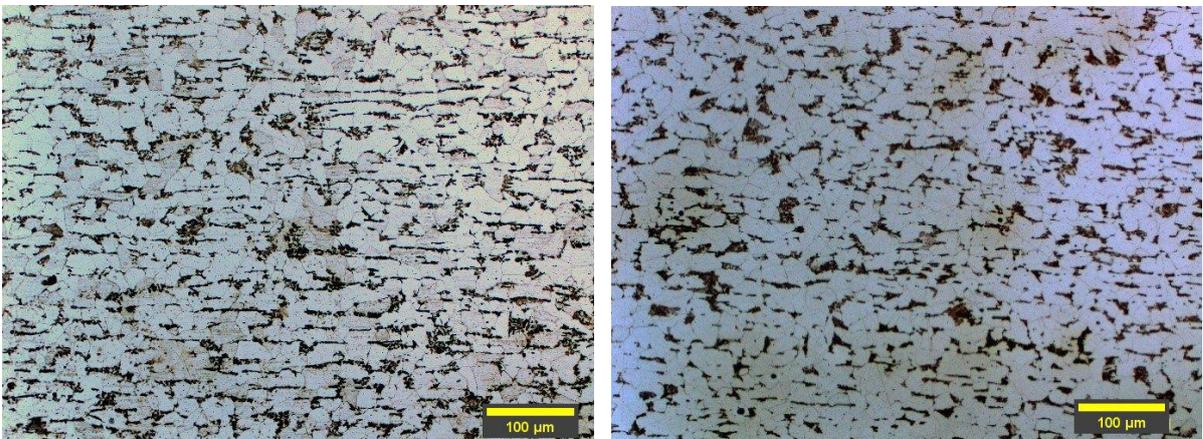


a)

b)

(Fonte: Autoria própria)

Figura 34. Comparação da microestrutura da zona afetada pelo calor em regiões de grãos finos entre duas amostras com diferentes energias de soldagem. a) amostra C4 (4,05 kJ/mm) e b) amostra C8 (2,90 kJ/mm)



a)

b)

(Fonte: Autoria própria)

Não houve variação significativa nos tamanhos de grão das ZAC GG e GF com a variação da energia de soldagem, isto pode ser devido a diminuição e estabilização da velocidade de crescimento dos grãos da austenita em altas temperaturas, principalmente na região de grãos grosseiros, pois o crescimento do grão é restringido quando o mesmo cresce e encontra a fronteira de outro grão

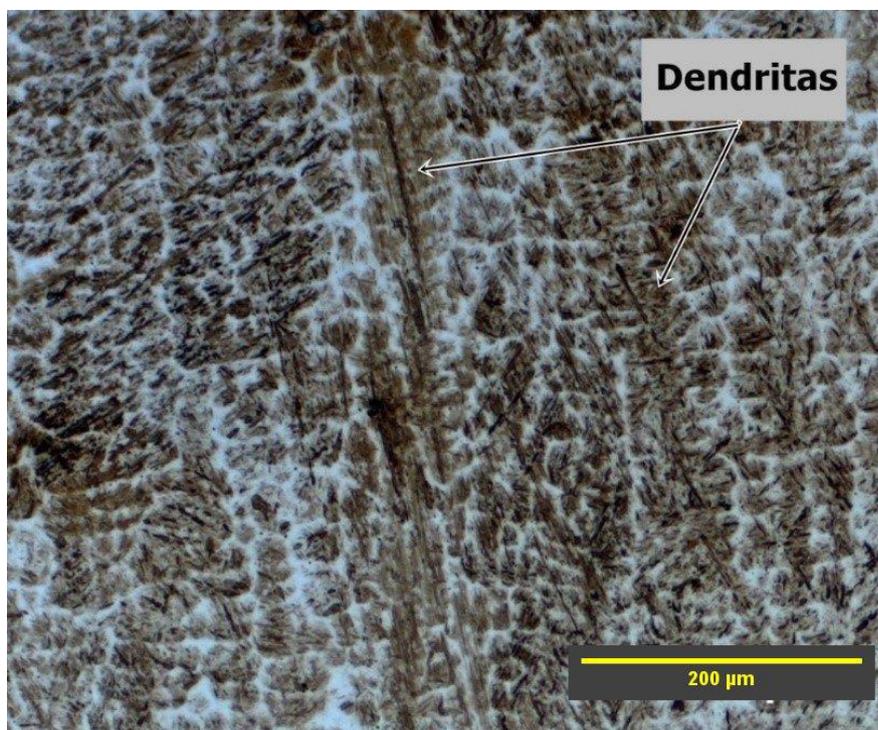
(PORTER & EASTERLING, 1992), e no caso de ambas faixas de energias de soldagem estudadas, os níveis térmicos favorecem o crescimento da austenita nas condições mencionadas.

O fator que pode ter sofrido influência da variação da energia de soldagem, é o tamanho (extensão) das zonas de grãos grossos e finos, porém não se realizou a mensuração destas regiões.

#### *4.2.3.2 Zona fundida de amostras soldadas com tensão de 45 V e maior energia de soldagem*

Todas as amostras soldadas nestas condições de energia, mantiveram o mesmo padrão microestrutural na zona fundida. A Figura 35 mostra a microestrutura da zona fundida.

Figura 35. Microestrutura (MO) indicando a presença de estrutura dendrítica na zona fundida da amostra C1

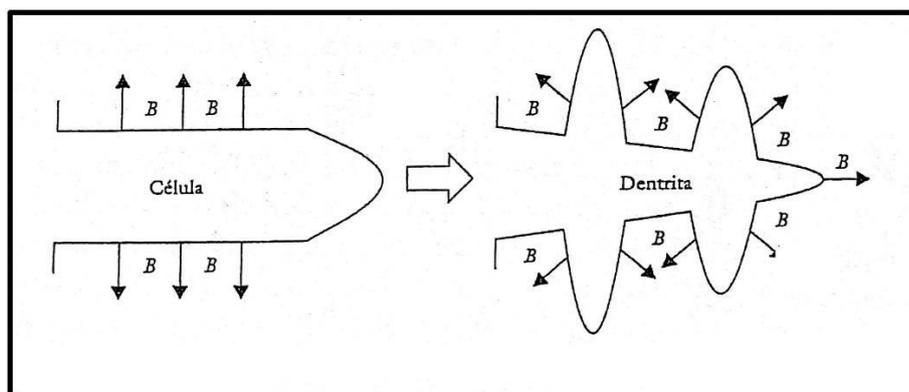


(Fonte: Autoria própria)

A microestrutura da zona fundida se caracterizou por grãos definidos e estruturas colunares dendríticas, de acordo com a Figura 35. Este tipo de estrutura dendrítica está associada a instabilidade da interface sólido/líquido durante a solidificação, ou seja, as faixas de temperaturas na fase sólida são mais estáveis do que na fase líquida, o que causa o avanço do sólido na forma “protuberâncias” ou estruturas do tipo ramificadas (SANTOS, 2006).

O gradiente térmico e a rejeição de soluto da fase sólida para a líquida (por causa da baixa dissolução do soluto no sólido) justificam a formação de estruturas celulares, dendríticas ou equiaxiais (MODENESI, 2012). A Figura 36 esquematiza o crescimento da dendrita pela rejeição do soluto ( $B$ ) através da interface sólido/líquido.

