

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Tese de Doutorado

“Soldagem Subaquática de Aço Baixo Carbono com Eletrodo Inoxidável Austenítico”

Autor: Frank de Mello Liberato
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi
Co-Orientador: Prof. Alexandre Queiroz Bracarense

Dezembro/2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Frank de Mello Liberato

SOLDAGEM SUBAQUÁTICA DE AÇO BAIXO CARBONO COM ELETRODO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica,
Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação
Orientador: Prof. PhD Paulo José Modenesi
Co-Orientador: Prof. PhD Alexandre Queiroz Bracarense

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2017

Aos meus pais, Israel Pedro Liberato e
Maria das Graças Mello Liberato, e a
minha noiva, Sara Taila.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por ter possibilitado finalizar esse trabalho, superando meus problemas de saúde, meus momentos de angústias e momentos de desânimo.

Ao professor Paulo José Modenesi, pela oportunidade de convivência durante os últimos anos, nos quais compreendi o que é ser um educador engajado na formação de cidadãos preocupados com a ciência e a sociedade. Ser humano humilde, paciente, simples e solícito, que se dispõe a ajudar em momentos de dificuldades e desespero. Agradeço profundamente pelos ensinamentos passados durante os experimentos e discussão e interpretações de resultados.

Ao professor Alexandre Queiroz Bracarense, pelo convívio diário no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação – LRSS, por ter confiado no desenvolvimento de uma nova abordagem dentro da soldagem subaquática, onde reuni conhecimentos metalúrgicos e operacionais de soldagem de materiais dissimilares. Pelas sugestões de ensaios que contribuíram no entendimento de algumas dúvidas que surgiram ao longo do trabalho.

Ao aluno de graduação em engenharia mecânica Filipe Dias Vieira, pelo o auxílio durante a execução dos testes preliminares de soldagem subaquática.

À aluna Dâmia, estagiária do curso de Engenharia Metalúrgica e Materiais da UFMG, pelo auxílio durante a realização dos testes de metalografia realizados nas amostras dos testes preliminares.

Ao professor Dagoberto, pela utilização do laboratório de metalografia do departamento de engenharia metalúrgica, pelas contribuições muito pertinentes em momentos de dúvidas durante os ensaios metalográficos e pelos conhecimentos partilhados durante nossa convivência em laboratório e sala de aula.

Às novas amigas, formadas durante o período que permaneci no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, pela solicitude, paciência, pelas risadas e bons momentos ao longo dos últimos anos, desde os alunos de iniciação científica aos mestrandos e doutorandos dos cursos de pós-graduação em engenharia mecânica e metalúrgica e demais pesquisadores.

Em especial, gostaria de agradecer ao doutorando e professor Luciano Juliani pelas excelentes amostras usinadas para os ensaios de soldabilidade.

Gostaria de mencionar a grande contribuição do engenheiro mecânico Wallace da Fundação Altivo, na realização de todas as análises químicas desse trabalho.

Ao engenheiro Matheus Albertoni e Ronaldo Júnior da ESAB, pelo fornecimento de todos os eletrodos revestidos usados durante a realização desse estudo.

Em especial, a minha noiva Sara Taila que durante a realização deste trabalho teve paciência pelos momentos de ausência que fiquei ocupado para o desenvolvimento de experimentos e atividades de acadêmicas.

Aos meus tios Maria Felicidade (*in memoriam*) e Ely Torres, pela hospitalidade e acolhimento em sua casa durante a realização desse trabalho.

À Aperan e à Usiminas, pelo fornecimento das chapas de aço utilizadas neste trabalho.

Ao IFMG – Campus Congonhas, pela utilização de equipamentos e materiais na realização de ensaios metalográficos e usinagem.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, representados pelos secretários Cida e Nelson e aos coordenadores Herman Mansur e Rodrigo Oréfica, que tiveram a responsabilidade de comandar o programa durante ao meu período de doutoramento.

À CAPES, pelo suporte financeiro essencial para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE TABELAS	xiii
LISTA DE NOTAÇÕES	xiv
RESUMO	xv
ABSTRACT	xvii
1 INTRODUÇÃO	xviii
2 OBJETIVOS	xx
2.1 Objetivo Geral	xx
2.2 Objetivos Específicos	xx
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1 Introdução	21
3.2 Soldagem Subaquática	21
3.2.1 Processos de soldagem subaquática	23
3.2.2 Principais problemas encontrados na soldagem molhada	25
3.3 Efeito do Oxigênio na Poça de Fusão	26
3.4 Fissuração por Hidrogênio	32
3.4.1 Efeito do Hidrogênio no Metal de Solda Ferrítico	34
3.4.2 Fissuração pelo Hidrogênio na Soldagem Subaquática Molhada	35
3.4.3 Mecanismos de Fragilização	42
3.4.4 Efeito do Hidrogênio na Microestrutura de Aços Inoxidáveis Austeníticos	45
3.5 Caracterização do Arco Elétrico na Soldagem Subaquática Molhada	47
3.6 Aspectos Metalúrgicos dos Aços Inoxidáveis Austeníticos	52
3.7 Aplicabilidade e Características de Juntas Dissimilares	59
4 METODOLOGIA	63
4.1 Introdução	63
4.2 Equipamentos e Materiais	63

4.2.1	Equipamentos.....	63
4.2.2	Materiais	67
4.3	Procedimento Experimental	69
4.3.1	Testes Preliminares a Meio Metro de Profundidade.....	70
4.3.2	Testes Definitivos de Soldagens.	71
4.3.2.1	Preparação dos Corpos de Provas	72
4.3.2.2	Procedimento de Soldagem.....	72
4.3.2.3	Aquisição e Avaliação de Sinais Elétricos.....	73
4.3.3	Medição do Hidrogênio Difusível	75
4.3.4	Caracterização da Solda.....	76
4.3.5	Ensaio de Fissuração pelo Hidrogênio	78
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
5.1	Introdução	80
5.2	Testes Preliminares de soldagem	80
5.3	Características Operacionais da Soldagem Subaquática Molhada.....	85
5.3.1	Testes a Seco.....	85
5.3.2	Soldagem Molhada e Comparação com Testes a Seco.....	88
5.3.3	Avaliação da Estabilidade do Processo	90
5.3.4	Taxa de Fusão dos Eletrodos	94
5.4	Aspectos Microestruturais da Soldagem Subaquática Molhada	98
5.4.1	Caracterização dos Eletrodos Revestidos	98
5.4.2	Caracterização dos Metais de Solda	100
5.4.3	Efeito do Metal de base na Microestrutura do MS	115
5.5	Testes de Fissuração pelo Hidrogênio.....	118
5.6	Considerações Finais.....	121
6	CONCLUSÕES.....	122
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA.....	124
	SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS	133
	APÊNDICE A.....	134
	APÊNDICE B.....	136

APÊNDICE C	137
ANEXOS	140

LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1 - Soldagem Subaquática Hiperbárica [1].....	22
Figura 3. 2 - Soldagem Subaquática Molhada [2].	22
Figura 3. 3 – Representação esquemática do processo de soldagem a laser [3].....	25
Figura 3. 4- Diagrama Richardson-Ellingham de Variação da Energia Livre de Formação de Óxidos em Função da Temperatura [9].....	27
Figura 3. 5 - Diagrama de fases Fe-O [9]	28
Figura 3. 6 - Teores de manganês e oxigênio <i>versus</i> profundidade [11].	29
Figura 3. 7 – Teores dos elementos de liga e microestrutura em relação à profundidade [18].....	32
Figura 3. 8 – Exemplos de trincas induzidas pelo de Hidrogênio na ZTA [21]	33
Figura 3. 9 - Trinca induzida por hidrogênio paralela à linha de fusão na zona fundida [25].....	37
Figura 3. 10 – Quantidade de hidrogênio difusível (mL/100 g de metal depositado) [27].	39
Figura 3. 11 - Trinca a quente no metal de solda, obtida com eletrodo E309-16 [27]..	39
Figura 3. 12 - Teste TEKKEN usando o eletrodo E312-16 [27].	40
Figura 3. 13 - Microestrutura do metal de solda obtido na soldagem subaquática molhada com os eletrodos E309-16 e E312-16 [27].	40
Figura 3. 14 - Representação esquemática do Teste CTS: A) Vista Frontal, B) Vista Superior e C) Vista Lateral [33].	41
Figura 3. 15 – Representação esquemática da interação entre deslocamentos e átomos de hidrogênio, durante carregamento [35].....	44
Figura 3. 16 - Superfícies de fratura de um aço AISI 304 submetido a ensaio de tração realizado a 25°C em: a) Ar atmosférico, P=0,1MPa; b) Hidrogênio Gasoso, P=40 MPa [42].....	47
Figura 3. 17 – Representação esquemática do comprimento do arco elétrico durante a soldagem com eletrodo revestido, (a) comprimento do arco sem a gota e (b) comprimento do arco com a gota [45].	49
Figura 3. 18 - Sinais de tensão registrados durante a soldagem subaquática molhada com os eletrodos revestidos (a) E6013, (b) E7018 e (c) E7024 em aço A36 a 50 m de profundidade [45].	50

Figura 3. 19 - Representação esquemática do efeito da polaridade no perfil do cordão de solda [14].	52
Figura 3. 20 - Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr [54].	54
Figura 3. 21 - Diagrama Schaeffler. Efeito dos elementos de liga na estrutura do aço inoxidável [54].	56
Figura 3. 22 - (a) Trinca localizada na margem da solda, (B) Trinca associada a inclusões alinhadas [60].	60
Figura 3. 23 – A) Visão geral da transição; B) Zona dendrítica celular e colunar e C) Metal de solda [92].	62
Figura 4. 1 - Fontes de Energia para Soldagem: Power Wave 450 e HIPER -1.	64
Figura 4. 2 - Representação Esquemática do Sistema de Soldagem por Gravidade [63].	65
Figura 4. 3 - Câmara Hiperbárica [63].	65
Figura 4. 4 – Porta amostras para teste de hidrogênio difusível.	66
Figura 4. 5 – Eletrodos revestidos envernizados utilizados no trabalho.	68
Figura 4. 6 - Tanque aberto de soldagem subaquático.	70
Figura 4. 7 – Intervalos de operação com arco e em curto-circuito.	74
Figura 4. 8 – Sinal elétrico obtido pelo Sistema de aquisição.	75
Figura 4. 9 - Representação esquemática das peças para o ensaio de hidrogênio difusível.	75
Figura 4. 10 - Posição de Retirada das Amostras para Análises Metalográficas do Metal de Solda.	77
Figura 4. 11 – Áreas medidas para cálculo da diluição [64].	78
Figura 4. 12 – Corpo de Prova Posicionado no Tanque.	79
Figura 5. 1 - Seções longitudinais dos cordões de solda sobre chapa, (a) aço inoxidável AISI 304L e (b) aço ASTM A36.	81
Figura 5. 2 – Microestrutura da seção transversal do cordão de solda dos aços dissimilares.	82
Figura 5. 3 – Microestrutura da seção transversal do cordão de solda dos aços similares.	83
Figura 5. 4 – Curvas características dinâmicas de testes de soldagem com eletrodo E312L ao (a) ar com a fonte Power Wave 450 e a (b) 50 m com a fonte Hiper-1.	87

Figura 5. 5 - Variação relativa à soldagem ao ar da tensão média de soldagem com (a) CC- e (b) CC+ e do fator de curto circuito com (a) CC- e (b) CC+.	89
Figura 5. 6 - Variação do fator de curto-circuito para testes a diferentes profundidades com eletrodos (a) E6013, (b) E309L e (c) E312L. Operação em CC-.	93
Figura 5. 7 - Evolução do coeficiente de variação da corrente medido em intervalos de 0,1 s para testes a diferentes profundidades com eletrodos (a) E6013, (b) E309L e (c) E312L. Operação em CC-.	94
Figura 5. 8 - Variação da resistência elétrica média no curto-circuito para os diferentes eletrodos em CC+ e CC-.	97
Figura 5. 9 - Variação da resistência elétrica média no curto-circuito com o tempo de soldagem para os eletrodos (a) E6013 e (b) E312L.	97
Figura 5. 10 – Análise da composição química semiquantitativa por EDS da alma (a) e do revestimento (b) do eletrodo E316L-17.	99
Figura 5. 11 – Imagem obtida no MEV para análise química das partículas metálicas no revestimento do E316L-17, sendo (1) matriz a base de silício, (2) titânio, (3) níquel e (4) cromo.	100
Figura 5. 12 - Teores de oxigênio encontrados nos metais de soldas dos eletrodos inoxidáveis.	102
Figura 5. 13 - Hidrogênio Difusível dos metais de solda na soldagem subaquática molhada.	104
Figura 5. 14 - Microestrutura do metal de solda obtido com o eletrodo inoxidável E316L, (a) região central da zona fundida e (b) próxima a linha de fusão.	106
Figura 5. 15 – Diluição das ligas.	107
Figura 5. 16 - Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura do metal de solda obtido com os eletrodos (a) E309L, (b) E312L e (c) E3016L-17.	108
Figura 5. 16 - Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura do metal de solda obtido com os eletrodos (a) E309L, (b) E312L e (c) E3016L-17.	109
Figura 5. 17 - Microestrutura do metal de solda obtido na soldagem subaquática molhada (a) E309L-17 e (b) E312L-17.	111
Figura 5. 18 – Trinca pelo hidrogênio na ZTA que parece ter crescido em direção a ZF.	112
Figura 5. 19 – Presença de martensita na região da linha de fusão.	113

Figura 5. 20 – Percentual de ferrita presente no metal de solda obtido no MB 304L e com os três eletrodos austeníticos nas duas polaridades e em todas as condições de soldagem.	114
Figura 5. 21 – Efeito da polaridade na diluição.	116
Figura 5. 22 – Diferença na diluição entre as polaridades de soldagem.	117
Figura 5. 24 – Cordão de solda com o eletrodo E309L-17 do ensaio CTS.	118
Figura 5. 25 – Seção transversal do cordão de solda do ensaio CTS com o eletrodo E309L-17.	119
Figura 5. 26 – Representação esquemática das posições onde foram realizadas as medidas de dureza HV 0,5.	120
Figura 5. 27 – Valores de dureza do cordão de solda com o eletrodo E309L.	120
Figura 5. 28 – Valores de dureza do cordão de solda com o eletrodo E312L.	121

LISTA DE TABELAS

Tabela III. 1 – Modos de transferência no processo de soldagem SMAW.	49
Tabela III. 2 – Tipos de defeitos e falhas em serviço.	61
Tabela IV. 1 – Composição química dos metais de base.....	68
Tabela IV. 2 – Composição química típica do metal depositado segundo o fabricante.	69
Tabela V. 1 – Composição química dos metais de base e metais de solda.	81
Tabela V. 2 -Composição química do metal de solda e metal de adição.	85
Tabela V. 3 – Parâmetros medidos a partir dos sinais elétricos. Soldagem com eletrodo negativo (CC-).	87
Tabela V. 4 – Parâmetros medidos a partir dos sinais elétricos. Soldagem com eletrodo positivo (CC+).	87
Tabela V. 5 – Valores de corrente e tensão médias de soldagem nos testes com eletrodo positivo.....	88
Tabela V. 6 – Valores de corrente e tensão médias de soldagem nos testes com eletrodo negativo.....	88
Tabela V. 7 – Valores de alguns parâmetros para caracterizar a estabilidade do processo aplicado em testes com eletrodo negativo.	91
Tabela V. 8 – Velocidade de fusão dos diferentes eletrodos na soldagem a seco e malhada a 0,5 m.....	96
Tabela V. 9 -Composição química dos metais de solda obtidos com os eletrodos inoxidáveis austeníticos e o eletrodo de referência.	101
Tabela V. 10 – Valores de dureza Vickers.	109

LISTA DE NOTAÇÕES

atm	Atmosférica
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
SAW	Submerged Arc Welding
AWS	American Welding Society
ASTM	American Society for Testing and Materials
AISI	American Iron and Steel Institute
SAE	Society of Automotive Engineers
CFC	Cúbica de Face Centrada
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
Máx.	Máximo
Mín.	Mínimo
F_{cc}	Fator de Curto-Circuito
t_{cc}	Tempo de Curto-Circuito
KV	Quilovolts
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
HAZ	Heat Affected Zone
C	Carbono
Si	Silício
Mn	Manganês
Fe	Ferro
O ₂	Oxigênio
H ₂	Hidrogênio
LRSS	Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação

RESUMO

Realizam-se, há algum tempo, estudos de soldagem subaquática molhada através de eletrodos revestidos com composição de aço baixo carbono e revestimentos variados. A microestrutura da zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) obtidas após a soldagem apresenta baixa solubilidade de hidrogênio e oxigênio, resultado em descontinuidades variadas. Para avaliar uma alternativa que possa ter menor sensibilidade aos efeitos negativos destes elementos, o presente estudo tem como objetivo principal estudar aspectos metalúrgicos e operacionais da soldagem subaquática de aços carbono com eletrodos revestidos de aço inoxidável austenítico. Espera-se, com este metal de adição, manter o hidrogênio fixo na zona fundida e, assim, minimizar a sua difusão para a zona termicamente afetada onde pode causar problemas de fragilização e fissuração. Mantendo-se uma estrutura austenítica na zona fundida, espera-se, também, evitar a fragilização pelo hidrogênio nesta região da junta. Finalmente, a maior tenacidade e ductilidade do material austenítico poderão contribuir para uma melhoria destas características na junta soldada. Serão analisados aspectos como a formação de porosidade, mecanismos e sensibilidade à fissuração, à formação de microconstituintes e inclusões na zona fundida e zona termicamente afetada, comparando os resultados aos encontrados com eletrodo revestido de aço carbono. Os testes de soldagem serão feitos por gravidade em tanque hiperbárico do Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação, capaz de simular a soldagem subaquática em diferentes profundidades. Pretende-se avaliar a soldagem com eletrodos revestidos de diferentes classes em condições simulando profundidades de lâmina d'água, 10 e 50 metros. Em uma primeira etapa, o estudo será feito com a deposição de cordões sobre chapa para avaliar aspectos operacionais (formato do cordão, penetração e formação de descontinuidades) e metalúrgicos (efeito da diluição, inclusões, formação da microestrutura, mecanismos de fissuração e formação de porosidade). Será feito, posteriormente, um estudo comparativo do efeito do hidrogênio em soldas subaquáticas com metal de adição de aço carbono e austenítico. Os testes incluirão medidas de hidrogênio difusível e ensaios de soldabilidade envolvendo testes de sensibilidade à fissuração a frio.

Palavras Chaves: Soldagem Subaquática Molhada, Profundidade, Eletrodo Revestido, Aço Inoxidável Austenítico, Fissuração pelo hidrogênio.

ABSTRACT

Wet underwater welding studies have been carried out for some time using electrodes with a low carbon steel composition and all sorts of flux. The microstructure of the molten zone (ZF) and heat affected zone(HAZ) obtained after welding show low solubility of hydrogen and oxygen, resulting in varied discontinuities. To evaluate an alternative that may have less sensitivity to the negative effects of these elements, the present study has as main objective to study metallurgical and operational aspects, comparing the use of austenitic stainless steel and carbon steel core wires. It is expected that, with this change, it's possible to keep the hydrogen in the molten zone and thus minimize its diffusion to the heat affected zone, where it can cause problems of embrittlement and cracking. By maintaining an austenitic structure in the molten zone, it is also expected to avoid embrittlement by hydrogen in this region of the joint. Finally, the higher tenacity and ductility of the austenitic material contribute to an improvement of these characteristics in the welded joint. It will be analyzed aspects such as porosity formation, mechanisms and sensitivity to cracking, formation of microconstituents, and inclusions in the molten zone and heat affected zone, comparing the results to those found with a carbon steel electrode. The welding will be by gravity in a hyperbaric tank of the Laboratory of Robotics, Welding and Simulation, capable of simulating underwater welding at different depths. It is intended to evaluate welding with electrodes of different classes in different depths of water: 0.5, 10, 30 and 50 meters below the water line. Initially, the study will be done with the deposition of the weld beads to evaluate operational aspects (bead format, penetration and formation of discontinuities) and metallurgical aspects (dilution effect, inclusions, formation of the microstructure, cracking mechanisms and formation of porosity). Subsequently, a comparative study of the effect of hydrogen on underwater wet welds with ferritic and austenitic core wires will be done. The tests will include diffusible hydrogen measurements and weldability tests involving tests for cold cracking sensitivity.

Key Words: Wet Underwater Welding, Depth, eletrectrode Austenitic Stainless Steel, Hydrogen Embrittlement.

1 INTRODUÇÃO

A demanda da indústria petrolífera por plataforma, navios tanque, equipamentos de transporte de óleo e gás para o continente resulta em diversas estruturas “offshore” operando em diferentes pontos da costa brasileira e de outros países. Essas estruturas são sujeitas a danos abaixo da linha d’água, causados por acidentes na instalação e operação, por corrosão, por tempestades e, também, por falhas de fabricação. Geralmente, não é possível trazer a estrutura “offshore” para a superfície ou docas. Assim, é importante o desenvolvimento de técnicas de reparo de qualidade por diferentes técnicas e, em particular, através de soldagem subaquática molhada.

A execução de reparos por soldagem subaquática molhada em plataformas de petróleo que operam em profundidades elevadas é ainda bastante restrita, visto que essas estruturas possuem, em geral, materiais de alta resistência mecânica ($\sigma_e > 350 \text{ MPa}$) e que podem apresentar um elevado carbono equivalente, o que contribui significativamente para a ocorrência de fissuração pelo hidrogênio. O reparo dessas estruturas tem sido limitado a aços com carbono equivalente de até 0,40 %. Por outro lado, a necessidade de aumentar o campo de aplicação da técnica de reparo em aços estruturais por soldagem subaquática molhada e a redução dos custos operacionais tem fomentado a pesquisa e o desenvolvimento de consumíveis, bem como de procedimentos de soldagem que minimizem a susceptibilidade a fissuração por hidrogênio e fissuração de solidificação desses aços.

Na literatura sobre o assunto, são descritos experimentos em laboratórios envolvendo eletrodos comercialmente disponíveis, dos mais variados tipos, desde os feitos com alma de aço ferrítico (com revestimento rutílico, celulósico, básico, ácido e oxidante) ou de aço inoxidável austenítico, até aqueles à base de ligas de níquel. Foi verificado, para eletrodos de aço carbono, que o metal de solda obtido com eletrodo rutílico apresenta maior tenacidade e resistência à tração.

Os princípios metalúrgicos que foram estabelecidos para soldagem ao ar para aço carbono podem ser desenvolvidos e estendidos para soldagem subaquática molhada. A degradação das propriedades mecânicas de uma junta obtida por soldagem subaquática molhada se deve ao contato direto dessa junta com o meio aquoso e à conseqüente quebra da molécula de água no arco elétrico. A taxa de resfriamento imposta pelo meio circundante e a

presença de oxigênio e hidrogênio atômico promovem o aparecimento de diversos problemas de origem metalúrgicas, sendo estes: fissuração induzida pelo hidrogênio, porosidade, perda de elementos de liga reativos e formação de inclusões não-metálicas.

Na soldagem subaquática utilizando eletrodos com revestimento oxidante a composição química típica de soldas depositadas é de aproximadamente 0,05% C em peso, e menos do que 0,01% em peso de Si e Mn. Já um eletrodo rutílico, por outro lado, deposita soldas com teores típicos de 0,1% C, 0,1% Si e 0,4 % Mn em peso. A elevada susceptibilidade ao trincamento pelo hidrogênio, verificada em juntas soldadas com eletrodos rútilicos, e a imunidade ao trincamento pelo hidrogênio, observada em juntas soldadas com eletrodos oxidantes, deve-se ao nível de hidrogênio difusível medido no metal de solda depositado por esses eletrodos. Eletrodos rútilicos geram metal de solda com elevado teor de hidrogênio difusível (~90 mL/100g), enquanto eletrodos oxidantes apresentam teores bem mais baixos (~15 mL/100g). A literatura discute que o eletrodo oxidante provoca um consumo de elementos de liga devido ao excesso de oxidação causada pelo revestimento.

O presente trabalho avalia a aplicação de eletrodos revestidos de aços inoxidáveis austeníticos com revestimento rutílico como um consumível alternativo para a soldagem subaquática de aços carbono, visando a sua aplicação particularmente para aqueles de maior carbono equivalente. A escolha desse eletrodo foi determinada pela menor fragilização que o hidrogênio causa em um aço com estrutura austenítica. A menor mobilidade do hidrogênio na austenítica, que também tem maior capacidade de manter este elemento em solução sólida, reduz a chance de fissuração por hidrogênio na junta soldada. Embora os aspectos gerais da soldagem dissimilar entre um aço carbono com consumível inoxidável austenítico, em ambiente terrestre, devam permanecer válidos na soldagem subaquática, o efeito das características próprias deste ambiente, incluindo a elevada quantidade de hidrogênio e oxigênio na poça de fusão, as condições de resfriamento mais severas e a maior pressão nas características metalúrgicas e mecânicas da junta soldada, não foram ainda extensivamente investigadas, justificando o presente trabalho.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Estudar a sensibilidade ao trincamento pelo hidrogênio difusível proveniente do meio aquático na soldagem subaquática molhada de aço de baixo carbono com metal de adição inoxidável austenítico depositado com eletrodos revestidos rúflicos, além de avaliar as características metalúrgicas e mecânicas dos metais de solda obtidos e a influência dessas na presença e efeitos do hidrogênio.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar a sensibilidade ao trincamento pelo hidrogênio difusível proveniente do meio aquático.
- Estudar a formação da microestrutura da zona fundida, incluindo a formação de descontinuidades e/ou inclusões, e comparar com a solda convencional (ao ar).
- Estudar e comparar a tendência à formação de descontinuidades na junta soldada na soldagem subaquática molhada, utilizando como metal de adição convencional (eletrodo revestido ferrítico) e inoxidável austenítico.
- Estudar os aspectos operacionais e o formato do cordão de solda na soldagem subaquática molhada de aço de baixo carbono, utilizando metal de adição inoxidável austenítico em três profundidades e comparando com as características do processo em ambiente atmosférico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Introdução

Neste capítulo, é apresentada uma revisão da literatura sobre os tópicos relevantes para o desenvolvimento do presente trabalho. Ele será iniciado com a revisão das opções tecnológicas para a realização da soldagem molhada de estruturas e componentes submersos (seção 3.2), seguida pela apresentação dos efeitos do oxigênio e a fissuração pelo hidrogênio (seção 3.3 e 3.4), os aspectos operacionais da soldagem subaquática molhada serão tratados posteriormente (seção 3.5) da soldagem subaquática molhada. O capítulo é finalizado com revisões de aspectos metalúrgicos da soldagem de aços inoxidáveis austeníticos (seção 3.6) e de juntas de aços dissimilares (seção 3.7).

3.2 Soldagem Subaquática

Estruturas “offshore” têm uma importância global na infraestrutura da indústria de óleo e gás. Essas estruturas fornecem suporte estratégico na exploração, produção e transporte de óleo e gás e a manutenção delas tem sido um grande desafio para companhia de operação “offshore”. Estes reparos devem ocorrer em decorrência de danos na estrutura metálica, que podem acontecer durante ou após sua instalação, por exemplo, devido a problemas de fadiga, corrosão, colisões de navios transportadores e fenômenos da natureza.

Existem duas formas de realizar o reparo dessas estruturas por soldagem: a seco, em câmara hiperbárica e por soldagem subaquática molhada:

A soldagem a seco é realizada quando as estruturas são removidas da região de operação e levadas a docas de reparo, assim tornando grande o tempo de parada. Esse tipo de soldagem quase não é mais usado em estruturas “offshore” devido ao alto custo operacional.

A soldagem hiperbárica é realizada numa câmara hiperbárica submersa, sendo um método que possibilita a soldagem ocorrer em condições similares a uma soldagem a seco. O soldador e a peça permanecem dentro da câmara em determinadas profundidades, sendo a água removida por um gás a uma pressão equivalente à da profundidade, isto é, para cada 10 metros de profundidade aumenta-se, aproximadamente, a pressão em 1 atm. A soldagem é executada em um ambiente completamente seco. Esse método é capaz de

produzir soldas com qualidade comparáveis às realizadas em ambientes de 1 atm (ao nível do mar). Abaixo, a Figura 3.1 exemplifica esse tipo de soldagem.



Figura 3. 1 - Soldagem Subaquática Hiperbárica [1]

No caso da soldagem subaquática molhada, o arco elétrico, além de sofrer interferência da pressão ambiente, está em contato direto com a água, como mostrado na Figura 3.2.

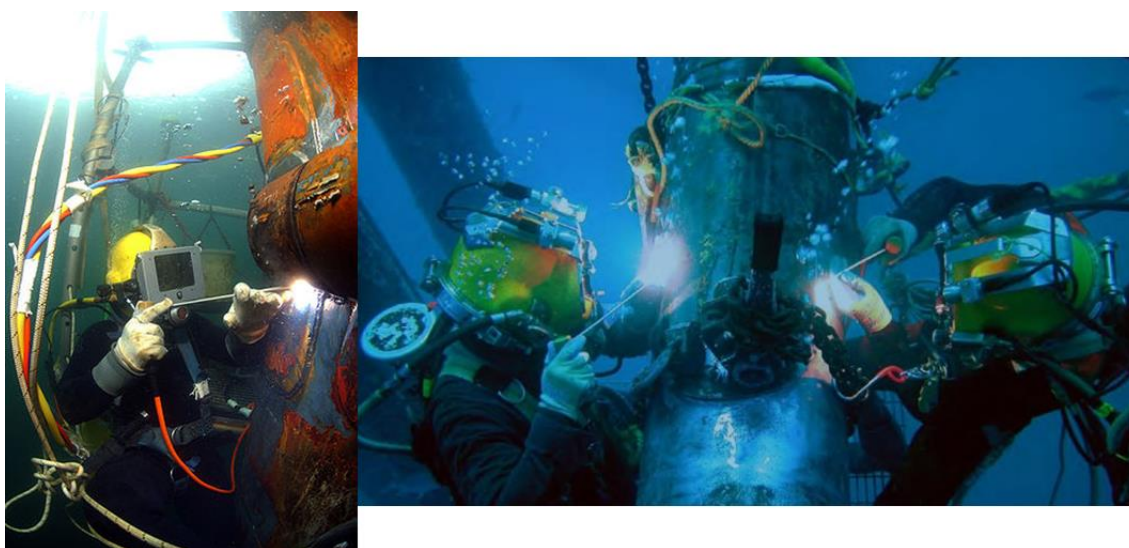


Figura 3. 2 - Soldagem Subaquática Molhada [2].

Os problemas associados a esse método de soldagem são as dificuldades operacionais decorrentes da pouca visibilidade do arco, maior instabilidade do processo, maior tendência à formação de inclusões de escória, trincas, porosidade e as baixas propriedades mecânicas obtidas quando comparada à soldagem atmosférica e mesmo em relação à soldagem hiperbárica. Do ponto de vista metalúrgico, a alta velocidade de resfriamento e o elevado teor de hidrogênio absorvido pelo metal fundido são os fenômenos a serem controlados para evitar a formação de trincas a frio e a baixa tenacidade das juntas

soldadas. A soldagem molhada, no entanto, é frequentemente selecionada entre as outras técnicas por causa de sua rápida implementação e relativa facilidade operacional, reduzindo, portanto, o custo e o tempo gasto em relação à soldagem hiperbárica.

3.2.1 Processos de soldagem subaquática

Patel e colaboradores [3] sugerem uma classificação do processo de soldagem subaquática entre processos convencionais e avançados. Dentro dessa divisão, o autor não deixa explícito se a soldagem é realizada na condição seca ou molhada, mas classifica como processos de soldagem convencionais, as soldagens com eletrodos revestido (SMAW - Shielded Metal Arc Welding), com arame tubular (FCAW - Flux Cored Arc Welding) e TIG (GTAW - Gas Tungsten Arc Welding).

