

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**

Maria Mariana Simões Ferreira

**FABRICAÇÃO DE ELETRODO ARAME TUBULAR AUTO PROTEGIDO  
COMPOSTO POR TUBO DE AÇO CARBONO E FLUXO CONTENDO FE-CR-NI  
PARA A FORMAÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL COMO METAL DE SOLDA NA  
SOLDAGEM SUBAQUÁTICA DE AÇO CARBONO A36**

Belo Horizonte, 2020

Maria Mariana Simões Ferreira

**FABRICAÇÃO DE ELETRODO ARAME TUBULAR AUTO PROTEGIDO  
COMPOSTO POR TUBO DE AÇO CARBONO E FLUXO CONTENDO FE-CR-NI  
PARA A FORMAÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX COMO METAL DE  
SOLDA NA SOLDAGEM SUBAQUÁTICA DE AÇO CARBONO A36**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. PhD. Alexandre Queiroz Bracarense

Coorientador: Prof. Dr. Frank de Mello Liberato

Belo Horizonte, 2020

F383f

Ferreira, Maria Mariana Simões.

Fabricação de eletrodo arame tabular autoprotetido composto por tubo de aço carbono e fluxo Fe-Cr-Ni para a formação de aço inoxidável como metal de solda na soldagem subaquática de aço carbono A36 [recurso eletrônico] / Maria Mariana Simões Ferreira. - 2020.

1 recurso online (xix, 81 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense.

Coorientador: Frank de Mello Liberato.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexo: f.81.

Bibliografia: f. 76-80.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Aço inoxidável austenítico - Teses. 3. Soldagem - Teses. 4. Arame – Teses. I. Bracarense, Alexandre Queiroz. II. Liberato, Frank de Mello. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 621 (043)

Ficha catalográfica: Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM**  
**ENGENHARIA MECÂNICA**

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário  
 31270-901 - Belo Horizonte - MG  
 Tel.: +55 31 3409.5145  
 E-mail: [cpqgms@demec.ufmg.br](mailto:cpqgms@demec.ufmg.br)

**"FABRICAÇÃO DE ELETRODO ARAME TUBULAR AUTO  
 PROTEGIDO COMPOSTO POR TUBO DE AÇO CARBONO E FLUXO  
 CONTENDO FE-CR-NI PARA A FORMAÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL  
 COMO METAL DE SOLDA NA SOLDAGEM SUBAQUÁTICA DE AÇO  
 CARBONO A36"**

**MARIA MARIANA SIMÕES FERREIRA**


Dissertação submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Mestre em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Engenharia de Manufatura e Materiais".

Dissertação aprovada no dia 17 de fevereiro de 2020.

Por:

  
 \_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense**  
 Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica/ UFMG

  
 \_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Paulo Jose Modenesi**  
 Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/ UFMG

  
 \_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Claudio Turani Vaz**  
 Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais/ CEFET

  
 \_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Frank de Mello Liberato**  
 Instituto Federal de Minas Gerais/ IFMG

Aos meus pais, Maria Simões Ribeiro Ferreira  
e José Silvío Ferreira.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, pois é graças a todas as bênçãos que Ele proporcionou durante toda a minha vida que hoje eu estou saudável e exatamente no lugar que eu deveria estar.

À minha família, especialmente aos meus pais, pelo apoio a todas as minhas escolhas, pessoais e profissionais, ao longo desses 27 anos. Com suas palavras de motivação e gestos de amor, as adversidades se tornaram mais fáceis de serem superadas.

Ao Professor Alexandre Queiroz Bracarense, que além de ter me orientado durante o desenvolvimento do trabalho, me proporcionou a oportunidade de fazer parte de um grupo de pesquisa como o grupo do LRSS. Muito obrigada pela oportunidade e por todos os ensinamentos compartilhados, com certeza, foi uma experiência que marcou minha vida.

Ao Professor Frank de Mello Liberato, pela orientação, conselhos e ensinamentos não só sobre conceitos, mas também sobre a vida acadêmica.

Ao meu namorado, Thiago, que sempre escuta meus desabafos, me apoia e acredita na minha capacidade.

A todos do grupo do LRSS, sou extremamente grata por toda a ajuda fornecida por cada um de vocês em diversos momentos. O compartilhamento diário de conhecimento e os momentos de descontração na hora do café, com certeza, fizeram toda a diferença nos meus dias no laboratório. Em especial, à Carol, a primeira a me acolher.

Aos meus amigos de infância, do CEFET e do intercâmbio, que ouvem meus desabafos e sempre me proporcionam momentos de alegria e descontração.

À todo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

À Fundação Altivo pelo fornecimento de análises necessárias na execução desse trabalho.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.

E à todos que de alguma forma, contribuíram ao longo dessa caminhada.

“We are in very bad trouble if we don't understand the planet we are trying to save.” (Carl Sagan)

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	<b>X</b>
LISTA DE TABELAS .....	<b>XIII</b>
LISTA DE NOTAÇÕES .....	<b>XV</b>
LISTA DE SÍMBOLOS .....	<b>XVII</b>
RESUMO .....	<b>XVIII</b>
ABSTRACT .....	<b>XX</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>3</b>
2.1. Objetivo Geral.....	3
2.2. Objetivos Específicos .....	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>4</b>
3.1. Soldagem subaquática.....	4
3.1.1. O processo .....	4
3.1.2. Processos de soldagem subaquática .....	5
3.1.3. Princípios de operação da soldagem subaquática molhada a arco elétrico .....	7
3.1.4. Solidificação de soldas subaquáticas molhadas.....	8
3.1.5. Problemas encontrados na soldagem subaquática molhada .....	9
3.1.5.1. Trinca por hidrogênio .....	10
3.1.5.2. Fissuração a quente .....	13
3.1.5.3. Porosidade.....	14
3.1.5.4. Aumento do teor de oxigênio.....	15
3.2. Processo FCAW .....	16
3.2.1. Equipamentos .....	18
3.2.2. Consumíveis .....	19
3.2.3. Parâmetros de soldagem .....	22
3.2.4. Transferência metálica na soldagem subaquática.....	23
3.3. Aços inoxidáveis.....	24
3.3.1. As classes do aço inoxidável .....	25
3.3.2. Metalurgia dos aços inoxidáveis.....	26
3.3.3. Consumíveis de aços inoxidáveis na soldagem subaquática de aços carbono ...	29
<b>4. METODOLOGIA .....</b>	<b>32</b>
4.1. Equipamentos.....	32
4.2. Materiais .....	37



4.2.1. Síntese das formulações dos eletrodos fabricados e utilizados nos procedimentos.....	38
4.3. Procedimento Experimental.....	39
4.3.1. Fabricação dos arames tubulares.....	40
4.3.2. Caracterização dos arames tubulares fabricados.....	41
4.3.3. Testes preliminares: soldagem ao ar.....	41
4.3.4. Testes de soldagem subaquática.....	42
4.3.5. Caracterização da solda.....	43
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>47</b>
5.1. Caracterização eletrodos.....	47
5.2. Testes preliminares.....	48
5.2.1. Eletrodo A1.....	49
5.2.2. Eletrodo A2.....	54
5.3. Soldagem subaquática.....	59
5.3.1. Eletrodos A3, A4 e A5.....	59
5.3.2. Eletrodo A6.....	67
5.4. Metais de solda A1, A2, A3, A4, A5 e A6 no diagrama de Schaeffler.....	72
<b>6. CONCLUSÃO.....</b>	<b>74</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>75</b>
<b>8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>76</b>
<b>ANEXOS.....</b>	<b>81</b>

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 3.1</b> - Classificação da soldagem subaquática. ....	4
<b>Figura 3.2</b> - Efeito da pressão nos parâmetros de soldagem aceitáveis: 1 bar corresponde a 10 m de profundidade na água.....	7
<b>Figura 3.3</b> - Efeitos da munda do processo de soldagem do ar para a água.....	10
<b>Figura 3.4</b> - Trinca por hidrogênio em um aço carbono.....	11
<b>Figura 3.5</b> - Efeito do aporte térmico no teor de hidrogênio da solda.....	12
<b>Figura 3.6</b> - Trinca de solidificação em um metal de solda austenítico. ....	14
<b>Figura 3.7</b> - Poros no metal de solda. ....	15
<b>Figura 3.8</b> - Influência da profundidade de soldagem no teor de elementos.....	16
<b>Figura 3.9</b> - Processo arame tubular com proteção externa.....	18
<b>Figura 3.10</b> - Formas de arames tubulares segundo o IIW.....	20
<b>Figura 3.11</b> - Processo de fabricação do arame tubular.....	22
<b>Figura 3.12</b> - Efeito do teor de cromo no campo de estabilidade da austenita no diagrama Fe-C. ....	26
<b>Figura 3.13</b> - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	27
<b>Figura 3.14</b> - Diagrama TTT do aço AISI 410.....	28
<b>Figura 3.15</b> - Diagrama de Schaeffler. ....	31
<b>Figura 4.1</b> - Fluxograma da metodologia realizada no estudo.....	32
<b>Figura 4.2</b> - Equipamento de fabricação de arame tubular do LRSS/UFMG. ....	33
<b>Figura 4.3</b> - Fonte de energia e alimentador de arame para soldagem FCAW. ....	34
<b>Figura 4.4</b> - Tocha para soldagem FCAW: (a) soldagem ao ar. (b) soldagem subaquática...34	
<b>Figura 4.5</b> - Dispositivo utilizado para deposição do metal de adição nos Testes Preliminares. ....	35
<b>Figura 4.6</b> - Sistema Carrinho/Tartaruga utilizado nos processos de soldagem para a movimentação da chapa.....	36
<b>Figura 4.7</b> - Montagem do tanque para a soldagem subaquática (lamina d'agua) com o sistema mecanizado de movimentação do corpo de prova e a tocha de soldagem. ....	43
<b>Figura 4.8</b> - Esquematização dos cortes realizados nos cordões de solda para retirada das amostras. ....	44
<b>Figura 4.9</b> - Áreas medidas para o cálculo da diluição.....	44
<b>Figura 4.10</b> - Posições das medições realizadas com o ferritoscópio.....	45
<b>Figura 4.11</b> - Posições das medições de microdureza realizadas nos metais de solda. ....	46

<b>Figura 5. 1</b> - Macrografia da sessão transversal de dois arames tubulares fabricados: (a) com a fita de 0,3 mm de espessura (b) com a fita de 0,5 mm de espessura. ....	48
<b>Figura 5. 2</b> - Microestrutura do metal de adição produzido pelo arame A1.....	49
<b>Figura 5. 3</b> - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A1. ....	51
<b>Figura 5. 4</b> - Diluição do cordão de solda formado pelo eletrodo A1. ....	52
<b>Figura 5. 5</b> - Composição química do metal de solda A1, do metal de adição A1 e do metal base inseridas no diagrama de Schaeffler. ....	53
<b>Figura 5. 6</b> - Microestrutura do metal de adição produzido pelo eletrodo A2. ....	54
<b>Figura 5. 7</b> - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A2. (a) região mais próxima do MB (b) região no topo do metal de solda.....	56
<b>Figura 5. 8</b> - Diluição do cordão de solda formado pelo eletrodo A2. ....	56
<b>Figura 5. 9</b> - Composição química do metal de solda A2, do metal de adição A2 e do metal base inseridas no diagrama de Schaeffler. ....	58
<b>Figura 5. 10</b> - Cordões de solda obtidos na soldagem subaquática com os eletrodos: (a) A3; (b) A4; e (c) A5. ....	60
<b>Figura 5. 11</b> - Diluição dos cordões de solda formados pelos eletrodos: (a) A3; (b) A4; e (c) A5. ....	61
<b>Figura 5. 12</b> - Sinais obtidos nos testes de soldagem com os eletrodos A3, A4 e A5.....	62
<b>Figura 5. 13</b> - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com os eletrodos (a) A3; (b) A4; e (c) A5. ....	64
<b>Figura 5. 14</b> - Composição química dos metais de solda A3, A4 e A5 inseridas no diagrama de Schaeffler. ....	67
<b>Figura 5. 15</b> - Cordões de solda obtidos na soldagem subaquática com o eletrodo A6 (a) no aço carbono; (b) no aço inoxidável. ....	68
<b>Figura 5. 16</b> - Diluição dos cordões de solda formados pelo eletrodo A6: (a) no aço carbono (b) no aço inoxidável. ....	68
<b>Figura 5. 17</b> - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com o eletrodo A6 sobre chapa de aço carbono. (a) topo do MS (b) base do MS. ....	69
<b>Figura 5. 18</b> - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com o eletrodo A6 sobre chapa de aço inoxidável. (a) topo do MS (b) base do MS. ....	69

**Figura 5. 19** - Composição química dos metais de solda produzidos pelo eletrodo A6 inseridas no diagrama de Schaeffler. ....72

**Figura 5. 20** - Composição química dos metais de solda produzidos pelos eletrodos A1, A2, A3, A4, A5 e A6 na soldagem sobre aço carbono inseridas no diagrama de Schaeffler. ....73

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 3. 1</b> - Funções dos ingredientes comuns utilizados no fluxo de eletrodos arame tubular para o processo FCAW.....	21
<b>Tabela 3. 2</b> - Dureza de um aço com 12% de Cr, temperado de 1050°C, em função de seu teor de carbono.....	29
<b>Tabela 4. 1</b> - Composição química das fitas metálicas utilizadas na fabricação do eletrodo - % de elementos.....	37
<b>Tabela 4. 2</b> - Composição química dos componentes metálicos utilizados na fabricação do fluxo do eletrodo - % de elementos. ....	37
<b>Tabela 4. 3</b> - Composição química dos metais de base utilizados nos procedimentos - % de elementos.....	38
<b>Tabela 5. 1</b> - Taxa de enchimento de cada arame tubular produzido.....	47
<b>Tabela 5. 2</b> - Composição do fluxo dos arames tubulares utilizados nos testes preliminares.	49
<b>Tabela 5. 3</b> - Resultado ferritoscópico metal de adição A1.....	50
<b>Tabela 5. 4</b> - Microdureza Vickers metal de adição eletrodo A1. ....	50
<b>Tabela 5. 5</b> - Composição química do metal de adição A1. ....	51
<b>Tabela 5. 6</b> - Resultado ferritoscópico metal de solda A1.....	52
<b>Tabela 5. 7-</b> Microdureza Vickers metal de solda eletrodo A1. ....	52
<b>Tabela 5. 8</b> - Composição química do metal de solda A1. ....	53
<b>Tabela 5. 9</b> - Resultado ferritoscópico metal de adição A2.....	54
<b>Tabela 5. 10</b> - Microdureza do metal de adição A2.....	54
<b>Tabela 5. 11</b> - Composição química do metal de adição A2. ....	55
<b>Tabela 5. 12</b> - Resultado ferritoscópico metal de solda A2.....	57
<b>Tabela 5. 13</b> - Microdureza do metal de solda A2.....	57
<b>Tabela 5. 14</b> - Composição química do metal de solda A2. ....	58
<b>Tabela 5. 15</b> - Composição do fluxo dos eletrodos utilizados nos testes de soldagem subaquática. ....	59
<b>Tabela 5. 16</b> - Aportes térmicos dos testes de soldagem realizados com os eletrodos A3, A4 e A5. ....	63
<b>Tabela 5. 17</b> - Resultado ferritoscópico metal de solda A3, A4 e A5. ....	65
<b>Tabela 5. 18</b> - Microdureza metal de solda A3, A4 e A5. ....	65
<b>Tabela 5. 19</b> - Composição química metal de solda A3, A4 e A5.....	66

<b>Tabela 5. 20</b> - Resultados ferritoscópico para os metais de solda formados pelas soldagens com o eletrodo A6. ....	70
<b>Tabela 5. 21</b> - Microdureza metal de solda A6.....	70
<b>Tabela 5. 22</b> - Composição química metal de solda A6. ....	71

## LISTA DE NOTAÇÕES

A - Amperes

AISI - American Iron and Steel Institute

ASTM - American Society for Testing and Materials

C - Carbono

CaCO<sub>3</sub> - Carbonato de cálcio

CaF<sub>2</sub> - Carbonato de Flúor/Fluorita

CC - Corrente contínua

CCC - Cúbica de Corpo Centrado

C<sub>eq</sub> – Carbono Equivalente

cm – Centímetros

CO – Monóxido de Carbono

CO<sub>2</sub> – Dióxido de Carbono

Cr – Cromo

Cr<sub>eq</sub> – Cromo Equivalente

CFC - Cúbica de Face Centrada

d - Distância

EDS - Energy Dispersive X-Ray

FCAW - Flux Cored Arc Welding

HV - Vickers hardness

H - Hidrogênio

H<sub>2</sub>O - Água

IIW – International Institute of Welding

J - Joules

K - Kelvin

LRSS - Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação

m - metros

MB - Metal base

MCAW - Metal Cored Arc Welding

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

ml - mililitros

Mn - Manganês

Mo - Molibdênio

MO - Microscópio Óptico

Ni – Níquel

Ni<sub>eq</sub> – Níquel Equivalente

Pa – Pressão Atmosférica

Pg – Pressão Parcial dos Gases

Ph – Pressão Hidrostática

Ni - Níquel

Si - Silício

SMAW - Shielded Metal Arc Welding

TiO<sub>2</sub> - Óxido de Titânio

TIG - Tungsten Inert Gas

TF - Temperatura de Fusão

V - Volts

ZF - Zona Fundida

ZTA - Zona Termicamente Afetada

W- Tungstênio



**LISTA DE SÍMBOLOS**

$\alpha$  - Ferrita

$\gamma$  - Austenita

A - Austenita

F - Ferrita

L - Liquido

M - Martensita

## RESUMO

No Brasil, nas últimas décadas, devido ao grande desenvolvimento da indústria petrolífera, houve um crescente interesse nos processos de soldagem subaquática, motivado pela necessidade de construir e reparar estruturas marítimas. A soldagem subaquática é classificada em soldagem a seco e soldagem molhada. O processo "molhado" é o mais utilizado e ocorre diretamente no ambiente aquoso sem nenhum tipo de equipamento que estabelece barreiras entre a água e a região a ser soldada. Geralmente é realizado pela soldagem com eletrodo revestido (SMAW), porém, o comprimento reduzido do eletrodo limita a sua produtividade. Nesse contexto, a soldagem com arames tubulares (FCAW) surgiu como uma alternativa à substituição desse processo, uma vez que, o arame é alimentado continuamente, não necessitando haver a troca de eletrodo, promovendo assim, o aumento da produtividade do processo. Os arames tubulares auto-protegidos vêm sendo utilizados, não somente devido a sua capacidade de produzir gases e escórias que protegem a poça de fusão, mas também pela possibilidade de adição de elementos de liga, componentes desnitrificantes e desoxidantes que podem modificar as características da junta soldada. Entretanto, a ação dos componentes do fluxo não elimina totalmente os efeitos do ambiente aquoso em que o processo ocorre. A fragilização por hidrogênio, por exemplo, é um defeito comum das juntas soldadas nessas condições e leva a redução da resistência mecânica e da vida útil dos componentes soldados. Diante do citado, este trabalho investigou a formação de um metal de solda de aço inoxidável duplex, uma vez que, se comparado ao aço carbono, a microestrutura desse material apresenta maior resistência a corrosão do cordão e menor tendência a fissuração por H<sub>2</sub>. Arames tubulares auto-protegidos experimentais foram fabricados em uma máquina piloto a partir uma fita metálica transformada em um tubo de aço carbono AISI 1006 e fluxo contendo pó metálico de níquel e da liga ferro-cromo que são elementos fundamentais para a formação do aço inoxidável. A identificação da microestrutura formada foi realizada por meio do microscópio óptico, do ferritoscópico e da técnica de quantificação de fases. A caracterização mecânica foi realizada pelo levantamento de perfis de microdureza Vickers. As análises de composição química dos metais de solda foram realizadas pela técnica de espectrometria de emissão óptica. O teor de elementos de liga do metal de solda foi significativamente inferior ao teor de elementos do fluxo. O eletrodo com teores mais elevados de Ni na composição do fluxo formou aço inoxidável duplex na soldagem ao ar. Na soldagem subaquática, eletrodos com menor teor de CaCO<sub>3</sub> e maior teor de TiO<sub>2</sub> produziram cordões com melhores características. Na soldagem

subaquática de aço carbono há uma maior tendência a formação da microestrutura martensítica mesmo com a utilização de consumíveis a base de Ni e Cr.

**Palavras-chave:** Soldagem subaquática. FCAW. Arame tubular auto-protegido. Aço inoxidável austenítico.

## ABSTRACT

In Brazil, in recent decades, due to the great development of the oil industry, there has been a growing interest in underwater welding processes, motivated by the need to build and repair marine structures. Underwater welding is classified into three types: dry welding, local dry welding and wet welding. "Wet" process is the most commonly used and occurs directly in the aqueous environment without any piece of equipment that establishes barriers between the water and the region to be welded. It is usually performed by the Shielded Metal Arc Welding (SMAW) process, but its short electrode length limits its productivity. Flux cored arc welding (FCAW), therefore, it is an alternative to replace this process, since the wire is fed continuously without the need for electrode exchange, promoting increased process productivity. Self-shielded tubular wires are being used not only because of their ability to produce gases and slag that protect the melt pool, but also because of the possibility to add alloying elements, denitrifying and deoxidizing components that can modify the characteristics of the weld bead. However, the action of flow components does not totally eliminate the effects of the aqueous environment in which the process occurs. Hydrogen cracking, for example, is a common defect of welded joints under these conditions and leads to reduced mechanical strength and service life of welded components. Given the above, this work investigated the formation of a duplex stainless steel weld metal, since, compared to carbon steel, the microstructure of this material has higher resistance to bead corrosion, less tendency to cold cracking and solidification cracking. Experimental self-shielding tubular wires were fabricated in a wire drawing machine from an AISI 1006 carbon steel tube and flux containing nickel metal powder and iron-chrome alloy, which are key elements for the formation of duplex stainless steel. The microstructure identification was performed through the optical microscope, the ferritoscope and the phase quantification technique. Mechanical characterization was performed by Vickers microhardness profile survey. The chemical composition analyses of the weld metals were performed by the optical emission spectrometry technique. The alloy element content of the weld metal was significantly lower than the flux element content. The electrode with higher Ni content in flux composition formed duplex stainless steel in air welding. In underwater welding, electrodes with lower  $\text{CaCO}_3$  content and higher  $\text{TiO}_2$  content produced beads with better characteristics. In underwater welding of carbon steel there is a greater tendency for the formation of martensitic microstructure even with the use of consumables based on Ni and Cr.

**Keywords:** Underwater Welding. FCAW. Self-shielded tubular wire. Austenitic stainless steel.

## 1. INTRODUÇÃO

O uso de plataformas offshore cresceu nos últimos anos devido ao fato de que a maior parte das reservas de petróleo não exploradas estão em alto mar. Com isso, aumentou-se a necessidade de construir e reparar estruturas submersas e, conseqüentemente, a demanda pelo desenvolvimento de tecnologias de soldagem subaquática capazes de atender às exigências metalúrgicas e mecânicas requeridas para as juntas [1-3].

A soldagem subaquática é classificada em: soldagem a seco e soldagem molhada. Na soldagem a seco, a água é removida com o auxílio de câmaras, já na molhada, o procedimento é realizado diretamente no ambiente com água, sem nenhum tipo de proteção. O processo a seco não é frequentemente utilizado devido ao alto custo se comparado ao processo realizado diretamente na água, em contrapartida, a qualidade da solda produzida é semelhante à da soldagem ao ar. A soldagem molhada é a mais utilizada, uma vez que, apresenta um custo reduzido e uma utilização mais fácil, entretanto, a qualidade da solda é inferior. O processo de soldagem por eletrodo revestido (SMAW) é o mais utilizado na soldagem molhada, devido não somente as suas características, formação de um gás que protege a poça e variedade de metais de adição, mas também a melhor ergonomia possibilitada para o soldador [1,2,4-6].

Estudos recentes reportam que a soldagem com arame tubular (FCAW) vem também sendo usada para soldagem subaquática molhada, uma vez que, resulta em soldas com maior qualidade e ao mesmo tempo possibilita uma maior produtividade, já que possui um sistema de alimentação contínua do arame eletrodo. A soldagem FCAW é um processo de soldagem a arco onde se utiliza um arame consumível não maciço com fluxo em seu interior. Assemelha-se a GMAW no que diz respeito a equipamentos e princípio de funcionamento, porém, o arame utilizado possui fluxo interno que pode gerar gases e escórias semelhante a soldagem SMAW [7-9].

Sabendo dos problemas relacionados à qualidade da solda subaquática molhada, várias técnicas foram propostas em estudos com o intuito de reduzir a temperabilidade do metal de solda, a zona termicamente afetada (ZTA), a diferença entre o coeficiente de expansão térmica do metal de solda e do metal de base e a quantidade de poros presentes na região da solda, para, desse modo, aumentar a resistência da junta soldada. No entanto, essas técnicas complicam o processo de soldagem e aumentam o seu custo [8-11].

Algumas pesquisas relacionadas a utilização de consumíveis austeníticos na soldagem subaquática de aços foram desenvolvidas, pois, soldas austeníticas são capazes de reter o hidrogênio em solução sólida no metal de solda, uma vez que, a difusibilidade do hidrogênio na austenita é inferior à da ferrita. Essa técnica se apresentou como uma alternativa para a melhoria da qualidade da solda, pois, o hidrogênio abundante nesse processo fica retido no metal de solda austenítico não se difundido para a ZTA, região mais problemática e frágil da junta soldada, reduzindo a formação de trincas por hidrogênio e proporcionando à junta uma maior resistência à fratura [9-11].

Entretanto, a soldagem de um aço ferrítico com um austenítico gera tensões na junta soldada, devido a diferença de coeficiente de expansão térmica, que podem gerar trincas de solidificação. Desse modo, alguns trabalhos investigaram a formação de uma estrutura austenítica com alguma porcentagem de ferrita no metal de solda, com o intuito de reduzir a formação de trincas por hidrogênio na ZTA, devido a retenção do hidrogênio na fase austenítica do metal de solda, e ao mesmo tempo garantir um metal de solda com coeficiente de expansão térmica mais próximo ao do metal de base, evitando a formação de trincas de solidificação [10][11].

Diante da necessidade de se produzir metais de solda predominantemente austeníticos para a redução da susceptibilidade à fissuração por hidrogênio e a consequente melhoria da qualidade das soldas subaquáticas molhadas, o presente trabalho avaliou os metais de solda formados por meio da soldagem FCAW sobre chapas de aço carbono com os eletrodos fabricados. Os eletrodos fabricados foram arames tubulares auto-protégidos compostos por uma fita de aço carbono AISI 1006 e fluxo contendo porcentagens diferentes dos elementos de liga Cr e Ni e de outros componentes comumente utilizados em eletrodos auto-protégidos. Os teores dos elementos de liga utilizados nos fluxos dos eletrodos foram determinados com o intuito de formar um metal de solda de aço inoxidável austenítico com uma baixa porcentagem de ferrita, uma vez que, esse material além de apresentar alta resistência a corrosão, reduz a chance de fissuração por hidrogênio e apresenta uma maior resistência a formação de trincas de solidificação se comparado a metais de solda completamente austeníticos.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1. Objetivo Geral**

Avaliar a formação de um metal de solda de aço inoxidável predominantemente austenítico, com alguma porcentagem de ferrita, na soldagem subaquática de aço carbono com eletrodos do tipo arame tubular compostos por um tubo de aço carbono e fluxo interno contendo Ni metálico e liga de Fe-Cr.

### **2.2. Objetivos Específicos**

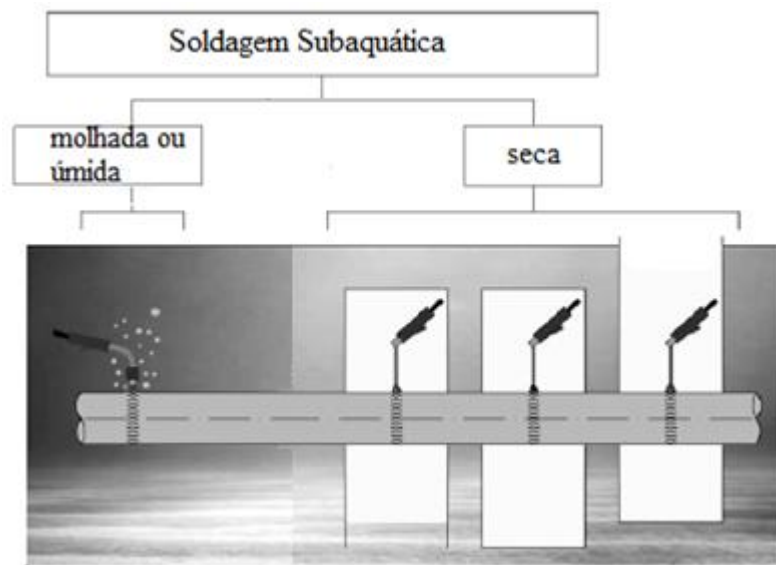
- Analisar a microestrutura do metal de solda depositado por cada eletrodo fabricado.
- Analisar as características visuais das soldas produzidas por esses eletrodos.
- Analisar a influência dos componentes do fluxo e de suas proporções nas características da solda formada.
- Comparar entre as microestruturas formadas e as previstas pelo diagrama de Schaeffler.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Soldagem subaquática

##### 3.1.1. O processo

A soldagem subaquática é um processo que ocorre em ambiente aquoso, podendo ser dividida em dois grupos principais: soldagem subaquática seca e molhada. A soldagem subaquática seca ocorre em câmaras especiais que servem como barreira para a água, é um processo que envolve um alto custo, porém, que produz soldas com qualidade semelhante à da soldagem ao ar. A soldagem subaquática molhada ou úmida ocorre diretamente no ambiente aquoso sem nenhum tipo de proteção, se trata de um processo mais simples, de custo mais reduzido e utilização mais fácil, uma vez que, não exige nenhum sistema de isolamento da região [1, 4-5]. A Figura 3.1 indica a classificação dessas técnicas de soldagem subaquática.