Figura 36. Transição de uma estrutura celular para uma estrutura dendrítica

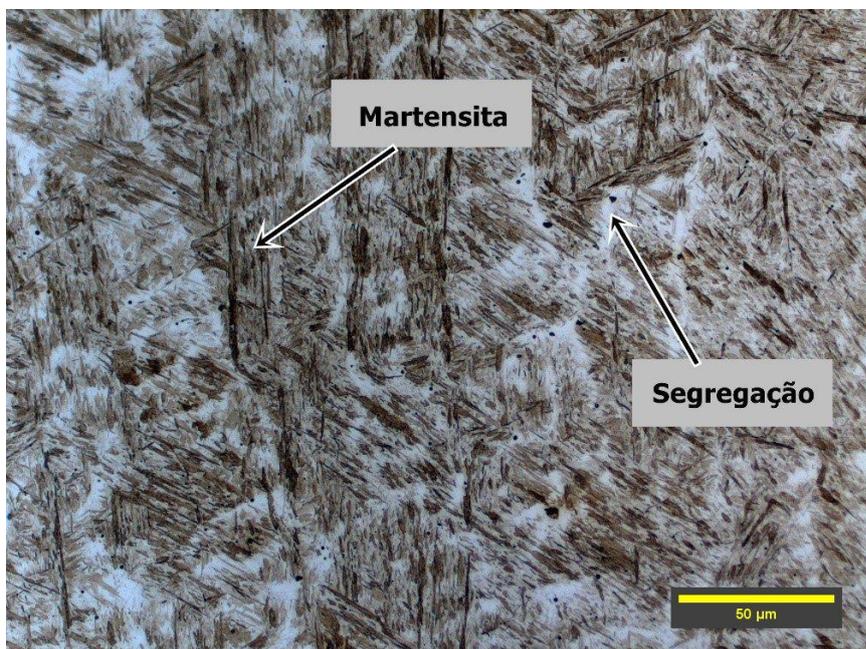


Fonte: (SANTOS, 2006)

A solidificação neste tipo de crescimento, fora das condições de equilíbrio, pode causar microsegregação nas regiões interdendríticas e em contornos de grãos, que é a concentração de elementos por meio do mecanismo de rejeição do soluto do sólido para o líquido (Figura 36), significa que durante a solidificação, o líquido remanescente que fica entre os ramos dendríticos é enriquecido pelo soluto (LEAL, 1988; SANTOS, 2006).

A Figura 37 apresenta as regiões de segregação e morfologias presentes na zona fundida, a qual serão identificadas mais adiante no trabalho.

Figura 37. Microestrutura (MO) da amostra C1. Grãos de martensita e segregação nos contornos



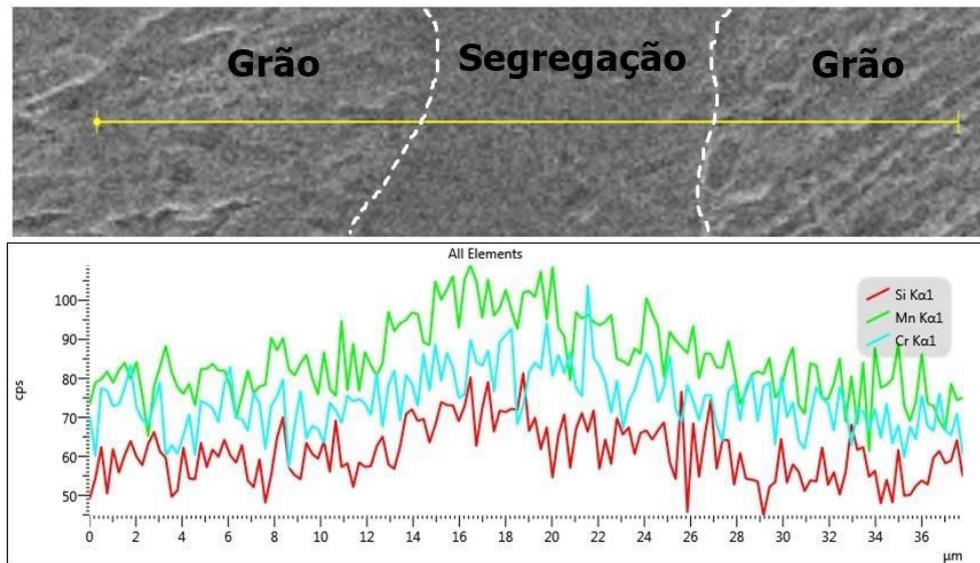
(Fonte: Autoria própria)

A martensita encontrada está relacionada com o percentual de elementos que favorecem a formação desta fase. A literatura (CHIAVERINI, 2008) explica que os elementos de liga encontrados nas amostras soldadas e dissolvidos na austenita, atuam como o principal mecanismo para aumentar a temperabilidade dos aços, ou seja, formação de martensita, seguido de granulação grosseira e homogeneidade da austenita.

A região mais clara presente nos contornos de grão de martensita, é referente a microsegregação química. O ataque de Nital não possibilitou revelar com clareza a microestrutura nas regiões segregadas, isto pode ser devido a maior concentração de cromo nestas regiões, visto que o Nital não atua com eficiência neste elemento.

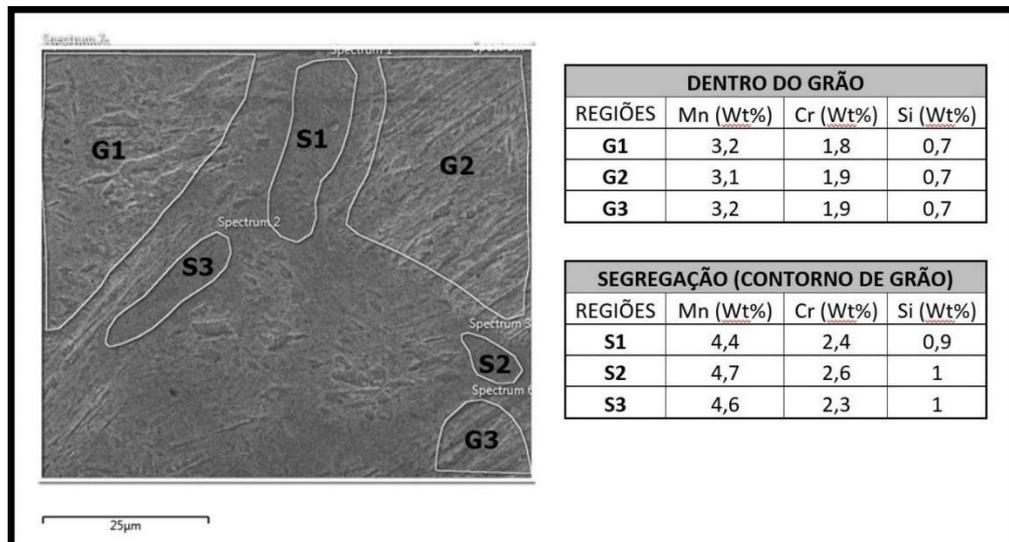
Para averiguar a segregação de elementos nas regiões mais claras, foi realizado uma leitura de composição química em linha e em área de acordo com das Figuras 38 e 39.

Figura 38. Análise de composição química em linha entre regiões de grão e segregação



(Fonte: Autoria própria)

Figura 39. Análise de composição química em áreas distintas

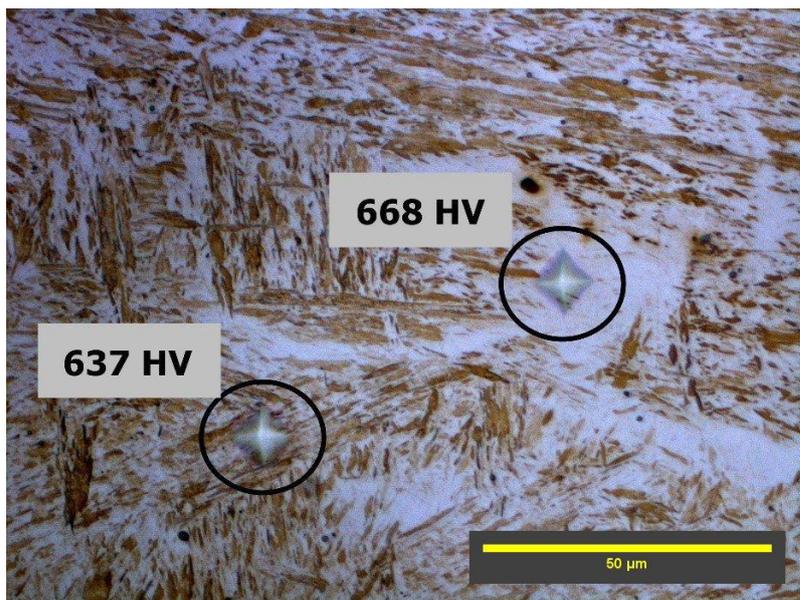


(Fonte: Autoria própria)

O EDS em linha (Figura 38) indica uma tendência crescente nas linhas de composição no sentido grão/segregação e o EDS em regiões (Figura 39), confirma a existência de microsegregação através valores médios de cada elemento nas áreas de grão e contorno.