Alguns trabalhos [3] [4] [5] relatam que a soldagem molhada deve ser realizada com corrente contínua e polaridade direta (eletrodo no polo negativo), apresentando assim, melhores resultados em relação à menor formação de discontinuidades no cordão de solda. O processo SMAW é o mais utilizado na soldagem molhada pela sua versatilidade e diversidade de consumíveis.

Os eletrodos E6013, E7014, E7024 e eletrodos oxidantes são os mais utilizados nos estudos da soldagem molhada. Pessoa [6] relata que os eletrodos básicos apresentam maior dificuldade operacional em relação aos rufílicos ou com pó de ferro, justificando assim, a maior utilização dos três eletrodos citados acima. Em seu estudo, o eletrodo E6013 apresentou boa manutenção do arco elétrico durante a soldagem, sendo consumido completamente em 90% das tentativas na soldagem com dispositivo de soldagem por gravidade. O eletrodo E7018 apresentou instabilidade durante a soldagem; mesmo apresentando boa abertura de arco o eletrodo não foi consumido completamente. O eletrodo E7024 apresentou dificuldade para a manutenção do arco (muito curto circuito), mesmo sendo consumido totalmente em todas as tentativas de soldagem e apresentando excelente abertura e reabertura do arco.

O processo SMAW é caracterizado principalmente pela configuração operacional simples, econômica e por apresentar um resultado de boa qualidade. No entanto, durante a soldagem, todos elementos que constituem o processo (porta-eletrodo, luvas, cabos

elétricos e equipamentos de iluminação), devem estar totalmente isolados eletricamente e em boas condições.

O processo FCAW é um processo de soldagem que apresenta alta taxa de deposição, e ainda possibilita aproveitar as vantagens do fluxo em comparação com a soldagem GMAW. O arame utilizado no processo FCAW é formado por um fluxo envolto por uma fita metálica, sendo o primeiro responsável por formar escória durante a soldagem, que serve como meio de proteção e meio de adição de elementos de liga à poça de fusão.

O processo de soldagem pode ser realizado utilizando arames auto protegidos e/ou utilizando gases de proteção, os mesmos usados na soldagem GMAW. A soldagem FCAW é classificada como um método de soldagem semiautomática. A soldagem FCAW atualmente é um dos processos de soldagem mais estudados na soldagem molhada por apresentar um resultado de boa qualidade, deposição metálica elevada e não necessitar de uma mão-de-obra especializada. Recentemente, a formulação de novos fluxos tem aumentado a aplicabilidade do FCAW na soldagem subaquática molhada.

Guo e colaboradores [7] utilizaram um fluxo do sistema $TiO_2-CaF_2-CaO-SiO_2$ no estudo dos modos de transferência metálica na soldagem molhada FCAW. A partir dos modos de transferência detectados, os autores foram capazes de inferir uma relação com a velocidade de transferência, a morfologia e a aparência do cordão de solda.

O processo GTAW tem sua aplicabilidade restrita à condição de soldagem seca. As condições operacionais da soldagem subaquática seca GTAW são similares às realizadas ao ar atmosférico.

Dentre os processos de soldagem subaquática dito como avançados por Patel [3], aparecem a soldagem por fricção e a soldagem a laser.

A soldagem por fricção é um processo no estado sólido sem a formação de uma poça de fusão. Esse tipo de soldagem pode ser usado na condição molhada, mas para fabricação de pequenas peças. O objetivo principal da soldagem molhada por fricção é a dissipação do calor gerado entre a ferramenta e a peça a ser soldada.

Na soldagem a laser (Figura 3.3), a união é obtida a partir de uma fonte de luz monocromática e coerente. Neste processo de soldagem, é necessária a utilização de metal

de adição e de um gás de proteção (argônio) que será utilizado para extrair calor, expulsar a água da região de soldagem e evitar a oxidação da poça de fusão. A focalização do laser em um ponto específico de soldagem favorece a qualidade e a estrutura metalúrgica do metal de solda.

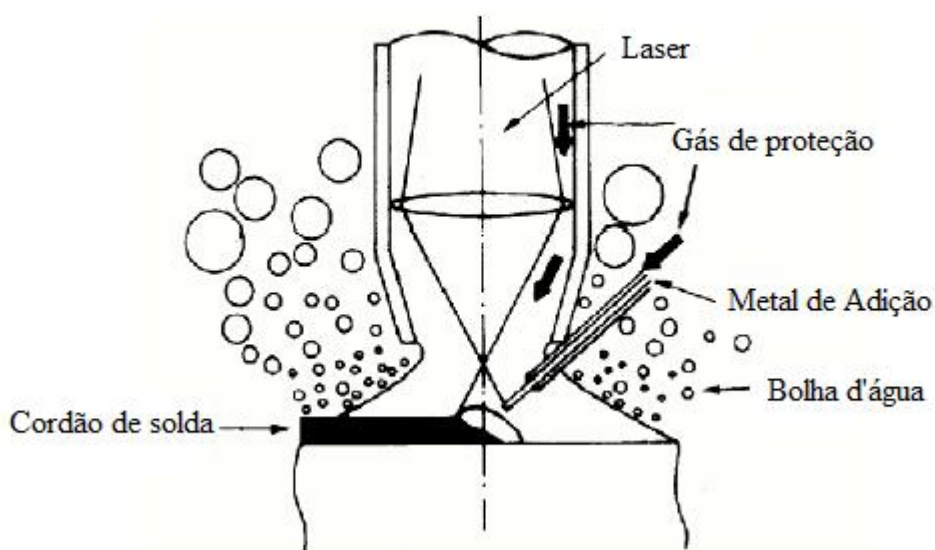


Figura 3. 3 – Representação esquemática do processo de soldagem a laser [3].

O futuro da soldagem subaquática molhada está pautado no desenvolvimento da automação dos processos de soldagem, de mecanismo robóticos manipuladores e de novas técnicas de soldagem.

3.2.2 Principais problemas encontrados na soldagem molhada

De forma independente, os estudos realizados em juntas soldadas com eletrodos comerciais em aplicações convencionais da soldagem subaquática apresentam os mesmos tipos de discontinuidades. Os principais problemas encontrados na soldagem molhada são: a fissuração a frio (trinca de hidrogênio), fissuração a quente (trinca de solidificação), a alteração da estabilidade do arco elétrico e a perda de elementos de liga (desoxidantes). A consequência dessas discontinuidades e problemas é a diminuição das propriedades mecânicas das juntas soldadas molhadas em comparação às juntas obtidas em condição atmosférica.

O desenvolvimento da soldagem molhada está baseado no controle da formação dessas descontinuidades, para isso, são investigadas as composições dos revestimentos dos eletrodos, as condições operacionais de soldagem, a microestrutura formada da zona fundida e termicamente afetada e a quantificação do hidrogênio difusível e o teor de oxigênio no metal de solda.

3.3 Efeito do Oxigênio na Poça de Fusão

O oxigênio absorvido durante a soldagem subaquática molhada afetará as características do metal de solda, pois ele reagirá com elementos desoxidantes presentes no metal líquido, como o carbono, silício, titânio e manganês, em eletrodos revestidos com revestimento a base de rutila [8]. Dessa forma, é possível a formação de óxidos, cuja estabilidade pode ser avaliada, por exemplo, com o auxílio do diagrama de Richardson-Ellingham (Figura 3.4). Os óxidos podem ser eliminados para a escória formada, evitando, neste caso, a perda das propriedades mecânicas pelo metal de solda. Quando as quantidades de elementos desoxidantes forem insuficientes, o próprio ferro reagirá com o oxigênio, formando o FeO, que poderá ficar aprisionado na forma de inclusões. O teor de oxigênio no metal de solda aumentará com o aumento da pressão parcial de oxigênio do meio aquoso. Como essa pressão parcial aumenta com a profundidade, quanto maior for a profundidade, maior será o teor de oxigênio no metal de solda, sendo este encontrado em inclusões ou poros.

Uma parte do diagrama de equilíbrio Fe-O é mostrada na Figura 3.5. A pequeníssima solubilidade de oxigênio no ferro sólido (inferior a 10 ppm) pode ser comparada com a sua solubilidade no líquido (mínima de 0,168 na temperatura do eutético Fe-FeO).

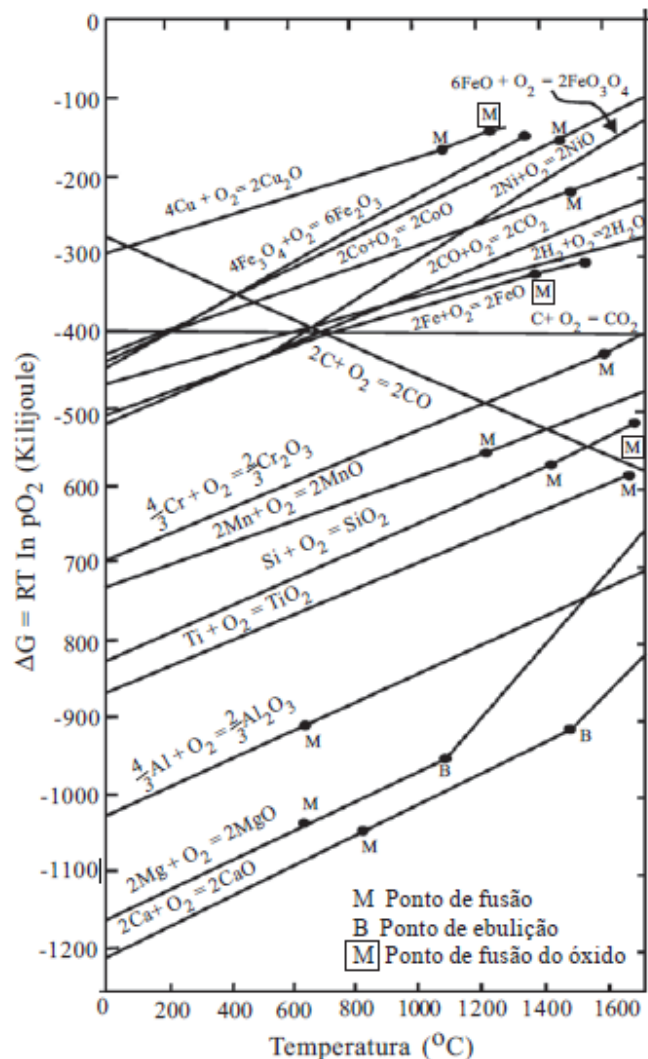


Figura 3. 4- Diagrama Richardson-Ellingham de Variação da Energia Livre de Formação de Óxidos em Função da Temperatura [9].

Assim, a Figura 3.5 indica que quase todo oxigênio medido no metal de solda está na forma de inclusões de óxidos. Isto sugere a existência de uma quantidade limite de oxigênio, na forma de inclusões em porcentagem volumétrica no metal de solda, resultando em efeitos negativos nas propriedades mecânicas dos cordões de solda.

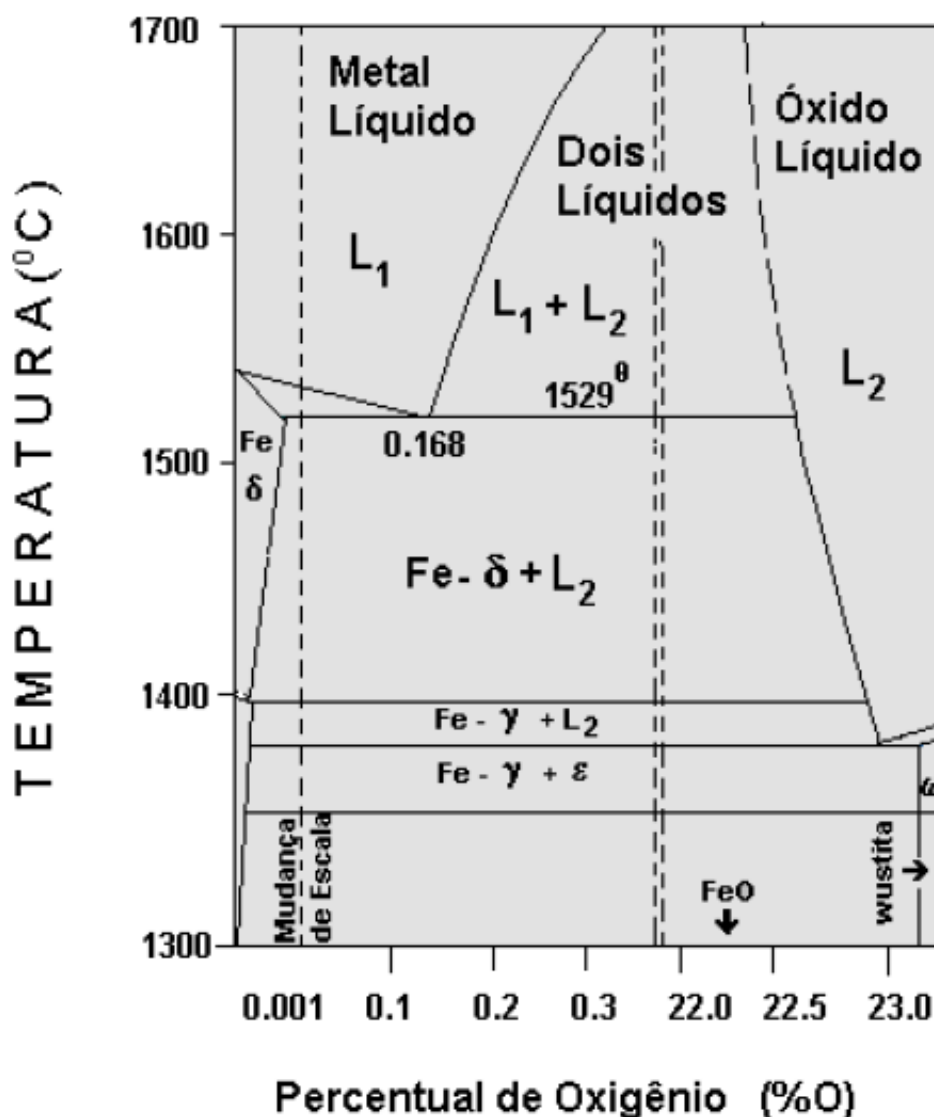


Figura 3. 5 - Diagrama de fases Fe-O [9]

Ibarra, Liu e Olson [10] comprovam o aumento do teor de oxigênio e a redução da concentração de elementos desoxidantes do metal de solda, utilizando eletrodos rútilicos em grandes profundidades. Esse resultado é mostrado na Figura 3.6, que indica o decréscimo do teor de manganês associado à sua oxidação no metal de solda com o aumento da profundidade.

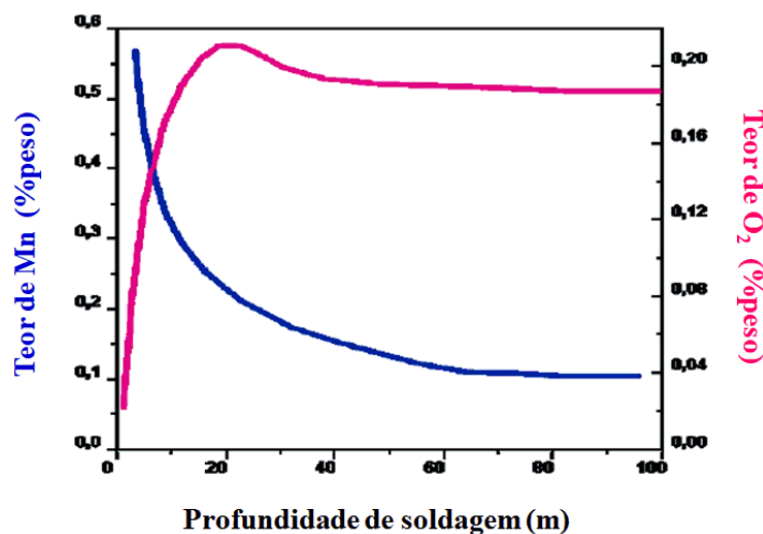


Figura 3. 6 - Teores de manganês e oxigênio *versus* profundidade [11].

Outro elemento desoxidante relevante é o titânio. Ele está presente no componente principal do revestimento rutílico (TiO_2). Rowe [8] sugere ser possível correlacionar a baixa porosidade nos metais de solda obtidos com eletrodos que proporcionam a formação de escórias com basicidade próxima de neutra. A basicidade da escória pode influenciar a transferência de hidrogênio para a poça de fusão e, assim, influenciar a porosidade. O autor sugere ser possível controlar o nível de porosidade através de modificações na composição química dos revestimentos do eletrodo, evitando a presença de átomos de oxigênio livres no metal de solda.

Sabendo que as propriedades mecânicas e a qualidade de metais de solda de soldagem subaquática estão fortemente ligadas ao efeito profundidade, que controla os níveis de oxidação e porosidades, é relevante o desenvolvimento de técnicas capazes de minimizar esses efeitos.

O comportamento mecânico está ligado também à microestrutura do metal de solda, sendo que a redução do teor de manganês promove a formação de ferrita primária com grãos grosseiros com baixa resistência mecânica e de dureza. A porosidade na soldagem subaquática está presente em quase toda a extensão do cordão de solda, fator que influencia negativamente a resistência mecânica do metal de solda. Sendo assim, é importante compreender os mecanismos e propor metodologias para a diminuição desses agentes nocivos às propriedades mecânicas. A literatura [12] cita que a presença de porosidade é mais usual a partir de, aproximadamente, 5 m e pode exceder a 5% em

profundidades acima de 40 m. A American Welding Society (AWS) admite uma porosidade máxima de 5% na seção transversal do cordão de solda (Norma AWS D3.6 Classe B [13]). As soldas de classe B – Qualidade estrutural limitada – são aplicadas em situações de menor rigor, onde são toleradas baixa tenacidade e descontinuidades maiores (poros). Em profundidades variando entre 60 e 90 m, a norma citada acima tende não ser a mais apropriada, pois, em profundidades maiores, o nível de porosidade aumenta, resultando em tenacidade não satisfatória.

Um estudo sobre a formação de poros em soldas subaquáticas mostrou que o gás encontrado dentro dos poros é proveniente da decomposição da água durante a soldagem. Determinou-se que o gás encontrado dentro dos poros é constituído por 99% de hidrogênio, estando associado ao consumo do oxigênio na formação de óxidos. Assume-se, assim, que a causa da formação dos poros é a disponibilidade do hidrogênio durante a soldagem, sendo, dessa forma, importante o desenvolvimento de técnicas eficazes para reduzir o percentual de hidrogênio no metal de solda. Existem informações de que alguns resultados satisfatórios estão sendo alcançados com técnicas simples, como o aumento de 3,5 % de carbonato de cálcio no revestimento de eletrodos, fazendo com que ocorra a redução de poros de 2,2% para 1,0 % em soldagens realizadas a 30 m de profundidade [8] [12] [14]. Essa redução é alcançada devido à decomposição de carbonato no arco elétrico em dióxido de carbono e monóxido de carbono, que causa uma diminuição da pressão parcial do hidrogênio, reduzindo a sua solubilidade na poça de fusão. A porosidade é resultado do aprisionamento mecânico, da supersaturação de gases dissolvidos ou de gases produzidos por reações químicas.

A porosidade final do metal de solda depende, basicamente, de alguns fatores, tais como: transferência de gases para a poça de fusão, geração de gases por reações químicas na poça de fusão e quantidade de gases que escapam da poça de fusão, que está ligada a variação na taxa de resfriamento do metal de solda e propriedades da escória [15].

Com o resfriamento, a solidificação em soldagem subaquática é rápida o suficiente para impedir que as bolhas escapem do metal de solda pela ação da força de empuxo [10].

Nas gotas de metal de adição, gases, principalmente o monóxido de carbono, resultante da reação do carbono com oxigênio, são absorvidos e transferidos para a poça de fusão, ficando aprisionados durante o processo de solidificação [15].

Ibarra [10] associa o aumento do teor de oxigênio e de carbono em função do aumento da profundidade é regido pela constante de equilíbrio da reação de decomposição do monóxido de carbono: $\text{CO}_{(g)} = \underline{\text{C}} + \underline{\text{O}}$. O monóxido de carbono é mais influente na nucleação do poro, enquanto a difusão de hidrogênio é mais efetiva em promover o crescimento do poro [16] [17].

O ambiente aquoso influencia na taxa de resfriamento durante a soldagem e, conseqüentemente, na formação da microestrutura do metal de solda. O teor de oxigênio, até 50 m, é controlado pela reação de decomposição do monóxido de carbono, e a oxidação do manganês e do silício. Em soldagem subaquática entre 50 e 100 m, os teores de oxigênio, carbono, silício e manganês permanecem aproximadamente constantes.

Omajene [18] sugere que o teor de oxigênio no metal de solda permanecerá constante se a fração de água e hidrogênio na atmosfera do arco não dependerem da profundidade. A diminuição da estabilidade do arco, à medida que a profundidade aumenta, é uma indicação de que o hidrogênio se torna mais abundante e controla a composição química dos gases no interior dos poros na soldagem subaquática molhada. Isso ocorre porque o hidrogênio apresenta um dos maiores valores de potencial de ionização, ficando abaixo do de oxigênio, outro elemento que compõe os gases dos poros, dificultando a manutenção do arco elétrico. O hidrogênio aumenta as perdas de energia no arco e esse fenômeno é um fator importante que reduz a estabilidade do arco. A Figura 3.7 exemplifica o comportamento dos elementos de liga no metal de solda. O teor de oxigênio, até 50 m de profundidade, é controlado pela reação do monóxido de carbono, e a oxidação do manganês e do silício e seus subseqüente teores no metal de solda são controlados pelo teor de oxigênio, como sugerido pela Figura 3.7.

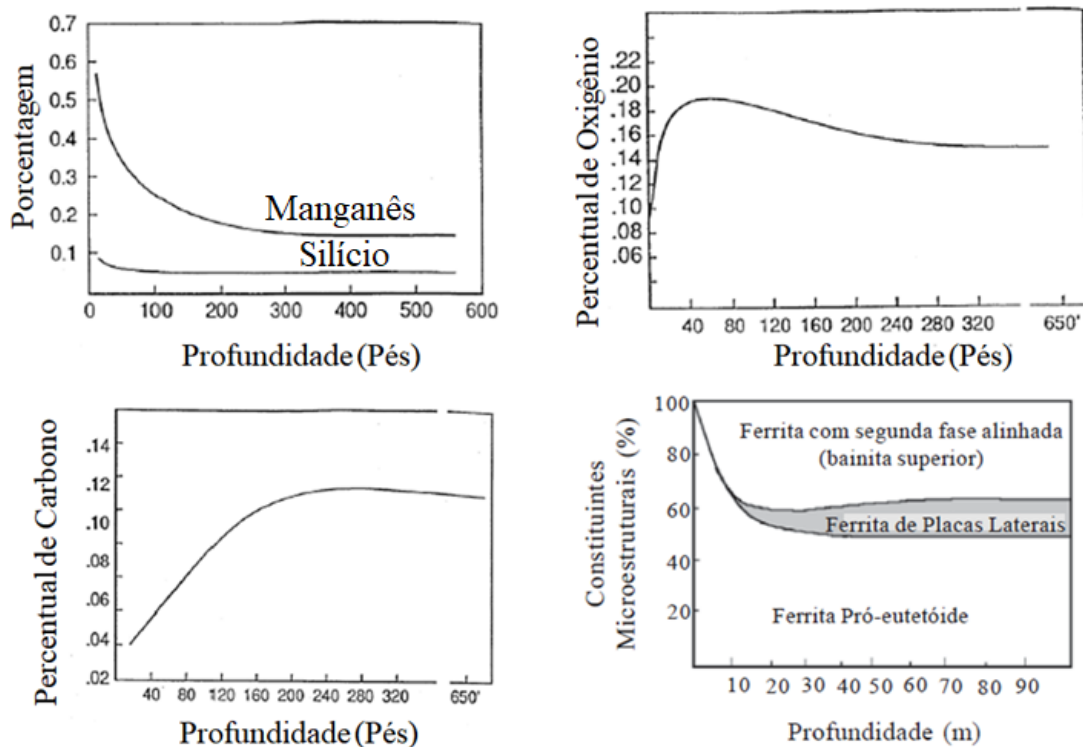


Figura 3. 7 – Teores dos elementos de liga e microestrutura em relação à profundidade [18].

3.4 Fissuração por Hidrogênio

Na soldagem subaquática molhada, podem ser utilizados os processos de soldagem com eletrodo revestido (SMAW – Shielded Metal Arc Welding) ou com arame tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding). Em qualquer caso, durante a soldagem, o arco elétrico e a junta soldada têm contato direto com a água, o que intensifica os problemas da operação de soldagem. Os fatores a seguir podem ser considerados fatores limitantes na soldagem subaquática molhada [19]:

- Alta taxa de resfriamento, causada pela rápida extração de calor pela água envolta do arco e pelo metal de base. Isso favorece a formação de uma estrutura frágil;
- Aumento da quantidade de hidrogênio difusível, resultado da decomposição da água em forma de vapor d'água em torno do arco elétrico. Isso favorece o trincamento a frio, formação de poros e formação de gotas frias;

- Presença de tensões residuais de maior intensidade, que também aumenta a tendência das juntas soldadas ao trincamento;
- Aumento da pressão na região próxima à solda, causando instabilidade no arco elétrico e;
- Visibilidade limitada da poça de fusão, decorrente da formação de bolhas e de escória.

O trincamento induzido pelo hidrogênio, geralmente, ocorre em temperaturas abaixo de 200°C e é também conhecido como “trincamento atrasado”, devido ao tempo de incubação necessário para o surgimento da trinca [20].

Na soldagem ao ar, a incorporação do hidrogênio no metal de solda e na zona termicamente afetada pode ocorrer por diferentes razões, como, por exemplo, sujeira na superfície do metal, umidade no revestimento do eletrodo, decomposição da celulose presente no revestimento de alguns eletrodos e umidade de ar. Na soldagem molhada, a principal fonte de hidrogênio, conforme já mencionado, é a decomposição do vapor d’água pelo arco. Nessa forma de soldagem, em razão das elevadas taxas de resfriamento, observa-se a formação de martensita, sendo um dos fatores responsáveis pela fissuração por hidrogênio [21].

É mostrada na Figura 3.8 exemplos de trincas associadas ao hidrogênio na zona termicamente afetada.

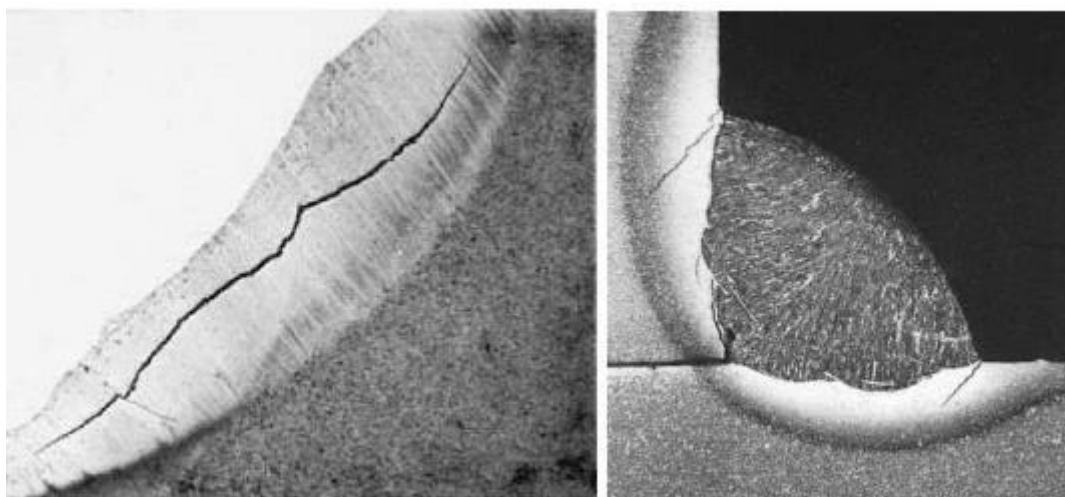


Figura 3. 8 – Exemplos de trincas induzidas pelo de Hidrogênio na ZTA [21]

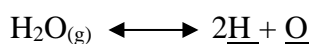
3.4.1 Efeito do Hidrogênio no Metal de Solda Ferrítico

Trabalhos publicados [22] [23] sugerem que o teor de hidrogênio difusível no metal de solda pode ser controlado pela modificação da composição do arco elétrico a partir da composição química de fluxos e revestimento. Geralmente, os estudos interessados nessa modificação utilizam processos de soldagem por arco submerso (SAW) e arame tubular (FCAW).

DuPlessis [23] relata que a utilização dos processos SAW e FCAW é devido à simplicidade da composição química dos fluxos usados nesses processos. Não é relatado, com a mesma intensidade, o controle do teor de hidrogênio através das modificações realizadas nas formulações de eletrodos revestidos. Dentre as ações propostas para a redução de hidrogênio no metal de solda nos processos SAW e FCAW, estão:

- Reduzir a quantidade de hidrogênio que entra na poça de fusão, modificando a química da coluna do arco através da adição de elementos oxidantes ou compostos contendo fluoretos na formulação dos fluxos;
- Aumentar a basicidade da escória para aumentar a fluidez da escória e, assim, evitar a dissolução de hidrogênio na poça de fusão;
- Diminuir a pressão parcial de hidrogênio no arco para reduzir a quantidade de hidrogênio absorvido pelo metal de solda e;
- Adicionar ingredientes à formulação do fluxo que reagem com o hidrogênio para formar produtos contendo hidrogênio insolúvel no ferro líquido.

Elementos oxidantes contidos nos revestimentos dos eletrodos podem influenciar o teor de hidrogênio no metal de solda, através da introdução do oxigênio na atmosfera do arco, a partir de decomposição desses fluxos. A influência do oxigênio na absorção de hidrogênio durante a soldagem pode ser explicada com base na decomposição da umidade na atmosfera do arco, conforme a equação 2. Nesta equação, a água está no estado gasoso, enquanto o oxigênio e o hidrogênio estão dissolvidos no aço líquido [23].



De acordo com o princípio de Le Chatelier, um aumento no teor de oxigênio no arco durante a soldagem deve deslocar a equação (2) para esquerda. Isso remove o hidrogênio atômico do arco, reduzindo efetivamente a pressão parcial de hidrogênio em contato com a poça de fusão.

A perda de ductilidade do metal de solda é considerada a principal consequência da presença de hidrogênio; as medidas dessa característica, como o alongamento e a redução da área transversal, tendem a diminuir significativamente, devido à presença de hidrogênio [24].

Depover [24] relata que cada microestrutura possui uma diferente suscetibilidade à fragilização por hidrogênio. A martensita tende a apresentar a maior suscetibilidade entre as estruturas, sendo que estruturas bainítica ou com martensita revenida são menos suscetíveis. A perlita e as estruturas com carbonetos finos homogeneamente distribuídos apresentam um comportamento intermediário. O autor relata, ainda, que o teor de carbono na capacidade influencia na absorção de hidrogênio em aços de microestrutura ferrítica-perlítica e menciona que o nível de saturação de hidrogênio aumentou para aços com até 0,69% de carbono em peso. Para aços com teores de carbono próximos à composição eutetóide, o teor de hidrogênio diminuiu. Esta observação foi correlacionada por causa importância da interface ferrita-perlita. Chan *apud* Depover [24] comparou os diferentes constituintes microestruturais e descobriu que a martensita apresenta a maior solubilidade de hidrogênio junto com uma menor difusividade. Para exemplificar, o aumento da quantidade de martensita induzida por transformação em um aço TRIP também reduziu a difusividade do hidrogênio. Chan também afirma que uma baixa solubilidade de hidrogênio nem sempre corresponde a uma elevada difusividade do hidrogênio [24]. No caso da estrutura ferrita-perlita, observou-se que a difusividade do hidrogênio era menor em comparação com a estrutura bainítica superior e inferior.