**Figura 3.1** - Classificação da soldagem subaquática [1]. (Adaptado pelo autor)

Apesar de cada método apresentar suas vantagens e desvantagens, a soldagem subaquática molhada é a mais utilizada pelo seu custo mais reduzido e pela simplicidade do processo que permite a soldagem desde estruturas mais simples as mais complexas. Entretanto, o contato direto com a água compromete a qualidade da solda, uma vez que as altas temperaturas do arco aliadas ao ambiente aquoso ocasionam uma maior instabilidade do processo, altas velocidades de resfriamento e elevado teor de hidrogênio e oxigênio no metal de solda. Por esse motivo, este processo que ocorre diretamente no ambiente aquoso tem sua utilização concentrada mais em reparos do que em processos de união [2,6].



O desenvolvimento de técnicas de soldagem subaquática está relacionado principalmente à exploração de recursos naturais disponíveis em alto mar, em especial petróleo e gás. O aumento da exploração petrolífera em alto mar, devido ao aumento do preço dos barris de petróleo, ocasionou um aumento do desenvolvimento de plataformas marítimas e tubulações destinadas a essa finalidade. A exploração se expandiu para profundidades cada vez maiores e ambientes diversos, o que aumentou a necessidade de soldas com maior qualidade, uma vez que, temperaturas muito baixas e pressões muito altas comprometem ainda mais o comportamento mecânico da estrutura soldada. [1,2]

Nesse cenário, se tornou mais comum e necessária a utilização da soldagem subaquática como técnica de reparo e renovação dessas estruturas, uma vez que estas estão susceptíveis a corrosão acelerada, acidentes com navios, fadiga de componentes, erros de construção e outros fatores aleatórios que podem comprometer as estruturas [3].

Por esses motivos, nos últimos anos muitos estudos relacionados ao desenvolvimento das técnicas de soldagem subaquática molhada vêm sendo realizados, na tentativa de aliar as vantagens de um processo mais simples a formação de soldas de maior qualidade para atender a demanda crescente por essa tecnologia [1-3,7].

### **3.1.2. Processos de soldagem subaquática**

O processo de soldagem a ser utilizado depende da técnica de soldagem subaquática realizada (seca, localizada ou molhada) e da aplicação. Na soldagem subaquática molhada, os processos com eletrodo revestido (SMAW) e com arame tubular (FCAW) são os mais utilizados. Na soldagem seca, os processos TIG, MIG/MAG e FCAW são utilizados [7].

No processo SMAW (Shielded Metal Arc Welding) o eletrodo é composto por uma vareta de metal maciça coberta por um revestimento. Durante a soldagem, o eletrodo se funde e o revestimento além de formar gases e escórias que protegem a poça de soldagem, pode atuar como desoxidante e desnitrificante. Já no processo FCAW (Flux Cored Arc Welding) o eletrodo é um arame metálico não maciço (tubo) preenchido com um fluxo em seu interior, o fluxo desse processo pode exercer as mesmas funções do revestimento do eletrodo revestido [8].

Os processos de soldagem com eletrodo revestido e arame tubular são os mais aplicados na soldagem subaquática molhada, pois, a vasta gama de componentes inseridos no fluxo e no

revestimento dos eletrodos utilizados nesses processos permitem mitigar os problemas causados pelo contato direto com o ambiente aquoso. Esse fato tem levado ao desenvolvimento de muitos estudos da composição de fluxos e revestimentos, com o objetivo de melhorar cada vez mais a qualidade das soldas subaquáticas. Além disso, os parâmetros de soldagem e a composição da alma dos eletrodos revestidos e do envoltório metálico do arame tubular também são objeto de estudos que visam a melhoria das soldas realizadas no ambiente aquoso [8,9,12].

Analisando cada técnica, percebe-se que o processo SMAW apresenta vantagens no que diz respeito a simplicidade, equipamentos de baixo custo e variedade de consumíveis já disponíveis. O processo FCAW tem uma maior taxa de deposição e a possibilidade de automatização [1,12]. Na última década, alguns estudos têm demonstrado um crescente interesse pelo desenvolvimento do processo FCAW e de seus consumíveis na soldagem subaquática molhada. Isso se deu, pois, fatores como necessidade de aumento da produtividade, soldagem em regiões de acesso dificultado e necessidade de produção de cordões de qualidade sem tratamento térmico pós soldagem tornaram necessária a implantação de processos especiais de soldagem com capacidade de automatização [12,13].

Alguns processos de soldagem, definidos como avançados, também são utilizados na soldagem subaquática molhada: a soldagem por fricção e a soldagem a laser [13].

O processo de soldagem por fricção promove a coalescência do metal sem a sua fusão, por meio do ganho de calor devido ao atrito provocado entre as partes. É um processo que pode ser utilizado na soldagem subaquática molhada, entretanto, se restringe a peças pequenas com seções circulares ou retangulares [13,14].

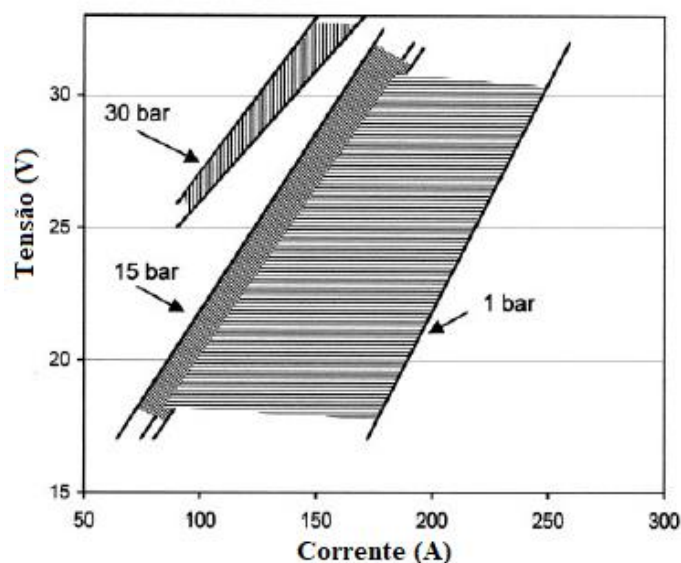
O processo de soldagem a laser é caracterizado pela fusão localizada da junta através do seu bombardeamento por um feixe de luz concentrada de alta intensidade. Esse processo tem como consumíveis metais de adição e gases de proteção que são utilizados para produzir calor (meio ativo), evitar a oxidação da poça de fusão e expulsar a água da região de soldagem (caso da soldagem subaquática). Apresenta menos distorções da distorção da junta soldada do que outros processos e produz soldas com qualidade consistente, entretanto, requer um investimento significativo [13,14]

### 3.1.3. Princípios de operação da soldagem subaquática molhada a arco elétrico

Na soldagem subaquática, a peça de trabalho é ligada a um lado do circuito elétrico e o eletrodo ao outro. A corrente elétrica se move para o espaço entre a peça e o eletrodo e por meio do contato entre estas partes o arco é aberto. O calor produzido pelo arco funde o metal, formando a poça de fusão. Ao mesmo tempo, a ponta do eletrodo funde e as gotas de metal do eletrodo se direcionam para a poça de fusão. Durante o processo, o fluxo do eletrodo queima e fornece gases que protegem o metal transferido e a poça de fusão. Os fluxos podem também atuar de outras maneiras: formando escória protetora, estabilizando o arco, retirando elementos indesejados que entram no metal de solda e modificando a sua viscosidade [8,14].

Paralelamente à formação dos gases pela queima do fluxo devido as altas temperaturas do arco, ocorre também a ebulição da água. O vapor de água em conjunto com os gases oriundos da queima dos fluxos forma bolhas ao redor do arco elétrico, o que proporciona a sua proteção. Estas bolhas crescem até um volume crítico e então se rompem [12,14].

À medida que a pressão hidrostática aumenta com o aumento da profundidade, um campo elétrico mais forte é necessário para ionizar a coluna de gás no arco. Para ambos os parâmetros, corrente e tensão, a faixa de valores aceitáveis se torna cada vez mais estreita em profundidades maiores. [12]. A Figura 3.2 mostra o efeito da pressão na faixa de parâmetros de soldagem aceitáveis no procedimento realizado com eletrodo revestido.



**Figura 3.2** - Efeito da pressão nos parâmetros de soldagem aceitáveis: 1 bar corresponde a 10 m de profundidade na água [10].

### 3.1.4. Solidificação de soldas subaquáticas molhadas

Na soldagem ao ar, a poça de fusão muda do formato elíptico para formato de gota à medida que a velocidade de soldagem aumenta, afetando a microestrutura do metal de solda. A poça com formato de gota (velocidade de soldagem mais elevada) permite que os grãos colunares cresçam longos e paralelos, convergindo em uma linha central. Em uma poça elíptica (velocidade de soldagem mais baixa), a direção de crescimento muda continuamente e há crescimento competitivo entre os grãos colunares que são favoravelmente ou desfavoravelmente orientados [12,15]. Pope et al. notou que as poças de fusão com o formato elíptico apresentaram taxas de solidificação mais elevadas do que as poças com formato de gota [15].

A taxa de solidificação local do cordão depende do formato da poça de fusão, que por sua vez é uma função da velocidade de soldagem, do ângulo entre a superfície normal e a direção de soldagem e das condições de transferências de calor [12,15]. Desse modo, nota-se que embora a taxa de resfriamento de uma solda subaquática molhada tenda a ser maior que a da solda ao ar, a taxa de solidificação da solda molhada não será necessariamente maior que a taxa da solda ao ar, e pode até ser inferior [15].

Pope et al. [15] investigou o formato da poça de fusão na soldagem subaquática molhada de aços usando eletrodos revestidos. O mesmo conjunto de condições de soldagem que produziram uma poça elíptica na soldagem ao ar, produziram uma poça com formato de gota na soldagem subaquática. Com isso, pode-se concluir que a taxa de solidificação da solda subaquática foi inferior à da solda ao ar, uma vez que, poças elípticas apresentam menores taxas de solidificação.

As condições de transferência de calor durante a soldagem subaquática molhada são duas: sob a proteção da bolha de gás e sem a proteção da bolha de gás. Enquanto a poça de fusão encontra-se no interior da bolha de gás, a transferência de calor ocorre de maneira semelhante à da soldagem ao ar, entretanto, quando a tocha avança e o metal de solda entra em contato direto com a água, a transferência de calor passa a ser por convecção e altera o formato da poça de fusão, fazendo com que essa passe a ter uma forma de gota alongada. Logo, a dinâmica das bolhas (formação, crescimento e colapso) e a exposição do metal de solda à água são responsáveis pela mudança no formato da poça e a consequente diminuição da taxa de solidificação da soldagem subaquática em comparação a soldagem ao ar [15,16].

A forma do grão da zona fundida (ZF) se desenvolve como um prolongamento da estrutura do grão da zona termicamente afetada (ZTA), fenômeno conhecido por epitaxia. Entretanto, na soldagem de metais dissimilares ou com metais de adição observa-se o crescimento não-epitaxial, onde novos grãos se nucleiam em locais heterogêneos da linha de fusão [17].

Durante a solidificação, os grãos formados tendem a crescer perpendicularmente a poça, ou seja, na direção de extração do calor e o seu tipo de crescimento (planar, celular ou dendrítico) dependerá do gradiente de temperatura. Maiores gradientes favorecem a formação de grãos planares, gradientes intermediários a formação de colunares e gradientes baixos a formação de dendrítico (celulares, colunares ou equiaxiais) [17].

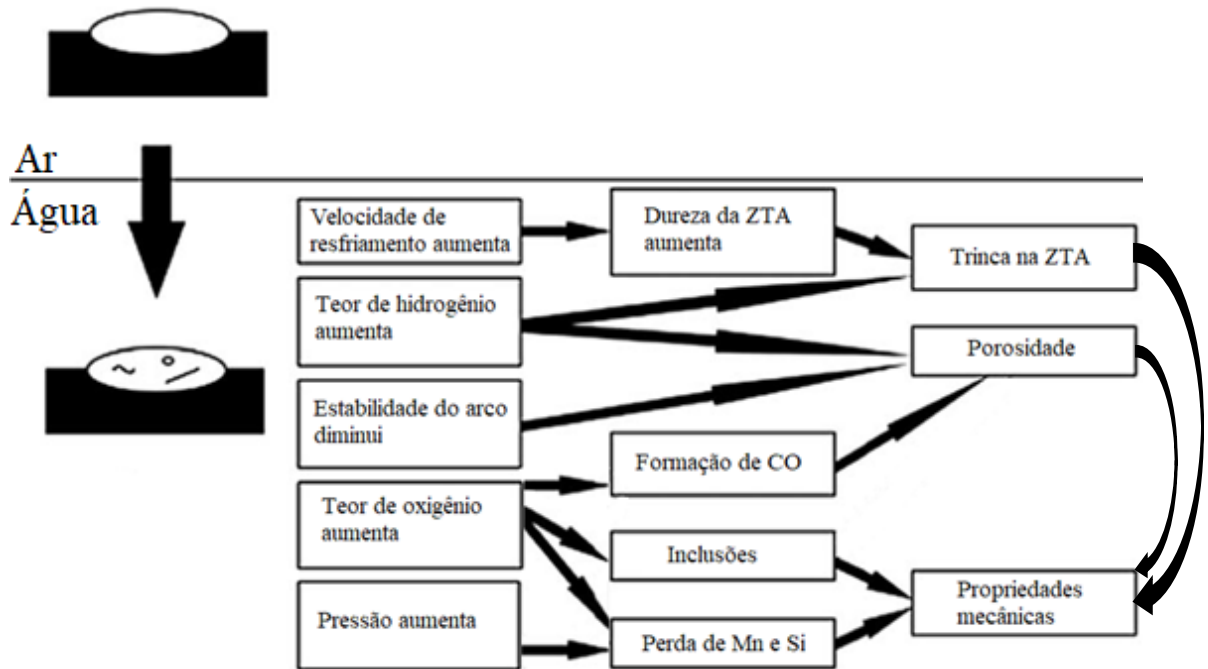
### **3.1.5. Problemas encontrados na soldagem subaquática molhada**

Condições de operação extremas como a elevada pressão hidrostática, presença de água ao redor da região de solda e altas taxas de resfriamento levam a uma série de efeitos adversos que promovem a formação de descontinuidades e estruturas que diminuem a qualidade da junta soldada [3, 5, 18].

Por exemplo, o aumento da pressão hidrostática tende a aumentar a instabilidade do arco, a presença de água combinada as altas temperaturas do processo acarretam a formação de vapor e a dissociação da molécula de água em hidrogênio e oxigênio e as altas taxas de resfriamento levam a formação de estruturas mais frágeis no metal de solda. Essas alterações no processo que produzem as descontinuidades [3,5,18]:

- (a) Trincas: por hidrogênio e a quente
- (b) Porosidade
- (c) Redução no teor de elementos de liga do metal de solda
- (d) Inclusão de escória

A Figura 3.3 apresenta uma representação esquemática das mudanças de condições que o ambiente aquoso promove e seus respectivos efeitos. Cada efeito será discutido detalhadamente nas sessões seguintes.



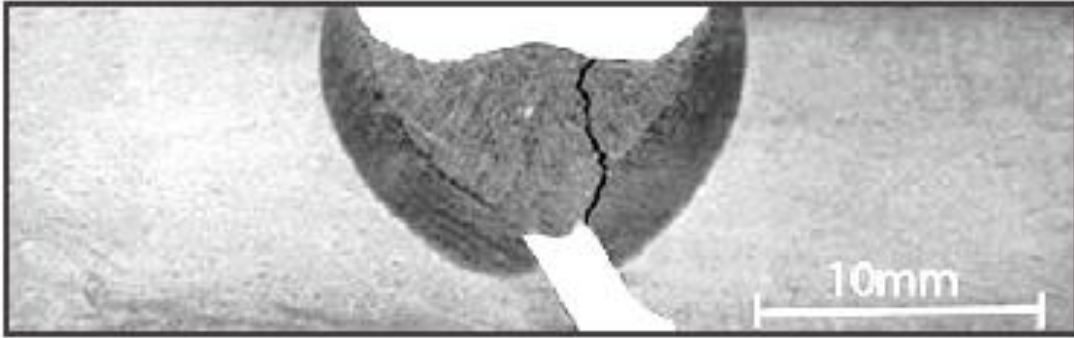
**Figura 3.3** - Efeitos da munda do processo de soldagem do ar para a água [5]. (Adaptado pelo autor)

### 3.1.5.1. Trinca por hidrogênio

A soldabilidade do aço na soldagem subaquática é determinada pela sua tendência a formar trincas por hidrogênio e trincas a quente. Aços de alta resistência tendem a formar trincas por hidrogênio, já as trincas a quente são característica em aços inoxidáveis austeníticos [4].

A absorção do hidrogênio durante a soldagem realizada ao ar ocorre devido à presença de contaminantes na superfície do metal, a umidade do ar, a umidade no revestimento do eletrodo e a decomposição da celulose presente no revestimento de alguns eletrodos. Já na soldagem subaquática, o hidrogênio em abundância é gerado pela dissociação da molécula de água [11][19].

Os três fatores determinantes para que ocorra a trinca por hidrogênio são: a presença de hidrogênio, a formação de microestruturas frágeis e a presença de tensões residuais. Na soldagem subaquática molhada, a umidade do ambiente produz altos níveis de hidrogênio difusível no metal de solda e as taxas de resfriamento rápidas favorecem a formação de microestruturas duras e frágeis e o surgimento de tensões residuais [5,11,18,20,21]. A Figura 3.4 apresenta uma trinca por hidrogênio em um aço carbono.



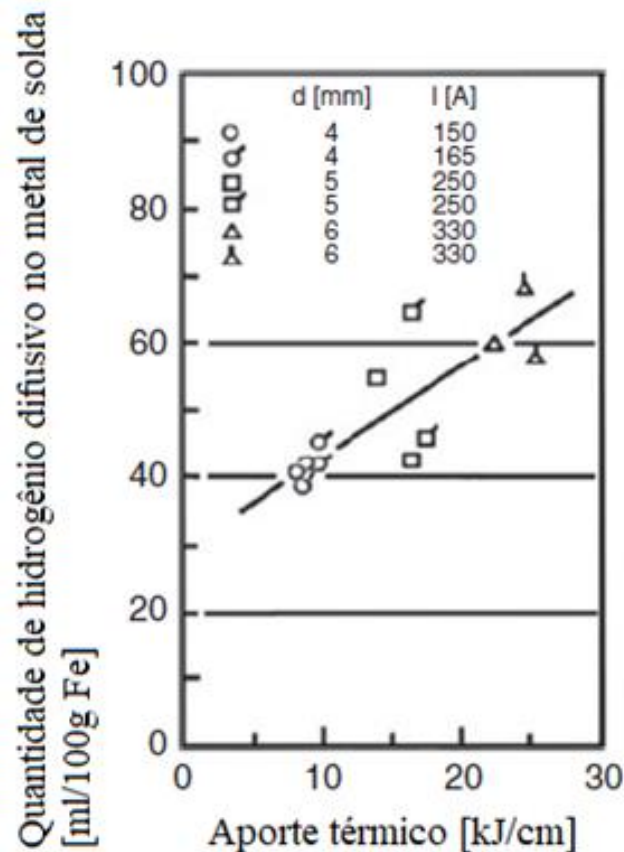
**Figura 3.4** - Trinca por hidrogênio em um aço carbono [18].

Aços com carbono equivalente inferior a 0,4 geralmente produzem soldas subaquáticas molhadas livres de trincas. Entretanto, os aços de alta resistência que possuem carbono equivalente superior a 0,4 são susceptíveis ao aparecimento dessa descontinuidade. Isso se dá, pois, quanto maior o carbono equivalente, maior o teor de elementos de liga que favorecem a formação de microestruturas mais duras e frágeis com o resfriamento rápido (maior temperabilidade) [5, 18].

A prevenção a formação de trincas induzidas por hidrogênio na soldagem subaquática é mais difícil do que na soldagem ao ar, uma vez que, técnicas como pré-aquecimento de peças não são possíveis. Dessa maneira, técnicas que reduzem o teor de hidrogênio, que diminuem as tensões residuais e que controlam a taxa de resfriamento evitando transformações de fase desfavoráveis foram exploradas para minimizar a formação de trincas por hidrogênio em soldas subaquáticas molhadas [5, 20, 22, 23].

O teor de hidrogênio, por exemplo, pode ser reduzido por meio do uso de consumíveis que modificam a composição da atmosfera do arco elétrico e do metal de solda e pela utilização de parâmetros soldagem que minimizem a captação de hidrogênio pelo metal fundido [5, 22, 25].

Segundo relatado por Fydrych [23] e Suga [24], a quantidade de hidrogênio no metal de solda aumenta com o aumento da corrente, devido a sua influência direta no aumento do aporte térmico, sendo esse o fator determinante para tal comportamento. A Figura 3.5 mostra a influência do aporte térmico no teor de hidrogênio no metal de solda.



**Figura 3.5** - Efeito do aporte térmico no teor de hidrogênio da solda [24].

Duplessis [25] relatou a possibilidade de diminuir o teor de hidrogênio da solda por meio da adição de elementos oxidantes. Segundo ele, a explicação se dá pela Equação 1 e pelo princípio de deslocamento de equilíbrio de Le Chatelier.



Aumentando o teor de oxigênio da coluna do arco durante a soldagem ocorre o deslocamento da equação de dissociação da água (Equação 1) no sentido de formação da água, como consequência ocorre a diminuição do teor de hidrogênio na atmosfera do arco [25].

Para reduzir a susceptibilidade a fissuração por hidrogênio, em algumas pesquisas consumíveis austeníticos foram utilizados na soldagem subaquática molhada de aços carbono. Isso se deu pois, o hidrogênio apresentou maior solubilidade na fase austenítica do que na ferrítica, logo, a formação de um metal de solda austenítico promoveu a retenção do hidrogênio nessa fase mais dúctil não se difundindo para outras regiões de fases mais frágeis [9,10,12].

A tensão residual, por outro lado, pode ser reduzida pelo uso de metais de adição com coeficientes de expansão térmica próximos ao do metal de base e pelo revenimento do cordão.



O revenimento do cordão é uma técnica que consiste em fazer cordões em uma sequência específica para realizar o tratamento térmico dos cordões de solda feitos anteriormente. O calor emitido pelo cordão subsequente causa a difusão acelerada do hidrogênio, reduz os valores das tensões residuais, aumenta a plasticidade na área inferior da junta e reduz significativamente a dureza da ZTA. A eficiência desta técnica depende da distância entre os cordões, dos parâmetros de soldagem e do tempo entre a confecção dos cordões [18,20].

Como já é bem conhecido, as taxas de resfriamento na soldagem subaquática molhada são bem maiores que na soldagem ao ar devido ao resfriamento brusco causado pela água. A formação martensita (fase dura e frágil), pode ser controlada pelo uso de materiais isolantes que diminuam as taxas de resfriamento do metal de solda [1,9,12,20].

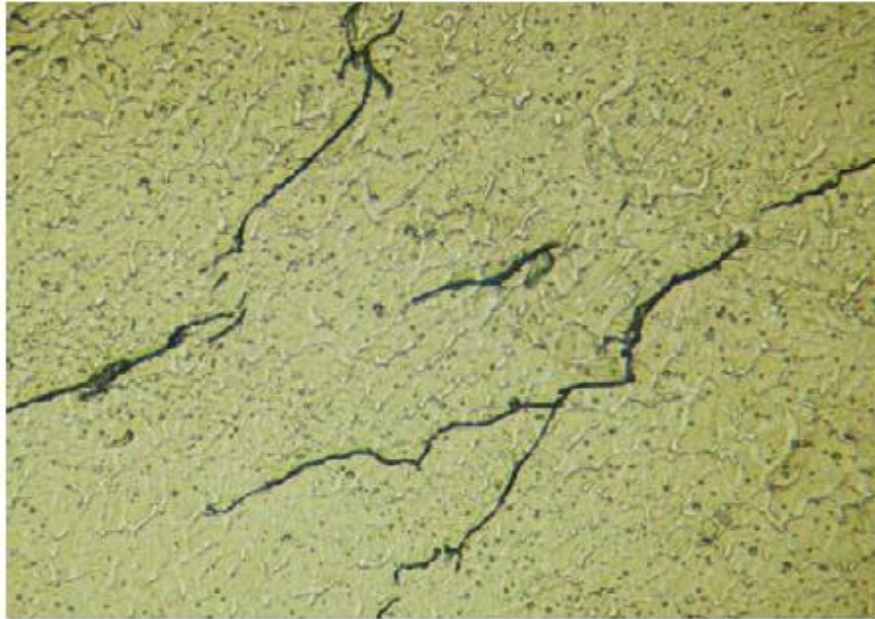
Um outro efeito do controle dessas taxas é na quantidade de hidrogênio. O tempo de resfriamento entre 300° e 100°C determina o tempo disponível para o hidrogênio difundir para fora do metal de solda e da zona termicamente afetada antes de atingir a faixa de temperatura em que a fissuração por hidrogênio pode acontecer, logo, ao aumentar o tempo que o metal permanece nessas temperaturas, diminui-se a quantidade de hidrogênio no metal de solda e na ZTA [20,22].

### **3.1.5.2. Fissuração a quente**

A fissuração a quente é uma descontinuidade que está associada às segregações que levam a formação de filmes líquidos intergranulares nas etapas finais da solidificação. É formada em temperaturas geralmente próximas a temperatura sólido do material, por isso é chamada de fissuração à quente. Estas, geralmente são longitudinais e superficiais e ocorrem com frequência no centro do cordão [26].

Esse tipo de fissuração pode se formar em basicamente todas as ligas, entretanto, os aços inoxidáveis austeníticos são os mais susceptíveis ao aparecimento desse defeito. A restrição da junta, ou seja, liberdade que os seus membros têm de se mover e acomodar as tensões residuais, também é um fator que determina a chance de formação de trincas de solidificação [26].

Outro fator é a presença de solutos no metal de solda. A segregação de compostos de baixo ponto de fusão que formam um filme contínuo nos contornos de grão reduz a coesão sólido/sólido na solidificação, dessa maneira, propiciando a formação da trinca de solidificação [2]. A Figura 3.6 apresenta uma trinca de solidificação em um metal de solda austenítico.



**Figura 3.6** - Trinca de solidificação em um metal de solda austenítico [18].

### 3.1.5.3. Porosidade

A porosidade é um dos principais problemas encontrados nas soldas subaquáticas molhadas, pois, diminui o limite de resistência, o módulo de elasticidade, a tenacidade e a ductilidade da junta. A principal razão para a formação de poros no metal de solda é a saturação da poça de soldagem com gases [27].

A formação de porosidade do metal de solda envolve três processos dependentes do tempo: a nucleação de poros, o seu crescimento e transporte. E o critério necessário para que ocorra a formação desses poros é a soma da pressão parcial dos gases solúveis ( $P_g$ ) exceda a pressão atmosférica ( $P_a$ ), pressão hidrostática ( $P_h$ ) e a pressão dada pela relação superfície e curvatura do poro ( $P_b$ ) [27].

Os gases responsáveis pela formação de poros nas juntas soldadas geralmente são o monóxido de carbono (CO), o dióxido de carbono ( $CO_2$ ) e o hidrogênio ( $H_2$ ). Os gases CO e  $CO_2$  são formados devido a reação do oxigênio, proveniente da dissociação da água, com o carbono presente tanto no metal base quanto no metal de adição. O hidrogênio significativamente maior no ambiente aquoso promove o aumento considerável de gases formadores de poros [27,28].

Além do ambiente de soldagem, a formação de poros no metal de solda também é função da profundidade de soldagem e da energia de soldagem (aporte térmico). Segundo Suga [24] e

Pessoa et al [28], o maior aporte térmico, aumenta o teor de hidrogênio presente na solda, o que consequentemente eleva a quantidade de poros.

Já a profundidade atua na formação de poros por meio da redução da estabilidade do arco que afeta a proteção gasosa. Ezequiel et al [28] realizaram a soldagem subaquática pelo processo SMAW em duas profundidades diferentes e constatou que a porosidade aumenta com o aumento da corrente e da profundidade de soldagem. A Figura 3.7 apresenta uma macrografia de uma amostra contendo poros apresentada neste trabalho.