Com objetivo de inferir as fases ou microconstituintes da região microsegregada, realizou-se impressões de microdureza, três impressões na região contendo martensita e três na área de microsegregação. A Figura 40 mostra uma das regiões de impressão.

Figura 40. Microdureza na região de segregação e no grão contendo martensita (amostra C1)



(Fonte: Autoria própria)

A Tabela 17 apresenta os valores de microdureza medidos em ambas regiões.

Tabela 17. Comparação das impressões de microdureza na zona fundida da amostra C1 nas regiões de microsegregação e reveladas pelo ataque químico.

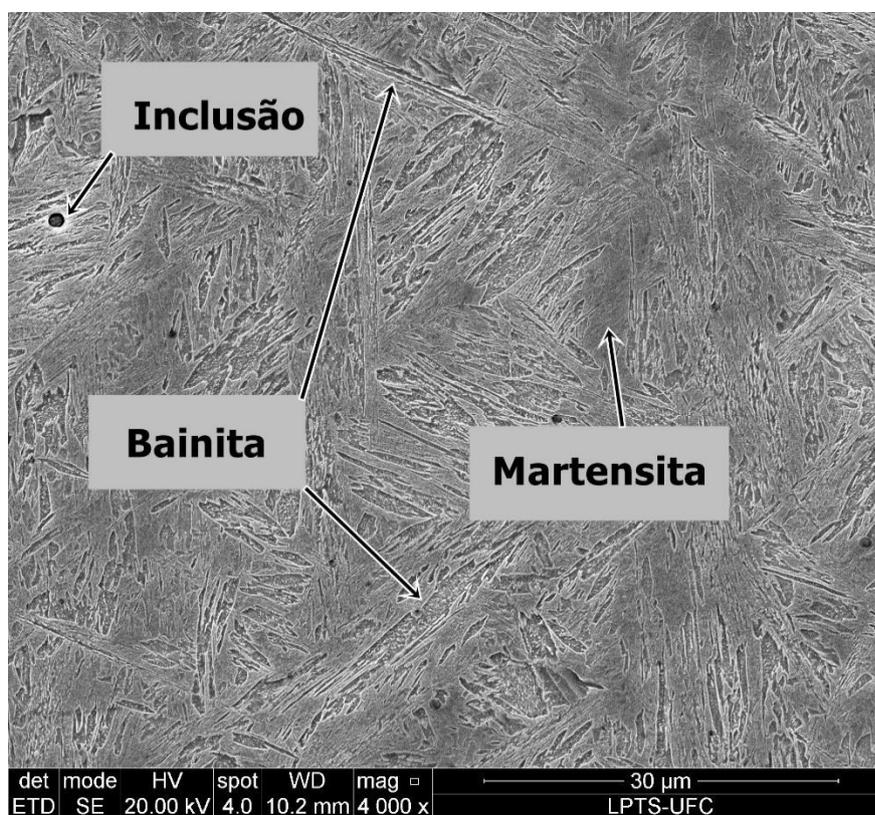
<b>REGIÃO SEGREGADA (HV)</b>	<b>REGIÃO REVELADA (HV)</b>
668	637
625	667
749	733

(Fonte: Autoria própria)

Com uma média de 680 HV na região microsegregada e 679 HV na região revelada pelo ataque químico, pelos valores de microdureza, pode-se concluir que a martensita é provavelmente a fase predominante na região não revelada (microsegregação).

Através da microscopia eletrônica, além da martensita, foi possível identificar placas de bainita, como mostra a Figura 41.

Figura 41. Microestrutura (MEV) da zona fundida da amostra C3



(Fonte: Autoria própria)

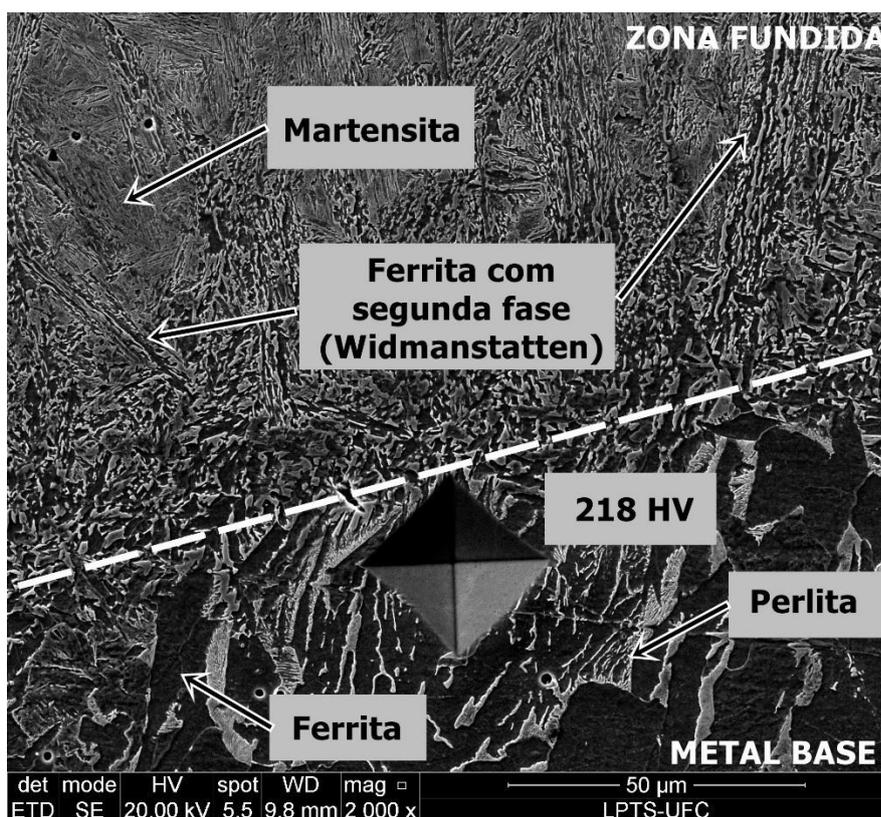
A bainita é considerada um constituinte intermediário, que tem sua temperatura de formação localizada entre a transformação da perlita e início da transformação martensítica. Sua microestrutura é normalmente caracterizada por cementita e ferrita em dimensões muito pequenas ao longo da placa ou lamela (COLPAERT, 2008).

Para COSTA E SILVA & MEI (2010), o aumento dos teores de manganês e cromo contribuem para a diminuição da temperatura de formação da bainita e

retardam a formação da ferrita e perlita. A interação do silício e manganês é importante para cinética da transformação bainítica (LIU & ZHANG, 1990).

A Figura 42 apresenta as microestruturas na zona fundida e metal base próximos à linha de fusão.

Figura 42. Microestrutura (MEV) da linha de fusão da amostra C4



(Fonte: Autoria própria)

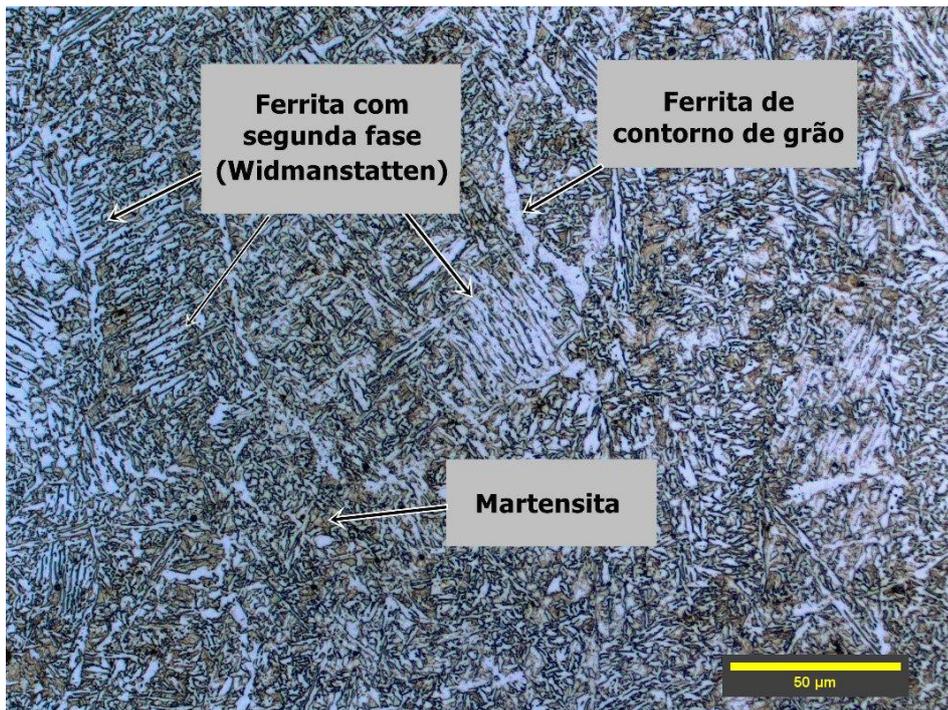
Na zona fundida das amostras de 45V, logo acima da linha de fusão, mostrado na Figura 42, onde a taxa de resfriamento é um pouco maior em relação ao núcleo do cordão, houve o aparecimento de ferrita de Widmanstätten, ou de acordo com a classificação do IIW (Instituto Internacional de Soldagem), ferrita com segunda fase. Sua morfologia é caracterizada por ripas ou placas alongadas e tende a se formar sob condições de resfriamento altas partindo do antigo contorno de grão austenítico (FERRACINI, 2007). A espessura das ripas de Widmanstätten é diretamente proporcional a temperatura aplicada, que pode ser atribuída a maior difusividade do carbono a elevadas temperaturas (GREWAL, *et al.*, 2016). Para LIU