3.4.2 Fissuração pelo Hidrogênio na Soldagem Subaquática Molhada

O desenvolvimento da soldagem subaquática para o reparo e a manutenção de estruturas “offshore” - como plataformas, tanques de estocagem e tubulações - requer a compreensão do efeito desse tipo de soldagem nos diferentes tipos de aços estruturais usados. Devido às altas taxas de resfriamento causadas pelo ambiente aquático e à grande quantidade de hidrogênio presente, a fissuração por hidrogênio é um dos maiores

problemas na soldagem subaquática de aços estruturais. Esse assunto é pesquisado há mais de três décadas e continua sendo ativamente estudado atualmente, buscando atender às exigências da indústria petrolífera.

Ozaki [25] relata que os problemas causados pelo hidrogênio são menores quando o carbono equivalente em aços estruturais não excede o valor de 0,4%. O valor do carbono equivalente é uma medida empírica da temperabilidade do aço e informa a possibilidade de formação de martensita. É associado à fissuração induzida por hidrogênio em juntas soldadas de aço se os quatro fatores citados a seguir ocorrerem simultaneamente [26]:

- Presença de uma quantidade suficiente de hidrogênio;
- Existência de microestrutura suscetível (geralmente, a martensita);
- Temperatura da junta após a soldagem ser inferior a 200°C;
- Níveis de tensões residuais elevados.

Metais de solda austeníticos têm uma solubilidade ao hidrogênio maior que os ferríticos, assim tendem a ter maior resistência ao trincamento induzido por hidrogênio. Devido a essa característica, os eletrodos de aço inoxidável austeníticos são recomendados na soldagem subaquática molhada para aços que apresentem um carbono equivalente maior que 0,4% [25]. É relatado que diferentes tipos de eletrodos austeníticos usados na soldagem subaquática molhada resultavam em soldas que continham estrutura martensítica ao longo da linha de fusão [25] [27] [28], resultante da alta diluição do metal de base [27] e da alta taxa de resfriamento causada pelo ambiente aquático, resultando no trincamento [28]. Ozaki [25] demonstrou que o uso de eletrodos austeníticos reduz efetivamente a fissuração por hidrogênio. A Figura 3.9 mostra uma trinca induzida por hidrogênio próxima à linha de fusão, dentro da zona fundida obtida com soldagem GTAW sobre uma chapa do aço A36 com metal de adição ER308.

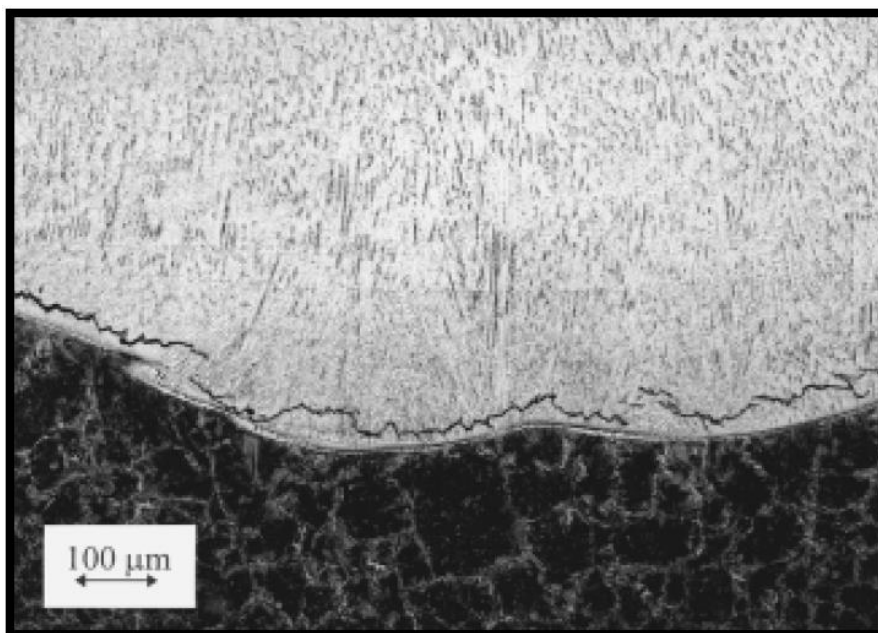


Figura 3. 9 - Trinca induzida por hidrogênio paralela à linha de fusão na zona fundida [25].

A água, como meio de soldagem, constitui um fornecedor de hidrogênio de grande potencial, além de aumentar a taxa de resfriamento na junta [29]. Fydrych [19] [29] relata que, na soldagem subaquática molhada, o aumento da tensão do arco causa um aumento na quantidade de hidrogênio difusível, e o aumento da corrente e da salinidade da água causam efeito oposto. A quantidade de hidrogênio difusível depende da pressão da água, ou seja, da profundidade de soldagem; no entanto, não depende da camada protetora (tipo de revestimento) nem da falta dela ou do nível de umidade do revestimento do eletrodo e, caso o aporte térmico aumente, o teor de hidrogênio diminui para eletrodos ferríticos comerciais E2.46 [29] [30].

Xiangfeng [31] relata que a difusividade e, assim, a quantidade de hidrogênio difusível em uma solda feita em ambiente subaquático molhado dependem do tipo de revestimento do eletrodo. Metais de soldas obtidos através de eletrodos rútilicos apresentam, aproximadamente, 90 mL de hidrogênio difusível para cada 100g de metal depositado. Já para eletrodos oxidantes, esse valor reduz para entre 40 a 50 mL por 100g de metal depositado.

Fydrych [29] obteve, utilizando eletrodos revestidos comerciais com alma metálica ferrítica e revestimento rútilico, quantidades de hidrogênio difusível variando entre 40 e

62 mL/100g, valores razoavelmente menores do que o valor encontrado por Xiangfeng, devido às características distintas entre os eletrodos usados em cada trabalho.

O estudo do hidrogênio difusível em metais de solda obtidos em soldagem subaquática molhada, utilizando eletrodos revestidos rufílicos com alma de aço inoxidável austenítico, é ainda pouco estudada e compreendida. Nakpradit [27] utilizou os eletrodos revestidos rufílicos com alma metálica de aço inoxidável austenítico E309-16 e E312-16 no estudo do hidrogênio difusível no metal de solda, comparando com um eletrodo rufílico E6013 de alma metálica ferrítica.

A figura 3.10 mostra os resultados da quantidade de hidrogênio difusível, obtidos por Nakpradit para soldagem ao ar e na soldagem subaquática molhada para os eletrodos E6013 e E309-16. A estrutura austenítica consegue manter em solução uma quantidade maior de hidrogênio do que a estrutura ferrítica; assim, frequentemente, o uso de eletrodos inoxidáveis tende a resultar em menores valores de hidrogênio difusível.

Para avaliar a suscetibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio em juntas soldadas, utilizam-se alguns testes específicos para isso, como, por exemplo, o Teste TEKKEN (Y-groove) [32] e o teste de Controlled Thermal Severity (CTS) [32].

Nakpradit [27] utilizou o teste TEKKEN para avaliar a tendência à fissuração pelo hidrogênio de soldas obtidas ao ar e na soldagem subaquática molhada com os eletrodos E6013, E309-16 e E312-16, que resultavam nos valores de hidrogênio mostrados na Figura 3.10. A soldagem realizada com o eletrodo E6013 não apresentou nenhuma trinca na junta, nem a ZTA e nem na ZF soldados ao ar e na água.

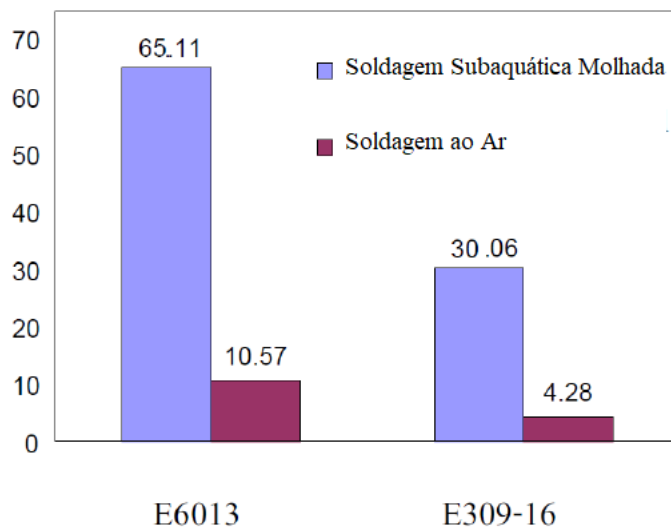


Figura 3. 10 – Quantidade de hidrogênio difusível (mL/100 g de metal depositado) [27].
A solda feita em ambiente subaquático molhado, realizada com o eletrodo E309-16, apresentou uma trinca no centro do metal de solda, observada logo após o término da solda, sendo caracterizada como trinca a quente (Figura 3.11).



Figura 3. 11 - Trinca a quente no metal de solda, obtida com eletrodo E309-16 [27].

O teste TEKKEN, realizado com o eletrodo E312-16, não apresentou a trinca a quente, em decorrência da microestrutura do metal de solda que continha 40 % de ferrita, e proporcionou maior resistência à formação de trincas durante a solidificação, conforme mostra a Figura 3.12.



Figura 3. 12 - Teste TEKKEN usando o eletrodo E312-16 [27].

A Figura 3.13 mostra as microestruturas dos metais de solda obtidos com o eletrodo 309-16 e 312-16 respectivamente. A microestrutura obtida com o eletrodo E309-16 continha 27% de ferrita e a microestrutura obtida com o eletrodo E312-16 continha 38% de ferrita.

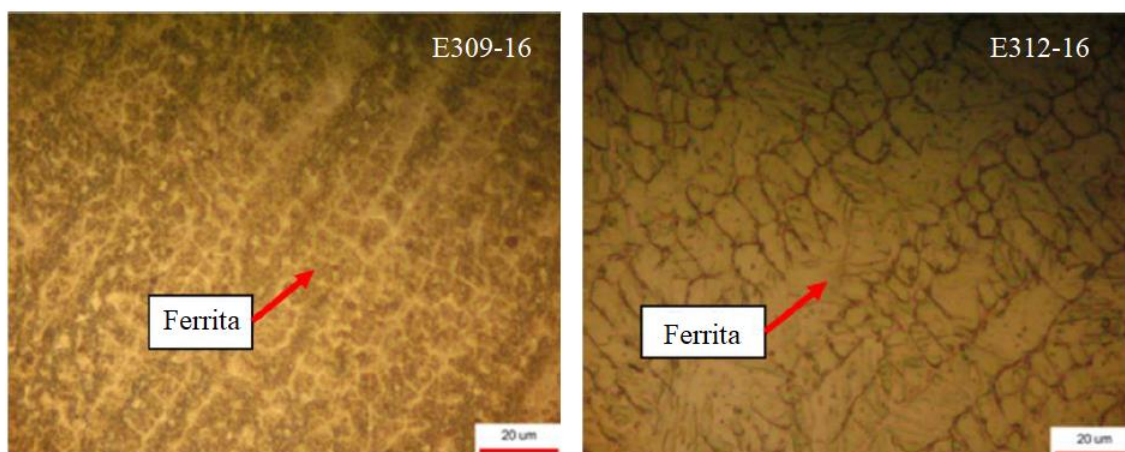


Figura 3. 13 - Microestrutura do metal de solda obtido na soldagem subaquática molhada com os eletrodos E309-16 e E312-16 [27].

A alta tensão de contração é promovida pela alta taxa de resfriamento presente na soldagem subaquática molhada. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentaram maior coeficiente de expansão térmica, bem como maiores tensões residuais que os eletrodos E6013. Esses fatores poderiam contribuir para a formação da trinca a quente [27].

A soldabilidade de aços na água também pode ser avaliada através do ensaio CTS. O ensaio CTS é, particularmente, interessante para avaliação da suscetibilidade ao trincamento a frio de juntas com soldas de filete. O ensaio de CTS permite [19]:

- Avaliar a ocorrência e a intensidade do trincamento (evolução da suscetibilidade ao trincamento a frio);
- Determinar a temperatura mínima de pré-aquecimento;
- Determinar a faixa de parâmetros de soldagem correta (Aporte Térmico).

A Figura 3.14 mostra a representação esquemática do ensaio CTS.

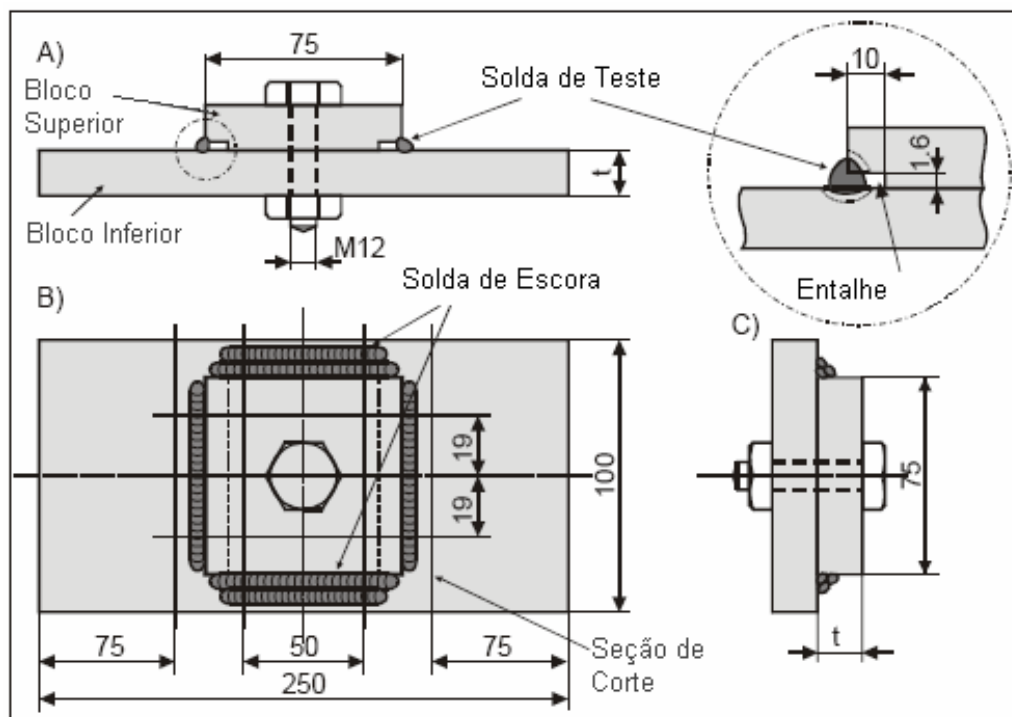


Figura 3. 14 - Representação esquemática do Teste CTS: A) Vista Frontal, B) Vista Superior e C) Vista Lateral [33].

Duas soldas de filete de teste são aplicadas em duas placas unidas por soldas de escora, conforme a Figura 3.14. A influência de fatores - como a quantidade de hidrogênio difusível, temperatura de pré-aquecimento e energia de soldagem - pode ser estudada avaliando-se a presença, ou não, de trincas nas soldas de teste [33].

Neste conjunto, o parafuso não é considerado como restrição sobre as soldas do teste. A amostra fica resfriando até a temperatura ambiente, depois da deposição da solda de escora. A extensão da trinca na zona termicamente afetada é determinada através de ensaio metalográfico [34].

3.4.3 Mecanismos de Fragilização

Silva [21] relata que não é bem compreendido o mecanismo de formação da trinca de hidrogênio, existindo diversas teorias para sua explicação. Dentre as teorias relatadas por esse autor, podem ser citadas:

1. Redução das forças coesivas do material (RFCM);
2. Deformação plástica localizada na ponta da trinca (DPLT);
3. Formação de hidretos e clivagem (FHC).

O mecanismo de redução das forças coesivas (RFCM) sugere que a presença de átomos de hidrogênio abaixa a energia superficial dos planos atômicos ou dos contornos de grão, causando uma falha por clivagem de acordo com os critérios de Griffith para fratura frágil. Resultados obtidos para comprovar o mecanismo mostraram uma boa correlação entre a tenacidade, a fratura e a concentração de hidrogênio. No entanto, nas superfícies de fraturas das amostras testadas, observaram-se regiões com características de fratura dúctil e outras de fratura frágil. Os autores concluíram não ser possível evidenciar o efeito da decoesão na superfície de fratura [22] [35] [36].

Este mesmo mecanismo sugere que o acúmulo de hidrogênio em regiões de alta tensão triaxial leva ao enfraquecimento das ligações entre átomos de ferro, além de uma concentração crítica de hidrogênio que resulta em fratura. Isso implica que qualquer plasticidade associada à fragilização por hidrogênio é uma consequência do processo de decoesão e não a causa direta da fragilização [22]. Neeraj cita trabalhos realizados que sugerem que as deslocações surgidas a partir da ponta da trinca aumentam muito as tensões locais numa escala nanométrica à frente da ponta da trinca, causando um acúmulo significativo de hidrogênio e dando origem ao RFCM.

No mecanismo de deformação plástica localizada (DPLT), é concebido para formar atmosfera de Cottrell ao redor das deslocações que podem facilitar a movimentação das deslocações ou diminuir as interações deslocações-deslocações, levando a um aumento na plasticidade local e subsequente falha pela incapacidade de o material continuar deformando plasticamente ou ainda falha devido a nucleação de trinca a partir de acúmulo de deslocações. O mecanismo DPLT é evidenciado por observações experimentais dos movimentos das deslocações e bandas de deslizamento próximas à ponta da trinca em

amostras hidrogenadas em teste sob carregamento [35]. Estudos afirmam que o limite de escoamento reduz devido ao DPLT decorrente da presença de hidrogênio próximo a ponta da trinca, podendo originar fenômenos de amaciamento localizado [22] [35]. Espera-se que esse mecanismo ocorra para um intervalo de concentração de hidrogênio e que possa explicar a deformação localizada em uma região de alguns nanômetros abaixo da superfície de fratura. No entanto, o processo de fragilização na ponta da trinca é de difícil determinação, enquanto é observado que o limite de escoamento aumenta na presença de hidrogênio em vários materiais [35].

Em suma, a formação e a clivagem de hidretos é um mecanismo de fragilização quando há formação de hidretos frágeis, mas é esperado somente em sistemas de formação de hidretos como V e Nb, embora a formação limitada de hidretos possa ser observada em outros sistemas, como, por exemplo, Ni, sujeito à fragilização por hidrogênio [35] [36].

Outra teoria reportada na literatura [35] [37] sugere que os átomos de hidrogênio dissolvidos intersticialmente na matriz ferrítica interferem no movimento das deslocações. Dentro da faixa temperatura entre 100 e 200°C, os átomos de hidrogênio podem se mover em uma velocidade capaz de interagir com as deslocações, sendo que cada interação somente ocorre quando o aço é deformado em baixas taxas [37]. A Figura 3.15 mostra a interação entre as deslocações e os átomos de hidrogênio durante carregamento, de acordo com o modelo proposto por Song [35].

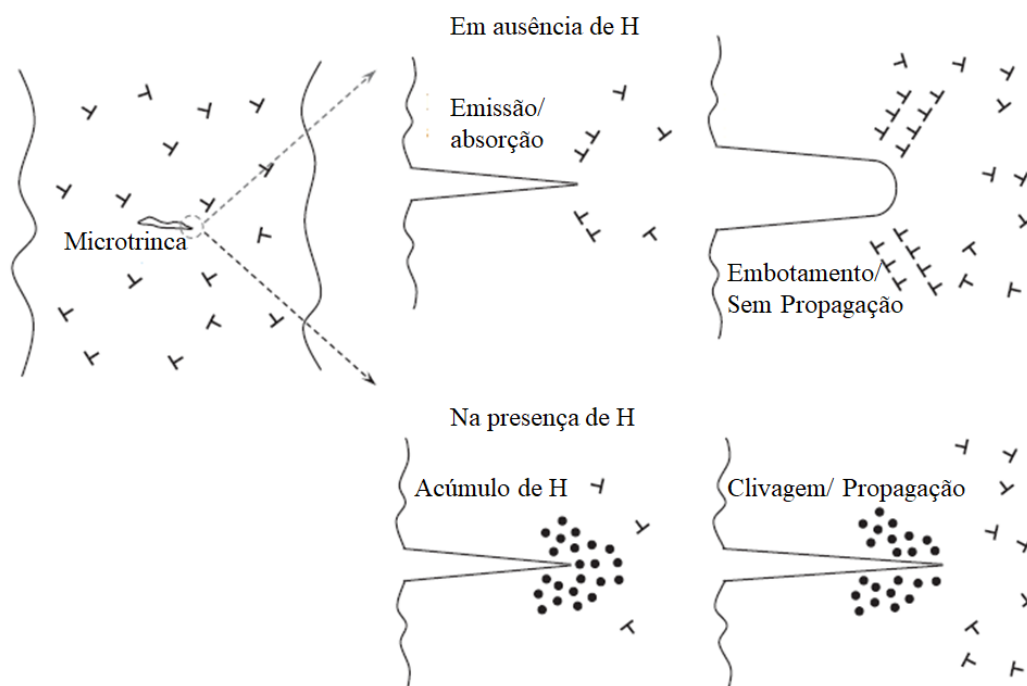


Figura 3. 15 – Representação esquemática da interação entre deslocações e átomos de hidrogênio, durante carregamento [35].

Este modelo sugere que o hidrogênio difunde levando à formação de uma atmosfera de Cottrell em concentrações de deslocações, podendo facilitar os movimentos das mesmas ou diminuir as interações entre elas. Dessa forma, ocorre uma deformação localizada que, posteriormente, ocasiona uma falha, devido ao excesso de hidrogênio e deformação.

A compreensão atual do mecanismo de fragilização durante a soldagem e a fissuração pelo hidrogênio se desenvolve a partir de fontes deste elemento no ambiente que é absorvido e dissolvido na poça de fusão, difundindo na forma atômica para regiões onde existem concentradores de tensão como inclusões, facilitando assim a nucleação e propagação de trincas, que eventualmente podem causar uma falha catastrófica [22].

Existem algumas teorias a respeito do mecanismo de fragilização por hidrogênio, mas as três mais convenientes para este trabalho, algumas já mencionadas anteriormente, são as apresentadas a seguir: decoesão ampliada pelo hidrogênio (HEDE – Hydrogen-Enhanced Decohesion), plasticidade localizada ampliada pelo hidrogênio (HELP – Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity) e o mecanismo de estabilização de lacunas pelo hidrogênio (VM – Hydrogen-Enhanced Vacancy Stabilization Mechanism) [35] [22].

O mecanismo HEDE prevê o acúmulo de hidrogênio em locais onde o estado triaxial de tensões é alto, enfraquecendo as ligações químicas entre os átomos de ferro, levando a uma concentração crítica de hidrogênio, que resulta na nucleação ou no crescimento de uma trinca [35] [22].

O mecanismo HELP sugere que a introdução de hidrogênio gasoso tende a aumentar a mobilidade das deslocações em metais e ligas. Sugere, ainda, que o escoamento localizado, como o escoamento planar, promovido pela presença do hidrogênio, pode levar à nucleação e ao crescimento de trincas [35] [22].

E, por último, o modelo VM sugere que a função primária do hidrogênio no processo de fragilização é a estabilização e a promoção da aglomeração das lacunas [35] [22]. Existem evidências experimentais indiretas que sugerem que a deformação na presença de hidrogênio pode levar à concentração de lacunas no ferro e nos aços. Este excesso de lacunas induz a diminuição da ductilidade nos aços que poderiam fraturar pelo coalescimento de micro-vazios [22].

De acordo com Neeraj [22], nenhum desses modelos de mecanismo de fragilização está ainda claramente comprovado.

3.4.4 Efeito do Hidrogênio na Microestrutura de Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são frequentemente utilizados para aplicações nas quais o hidrogênio se faz presente, devido à sua ductilidade a temperaturas muito baixas, baixa condutividade térmica e menor suscetibilidade à fragilização por hidrogênio do que os aços ferríticos [38]. O aço AISI 304 é o aço inoxidável austenítico mais utilizado em geral, fazendo com que seja o inoxidável mais testado no contexto de compreender os efeitos do hidrogênio na microestrutura desses aços, para possíveis comparações com outros materiais e ligas, e por apresentar um custo relativamente baixo.

Estudos para compreensão da fragilização por hidrogênio em aços inoxidáveis austeníticos são realizados desde a década de 1980 [39]. Aços inoxidáveis austeníticos são, em geral, menos suscetíveis à fragilização por hidrogênio do que os aços ferríticos, devido à menor difusividade e à maior solubilidade de hidrogênio na fase austenítica do que a ferrítica. Perng [39] relata que aços inoxidáveis AISI 310 são mais estáveis e resistentes à fragilização por hidrogênio do que aços do tipo AISI 301 e 304 (que tendem

a ser metaestáveis). Essa diferença está associada à possibilidade de formação de martensita induzida por deformação nas ligas metaestáveis.

A estabilidade da austenita dos aços inoxidáveis austeníticos é descrita como a resistência à transformação da estrutura cúbica de face centrada (CFC) em martensita α ou martensita ϵ [38] [39]. A martensita ϵ com estrutura hexagonal compacta tende a ser mais suscetível à fragilização pelo hidrogênio do que a martensita α com estrutura tetragonal (TCC) [40]. Outro fator que determina a estabilidade da austenita é a baixa difusividade dos átomos intersticiais de hidrogênio pelo fato da estrutura CFC ser menor que na estrutura CCC da estrutura do ferro [38]. Isso se deve à composição química do aço inoxidável austenítico, que pode promover a formação de martensita induzida por deformação, estrutura suscetível que pode levar a fratura frágil na presença de hidrogênio.

Zhang e colaboradores [41] relacionam a intensidade da fragilização por hidrogênio com a redução da estabilidade da austenita causada pela queda do teor de carbono em solução sólida, devido à precipitação de carbonetos ao longo dos contornos de grão.

Martin [42] discute o desenvolvimento de materiais empregáveis na geração de energia renovável com a utilização do hidrogênio, situação em que a maioria dos materiais metálicos sofre uma deterioração de suas propriedades mecânicas. Dentro desse contexto, o autor afirma que os aços inoxidáveis austeníticos são uma opção capaz de suportar os efeitos nocivos do hidrogênio, afirmando, ainda, que os aços AISI 316 e 310 apresentam alta resistência à fragilização por hidrogênio. No entanto, seu uso em grande escala é inviável pelo elevado custo. Uma opção menos ligada e de menor custo é o AISI 304, mas ele apresenta uma estrutura metaestável, que resulta em uma perda significativa de ductilidade. A Figura 3.16 ilustra o efeito do hidrogênio durante um ensaio de tração uniaxial em um aço 304.

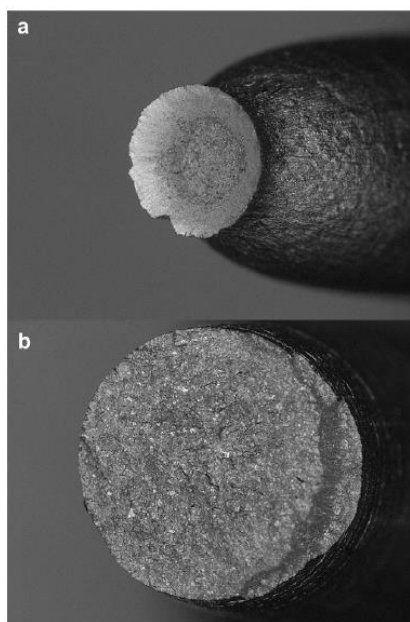


Figura 3. 16 - Superfícies de fratura de um aço AISI 304 submetido a ensaio de tração realizado a 25°C em: a) Ar atmosférico, $P=0,1\text{MPa}$; b) Hidrogênio Gasoso, $P=40\text{ MPa}$ [42].

O autor [42] atribui ao alongamento percentual e à redução de área mostrada na Figura 3.16a o alto teor de elementos de liga no aço inoxidável 304. Já o comportamento mostrado na Figura 3.16b, é atribuído ao efeito do hidrogênio, considerando a teoria HELP (ver seção 3.4.3).

3.5 Caracterização do Arco Elétrico na Soldagem Subaquática Molhada

A estabilidade do arco elétrico está associada a vários fatores como, por exemplo, a composição química da atmosfera do arco elétrico, as características da fonte de soldagem, o modo de transferência metálica e a capacidade de reacender após sofrer um apagamento [43]. É importante um arco estável para obter soldas de alta qualidade durante a soldagem subaquática molhada. A ionização do gás na coluna do arco elétrico é induzida pelo resfriamento pela água, fazendo com que o arco elétrico da soldagem subaquática apresente um comportamento mais instável. Além disso, a ruptura periódica das bolhas formadas da decomposição da água pelo arco e por outros fatores contribuem para uma baixa estabilidade. É importante avaliar e controlar a estabilidade do arco durante a soldagem subaquática molhada [44]. Na literatura, são referenciados vários métodos de determinação da estabilidade do arco elétrico durante a soldagem, estando

dentre eles: a análise dos sinais de tensão e corrente de soldagem, da intensidade de luz e de ruídos emitidos pelo arco.

Guo [44] cita trabalhos que investigaram o efeito da mudança da pressão hidrostática e o tipo de revestimento dos eletrodos revestidos na estabilidade do arco elétrico durante a soldagem subaquática molhada. Eles analisaram os sinais elétricos da soldagem através de índices calculados a partir de valores instantâneos de corrente e tensão. Os resultados alcançados por eles indicam que a estabilidade do arco, na soldagem subaquática molhada em profundidades pequenas, deteriora com o aumento da corrente de soldagem e melhora como aumento da tensão. A partir dos valores instantâneos, é possível obter o tempo de curto-circuito e a frequência dos mesmos. Além da estabilidade do arco elétrico, fatores externos influenciam a qualidade do cordão de solda. Guo [44] explorou o efeito da tensão do arco através do tempo de curto-circuito e o tempo de arco, a fim de entender a estabilidade da soldagem subaquática molhada usando o processo Flux-Cored Arc welding (FCAW), estudando o modo de transferências metálica por curto circuito.

Em um outro trabalho, foram mostrados os resultados de uma pesquisa desenvolvida utilizando o processo SMAW na soldagem subaquática molhada sobre chapa de aço ASTM A36, utilizando um sistema de soldagem por gravidade em que o arco se inicia a partir do eletrodo e é arrastado sobre a superfície da chapa metálica, onde foram usadas as duas polaridades. É apresentado que a transferência metálica ocorre por curto-circuito enquanto o revestimento é consumido, formando um cone na ponta do eletrodo, conforme consta na Figura 3.17. Essa figura ilustra como as distâncias entre a ponta do eletrodo e a poça de fusão, bem como a distância entre a gota e a poça de fusão, influenciam o comprimento do arco e, dessa forma, a tensão do arco. À medida que a gota cresce e a distância diminui, conseqüentemente a tensão também diminui. As flutuações na tensão do arco estão associadas às variações do tamanho das gotas e à queima do revestimento, sugerindo que a formação da escória é responsável pela variação da tensão de arco durante a soldagem [45].

Os modos de transferência de metal podem ser determinados qualitativamente e quantitativamente a partir dos sinais elétricos do arco no domínio do tempo e dos espectros correspondentes do domínio da frequência. Na Tabela III.1, estão resumidas as características esperadas dos sinais de tensão nos domínios do tempo e da frequência para

diferentes modos de transferência. A Figura 3.18 mostra a variação de tensão ao longo de testes de soldagem, com três diferentes tipos de eletrodos revestidos usados na soldagem subaquática molhada a 50 m de profundidade.