**Figura 3.7** - Poros no metal de solda [28].

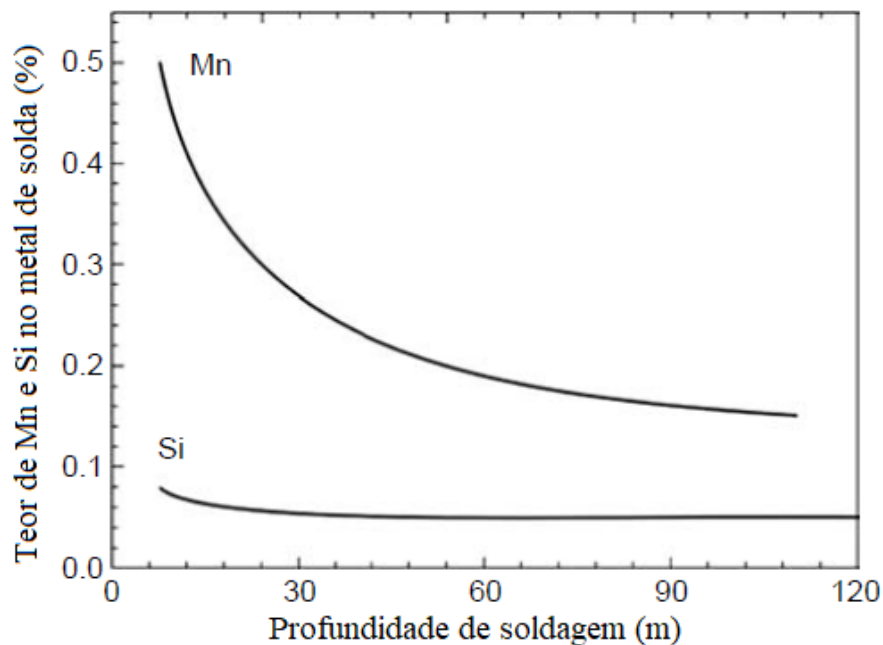
Para a redução da porosidade utiliza-se a adição de ingredientes químicos desoxidantes no fluxo do eletrodo. No caso de poros na porção superior do cordão, a eliminação pode acontecer por meio de um segundo passe (na soldagem multipasses) ou pela remoção da camada superficial pelo operador [3][28].

#### **3.1.5.4. Aumento do teor de oxigênio**

O oxigênio no metal líquido é um dos principais responsáveis para o aparecimento de defeitos e a consequente perda de propriedades mecânicas da solda. Ele pode reagir com elementos da poça de fusão formando óxidos que irão se apresentar como inclusões ou gases que irão

produzir porosidade. Além dos gases e das inclusões, a reação do oxigênio com elementos da poça de fusão reduz o teor de elementos de liga importantes para as características mecânicas e metalúrgicas da solda. Todos esses fatores, combinados ou isolados, influenciam negativamente na resistência mecânica do metal de solda [18,29].

Quando maior a profundidade, maior a pressão parcial do oxigênio na poça de fusão e conseqüentemente maior o teor de oxigênio no metal de solda. Ou seja, quanto maior a profundidade, maiores as perdas de elementos do metal líquido com a formação de inclusões e escória (Figura 3.8).



**Figura 3.8** - Influência da profundidade de soldagem no teor de elementos [3].

Rowe et al [29] relataram que o titânio atua como um bom desoxidante para o controle da composição química do metal de solda. Adições desse elemento, que reage preferencialmente com o oxigênio, aumentou o teor de Mn da solda mesmos nos procedimentos em profundidades maiores.

### 3.2. Processo FCAW

A soldagem com arame tubular (Flux Cored Arc Welding – FCAW) é um processo a arco elétrico, onde este é estabelecido entre um eletrodo na forma de arame tubular, contínuo e

consumível e a peça de trabalho. É um processo caracterizado pela fusão do metal base e do arame, devido as altas temperaturas do arco [8,30].

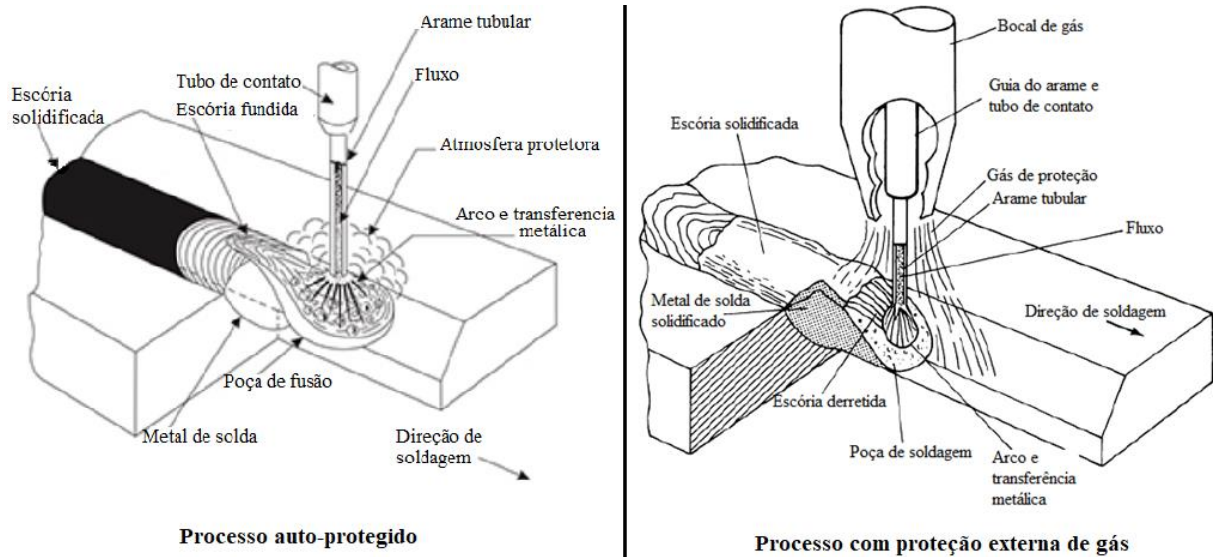
A soldagem com arame tubular é usada normalmente de forma semiautomático, onde a alimentação contínua de arame é feita mecanicamente por meio de um alimentador motorizado. Entretanto, pode ser também mecanizado. O arco se mantém devido a alimentação contínua do eletrodo, e o seu comprimento é mantido aproximadamente constante pelo sistema [8,30].

Esse processo possui duas divisões básicas relacionadas à proteção do arco elétrico: o processo em que a proteção é por uma fonte externa de gás e o processo em que a proteção é proveniente da decomposição dos fluxos internos do próprio arame (arames auto-protégidos). A Figura 3.10 é uma representação do processo de soldagem com arame tubular com fonte externa de gás e com o arame auto-protégido. No processo de soldagem com arame auto-protégido o bocal de gás da tocha é opcional [8][30].

O arame “Metal Cored” é um tipo de arame tubular que reúne características do arame “flux cored” e do arame sólido metálico. O processo denominado Metal Cored Arc Welding (MCAW) é um processo em que se utiliza um arame tubular que possui principalmente pós metálicos como componentes do fluxo, desse modo, necessita-se de uma fonte externa de gás para a promoção da proteção do arco e da poça de soldagem.

Como vantagens, o processo FCAW apresenta: grande produtividade, devido à alta taxa de deposição e o alto rendimento; versatilidade, devido a possibilidade de ajustes na composição química pelo fluxo; não requer muita habilidade do soldador; e maior penetração se comparada ao processo de soldagem com eletrodo revestido. Como desvantagem apresenta: muita formação de fumos durante o processo; necessidade de remoção da escória após o processo; e o equipamento é mais complexo e mais difícil de ser transportado se comparado ao processo com eletrodo revestido [8,30,31].

Este processo é comumente usado para soldar aços carbono, aço de baixa liga, aço inoxidável e algumas ligas de níquel na construção de vasos de pressão e tubulações para as indústrias de processamento químico, refino de petróleo e geração de energia [30,31].



**Figura 3.9** - Processo arame tubular com proteção externa [8].

### 3.2.1. Equipamentos

Os equipamentos básicos para esse processo são a fonte de tensão constante e corrente contínua e o alimentador de arame de velocidade de alimentação constante. Esse tipo de sistema permite o ajuste do comprimento do arco constante. Desse modo, para variações de comprimento do arco, que são acompanhadas de variação de tensão, ocorrem variações na corrente de soldagem, de forma que se o arco se tornar maior que o valor do equilíbrio, a corrente de soldagem irá reduzir e a velocidade de fusão do arame cairá, fazendo com que o comprimento do arco volte ao original. O sistema com fonte de corrente constante, o alimentador de arame é mais complexo [30, 31].

Na soldagem com arame tubular auto-protégido a tocha é mais simples do que na soldagem que necessita proteção externa, já que não é necessário bocal de gás. As tochas dos processos com e sem proteção gasosa possuem sistema de arrefecimento por ar ou água. A tocha projetada para a soldagem com gás de proteção não deve ser usada para a soldagem com eletrodo auto-protégido, uma vez que, o seu sistema de arrefecimento funciona adequadamente na presença de gás externo. Outra diferença entre os sistemas é que na soldagem com proteção externa de gás é necessário um sistema de envio e controle de gases (fonte de gás, reguladores de pressão/vasão e mangueiras) [3].

### 3.2.2. Consumíveis



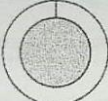


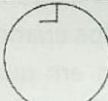

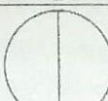

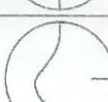
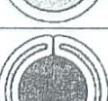
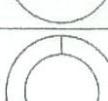
Os consumíveis usados nesse processo são basicamente os gases de proteção (quando necessário) e o arame tubular. Os gases utilizados para a proteção do arco geralmente são o CO<sub>2</sub> e misturas contendo argônio [30].

Existem dois tipos básicos de eletrodo arame tubular, o auto-protegido e o que não é auto-protegido. Em ambos os casos, o arame é um tubo preenchido com um fluxo interno. No processo com o eletrodo auto-protegido o próprio fluxo interno promove a formação de gases e escórias durante sua queima, responsáveis por toda proteção necessária do arco e da poça de fusão. Já no processo não auto-protegido a proteção é majoritariamente fornecida por uma fonte externa de gás, o fluxo interno, pode proporcionar parte dessa proteção. Os fluxos de ambos os processos podem fornecer elementos necessários para a melhoria das características do cordão [3].

Os arames tubulares podem ter diferentes tipos de fechamento do tubo, Figura 3.11. Os arames que possuem sessão transversal mais complexa têm um custo mais elevado devido a maior dificuldade de fabricação. Os fechamentos mais utilizados são: fechamento de topo, fechamento sobreposto e o sem costura. A quantidade de fluxo no interior do arame (taxa de enchimento) varia entre 15 e 30% do peso total do arame e os diâmetros normalmente variam entre 1,2 mm e 4,0 mm [30][31].

O fluxo encontrado no interior do arame tubular atua de maneira semelhante ao revestimento do eletrodo revestido. Pode ser composto por óxidos inorgânicos e ligas metálicas. As funções de cada composto são [31] [32]:

- (a) Óxidos inorgânicos: desoxidante, desnitrificante, gerador de gases e formador de escória para proteção e estabilizador de arco elétrico.
- (b) Elementos e ligas metálicas: adição de elementos de liga que melhora as propriedades químicas e mecânicas do metal depositado.

Tipo Nº.	Seção	Símbolo	Descrição
1			Sem costura
2			De topo
3			Sobreposto
4			Dobra simples
5			Dobra múltipla
6			Dobra dupla

**Figura 3.10** - Formas de arames tubulares segundo o IIW (International Institute of Welding) [30].

Além da remoção de oxigênio e nitrogênio por meio de reações com elementos reativos, a proteção por gases, estabilização de arco e adição de elementos de liga, os fluxos também promovem a formação de uma escória protetora com densidade mais baixa que a densidade do metal líquido, para que possa permanecer no topo da poça e ser removida. A destacabilidade da escória também é uma característica importante, uma vez que, a retenção da escoria pode causar a diminuição da resistência a corrosão do metal de solda, promover inclusão de escória na soldagem multipasse e prejudicar a aparência do cordão [32].

Os fluxos auxiliam na estabilização do arco por fornecer elementos de fácil ionização para a atmosfera do arco e por influenciar o comportamento eletrônico do anodo e do catodo [32].

A viscosidade do metal de solda também é uma característica importante, pois, ela determina a capacidade de realizar soldas fora da posição plana e controla a porosidade e a morfologia do cordão. O fluxo deve garantir um metal fluido o suficiente para escoar e cobrir a poça de fusão e garantir escoamento dos gases e das inclusões, e viscosa o suficiente para não escoar para a frente do arco [32].

A penetração do cordão também é função da composição do fluxo, uma vez que, a composição irá influenciar na estabilidade do arco [32].



Percebe-se, portanto, que o bom comportamento do arame tubular durante a soldagem e as características do metal de solda irão depender da composição do fluxo interno. A Tabela 3.1 indica os componentes comumente utilizados no fluxo de arames tubulares e suas respectivas funções.

**Tabela 3.1** - Funções dos ingredientes comuns utilizados no fluxo de eletrodos arame tubular para o processo FCAW [8].

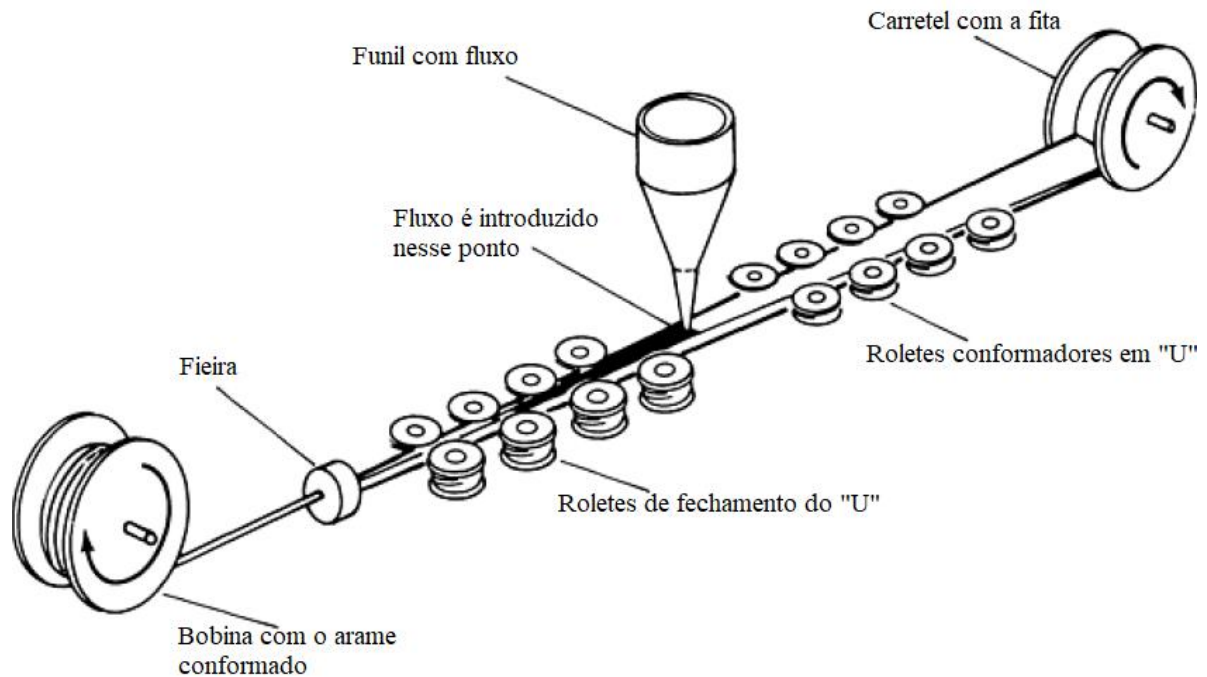
Ingredientes para o fluxo	Formador de gás	Desoxidante	Desnitrificante	Formador de escória	Controle de viscosidade	Estabilizador de arco	Elementos de liga
Rutilo (TiO <sub>2</sub> )				X	X	X	
Fluorita (CaF <sub>2</sub> )	X			X	X		
Calcita (CaCO <sub>3</sub> )	X			X		X	
Feldspato	X			X		X	
Manganês		X					X
Silício		X					X
Titânio		X	X				X
Alumínio		X	X				
Cromo Níquel Molibdênio							X

Eletrodos revestidos a base de rutilo são os tipos de consumíveis mais comuns na soldagem subaquática molhada. West [33] e Mazzaferro [34] indicaram que eletrodos rutílicos funcionam bem na soldagem subaquática, exibindo boa estabilidade do arco e boa aparência de cordão.

Pope and Lia [35] mostraram a redução do hidrogênio difusível à medida que se aumentou a basicidade da escoria do consumível a base de rutilo em direção a um valor mais neutro.

Mazzaferro et al [34] apresentaram em seu trabalho que a porosidade das soldas subaquáticas úmidas diminuiu com o aumento no teor de CaCO<sub>3</sub> no revestimento do eletrodo.

A fabricação dos eletrodos arame tubular com costura seguem os seguintes passos: conformação da fita metálica plana em um perfil na forma de "U"; inserção dos ingredientes do fluxo neste perfil na quantidade necessária; fechamento do perfil formando um tubo circular; redução do diâmetro do tubo, por operações de trefilação ou laminação, a valores convencionalmente utilizados na soldagem; bobinamento do fio acabado. A Figura 3.12 é uma representação esquemática desse processo de fabricação do arame tubular [8][31].



**Figura 3.11** - Processo de fabricação do arame tubular [8].

### 3.2.3. Parâmetros de soldagem

A corrente de soldagem é diretamente proporcional a velocidade de alimentação do arame, logo, pode-se controlar a corrente do processo por meio do controle da velocidade de alimentação. A taxa de deposição e a penetração do cordão também são diretamente proporcionais à corrente. Correntes muito altas produzem um cordão de solda convexo de morfologia irregular, e favorecem a transferência metálica globular com gotas de elevado diâmetro, o que gera excessivos respingos. Em contrapartida, correntes muito baixas promovem uma penetração insuficiente do cordão [31].

Segundo Bracarense et al [38] correntes muito altas levaram ao aumento do teor de hidrogênio difusível, bem como, ao aumento das gotas de metal fundido durante a transferência metálica. Uma vez que gotas maiores foram capazes de carregar gases e íons durante a transferência metálica, tanto porosidade quanto hidrogênio difusível aumentaram.

A tensão do arco está diretamente relacionada ao seu comprimento, maiores tensões significam maiores comprimentos de arco. Este parâmetro também influencia diretamente na penetração e na aparência do cordão, onde tensões excessivamente altas causam excesso de respingos e penetração de cordão maior [31].

O stick-out é a porção do eletrodo que se encontra entre a saída do bico de contato e da superfície de soldagem. É nessa porção onde ocorre o aquecimento por efeito Joule devido à passagem de corrente. Quanto maior é o stick-out, maior é o efeito Joule nessa região e maior será a produção de calor. Logo, quando o stick-out é muito pequeno não há geração suficiente de calor para a queima adequada do fluxo e a proteção da solda acaba sendo ineficiente. Por outro lado, stick-out muito alto pode levar a uma dissociação prematura desses fluxos, o que também não é ideal [31].

A velocidade de soldagem também influencia na penetração, logo, velocidades muito altas podem gerar uma penetração muito baixa [31].

#### **3.2.4. Transferência metálica na soldagem subaquática**

Os modos fundamentais de transferência metálica mais comuns são: globular repelida, tensão superficial e curto-circuito. Sendo frequentemente observado o modo de transferência misto, composto pelos três primeiros [36][37]

A transferência metálica exerce uma grande importância na estabilidade do arco elétrico, no comportamento da poça de soldagem, na formação do cordão e na qualidade da junta. Desse modo, o entendimento do método de transferência é muito importante para o desenvolvimento das técnicas de soldagem [32][39].

Variações de comprimento de arco, de velocidade de alimentação, tipo de arame utilizado, proteção gasosa e polaridade de soldagem influenciam no modo de transferência do metal [38][39][41].

Segundo Bracarense et al [38], à medida que se aumenta a corrente de soldagem, o tamanho das gotas durante a transferência metálica também aumenta, fazendo com que o modo de transferência metálica predominante seja o globular.

Mazzaferro et al [34] mostraram em seu trabalho a predominância de transferência metálica por curto-circuito nos processos com eletrodos com menores teores de  $\text{CaCO}_3$ .

Ning et al [39] constataram em seu trabalho que a combinação de uma série de forças provenientes das condições do processo (intensidade da corrente e ambiente aquoso) promoveu a formação de uma força resultante atuante na gota de metal fundido durante a transferência

metálica, e que o modo de transferência foi uma combinação da transferência globular e curto circuito.

### **3.3. Aços inoxidáveis**

Aços inoxidáveis são ligas de ferro que possuem em sua composição uma quantidade significativa do elemento Cr, em um teor de pelo menos 10,5%. Como característica principal, estas ligas apresentam alta resistência a corrosão em diversos ambientes como: meios aquosos na presença de agentes inorgânicos e minerais agressivos e meios com temperaturas elevadas. Outros elementos como Ni e Mo também podem compor os aços inoxidáveis e auxiliam na melhoria de propriedades como, resistência a corrosão e ductilidade. [41][42][43].

A resistência a corrosão dos aços inoxidáveis se dá devido a uma camada de óxido de cromo que se forma na sua superfície protegendo contra o ataque do ambiente externo, conhecida como camada de passivação. O cromo é um metal menos nobre que o ferro, ou seja, possui uma maior tendência a oxidação (maior potencial de oxidação). Dessa maneira, em contato com o ar, este elemento espontaneamente forma o óxido protetor na superfície do material. Essa camada é contínua, aderente, impermeável e insolúvel em diversos reagentes [41][42][43].

Devido à combinação de resistência a corrosão e variabilidade de propriedades mecânicas, em ambientes diversos e em temperaturas variadas, se tornou uma classe muito importante de ligas de engenharia devido a possibilidade de seu uso em uma variedade de aplicações. São utilizados principalmente na indústria química, na indústria alimentícia, na fabricação de eletrodomésticos, móveis, peças de cutelaria, instrumentos cirúrgicos, dentre outras aplicações [42][43].

Em muitas das aplicações, os aços inoxidáveis são submetidos a diversos processamentos para a obtenção do produto final, processamentos que envolvem deformação plástica e aquecimento, que como resultado promovem alterações microestruturais e conseqüentemente nas propriedades. Na soldagem, por exemplo, esta liga é frequentemente utilizada como metal de adição e metal de base, e observa-se mudanças na microestrutura e na composição química do metal de solda (MS) e da zona termicamente afetada (ZTA) [42][44].

Desse modo, o entendimento da evolução da estrutura desse material ao ser processado se tornou cada vez mais comum e necessário, não somente devido à recorrente necessidade de processamento, mas também como método de controle de propriedades [42][44].

### 3.3.1. As classes do aço inoxidável

Os aços inoxidáveis são divididos em quatro classes: ferríticos, martensíticos, austeníticos e duplex (50% austenítico e 50% ferrítico). Sendo esta divisão baseada na fase predominante presente na microestrutura do aço. Os elementos de liga presentes na composição química de cada classe são os responsáveis pelas transformações metalúrgicas específicas que ocorrem na formação das fases presentes na microestrutura e que como consequência resultam em diferentes propriedades mecânicas e corrosivas [41][43].

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem porcentagens consideráveis do elemento níquel em sua composição, e devido à presença desse elemento, gamagênico, o campo da fase austenítica do diagrama do ferro é estendido até a temperatura ambiente. Como consequência é um aço que apresenta uma microestrutura majoritariamente austenítica (cúbica de face centrada-CFC). Essa classe de aços inoxidáveis possuem a melhor combinação resistência a corrosão, entretanto, devido à presença do elemento Ni possuem um custo mais elevado [41][42][43].

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem um maior teor de carbono se comparado as outras classes de aço inoxidável. Este carbono permite que este aço seja capaz de sofrer transformação martensítica quando resfriado, uma vez que, ele estabiliza o campo austenítico mesmo em ligas com elevados teores de cromo, elemento alfa-gênico que reduz a estabilidade da austenita. Logo, no aquecimento, o aço é capaz de sofrer a transformação austenítica e com o resfriamento rápido essa austenita se transforma em martensita. A martensita é uma fase rica em carbono, frágil e muito dura [41][42][43].

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem a microestrutura ferrítica (cúbica de corpo centrado) predominante. Contêm, em geral, uma quantidade de cromo superior à dos martensíticos, o que promove uma maior resistência à corrosão. Em contrapartida, possuem teores mais baixos de elementos estabilizadores da fase austenita (gamagênicos), o que permite que o aço não sofra transformação austenítica [41][42][43].

Os aços inoxidáveis duplex possuem estrutura austenítica e ferrítica, por esse motivo, possuem características intermediárias entre eles [39][40][41].

### 3.3.2. Metalurgia dos aços inoxidáveis

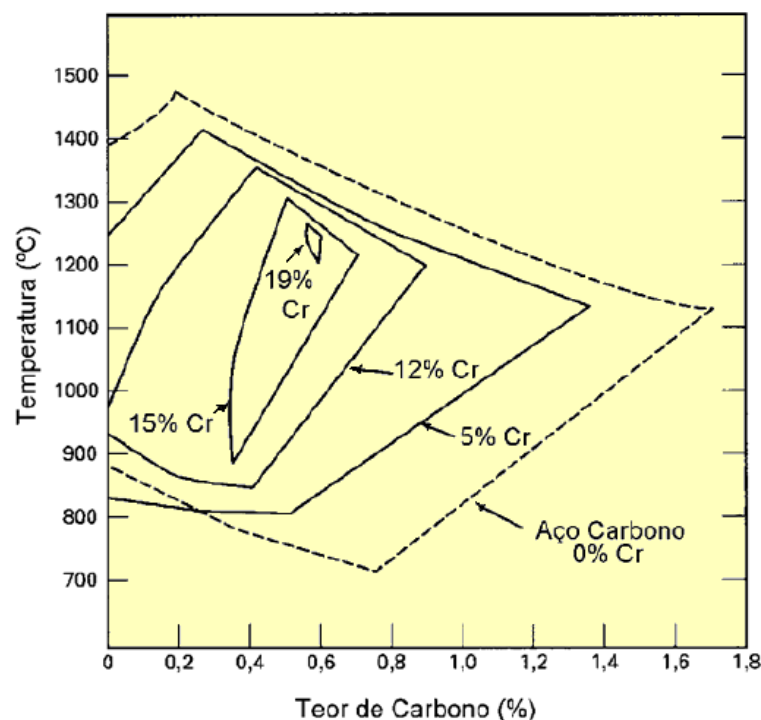
Como já citado, o principal elemento de liga do aço inoxidável é o cromo, uma vez que ele é o responsável pela camada de óxido protetora que se forma na superfície desse material. Este elemento altera o diagrama Fe-C, onde o ponto eutetóide se desloca para menores teores de carbono e maiores valores de temperatura. Como resultados é possível perceber que [42][44]:

(a) a solubilidade do carbono reduz, podendo promover a formação de outros carbonetos além da cementita. A cementita é característica em baixos teores de cromo, outros carbonetos como  $(Cr,Fe)_7C_3$  aparecem para maiores valores de cromo.

(b) o campo de estabilidade da austenita reduz.

(c) a temperabilidade das ligas Fe-C-Cr aumentam, uma vez que, podem ser endurecidas a partir de temperaturas de 820°C no resfriamento ao ar.

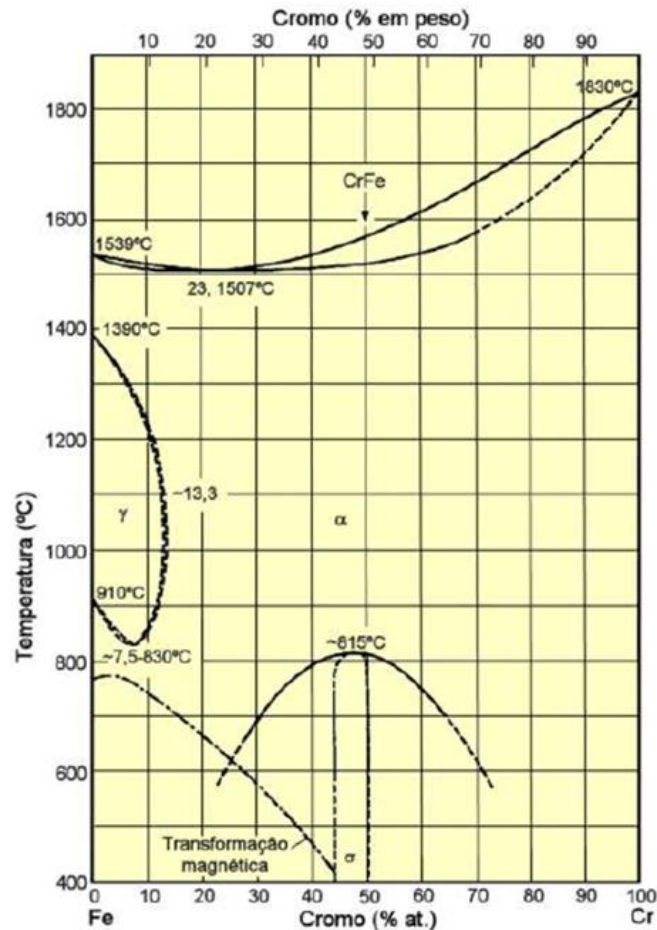
A Figura 3.13 indica as mudanças no diagrama de fase Fe-C resultante da adição Cr.



**Figura 3.12** - Efeito do teor de cromo no campo de estabilidade da austenita no diagrama Fe-C [42].

Percebe-se, portanto, que o campo austenítico é comprimido à medida que o ferrítico se expande com a adição do elemento cromo, que é um elemento alfa-gênico (estabilizador da fase ferrita).