*et al.* (2001) a martensita, bainita e ferrita de Widmanstatten, desconsiderando efeitos do carbono e elementos de liga, são consideradas fases “parentes” por possuírem a mesma temperatura de início de formação.

#### 4.2.3.3 Zona fundida de amostras soldadas com tensão de 30 V e menor energia de soldagem

Todas as amostras soldadas nestas condições mantiveram o mesmo padrão microestrutural da zona fundida. A Figura 43 apresenta a microestrutura da zona fundida, composta por martensita, ferrita de contorno de grão (alotriomorfa) e ferrita de Widmanstatten.

Figura 43. Microestrutura (MO) da zona fundida da amostra C6



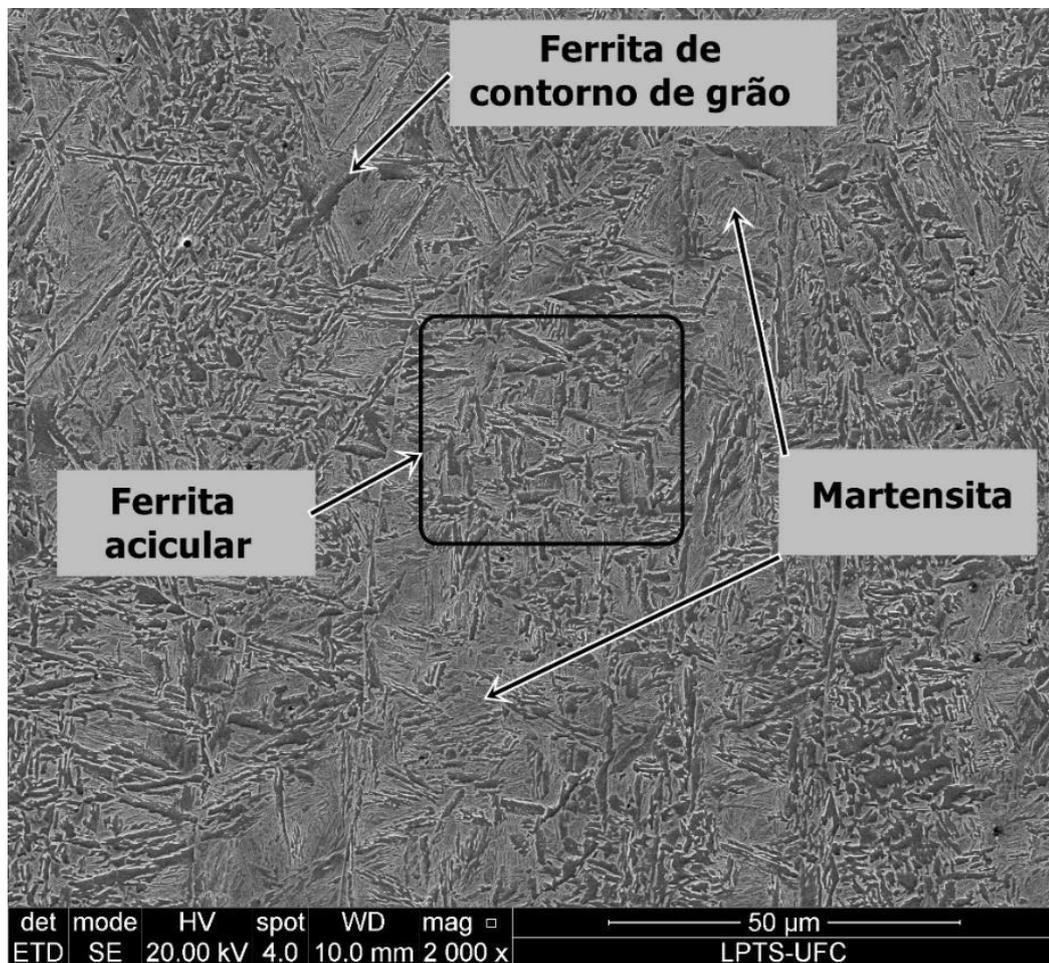
(Fonte: Autoria própria)

A mesma microestrutura de ferrita de Widmanstatten presente nas regiões marginais da ZF com a ZAC em amostras soldadas com arco elétrico longo (45V), foi encontrada em amostras soldadas com arco elétrico curto (30V), por toda a região da zona fundida e em maior proporção (Figura 43).

A ferrita alotriomorfa, ou ferrita de contorno de grão, nucleia preferencialmente nos contornos de grãos de austenita (CASTRO, 2012), nos quais, nas amostras de menor energia, a maior parte dos grãos de austenita foram transformados em martensita e ferrita.

Também se observou o aparecimento de ferrita acicular utilizando microscopia eletrônica (Figura 44).

Figura 44. Microestrutura (MEV) da zona fundida da amostra C5



(Fonte: Autoria própria)

De acordo com COLPAERT (2008), o IIW (Instituto Internacional de Soldagem) classifica a ferrita acicular como:

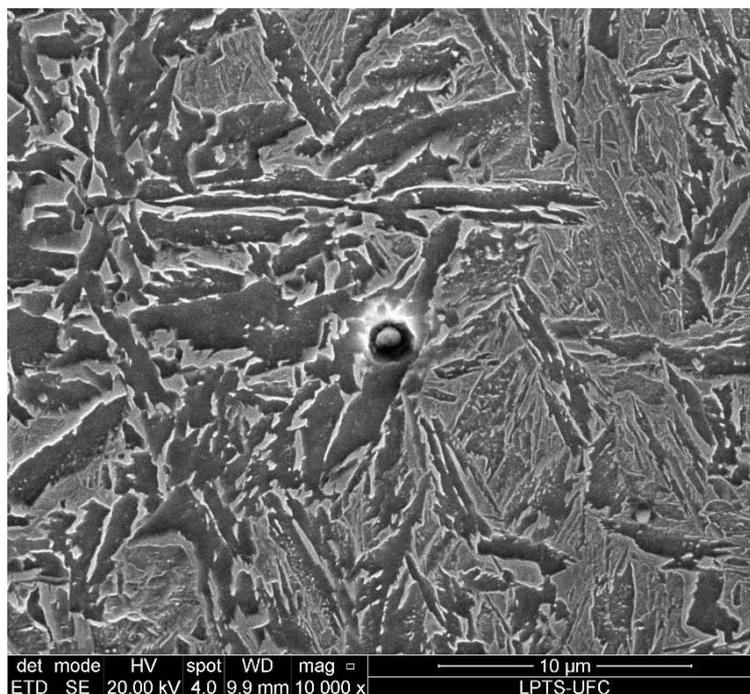
- Não associada a um contorno de grão austenítico;
- Relação comprimento/largura inferior a 4 : 1;
- Não cerca microfases ou ripas;
- Tamanho de grão inferior a três vezes a largura das ripas.