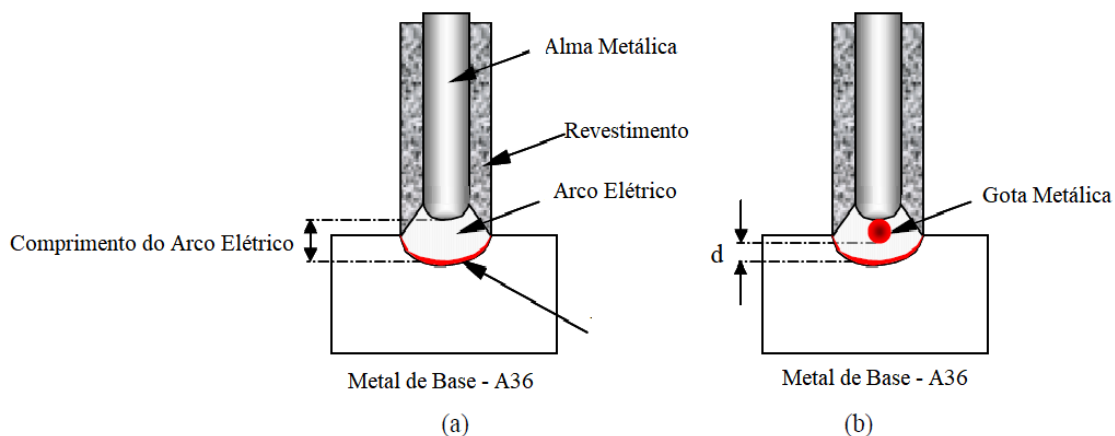


Figura 3. 17 – Representação esquemática do comprimento do arco elétrico durante a soldagem com eletrodo revestido, (a) comprimento do arco sem a gota e (b) comprimento do arco com a gota [45].

Tabela III. 1 – Modos de transferência no processo de soldagem SMAW.

Modo de Transferência Metálica	Domínio do Tempo	Domínio da Frequência	Comentários
Spray	Pequena flutuação	Picos de altas frequências	Não ocorre no processo SMAW
Globular	Grandes flutuações na tensão	Picos de pequenas frequências	Presente no processo SMAW
Curto-Circuito	Grandes quedas de tensão tendendo a zero	Picos de pequenas frequências	Presente no processo SMAW

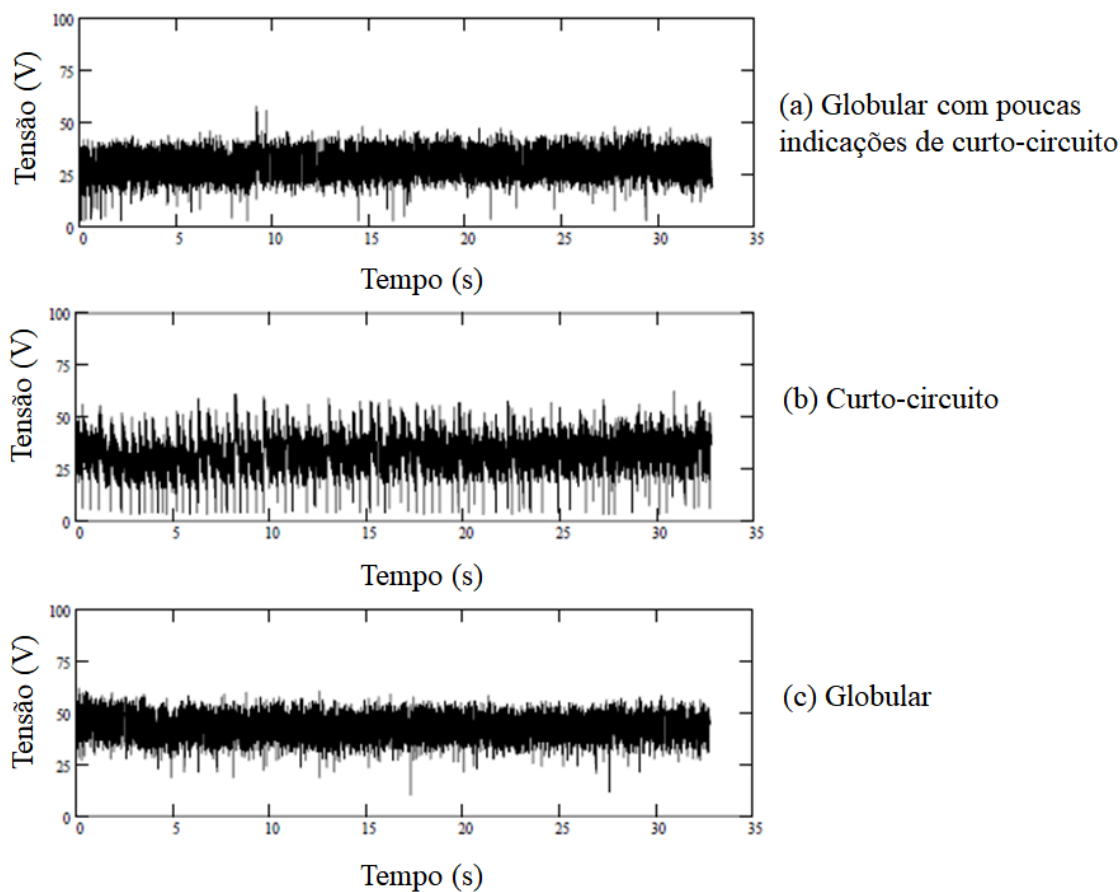


Figura 3. 18 - Sinais de tensão registrados durante a soldagem subaquática molhada com os eletrodos revestidos (a) E6013, (b) E7018 e (c) E7024 em aço A36 a 50 m de profundidade [45].

Chen [46] mostra que a aparência da face e a ausência de descontinuidade de uma solda subaquática molhada está diretamente ligada à tensão e à velocidade de soldagem. Nas condições severas de trabalho durante a soldagem subaquática, o arco é isolado do contato direto com a água através de bolhas e vapores, formados a partir da queima dos fluxos e elementos do metal de base.

Mazzaferro [47] afirma que a ocorrência de dois curtos-circuitos consecutivos na soldagem subaquática molhada, utilizando eletrodo formulado pelo próprio autor a uma profundidade simulada de 5 m, apresentou uma queda súbita na tensão (valores próximos de 5V) com um pico simultâneo na corrente. O software utilizado para leitura de tensão e corrente, quando detectava uma tensão menor a 10 V, este ponto era marcado como o

início do curto-circuito e, posteriormente, detectava uma tensão maior que 10V marcava o fim do curto-circuito. Mazzaferro [47] analisou que se o tempo de curto-circuito, T_{cc} , fosse menor que 2ms, não seria utilizado na análise da estabilidade do arco elétrico, pois considerou, neste caso, que não houve transferência metálica. Mazzaferro [47] associou a estabilidade do arco elétrico a partir dos resultados obtidos que apresentaram boa correlação com os parâmetros de soldagem e o formato do cordão.

Pessoa [48] et al cita um critério simples para determinar a estabilidade do arco a partir dos valores máximos e mínimos de corrente.

$$S = \frac{I_{máx.}}{I_{Mín.}} \quad (1)$$

Pessoa [48] também cita outros autores que apresentam várias condições para determinar a estabilidade do arco independentemente do processo de soldagem, sendo que a maioria deles analisou a partir da periodicidade, do tempo, da frequência da transferência metálica e do tempo de curto-circuito na transferência metálica por curto-circuito.

Na soldagem subaquática molhada, recomenda-se o uso da corrente contínua com polaridade negativa na soldagem com eletrodo revestido, como uma forma de evitar a corrosão eletrolítica do eletrodo e o melhor desempenho [46] [49]. Poucos afirmam não verem modificações significativas no aspecto final do metal de solda – microestrutura e ou formato do cordão [46] [50]. Pessoa [14] relata uma diferença significativa no perfil do cordão de solda com as duas polaridades. O uso da polaridade positiva resultou em um cordão com melhor aparência e, na soldagem, foi observada uma melhor estabilidade do arco elétrico, proporcionando uma quantidade de poros internos menor do que com a polaridade negativa. Similarmente à soldagem ao ar, a polaridade na soldagem subaquática molhada é um dos principais fatores que controlam o aspecto visual do cordão e de sua penetração, como podemos perceber na Figura 3.19.

A literatura [14] [51] sugere que a polaridade positiva forma um cone (Figura 3.17) maior na ponta do eletrodo, ocasionado pelo alto valor de tensão, conseqüentemente um comprimento de arco grande, que resulta na baixa taxa de solidificação da gota fundida.

Sendo assim, as bolhas formadas a partir da decomposição da água têm um tempo maior para interagir com a poça de fusão e forma poros.

Pessoa [17] avalia a diferença de penetração encontrada na soldagem de eletrodos rútilicos de aço carbono em soldagens a 50 e 10 m e constata que a penetração de cordões feitos com a polaridade negativa supera em 2,4 vezes a penetração obtida com a positiva.

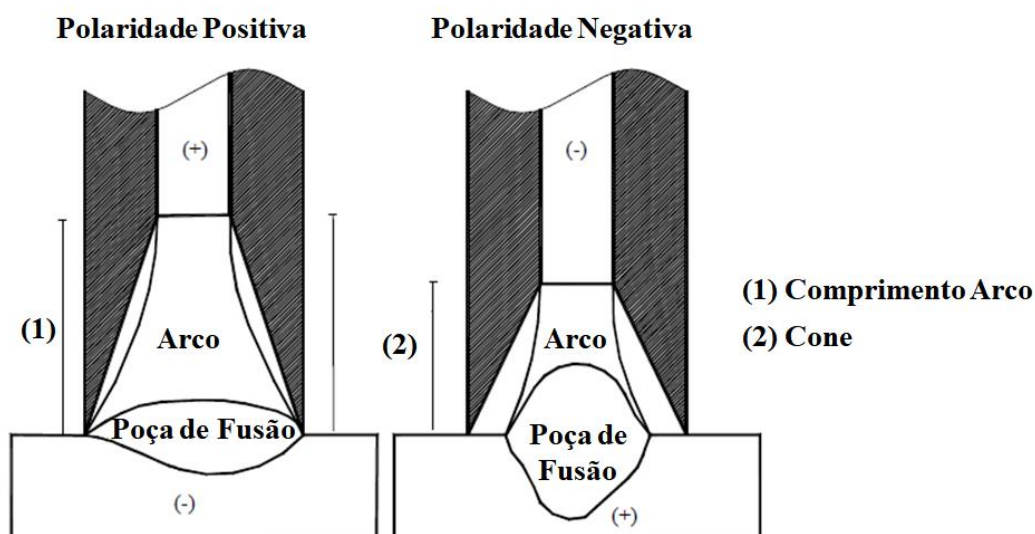


Figura 3. 19 - Representação esquemática do efeito da polaridade no perfil do cordão de solda [14].

Medeiros [51] afirma que a quantidade de hidrogênio difusível encontrado no metal de solda obtido com a polaridade negativa é menor que a encontrada na positiva. Acredita-se, então, que o nível de porosidade, a estabilidade do arco e localização dos poros são regidos pela polaridade.

Havendo diferenças no comportamento do arco elétrico que resulte na diferença de estabilidade e formação de poros, deve-se avaliar a melhor condição de operação para cada característica do ambiente aquoso.

3.6 Aspectos Metalúrgicos dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

O campo da austenita do diagrama de equilíbrio da liga Fe-C pode ser aumentado adicionando elementos gamagênicos como o níquel e o manganês. Quando adicionada uma quantidade satisfatória, é possível preservar a estrutura cúbica de face centrada (CFC) da austenita à temperatura ambiente em uma condição estável ou metaestável. A

adição de cromo no aço carbono reduz o intervalo de temperatura de existência da austenita, favorecendo a formação da ferrita. No entanto, quando adicionado juntamente com o níquel, a cinética de transformação da austenita – ferrita é reduzida, sendo possível a austenita existir em temperatura ambiente [52].

A presença de cromo em aços melhora a resistência à corrosão através da formação de uma camada superficial fina de óxido. Aços inoxidáveis austeníticos (liga Fe-Cr-Ni) são muito usados por serem materiais resistentes à corrosão em temperaturas ambiente e em temperaturas elevadas. Os aços austeníticos são desenvolvidos por apresentarem maior resistência à corrosão, por terem maior solubilidade de elementos intersticiais e por não apresentarem transição dúctil-frágil, que está presente nos aços ferríticos [53].

O diagrama de equilíbrio do sistema ferro-cromo é mostrado na Figura 3.20. Além da ferrita, austenita e do líquido, pode-se observar a presença da fase intermetálica sigma (σ).

O campo de existência da austenita (γ) limita-se ao teor de 13% de cromo, sendo que, em porcentagens maiores, o diagrama mostra que a ferrita pode existir em todas as temperaturas até a fusão do material. No ferro puro, a ferrita é referenciada como α ou δ de acordo com a temperatura. Para diferentes aços inoxidáveis e em diferentes situações, diferentes quantidades de ferrita podem existir em qualquer intervalo de temperatura, podendo gerar confusão sobre como referenciar a ferrita. Em geral, mas nem sempre, a formação da ferrita δ está associada com o processo de solidificação [52] [53].

A adição de carbono em ligas Fe-Cr faz com que o campo austenítico aumente para teores maiores de cromo, além de também expandir o campo bifásico austenita/ferrita para teores de carbono de até 0,3% em peso [54].

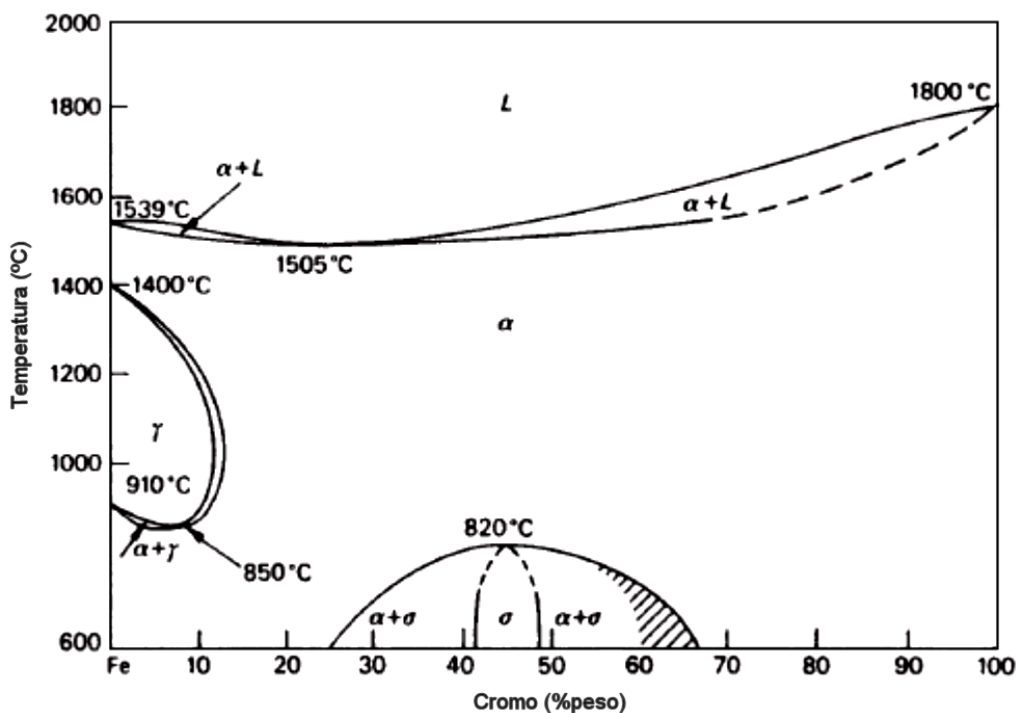


Figura 3. 20 - Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr [54].

Quando o carbono é adicionado progressivamente em um aço com 18% de cromo a um valor de até 0,04% de carbono, o aço é completamente ferrítico e não ocorre transformação [53] [54].

No momento em que o níquel é adicionado a uma liga Fe-18%Cr, a austenita aparece e o intervalo de temperatura de sua existência se expande, atingindo cerca de 8% de níquel, fazendo com que a austenita se mantem até à temperatura ambiente. O nitrogênio, assim como o carbono, é um elemento químico formador e/ou estabilizador da austenita. Ambos são solutos intersticiais na austenita e aumentam a resistência mecânica por estarem em solução sólida. Contudo, o carbono tende a apresentar menor solubilidade na austenita do que o nitrogênio e pode se precipitar na forma de carboneto em diferentes situações. Essa precipitação tende a prejudicar a resistência à corrosão do aço. Por outro lado, aços inoxidáveis ligados com nitrogênio têm baixa sensibilidade à corrosão intergranular. Concentrações de nitrogênio acima de 0,25 em peso podem ser usadas para quase dobrar o limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos (AIS) [54].

Ligas Fe-Cr, contendo um teor entre 45 e 50 % de Cr, podem apresentar a fase intermetálica Sigma, que se precipita no resfriamento em temperaturas abaixo de, aproximadamente, a 830°C. A fase sigma é um composto intermetálico com composição

próxima de FeCr (razão estequiométrica 1:1). Seu aparecimento, normalmente, resulta na perda de tenacidade e ductilidade.

Algumas propriedades características dos AIS, como a sua baixa condutividade térmica e elevada expansão térmica e resistividade, têm um efeito significativo na soldabilidade destes aços [52]. Por exemplo: devido a essas características, é preciso alguns cuidados para minimizar a distorção durante a soldagem.

As características metalúrgicas de cada classe de aço inoxidável geralmente determinam as características de soldabilidade das mesmas. Por exemplo: a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos tende a ser fraca, pois as suas características propiciam a formação de trinca pelo hidrogênio; o metal de solda do aço inoxidável ferrítico apresenta, em geral, baixa ductilidade, resultado do crescimento de grão que está relacionada à ausência de transformação alotrópica durante o resfriamento [55]. A soldabilidade dos AIS é regida pela suscetibilidade à formação de trinca de solidificação. Em situações gerais, resistência à corrosão é a coisa mais importante para todos os aços inoxidáveis.

Uma das formas mais convenientes de analisar os efeitos de vários elementos químicos na microestrutura do metal de solda de aço inoxidável é através de diagramas constitucionais. O mais conhecido deles é o diagrama de Schaeffler, que é muito consultado na avaliação da soldagem de aços inoxidáveis, conforme consta na Figura 3.21. O diagrama de Schaeffler é importante para o estudo de soldagem de aços inoxidáveis. Ele foi desenvolvido a partir do processo de soldagem com eletrodos revestidos (SMAW - Shielded Metal Arc Welding), considerando um valor nominal de nitrogênio de aproximadamente 0,06%. Esse é um valor relativamente baixo, o que faz este elemento não ser considerado como de liga para o diagrama de Schaeffler. Este diagrama provou ser razoavelmente preciso para o estudo das ligas de aço inoxidável da série 300, usados em processos convencionais de soldagem a arco.

A última versão desse diagrama foi feita por Anton Schaeffler em 1949, sendo usada, basicamente, nesta forma até os dias atuais. Ela é o resultado de observações feitas em vários metais de solda, resultando na revisão dos coeficientes para os seguintes elementos: silício, molibdênio e nióbio. Além disso, houve uma revisão dos limites de cada fase do diagrama de acordo com o cromo e níquel equivalente [52] [54]. Após o

desenvolvimento do diagrama em 1949, foi proposta uma equação para calcular a quantidade de ferrita delta presente no metal de solda austenítico, a partir de seus valores de cromo e níquel equivalente:

$$\text{Ferrita Delta} = 3(\text{Cr}_{\text{eq}} - 0,93\text{Ni}_{\text{eq}} - 6,7) \quad (3)$$

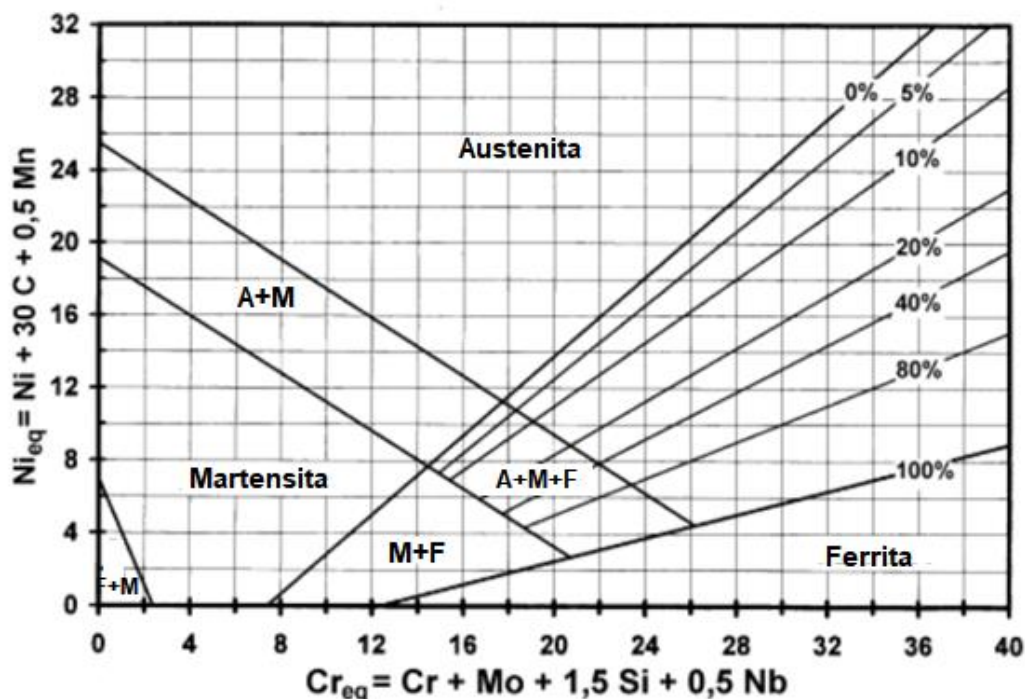


Figura 3. 21 - Diagrama Schaeffler. Efeito dos elementos de liga na estrutura do aço inoxidável [54].

Pode ser observada, no diagrama, a existência de três regiões de microestrutura formada por uma única fase. Além dessas, existem quatro regiões bifásicas e uma região com a microestrutura caracterizada pela apresentação das três fases. A constituição desse diagrama é diversificada e podem-se encontrar, na literatura, várias equações diferentes para determinar o cromo e níquel equivalentes. Assim, é possível encontrar configurações distintas para o diagrama, atendendo a algum requisito específico.

Bhadeshia et al [54] determina de forma empírica as equações de cromo e níquel equivalente, utilizando nas equações uma quantidade maior de elementos alfa-gênicos, do que os apresentados na Figura 3.21:

$$Cr_{eq} = (Cr) + 2(Si) + 1,5 (Mo) + 5(V) + 5,5 (Al) + 1,75(Nb) + 1,5(Ti) + 0,75(W) \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = (Ni) + (Co) + 0,5 (Mn) + 0,3 (Cu) + 25(N) + 30(C) \quad (2)$$

Na equação (2), pode-se observar a grande influência do C e N em comparação com os outros elementos de liga, favorecendo a existência de austenita em temperatura ambiente, como foi mencionado anteriormente. Esse diagrama tem uma relevância na análise das características gerais de uma solda, incluindo a prevenção da formação de defeitos, a degradação de propriedades mecânicas e a tendência a problemas de corrosão localizada.

Os valores de cromo e níquel equivalentes são utilizados na elaboração de outros dois diagramas: o diagrama de Delong e o WRC 92, que auxiliam na análise da solidificação dos aços inoxidáveis. Por exemplo, no caso do níquel equivalente, o valor do coeficiente do nitrogênio presente nas diferentes equações é muito variável. Por ser um forte elemento formador e/ou estabilizador da austenita, os autores afirmam ser difícil quantificar o nitrogênio no metal de solda [52]. No diagrama de Schaeffler, os campos de existência da microestrutura (austenita, ferrita e martensita) à temperatura ambiente do metal de solda são delimitados em termos de níquel e cromo equivalentes (Figura 3.21).

A diferença deles para o diagrama de Schaeffler é a contribuição do nitrogênio na equação de níquel equivalente, fazendo uma modificação nos campos de monofásicos.

Estruturas ferríticas e martensíticas de aços inoxidáveis são tão sensíveis à fragilização por hidrogênio quanto estruturas ferrítica e martensítica de aços carbono e de baixa liga. Aços inoxidáveis austeníticos tendem a ser muito menos fragilizados pelo hidrogênio e, conseqüentemente, são, em geral, considerados insensíveis à fissuração pelo hidrogênio (Fissuração a frio), desde que não exista alguma martensítica [56]. Os aços inoxidáveis austeníticos são propensos a formar trincas longitudinais no metal de solda, formadas ao final da solidificação. A ocorrência desse tipo de trinca no metal de solda depende, principalmente, de dois fatores [56]:

- A presença de impurezas como enxofre e fósforo e;
- Solidificação completamente em austenita.

A austenita tem menor solubilidade para o enxofre do que a ferrita. Quando a primeira fase formada na solidificação é a austenita, uma maior quantidade de enxofre tende a ficar em solução no líquido, favorecendo a ampliação do intervalo de solidificação e o espalhamento do metal líquido ao longo dos contornos das dendritas. A presença do metal líquido espalhado entre as dendritas, juntamente com as tensões oriundas da contração térmica e de solidificação, podendo resultar na formação de trincas. Se a fase primária formada na solidificação for a ferrita, maior quantidade de enxofre fica em solução sólida nesta e existe uma menor chance do material trincar na solidificação [57].

O modo de solidificação de um aço inoxidável austenítico é muito importante, pois influencia, por exemplo, a sua tendência à fissuração na solidificação, a sua microestrutura final, a sua resposta a tratamentos térmicos e a sua resistência à corrosão. Este modo de solidificação depende, primariamente, da composição química, particularmente do balanço entre as quantidades de elementos alfa e gama-gênicos. Esse modo influencia o comportamento mecânico do metal de solda, sendo que, para algumas composições, a ferrita se forma primeiro, seguindo o resfriamento até a temperatura ambiente, em que ocorrerá a formação da austenita com alguma ferrita residual.

Outros tipos de fissuração podem ocorrer em soldas de aços inoxidáveis austeníticos. As trincas formadas podem ser internas e/ou muito pequenas e difíceis de serem detectadas a olho nu ou por métodos de ensaios não destrutivos. Um tipo são as trincas de reaquecimento, que podem ocorrer em metal de solda de multipasses. Essa forma de fissuração apresenta o mesmo mecanismo de formação da fissuração de solidificação, devido à existência de segregado de baixo ponto de fusão [52].

Outro tipo que já foi mencionado é a fissuração a frio. O hidrogênio, assim como o carbono e nitrogênio, pode permanecer como um soluto intersticial no metal solidificado. A estrutura austenítica, em comparação com a ferrítica, é capaz de solubilizar uma grande quantidade de hidrogênio, sendo capaz de minimizar a formação de elementos fragilizadores. Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados pouco susceptíveis à fissuração a frio, desde que a estrutura do metal de solda seja completamente austenítica [58].

3.7 Aplicabilidade e Características de Juntas Dissimilares

Nos últimos anos, combinações de diferentes metais estão cada vez mais incorporadas aos ambientes industriais de grande relevância - como a geração de energia, petroquímica, nuclear e construção naval - em razão de sua flexibilidade. Nessas indústrias, várias classes de aços inoxidáveis austeníticos (304L, 316L, 316LN e 317LN) e aços estruturais (A36, AH36, H36, CH36, etc.) estão em serviço devido às suas características, como boa soldabilidade, tenacidade, propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Dentre os aços inoxidáveis, o 304 é o mais popular, pois apresenta uma boa relação custo/desempenho. Contudo, para aplicações em um ambiente altamente corrosivo, é necessário o aço 316L, devido ao seu melhor desempenho ao ataque por corrosão localizada [59]. Muitos desses aços, principalmente os inoxidáveis, têm sido aplicados à condição soldada em ambientes com condições climáticas severas, como no ártico e em países de invernos intensos. As condições climáticas dessas regiões apresentam grandes desafios no desenvolvimento dos aços estruturais com adequada soldabilidade. Em estruturas marítimas de exploração de petróleo, as utilizações de componentes feitos em aços dissimilares podem trazer benefícios, como leveza e propriedades térmicas da junta soldada [60]. Em regiões de invernos rigorosos, o comportamento mecânico e metalúrgico dos metais de solda desses aços ainda é pouco estudado, necessitando de mais atenção, pois essas regiões possuem grandes reservas de petróleo.

Devido à complexidade da estrutura e do comportamento mecânico de juntas soldadas de aços dissimilares, sendo esse tipo solda realizadas rotineiramente na indústria petrolífera para unir estruturalmente os aços de alta resistência, a fim de eliminar a necessidade de tratamento pós-soldagem no campo [61]. Falhas catastróficas em juntas soldadas dissimilares entre o aço AISI 8630 e a Liga 625 [61] durante o serviço submarino ocorreram devido à fragilização na linha de fusão.

Os estudos desenvolvidos recentemente [59] [60] [61] mostram a necessidade da utilização de, pelo menos, um aço com baixo teor de carbono para que a junta soldada dissimilar apresente um bom resultado metalúrgico na soldagem de aços dissimilares em ambientes árticos. Geralmente, usa-se aço de baixa liga que apresenta limite de resistência entre 379 e 586 MPa ligado com Ni, Cr e Mo, enquanto que o outro aço seja os aços inoxidáveis austeníticos, por se manterem dúcteis a temperatura sub-zero. É sabido que a

classe de aços austeníticos apresenta, em geral, as melhores tenacidades e soldabilidades dentre todos os inoxidáveis [52].

Para identificar os principais problemas relacionados ao uso das soldas dissimilares em ambientes de temperaturas baixíssimas, é importante analisar as possíveis discontinuidades que podem aumentar a possibilidade de falha em serviço. Os defeitos em solda de metais dissimilares são atribuídos à mudança repentina de dureza, resistência mecânica, falta de fusão e fissuração na solidificação. Essas discontinuidades podem ser decorrentes de diferenças significativas de tensão residual e expansão térmica. Por exemplo: soldando dois aços com quantidade de elementos de ligas diferentes pode gerar inclusões intermetálicas a partir de um gradiente de concentração de um determinado elemento [60].

O principal obstáculo para a aplicação estrutural de aços e outras ligas metálicas a baixas temperaturas é a ocorrência de fragilização, particularmente, na presença de trincas. A presença de trincas em materiais fragilizados, por exemplo, por estarem expostos a baixas temperaturas, pode levar a uma falha repentina por fratura frágil. Esse tipo de falha não é detectado durante inspeções visuais de rotina, não há sinal de deformação plástica antes da falha catastrófica. Para isso, devem-se tomar medidas adequadas no estágio de especificação dos aços, escolhendo aquele que apresente uma transição dúctil-frágil a temperaturas criogênicas na faixa de temperatura de trabalho. A Figura 3.22 mostra os resultados desses processos de trincamento.

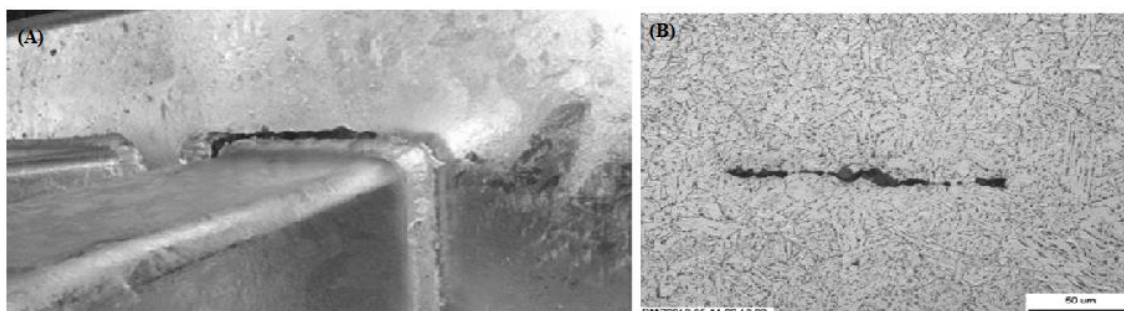


Figura 3. 22 - (a) Trinca localizada na margem da solda, (B) Trinca associada a inclusões alinhadas [60].

A seleção do metal de adição e as condições operacionais de soldagem devem ser adequadamente selecionadas para garantir a qualidade do metal depositado. Caso a

seleção não seja correta, a severidade do ambiente gelado e o contato com a água podem causar vários tipos de defeitos. A Tabela III.2 mostra algumas das discontinuidades.

Tabela III. 2 – Tipos de defeitos e falhas em serviço.