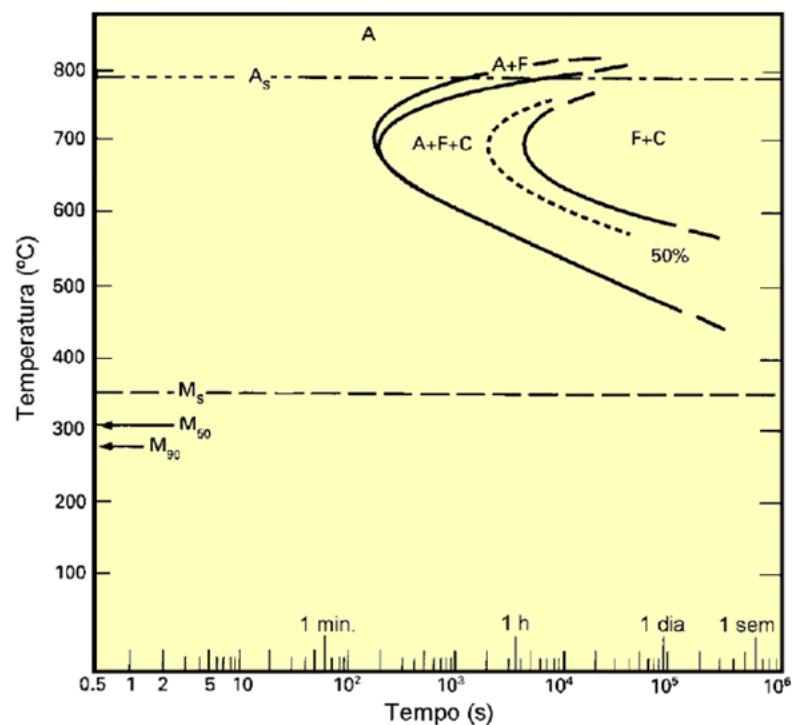
Tal efeito de desaparecimento do campo austenítico, ou formação de ligas não austenitizáveis, pode ser notado pelo diagrama binário Fe-Cr (Figura 3.15), para valores mais elevados de Cr (acima de 13%), o campo de estabilidade somente da austenita não existe mais [41][41][44][45].



**Figura 3.13** - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [42].

Entretanto, alguns elementos de liga, como o níquel e o carbono, estabilizam a fase austenítica conservando o seu campo no diagrama de fase. Estes elementos são conhecidos como elementos gamagênicos e permitem que o aço seja austenitizável mesmo em ligas com teores mais altos de elementos alfa-gênicos como o cromo. Logo, os aços inoxidáveis que formam sua microestrutura a partir do resfriamento do aço austenitizado, como os austeníticos e os martensíticos, devem possuir teor de elementos de liga gamagênicos suficiente para a existência do campo austenítico. Entretanto, a fase que se forma depende da velocidade de resfriamento. Nas condições de resfriamentos mais lentos, ferrita, e carbonetos podem ser formados, já em resfriamentos mais rápidos a estrutura martensítica se forma [42][44][45].

O aumento do teor de cromo na liga Fe-C também aumenta o tempo de transformação da austenita em ferrita+carboneto, uma vez que, se torna necessário permanecer mais tempo em faixas de temperatura mais altas para que ocorra a transformação de fase. Conseqüentemente, mesmo taxas de resfriamento mais moderadas irão promover a formação martensítica, já que a decomposição da austenita nas fases estáveis requer mais tempo nessa condição. A Figura 3.14 mostra a curva TTT de um aço com 12% de Cr e 0,12% de C. Percebe-se que para a austenita se decompor em fases estáveis (ferrita e carbonetos), um tempo maior é necessário [41][42][44][45].



**Figura 3.14** - Diagrama TTT do aço AISI 410 [42].

A microestrutura martensítica é dura e frágil, logo, a presença de martensita juntamente com o hidrogênio em solução pode promover a formação de trinca por hidrogênio. O Teor de carbono aumenta a dureza dessa fase [41][42][44][45].

A Tabela 3.2 indica a evolução da microdureza da microestrutura martensítica com o aumento do teor de carbono.



**Tabela 3. 2** - Dureza de um aço com 12% de Cr, temperado de 1050°C, em função de seu teor de carbono [42].

Teor de Carbono (%)	0,068	0,133	0,206	0,45	0,60
Dureza Vickers (HV)	364	462	480	580	620

Como visto, a austenita, portanto, tende a se transformar em martensita no resfriamento de ligas Fe-C-Cr. Porém, a adição de elementos de liga (com exceção do cobalto) reduz a temperatura de transformação martensítica, podendo, em concentrações suficientes, reduzir essa temperatura até a temperatura ambiente, inibindo por completo a transformação martensítica. [42][44][45].

Já na formação do aço inoxidável ferrítico, a liga deve apresentar teores mais altos de cromo e mais reduzidos de elementos gamagênicos para que o campo austenítico seja reduzido em função da expansão do campo de estabilidade da ferrita, impedindo assim, que o aço seja austenitizável [42][44][45].

Aços inoxidáveis devido a sua alta resistência a corrosão em ambientes agressivos, são comumente utilizados em componentes de plataformas offshore e em vasos de pressão de reatores nucleares [9][45].

A metalurgia de cada aço inoxidável determina a sua soldabilidade [42][44][45]:

- (a) Aços inoxidáveis martensíticos possuem baixa soldabilidade, pois devido a sua fragilidade e alta dureza tendem a formar trinca por hidrogênio.
- (b) Aços inoxidáveis ferríticos possuem baixa soldabilidade, pois o seu metal de solda é tenaz, devido ao crescimento de grão proveniente da ausência de transformação alotrópica.
- (c) Aços inoxidáveis austeníticos podem apresentar trincas de solidificação.

### 3.3.3. Consumíveis de aços inoxidáveis na soldagem subaquática de aços carbono

Aços carbono, comumente utilizados em componentes estruturais de plataformas offshore e em partes de navios, podem apresentar problemas de soldabilidade durante a soldagem subaquática. As taxas de resfriamento mais altas que promovem a formação de uma microestrutura mais frágil no metal de solda e na ZTA, juntamente com o alto teor de hidrogênio presente no metal de solda, desempenham um papel decisivo no aparecimento de trincas por hidrogênio

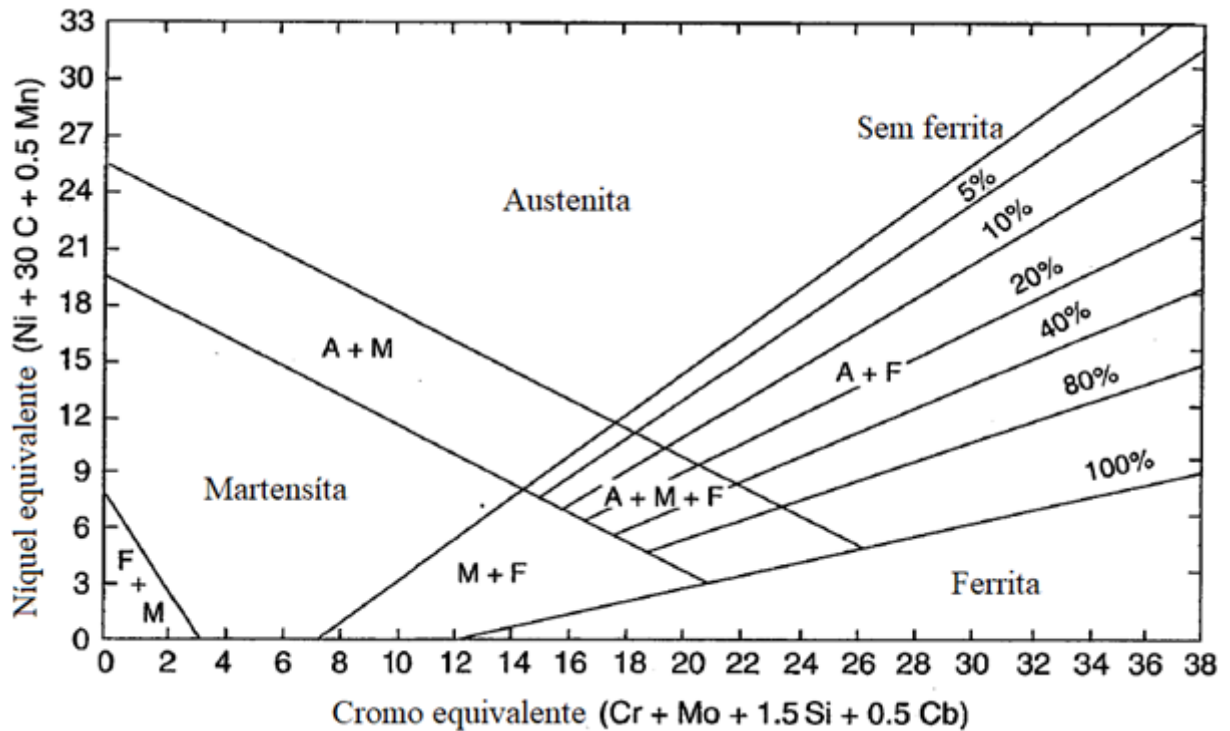
[9][10][21]. Portanto, é essencial o desenvolvimento de novas técnicas ou consumíveis para obter soldas mais confiáveis em aços carbono utilizados nessas aplicações.

Consumíveis austeníticos oferecem uma vantagem sobre os ferríticos na redução da ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio ao soldar aços carbono debaixo d'água. O hidrogênio tem uma solubilidade cerca de duas vezes maior na estrutura austenítica, devido à sua célula unitária CFC, ficando, desse modo, retido em solução sólida no metal de solda austenítico, não difundindo para a ZTA, martensítica e frágil. O uso de consumíveis de aço inoxidável austenítico, portanto, se tornou uma alternativa para a redução a tendência à trinca por hidrogênio na soldagem subaquática, uma vez que, além de reduzir a ocorrência deste defeito promove o aumento da resistência a corrosão do cordão [9][10][11][21].

A trinca por solidificação é um defeito que pode limitar a aplicação de consumíveis austeníticos na soldagem de aços ferríticos. Uma vez que, a diferença de coeficiente de expansão térmica do metal de solda e do metal de base são um dos fatores que aumentam a susceptibilidade a formação desse defeito devido as tensões geradas. Desse modo, o aço austenítico com alguma porcentagem de ferrita, se torna mais indicado, pois a fase ferrítica presente irá aproximar o coeficiente de expansão térmica do metal de solda e do metal de base [9][10][21].

As propriedades mecânicas e a resistência à corrosão das soldas de aços inoxidáveis dependem: da proporção de ferrita, austenita e martensita na estrutura; da morfologia e tamanho dos grãos; do tipo e morfologia e distribuição das fases intermetálicas que podem precipitar na ferrita [9][10][21].

Percebe-se, portanto, a necessidade de se prever a microestrutura que será formada na solda. Sabendo que está é dependente do resfriamento e da composição química da liga, torna-se importante a análise de ambos. O diagrama de Schaeffler (Figura 3.16) é uma forma de analisar os efeitos de alguns elementos químicos na microestrutura do metal de solda dos aços inoxidáveis [42][44][45].



**Figura 3.15** - Diagrama de Schaeffler [44].

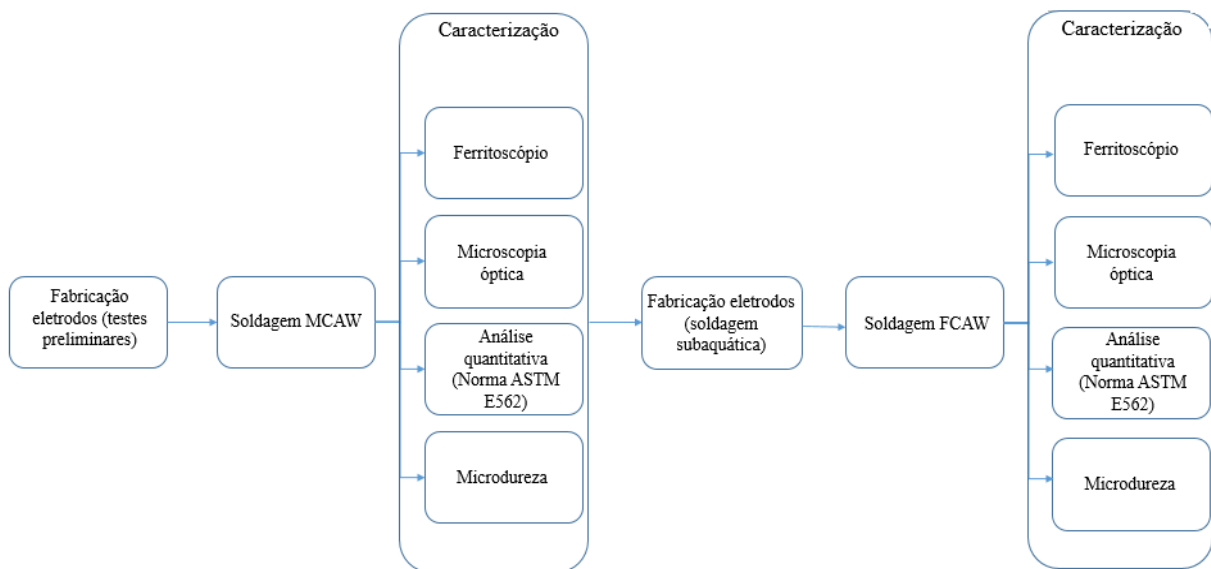
O diagrama apresenta as microestruturas possíveis para aços com os elementos de liga nele apresentado. Cada fase (austenita, ferrita ou martensita) tem seu campo definido pela porcentagem de níquel e cromo equivalentes, que por sua vez são determinados pelo somatório dos elementos Cr e Ni a outros elementos de mesma natureza (alfagênicos para o cromo equivalente e gamagênicos para o níquel equivalente). Alguns campos que possuem mais de uma fase na microestrutura também estão presentes no diagrama [42][44][45].

Na soldagem de materiais dissimilares, a composição do metal de solda pode ser estimada por um ponto intermediário na reta formada pelo ponto com a composição do metal base e pelo ponto com a composição do metal de adição. A localização desse ponto de composição, mais próximo do metal base ou do metal de adição será determinada pela diluição [42][44].

## 4. METODOLOGIA

Como estabelecido nos objetivos, neste trabalho foram realizadas a fabricação de consumíveis (arame tubular) e o estudo das características das soldas produzidas por eles pelo processo FCAW.

Neste capítulo, toda a metodologia empregada no desenvolvimento do trabalho é descrita. Iniciando com as informações dos equipamentos e materiais utilizados e finalizando com os procedimentos experimentais realizados. Um fluxograma desta metodologia aplicada é apresentado na Figura 4.1.



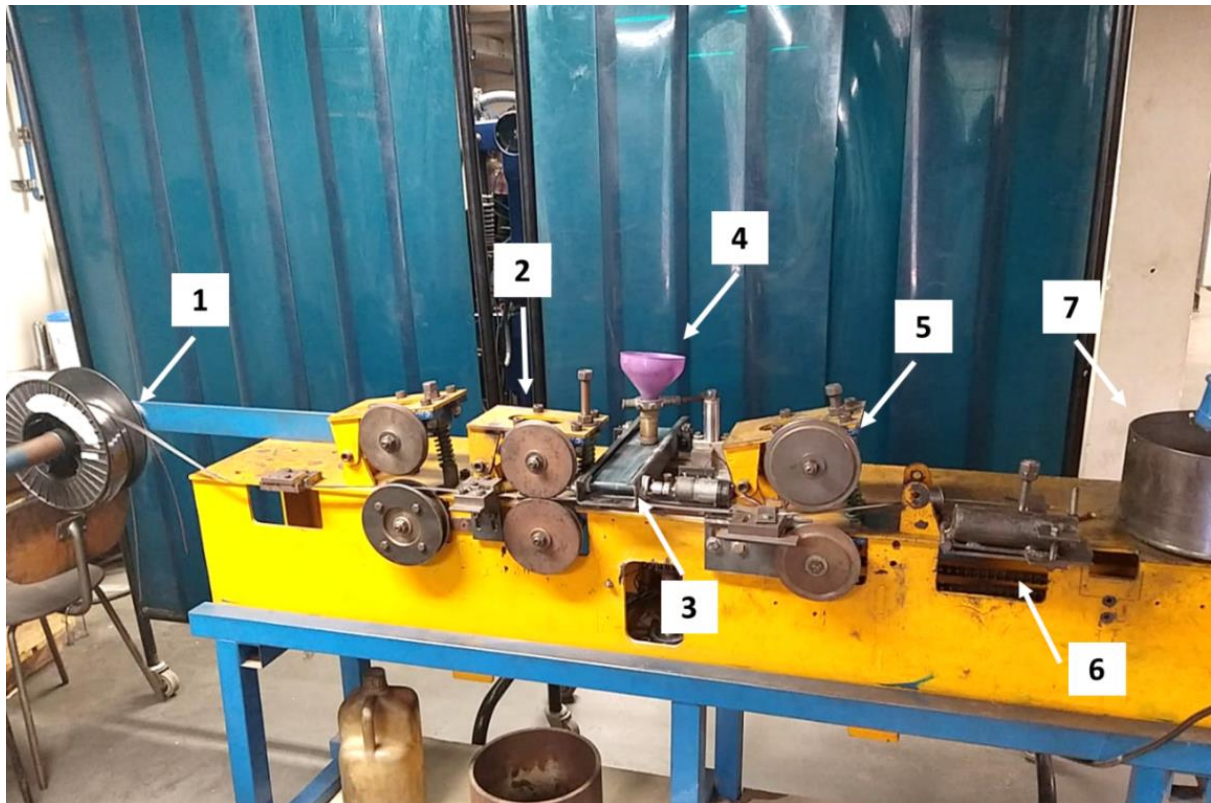
**Figura 4.1** - Fluxograma da metodologia realizada no estudo.

### 4.1. Equipamentos

Os componentes metálicos utilizados no fluxo do arame tubular foram moídos por um moinho de panela. Os pós foram peneirados utilizando um peneirador mecânico, modelo T e fabricante PRODUTEST, pelas peneiras de 270 e 325 MESH. As pesagens dos componentes do fluxo de cada arame foram realizadas pela balança de precisão modelo BL-320H e fabricante SHIMADZU, com incremento digital de 1 mg.

A fabricação do eletrodo arame tubular foi realizada em um equipamento de trefilação de arames desenvolvido no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação (LRSS) da UFMG, exibido na Figura 4.2. O equipamento conta com suporte para instalação da bobina com a fita

metálica (1), roletes que conformam a fita metálica em um perfil de canaleta em “U” (2), esteira que transporta o fluxo até a fita (3), silo que estoca o fluxo que será alimentado (4), roletes de fechamento que conformam a canaleta em U em tubo (5), suporte para encaixe das fieiras responsáveis pela conformação do tubo nos diâmetros necessários (6) e tambor responsável pela força de tração imposta no arame (7).



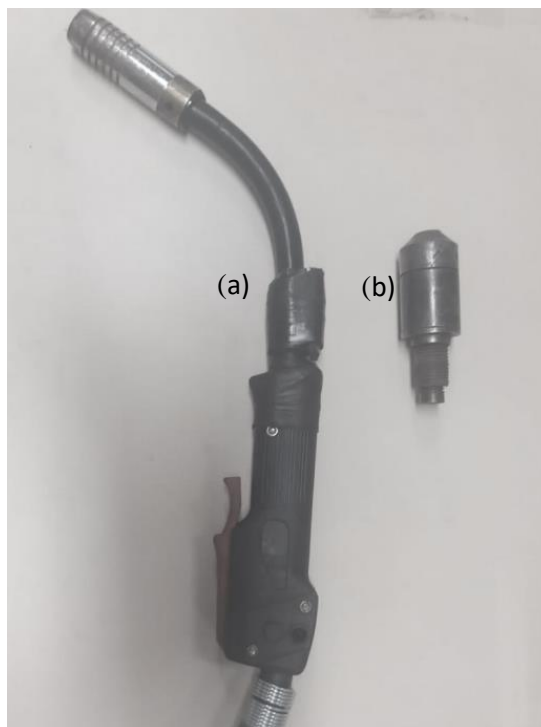
**Figura 4.2** - Equipamento de fabricação de arame tubular do LRSS/UFMG.

Para os testes de soldagem FCAW, os equipamentos utilizados foram uma fonte modelo AristoMig 5001i do fabricante ESAB e um alimentador de arame modelo Aristo U8 do fabricante ESAB. O conjunto fonte e alimentador de arame são mostrados na Figura 4.3.

Foram utilizadas duas tochas de soldagem. Para os testes realizados ao ar foi utilizada uma tocha comercial para soldagem ao ar com arame tubular. Já para a soldagem subaquática foi utilizada a tocha com dispositivo de vedação para a soldagem subaquática com arame tubular auto-protegido, desenvolvida pelo LRSS da UFMG, registo de patente BR 102017023415-0 A2. As duas tochas são mostradas na Figura 4.4.



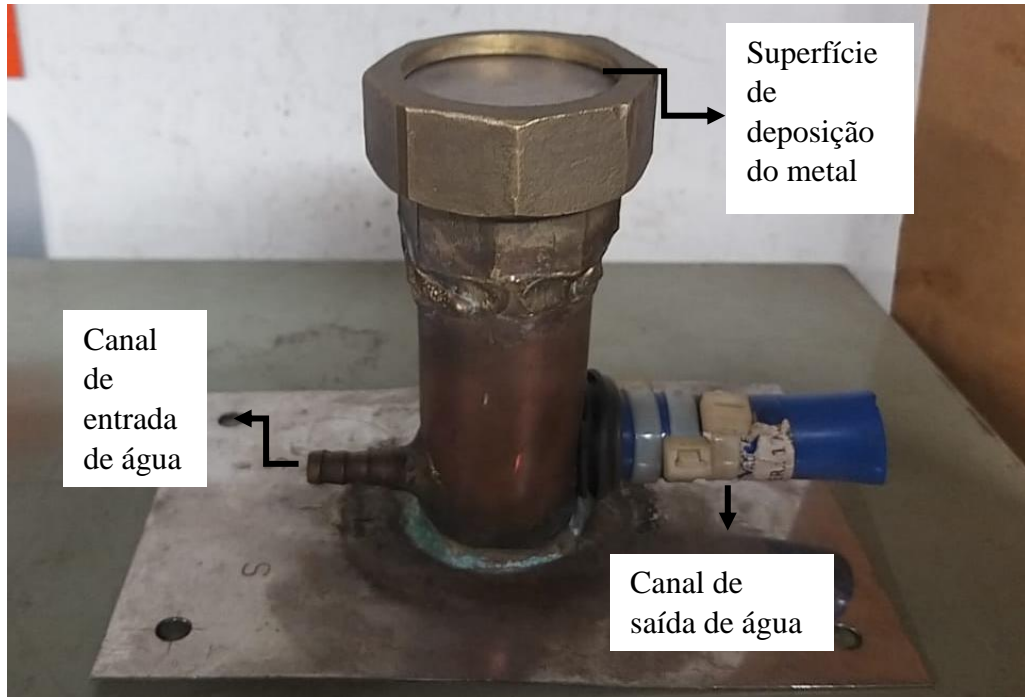
**Figura 4.3** - Fonte de energia e alimentador de arame para soldagem FCAW.



**Figura 4.4** - Tocha para soldagem FCAW: (a) soldagem ao ar. (b) soldagem subaquática.

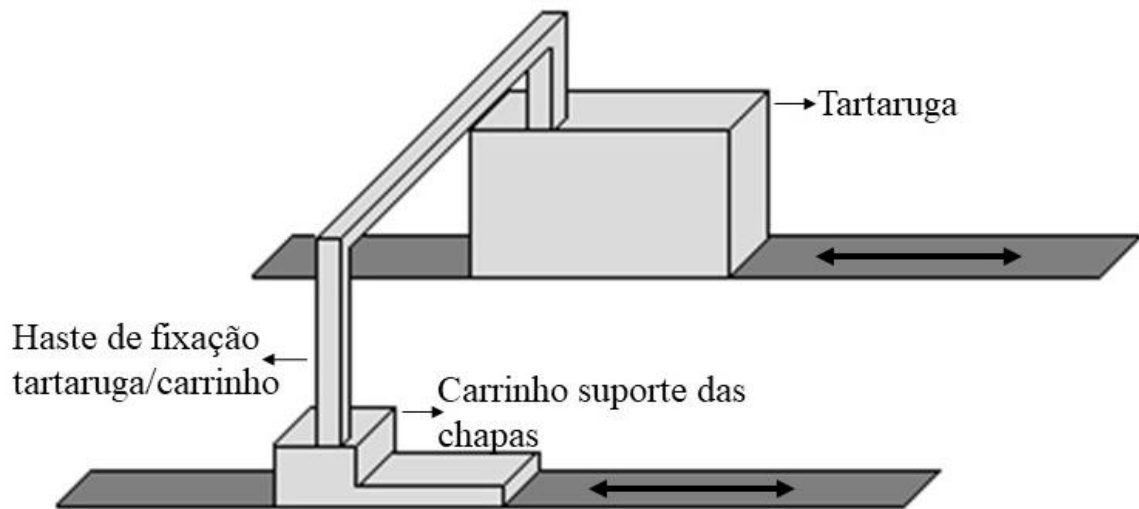


Alguns dos testes preliminares de soldagem FCAW foram realizados sobre um dispositivo com superfície de cobre e circulação contínua de água, Figura 4.5. Este dispositivo promove o resfriamento rápido da superfície onde o metal está sendo depositado evitando sua fusão, desse modo obtém-se o metal de adição sem diluição.



**Figura 4.5** - Dispositivo utilizado para deposição do metal de adição nos Testes Preliminares.

Para o controle da velocidade de soldagem dos testes de soldagem FCAW sobre chapa foi utilizado um dispositivo “tartaruga” automatizado, modelo MC 46, fabricante WHITE MARTINS, velocidade de 100 a 1000 mm/min, adaptado com um dispositivo de fixação a outro sistema. Para a movimentação do corpo de prova durante a soldagem, um carrinho com haste para a fixação na tartaruga, desenvolvido no LRSS, foi utilizado como suporte para a peça a ser soldada. A Figura 4.6 apresenta uma representação esquemática do sistema tartaruga/carrinho.



**Figura 4. 6** - Sistema Carrinho/Tartaruga utilizado nos processos de soldagem para a movimentação da chapa.

Os dados de corrente e a tensão de soldagem foram coletados por dois sistemas digitais de aquisição de dados: Data Translation USB Série ECON, modelo DT9816, versão 3.7.0.40, e software Quick DAQ; e SAP V4 com o software SapTiV4.34. O armazenamento dos dados foi realizado em um notebook HP Protectsmart X64.

Para a retirada de amostras dos cordões para análises metalográficas, utilizou-se a serra de fita Modelo FM 18-S e marca FRANHO com fita de  $\frac{3}{4}$  de polegadas. Cortes menores foram realizados utilizando a cortadora metalográfica modelo CM 100 e fabricante TECLAGO.

As amostras foram embutidas pelo equipamento de embutimento à quente, modelo Pre 40 Mi e fabricante AROTEC.

Para análise da microestrutura das amostras foi utilizado o microscópio óptico modelo BX60M da fabricante OLYMPUS, com câmera TOUPCAM TM UCMOS 03100KPA controlada pelo software ToupView.

O equipamento Ferritoscópio modelo MP30E da fabricante FISCHER foi utilizado para medir o volume percentual de ferrita no metal de solda das amostras.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados utilizando o microdurometro modelo HMV-2T da SHIMADZU.



As análises semiquantitativas de composição química dos pós utilizados nos fluxos foram realizadas pela técnica de espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS) no Espectrômetro de Energia Dispersiva, modelo Quest e fabricante THERMO NORAN.

As análises de composição química dos metais de solda e dos metais de base foram realizadas pela técnica de espectrometria de emissão óptica no Espectrômetro de Emissão Óptica, da fabricante Shimadzu PDA-7000.

#### 4.2. Materiais

Para a fabricação do tubo que forma a parte externa do eletrodo foram utilizadas fitas metálicas de aço carbono de dimensões 0,5 x 10 mm e 0,3 x 10 mm. A porção metálica do fluxo interno do eletrodo foi composta por Níquel metálico e uma liga de Ferro-Cromo. Já a porção não-metálica do fluxo foi composta pelos componentes  $\text{TiO}_2$  (rutilo),  $\text{CaCO}_3$  (calcita) e  $\text{CaF}_2$  (fluorita), com granulometria de 45  $\mu\text{m}$ . A Tabela 4.1 mostra a composição química das fitas metálicas utilizadas na fabricação dos arames tubulares e a Tabela 4.2 mostra a composição química dos materiais metálicos utilizados no fluxo.

Os metais base utilizados nos procedimentos de soldagem foram o aço carbono A36 na forma de chapa laminada a quente com 15 mm de espessura e o aço inoxidável AISI 430 laminado a quente com 6 mm de espessura, as composições químicas desses materiais estão mostradas na Tabela 4.3.

**Tabela 4. 1** - Composição química das fitas metálicas utilizadas na fabricação do eletrodo - % de elementos.

Elemento	C	S	P	Mn	Fe
Fita 0,5 mm	0,045	0,013	0,013	0,302	Balanço
Fita 0,3 mm	0,054	0,004	0,014	0,353	Balanço

**Tabela 4. 2** - Composição química dos componentes metálicos utilizados na fabricação do fluxo do eletrodo - % de elementos.

Elemento	C	Cr	Ni	Fe	Outros
Liga Fe-Cr	0,094	59,8	-	Balanço	0,023
Ni metálico	0,006	-	99,96	Balanço	0,030

**Tabela 4.3** - Composição química dos metais de base utilizados nos procedimentos - % de elementos.

Elemento	Aço carbono A36	Aço inoxidável AISI 430
C	0,15	0,01
Si	0,31	0,43
Mn	0,80	0,22
P	0,01	0,05
S	0,01	0,01
Ni	0,01	0,20
Cr	0,02	16,96

#### 4.2.1. Síntese das formulações dos eletrodos fabricados e utilizados nos procedimentos.

Tendo em vista o objetivo do trabalho, a formação de um aço inoxidável como metal de solda na soldagem de chapas de aço carbono, as formulações dos fluxos dos arames foram baseadas nos principais elementos de liga presentes em aços inoxidáveis, Cr e Ni.