Os grãos de ferrita acicular apresentados na Figura 44, satisfizeram o critério do IIW quanto a sua classificação.

A ferrita acicular pode ser encontrada em níveis baixos para elevados aportes térmicos em arco submerso por conta da formação de estruturas mais grosseiras (MAROUÇO *et al.*, 2015). Já para GALLEGO & VENTRELLA (2014) o aumento da energia de soldagem favorece a nucleação da ferrita acicular que também é facilitada pela presença do titânio na composição da inclusão. A bainita que cresce na mesma orientação cristalográfica em formas de placas, tende a aumentar o risco da ocorrência de trincas por clivagem que se propagam por meio das placas formadas, desta forma, a nucleação da ferrita acicular melhora as propriedades mecânicas e em especial a tenacidade (ALVES, 2008). Por possuir grande quantidade de discordâncias, alto grau de desorientação cristalográfica, a ferrita acicular, além de melhorar a tenacidade, aumenta o limite de resistência do material (CASTRO, 2012).

Também pôde ser encontrada ferrita acicular como fase nucleada por inclusões dispersas na zona fundida, como apresentado na Figura 45.

Figura 45. Inclusão de escória nucleando ferrita acicular na amostra C5



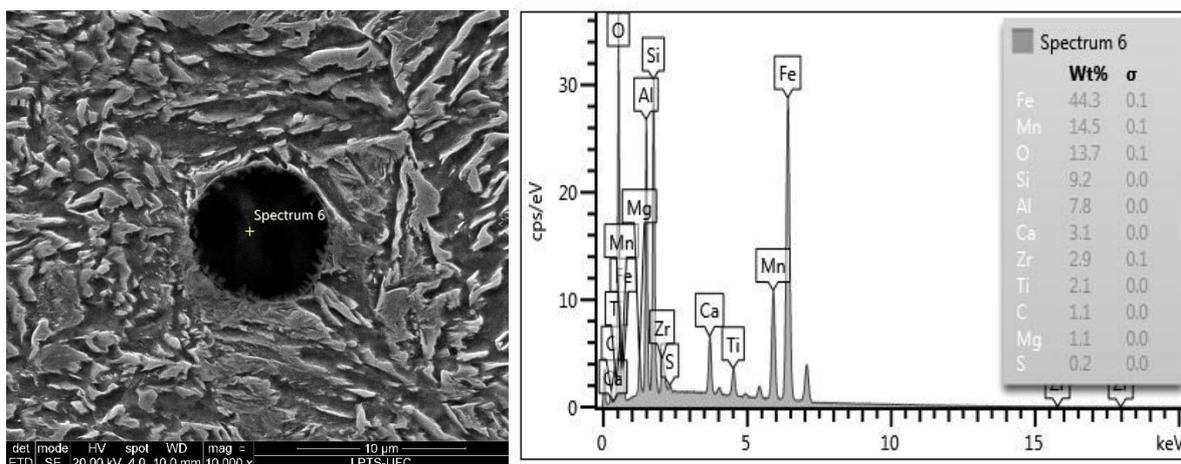
(Fonte: Autoria própria)

O aparecimento de ferrita acicular encontrada em torno das inclusões não metálicas da zona fundida é explicada por BOTT & RIOS (1998), que aponta a presença, o tamanho e a composição das inclusões como um forte fator de influência no potencial de nucleação da ferrita acicular. Para estes autores, não existe consenso geral para a composição da inclusão mais eficaz para formação de ferrita acicular, embora a presença do titânio na inclusão seja relatada como um elemento eficiente neste quesito.

Resultados semelhantes do efeito das inclusões na formação de ferrita acicular em soldagem a arco submerso foram encontrados em trabalhos anteriormente realizados (PU, YU, & LI, 2017; ARAÚJO, *et al.*, 2006; GALLEGO & VENTRELLA, 2014).

A energia dispersiva de elétrons (EDS) sob a inclusão não metálica (Figura 46), apontou que os elementos de Mn, Si e Al formaram parte da composição. Esta composição também pode ser averiguada no trabalho de ARAÚJO *et al.* (2006) que justifica o aparecimento de inclusões na zona fundida pelo uso de fluxo granulado.

Figura 46. Micrografia de uma inclusão não metálica e sua respectiva composição



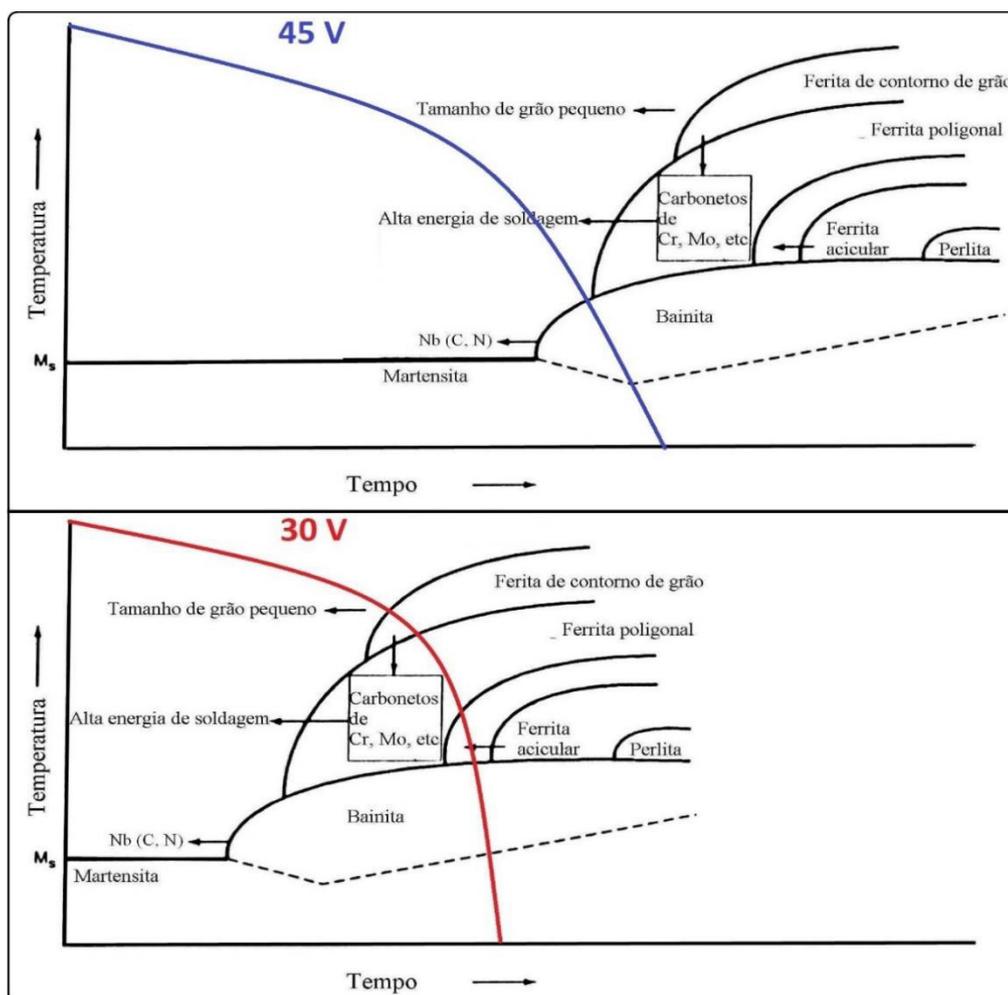
(Fonte: Autoria própria)

As microestruturas encontradas na zona fundida diferiram com a variação da tensão, ou seja, com a diferença dos comprimentos de arco. A causa para este comportamento é a quantidade em percentual de massa dos elementos de liga na zona fundida que está relacionada com a tensão de soldagem, visto que a tensão é diretamente proporcional a camada de fluxo consumida.

#### 4.2.3.4 Diagrama TRC

Para fins didáticos e com intuito de relacionar o aparecimento das microestruturas encontradas na zona fundida com energia de soldagem e elementos de liga, um diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) foi adaptado, como representado na Figura 47.