Tipos de Defeito	Localização	Descrição
Inclusões presentes antes da entrada do aço em serviço	<ul style="list-style-type: none"> • Metal base • Zona fundida • Metal de solda • Amanteigamento 	<ul style="list-style-type: none"> • Material não-metálico incrustado no metal de solda ou entre metal de base solda • Composto não metálico de baixa ou alta densidade originando tensão, especialmente em carregamento por fadiga e impacto • Quanto maior a inclusão, menor é a resistência à fadiga
Segregação	<ul style="list-style-type: none"> • Macrosegregação na poça de fusão • Zona fundida • Metal de solda • Amanteigamento 	<ul style="list-style-type: none"> • Macrosegregação - falta de homogeneização durante a solidificação • Microsegregação - consequência da redistribuição do soluto em alguns lugares durante a solidificação de ligas em condições fora do equilíbrio
Migração/Difusão de Carbono	<ul style="list-style-type: none"> • Fronteira entre zona fundida e metal de solda • Linha de fusão entre amanteigamento e zona fundida ou metal base 	<ul style="list-style-type: none"> • Migração é causada por diferença de concentração • Em alta temperatura, a migração ocorre da região de alta concentração para a de baixa
Composto Intermetálico/ interface lateral	<ul style="list-style-type: none"> • Zona fundida • Interface entre zona fundida e solda 	<ul style="list-style-type: none"> • A união direta desses metais resulta em intermetálicos frágeis • Formação de fases tipo FeTi e Fe_xTi_y na interface
Trinca por corrosão sob-Tensão	<ul style="list-style-type: none"> • Zona fundida • ZTA • Amanteigamento 	Impacto combinado de: <ul style="list-style-type: none"> • Tensão residual • Sensitização térmica • Efeito galvânico entre aços dissimilares

Para estudar o comportamento de juntas dissimilares de aço, tem-se estudado, especificamente, juntas de austenítico + duplex, devido às microestruturas serem similares. A intenção de usar esses aços é tentar eliminar a formação de agentes fragilizantes, como intermetálicos, trinca de solidificação, etc. Verma (2016) utilizou um

aço duplex em seu trabalho devido às características metalúrgicas e ao comportamento mecânico da junta soldada. Esse aço duplex apresenta alta resistência à corrosão, como pitting e corrosão sob-tensão, e mostra ser menos suscetível à corrosão intergranular do que um aço baixa liga. Isso se dá pela natureza microestrutural constituída por 50% de ferrita e 50% de austenita e como alta teores de cromo, níquel e molibdênio.

A Figura 3.23 mostra o resultado da soldagem GTAW de metais dissimilares, o aço AISI 8630 e a liga 625, como metal de adição foi usado uma liga de níquel.

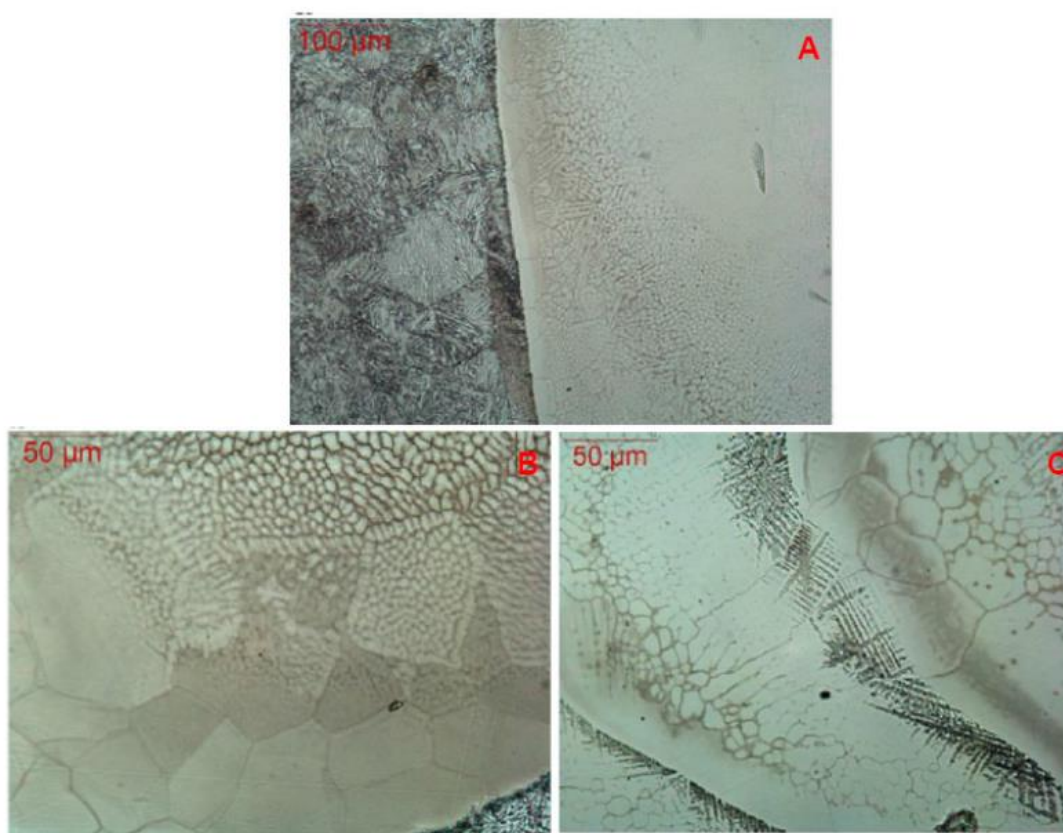


Figura 3. 23 – A) Visão geral da transição; B) Zona dendrítica celular e colunar e C) Metal de solda [92].

4 METODOLOGIA

4.1 Introdução

Neste capítulo é descrita a metodologia empregada no desenvolvimento do presente trabalho. A descrição da metodologia inicia-se com as informações dos equipamentos utilizados, assim como os materiais que foram utilizados em todo o desenvolvimento do trabalho. O capítulo é finalizado com os procedimentos experimentais utilizados no decorrer de todo o estudo.

4.2 Equipamentos e Materiais

Esta seção apresenta uma descrição dos equipamentos e dos materiais que foram utilizados nesta tese. Esta descrição informa dados técnicos, tipo, modelo e fabricante dos equipamentos. Em relação aos materiais usados neste trabalho, serão informados alguns dados característicos.

4.2.1 Equipamentos

Foram utilizadas duas fontes de energia para os testes de soldagem. Para os testes de soldagem realizados ao ar e a meio metro de profundidade, usou-se a fonte multiprocessos inversora Power Wave 450, da Lincoln Electric. Para os testes de soldagem realizados a 10 e 50 metros de profundidade, a fonte de energia utilizada foi uma específica para soldagem submarina, modelo HIPER1, fabricada pela IMC. As duas fontes são mostradas na Figura 4.1.

A corrente e a tensão de soldagem foram coletadas e armazenadas em um notebook Samsung Expert X23 Intel Core 5 i5, através de um sistema digital de aquisição de dados Data Translation USB Série ECON, modelo DT9816, com o software Quick DAQ, versão 3.7.0.40, da Data Translation. Foi possível analisar estes dados com um programa desenvolvido no LRSS/LabSEND (Programa Sinal).



Figura 4. 1 - Fontes de Energia para Soldagem: Power Wave 450 e HIPER -1.

Os testes de soldagem foram realizados utilizando dois dispositivos de soldagem por gravidade (Figura 4.2): um deles foi utilizado nas soldagens ao ar e a meio metro de profundidade, e o outro foi utilizado dentro de uma câmara hiperbárica. Esta câmara permite simular condições para soldagens a 10 m e 50 m de profundidade, utilizando água potável, e foi desenvolvida no LRSS/UFGM, como consta na Figura 4.3. A soldagem a 0,5 m de profundidade foi realizada em um tanque aberto com 770 mm de comprimento, 610 mm de altura e 400 mm de largura.

Estes sistemas de soldagem por gravidade permitem o ajuste dos ângulos da haste guia (β) e ataque do eletrodo (α). Nos experimentos, foram utilizados ângulos de 80° para (β) e 60° para (α). Tais parâmetros foram definidos a partir da experiência adquirida no uso desses dispositivos em soldagem subaquática molhada e de ensaios realizados durante os estudos de Pessoa [12] e Guerrero [16]. Através desses ângulos, foi possível determinar a velocidade de soldagem, utilizando um modelo desenvolvido por Mattioli [62].

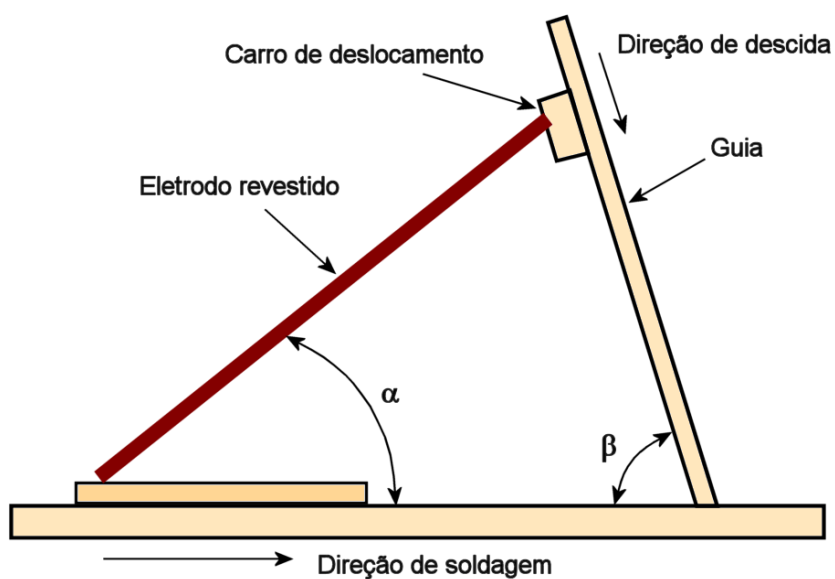


Figura 4. 2 - Representação Esquemática do Sistema de Soldagem por Gravidade [63]



Figura 4. 3 - Câmara Hiperbárica [63].

Para o corte dos corpos de prova, foi utilizada uma máquina de corte serra fita Franho, Modelo FM 18-S, com serra fita de $\frac{3}{4}$ de polegadas (aproximadamente, 19,05 mm) de largura, 2370 mm de comprimento e com 10 a 14 dentes por polegadas. A cortadora metalográfica Teclago, Modelo CM 100 foi usada para seções menores.

Para embutir as amostras metalográficas, foram utilizadas as embutidoras Teclago EM 30D e Arotec Pre 40 Mi.

As imagens macrográficas das amostras foram registradas com uma máquina digital Canon Rebel XTI, com lente macro. Dimensões dos cordões de solda foram medidas, nas imagens obtidas, com o auxílio do programa ImageJ, versão 1.45s, do National Institute of Health, nos Estados Unidos (<http://imagej.nih/ij>).

Para análise microestrutural, foram usados o microscópio Metallux II (Leitz), com câmera digital DFC 290 (Leica), controlada pelo programa Leica Application Suite V3, e o microscópio Olympus BX41M-LED. O primeiro estava instalado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG e o segundo no laboratório de ensaios mecânicos do departamento de mecânica (DMEC) do IFMG-Congonhas.

Foram realizados ensaios de dureza Vickers com o equipamento SHIMADZU, modelo HMV, Micro Hardness Tester do LRSS/LabSEND.

Foi utilizado o cromatógrafo do fabricante OERLIKON Yanaco H_{DM} ANALYZER, modelo G-1006 H, para a medição de hidrogênio difusível contido em corpos de prova soldados. E uma estufa de resistência com controle de temperatura foi usada para aquecimento dos porta-amostras para liberação do hidrogênio, mostrados na Figura 4.4.



Figura 4. 4 – Porta amostras para teste de hidrogênio difusível.

Utilizou-se o equipamento Eltra ON 900 Oxygen/Nitrogen Determinador PC Controlled, da fabricante ELTRA Elemental Analyzers, para medir o teor de oxigênio no metal de solda.

As análises químicas foram realizadas pela técnica de espectrometria de emissão óptica no espectrômetro de Emissão Óptica, da fabricante Shimadzu PDA-7000.

Foram realizados ensaios de difração e fluorescência de raio-X, respectivamente, nos equipamentos: Philips PANalytical X'port, sistema Empvream e Espectrômetro PANalytical PW 2400, com tubo de ânodo de ródio

As imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e a composição química do revestimento dos eletrodos por espectroscopia de energia de raio-X (EDS) foram obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca FEI, modelo INSPECT S50, e no espectrômetro dispersivo em energia de raios-X (EDS), marca EDAX-GENESIS, instalado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da UFMG.

4.2.2 Materiais

O aço carbono ASTM A36, utilizado como metal de base para o trabalho, foi fornecido por uma fabricante nacional (USIMINAS), estando na forma de chapa de 19,0 mm de espessura, laminada a quente. Foram utilizados dois lotes de aço A36, com duas composições químicas distintas. O primeiro lote foi utilizado para os testes de soldagem convencional e soldagem subaquática molhada e o segundo para os testes de sensibilidade ao trincamento a frio. Foi utilizado também, como metal de base, o aço inoxidável austenítico AISI 304L, fornecido por um fabricante nacional (APERAN) na forma de chapa de 6,0 mm de espessura, laminadas a quente e recozidas. Em alguns testes, foi também utilizado o aço SAE 1045 como metal de base, adquirido em um revendedor de chapas de aço. A Tabela IV.1 mostra as composições dos metais de base. Ainda foi utilizado um aço API X80, disponível no LRSS, para testes de soldabilidade.

Para os testes de soldagem, foram utilizados três tipos de eletrodos revestidos de alma metálica de aço inoxidável austenítico – ASME SFA-5.4 E309L-17, ASME SFA-5.4 E312L-17 e ASME SFA-5.4 E316L-17 (Figura 4.5) – todos com revestimento rutílico e fornecidos por um fabricante nacional (ESAB), no diâmetro de 4,0 mm. A Tabela IV. 2

mostra as composições químicas típicas do metal depositado por estes eletrodos, conforme informado pelo fabricante. Foi usado, como referência, um eletrodo ASME SFA-A5.1 E6013 de mesmo diâmetro e fornecido pelo mesmo fabricante. A Figura 4.5 apresenta estes eletrodos.

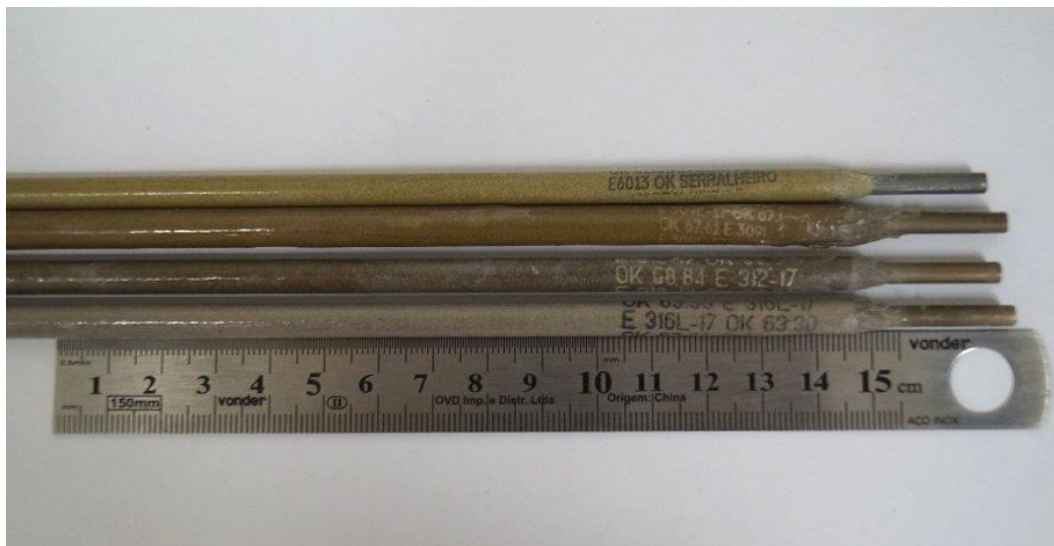


Figura 4. 5 – Eletrodos revestidos envernizados utilizados no trabalho.

Tabela IV. 1 – Composição química dos metais de base.

MB	A36 (L1)	A36 (L2)	304L	1045
Carbono	0,12	0,07	0,04	0,46
Silício	0,22	0,23	0,34	0,26
Manganês	0,83	1,81	1,24	0,65
Fósforo	0,02	0,02	0,03	0,02
Enxofre	0,01	0,01	0,00	ND
Níquel	0,02	0,01	8,36	0,02
Cromo	0,03	0,14	19,02	0,14
Molibdênio	ND	0,19	0,05	ND
Cobre	ND	0,02	0,10	
Nióbio	ND	0,09	0,02	
Alumínio	0,07	0,05	0,00	ND
Tungstênio	ND	0,00	0,04	
Vanádio	0,01	0,03	0,01	
Titânio	ND	0,01	0,00	

Obs.: L1e L2 são, respectivamente, o primeiro e segundo lotes do aço. ND não determinado.

Tabela IV. 2 – Composição química típica do metal depositado segundo o fabricante

Elementos	309L	312L	316L
Carbono	0,037	0,040	0,034
Silício	0,680	0,770	0,690
Manganês	0,610	1,270	0,820
Fósforo	0,022	0,030	0,024
Enxofre	0,011	0,015	0,009
Níquel	12,430	10,200	11,350
Cromo	22,280	28,240	18,380
Molibdênio	0,360	0,084	2,320
Cobre	0,063	0,505	0,120

Os eletrodos revestidos foram impermeabilizados com verniz vinílico incolor (Resina Vinílica Cetona) para evitar o contato do revestimento com a água antes da formação do arco elétrico, garantindo, assim, baixo teor de umidade no revestimento.

4.3 Procedimento Experimental

O procedimento experimental foi desenvolvido nas cinco etapas listadas a seguir. Cada etapa será detalhada posteriormente.

- ✓ Testes preliminares de soldagem subaquática, realizados a meio metro de profundidade para seleção da liga a ser estudada entre diferentes metais de adição inoxidáveis austeníticos (eletrodo revestido rutílico) e comparação com resultados de soldagem similar e dissimilar em ambiente seco;
- ✓ Estudo do efeito da profundidade de soldagem em aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem subaquática, com metal de adição inoxidável austenítico em metais de base de aço carbono baixa liga e de aço inoxidável austenítico 304L;
- ✓ Caracterização da zona fundida obtida com metal de adição inoxidável austenítico em meio aquoso e comparação com a da solda obtida em ambiente seco;
- ✓ Determinação do hidrogênio difusível nos metais de solda obtidos ao ar e na soldagem subaquática molhada a meio metro de profundidade;
- ✓ Avaliação da sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio da junta dissimilar em soldagem subaquática.

4.3.1 Testes Preliminares a Meio Metro de Profundidade

Os testes preliminares tiveram o objetivo de selecionar o consumível de aço inoxidável austenítico para uso nas etapas seguintes deste trabalho. Foram comparados os três eletrodos comerciais (Tabela IV.2) para deposição de cordões sobre chapa de aço carbono (A36) e de aço inoxidável (304L) utilizado como metal de base de referência, sendo os cordões realizados na direção de laminação das chapas de aço.

Os três eletrodos foram comparados em dois valores de corrente (180 e 200 A). estes valores foram selecionados com base em testes de trabalhos anteriores de soldagem subaquática molhada em aços carbono, realizados por Pessoa [12] e Guerrero [16] com eletrodos ferríticos E6013 e E7018.

As soldagens foram feitas de forma mecanizada por gravidade (Figura 4.2), com a fonte Power Wave 450. Os testes foram realizados em um tanque aberto (Figura 4.6), em água doce, com uma profundidade de, aproximadamente, meio metro (lâmina d'água). Foram usados corpos de prova de aço carbono e aço inoxidável, sendo realizados dois ou três cordões de solda para cada condição de teste. A corrente e tensão de soldagem foram registradas usando o sistema de aquisição de dados e demais acessórios descritos na seção 4.2.1. Esses testes também contribuíram para a determinação das condições de soldagem subaquática molhada que foi usada em profundidades maiores.



Figura 4. 6 - Tanque aberto de soldagem subaquático.

A caracterização dos cordões de solda obtidos nos testes preliminares foi realizada através da observação da seção longitudinal do cordão visando detectar a presença de descontinuidades em toda a extensão do cordão. Foram avaliadas a microestrutura, a dureza e a presença de descontinuidades na seção transversal de um outro cordão de solda, obtido com os mesmos parâmetros de soldagem do cordão avaliando longitudinalmente. Para finalizar, foi avaliada a diluição a partir do ensaio macrográfico da seção transversal, objetivando correlacioná-la com características operacionais do processo de soldagem subaquática. As amostras foram preparadas seguindo os procedimentos detalhados na seção 4.3.4 (Caracterização da Solda).

As características operacionais do processo de soldagem subaquática foram avaliadas a partir do estudo dos registros de corrente e tensão de soldagem, com os procedimentos detalhados na seção 4.3.2.3.

Finalizando essa etapa, a caracterização do metal depositado pelos consumíveis de soldagem foi feita por microscopia óptica e por análise química em corpos de prova depositados sem diluição. Foi também realizado o ensaio de fluorescência de raios-x para determinar a composição química do revestimento dos eletrodos de aços inoxidáveis austeníticos.

4.3.2 Testes Definitivos de Soldagens.

As soldagens, em todas as etapas deste estudo, foram realizadas de forma mecanizada, com os sistemas de soldagem por gravidade e demais equipamentos descritos na seção 4.2.1.

Nos testes de soldagem definitivos foram usados os valores de corrente de 180 A para os testes de soldagens subaquáticas molhadas e 160 A para os testes realizados ao ar atmosférico. Foram realizados os testes de soldagem nas polaridades negativas e positivas.

A partir do modelo de Mattioli [62] que se baseia na taxa de fusão do eletrodo, foi calculada a velocidade de soldagem na soldagem subaquática molhada a meio metro, 10 m e 50 m de profundidades.

4.3.2.1 Preparação dos Corpos de Provas

Os corpos de prova de soldagem foram confeccionados com metais de base ASTM A36 e SAE 1045 com 300 mm de comprimento, 250 mm de largura e 19 mm de espessura. Eles foram cortados com maçarico, em chapas medindo 1000 mm de comprimento, 300 mm de largura (direção de laminação). As superfícies de soldagem dos corpos de prova foram limpas usando uma esmerilhadeira rotativa com disco abrasivo, que removeu a oxidação superficial. Evitou-se realizar a soldagem próxima às bordas laterais que sofreram alterações devido ao corte por maçarico.

Para a soldagem subaquática molhada nos corpos de prova de aço inoxidável austenítico 304L, que tinham as dimensões 300 mm de comprimento, 200 mm de largura e 6 mm de espessura, foi necessária a fixação (por soldagem) do corpo de prova em uma chapa de carbono para minimizar a sua distorção.

Antes da soldagem, era realizada uma limpeza mecânica com uma escova rotativa nas chapas de aço inoxidável.

4.3.2.2 Procedimento de Soldagem

A soldagem ao ar foi realizada em uma bancada metálica, que era usada como suporte do dispositivo de soldagem por gravidade. O eletrodo utilizado na soldagem ao ar não continha verniz para a proteção do revestimento à umidade, sendo retirado diretamente da caixa e preso no dispositivo de soldagem. Para a abertura do arco, era necessário fazer leves toques do eletrodo no corpo de prova e, assim que iniciava a soldagem, o eletrodo era solto e ia sendo consumido na soldagem pelo efeito da gravidade.

Na soldagem subaquática molhada a 0,5 m, o corpo de prova foi colocado diretamente no fundo do tanque. O verniz era removido das pontas do eletrodo para permitir o contato elétrico. Com o tanque ainda vazio, o eletrodo era preso ao dispositivo de soldagem e a sua ponta para abertura do arco era posicionada no local de início da soldagem com um pequeno pedaço de palha de aço. A seguir, o tanque era preenchido com água até cobrir o eletrodo contido no dispositivo de soldagem por gravidade. A soldagem se iniciava quando a fonte era ligada.

Na soldagem subaquática a 10 e 50 m, o corpo de prova era colocado em uma base dentro da câmara hiperbárica (Figura 4.3), que continha o dispositivo de soldagem por gravidade. A partir desse momento, o procedimento operacional era o mesmo realizado na soldagem a 0,5 m.

Foram realizados três cordões de solda para cada condição de soldagem em um corpo de prova, sendo a polaridade negativa usada primeiramente nos testes.

4.3.2.3 Aquisição e Avaliação de Sinais Elétricos

A comparação das condições operacionais, durante a soldagem subaquática e diferentes profundidades, e ao ar, com diferentes consumíveis e metais de base, foi feita pela análise dos sinais elétricos do processo, registrados durante os testes de soldagem, e pela avaliação do aspecto visual dos cordões.

Antes da realização dos testes de soldagem, foi feita a calibração do sistema de aquisição de dados. A calibração foi realizada utilizando uma fonte de energia de saída regulável e a fonte para soldagem Power Wave. A curva de calibração foi construída a partir dos valores de tensão recebidos pela placa de aquisição *versus* os valores impostos pela fonte regulável e pela fonte de soldagem. Foram realizados testes em vazio e curto circuito, para levantar as características elétricas da fonte de soldagem utilizada nos experimentos.

Os arquivos de dados e as curvas de calibração obtidos foram processados, principalmente, com o programa Sinal (ver apêndice A).

Nos dados obtidos durante os testes de soldagem, um intervalo de medição foi selecionado após 2 a 4 s do início da soldagem até 1 a 2 s antes de seu final (Figura 4.7). O início do intervalo foi determinado de forma arbitrária para minimizar a influência do período inicial de operação em que o arco tende a ser menos estável.

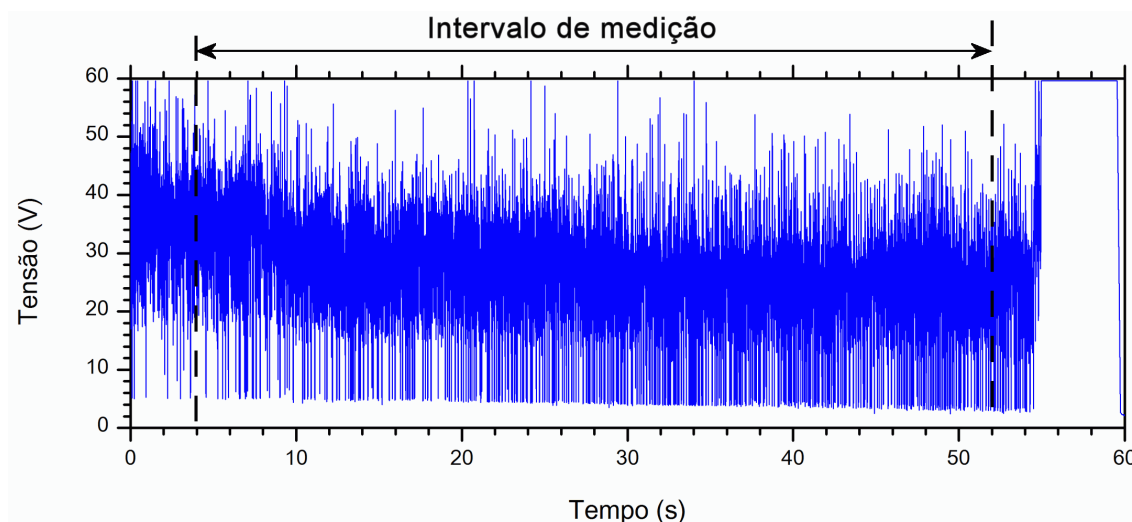


Figura 4. 7 – Intervalos de operação com arco e em curto-circuito.

O seu final também foi selecionado de forma arbitrária para evitar um eventual aumento da tensão de operação, que pode ocorrer quando o apagamento do arco se inicia.

Para cada condição, foram calculados, no intervalo de medição, os valores médios de corrente e tensão de soldagem e os seus desvios padrões e os tempos médios de transferência por curto-circuito (T) e a duração destes (t_{cc}). Para o cálculo desses tempos, foi indicado um valor de tensão de referência para separar os intervalos de operação com arco e em curto-circuito (Figura 4.8). O programa Sinal foi usado para determinar os instantes em que a tensão de soldagem cruzou este valor e, a partir desses instantes, determinou os parâmetros desejados. Foi, ainda, imposta uma condição de rejeição de curtos-circuitos de duração mínima, isto é, não foram contabilizados eventos em que a tensão de soldagem ficava abaixo do valor de referência por apenas um ponto. Essa condição foi adotada para minimizar a eventual influência de pequenas flutuações de tensão nos resultados.

A intensidade dos curtos-circuitos em uma dada condição foi caracterizada pelo Fator de Curto-circuito (F_c), definido como:

$$F_c = \frac{t_{cc}}{T} \cdot 100$$

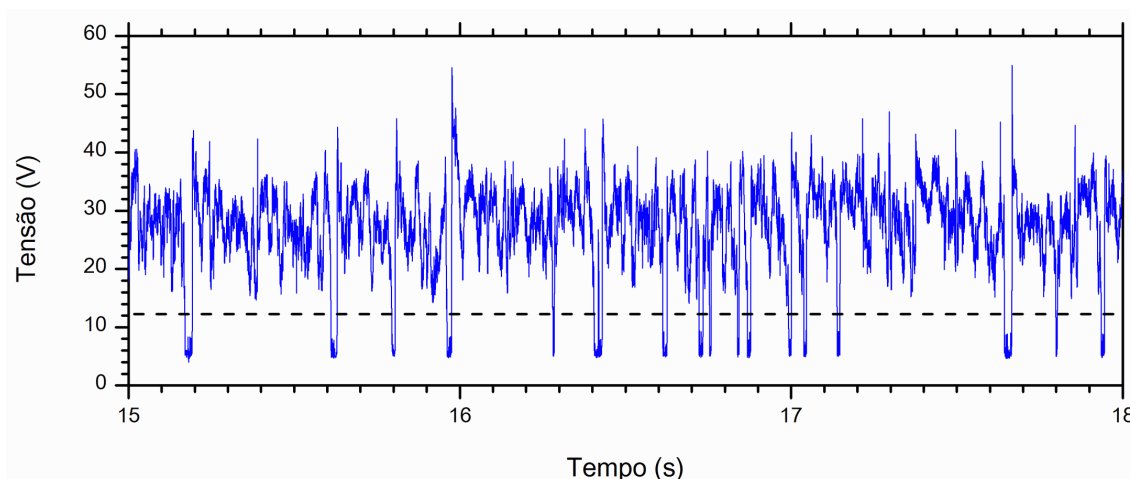


Figura 4. 8 – Sinal elétrico obtido pelo Sistema de aquisição.

4.3.3 Medição do Hidrogênio Difusível

A avaliação da quantidade de hidrogênio difusível contida no metal de solda foi realizada de acordo com a norma AWS A4.3-93 [34]. Foi avaliada a quantidade de hidrogênio difusível de soldagem realizada ao ar e a 0,5 m de profundidade com os eletrodos E309L-17, E312L-17 e E316L-17.

Os valores de hidrogênio difusível foram obtidos a partir da análise da amostra de hidrogênio (Figura 4.9), por cromatografia gasosa.

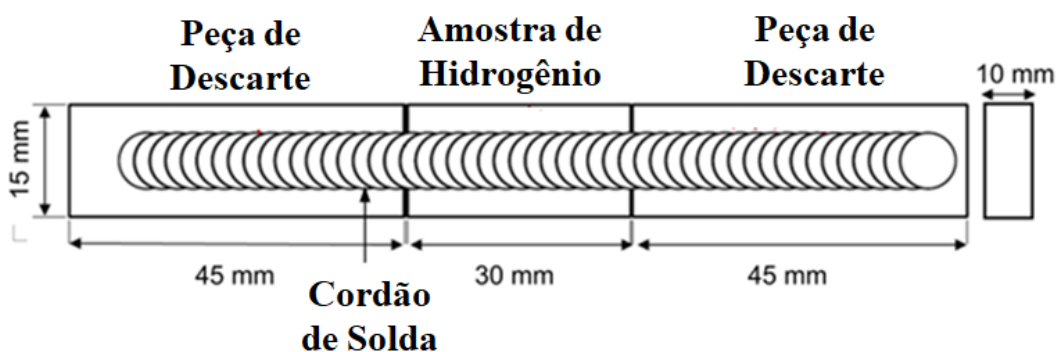


Figura 4. 9 - Representação esquemática das peças para o ensaio de hidrogênio difusível.