Os seguintes fatores foram levados em consideração na determinação das duas primeiras formulações:

- 1- Teor dos elementos de liga, Cr e Ni, no metal de solda a ser formado serão inferiores ao teor desses elementos no fluxo, devido às perdas durante o processo.
- 2- Parte do volume de material depositado é do tubo de aço carbono, o que reduz a porcentagem dos elementos Cr e Ni depositados.
- 3- A diluição com o metal base irá reduzir as porcentagens dos elementos de liga no metal de solda.
- 4- De acordo com o diagrama constitucional de Schaeffler, um metal de solda com composição de 11% Ni e 20% de Cr poderia formar aço inoxidável com 10% de ferrita aproximadamente.

Considerando os quatro fatores citados e o objetivo de se formar um metal de solda de aço inoxidável, as formulações dos fluxos dos procedimentos de soldagem preliminares foram determinadas. Os fluxos dos dois primeiros eletrodos, A1 e A2, foram compostos apenas por pós metálicos, Ni metálico e a liga Fe-Cr onde o fluxo do eletrodo A1 foi fabricado com teor de Cr superior ao teor de Ni e o do eletrodo A2 com teor de Ni superior ao teor de Cr. Tal procedimento foi adotado para analisar a mudança de comportamento ao utilizar a composição

oposta.

As porcentagens de Ni e Cr das formulações dos arames seguintes (A3, A4, A5 e A6) destinados a soldagem subaquática foram baseadas em considerações feitas por meio das análises dos resultados dos testes de soldagem preliminares e serão expostas nos resultados e discussões. Os fluxos desses eletrodos foram compostos também por outros componentes comumente utilizado em arames tubulares auto-protégidos ( $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{CaF}_2$ ), tendo desse modo, uma porcentagem de elementos de liga inferior se comparado aos fluxos dos eletrodos dos testes preliminares. O teor de Ni nesses eletrodos foi superior ao teor de Cr.

Os arames tubulares A1, A2, A3, A4 e A5 foram produzidos com a fita de aço carbono de espessura de 0,5 mm, já o arame tubular A6 foi produzido com a fita de aço carbono de 0,3 mm de espessura.

### **4.3. Procedimento Experimental**

Os procedimentos foram divididos em 5 etapas (cada etapa será detalhada nas próximas sessões):

1. Fabricação do arame tubular: nesta etapa, os arames tubulares a serem utilizados nos procedimentos de soldagem foram fabricados. A etapa compreendeu a preparação do fluxo e a trefilação do arame.
2. Caracterização do arame fabricado: nesta etapa, a porcentagem de fluxo e o diâmetro dos arames foram calculados e o tipo de fechamento foi analisado.
3. Testes de soldagem ao ar - testes preliminares:
  - (a) Sobre o dispositivo de cobre: nesta etapa foram utilizados os arames tubulares com fluxo composto por pós metálicos, A1 e A2, e um gás externo para proteção. O procedimento foi realizado sobre um dispositivo.
  - (b) Sobre chapas de aço carbono A36: nesta etapa, os mesmos arames tubulares e o mesmo gás da etapa 3(a) foram utilizados. A soldagem foi realizada sobre o metal de base A36.
4. Testes de soldagem subaquática:
  - (a) Sobre chapas de aço carbono: nesta etapa foram utilizados os arames tubulares auto-protégidos com apenas parte do fluxo composto por pós metálicos (arames A3, A4, A5 e A6). O metal base foi o aço carbono A36.

- (b) Sobre uma chapa de aço inoxidável AISI 430: nesta etapa foi utilizado apenas o arame A6. O metal base foi o aço inoxidável AISI 430.
5. Análises de microestruturas formadas: nesta etapa foi realizada a caracterização do metal de solda formado por meio de testes de porcentagem de ferrita (ferritoscópio), micrografias do metal de solda, cálculo quantitativo da porcentagem das fases formadas e microdureza.

É importante ressaltar que o procedimento de soldagem realizado com cada arame tubular fabricado foi seguido pela caracterização do metal de solda formado e, somente após as análises dos resultados, o processo de fabricação do próximo arame foi realizado.

#### **4.3.1. Fabricação dos arames tubulares**

A fabricação dos arames tubulares se iniciou com a determinação das formulações dos fluxos.

A preparação dos pós metálicos do fluxo seguiu as seguintes etapas:

- 1- Moagem da liga Fe-Cr e do Ni metálico no moinho de panelas.
- 2- Peneiramento dos pós pelas peneiras de 270 MESH (53 $\mu$ m) e 325 MESH (45 $\mu$ m). Somente os pós retidos dentro dessa faixa granulométrica foram utilizados.
- 3- Pesagem pela balança de precisão da SHIMADZU.
- 4- Mistura manual dos componentes do fluxo até a formação de uma mistura homogênea.

Os componentes não metálicos utilizados nos arames auto-protégidos foram pesados e adicionados ao fluxo como recebidos, sem nenhuma alteração.

A produção de cada arame consistiu na conformação da fita de aço carbono AISI 1006 em arame tubular formando o eletrodo, na máquina conformadora e trefiladora de arames, Figura 4.1. Os diâmetros das fieiras, que garantem o diâmetro final do arame foram: 4, 3,7, 3,5, 3,2, 2,9, 2,75, 2,6, 2,45, 2,3 e 2,2 mm. Os fluxos produzidos foram conformados no interior do arame tubular, sendo inseridos em uma etapa anterior à trefilação, onde a fita forma uma canaleta em forma de U antes de passar pela primeira fieira. (Figura 4.2).

### 4.3.2. Caracterização dos arames tubulares fabricados

O enchimento do arame representa a porcentagem da cavidade interior do arame que está preenchida com fluxo.

Dez amostras de 10 cm foram retiradas de cada arame para o cálculo do enchimento. Por meio da pesagem de cada amostra e da Equação 1, o enchimento de cada arame foi calculado.

$$\text{Enchimento da amostra} = \frac{1}{10} \sum_{i=1}^{10} \frac{\text{massa fluxo}}{\text{massa arame}} \times 100 \quad (1)$$

O diâmetro dos arames foi verificado com um micrômetro em várias regiões ao longo de todo seu comprimento, os valores foram registrados e a média foi calculada. O tipo de fechamento e a área interna da sessão transversal dos arames foram verificados por meio da macrografia realizada nas amostras. Para tal, as sessões foram embutidas e lixadas. O software ImageJ foi utilizado para o cálculo da área.

### 4.3.3. Testes preliminares: soldagem ao ar

Os testes preliminares tiveram como objetivo apenas verificar a formação do aço inoxidável como metal de solda por meio do processo de soldagem FCAW, utilizando arames tubulares fabricados com a fita de aço carbono. Sendo assim, não se focou na soldagem subaquática e na utilização de arames auto-protegidos. Logo, os arames fabricados para essa etapa (A1 e A2) foram destinados a soldagem ao ar com gás de proteção, sendo seus fluxos compostos apenas pela liga Fe-Cr e pelo Ni metálico.

Nesta etapa de testes preliminares, os testes de soldagem foram divididos em dois procedimentos. O primeiro foi a soldagem sobre o dispositivo de cobre que permite a obtenção do metal de adição sem a fusão do material com a superfície na qual foi depositado, para dessa maneira, obter apenas a composição e a microestrutura do metal de adição. O segundo foi a soldagem sobre a chapa de aço carbono A36 de 10 mm de espessura, onde se obtém um metal de solda com influência do metal base. As avaliações dos resultados de ambos os procedimentos permitiram a análise do grau de influência do metal base na composição e na microestrutura do metal de solda.

Os testes foram realizados manualmente. O gás de proteção utilizado foi o Argônio e os parâmetros utilizados foram: tensão de 18V, velocidade de alimentação de 1,6 m/min e pressão

do gás 12 bar. Estes valores foram selecionados com base em trabalhos anteriores de soldagem FCAW ao ar com arame tubular com fluxo metálico.

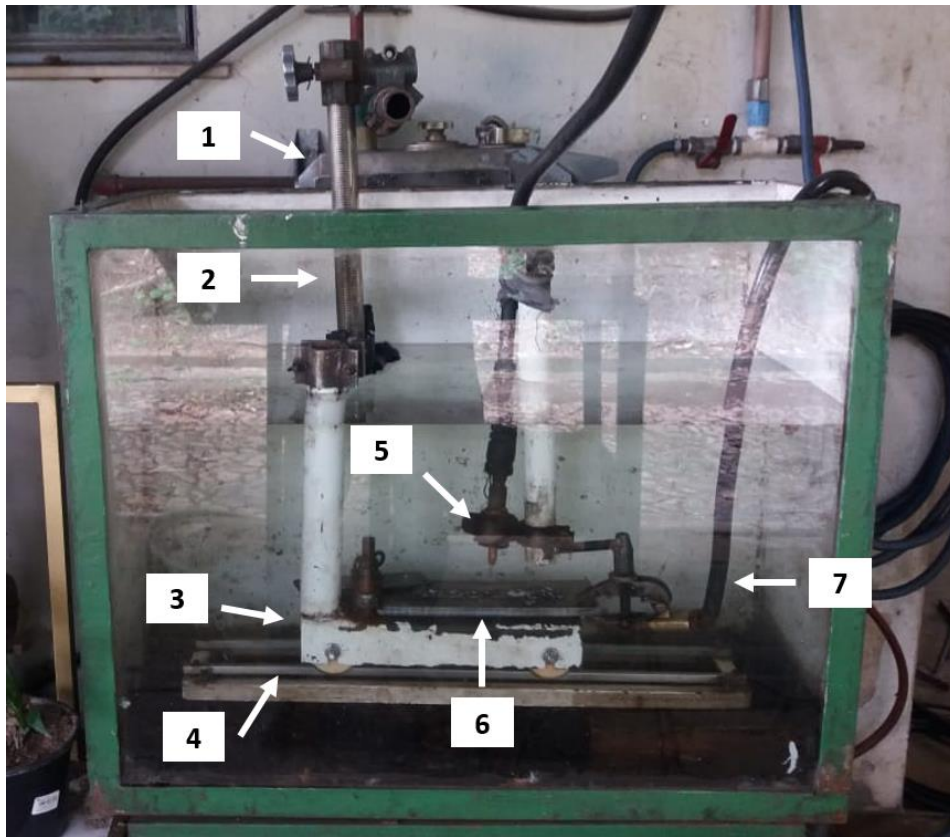
#### **4.3.4. Testes de soldagem subaquática**

Essa etapa teve como objetivo a formação de um metal de solda de aço inoxidável duplex pelo processo de soldagem subaquática FCAW utilizando eletrodos auto-protegidos. Sendo assim, os arames fabricados para essa etapa possuíam em seu fluxo além dos elementos de liga Cr e Ni, componentes como  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  e  $\text{CaF}_2$  que atuam na proteção do arco elétrico e do metal de solda, na estabilização do arco e nas características do metal de solda.

A cada arame produzido, o procedimento de soldagem foi realizado, seguido pela avaliação das características dos cordões de solda e pelas caracterizações do metal de solda formado. Somente após essas análises, as modificações necessárias na composição do fluxo foram realizadas e um novo arame produzido.

Na preparação dos corpos de prova para a soldagem, uma esmerilhadeira rotativa com uma lixa removeu a oxidação superficial das chapas de aço carbono.

Os procedimentos foram realizados em um tanque aberto com água doce e a uma profundidade de aproximadamente 0,5 m (lamina d'agua). Todos os testes foram executados de forma mecanizada, onde peça a ser soldada foi conduzida pelo sistema tartilope/carrinho descrito na seção 4.1 e a tocha para soldagem subaquática utilizada permaneceu fixa formando um ângulo de 90° com a superfície horizontal. A Figura 4.7 mostra o tanque e o sistema completo utilizado no procedimento de soldagem subaquática lamina d'agua.



**Figura 4.7** - Montagem do tanque para a soldagem subaquática (lamina d'agua) com o sistema mecanizado de movimentação do corpo de prova e a tocha de soldagem. (1) tartaruga; (2) dispositivo de fixação tartaruga/carrinho; (3) carrinho para transporte do corpo de prova; (4) trilhos de condução do carrinho; (5) tocha de soldagem subaquática; (6) corpo de prova; (7) cabo terra.

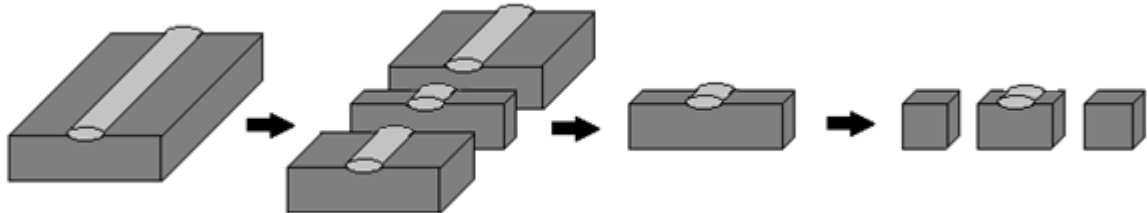
Os corpos de prova foram fixados na base do carrinho, o cabo terra conectado a peça e a tocha posicionada no ponto de início do cordão. Após o ajuste dos parâmetros no equipamento de soldagem, o sistema de movimentação da chapa (tartaruga/carrinho) foi iniciado, seguido pela iniciação do sistema de aquisição e da fonte de soldagem.

A polaridade inversa foi utilizada em todos os procedimentos. Após vários testes de parametrização, os parâmetros de soldagem que apresentaram melhor desempenho na formação do cordão foram: 30 V de tensão, 4,4 m/min de velocidade de alimentação de arame, 40 mm de stick-out e 300 mm/min de velocidade de soldagem.

#### 4.3.5. Caracterização da solda

Após a soldagem, os cordões tiveram sua escória removida por meio de uma escova rotativa. Fotografias foram tiradas de cada cordão.

Para a caracterização do metal de solda formado, uma amostra da seção transversal do meio de cada cordão foi retirada, como mostrado na Figura 4.8. Os cortes transversais foram realizados com a serra de fita e os laterais foram realizados pela cortadora metalográfica.

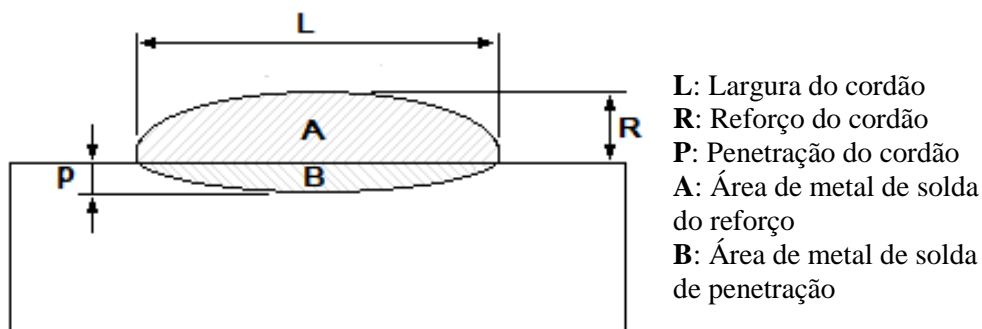


**Figura 4.8** - Esquematização dos cortes realizados nos cordões de solda para retirada das amostras.

O metal de adição depositado sobre o dispositivo de cobre (etapa 3(a)) sofreu um corte transversal, para a análise de seu interior.

Com as amostras já cortadas, o embutimento a quente foi realizado. Para as análises de macro e micrografia realizou-se o lixamento e o polimento com alumina das superfícies das amostras, seguido do ataque químico com o reativo com água régia. A água régia é uma mistura de ácido clorídrico e nítrico concentrados na proporção de três para um ( $3 \text{ HCl} - 1 \text{ HNO}_3$ ) e é utilizada para a revelação das microestruturas de aços inoxidáveis.

As fotografias obtidas na macrografia foram utilizadas para analisar as características geométricas do cordão e para o cálculo dos valores de área do metal de solda. O software ImageJ foi utilizado para a medição dos valores de área necessários para os cálculos de diluição. A Figura 4.9 apresenta um desenho esquemático das características da seção transversal do cordão.



**Figura 4.9** - Áreas medidas para o cálculo da diluição.

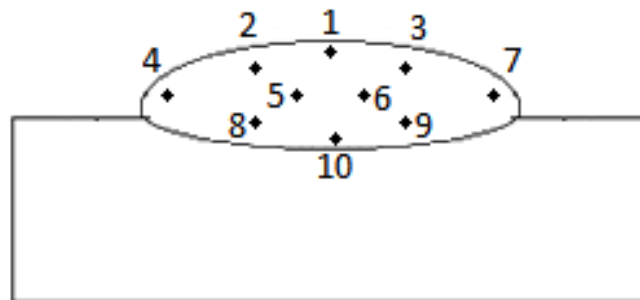


A diluição, portanto, é calculada pela seguinte Equação 2.

$$D = \frac{B}{A+B} \times 100 \quad (2)$$

As micrografias foram realizadas para a identificação da microestrutura do metal de solda formado para cada arame utilizado.

A medição da porcentagem de ferrita pelo ferritoscópio foi realizada na superfície polida da seção transversal do metal de solda seguindo as posições indicadas no desenho esquemático da Figura 4.10.



**Figura 4.10** - Posições das medições realizadas com o ferritoscópio.

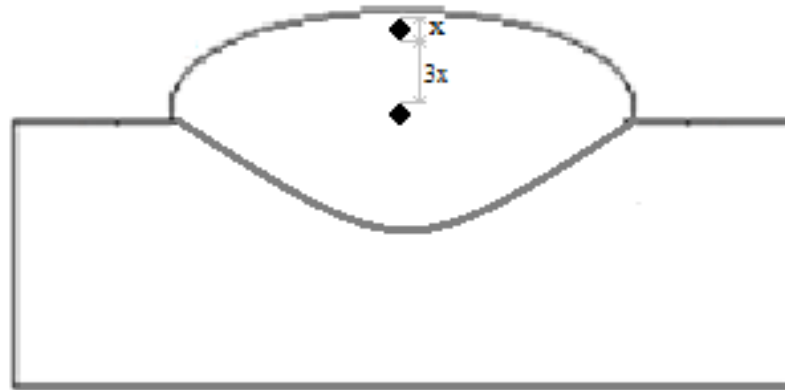
O cálculo da fração volumétrica dos constituintes pelo procedimento manual de contagem de pontos, Norma ASTM E562, foi realizado nas micrografias tiradas dos metais de solda que formaram uma microestrutura duplex. Primeiramente, determinou-se a quantidade total de pontos da grade (tamanho da grade) pela Tabela 2 da norma E562 e a precisão relativa, em seguida, por meio da Tabela 3 da mesma norma identificou-se o número de campos sugeridos para a realização do procedimento. Após a contagem dos pontos, conforme sugere-se no método, a porcentagem do volume de constituintes foi então calculada pela Equação 3, onde  $P_P$  é a porcentagem de pontos que interceptaram o constituinte analisado,  $P_i$  é a quantidade de pontos que interceptaram o constituinte analisado e  $P_t$  é a quantidade total de pontos.

$$P_P = \frac{P_i}{P_t} \times 100 \quad (3)$$

A média dos valores de  $P_P$  de cada campo do procedimento forneceu a porcentagem do constituinte analisado.

As medidas de microdureza Vickers (Norma ASTM E92), nos cordões sobre chapa, foram realizadas na seção transversal do metal de solda ao longo de uma linha vertical descendentes. A primeira medição foi realizada na extremidade mais próxima do topo da solda e a última na

porção de metal de solda mais próxima ao metal base. Entre cada medição foi dado um espaçamento de três vezes o comprimento da diagonal vertical da indentação, conforme identificado na representação esquemática da Figura 4.11.



**Figura 4. 11** - Posições das medições de microdureza realizadas nos metais de solda.

Para o metal de adição depositado sobre o dispositivo (etapa 3(a)), as medições de microdureza foram realizadas aleatoriamente.

#### 4.3.6. Cálculo do aporte térmico

Com os valores médios de tensão e corrente obtidos pelo sistema de aquisição de dados, o aporte térmico dos testes foi calculado por meio da Equação 4.

$$H = \frac{V \times i}{v} \quad (4)$$

Onde, H é o aporte de calor, V é a tensão aplicada, i é corrente elétrica e v é a velocidade de soldagem.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta sessão serão discutidas as análises realizadas para a escolha de cada formulação de fluxo dos eletrodos fabricados e as características do metal de solda formado em cada teste.

### 5.1. Caracterização eletrodos

A verificação dos diâmetros de cada eletrodo indicou que em todos os casos o diâmetro médio do arame corresponde ao diâmetro da última fiação utilizada, 2,2 mm. Tal resultado mostra a boa qualidade do processo de trefilação realizado.

Os valores de taxa de enchimento de cada eletrodo arame tubular fabricado estão indicados na Tabela 5.1. O conhecimento desses dados é importante para as comparações entre as soldas produzida por cada eletrodo, uma vez que, taxas de enchimento muito baixas indicam a deposição de menores quantidades de elementos de liga e taxas muito altas indicam maiores deposições.

**Tabela 5. 1** - Taxa de enchimento de cada arame tubular produzido.

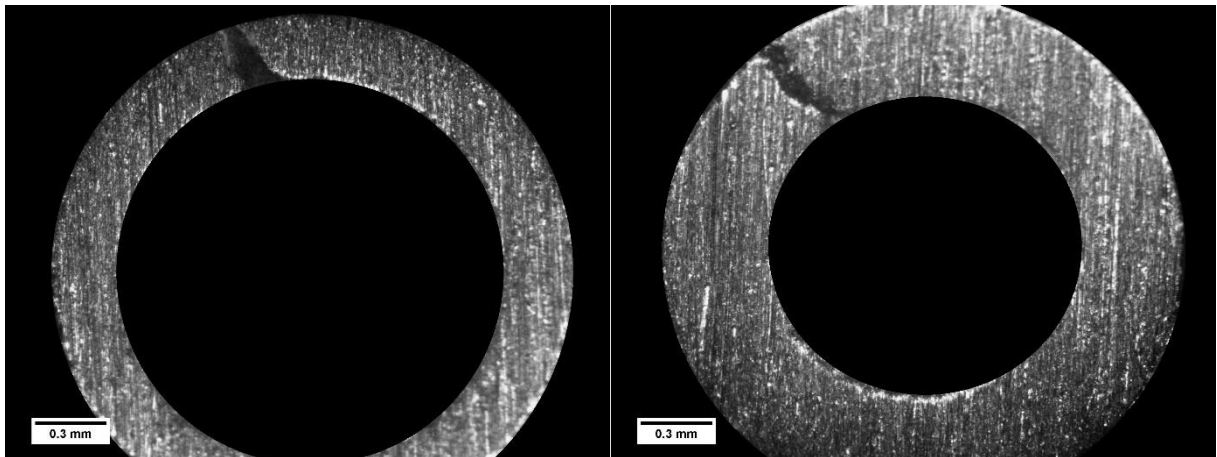
Eletrodo	A1	A2	A3	A4	A5	A6
Taxa (%)	25	25	30	30	30	40
DP	3,88	5,62	2,29	2,20	2,19	1,95

A mesma taxa de enchimento foi registrada para os arames A1 e A2 e para os arames A3, A4 e A5, uma vez que foram produzidos por fluxos de mesma natureza. No primeiro caso, ambos os fluxos são compostos apenas por componentes metálicos, já no segundo, o fluxo possui além dos componentes metálicos, fluoretos, carbonatos e óxidos. As diferenças entre os dois grupos se dá pois, no segundo caso, os fluxos possuem, além dos componentes metálicos, componentes menos densos e com maior tendência a se aglomerar que contribuem com um maior volume.

É importante ressaltar que os valores de enchimento encontrados apresentam um erro, podendo considerar as porcentagens reais ligeiramente superiores aquelas obtidas por meio da medição. Isso se dá, pois, algumas partículas de elementos do fluxo se aderiram à parte interna do arame tubular, não sendo consideradas no cálculo do enchimento. Uma vez que tal fenômeno foi observado em todas as medições, os valores de enchimento podem ser utilizados em caráter comparativo.

Todos os eletrodos foram fabricados com a fita metálica de 0,5 mm, com exceção do eletrodo A6. Por esse motivo, este eletrodo apresenta taxa de enchimento mais elevada mesmo com fluxo de natureza semelhante ao dos eletrodos A3, A4 e A5, uma vez que, a fita menos espessa proporciona um maior espaço interno para a acomodação do fluxo no interior do arame tubular. A Figura 5.1 mostra as macrografias realizadas nos arames produzidos com as fitas de 0,5 e 0,3 mm.

As áreas internas da sessão transversal dos arames de 0,3 e 0,5 mm foram  $8 \times 10^{-3}$  e  $5 \times 10^{-2}$  mm<sup>2</sup>, respectivamente. Tal dado, evidencia o maior espaço interno proporcionado pelo arame de menor espessura. O tipo de arame fabricado nesse trabalho é o arame com fechamento de topo (as setas indicam o fechamento).



**Figura 5. 1** - Macrografia da sessão transversal de dois arames tubulares fabricados: (a) com a fita de 0,3 mm de espessura (b) com a fita de 0,5 mm de espessura.

## 5.2. Testes preliminares

Estes testes foram realizados ao ar, com proteção de gás, com o intuito de analisar somente os teores de elementos de liga necessários para a formação do aço inoxidável duplex. Portanto, os arames produzidos possuíam apenas elementos de liga em sua composição, sendo o processo classificado então como Metal Cored Arc Welding (MCAW).

Devido a influência da composição química do tubo do eletrodo (aço carbono) na composição química do metal de adição, a diluição com o metal de base e as perdas de elementos durante o processo de soldagem, foi utilizado no fluxo dos eletrodos dos testes preliminares um teor de elementos de liga (Cr e Ni) acima dos valores encontrados na bibliografia para a formação de aços inoxidáveis austeníticos (composições na Tabela 4.3).

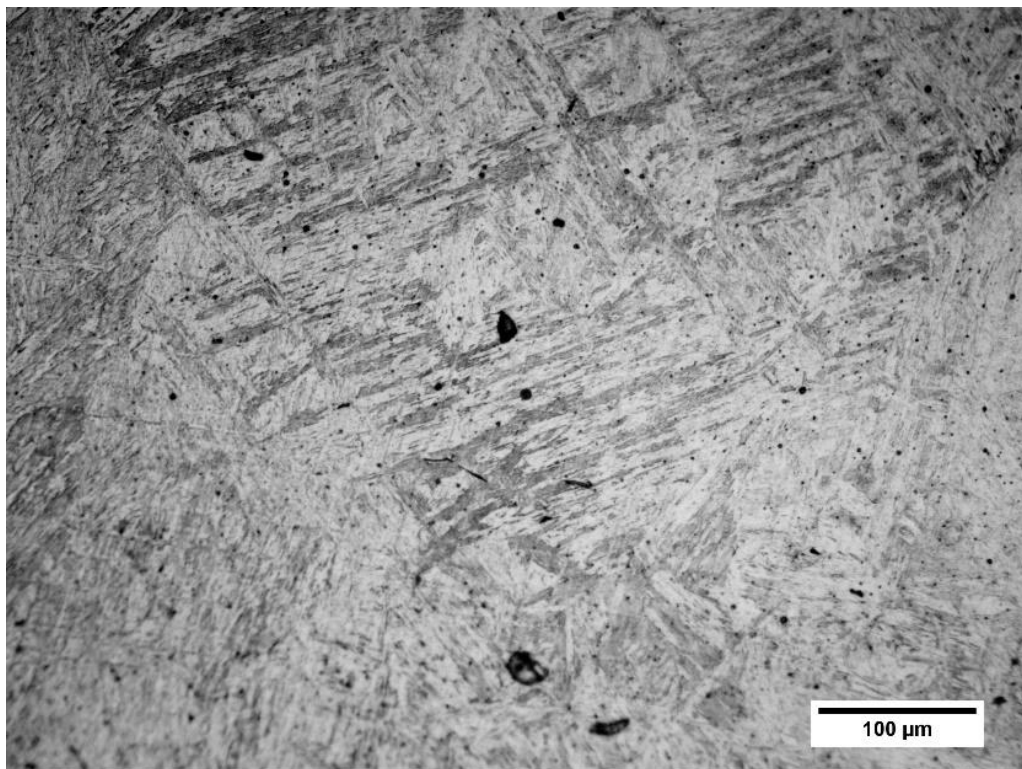
Os arames A1 e A2, composições dos fluxos na Tabela 5.2, foram utilizados nessa etapa de testes preliminares.

**Tabela 5. 2** - Composição do fluxo dos arames tubulares utilizados nos testes preliminares.

Eletrodo	A1	A2
Cr (%)	41,86	29,90
Ni (%)	29,99	49,98
Fe (%)	28,06	20,04

### 5.2.1. Eletrodo A1

A Figura 5.2 mostra a microestrutura do metal de adição do eletrodo A1 que foi depositado sobre o dispositivo de cobre. Esse metal de adição é uma contribuição do fluxo e do envoltório metálico do eletrodo e não possui influência do metal de base.



**Figura 5. 2** - Microestrutura do metal de adição produzido pelo arame A1.

A porcentagem de ferrita obtida pelo ferritoscópio está indicada na Tabela 5.3 e a microdureza está indicada na Tabela 5.4.