Figura 47. Adaptação didática do diagrama TRC nas condições de soldagem: 45 V e 30 V



Fonte: adaptado de (AGUIAR, 2001)

Para soldagem a arco submerso utilizando fluxo ligado, quando se aumenta a energia de soldagem pelo aumento da tensão, a quantidade de elementos de liga também é diretamente proporcional a tensão por causa do efeito da relação de tamanho do arco elétrico com o consumo da camada de fluxo. Desta forma, no presente trabalho, de acordo com as microestruturas e análise da Figura 47, é possível constatar que a quantidade de elementos de liga foi provavelmente o fator mais influente na formação de microestruturas “mais duras” quando comparado com a energia de soldagem. Isso é explicado pelo deslocamento das curvas do diagrama TRC para a direita quando a tensão é maior (maior quantidade de elementos de liga), ou seja, mesmo que as amostras soldadas com maior energia tenham mais tempo para resfriar, uma maior quantidade de martensita foi encontrada nas mesmas pelo efeito do aumento da temperabilidade por meio dos elementos de liga. E para

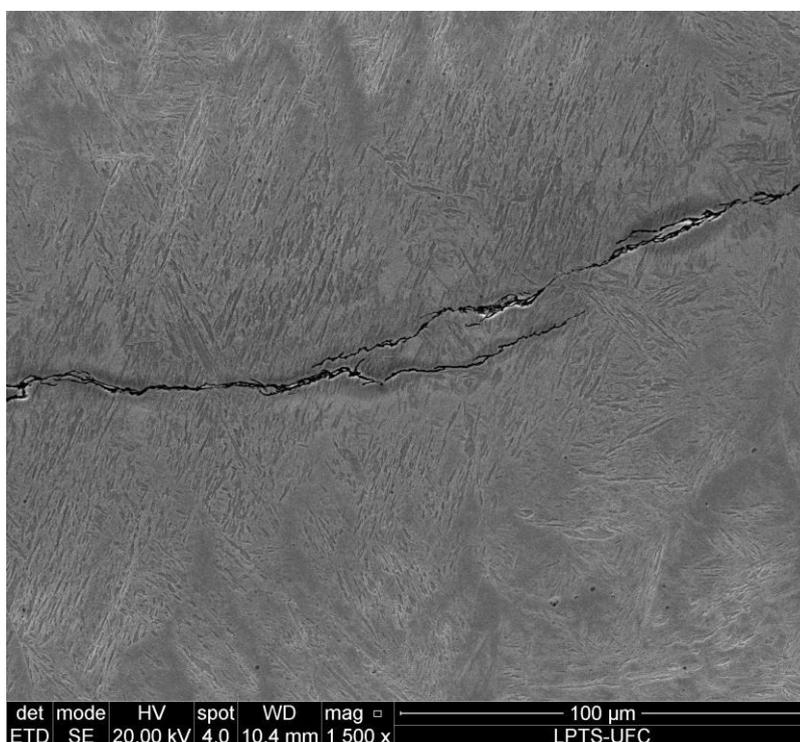
amostras soldadas com menor energia, mesmo com o tempo de resfriamento mais curto, a quantidade de elementos de liga depositados não foi suficientemente alta para se obter a temperabilidade ou proporção de microestruturas “mais duras” quando comparadas aos ensaios de maior energia.

É importante salientar o efeito da geometria do cordão sobre o gradiente de resfriamento nas regiões da poça de fusão. O aumento da tensão (30 para 45 V) influencia a relação de reforço/largura e penetração, pois uma poça mais larga e “rasa” resfria mais uniforme e mais rápido comparada a uma poça com largura menor, maior reforço e maior penetração.

#### 4.2.3.5 Trincas

A propagação de trincas na zona fundida foi comum em todas as amostras do trabalho. A Figura 48 mostra o aparecimento de trincas nesta região.

Figura 48. Trinca propagada na zona fundida



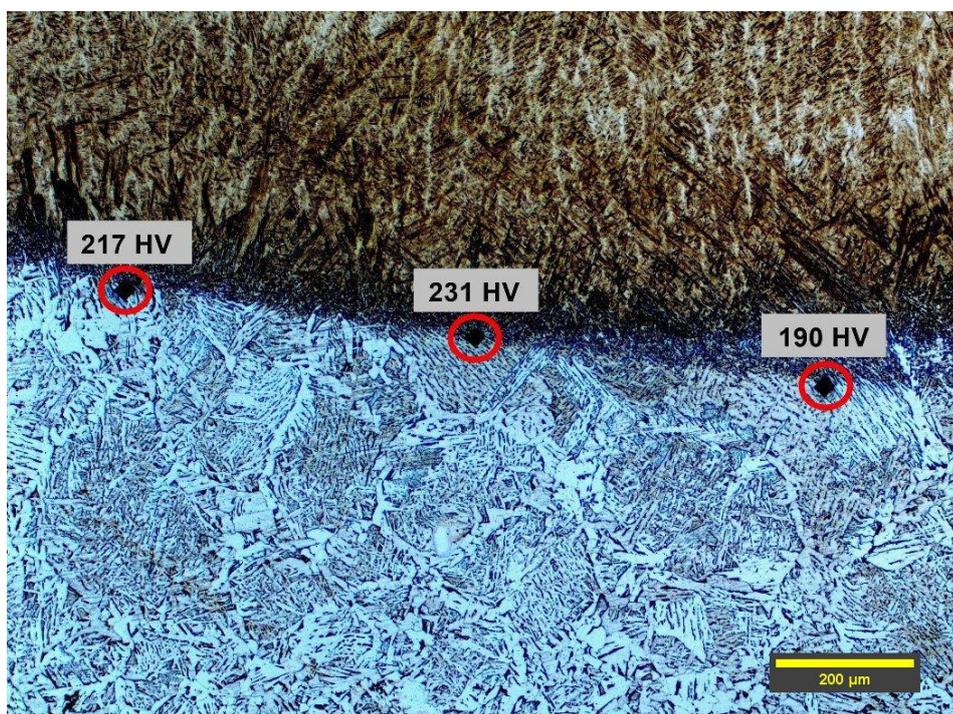
(Fonte: Autoria própria)

O aparecimento destas trincas também foi encontrado por COLAÇO & MARANHÃO (2014) em revestimentos *hardfacing*, que justifica o aparecimento do defeito por conta da baixa energia de soldagem (0,8 kJ/mm) o que acarreta maior taxa de resfriamento. E para percentuais altos de carbono, o manganês aumenta as chances de trinca em juntas soldadas (SOUZA, 2006).

#### 4.2.4 Análise de Microdureza

A Figura 49 apresenta as impressões de microdureza na linha de fusão. O mesmo padrão (três impressões) foi adotado nas regiões de zona fundida, ZAC e metal base e o resultado da média dos valores é apresentado na Tabela 18.

Figura 49. Impressões de microdureza aplicadas na linha de fusão na amostra C4



(Fonte: Autoria própria)

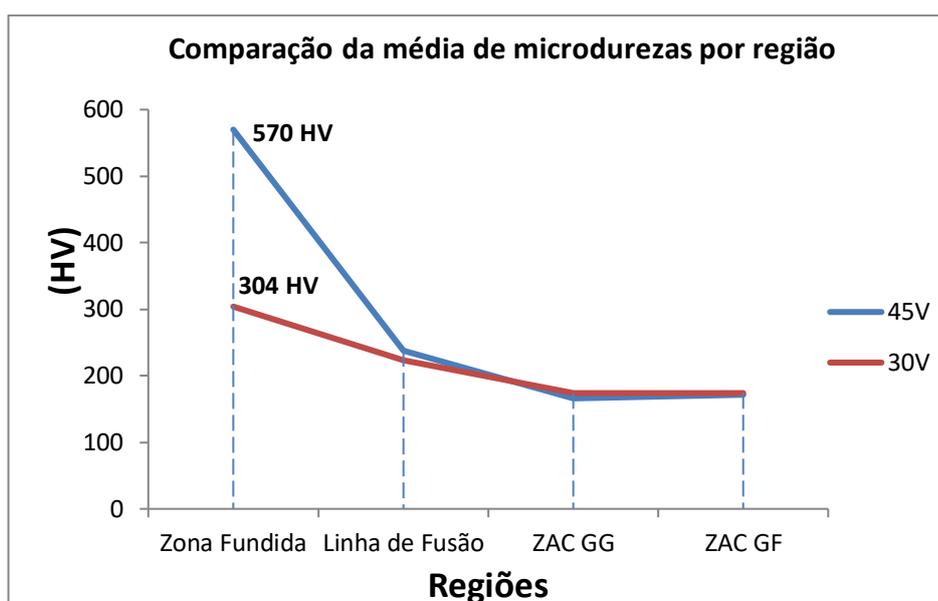
Tabela 18. Média dos valores de microdureza por regiões