4.3.4 Caracterização da Solda

A caracterização do metal de solda incluiu a determinação de sua composição química, avaliação metalográfica (macrografia e micrografia), avaliação do teor de oxigênio e finalizando com a medição da dureza da zona fundida.

Após a soldagem, foi retirada, de cada corpo de prova, uma seção transversal contendo três pedaços de cordões de solda na sua parte central, como mostrado na Figura 4.10.

Foi feita a análise química de um dos cordões de solda desta seção para todas as condições de soldagem no aço A36, com o objetivo de avaliar o efeito do meio aquático. Estas análises foram feitas por espectrometria de emissão óptica e foram realizadas na Fundação Altivo. As análises químicas foram realizadas conforme as normas ASTM F138-92 e ISO 5832-1-87. O cordão retirado para análise química foi planificado por um disco abrasivo (esmerilhadeira manual), formando uma superfície plana na face do cordão, de aproximadamente de 1 cm², onde foi feito uma queima por amostra.

Para a preparação metalográfica, as amostras soldadas nos corpos de prova dos aços ASTM A36, SAE 1045 e AISI 304L passaram pelas etapas de lixamento em granulometria de 80, 220, 320, 400, 600 e 1000 mesh, polimento em panos com pasta de diamante de 9 µm, 3 µm, 1 µm e, por fim, por ataque com o reativo água-régia (15 mL de ácido clorídrico P.A. + 5 mL de ácido nítrico P.A.) pelo método de imersão por, aproximadamente, 30 s.

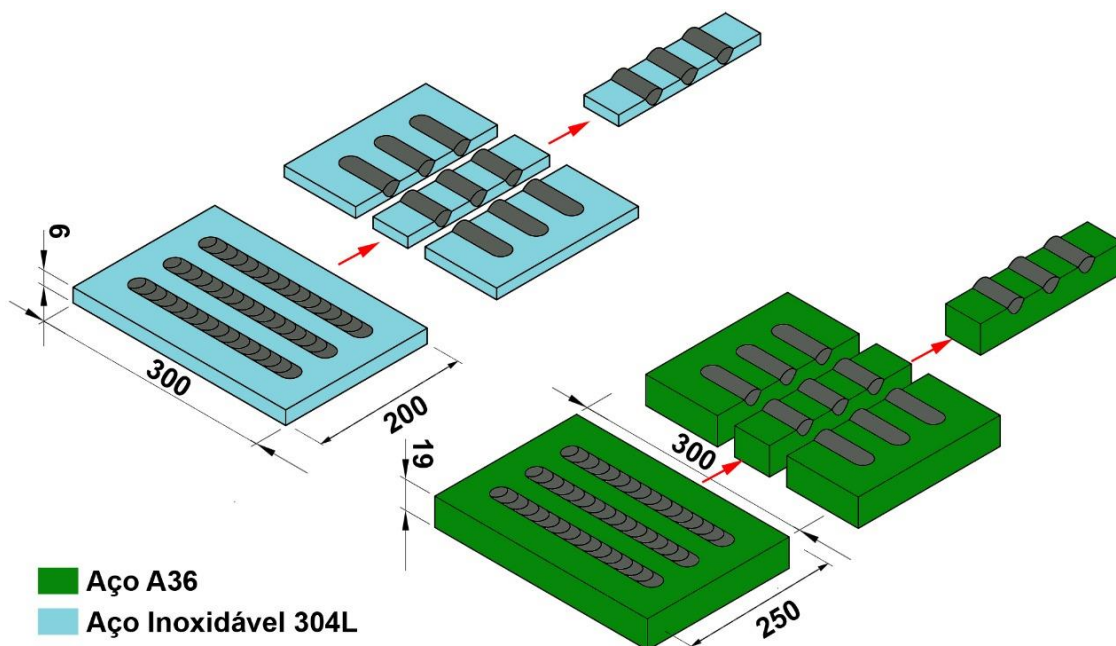


Figura 4. 10 - Posição de Retirada das Amostras para Análises Metalográficas do Metal de Solda.

Para a análise macrográfica, após o ataque com o reativo, a seção transversal foi fotografada com uma escala. As fotografias obtidas foram usadas para medir características geométricas da zona fundida, com o auxílio do software ImageJ. Foram medidos os valores da área da seção transversal da zona fundida (Figura 4.11). Nessas operações, as dimensões na fotografia foram calibradas, no programa, pela escala presente na imagem.

A partir do valor medido da área transversal, constituída da área de reforço (R) e da área de penetração (P), foi possível calcular a diluição, como mostrada na figura 4.11.

A análise micrográfica foi realizada para caracterização da microestrutura dos cordões de solda e a presença de descontinuidade para as diferentes condições testadas (ver seção 4.3.2.2).

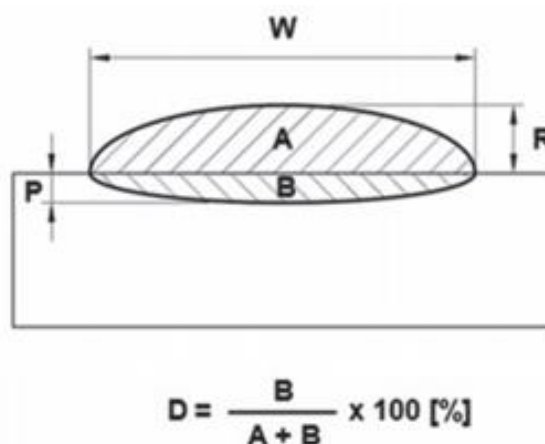


Figura 4. 11 – Áreas medidas para cálculo da diluição [64]

As medidas de dureza Vickers (norma ASTM E92) foram realizadas com carga de 100 gf e um tempo de penetração de 15 s. Foi feito um perfil de dureza com, aproximadamente, 10 medidas em linha entre metal de solda e metal de base a um milímetro acima da raiz do cordão.

Foi avaliado o teor de oxigênio presente nas almas e nos metais de soldas obtidos com os eletrodos E309L-17, E312L-17 e E316L-17. Essa análise foi realizada com os metais de solda obtidos na soldagem subaquática molhada a 0,5 m com o metal de base ASTM A36.

Adicionalmente, foi realizada a difração de raio-X das escórias coletadas dos cordões de solda da soldagem subaquática molhada nas três profundidades. Todas as análises foram feitas com os seguintes parâmetros: tensão de 40 kV, corrente de 40 mA e feixe monocromático a partir de ânodo de cobre ($\lambda_{\text{Cu-K}\alpha} = 1,5406 \text{ \AA}$), com varredura contínua, no intervalo 2θ de $3,03^\circ$ a $89,97^\circ$ e passo de $0,06^\circ \text{ s}^{-1}$.

4.3.5 Ensaios de Fissuração pelo Hidrogênio

Foram realizados testes de soldabilidade com o ensaio CTS (“Controlled Thermal Severity”) e ambiente subaquático, em lâmina d’água, com o objetivo de avaliar a sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio de soldas com consumível austeníticos e comparar o seu desempenho com o de soldas obtidas com o eletrodo de aço carbono. Para esses testes, foram usados os eletrodos austeníticos 309L e 312L e, para comparação, o eletrodo E6013 de mesmo diâmetro. Foi confeccionado um conjunto para cada eletrodo, com os metais de base de aço carbono, ASTM A36 e SAE 1045 e um em aço 304L.

A fundamentação e os requisitos para a preparação do corpo de prova para este ensaio foram apresentados na subseção 3.7.4 da revisão bibliográfica. Os ensaios foram realizados similarmente aos testes de soldagem no tanque aberto, sendo a profundidade de 0,5 m. O corpo de prova foi posicionado em 45° a fim de que a soldagem fosse realizada na posição plana (Figura 4.12).

Após a soldagem, o cordão de teste foi removido do restando do corpo de prova, sendo em seguida, realizado um corte transversal. A superfície transversal foi preparada para análise metalográfica para avaliar a existência de trinca de hidrogênio.



Figura 4. 12 – Corpo de Prova Posicionado no Tanque.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Introdução

Este trabalho tem o objetivo de avaliar o desempenho dos eletrodos revestidos austeníticos na soldagem subaquática molhada, tema com poucas informações na literatura. Neste capítulo, é apresentado os resultados relevantes obtidos no presente trabalho. Ele será iniciado com os resultados obtidos nos testes preliminares de soldagem para determinação de parâmetros e condições de soldagem; caracterização dos eletrodos (seção 5.2), em seguida pela apresentação dos aspectos operacionais (seção 5.3) e metalúrgicos (seção 5.4 e 5.5) da soldagem subaquática molhada. O capítulo é finalizado com as considerações finais.

5.2 Testes Preliminares de soldagem

Os testes preliminares foram realizados com o eletrodo inoxidável austenítico ASME SFA-5.4 E316L-17, sendo este um eletrodo comercial usado na indústria, que apresentou uma boa operacionalidade em contato com a água. A decisão em usar um metal de adição de aço inoxidável austeníticos foi baseada em suas características metalúrgicas, por não apresentar transformação martensítica durante a soldagem e apresentar uma boa tenacidade comprovando uma baixa suscetibilidade à fissuração pelo hidrogênio [65]. Os testes foram realizados com polaridade positiva a 0,5 m de profundidade, condições que determinaram o valor de corrente em 180 A a ser usado no restante do trabalho, nos testes de soldagem subaquática molhada. Na soldagem ao ar, foi seguido as especificações do fabricante dos eletrodos, usando uma corrente de 160 A. Os testes de soldagem foram realizados depositando cordões sobre chapa dos aços ASTM A36 e AISI 304L. Após os testes de soldagem foram retiradas amostras para caracterização macroestrutural (penetração, largura e área), sendo que a área do cordão foi usada para determinar a diluição. Foram realizadas as composições químicas e a caracterização microestrutural dos metais de solda.

É mostrado na Figura 5.1 a seção longitudinal dos cordões de solda obtidos com o eletrodo AWS E316L-17 sobre as chapas do aço inoxidável AISI 304L e do aço ASTM A36 a 0,5 m de profundidade, onde foi possível observar a ausência de descontinuidades ao longo do cordão.

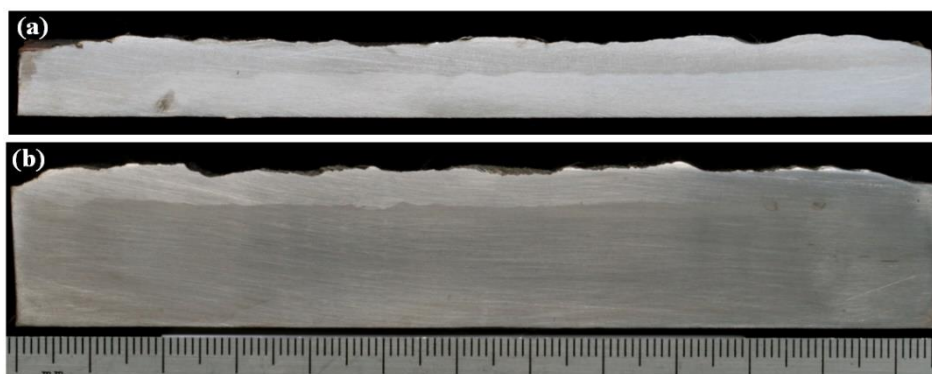


Figura 5. 1 - Seções longitudinais dos cordões de solda sobre chapa, (a) aço inoxidável AISI 304L e (b) aço ASTM A36.

Foi avaliada a composição química dos metais de base e dos metais de solda obtidos na soldagem molhada a 0,5 m de profundidade. São mostrados na Tabela V.1 os resultados da análise química.

Tabela V. 1 – Composição química dos metais de base e metais de solda.

Elementos	Testes de soldagem Preliminares (316L)			
	MB A36	MB 304L	Seco	0,5 Metros
C	0,121	0,040	0,030	0,050
Si	0,219	0,340	0,570	0,370
Mn	0,833	1,240	0,750	0,600
P	0,023	0,030	0,010	0,010
S	0,009	0,003	0,005	0,004
Ni	0,015	8,360	11,820	11,720
Cr	0,028	19,020	18,060	16,350
Mo	0,002	0,050	1,940	1,810
Cu	0,001	0,100	0,060	0,060
Nb	0,001	0,020	0,020	0,010
Al	0,065	0,001	0,002	0,001
W	0,000	0,040	0,040	0,040
V	0,006	0,006	0,004	0,004
Ti	0,002	0,002	0,010	0,100

Na soldagem realizada a 0,5 m de profundidade observou uma redução nos teores dos elementos químicos, Si, Mn, Cr e Mo. De acordo com o diagrama de Richardson-Ellingham (Figura 3.4), o oxigênio apresenta grande afinidade com esses elementos [9]. O resultado sugere que houve uma oxidação parcial desses elementos, a partir do oxigênio gerado pela decomposição da água. Os óxidos formados podem ter sido eliminados através da escória.

É mostrado na Figura 5.2 e 5.3 as microestruturas das seções transversais do cordão de solda obtidas na soldagem subaquática molhada de aços dissimilares e similares, respectivamente.

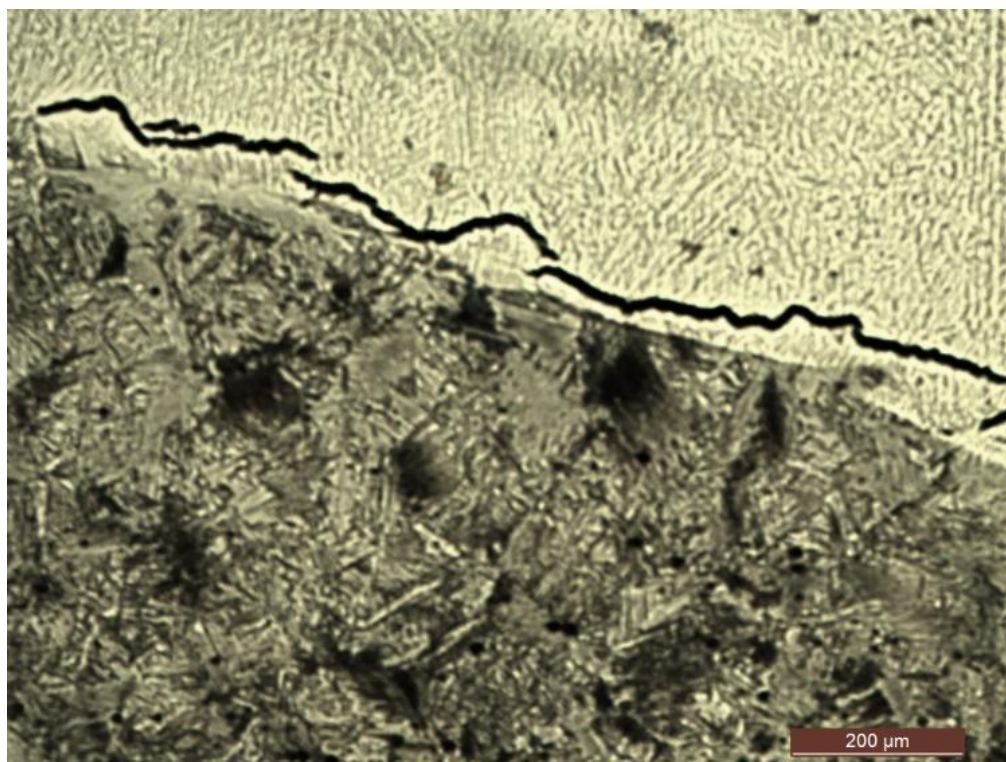


Figura 5. 2 – Microestrutura da seção transversal do cordão de solda dos aços dissimilares.

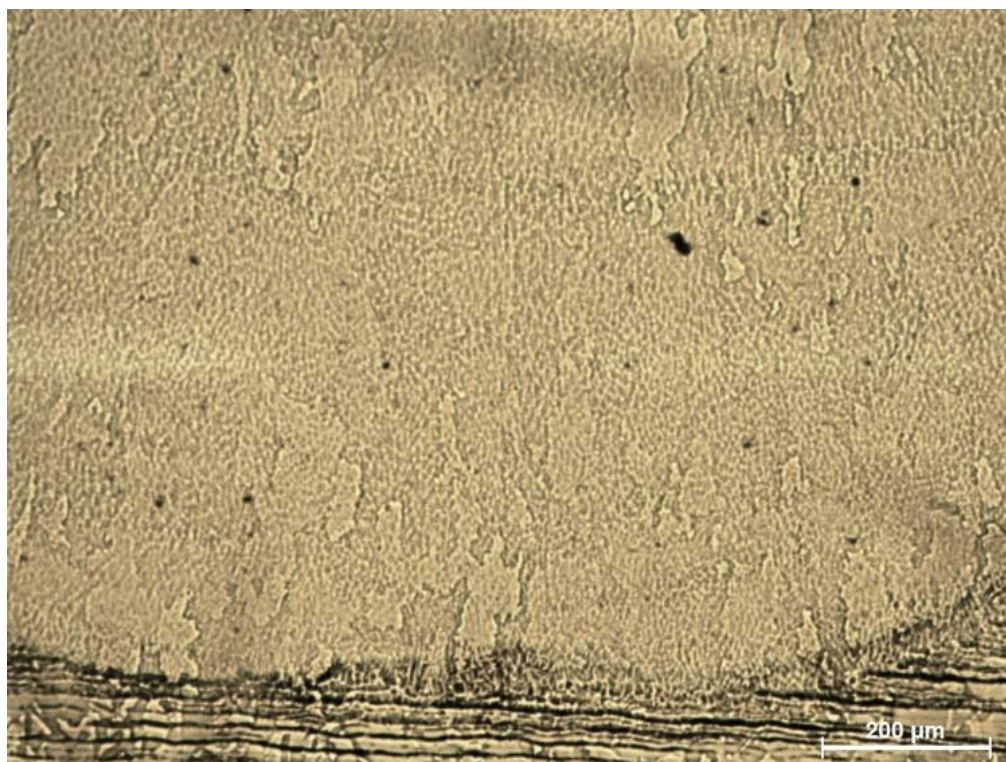


Figura 5. 3 – Microestrutura da seção transversal do cordão de solda dos aços similares.

A micrografia (Figura 5.2) mostra a soldagem em aço carbono e, apresentaram fissuração a frio (trincamento induzida pelo hidrogênio). A fissuração induzida pelo hidrogênio ocorreu porque a soldagem molhada apresentou todas as condições prováveis para sua existência:

- Presença de uma quantidade suficiente de hidrogênio;
- Existência de microestrutura suscetível (geralmente a martensítica);
- Temperatura da solda após a soldagem for inferior a 200°C;
- Nível de tensões residuais elevado.

Foi possível visualizar em algumas seções transversais trincas de solidificação. Esse tipo de trinca é comum em metais de solda de aços inoxidáveis e em ligas de níquel. O trincamento a quente ocorre em temperaturas entre 200° e 300° abaixo do ponto de fusão do metal de solda. A susceptibilidade a esse tipo de fissuração em soldagem subaquática molhada é determinada principalmente pelo tipo de estrutura de solidificação do metal de solda formada durante o processo de solidificação [66].

A micrografia (Figura 5.3) mostra a seção transversal do cordão de solda de aços similares, e não apresentou nenhum tipo de fissuração, mesmo com uma taxa de resfriamento muito maior que a observada em soldagens ao ar.

As soldas de aço inoxidável podem se solidificar com uma estrutura completamente austenítica, ferrítica ou como uma mistura destas duas fases dependendo de sua composição química, em particular, do balanço químico entre os elementos alfa e gamagênicos. Assim, quando a microestrutura apresenta alguma ferrita delta em temperatura ambiente, esta estrutura apresenta uma resistência à fissuração de solidificação maior do que quando a estrutura apresenta apenas uma microestrutura austenítica.

Devido ao aparecimento de fissurações, foram utilizadas outras ligas de aços inoxidáveis como metais de adição. Assim, as ligas ASME SFA-5.4 E309L-17, ASME SFA-5.4 E312L-17 foram escolhidas por apresentarem teores maiores de elementos de liga como cromo e níquel.

É apresentado na Tabela V.2 os resultados das composições químicas dos metais de solda das ligas ASME SFA-5.4 E309L-17, ASME SFA-5.4 E312L-17 e da liga ASME SFA-5.4 E316L-17 obtidos neste trabalho e fornecido pelo fabricante dos eletrodos.

Os teores de cromo e níquel são maiores para o aço inoxidável austeníticos ASME SFA-5.4 E309L-17 e o aço ASME SFA-5.4 E312L-17 apresenta apenas o teor de cromo maior do que o aço ASME SFA-5.4 E316L-17.

Tabela V. 2 -Composição química do metal de solda e metal de adição.

Elementos	Testes de soldagem Preliminares					
	309L		312L		316L	
	ESAB	MS	ESAB	MS	ESAB	MS
C	0,037	0,087	0,040	0,081	0,034	0,059
Si	0,680	1,054	0,770	0,743	0,690	0,721
Mn	0,610	1,222	1,270	0,825	0,820	0,693
P	0,022	0,002	0,030	0,002	0,024	0,009
S	0,011	0,003	0,015	0,014	0,009	0,004
Ni	12,430	14,506	10,200	9,547	11,350	11,747
Cr	22,280	23,023	28,240	25,577	18,380	17,087
Mo	0,360	0,835	0,084	0,172	2,320	3,063
Cu	0,063	0,019	0,505	0,089	0,120	0,019
Nb		0,000		0,053		0,006
Al		0,000		0,005		0,001
W		0,026		0,034		0,037
V		0,004		0,013		0,028
Ti		0,011		0,023		0,017

5.3 Características Operacionais da Soldagem Subaquática Molhada

Esta seção apresentará os aspectos operacionais dos testes de soldagem ao ar e nas três profundidades simuladas no vaso de pressão, a partir dos dados elétricos, nos quais, estão apresentados de forma resumida no Apêndice B.

5.3.1 Testes a Seco

Por servirem de padrão para a comparação com as condições de soldagem molhada, os resultados dos testes realizados fora d'água serão primeiramente apresentados e analisados. As Tabelas V.3 e V.4 resumem os parâmetros determinados a partir da análise dos sinais elétricos dos testes. Nas duas polaridades, os eletrodos de aço inoxidável operam com uma tensão aproximadamente 5 V acima da tensão média de operação do eletrodo ferrítico, o que, em parte, à menor resistividade elétrica deste para temperaturas de até aproximadamente 800°C. Entre os eletrodos austeníticos, o E312L é o que opera em uma tensão mais próxima do eletrodo ferrítico (aproximadamente 2 V acima). Essa

similaridade é devido a formulação do eletrodo, que apresenta teores maiores de elementos formadores de ferrita.

Não se observou nenhuma diferença sistemática nas condições de soldagem em função da polaridade embora o catálogo do fabricante dos eletrodos indique os austeníticos sejam indicados para soldagem com CC+. Nas duas polaridades, todos os eletrodos apresentam, durante a soldagem, uma transferência mista globular e por curto-circuito. A transferência por curto-circuito foi praticamente ausente nos testes com o eletrodo E309L em CC+ e foi observada mais intensamente, em ambas as polaridades, nos testes com o eletrodo ferrítico e com o E312L. Esta maior ocorrência de curtos-circuitos com este eletrodo pode indicar um comprimento de arco com este eletrodo em comparação com os outros eletrodos inoxidáveis. Na soldagem por gravidade, o comprimento do arco é controlado em grande parte pelo cone de revestimento não fundido à frente da alma metálica, o que, em grande parte, está relacionado com os componentes do revestimento. A constituição dos revestimentos dos eletrodos, contudo, não foi investigada no presente trabalho. Os maiores valores da média dos desvios padrões da corrente de soldagem obtidos com os eletrodos ferrítico e E312L refletem o comportamento da fonte usada no teste que aumenta a corrente de soldagem no caso de um curto circuito como um recurso contra a colagem do eletrodo na poça. A fonte usada nos testes dentro do vaso pressurizado apresenta recurso similar. Infelizmente, a fonte usada nos testes ao ar apresenta um nível de ruído (possivelmente decorrente de seu chaveamento) muito elevado, o que dificulta a comparação de valores de desvio padrão da corrente e tensão entre testes feitos com as duas fontes. A Figura 5. 4 apresenta curvas “características dinâmicas” de testes feitos com as duas fontes. A atuação da proteção contra a colagem do eletrodo para valores baixos de tensões pode ser vista para as duas fontes juntamente com a maior dispersão da corrente de soldagem no caso da fonte usada para soldagem fora do vaso de pressão.

Tabela V. 3 – Parâmetros medidos a partir dos sinais elétricos. Soldagem com eletrodo negativo (CC-).

Eletrodo	Corrente (A)		Tensão (V)		Período (ms)		Fcc (%)		Rcc (mW)	
	Média	DP*	Média	DP*	Média	DP	Média	DP	Média	DP
E6013	164	17	21,5	5,1	97	16	5,6	0,8	18	7
E309L	157	8	26,5	5,5	259	12	2,4	0,5	31	6
E312L	167	11	24,0	5,8	134	23	6,3	1,2	30	7
E316L	165	8	28,7	6,1	150	41	2,7	0,8	33	8

Obs.: (*) Média dos desvios padrões determinados em cada ensaio.

Tabela V. 4 – Parâmetros medidos a partir dos sinais elétricos. Soldagem com eletrodo positivo (CC+).

Eletrodo	Corrente (A)		Tensão (V)		Período (ms)		Fcc (%)		Rcc (mW)	
	Média	DP*	Média	DP*	Média	DP	Média	DP	Média	DP
E6013	162	15	20,5	5,2	90	17	6,7	0,4	18	7
E309L	157	8	27,7	4,8	702	80	0,9	0,2	31	6
E312L	171	10	23,7	5,6	244	32	5,6	1,4	30	7
E316L	165	7	26,8	5,7	353	91	2,5	0,9	32	7

Obs.: (*) Média dos desvios padrões determinados em cada ensaio.

A resistência elétrica média durante os períodos de curto-circuito nos testes com os eletrodos inoxidáveis foi cerca de 70% maior do que a resistência de curto-circuito do que os medidos nos testes com o eletrodo E6013. Esta diferença está ligada à já mencionada maior resistividade elétrica do aço inoxidável austenítico.

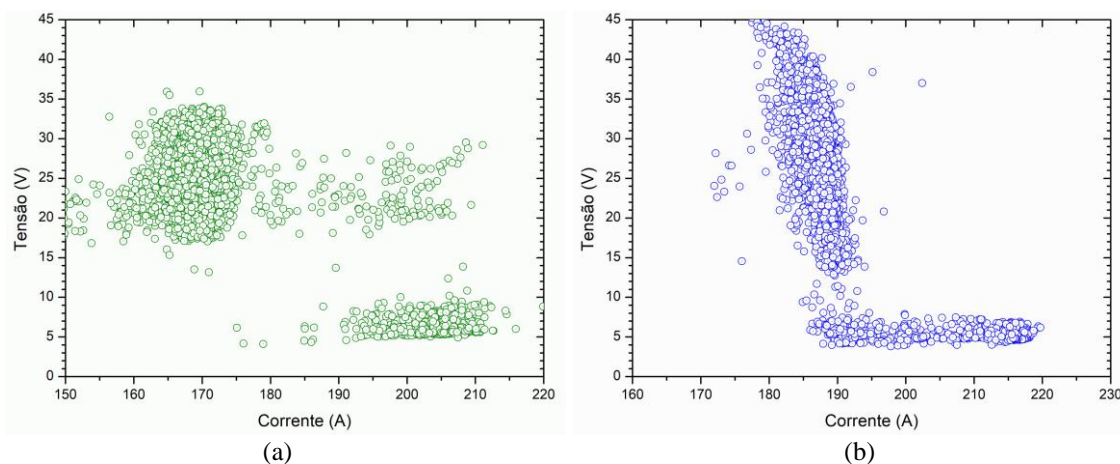


Figura 5. 4 – Curvas características dinâmicas de testes de soldagem com eletrodo E312L ao (a) ar com a fonte Power Wave 450 e a (b) 50 m com a fonte Hiper-1.

5.3.2 Soldagem Molhada e Comparação com Testes a Seco

As Tabelas V. 5 e V.6 apresentam os valores médios de corrente e tensão de soldagem, nas diferentes condições e profundidades, para os testes com eletrodo positivo e negativo respectivamente. Os valores de corrente ficaram dentro do esperado considerando os ajustes das fontes e a atuação dos sistemas contra a colagem do eletrodo na poça de fusão durante os curtos-circuitos. (Figura 5.4). Também na soldagem molhada, os valores de tensão tenderam a ser menores nos testes com eletrodo de aço carbono.

Tabela V. 5 – Valores de corrente e tensão médias de soldagem nos testes com eletrodo positivo.

Profundidade (m)	Eletrodos de aço inoxidável				Eletrodo de aço carbono			
	Corrente (A)		Tensão (V)		Corrente (A)		Tensão (V)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Ar	165	6	25,2	0,9	162	2	20,5	0,4
0,5	167	2	29,6	1,3	166	1	27,7	3,4
10	190	12	33,0	1,4	185	11	24,7	2,0
50	186	3	29,5	1,1	182	1	28,8	0,5

Tabela V. 6 – Valores de corrente e tensão médias de soldagem nos testes com eletrodo negativo.

Profundidade (m)	Eletrodos de aço inoxidável				Eletrodo de aço carbono			
	Corrente (A)		Tensão (V)		Corrente (A)		Tensão (V)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Ar	163	7	26,4	0,7	164	5	21,5	1,3
0,5	169	2	31,5	4,0	167	2	31,0	4,3
10	185	9	28,9	1,0	186	9	21,4	1,0
50	187	4	25,1	0,8	190	5	21,1	2,0

A presença e intensidade de curtos-circuitos variou, na soldagem molhada, principalmente com a profundidade, tipo de eletrodo e polaridade. Como na soldagem a seco, os testes com o eletrodo de aço carbono e com o eletrodo inoxidável E312L tenderam a apresentar maior quantidade de curtos-circuitos, exceto para a profundidade de 50 m. A Figura 5.5 mostra a evolução dos valores relativos da tensão média de soldagem e do fator de curto com a profundidade e a polaridade. Os dados desta figura foram calculados em relação aos valores obtidos nos testes de soldagem a seco (Tabelas V.4 e V.5). Na soldagem com eletrodo negativo, a tensão de operação é máxima e o fator de curto circuito é mínimo na soldagem em lâmina d'água (0,5 m). Com os eletrodos inoxidáveis, a tensão tende a subir e a intensidade dos curtos-circuitos diminuir com a

profundidade, enquanto que, com o eletrodo de aço carbono, ambos os fatores permanecem em valores similares aos da soldagem ao ar, possivelmente em razão do efeito da formulação do revestimento na bolha de vapor no arco. Na soldagem com eletrodo positivo, os resultados são similares para os eletrodos inoxidáveis, com a exceção de que o máximo na tensão e o mínimo em fator de curto-circuito (F_{cc}) ocorrem na profundidade de 10 m. Para o eletrodo de aço carbono, o comportamento com o eletrodo positivo indica um aumento da tensão de soldagem e uma queda na quantidade de curtos-circuitos para todas as profundidades na soldagem molhada. Para a soldagem com CC+ a 50 m de profundidade, embora ocorra um aumento no fator de curto-circuito, este não foi tão intenso como o observado na soldagem com eletrodo negativo, tendo os valores de F_{cc} obtidos com os eletrodos austeníticos ficando similares aos observados na soldagem a seco.