**Tabela 5.3** - Resultado ferritoscópico metal de adição A1.

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A1	70,7	61,6	58,9	69,5	59,9	65,9	60,3	58	71,4	58,7	±5,3	63,5

±

**Tabela 5.4** - Microdureza Vickers metal de adição eletrodo A1.

Amostra	Medição (HV)							DP (HV)	Média (HV)
A1	409	443	422	418	400	419	417	±13,2	418

Com base na literatura [44][48][49][50], nota-se na micrografia do metal de adição A1 uma microestrutura formada predominantemente por martensita em aços inoxidáveis, com algumas regiões mais claras características da austenita retida.

Corroborando com a análise da micrografia, a porcentagem identificada pelo ferritoscópico indicou um valor médio de 63,5%, sabendo que este dispositivo identifica tanto a martensita quanto a ferrita, uma vez que são fases magnéticas, pode-se concluir que alguma parte da microestrutura formada é austenita e uma parte predominante é martensita.

Os altos valores de microdureza Vickers que apresentaram uma média de 418 HV, característicos da microestrutura martensítica, ajudam a justificar essas fases [39][40][42][46]. Uma vez que, a martensita encontra-se dispersa por toda microestrutura, a sua alta dureza é predominante, mesmo com a presença de uma fase menos dura dispersa, a austenita.

O alto teor do elemento Cr utilizado nesse eletrodo justifica a formação dessa microestrutura no metal de adição. Este elemento de liga aumenta o tempo necessário para a transformação eutetóide (austenita em ferrita e cementita), desse modo, são necessárias taxas de resfriamento mais baixas para que essa transformação ocorra [39][41][40][43]. Como esse procedimento foi realizado em um dispositivo que promove a condução mais acelerada de calor, as taxas de resfriamento foram altas, não havendo tempo suficiente para a transformação de fase eutetóide. O resfriamento mais acelerado, portanto, impossibilitou o mecanismo difusional e resultou na formação da fase metaestável martensítica.

A presença de elementos gamagênicos no eletrodo (C e Ni), estabilizadores da austenita, possibilitou a existência do campo austenítico mesmo na presença de altos teores de Cr e justifica a formação de alguma austenita retida uma vez que reduzem a temperatura de transformação da martensita [39][40][41][43].



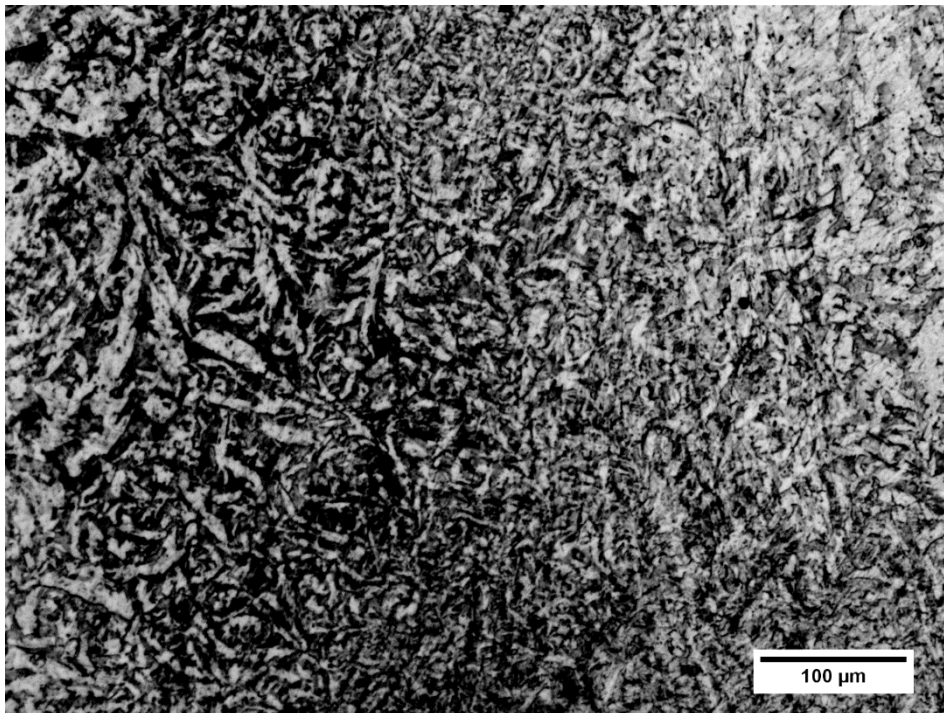
A Tabela 5.5 mostra o teor dos principais elementos presentes no metal de adição formado pelo eletrodo A1 (Cr, Ni, Fe, C e Mn), os mesmos utilizados no cálculo de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ .

**Tabela 5.5** - Composição química do metal de adição A1.

Metal de adição	A1
Cr (%)	16,41
Ni (%)	11,12
Fe (%)	71,66
C (%)	0,01
Mn(%)	0,27

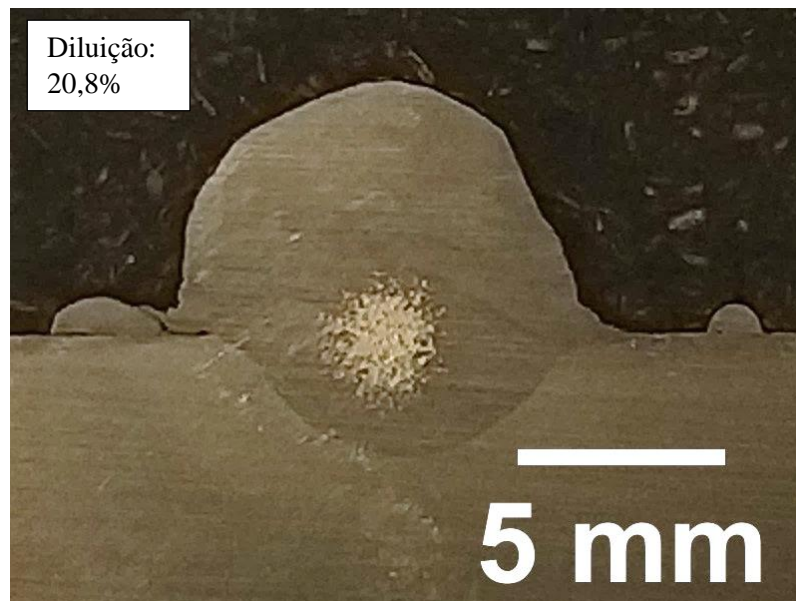
Por meio da comparação entre a composição química do fluxo do eletrodo e do metal de adição formado, foi possível notar a forte influência da composição da fita do envoltório metálico do eletrodo no metal formado, uma vez que, o envoltório representa aproximadamente 75% em peso do eletrodo. A redução do teor dos elementos de liga no metal de adição é bastante perceptível quando comparado ao teor de elementos do fluxo.

A Figura 5.3 mostra a microestrutura do metal de solda formado pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A1. Este metal de solda é resultado da contribuição do metal de adição já analisado e do metal de base.



**Figura 5.3** - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A1.

A Figura 5.4 mostra a diluição do cordão de solda formado.



**Figura 5. 4 - Diluição do cordão de solda formado pelo eletrodo A1.**

A porcentagem de ferrita obtida pelo equipamento ferritoscópio está indicada na Tabela 5.6 e a microdureza está indicada na Tabela 5.7.

**Tabela 5. 6 - Resultado ferritoscópio metal de solda A1.**

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A1	70,3	71	71,6	76,5	72,8	74,2	77	76,6	77,1	85,9	±4,5	75,3

**Tabela 5. 7- Microdureza Vickers metal de solda eletrodo A1.**

Amostra	Medição (HV)							DP (HV)	Média (HV)
A1	443	440	434	425	445	437	437	±6,6	437

Com base na literatura [44][48][49][50], percebe-se na micrografia do metal de solda A1 uma microestrutura que sugere a predominância da microestrutura martensítica com alguma austenita retida. Adicionalmente, a elevada dureza média verificada no metal de solda (437 HV) também caracteriza a formação dessa fase.

O valor médio apresentado pelo ferritoscópio (75,3%) justifica a predominância da fase martensítica.



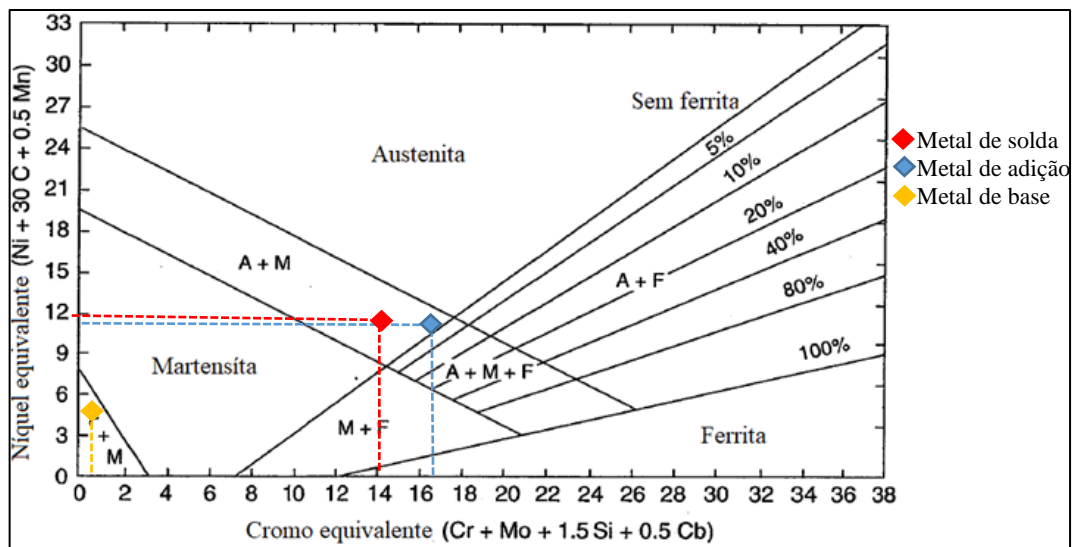
Verifica-se, portanto, nesse metal de solda a forte influência do metal de adição utilizado no procedimento, uma vez que, apresentaram uma microestrutura composta pela mesma fase. A diluição de 20,8% justifica a maior influência do metal de adição do que do metal base na microestrutura da solda. Desse modo, é possível sugerir que o metal de solda formado mantém a influência dos elementos de liga presentes no metal de adição, onde ocorre o aumento do tempo necessário para a transformação eutetóide, o que promove a necessidade de taxas de resfriamento menores e bem controladas para a formação da fase ferrita ao invés da fase martensítica.

A maior influência do metal de adição também é perceptível por meio da análise da composição química do metal de solda (Tabela 5.8), uma vez que, após a soldagem, o teor de elementos de liga do metal de solda não reduziu tanto quando comparado ao teor de elementos do metal de adição

**Tabela 5.8** - Composição química do metal de solda A1.

Metal de solda	A1
Cr (%)	14,09
Ni (%)	9,07
Fe (%)	75,79
C (%)	0,09
Mn (%)	0,24

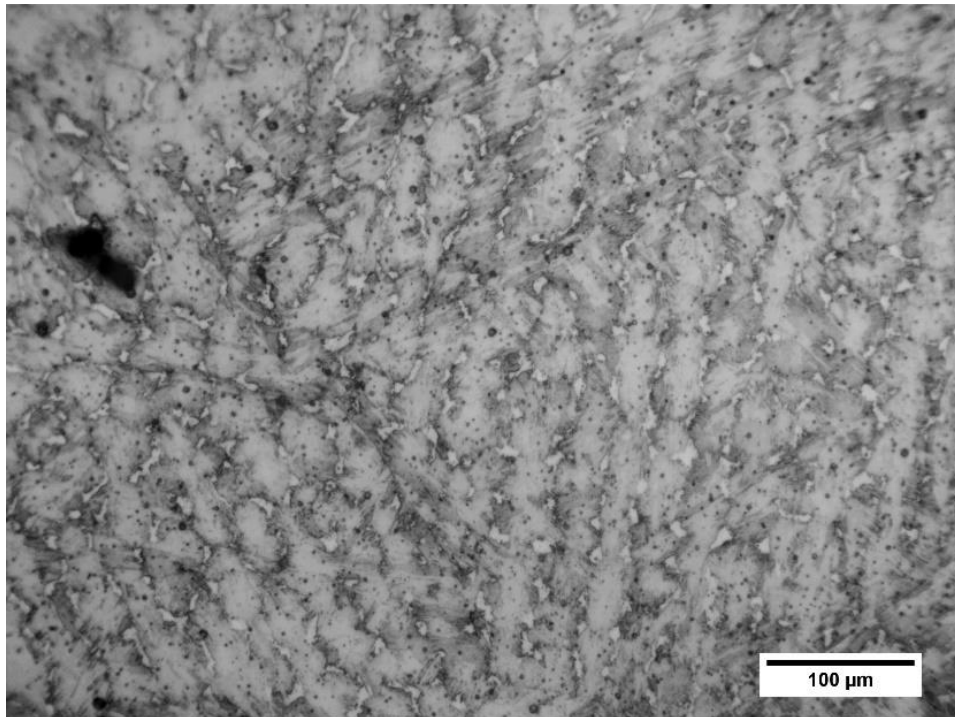
As microestruturas formadas pelo eletrodo A1, tanto no metal de adição quanto no metal de solda, também podem ser previstas pelo diagrama de Schaeffler. A composição de ambos se inserem no interior do campo austenita e martensita do diagrama, Figura 5.5.



**Figura 5.5** - Composição química do metal de solda A1, do metal de adição A1 e do metal base inseridas no diagrama de Schaeffler.

### 5.2.2. Eletrodo A2

A Figura 5.6 mostra a microestrutura do metal de adição do eletrodo A2 que foi depositado sobre o dispositivo de cobre. Este metal de adição não possui influência de qualquer metal base, sendo composto apenas pelo material que constitui o eletrodo.



**Figura 5. 6** - Microestrutura do metal de adição produzido pelo eletrodo A2.

A porcentagem de ferrita obtida na análise desse material pelo equipamento ferritoscópico está indicada na Tabela 5.9 e a sua microdureza está indicada na Tabela 5.10.

**Tabela 5. 9** - Resultado ferritoscópico metal de adição A2.

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A2	3,06	0,16	0,12	4,3	3,5	1,3	0,41	3,4	1,16	6,01	±2,0	2,3

**Tabela 5. 10** - Microdureza do metal de adição A2.

Amostra	Medição (HV)							DP (HV)	Média (HV)
A2	141	165	170	137	188	181	175	±19,4	165

Com base na literatura [44][46][51][52] e pela análise da micrografia do metal de adição A2 nota-se na micrografia do metal de adição A2 uma microestrutura que sugere a presença predominante de austenita.

Os baixos valores de ferrita indicados pelo equipamento, média de 2,3%, auxiliam na caracterização desse material, uma vez que, sugerem alto volume de austenita. A análise quantitativa da fração volumétrica dos constituintes indicou uma porcentagem de 17,2% de ferrita.

A microdureza média encontrada, 165 HV, também corrobora com a identificação da microestrutura

A justificativa para essa microestrutura está no fato de que o alto teor de níquel, elemento estabilizante da austenita presente na composição química do fluxo do eletrodo, inibiu a transformação da austenita em martensita no resfriamento do metal de solda e o aço apresenta, a temperatura ambiente, a estrutura austenítica. Transformações adicionais podem ocorrer no estado sólido durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Geralmente, a ferrita primária se transformando em austenita [42][44][46].

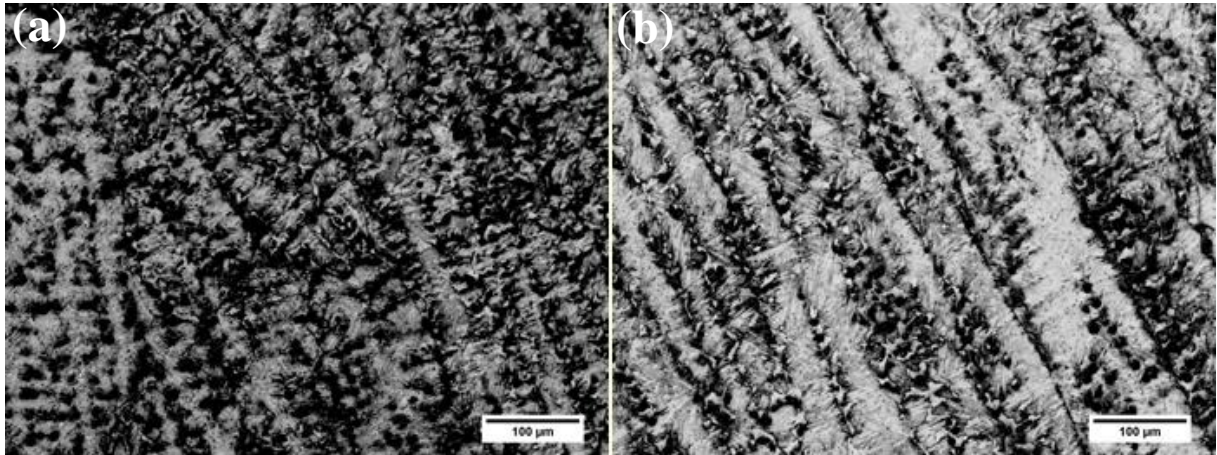
Se a estrutura é austenítica ao final da solidificação esta permanecerá austenítica ao final do resfriamento, caracterizando-se como uma estrutura completamente austenítica [42][44][46]. O metal de adição A2, entretanto, apresenta uma porcentagem baixa de ferrita eutética nos contornos de grão. Isto ocorre quando uma quantidade suficiente de elementos formadores de ferrita segregam na fronteira dos grãos durante a solidificação, promovendo a formação de ferrita como produto final. Esta ferrita formada é estável e resiste a transformação em austenita durante o resfriamento da liga uma vez que já está enriquecida com elementos que a estabilizam [44][45][46][52].

A Tabela 5.11 mostra o teor dos elementos principais Cr, Ni, Fe, C e Mn presentes no metal de adição formado pelo eletrodo A2.

**Tabela 5. 11** - Composição química do metal de adição A2.

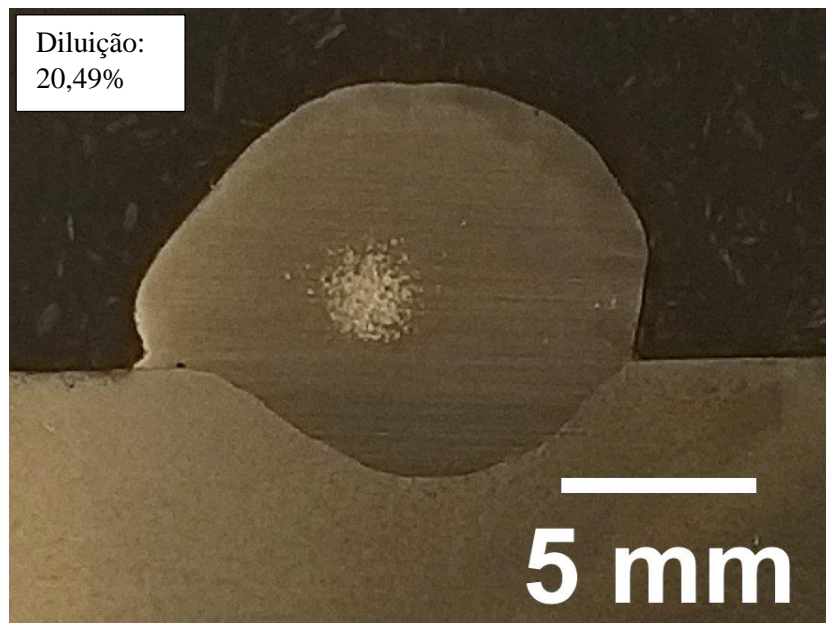
Metal de adição	A2
Cr (%)	13,71
Ni (%)	24,16
Fe (%)	61,45
C (%)	0,02
Mn (%)	0,27

A Figura 5.7 mostra a microestrutura do metal de solda formado pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A2. Este metal de solda é resultado da contribuição do metal de adição A2 já analisado e do metal de base.



**Figura 5.7** - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem sobre chapa de aço carbono com o eletrodo A2. (a) região mais próxima do MB (b) região no topo do metal de solda.

A Figura 5.8 mostra a diluição do cordão de solda formado.



**Figura 5.8** - Diluição do cordão de solda formado pelo eletrodo A2.

A porcentagem de ferrita obtida pelo equipamento ferritoscópio está indicada na Tabela 5.12 e a microdureza está indicada na Tabela 5.13.

**Tabela 5. 12 - Resultado ferritoscópico metal de solda A2.**

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A2	30,2	31,2	31,1	39,5	36,6	31,7	42,9	47,3	43,2	49,8	±7,3	38,4

**Tabela 5. 13 - Microdureza do metal de solda A2.**

Amostra	Medição (HV)							DP (HV)	Média (HV)
A2	226	239	249	251	234	221	237	±11,0	237

Com base na literatura [44][51][52][53], ao analisar o metal de solda formado pela soldagem sobre chapa com o eletrodo A2 nota-se a presença da austenita e da ferrita no metal de solda. É possível observar grãos dendríticos de austenita com ferrita ao longo de suas fronteiras.

A dureza apresentada por esse metal de solda A2 (dureza média 237 HV) também caracteriza a formação dessa microestrutura.

Adicionalmente o valor médio de ferrita apresentado pelo ferritoscópico (38,4%) também justifica a formação das duas fases e indica o maior volume da austenita. A análise quantitativa da fração volumétrica dos constituintes indicou uma porcentagem de 40% de ferrita na região mais ao topo do metal de solda e 57% na região mais próxima ao metal base.

A diferença de porcentagem das fases entre topo e a base do metal de solda é identificada tanto pelo ferritoscópico quanto pela análise quantitativa e indica a maior concentração de austenita no topo do metal de solda. A diferença na microestrutura entre o topo e a base do metal de solda é consequência da diferença no teor dos elementos de liga nessas regiões, o que ocorre devido ao aumento da influência do metal base nas regiões do metal de solda à medida que aumenta proximidade entre eles [9][42][44].

Por meio desses resultados, percebe-se nesse metal de solda a forte influência do metal de adição utilizado, uma vez que, ambos possuem uma microestrutura composta pelas mesmas fases. A diluição de 20,49% justifica a maior influência do metal de adição do que do metal de base na microestrutura da solda. A composição química do metal de solda (Tabela 5.14) também demonstra a maior influência do metal de adição.

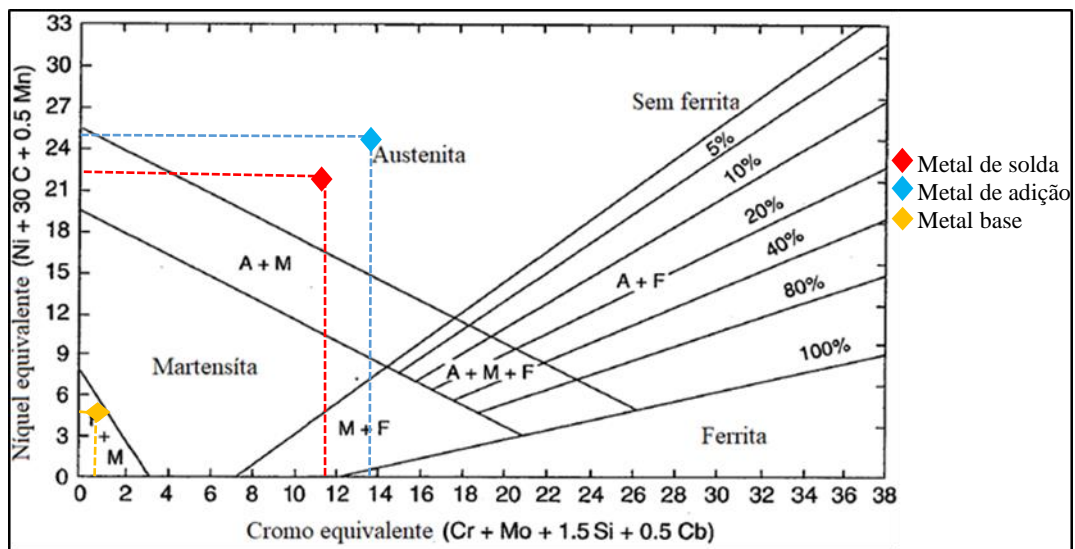


**Tabela 5. 14** - Composição química do metal de solda A2.

Metal de solda	A2
Cr (%)	11,25
Ni (%)	19,67
Fe (%)	68,18
C (%)	0,09
Mn (%)	0,30

As microestruturas formadas pelo eletrodo A2, tanto no metal de adição quanto no metal de solda, não corresponderam as microestruturas previstas pela sua composição no diagrama de Schaeffler. Como é possível observar na Figura 5.9 a microestrutura esperada pelo diagrama de Schaeffler seria austenita e não austenita e ferrita, como observado.

Isso pode ser explicado pelo fato de que o diagrama de Schaeffler representa a influência dos elementos de liga na fase formada no metal de solda, sem levar em questão outras condições do processo [44].



**Figura 5. 9** - Composição química do metal de solda A2, do metal de adição A2 e do metal base inseridas no diagrama de Schaeffler.

Para ambos os eletrodos, A1 e A2, o teor de elementos de liga do metal de solda cai consideravelmente se comparado ao teor de elementos de liga do fluxo. A redução no teor de elementos de liga referente a diluição do fluxo com o envoltório metálico do arame tubular na formação do metal de adição, se apresentou mais acentuada. O que identifica a forte influência do envoltório metálico. Já a redução no teor de elementos de liga referente a diluição do metal de adição com o metal base na formação do metal de solda, foi menos acentuada. O aumento

da taxa de diluição entre o metal base e o metal de adição diminuiria ainda mais o teor de elementos de liga no metal de solda [42][44].

### 5.3. Soldagem subaquática

Estes testes foram realizados no ambiente aquoso, portanto, juntamente com os elementos de liga já estudados nos testes preliminares, foram adicionados ao fluxo compostos que promovem a proteção do arco e da poça de soldagem e auxiliam na melhoria da qualidade da solda. Desse modo, o eletrodo utilizado nessa etapa é classificado como arame tubular auto-protégido e o processo é o Flux Cored Arc Welding (FCAW).

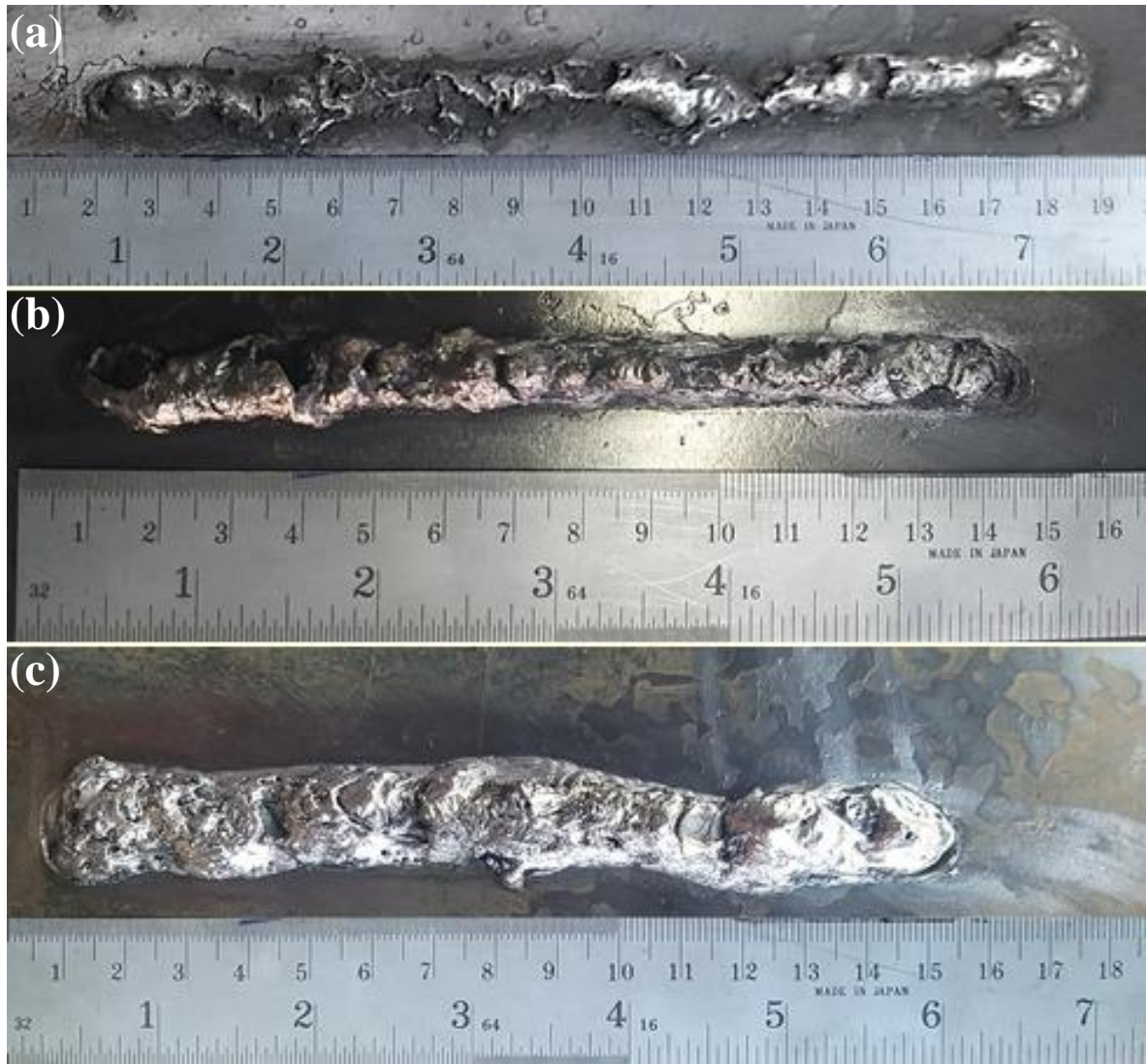
Baseando nos resultados obtidos pelos testes preliminares e levando em consideração o objetivo do trabalho, a produção de um metal de solda de aço inoxidável austenítico com alguma porcentagem de ferrita, eletrodos com mais níquel e menos cromo foram utilizados para a fabricação dos eletrodos dessa etapa. O teor dos demais componentes foram selecionados por meio de análises experimentais, sendo modificados após a análise da solda feita na etapa anterior. O fluxo do primeiro arame deste procedimento foi produzido com altos teores de carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3$ ) para, assim, analisar a influência deste composto, estabilizador de arco elétrico e formador de gás. As composições dos fluxos dos arames A3, A4, A5 e A6 utilizados nessa etapa estão indicados na Tabela 5.15.