MÉDIA DOS VALORES DE MICRODUREZA POR REGIÕES (HV)				
AMOSTRA	ZONA FUNDIDA	LINHA DE FUSÃO	ZAC GG	ZAC GF
C1	<u>625</u>	<u>261</u>	<u>174</u>	<u>170</u>
C2	<u>522</u>	<u>235</u>	<u>165</u>	<u>160</u>
C3	<u>577</u>	<u>239</u>	<u>164</u>	<u>162</u>
C4	<u>556</u>	<u>213</u>	<u>161</u>	<u>158</u>
C5	<u>361</u>	<u>240</u>	<u>179</u>	<u>174</u>
C6	<u>299</u>	<u>210</u>	<u>173</u>	<u>171</u>
C7	<u>257</u>	<u>193</u>	<u>180</u>	<u>190</u>
C8	<u>299</u>	<u>255</u>	<u>164</u>	<u>164</u>

(Fonte: A autoria própria)

As regiões da linha de fusão, ZAC GG, ZAC GF e metal base, não sofreram mudança relevante nos valores de microdureza sob efeito das variáveis de soldagem e mantiveram uma média de 230, 170, 168 e 146 HV, respectivamente. A Figura 50 compara a média dos valores de microdureza relacionando a tensão de soldagem com as regiões do cordão.

Figura 50. Comparação da média de microdurezas por região

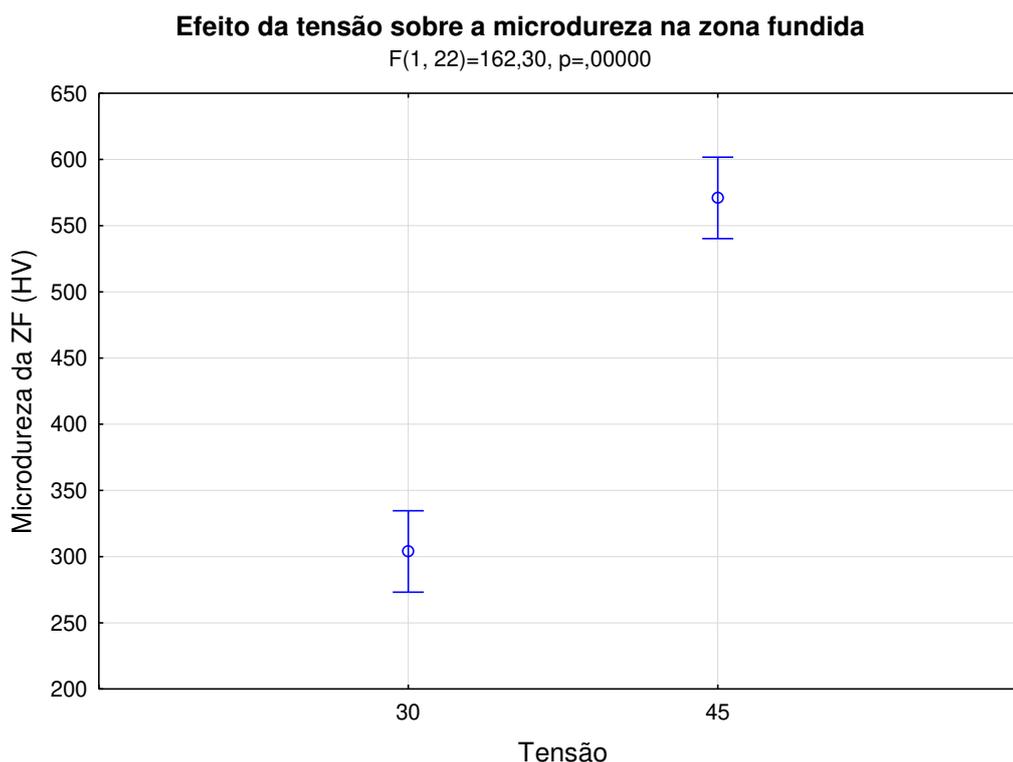


(Fonte: A autoria própria)

Analisando os valores da Tabela 18 e o gráfico da Figura 50, conclui-se que o aumento de 50% da tensão provocou o aumento na dureza em 87,5% na zona fundida. Este resultado já era esperado e pode ser explicado pela maior quantidade de elementos de liga adicionados a zona fundida quando se utiliza tensão de 45V, o que implica em alterações na microestrutura, como já apresentado, promovendo mais dureza quando comparado a amostras soldadas com tensão de 30V. Não foi possível obter, através das análises químicas, os valores de carbono das amostras apresentadas.

A Figura 51 apresenta a análise de variância da microdureza da zona fundida relacionada com a tensão de soldagem.

Figura 51. Efeito da tensão sobre a microdureza na zona fundida



(Fonte: Autoria própria)

De acordo com a Figura 51, a variação da tensão aponta um efeito direto na variação da microdureza na zona fundida. As demais variáveis, *offset* e *balanço*, não demonstraram influência relevante.

## 5. CONCLUSÕES

### 5.1 Conclusão Geral

Por meio da discussão dos resultados obtidos no presente estudo, pode-se concluir que, com a uso de fluxo ligado, os parâmetros de soldagem abordados mostraram efeitos relevantes nas características do cordão de solda. Em corrente alternada, a variação da intensidade da corrente na polaridade negativa (*offset*) se destacou no aspecto superficial do cordão (poros), o tempo de exposição da corrente na polaridade negativa (*balanço*) variou o reforço do cordão (aspecto geométrico) e a tensão de soldagem influenciou na composição, microestrutura e microdureza.

### 5.2 Conclusões Específicas

- a) A análise de aspectos superficiais e geometria mostraram que o *offset* foi o fator que mais influenciou na porosidade superficial e o *balanço* foi mais influente sobre reforço do cordão nas amostras;
- b) A energia de soldagem não sofreu alteração com a variação dos valores de *offset* e *balanço*, e a tensão foi o fator que influenciou diretamente a mudança na energia;
- c) O comprimento do arco elétrico, ajustado pela tensão, utilizando fluxo ligado, atuou diretamente no percentual de elementos de liga adicionados nos depósitos de solda. Com o aumento de 50% da tensão, houve o aumento de 50% no Mn, 98,3% no Cr e 80,5% no Si;
- d) O tamanho de grão das zonas afetadas pelo calor (grãos grossos e finos) se mantiveram em dimensões semelhantes entre os ensaios de maior e menor energia de soldagem;
- e) As amostras soldadas com maior energia apresentaram uma estrutura dendrítica na zona fundida e com microsegregação de elementos de liga nos contornos das mesmas;

- f) As microestruturas encontradas nas zonas fundidas das amostras com maior energia e arco “longo” foram: bainita, martensita e ferrita de Widmanstätten. E nas amostras com menor energia e arco “curto foram”: ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten, ferrita de contorno de grão e martensita;
- g) As Inclusões não metálicas dispersas na zona fundida contribuíram para nucleação de ferrita acicular;
- h) A microdureza aumentou consideravelmente (87,5%) com o aumento da tensão e, conseqüentemente, com o teor de elementos e microestrutura formada.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AFROX. **Product Reference Manual** (7ª ed.). Gauteng. Acesso em 21 de janeiro de 2017, disponível em <http://www.afrox.co.za/en/index.html>, 2017.

AGUIAR, W. M. **SOLDAGEM DO AÇO ABNT 4140 SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Mecânica e Produção, Fortaleza, 2001.

ALVES, G. S. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica**. Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

ARAÚJO, M., ASSELLI, A., YAMAKAMI, W., TOKIMATSU, R., VENTRELLA, V., & GALLEGO, J. Estudo das inclusões não-metálicas formadas no metal de solda depositado por arco submerso. **17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, pp. 5318-5329, 15 a 19 de Novembro de 2006.

AWS. *SFA 5.17 - Specification for carbon steel electrodes and fluxes for submerged arc welding*. (s.d.)