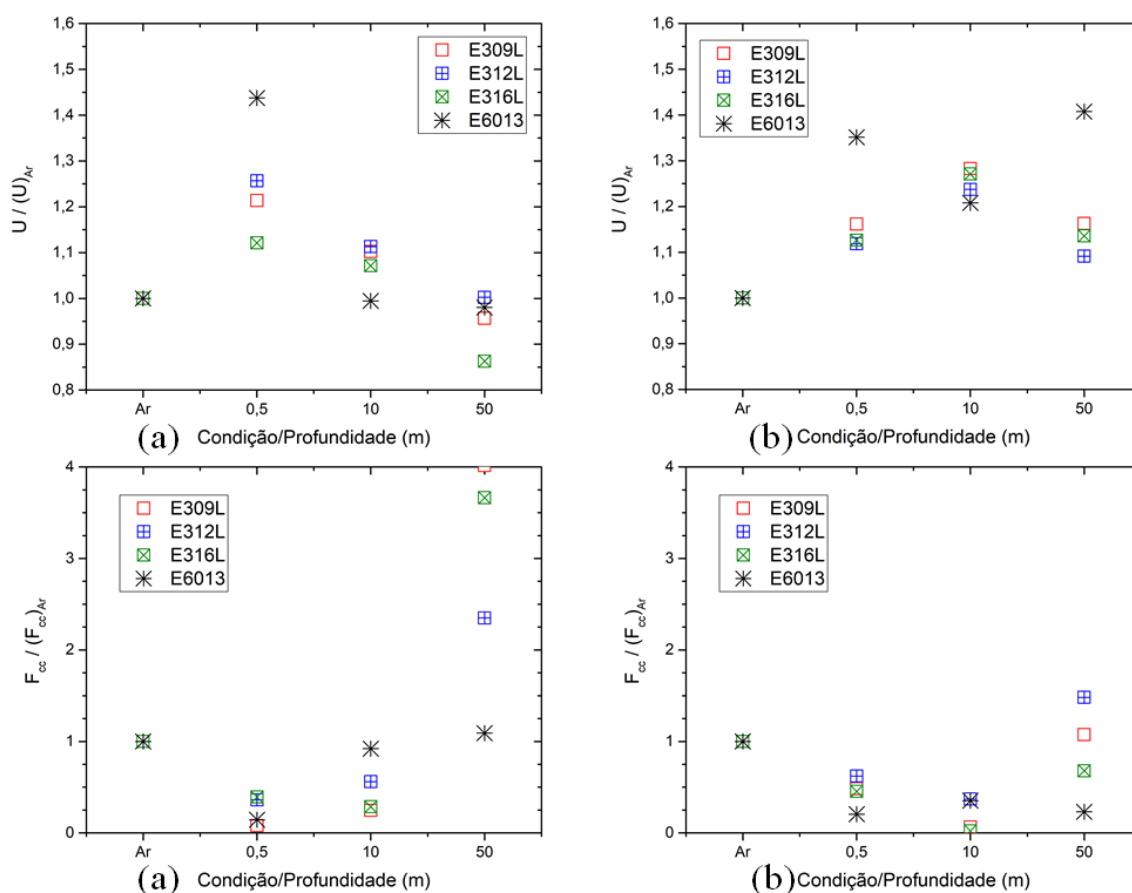


Figura 5. 5 - Variação relativa à soldagem ao ar da tensão média de soldagem com (a) CC- e (b) CC+ e do fator de curto circuito com (a) CC- e (b) CC+.

5.3.3 Avaliação da Estabilidade do Processo

Segundo Omajene e colaboradores [67], a constrição do arco pela pressão ambiente é um fator que afeta a estabilidade da soldagem molhada com a profundidade. Contudo, para profundidades de até 1,5 a 6 m, a soldagem em águas mais rasas tende a operar de forma mais instável. Para maiores profundidades, o processo tende a se tornar mais instável com a profundidade e a exigir uma maior tensão de operação. No presente trabalho, observou-se, principalmente para os eletrodos inoxidáveis, uma maior instabilidade do processo, com uma maior tendência ao apagamento e colagem do eletrodo nos testes realizados a maior profundidade. Contudo, o comportamento da tensão de soldagem foi diferente do indicado por Omajene, dependendo da polaridade e do eletrodo e já comentado anteriormente (Figuras 5.5a e 5.5b).

A Tabela V.7 apresenta, juntamente com o fator de curto-circuito (F_{cc}), a variação de alguns parâmetros que são usualmente citados para inferir a estabilidade de uma operação de soldagem a arco: o desvio padrão da corrente ($DP(I)$), o desvio padrão da tensão ($DP(U)$) e a razão entre as correntes máxima e mínima medidas em intervalos de tempo (S), sendo, no presente trabalho, adotados intervalos de 0,1 s. Este parâmetro indica a tendência à ocorrência de flutuações na corrente dentro do intervalo considerado, o que pode ser associado com uma maior instabilidade. Por outro lado, Liu e Guerrero [68] observaram que, nem sempre, um valor elevado de S coincide qualitativamente com uma maior instabilidade do processo. Por exemplo, uma maior variação de corrente pode ser causada por transferência por curto-circuito, o que não necessariamente implica em um processo mais instável.

Tabela V. 7 – Valores de alguns parâmetros para caracterizar a estabilidade do processo aplicado em testes com eletrodo negativo.

Eletrodo	Condição / Prof. (m)	PARÂMETROS			
		Fcc (%)	DP (I) (A)	DP(U) (V)	S
E6013	Ar	5,6	17	5,1	1,65
	0,5	0,8	7	4,8	1,35
	10	5,2	5	5,8	1,13
	50	6,1	7	6,4	1,20
E309L	Ar	2,4	8	5,5	1,45
	0,5	0,2	6	7,4	1,20
	10	0,6	3	5,3	1,09
	50	9,7	8	8,9	1,17
E312L	Ar	6,3	11	5,8	1,43
	0,5	2,3	6	5,3	1,27
	10	3,5	3	6,1	1,14
	50	14,7	7	9,6	1,17

Os diferentes parâmetros sugerem uma maior variabilidade do processo, o que, como já colocado é usualmente associado com uma menor estabilidade, para os testes realizados a seco. Este resultado não coincide com o esperado e com o que foi observado de forma qualitativa durante a realização dos testes. Assim, por exemplo, apagamento e interrupção do processo de soldagem foram observados mais comumente nos testes com maior profundidade, particularmente a 50 m. Estes eventos foram, também, mais comuns na soldagem com os eletrodos inoxidáveis, principalmente o E312L e E316L, e na polaridade positiva. Além disto, como esperado, os eletrodos funcionaram de forma mais estável na soldagem ao ar. Esta eventual dissociação entre o comportamento observado durante a soldagem e os valores obtidos de parâmetros usados para caracterizar a estabilidade do processo foi, também, observado por Liu e Guerrero [68].

O fator de curto-circuito indica a duração relativa dos eventos de curto-circuito no processo. Estes eventos são usuais na soldagem com eletrodos revestidos e, desde que a sua participação não seja muito grande ou os eventos sejam explosivos, não necessariamente indicam baixa instabilidade do processo. Os outros parâmetros indicam a variabilidade da corrente ou da tensão de soldagem durante o processo. Estas variações podem estar associadas com o modo de transferência, por exemplo, a transferência por curto-circuito favorece maiores variações ou, mesmo, com características do

equipamento. Por exemplo, as fontes usadas aumentam o valor da corrente durante curtos-circuitos, o que tende a aumentar a variabilidade da corrente, mas favorecem uma operação com menor tendência à interrupção do processo pela colagem do eletrodo. Além disso, as duas fontes eram chaveadas, o que pode contribuir para um maior ruído, maior variabilidade, das medidas.

Uma abordagem alternativa, seria avaliar a evolução destes parâmetros durante a soldagem uma vez que eventos como interrupções do processo e variações explosivas de parâmetros tendem a ocorrer de forma discreta. A Figura 5.6 ilustra esta abordagem para testes com o eletrodo negativo. Neste exemplo, o fator de curto-circuito foi calculado considerando blocos de 7 eventos de curto-circuito como uma forma de reduzir a forte componente aleatória da ocorrência destes eventos. Observa-se que, para os eletrodos inoxidáveis, na maior profundidade testada, o fator de curto-circuito, além de aumentar, apresenta fortes oscilações, atingindo valores próximos a 50%, o que sugere momentos em que a reabertura do arco é difícil.

A Figura 5.7 mostra resultados com a mesma abordagem com o coeficiente de variação da corrente. Este índice sugere uma mudança de comportamento do processo, uma alteração no comportamento do processo, nos testes com eletrodo inoxidável a maiores profundidades, após cerca de 20 s de soldagem. Comportamento semelhante não é observado com o eletrodo ferrítico, que pode apresentar grande dispersão nos valores do coeficiente de variação, mas uniformemente distribuída ao longo do processo.

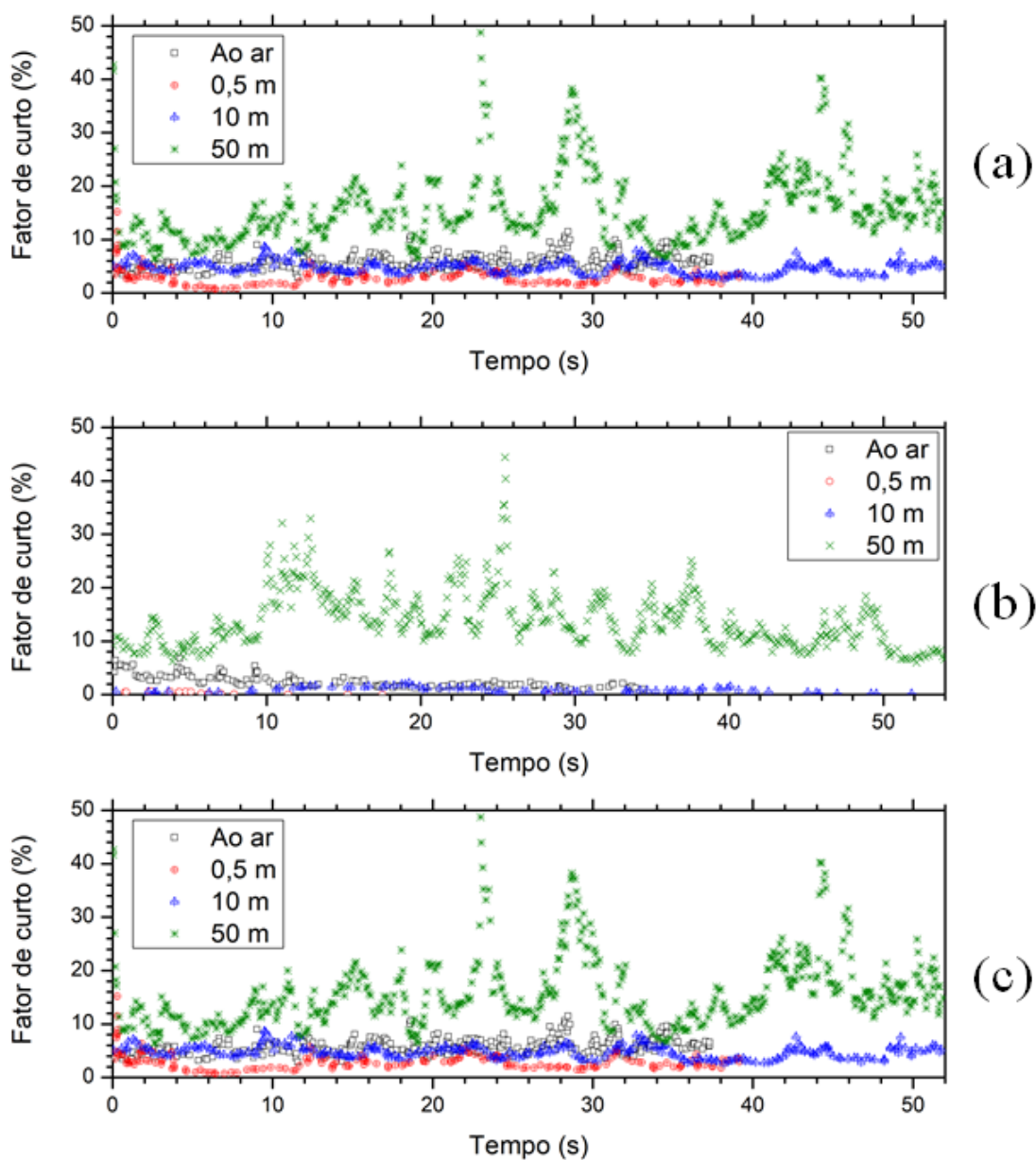


Figura 5. 6 - Variação do fator de curto-circuito para testes a diferentes profundidades com eletrodos (a) E6013, (b) E309L e (c) E312L. Operação em CC-.

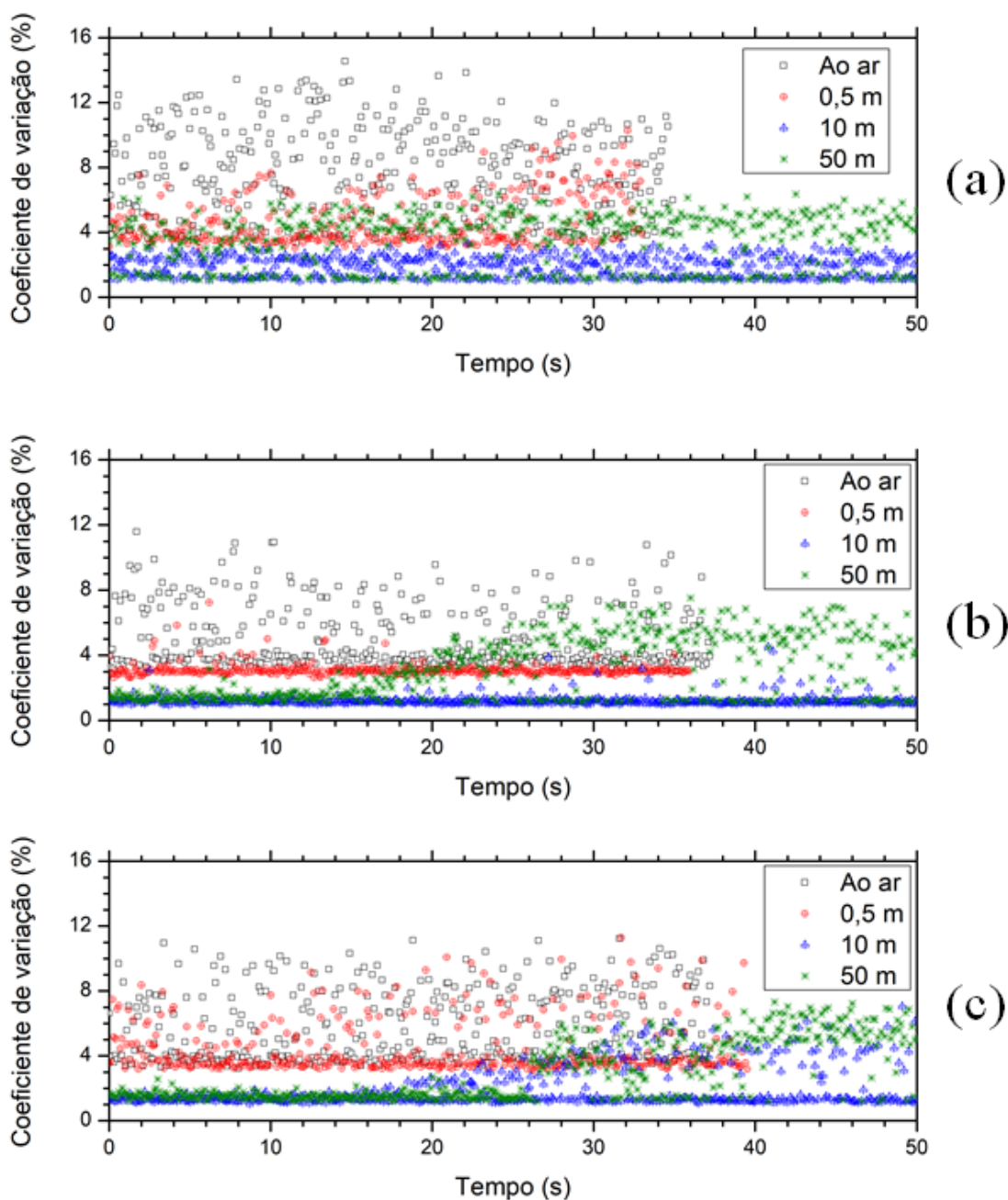


Figura 5. 7 - Evolução do coeficiente de variação da corrente medido em intervalos de 0,1 s para testes a diferentes profundidades com eletrodos (a) E6013, (b) E309L e (c) E312L. Operação em CC-.

5.3.4 Taxa de Fusão dos Eletrodos

A Tabela V.8 mostra que, na soldagem ao ar, a velocidade de fusão do eletrodo E6013 é menor do a dos eletrodos austeníticos. Nesta condição, a velocidade de fusão não é aparentemente afetada pela polaridade. Na soldagem molhada, e particularmente para o eletrodo ferrítico, a velocidade de fusão tende a ser menor com o eletrodo positivo. Além

disto, a velocidade de fusão dos eletrodos austeníticos é reduzida, tornando-se praticamente igual à do eletrodo E6013.

De forma similar a outros processos de soldagem a arco com eletrodo consumível, a fusão do eletrodo é controlada principalmente pelos aquecimentos pelo arco e por efeito Joule, embora, na soldagem com eletrodos revestidos, possam ainda existir contribuições significativas de reações endo ou exotérmicas de componentes do revestimento [69]. Diferentemente, contudo, da soldagem com alimentação contínua do eletrodo, na soldagem com eletrodo revestidos, a contribuição do aquecimento por efeito Joule varia durante o processo à medida que o eletrodo é consumido (o que tende a reduzir a resistência elétrica) e se aquece (o que aumenta a sua resistividade).

Tomando-se a resistência elétrica média do processo durante os períodos de curto-circuito como uma estimativa da resistência do eletrodo, observa-se, como esperado, que a resistência elétrica dos eletrodos austeníticos tende a ser maior que a do eletrodo ferrítico (Figura 5.7). Observa-se, ainda, que a resistência elétrica dos eletrodos austeníticos na soldagem a 0,5 m de profundidade não parece variar de forma importante em relação à obtida na soldagem ao ar. Assim, a redução na velocidade de fusão dos eletrodos austeníticos na soldagem molhada a 0,5 mm deve estar relacionada principalmente com alterações no arco elétrico. Estas alterações também poderiam ser a causa das diferenças observadas na velocidade de fusão com polaridade (Tabela V.8).

Tabela V. 8 – Velocidade de fusão dos diferentes eletrodos na soldagem a seco e molhada a 0,5 m.

Ambiente	Eletrodo	Polaridade	Vel. de fusão (mm/s)		Efeito da polaridade (mm/s)
			Média	Desvio	
Seco	E6013	CC+	4,6	0,4	0,1
		CC-	4,5	0,0	
	309L	CC+	5,7	0,6	-0,1
		CC-	5,8	0,1	
	312L	CC+	5,4	0,2	0,0
		CC-	5,4	0,4	
	316L	CC+	6,1	0,2	-0,2
		CC-	6,3	0,1	
Molhado (0,5 m)	E6013	CC+	4,0	0,1	-1,0
		CC-	5,1	0,4	
	309L	CC+	4,7	0,4	-0,4
		CC-	5,1	0,4	
	312L	CC+	4,4	0,1	-0,2
		CC-	4,6	0,1	
	316L	CC+	4,8	0,0	-0,1
		CC-	4,9	0,2	

Na Figura 5.8 pode-se observar que a resistência elétrica durante o curto circuito tende a cair à medida que o eletrodo é consumido, sendo o efeito mais evidente na soldagem com eletrodo austenítico e a maiores profundidades. Em concordância com os valores médios de resistência (Figura 5.9), os valores instantâneos de resistência na soldagem ao ar e a 0,5 m de profundidade tendem a serem superiores aos obtidos nas profundidades de 10 e 50 m. Estes menores valores e a maior queda da resistência com o tempo nestas profundidades pode estar relacionado com um menor aquecimento dos eletrodos por efeito Joule causado por uma maior perda de calor dos eletrodos para o ambiente com o aumento da pressão nas maiores profundidades. Desta forma, a perda de resistência elétrica com a redução do comprimento do eletrodo durante o processo seria menos compensada pelo aumento de resistência com a aquecimento do eletrodo. Este efeito seria menos pronunciado para os eletrodos ferrítico, pois este aço, embora tenha uma resistividade elétrica menor que a dos aços inoxidáveis austeníticos, a sua resistividade elétrica aumenta mais fortemente com a temperatura, o que compensaria mais efetivamente a perda de comprimento do eletrodo.

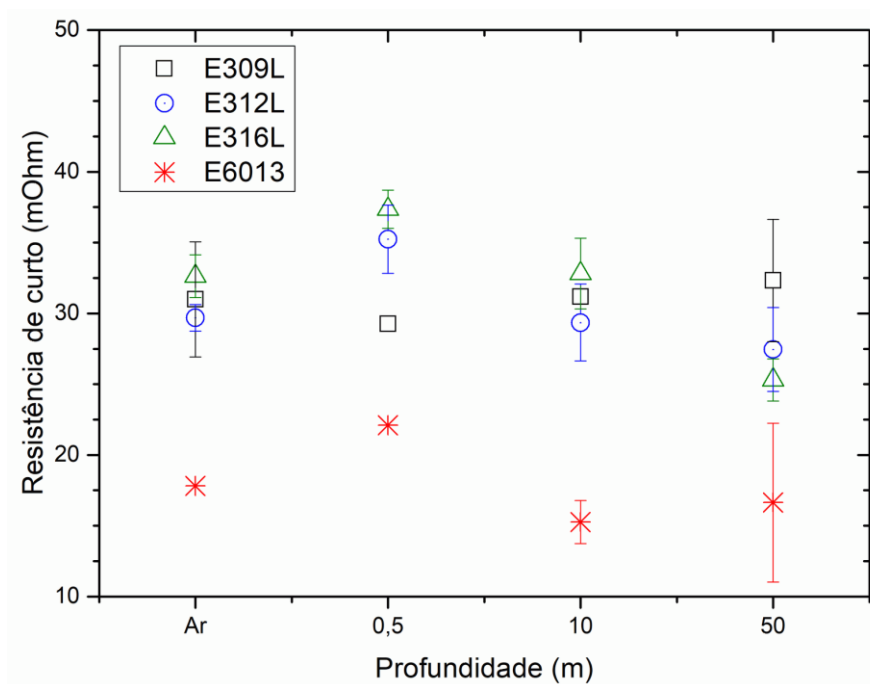


Figura 5. 8 - Variação da resistência elétrica média no curto-circuito para os diferentes eletrodos em CC+ e CC-.

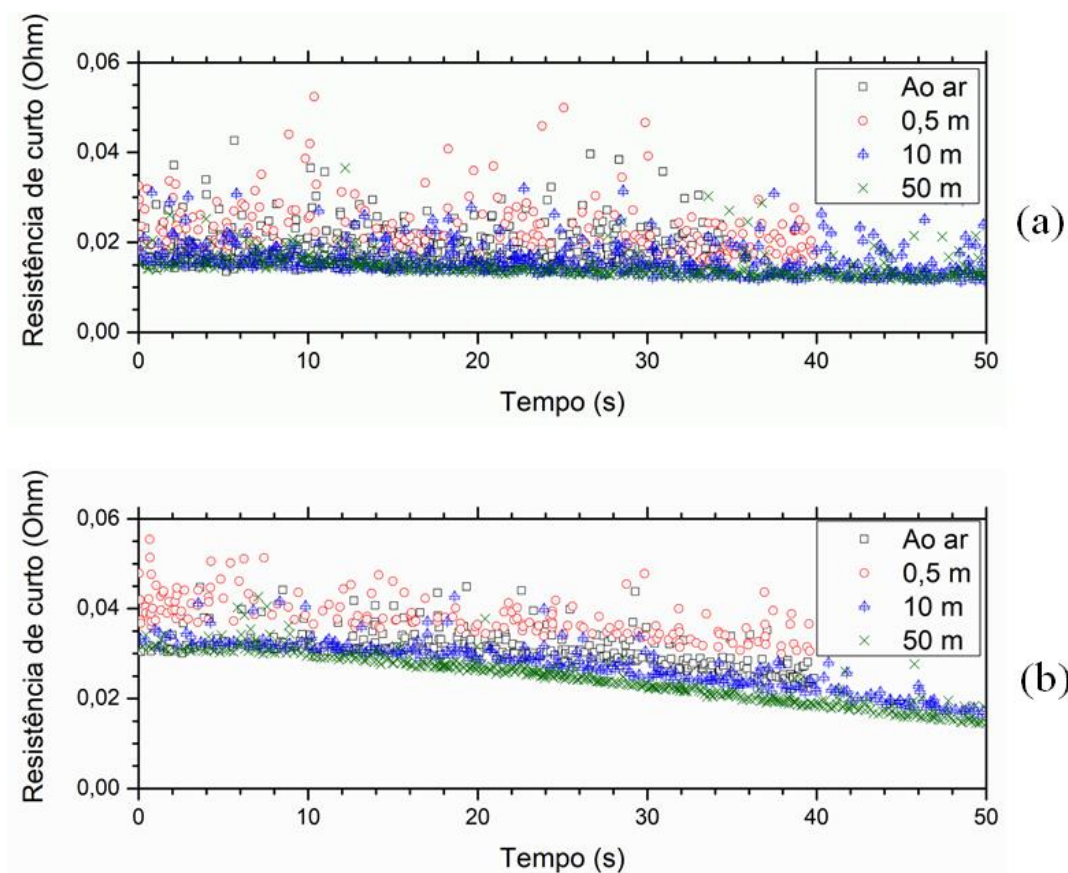


Figura 5. 9 - Variação da resistência elétrica média no curto-circuito com o tempo de soldagem para os eletrodos (a) E6013 e (b) E312L.

5.4 Aspectos Microestruturais da Soldagem Subaquática Molhada

Nesta seção serão apresentadas as características metalúrgicas dos metais de solda, a partir da caracterização dos eletrodos revestidos usados nos testes de soldagem.

5.4.1 Caracterização dos Eletrodos Revestidos

Foram avaliadas as composições químicas da alma e revestimento dos eletrodos e em algumas partículas metálicas do revestimento por espectrômetro dispersivo em energia de raio-X (EDS). Nas Figuras 5.10 e 5.11 estão apresentados os resultados obtidos no EDS do eletrodo E316L-17. A composição obtida da alma apresenta características típicas de um aço inoxidável austenítico, com picos de intensidade maiores para o ferro, níquel e cromo (Figura 5.11a). Este resultado concorda com as medidas de resistência elétrica durante os testes de soldagem que indicou, como esperado para um aço inoxidável austenítico, maiores valores de resistência quando os eletrodos austeníticos foram usados (seção 5.3.4).

No revestimento, apesar do eletrodo ser classificado pelo fabricante como sendo rutílico (TiO_2), foi observado picos de maiores intensidades para o silício, oxigênio e carbono (Figura 5.11b), continha ainda picos de titânio e feldspato (Silicatos de alumínio combinado com sódio, potássio e cálcio) com menor intensidade e traços de níquel e manganês. O silício é adicionado na formulação dos eletrodos como um agente aglomerante (silicato), sílica e ferro liga como agente desoxidante, mas não era esperado essa grande quantidade para um eletrodo rutílico. O eletrodo com sufixo -17, é o resultado da modificação feita na composição química do revestimento dos eletrodos com sufixo -16, onde parte da titânia foi substituída por sílica [70]. Essa modificação foi realizada com o objetivo de mudar as condições operacionais do eletrodo. A escória formada a partir de revestimento com teor de sílica elevado apresenta característica ácida, fazendo com que a viscosidade mude, possibilitando a soldagem em posições diferente da plana. Outro fator interessante é que a escória com sílica tem um resfriamento mais lento ao comparado com o sufixo -16.

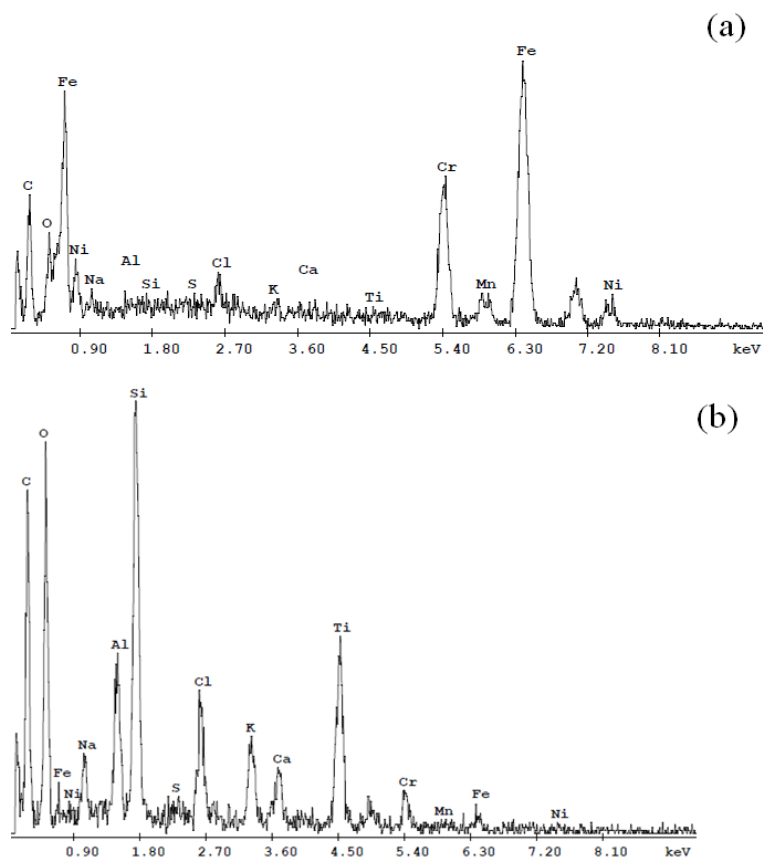


Figura 5. 10 – Análise da composição química semiquantitativa por EDS da alma (a) e do revestimento (b) do eletrodo E316L-17.

Esses resultados também foram observados para os outros dois eletrodos inoxidáveis. A partir dos resultados, foi feita uma verificação pontual no revestimento, que constatou a presença de partículas metálicas na formulação do revestimento. Na Figura 5.11 as partículas enumeradas consistem em partículas metálicas de cromo, titânio e níquel. A presença dessas partículas tem o objetivo de repor parte dos elementos de ligas consumido pelo arco elétrico.