**Tabela 5. 15** - Composição do fluxo dos eletrodos utilizados nos testes de soldagem subaquática.

Eletrodo	A3	A4	A5	A6
Cr (%)	18	18	18	15
Ni (%)	45	45	45	45
Fe (%)	12	12	12	10
TiO <sub>2</sub> (%)	10	20	23	23
CaCO <sub>3</sub> (%)	15	5	2	2
CaF <sub>2</sub>	-	-	-	5

#### 5.3.1. Eletrodos A3, A4 e A5

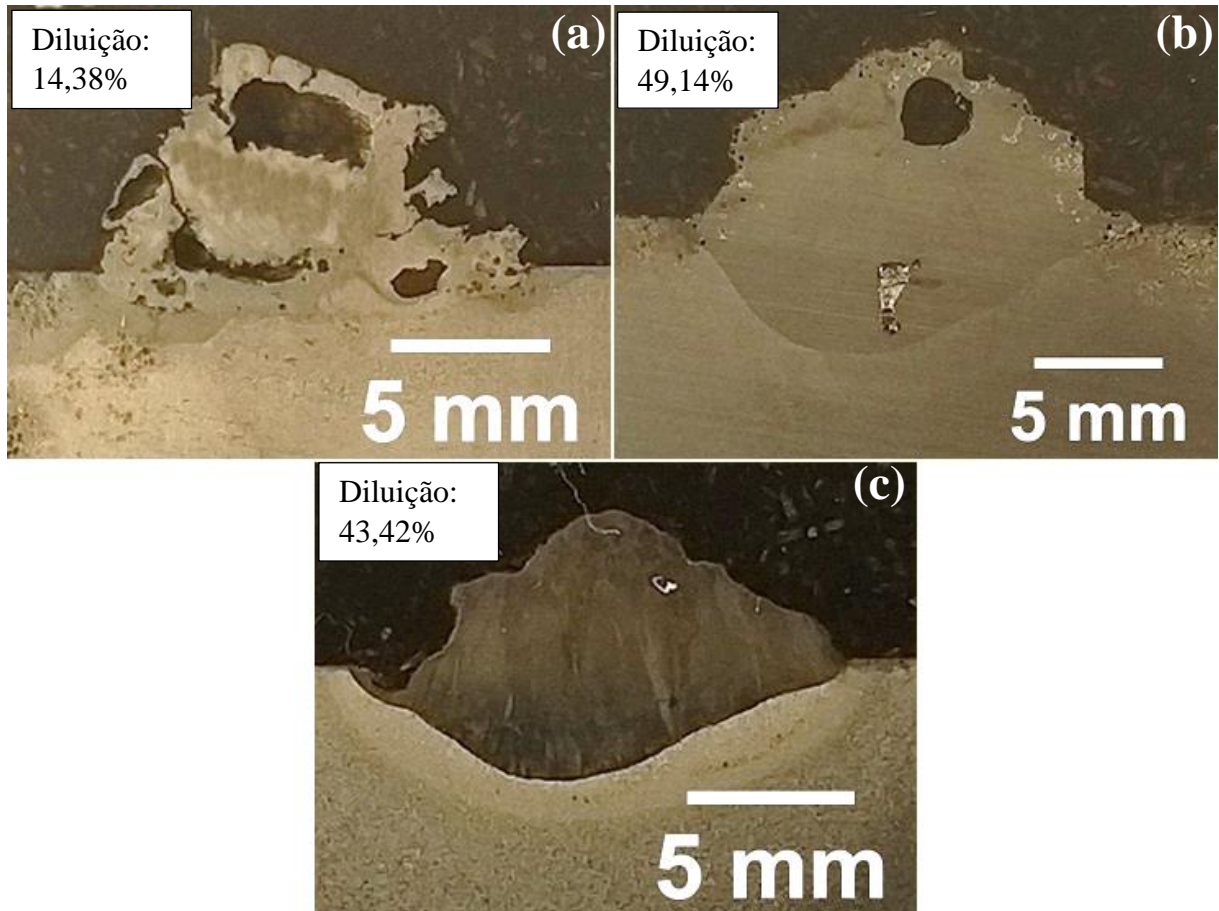
A Figura 5.10 mostra cordões de solda obtidos na soldagem subaquática com os eletrodos A3, A4 e A5 fabricados.



**Figura 5. 10** - Cordões de solda obtidos na soldagem subaquática com os eletrodos: (a) A3; (b) A4; e (c) A5.

A Figura 5.11 mostra as macrografias da sessão transversal dos cordões de solda formados pela soldagem com esses eletrodos, com suas respectivas diluições.





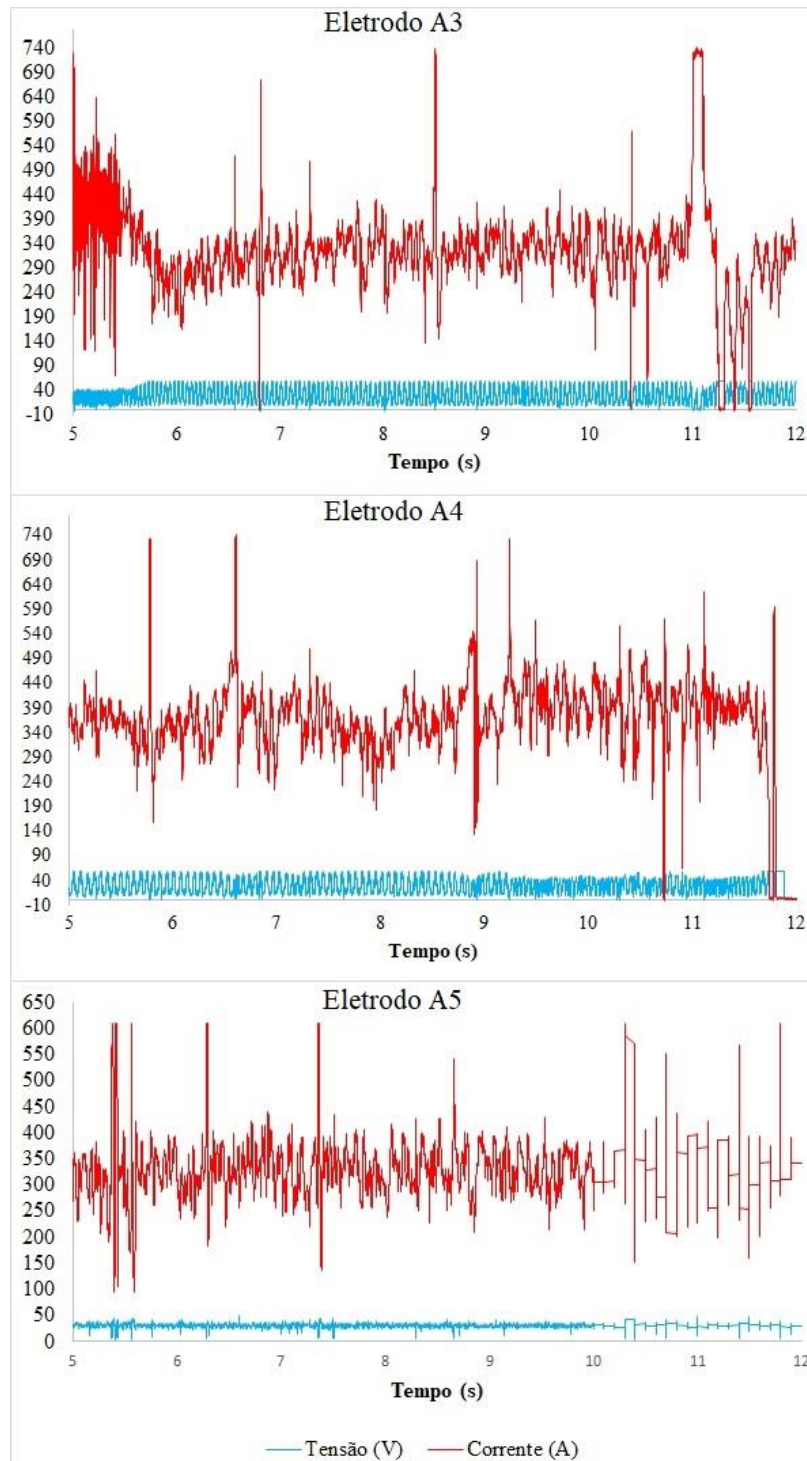
**Figura 5. 11** - Diluição dos cordões de solda formados pelos eletrodos: (a) A3; (b) A4; e (c) A5.

Os eletrodos auto-protetidos A3, A4 e A5 produzidos podem ser classificados como eletrodos produtores de gás de proteção, essa proteção se dá devido a presença do carbonato de cálcio ( $\text{CaCO}_3$ ) que por meio de sua decomposição forma o gás dióxido de carbono  $\text{CO}_2$  [32]. Analisando as macrografias das sessões transversais e as fotografias dos cordões, nota-se a alta porosidade dos cordões formados pela soldagem com os eletrodos A3 e A4, que possuem maior teor deste composto.

Uma vez que, o processo de soldagem foi realizado no ambiente aquoso, a quantidade de oxigênio e hidrogênio presentes na poça de fusão é maior do que no processo realizado ao ar devido à dissociação da água, desse modo, cordões com alto volume de porosidade geralmente são observados.

Paralelamente, o  $\text{CaCO}_3$  apesar de fornecer proteção por gás e estabilizar o arco elétrico, quando em excesso, promove a formação de poros devido não somente ao alto volume de gás  $\text{CO}_2$  produzido, mas também devido a diminuição da estabilidade do processo [55][56]. Desse modo é possível observar na Figura 5.12 que os sinais de tensão produzidos pela soldagem com os

eletrodos com maior teor de  $\text{CaCO}_3$  (A3 e A4) variaram intensamente, apresentando muitos picos e vales, e como a soldagem foi realizada com uma máquina de tensão constante, este fenômeno é um indicativo de instabilidade do processo.



**Figura 5. 12** - Sinais obtidos nos testes de soldagem com os eletrodos A3, A4 e A5.

Isso se explica pelo fato de que o consumo de energia para a dissociação do  $\text{CaCO}_3$  em  $\text{CO}_2$  resulta na diminuição da energia do arco, seguida da diminuição do potencial de ionização e consequentemente na redução da estabilidade do arco [55][56]. Logo, eletrodos com teores mais altos de  $\text{CaCO}_3$  exigem um maior consumo de energia destinada à sua dissociação, levando à diminuição significativa da energia do processo e da estabilidade do arco, promovendo um consequente aumento de porosidade. A Tabela 5.16 apresenta os aportes térmicos dos testes realizados com cada eletrodo com as respectivas variáveis obtidas utilizadas para o cálculo. Nota-se que a energia do processo diminuiu com o aumento do teor de  $\text{CaCO}_3$  do eletrodo.

**Tabela 5. 16** - Aportes térmicos dos testes de soldagem realizados com os eletrodos A3, A4 e A5.

Teste	A3	A4	A5
Tensão (V)	26,8	28,7	30,6
Corrente (i)	326,3	372,4	359
Velocidade de soldagem (mm/s)	5	5	5
Aporte térmico (J/mm)	1749,0	2137,6	2197,0

O excesso de  $\text{CO}_2$  aliado a baixa viscosidade da poça de fusão também promove a formação de poros na solda, uma vez que, uma escória viscosa dificulta o escoamento dos gases para fora da poça [32]. Desse modo, elementos que controlam a sua, como  $\text{TiO}_2$  e  $\text{CaF}_2$ , foram adicionados aos eletrodos A4, A5 e A6.

O cordão A3 além da maior porosidade apresenta uma diluição muito baixa se comparado aos demais cordões. Isso pode ser explicado pelo teor mais elevado de  $\text{CaCO}_3$  nesse eletrodo que, como já citado, produz maior volume do gás  $\text{CO}_2$  e exige maior energia para dissociação do composto, promovendo uma diminuição da energia disponível para a formação da poça de fusão e um aumento da instabilidade do arco.

Nota-se também no cordão A3 a baixa deposição de material (cordão estreito e com pouco reforço) que se explica pelo excesso de respingos durante a soldagem graças à alta instabilidade do processo [55][56].

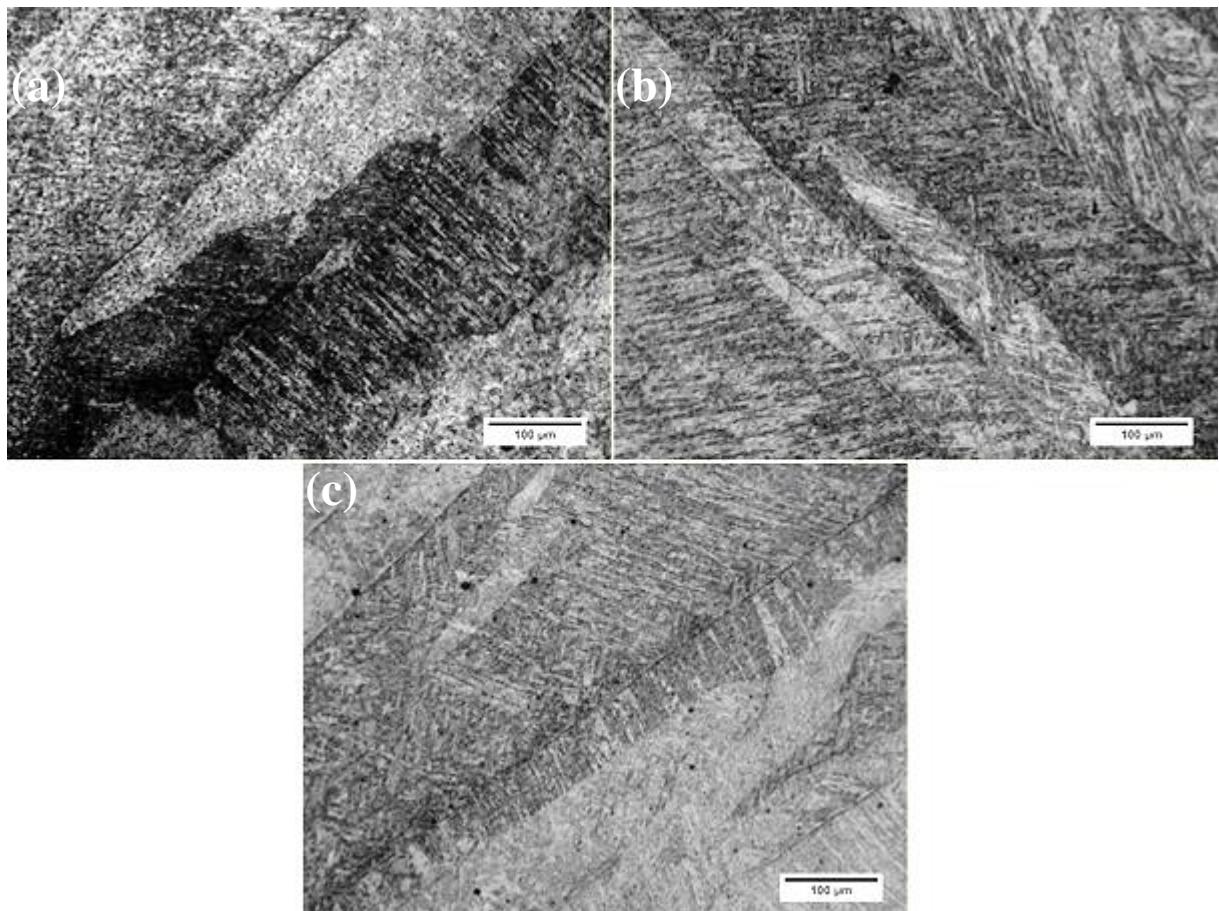
Os eletrodos A4 e A5 tiveram a porcentagem do composto  $\text{CaCO}_3$  reduzida e o composto  $\text{TiO}_2$  adicionado. Nota-se que os cordões formados por estes consumíveis possuem menor porosidade, maior diluição e maior deposição de material quando comparados ao cordão formado pelo eletrodo A3. Isso se explica pelo fato de o composto  $\text{TiO}_2$  aumenta a estabilidade do arco e controla a viscosidade da poça de fusão [34][35].

Estudos [54][58] apontaram que a melhoria da estabilidade do arco promove uma melhoria significativa na qualidade da solda.

O eletrodo A5 foi produzido com a menor quantidade de  $\text{CaCO}_3$  e a maior de  $\text{TiO}_2$  dentre estes três eletrodos analisados. Percebe-se por meio da análise do cordão e da macrografia da sessão transversal que a solda formada pelo eletrodo A5 apresenta uma porosidade consideravelmente menor e uma deposição mais eficiente de material, formando, portanto, um cordão de solda mais aceitável.

Assim, percebe-se que na soldagem com arames tubulares auto protegidos, é importante não apenas garantir a geração de uma quantidade suficiente de gás, mas também controlar a estabilidade do arco e a viscosidade da poça de fusão.

A Figura 5.13 mostra a microestrutura do metal de solda formado pelos eletrodos A3, A4 e A5.



**Figura 5.13** - Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com os eletrodos (a) A3; (b) A4; e (c) A5.



A porcentagem de ferrita obtida pelo equipamento ferritoscópio está indicada na Tabela 5.17 e a microdureza está indicada na Tabela 5.18.

**Tabela 5. 17 - Resultado ferritoscópio metal de solda A3, A4 e A5.**

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A3	87,8	87,4	86,9	88,4	89,5	89,7	91,7	92,6	93,7	94,5	±2,7	90,2
A4	89,1	90,8	92,7	99,3	99,4	99	98	93,6	97,7	100	±4,0	96
A5	89,9	94,8	92,0	92,5	93,1	97,7	97,9	98,8	97,9	96	±3,1	95,1

**Tabela 5. 18 - Microdureza metal de solda A3, A4 e A5.**

Amostra	Medição (HV)								DP (HV)	Média (HV)
	1	2	3	4	5	6	7	8		
A3	335	361	383	420	401	427	483		±48,4	401
A4	383	377	375	384	388	391	402		±9,1	386
A5	329	332	349	359	349	365	333		±14,1	345

Com base na literatura [45][47][48] nota-se pela micrografia que martensita em ripas com orientações diferentes predominam na microestrutura dos metais de solda. Corroborando com a análise da micrografia, a porcentagem identificada pelo ferritoscópio indicou um valor médio acima de 90% para todos os metais de solda, uma vez que, o ferritoscópio identifica também a martensítica. Os altos valores de microdureza Vickers que se apresentaram-se na faixa de 345 a 401 HV, característicos da microestrutura martensítica, ajudam a justificar a predominância dessa fase.

A formação da martensita no metal de solda é determinada pela taxa de resfriamento e pelo teor de carbono e de outros elementos de liga. Por exemplo, todos elementos de liga, exceto o cobalto, deslocam a curva TTT para a direita, ou seja, aumentam o tempo necessário para a transformação eutetóide requerendo taxas de resfriamento menores. No caso dos metais de solda formados (A3, A4 e A5), a presença de elementos de liga como Ni, Cr e C promoveram o aumento do tempo necessário para a transformação eutetóide, desse modo, os resfriamentos mais rápidos (maiores taxas) da soldagem subaquática promoveram a formação da martensita.

O Ni e o C presentes na composição química do metal de solda, além de promoverem a existência do campo austenítico, mesmo na presença de alto teor de Cr, reduz a temperatura de formação da martensita a valores bem inferiores se comparados ao dos aços carbono sem estes elementos, devido a estabilização da fase austenítica promovida por eles [42][44][45][46].

Deste modo, alguma austenita permaneceu retida no metal de solda como indica nos valores identificados pelo ferritoscópico.

A Tabela 5.19 mostra a composição química dos metais de solda formados pela soldagem sobre chapa de aço carbono com os eletrodos A3, A4 e A5.

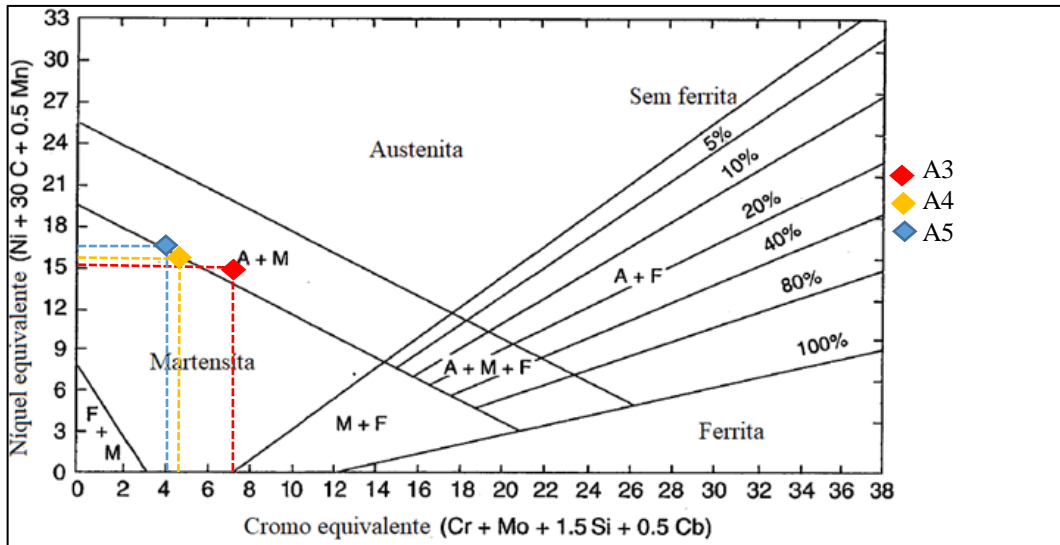
**Tabela 5. 19** - Composição química metal de solda A3, A4 e A5.

Metal de solda	A3	A4	A5
Cr (%)	7,14	4,09	4,51
Ni (%)	11,20	13,55	11,50
Fe (%)	80,80	81,47	83,45
C (%)	0,13	0,10	0,13
Mn (%)	0,31	0,26	0,42

Apesar da baixa diluição apresentada pelo metal de solda A3, o teor de elementos de liga (Cr e Ni) foi inferior ao teor desses elementos no fluxo do eletrodo. Isso pode ser explicado não somente pela maior contribuição do tubo do eletrodo na composição química, mas também pela instabilidade do arco, já citada, que afetou a deposição de material

Mesmo com a diminuição do teor de  $\text{CaCO}_3$  nos eletrodos A4 e A5 e a conseqüente melhoria na qualidade do cordão e na deposição de metal, o teor dos elementos de liga continuaram baixos se comparados ao teor desses elementos no fluxo do eletrodo. Nesse caso, a explicação se encontra nas maiores diluições dos cordões de solda formados pela soldagem com esses eletrodos.

As microestruturas do metal de solda formadas pelos eletrodos A3, A4 e A5 também podem ser previstas pelo diagrama de Schaeffler. A composição de todos eles se inserem no interior do campo austenita e martensita do diagrama (Figura 5.14), entretanto, apesar de resistentes a corrosão não são considerados aços inoxidáveis, pois, não possuem o valor mínimo de 10,5% de Cr.



**Figura 5.14** - Composição química dos metais de solda A3, A4 e A5 inseridas no diagrama de Schaeffler.

### 5.3.2. Eletrodo A6

Os eletrodos A3, A4 e A5 analisados na sessão anterior não formaram um metal de solda de aço inoxidável austenítico, devido à baixa percentagem dos elementos de liga Cr e Ni no metal de solda, fato que juntamente com as altas taxas de resfriamento da soldagem subaquática impossibilitou as transformações metalúrgicas necessárias [42][44][45][46]. Para aumentar as percentagens desses elementos, o eletrodo A6 foi produzido com a fita de 0,3 mm. A espessura inferior à dos eletrodos anteriores aumentou o espaço interno disponível para a acomodação do fluxo (Figura 5.1) possibilitando um maior enchimento do arame (10% maior) (Tabela 5.1) e o efeito da fita no metal de adição diminuiu.

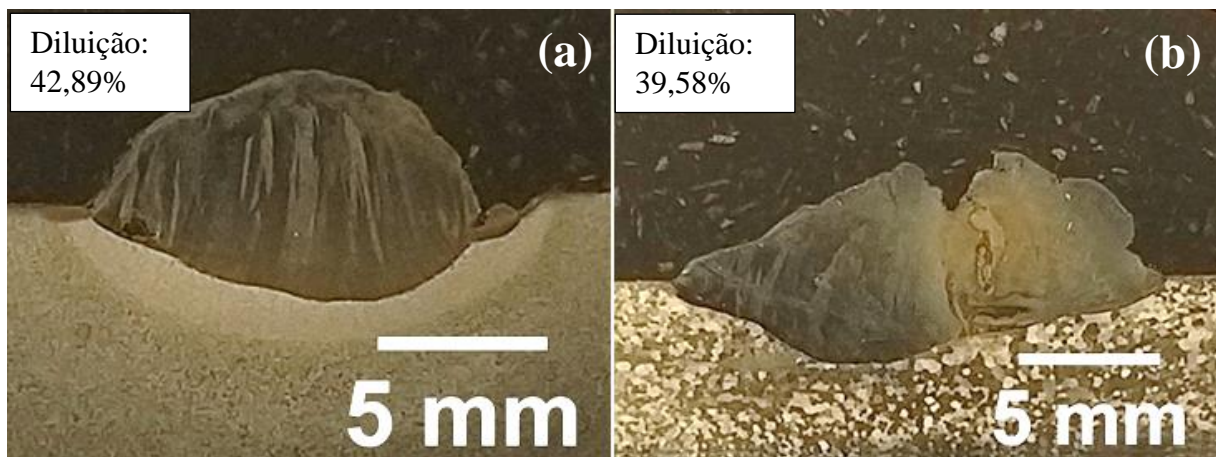
A adição da fluorita ( $\text{CaF}_2$ ) ao fluxo do eletrodo teve como intuito melhorar as características do cordão de solda. A fluorita protege a poça de contaminações do ambiente diminuindo o teor de oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, além de formar escória que protege a poça e controla a viscosidade do metal de solda [8][32][56][57].

A Figura 5.15 mostra os cordões de solda obtidos na soldagem com o eletrodo A6 fabricados. A Figura 5.15 (a) mostra o cordão de solda depositado sobre a chapa de aço carbono e a Figura 5.15 (b) mostra o cordão de solda depositado sobre a chapa de aço inoxidável



**Figura 5. 15** - Cordões de solda obtidos na soldagem subaquática com o eletrodo A6 (a) no aço carbono; (b) no aço inoxidável.

A Figura 5.16 mostra as macrografias da sessão transversal dos cordões de solda formados pela soldagem com esse eletrodo, com suas respectivas diluições.

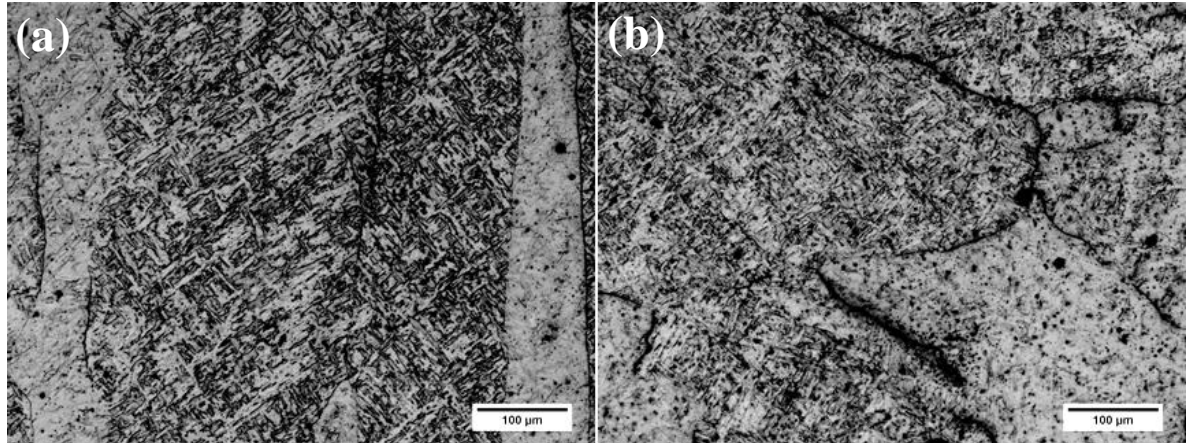


**Figura 5. 16** - Diluição dos cordões de solda formados pelo eletrodo A6: (a) no aço carbono (b) no aço inoxidável.

Analisando as imagens dos cordões formados por esse arame tubular (A6) e a macrografia da sua sessão transversal, percebe-se a formação de cordões de solda aceitáveis, sem porosidade aparente, com uma deposição de material mais eficiente e sem produção de respingos.