BOTT, I., & RIOS, P. R. On the effectiveness of inclusions as nucleation sites in weld deposits. **Scripta Materialia**, 38, 1269-1274, 1998.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction** (7th edition ed.). New York: John Wiley & Sons, 2008.

CASTRO, R. S. **Aspectos microestruturais e cristalográficos da ferrita acicular obtida por meio de seqüências termomecânicas em aço API 5L X-80**. Tese de Doutorado, UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO, DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA, Recife, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos** (7ª ed.). São Paulo: ABM, 2008;

CHIAVERINI, V. **Tratamento térmico das ligas metálicas** (2ª ed.). São Paulo: ABM, 2008.

COLAÇO, F., & MARANHO, O. Avaliação da Perda de Massa de Revestimento Duro Depositado por Soldagem com Arame Tubular de Liga FeCrC-Ti. ***Soldagme Insp.***, 19, 58-68, Janeiro/Março de 2014.

COLPAERT, H. ***Metalografia dos produtos siderurgicos comuns***. São paulo: Edgard Blucher Ltda, 2008.

CORRÊA, C. A., & TREVISAN, R. E. Influência dos Parâmetros da Soldagem MIG Pulsada e Convencional na Morfologia do Cordão e na Microestrutura. ***Primeiro Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF***, 2001.

COSTA E SILVA, A. L., & MEI, P. R. ***Aços e Ligas Especiais*** (3ª ed.). São Paulo: Blucher, 2010.

ESAB. Catálogo de Consumíveis. Fonte: esab.com.br, Novembro de 2013.

FERRACINI, E. ***Formação de grãos ferríticos ultrafinos através de transformação de fase induzida por deformação***. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências exatas e tecnologia, São Carlos, 2007.

FORTES, C. *Apostila de Arco Submerso*. Contagem: Desenvolvimento e pesquisa - ESAB BR, 2004.

GALLEGO, J., & VENTRELLA, V. A. Inclusões na formação da ferrita acicular: caracterização por microscopia eletrônica e de transmissão. ***69º Congresso Anual da ABM - Internacional***, 21 a 25 de Julho de 2014.

GREGORY, E. N., & BARTLE, M. ***Material for hardfacing. Welding Surface and Hardfacing***. Cambridge: The Welding Institute, 1980.

GREWAL, R., ARANAS, C. J., CHADHA, K., SHAHRIARI, D., JAHAZI, M., & JONAS, J. J. Formation of Widmanstätten ferrite at very high temperatures in the austenite phasefield. ***Acta Materialia*** 109, 23-31, 2016.

HOULDCROFT, P. T. ***Submerged-Arc Welding***. Cambridge: Abington Publishing, 1989.

JEFFUS, L. ***Welding Principles and Applications*** (7ª ed.). New York: Delmar, 2012.

KIRAN, D. V., & NA, S.-J. Experimental Studies on Submerged Arc Welding Process. ***Journal of Welding and Joining***, 32, Junho de 2014.

LEAL, J. F. ***Microsegregação e tratamentos térmicos de homogeneização em ligas urânio-nióbio (U-Nb)***. Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1988.

LI, K., WU, Z., ZHU, Y., & LIU, C. Metal transfer in submerged arc welding. ***Journal of Materials Processing Technology*** 244, 312-319, 2017.

LINCOLN ELETRIC COMPANY. Disponível em Lincoln Electric United Kingdom Web site:<http://www.lincolnelectric.com/en-gb/support/process-and-theory/Pages/constant-current-vs-constant-voltage-output.aspx>. Acesso em 04 maio de 2017.

LINCOLN ELETRIC COMPANY. *Lincoln Electric United States Web Site*. disponível em [http://newsroom.lincolnelectric.com/News+Releases/lincoln-electric-automation-introduces-robotic-submerged-arc-technology-solutions.htm#.Wd\\_iX2hSw2x](http://newsroom.lincolnelectric.com/News+Releases/lincoln-electric-automation-introduces-robotic-submerged-arc-technology-solutions.htm#.Wd_iX2hSw2x). Acesso em 25 de Agosto de 2017.

LINCOLN ELETRIC COMPANY. Operator's Manual - POWER WAVE AC/DC 1000 SD. Cleveland. Fonte: [www.lincolnelectric.com](http://www.lincolnelectric.com). Acesso em 02 de julho de 2017.

LIU, C., ZHAO, Z., NORTHWOOD, D., & LIU, Y. A new empirical formula for the calculation of Ms temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels. ***Journal of Materials Processing Technology*** 113, 556-562, 2001.

LIU, S., & ZHANG, J. The Influence of the Si and Mn Concentrations on the Kinetics of the Bainite Transformation in Fe-C-Si-Mn Alloys. ***METALLURGICAL TRANSACTIONS A***, 1517-1525, Junho de 1990.

MACHADO, I. ***Soldagem & Técnicas Conexas: Processos***. Porto Alegre, 1996.

MARINHO, F., QUINTANA, F., FERNANDES, A., MOTA, C., & BRAGA, E. Influência da utilização da polaridade negativa sobre as características geométricas de soldas de revestimento. ***XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica***, 22 a 26 de Agosto de 2005.

MAROUÇO, E. S., JORGE, J. C., SOUZA, L. F., FILHO, O. R., & DINIZ, J. L. Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas pelo Processo a

Arco Submerso com Elevado Aporte Térmico. ***Soldagem & Inspeção***, 347-358, 2015.

MELLOR, B. G. ***Surface coatings for protection against wear***. Cambridge: Woodhead publishing limited, 2006.

MELO, R. H., COSTA, J., SANTA, R. A., & MACIEL, T. M. Efeito do processo de soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem. ***Revista Eletrônica de Materiais e Processos***, 192-204, 2012.

MODENESI, P. J. ***Fontes de Energia para a Soldagem a Arco***. UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2009.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., & BRACARENSE, A. Q. ***Soldagem Fundamentos e Tecnologia*** (Vol. 3ª). Belo Horizonte: UFMG, 2005.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., & SANTOS, D. B. ***Introdução a Metalurgia da Soldagem***. Belo Horizonte, 2012.

NASCIMENTO, I. D., & BRITO BAPTISTA, A. L. *Revestimentos duros resistentes ao desgaste depositados por soldagem utilizados na recuperação de elementos de máquinas*. Rio Comprido: Spectru. Disponível em [www.spectru.com.br](http://www.spectru.com.br). Acesso em 03 de Setembro de 2017.

OSORIO, A. G., FERNANDES, K. B., SALOMÃO, L., MUMBACH, E., ARAÚJO, D., & SOUZA, D. Estudo da transferência de elementos químicos do fluxo para o metal fundido na soldagem a Arco Submerso. ***Revista Matéria***, 510-524, 2016.

PARANHOS, R., & SOUZA, A. C. ***Soldagem a Arco Submerso*** (1ª ed., Vol. 2). Rio de Janeiro: Firjan/Senai, 1999.

PESSOA, E. F. ***Estudo exploratório da soldagem MIG/MAG com duplo arame empregando corrente alternada***. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2007.

PORTER, D. A., & EASTERLING, K. E. ***Phase Transformation in Metal and Alloys*** (2ª ed.). London, UK: CHAPMAN & HALL, 1992.

PU, J., YU, S., & LI, Y. Role of inclusions in flux aided backing submerged arc welding. *Journal of Materials Processing Technology* 240, 145–153. Setembro de 2017.

SANTOS, R. G. *Transformações de fases em materiais metálicos*. Campinas: Unicamp, 2006.

SOUZA, D., de RESENDE, A. A., & SCOTTI, A. Um Modelo Qualitativo para Explicar a Influência da Polaridade na Taxa de Fusão no Processo MIG/MAG. *Soldagem Insp*, 14, 192-198. Jul/Set de 2009.

SOUZA, S. A. *Composição Química dos Aços*. São Paulo: Edgard Blucher LTDA, 2006.

TALKINGTON, B. S. *Variable polarity gas metal arc welding*. Dissertação, Dissertação de Mestrado - The Ohio State University, 1998.

WAINER, E., BRANDI, S. D., & MELLO, F. D. *Soldagem Processos e Metalurgia* (4ª ed.). São Paulo: EDGAR BLUCHER LTDA, 2004.