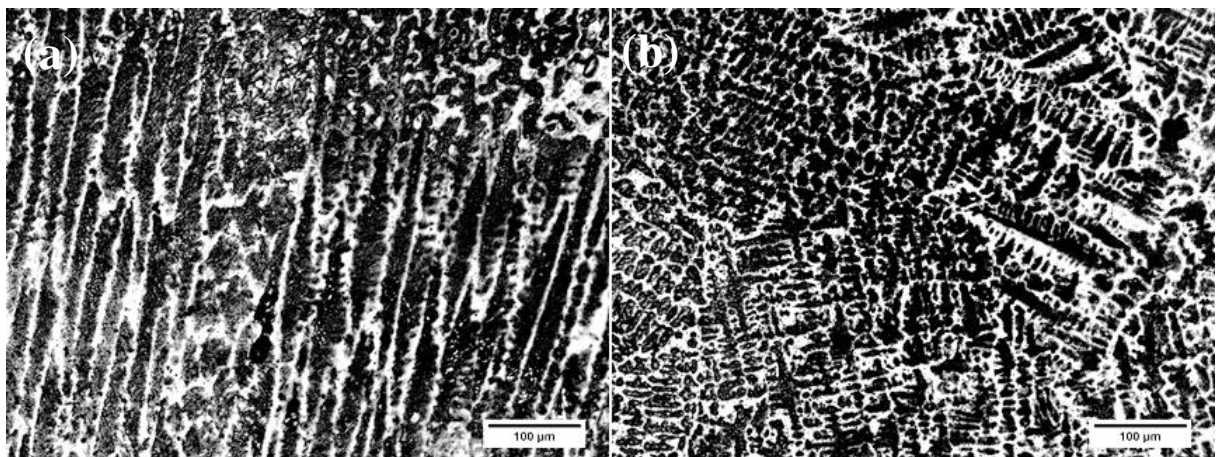


A Figura 5.17 mostra a micrografia do metal de solda produzido pelo arame A6 na soldagem sobre chapa de aço carbono. A Figura 5.17(a) mostra a parte superior do metal de solda, mais afastada do metal base, a Figura 5.17(b) mostra a parte inferior do metal de solda, mais próxima ao metal base.



**Figura 5. 17-** Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com o eletrodo A6 sobre chapa de aço carbono. (a) topo do MS (b) base do MS.

A Figura 5.18 mostra a micrografia do metal de solda produzidos pelo arame A6 na soldagem sobre chapa de aço inoxidável ferrítico. A Figura 5.18(a) mostra a parte superior do metal de solda, mais afastada do metal base, a Figura 5.18(b) mostra a parte inferior do metal de solda, mais próxima ao metal base.



**Figura 5. 18 -** Microestrutura do metal de solda produzido pela soldagem com o eletrodo A6 sobre chapa de aço inoxidável. (a) topo do MS (b) base do MS.

As porcentagens de ferrita obtidas pelo equipamento ferritoscópico estão indicadas na Tabela 5.20 e a microdureza está indicada na Tabela 5.21.

**Tabela 5. 20** - Resultados ferritoscópico para os metais de solda formados pelas soldagens com o eletrodo A6.

Amostra	Medição de ferrita/martensita (%)										DP (%)	Média (%)
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
A6 –A36	69,7	66,2	73	78,4	83,9	81,8	85,7	84,9	84,8	90,1	±7,8	79,9
A6 – AISI 430	7,85	7,05	8,41	8,3	11,4	13,7	16,3	11,2	11,9	11,5	±2,9	10,8

**Tabela 5. 21** - Microdureza metal de solda A6.

Amostra	Medição (HV)								DP (HV)	Média (HV)
A6 –A36	312	331	376	384	397	380	406	±34,7	369	
A6 – AISI 430	177	180	185	188	199	188	206	±10,3	189	

Com base na literatura [45][47][48] identifica-se na Figura 5.17 a predominância da microestrutura martensítica em ripas com orientações diferentes.

A porcentagem de fase obtida pelo ferritoscópico no metal de solda formado sobre a chapa de aço carbono indicou um valor médio de 79,9 %, como este dispositivo identifica a martensita e ferrita, este dado corrobora com a análise da micrografia. O alto valor médio de microdureza Vickers, 369 HV, característicos da microestrutura martensítica, ajudam a justificar a predominância dessa fase.

A justificativa para a formação martensita com alguma austenita retida nesse metal de solda é a mesma para os metais de solda A3, A4 e A5, entretanto, a porcentagem de martensita encontrada nesse metal de solda diminuiu e a de austenita aumentou. Pela análise da composição química (Tabela 5.22), percebe-se o aumento do teor dos elementos de liga (Cr e Ni) consequente da redução da espessura da fita conformada em tubo que aumentou o enchimento do arame e diminuiu a influência da fita metálica no metal adicionado. Uma vez que, como já citado, o elemento de liga Ni é estabilizador da austenita, o maior teor deste elemento justifica a maior porcentagem de austenita na microestrutura final do metal de solda [45].

**Tabela 5. 22** - Composição química metal de solda A6.

Metal de solda	A6-A36	A6-430
Cr (%)	5,96	13,72
Ni (%)	14,62	15,02
Fe (%)	78,28	71,05
C (%)	0,13	0,06
Mn (%)	0,42	0,14

Com base na literatura [44][45][46] e pela análise da micrografia do metal de solda apresentada na Figura 5.18, nota-se a formação do aço inoxidável com microestrutura austenítica com ferrita eutética ao longo das estruturas dendríticas.

Os valores de ferrita indicados pelo ferritoscópio (média de 11%) auxiliam na caracterização desse material, uma vez que, sugerem a presença de ferrita e de um alto volume da fase austenítica.

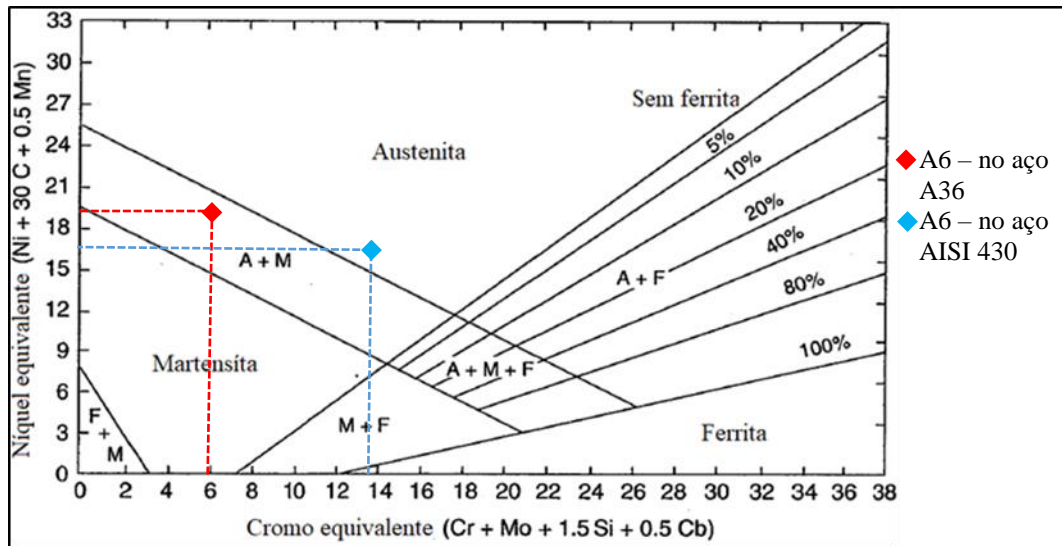
A análise quantitativa da fração volumétrica dos constituintes indicou uma porcentagem da fase ferrita de 22,5% na região mais inferior do metal de solda e de 20,3% na região mais ao topo.

A microdureza média encontrada, 189 HV, também corrobora com a identificação da fase austenítica e ferrítica.

A formação dessa microestrutura se dá, pois, devido à presença de elementos formadores da austenita (gamagênicos) e da ferrita (alfagênicos), ocorre na solidificação a formação de austenita primária e de ferrita eutética ao final do processo. Os elementos gamagênicos estabilizam a austenita e reduzem a temperatura de transformação martensítica a valores próximos a temperatura ambiente, provendo assim a solidificação de um metal austenítico. Paralelamente, os elementos formadores da ferrita segregam nas regiões dos subgrãos, promovendo ao final da solidificação a formação de ferrita pela reação eutética. Forma-se, portanto, no contorno dos subgrãos dendríticos da fase austenítica uma ferrita estável e resistente a transformação em austenita durante o resfriamento, graças a presença de elementos estabilizantes da fase [42][44][45][59].

As microestruturas formadas pela soldagem com o eletrodo A6 também podem ser justificadas pelo diagrama de Schaeffler. A composição do metal de solda formado pela soldagem sobre chapa de aço carbono se insere no interior do campo austenita e martensita do diagrama, já a

composição do metal de solda formado pela soldagem sobre chapa de aço inoxidável ferrítico se insere no campo da austenita (Figura 5.19).



**Figura 5. 19** - Composição química dos metais de solda produzidos pelo eletrodo A6 inseridas no diagrama de Schaeffler.

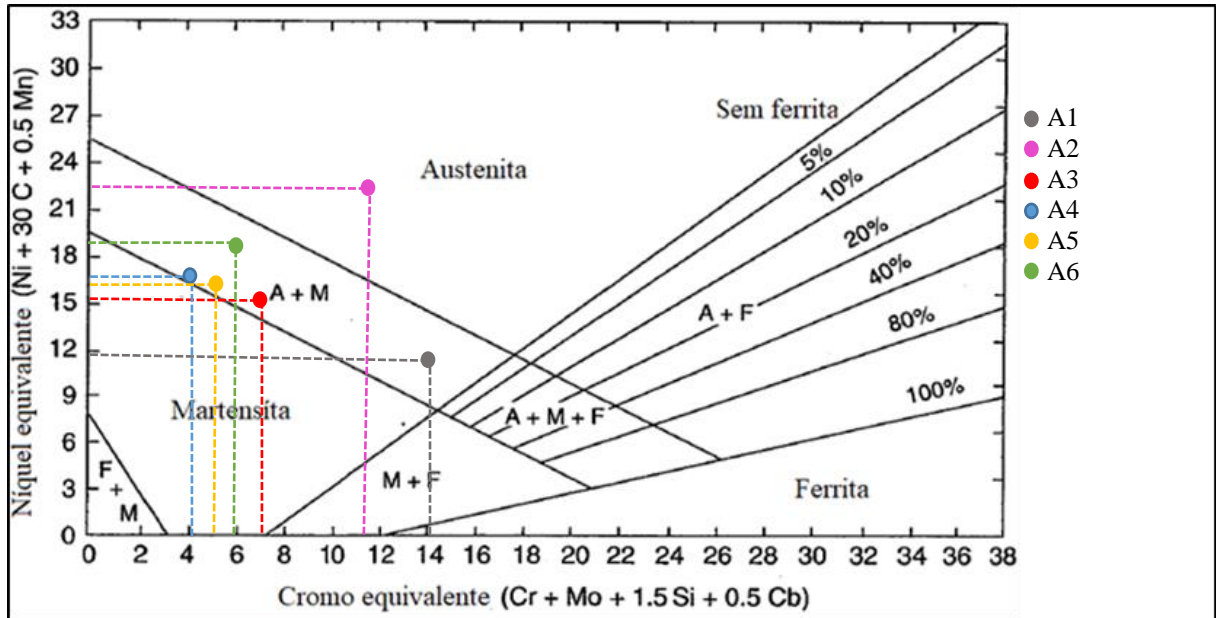
Mesmo apresentando  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  que correspondem a metais de solda austeníticos, o metal de solda formado sobre a chapa de aço inoxidável por meio da soldagem com o eletrodo A6, apresentou uma quantidade suficiente de elementos estabilizadores da ferrita segregados nos contornos dos subgrãos para garantir a formação dessa fase.

#### 5.4. Metais de solda A1, A2, A3, A4, A5 e A6 no diagrama de Schaeffler

A Figura 5.20 mostra no diagrama de Schaeffler todos os pontos determinados pelo  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  dos metais de solda formados pela soldagem sobre chapa de aço carbono com os eletrodos fabricados. Nota-se que o aumento do teor de Ni e Cr na composição química do fluxo e consequentemente na composição química do metal de solda promoveu um deslocamento dos pontos em direção ao campo da austenita e da ferrita.

Quanto maior o teor de elementos estabilizadores da austenita, e consequentemente o  $Ni_{eq}$ , maior a porcentagem dessa fase. Estes elementos, inibem a formação de martensita na microestrutura do metal de solda sob condições de resfriamento rápido, quando em concentrações suficientes. No diagrama foi possível identificar o deslocamento dos pontos em direção ao campo da austenita à medida que o teor de Ni aumentou. Ao aumentar o teor de Cr

e conseqüentemente o  $Cr_{eq}$ , pelo diagrama, percebe-se o deslocamento em direção ao campo da ferrita e a aproximação mais rápida do campo da austenita.



**Figura 5. 20** - Composição química dos metais de solda produzidos pelos eletrodos A1, A2, A3, A4, A5 e A6 na soldagem sobre aço carbono inseridas no diagrama de Schaeffler.

## 6. CONCLUSÃO

As principais conclusões deste trabalho foram:

- A natureza do fluxo e a espessura da fita metálica usada na conformação do tubo do eletrodo interferem nas taxas de enchimento do arame. Fitas menos espessas produzem arames com maiores enchimentos.
- Na soldagem ao ar com o consumível com 42,9% de cromo e 30% de níquel, obteve-se o aço inoxidável martensítico. Na soldagem ao ar com o consumível 49,9% de níquel e 30% de cromo, obteve-se o aço inoxidável com microestrutura austenítica e ferrítica. O eletrodo com maior teor de níquel e menor teor de cromo formou aço inoxidável esperado.
- Quanto menor a taxa de diluição, maior a influência do metal de adição na composição química do metal de solda
- O envoltório metálico do eletrodo influencia fortemente no teor de elementos do metal de adição.
- Eletrodos com maiores teores de  $\text{CaCO}_3$  se apresentam mais instáveis, mais porosos, com menores diluições e menor deposição de material. A medida que se reduz o teor de  $\text{CaCO}_3$  e aumenta o de  $\text{TiO}_2$  no fluxo do eletrodo auto protegido, a estabilidade do arco aumenta, a aparência dos cordões melhora e a porosidade reduz.
- A estabilidade do processo influencia na deposição metálica e conseqüentemente no teor dos elementos de liga depositados.
- Adição de 2% de  $\text{CaF}_2$  não promoveu mudanças significativas na aparência do cordão.
- O eletrodo A6 formou um aço inoxidável com microestrutura austenítica e ferrítica na soldagem subaquática molhada sobre chapa de aço inoxidável. Já na soldagem subaquática molhada sobre chapa de aço carbono a microestrutura formada foi a martensítica. Ambos possuíam a mesma taxa de diluição. Indicando a influência significativa do teor de Cr do metal de solda na sua microestrutura.
- No metal de solda de aço inoxidável duplex, o topo e a região mais próxima ao metal base apresentam diferentes volumes da austenita.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fabricar um arame tubular auto-protegido com fita de 0,3mm, teor de Ni 45%, teor de Cr acima de 15% e com  $\text{TiO}_2$  e  $\text{CaCO}_3$  presentes no fluxo para se obter um metal de solda de aço inoxidável duplex na soldagem subaquática de aço carbono.
- Fabricar um arame tubular auto-protegido com fita de 0,2 mm repetindo o teor de elementos utilizados no fluxo do arame A6, para verificar se o aumento do teor de elementos de liga em função da diminuição da espessura da fita, irá promover a formação de aço inoxidável duplex na soldagem sobre chapa de aço carbono.
- Avaliar o teor de hidrogênio difusível presente nos metais de solda formados e realizar ensaios mecânicos nos cordões produzidos pela soldagem com eletrodos arame tubular que formarem o metal de solda de aço inoxidável duplex, para verificar o aumento da resistência mecânica das soldas produzidas por este consumível.
- Testar outros metais de bases.

## 8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. TOMKÓW, J.; JANECEK, A. **The influence of the welding environment on the properties of Tekken joints made from S355J2C+N steel.** Welding Technology Review. 2009. p. 8-12.
2. FILHO, J.C.; MELLO, R. T.; MEDEIROS, R.C.; PARANHOS, R. **Histórico recente da soldagem subaquática molhada.** Infosolda. 2004. p. 1-13.
3. LABANOWSKI, J. **Development of under-water welding techniques.** Welding International. v. 25. 2011. p. 933-937.
4. LABANOWSKI, J.; FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. **Underwater welding – a review.** Advances in materials science. v. 8. Dec, 2008.
5. FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G.; LABANOWSKI, J. **Weldability of high strength steel in underwater environment.** Welding International. 2015. p. 68-57.
6. MARINHO, R.; PAES, M.; PESSOA, E.; BRACARENSE, A.; SANTOS, V.; ASSUNÇÃO, F.; MONTEIRO, M.; DOMINGUES, J. **Perspectivas e desafios para a aplicação da soldagem subaquática molhada na Petrobras.** Rio Welding 2014. 2014.
7. JIANFENG, W.; SUN, Q.; ZHANG, T.; JIN, P. FENG, J. **Arc stability indexes evaluation of ultrasonic wave-assisted underwater FCAW using electrical signal analysis.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. v. 103. 2019. p. 2593–2608.
8. ASM International. **ASM Handbook: Welding, Brazing, and Soldering.** v. 6. 1993.
9. LI, H.L.; LIU, D.; YAN, Y.T.; GUO, N.; FENG, J.C.; **Microstructural characteristics and mechanical properties of underwater wet flux-cored wire welded 316L stainless steel joints.** Journal of Materials Processing Technology. v. 238. 2016. p. 423–430.
10. LI, H.L.; LIU, D.; SONG, Y.Y.; YAN, Y.T.; GUO, N. **Microstructure and mechanical properties of underwater wet welded highcarbon-equivalent steel Q460 using austenitic consumables.** Journal of Materials Processing Technology. 2017. p. 149–157.



11. ROWE, M.D.; NELSON, T.W.; LIPPOLD, J.C. **Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds.** *Weld. Journal.* v. 78. 1999. p. 31–37.
12. ROWE, M.; LIU, S. **Recent developments in underwater wet welding.** *Science and Technology of Welding and Joining.* v. 6. 2001. p. 387-396.
13. DELANY, F.; LUCAS, W.; THOMAS, W.; HOWSE, D.; ABSON, D.; MULLIGAN, S.; BIRD, C. **Advanced joining processes for repairs in nuclear power plants.** *International Forum on Welding Technologies in Energy Engineering.* China. 2005.
14. PATEL, H.K.; PATEL, V.K.; GUFRAN, M.; BARETH, R. **As assessment over underwater welding technique.** *International Journal of Research.* v. 3. 2016. p. 493-498.
15. POPE, A.M.; MEDEIROS, R.C. de; LIU, S. **Solidification of underwater wet welds.** *International conference on offshore mechanics and arctic engineering.* Copenhagen. 1995.
16. OLIVEIRA, F.R.; SOARES W.R.; BRACARENSE, A.Q. **Estudo sobre o correlacionamento do fenômeno das bolhas e sinais elétricos na soldagem subaquática molhada com eletrodos revestidos.** *Soldagem & Inspeção.* v. 18. 2013. p. 092-101.
17. SOLOMON, H.D. **Fundamentals of welding solidification.** 1993.
18. FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G.; LABANOWSKI, J. **Problems of Underwater Welding of Higher-Strength Low Alloy Steels.** CC-BY-NC. 2014.
19. SILDA, W.C.; RIBEIRO, L.F.; Ávila, T.L.; BRACARENSE, A.Q. **Diffusible hydrogen on underwater wet welds produced with tubular shielded electrodes using internal gas protection.** *Brazilian Congress of Mechanical Engineering.* Brasil. 2011
20. CHIGARIEV, V. V.; USTINOV, A. V. **Design-experimental estimation of the possibility of reduction of the HAZ metal cooling rate in wet underwater welding.** *Avtomaticeskaya Svarka.* v. 5. p. 25–30.
21. LABANOWSKI, J.; STRZELCZYNSKA, K.; FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. **The effect of wet underwater welding on cold cracking susceptibility of duplex stainless steel.** *Advances in materials and science.* v. 16. 2016. p. 68-77.
22. ZHANG, Y.; JIAN, C.; ZHAO, B.; HU, J.; WU, C. **Heat input and metal transfer influences on the weld geometry and microstructure during underwater wet FCAW.** *Journal of Materials Processing Technology.* v.238. 2016. p. 373–382.

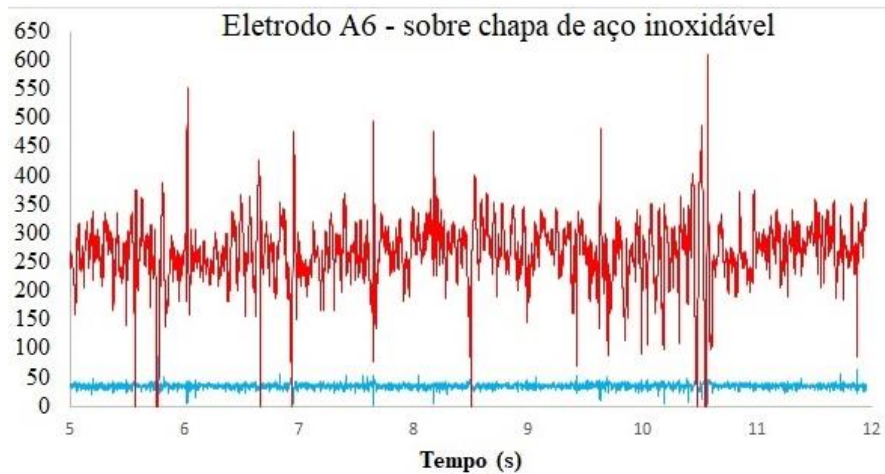
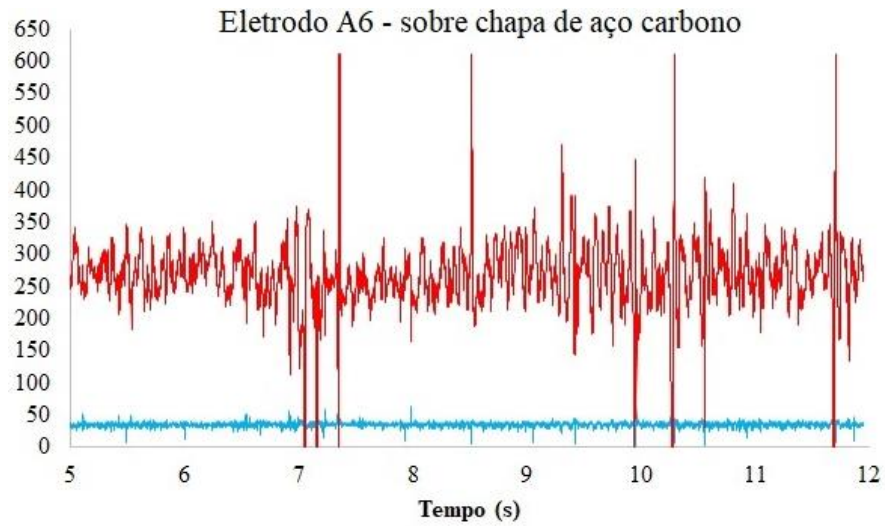
23. FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. **Effect of shielded-electrode wet welding conditions on diffusible hydrogen content in deposited metal.** Weld International. v. 25. 2011. p. 166-171.
24. SUGA, Y. **Effect of diffusible hydrogen on mechanical properties of underwater welded joints – study on improving the mechanical properties of underwater welded joints (the 1st report).** Transactions of the Japan Welding Society. 1985.
25. DUPLESSIS, J.; DUTOIT, M. **Reducing Diffusible Hydrogen contents of shielded Metal Arc Welds Through Addition of Flux-Oxidizing Ingredients.** Journal of Materials Engineering and Performance. 2006. p. 50-56.
26. MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Departamento de Engenharia Metalurgica- UFMG. 2016.
27. TREVISAN, R. E.; SCHWEMMER, D.D.; OLSON, D.L. **The fundamentals of weld metal pore formation.** Welding: Theory and Practice, Chapter 3. 1990. p. 79.
28. PESSOA, E.C.; BRACARENSE, A.Q.; ZICA, E.M.; LIU, S.; GUERRERO, F.P. **Porosity variation along multipass underwater wet welds and its influence on mechanical properties.** Journal of Materials Processing Technology. v. 179. 2006. p. 239–243.
29. ROWE, M. D.; LIU, S.; REYNOLDS, T. J. **The Effect of Ferro-Alloy Additions and Depth on the Quality of Underwater Wet Welds.** Welding Journal, Golden. 2002. 156-166.
30. MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia.** ed. UFMG. Belo Horizonte. 2005.
31. JOAQUIM, R. **Processo de Soldagem por Arame Tubular.** Info solda. 2019. p. 1-23.
32. OLSON, D.L.; NATALIE, C.A. **Physical and chemical behaviour of welding fluxes.** Annual Reviews Master Science. v. 16. 1986. p. 389-413.
33. WEST, T C.; MITCHELL, G.; LINDBERG, E. **Wet welding electrode evaluation for ship repair.** Welding Journal. v. 69. 1990. p. 46.
34. MAZZAFERRO, J.A.; MACHADO, I. G. **Study of arc stability in underwater shielded metal arc welding at shallow depths.** Mechanical Engineering Science. v. 223. 2009. p. 699-709.
35. POPE, A.M. AND LIU, S. **Hydrogen Content of Underwater Wet Welds Deposited By Rutile And Oxidizing Electrodes.** OMAE, Materials Engineering. Volume III. 1996.

36. LIU, H.Y.; LI, Z.X.; LI, H.; SHI, Y.W. **Study on metal transfer modes and welding spatter characteristics of self-shielded flux cored wire.** Science and Technology of Welding and Joining. v. 13. p. 777–780.
37. GUO, N.; FU, Y.; FENG, J.; DU, Y.; DENG, Z.; WANG, M.; TANG, D. **Classification of metal transfer mode in underwater wet welding.** Welding Journal. v. 95. 2016. p. 133–140.
38. BRACARENSE, A. Q.; SOUZA, R. L.; COSTA, M. C. M.; FARIA, P. E.; LIU, S. **Welding current effect on diffusible hydrogen content in flux cored arc weld metal.** Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. v. 24. 2002.
39. GUO, N.; WANG, M.; DU, Y.; GUO, W.; FENG, J. **Metal transfer in underwater flux-cored wire wet welding at shallow water depth.** Materials Letters. v. 144. 2015. p. 90–92.
40. WANG W.; LIU, S.; JONSES, J. E. **Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization.** 73rd Annual AWS Meeting. 1992.
41. CARBO, H.M. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações.** Apostila Acelormital Brasil. 2008.
42. MODENESI, P.J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis.** Departamento de Engenharia Metalúrgica - UFMG. 2016.
43. CALLISTER, W. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 5.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.
44. LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel.** Danver: John Wiley and Sons. 2005.
45. CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos.** 7 ed. Editora ABM. 2005.
46. BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels - Microstructure and Properties.** 3 ed. Editora Oxford: Elsevier. v. único, 2006.
47. ONORO, J. **Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels.** International Journal of Pressure Vessels and Piping. v.83. 2006. p. 540–545.
48. ONORO, J. **Martensite microstructure of 9–12%Cr steels weld metals.** Journal of Materials Processing Technology. v. 180. 2006. p. 137–142.
49. DAVID, S.A.; VITEK, J.M.; REED, R.W.; HEBBLE, T.L. **Effect of Rapid Solidification on Stainless Steel Weld Metal Microstructures and Its Implications on the Schaeffler Diagram.** Office of Basic Energy Sciences. 1987

50. KACAR, R.; BAYLAN, O. **An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels.** *Materials & Design*. v. 25. 2004. p. 317-329.
51. OLSON, D.L. **Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties.** *International Trends in Welding Research*. 1985.
52. RAJKUMAR, R.K.; HAMIMI, F. CHARDE, N. **Investigating the Dissimilar Weld Joints of AISI 302 Austenitic Stainless Steel and Low Carbon Steel.** *International Journal of Scientific and Research Publications*. v. 2. 2012. p. 247-251.
53. SELF, J.A.; MATLOCK, D.K.; OLSON, D.L. **An Evaluation of Austenitic Fe-Mn-Ni Weld Metal for Dissimilar Metal Welding.** Subcommittee on Shells of the Pressure Vessel Research Committee of the Welding Research Council. 1984.
54. LIA, H.; LIU, D.; YAN, Y.; GUA, N.; LIU, Y.; FENG, J. **Effects of heat input on arc stability and weld quality in underwater wet flux-cored arc welding of E40 steel.** *Journal of Manufacturing Processes*. v. 31. 2018. p. 833–843.
55. KOTELCHUK, A.S. **Influence of thermophysical properties of cores of self-shielding flux-cored wires on welding and technological properties.** *The Paton Welding Journal*. No. 1. 2016.
56. WEGRZYN, J. **Self-shielding, non-fluoride containing, flux-cored wires.** *Welding International*. v. 2010. 1996. p. 341-345.
57. FORTES, C. **Apostila de eletrodos revestidos.** ESAB. 2005.
58. GUO, N.; XU, C.; DU, Y.; CHEN, H.; FU, Y.; FENG, J. **Influence of calcium fluoride on underwater wet welding.** *Welding in the World* v. 63. 2019. p. 107–116.
59. BROOKS, J. A.; THOMPSON, A.W. **Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds.** *International Materials Reviews*. v. 36. 1991.

**ANEXOS**

Sinais (tensão e corrente) dos testes de soldagem realizados com o eletrodo A6.



— Tensão (V) — Corrente (A)