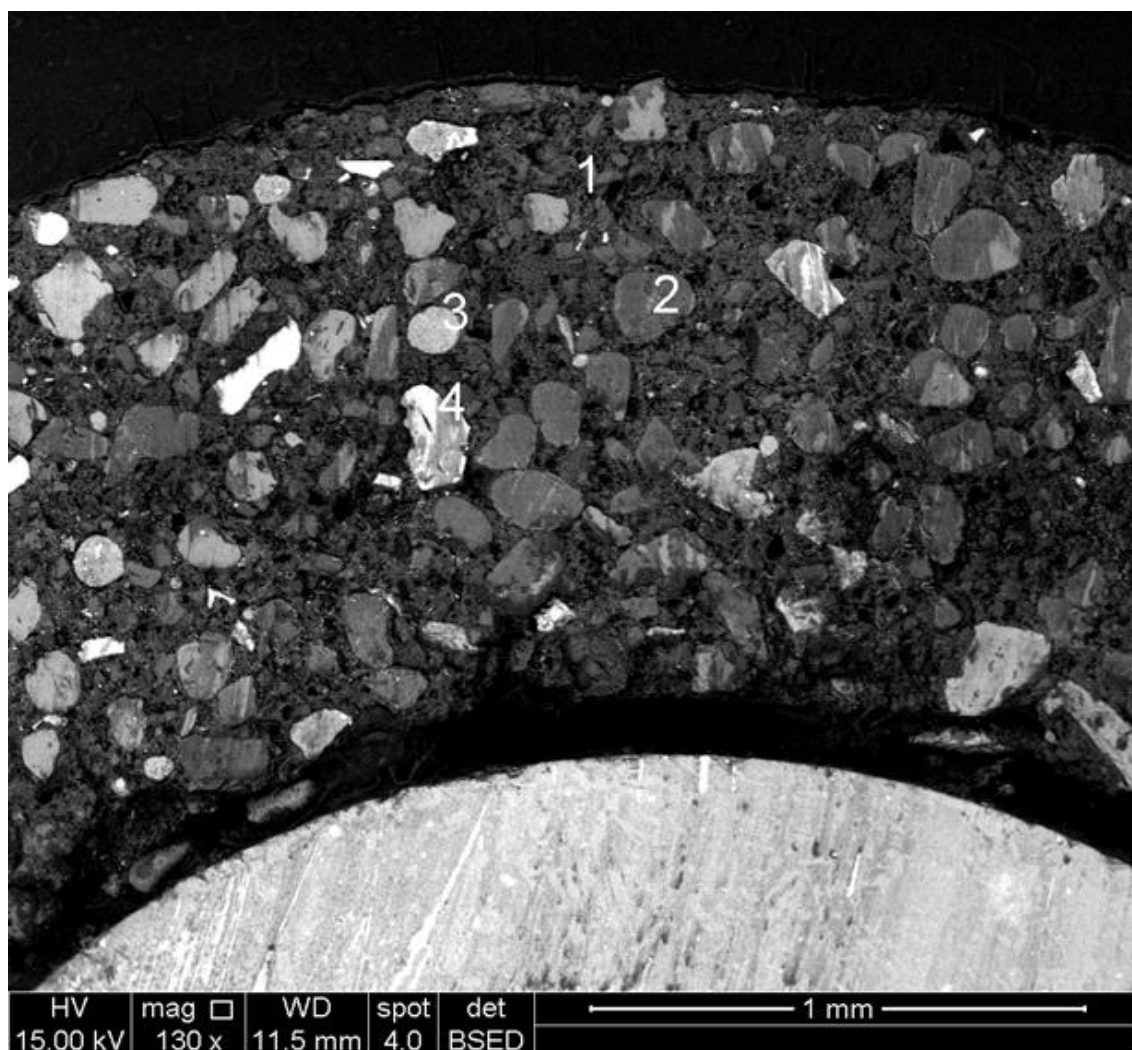


Figura 5. 11 – Imagem obtida no MEV para análise química das partículas metálicas no revestimento do E316L-17, sendo (1) matriz a base de silício, (2) titânio, (3) níquel e (4) cromo.

5.4.2 Caracterização dos Metais de Solda

Nos metais de solda obtidos com os eletrodos inoxidáveis austeníticos, observou-se uma redução nos teores de cromo, níquel e molibdênio na soldagem molhada, com o aumento da profundidade conforme apresentado na Tabela V.9. Esse comportamento é justificado pela reação que ocorre entre o oxigênio e esses elementos, destacando-se o cromo, que apresenta maior afinidade com o oxigênio [71] dentre eles. Os óxidos formados podem ser eliminados através da escória, resultando na perda das características dos aços inoxidáveis. As perdas de níquel são menos expressivas, por ser um elemento menos reativo com o oxigênio. O resultado completo da análise química está no apêndice C.

Observa-se uma perda maior de cromo e níquel na polaridade negativa para os três eletrodos inoxidáveis, tanto na soldagem ao ar quanto na soldagem molhada. Essa perda torna-se mais expressiva a medida que a profundidade aumenta na soldagem molhada podendo ser justificada pelo aumento da pressão, que tende a manter por mais tempo o oxigênio e hidrogênio atômicos em contato com a poça de fusão. O aumento da profundidade faz com que a bolha de vapor d'água cause a constrição do arco elétrico [47] e sobreaqueça os eletrodos, e com isso, aumentar a resistividade elétrica do eletrodo. Com o aumento da resistividade pode ocorrer a queima do revestimento e ocorrer a perda de elementos desoxidantes que diminuiriam a concentração de oxigênio no arco. O aço inoxidável austeníticos já tem uma resistividade maior que os aços ferríticos, assim, a profundidade intensificaria a quantidade de oxigênio capaz de reagir com o cromo. Pope [72] estudou o teor de oxigênio no metal de solda a partir de formulações diferentes revestimentos, ele afirma que o teor de oxigênio no MS está diretamente relacionado com a quantidade do elemento no arco. A presença de oxigênio na poça de fusão favorece o crescimento dos poros, sendo seu controle realizado a partir de elementos desoxidante e das condições de soldagem subaquática.

Tabela V. 9 -Composição química dos metais de solda obtidos com os eletrodos inoxidáveis austeníticos e o eletrodo de referência.

Elementos	Seco		0,5 m		10 m		50 m	
	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.
Testes de Soldagem Molhada com E309L								
Ni	7,93	7,80	6,34	6,72	6,39	7,02	6,52	7,90
Cr	16,36	16,16	12,62	12,64	9,18	12,37	8,82	10,26
Testes de Soldagem Molhada com E312L								
Ni	5,44	5,86	5,00	5,25	4,31	4,75	5,16	6,98
Cr	18,25	18,97	16,42	16,54	10,92	12,47	12,59	17,57
Testes de Soldagem Molhada com E316L								
Ni	6,39	7,72	6,52	6,62	5,66	6,19	6,74	7,42
Cr	10,27	11,92	9,68	9,61	7,31	7,99	8,39	7,38
Mo	1,31	1,53	1,28	1,36	1,10	1,13	1,41	1,40
Testes de Soldagem Molhada com E6013								
C	0,15	0,11	0,12	0,12	0,10	0,11	0,27	0,34
Mn	0,44	0,46	0,44	0,43	0,35	0,40	0,42	0,22
Si	0,27	0,29	0,24	0,26	0,08	0,16	0,29	0,16

Os teores de oxigênio medidos nos metais de solda obtidos com os eletrodos inoxidáveis a 0,5 m de profundidade são apresentados na Figura 5.12. Os valores medidos sugerem que há uma reação entre o cromo e o oxigênio. Pelos resultados encontrados, pode-se concluir que o alto valor de oxigênio encontrado no metal de solda com o eletrodo 312, deve-se a formação de óxidos de cromo. A composição química do metal depositado com o eletrodo 312 conforme apresentado na Tabela V.9, mostra o teor de cromo muito superior aos dos eletrodos 309 e 316. Mesmo que ocorra perda de óxido de cromo para a escória, o metal de solda terá uma quantidade de óxido superior. Pessoa e colaboradores [73] relata que um dos fatores que determinam a quantidade alta de oxigênio encontrado no metal de solda é a interação do arco elétrico e a água. Os valores encontrados para os eletrodos 309L e 316L são similares aos encontrado por Rowe e colaboradores [74]. O teor de molibdênio na composição química do eletrodo E316L é característico desse eletrodo. Hitara e colaboradores [75] desenvolveram estudos em soldagem com aços inoxidáveis austeníticos usando metais de adição o E308 e o E316, em ambiente com hidrogênio em alta pressão. Eles realizaram modificações nas formulações desses dois eletrodos, e em todas as análises químicas dos eletrodos E316 foram encontrados teores de Mo variando entre 2,51 a 2,53 % em peso.

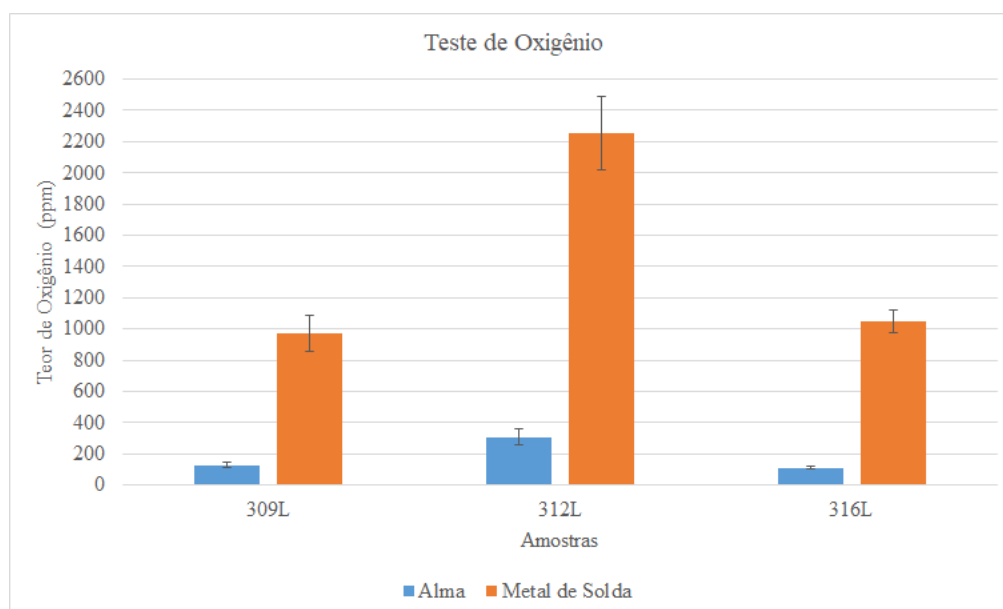


Figura 5. 12 - Teores de oxigênio encontrados nos metais de soldas dos eletrodos inoxidáveis.

Na Figura 5.13 estão apresentados os resultados de quantidade de hidrogênio difusível encontrado nos metais de solda depositado com os eletrodos inoxidáveis austeníticos e o

eletrodo referência E6013. Xiangfeng e colaboradores [31] afirmaram em seu trabalho que a quantidade de hidrogênio difusível é dependente do tipo de revestimento do eletrodo e do teor de oxigênio presente no metal de solda. Eles ainda afirmam que a quantidade de hidrogênio difusível em soldagem molhada com eletrodo rutílico é de aproximadamente 90 mL/100g de metal depositado. Os resultados que estão apresentados nas Figuras 5.12 e 5.13 confirmam a afirmação de Xiangfeng, para alto teor de oxigênio no MS consequentemente, o teor de H₂ difusível será menor. Para Fydrych e colaboradores [30] o teor de H₂ difusível também pode variar com o tipo de processo de soldagem, por exemplo, em soldagem com eletrodo revestido o teor varia entre 30-90 mL/100g de metal depositado e para MAG o valor cai para 30 mL/100g de metal depositado. Em uma solda obtida com processo MAG ao ar o teor de H₂ difusível varia entre 0,4-0,5 mL/100g de metal depositado.

Os valores encontrados neste presente trabalho de hidrogênio difusível para os metais de solda austeníticos são similares aos encontrados por Fydrych e colaboradores [76] que trabalhou com eletrodos celulósicos e aos encontrados em metais de solda obtidos com eletrodos ferríticos ER 2.46 rutilicos por Fydrych e colaboradores [29].

Em uma comparação direta com o trabalho de Nakpradit e colaborador [27] que utilizou os mesmos eletrodos do presente trabalho, ele encontrou o dobro de H₂ difusível para o eletrodo E6013 em soldas ao ar, já para o E309L na soldagem ao ar obteve um teor três vezes maior do que os encontrados neste trabalho. O resultado interessante ocorreu na soldagem molhada que apresentou aproximadamente a metade de H₂ difusível do que no presente trabalho.

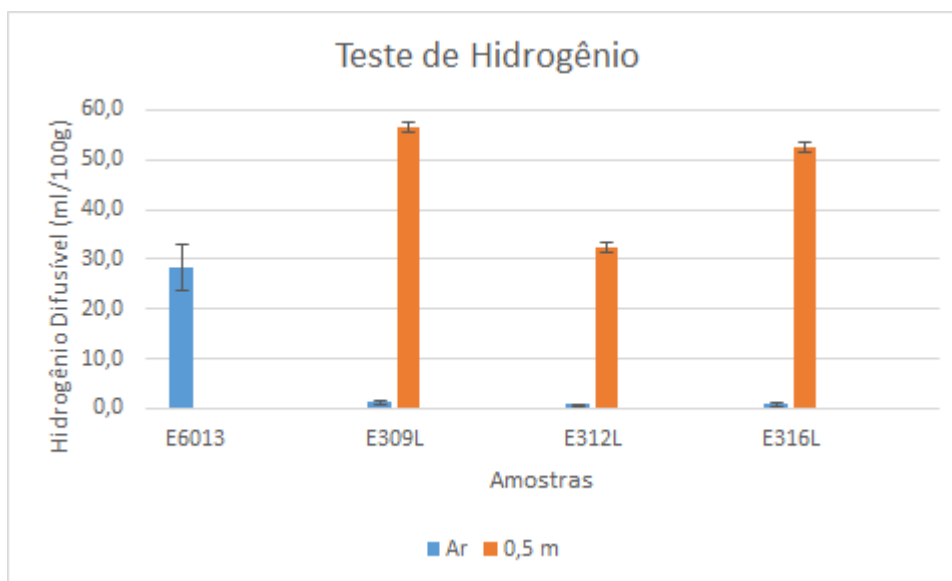


Figura 5. 13 - Hidrogênio Difusível dos metais de solda na soldagem subaquática molhada.

Avaliando os resultados que estão na Figura 5.13, a explicação possível para os eletrodos E309L e E316L apresentarem maiores valores de H_2 difusível pode estar relacionado ao local onde o hidrogênio está posicionada nas microestruturas. Na ferrita, o hidrogênio posiciona-se preferencialmente em sítios tetraédricos diferente de outros elementos intersticiais como o carbono e nitrogênio [77]. Já na austenita o hidrogênio ocupa sítios octaédricos e sua energia de dissolução é menor do que na ferrita, assim maior é a sua capacidade de solubilizar o hidrogênio [77]. Houve uma variação de elementos desoxidantes nos revestimentos dos eletrodos inoxidáveis, influenciando o teor de hidrogênio difusível, fator controlado pelo nível de oxigênio originado na decomposição da água [73] [77]. Na atmosfera do arco o hidrogênio e oxigênio estão presentes, e favorece a formação de reações químicas com elementos químicos do metal de base, adição e outros da atmosfera do arco, fazendo com que aconteça a inserção desses dois elementos na poça de fusão [23]. De acordo com a Equação 5.1, o aumento de oxigênio na atmosfera do arco, durante a soldagem, pode favorecer a formação de moléculas de água e oxidação de elementos químicos dissolvidos na poça de fusão.



A baixa quantidade de hidrogênio no arco elétrico é resultado da redução da pressão parcial de hidrogênio, diminuindo assim seu contato com a poça de fusão, decorrente do excesso de oxigênio na atmosfera do arco. Podendo observar essa relação entre hidrogênio e oxigênio nas Figuras 5.12 e 5.13.

A microestrutura do metal de solda de uma soldagem subaquática molhada dissimilar realizada a 0,5 m de profundidade com eletrodo inoxidável austenítico AWS E316L-17 e o metal de base ASTM A36 é mostrada na Figura 5.14. Na soldagem de aços com eletrodos dissimilares, o controle da microestrutura do metal de solda é crítico, uma vez que o produto dessa mistura pode variar entre uma estrutura completamente martensítica ou austenítica, ou pode ainda apresentar uma mistura de austenita, martensita e ferrita. Pode ocorrer a formação de uma região de transição entre o metal de solda e o metal de base com microestrutura e propriedades diferentes dessas duas. Por exemplo, pode apresentar um valor de coeficiente de expansão térmica diferentes do MS e MB, levando ao aparecimento de tensões residuais que pode causar uma falha em serviço [78].

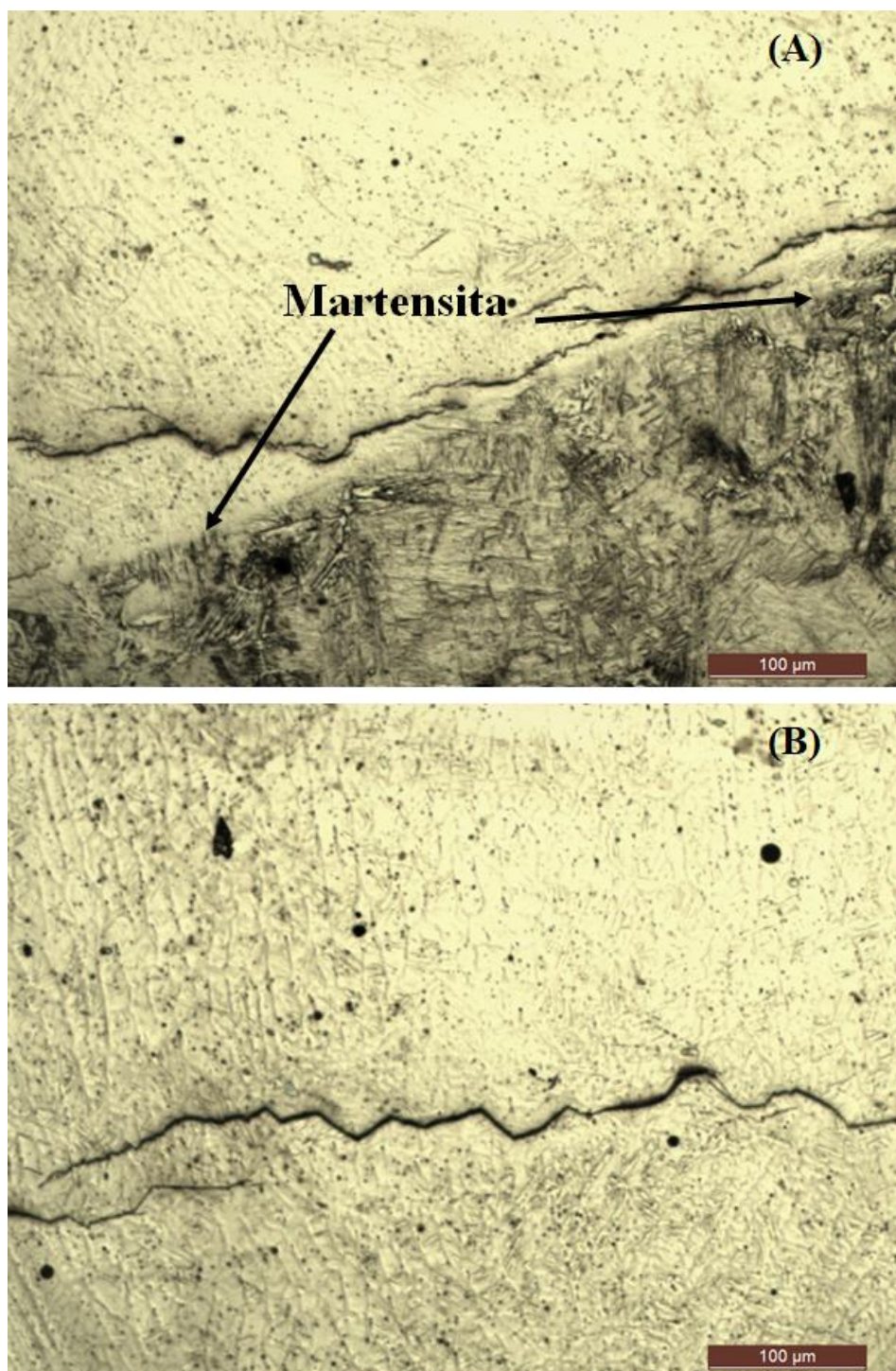


Figura 5. 14 - Microestrutura do metal de solda obtido com o eletrodo inoxidável E316L, (a) região central da zona fundida e (b) próxima a linha de fusão.

Para justificar a formação de trincas próximas à linha de fusão, foi calculado o valor da diluição, para determinar o efeito do metal de base na microestrutura da zona fundida, Figura 5.14.

A partir da composição química dos eletrodos inoxidáveis e do valor de diluição (Figura 5.15) foi possível estimar a microestrutura do metal de solda com o diagrama de Schaeffler (Figura 5.16). O diagrama confirma que o metal de solda obtido com o eletrodo E316L deve ser constituído pela microestrutura apresentada na Figura 5.14, sendo formada por uma mistura de austenita e martensita, apresentando uma baixa resistência a fissuração na solidificação [79] e, também, à fissuração pelo hidrogênio. As soldas feitas com os eletrodos E309L e E312L tenderam a apresentar uma microestrutura bifásica ferrita/austenita (A/F).

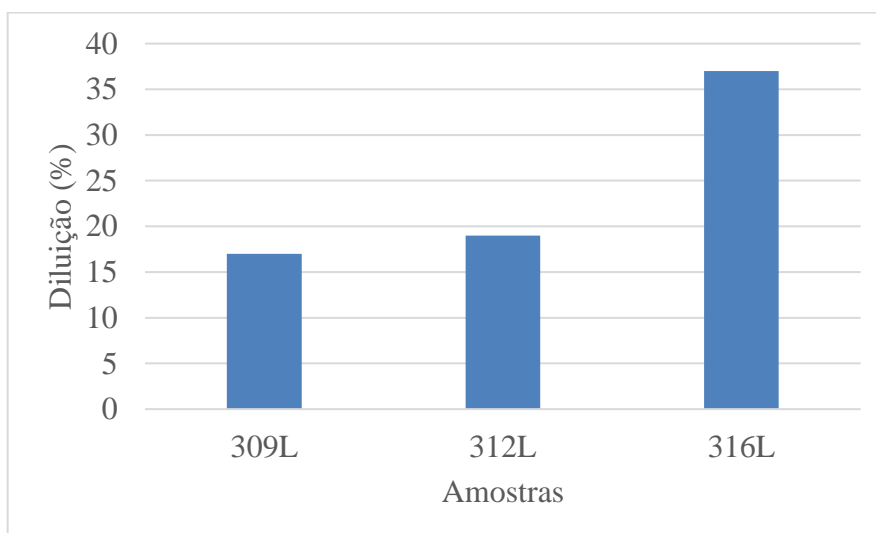


Figura 5. 15 – Diluição das ligas.

O metal de solda obtido com o eletrodo E316L-17 (Figura 5.14) apresentou um valor médio de dureza de 430 HV1 nas regiões próximas às trincas. Este valor de dureza é característico da martensita em aços inoxidáveis [80]. Assim, a microestrutura apresentou características favoráveis para a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda obtido com esse eletrodo.

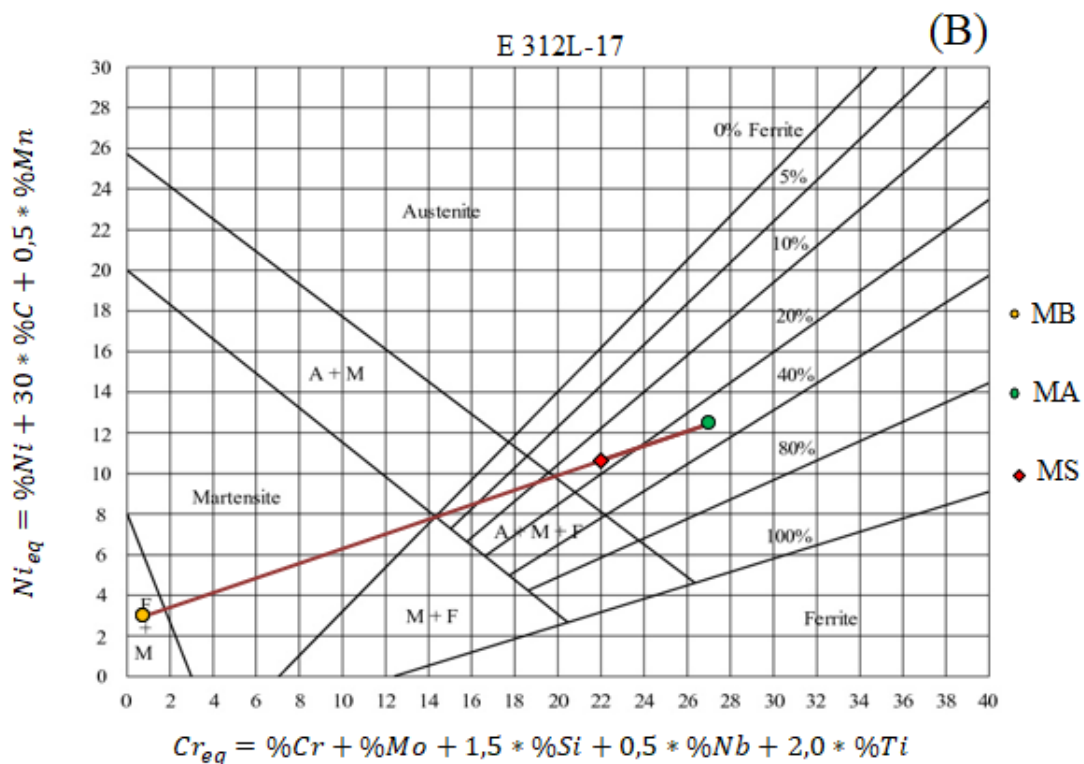
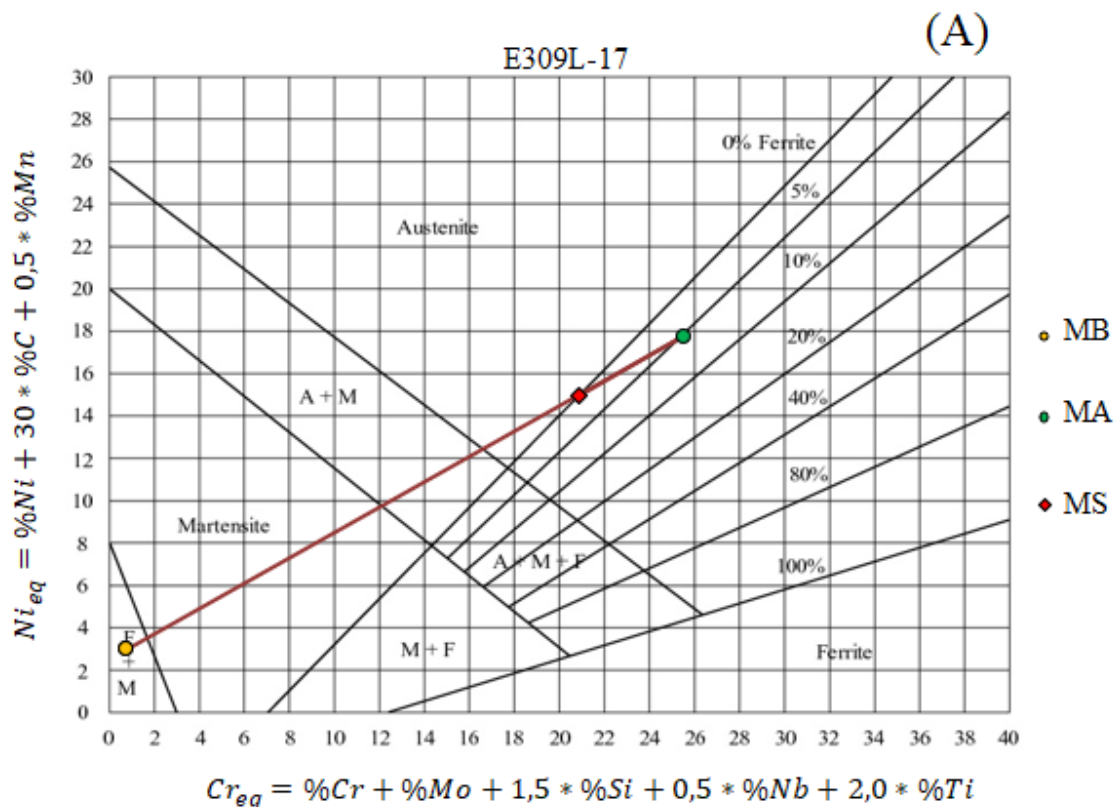


Figura 5. 16 - Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura do metal de solda obtido com os eletrodos (a) E309L, (b) E312L e (c) E3016L-17.

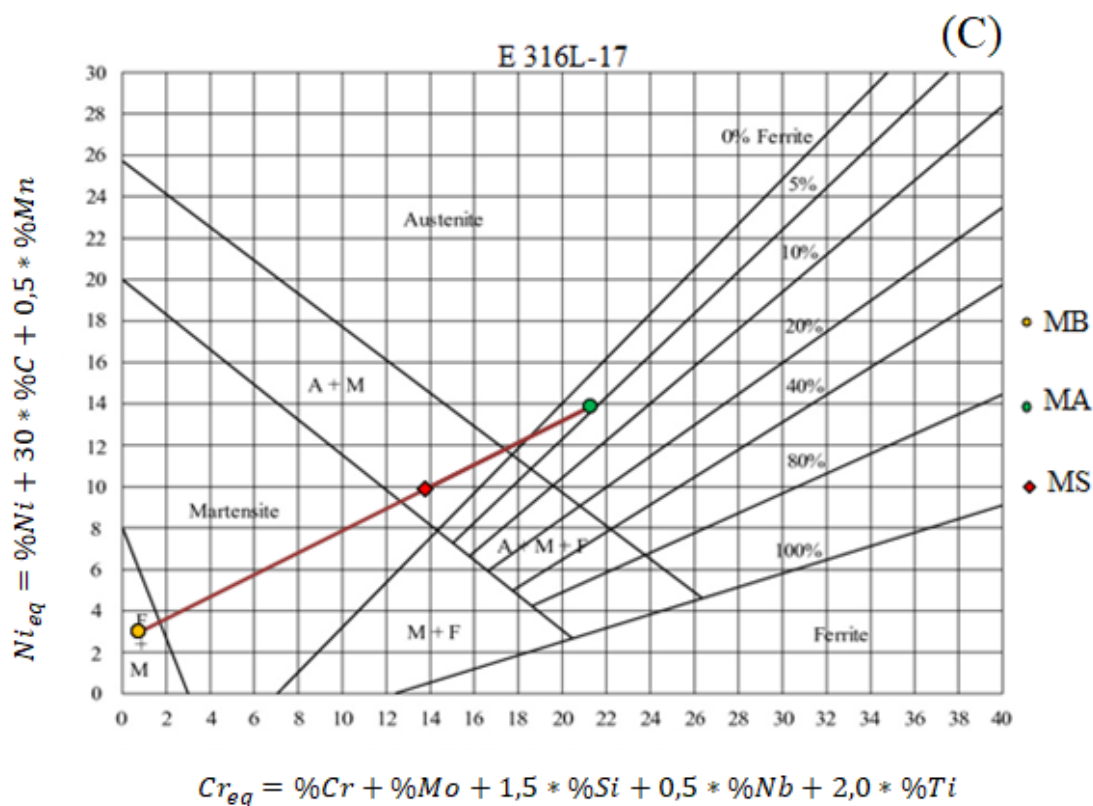


Figura 5. 17 - Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura do metal de solda obtido com os eletrodos (a) E309L, (b) E312L e (c) E3016L-17.

A Tabela V.10 apresenta os valores de dureza Vickers dos metais de solda na região adjacente à linha de fusão. Os valores encontrados são característicos da presença de martensita no metal de solda com os eletrodos E312L e E316L e de austenita no metal de solda com o eletrodo E309L e são similares ao encontrado por Lippold [81].

Tabela V. 10 – Dureza Vickers do metal de solda adjacente à linha de fusão.

Metal de Solda	Dureza Vickers HV 1
E309L-17	273
E312L-17	377
E316L-17	430

Através da dureza foi possível comprovar a presença de martensita próxima à linha de fusão, justificando o surgimento das trincas de hidrogênio no metal de solda com o eletrodo E316L. O metal de solda com o eletrodo E316L é susceptível ao trincamento pela formação da martensita ocasionada pelo alto valor de diluição, que é influenciado pelo aporte térmico.

O valor de dureza encontrado no presente trabalho para o eletrodo E309L é similar ao reportado por Fydrych e colaboradores [82] [83] que discutiram a soldagem molhada de aços de alta resistência usados em estruturas marítimas, usando eletrodos inoxidáveis austeníticos rúflicos. Foi observado que a microestrutura do metal de solda era constituída de grãos de ferrita e uma estrutura de Widmanstätten. Já a ZTA era formada por bainita e perlita. Foi possível visualizar a presença de trincas de hidrogênio na ZTA, que mostra que toda estrutura com característica frágeis é suscetível à fissuração a frio.

Elias e colaboradores [84] afirmam que o metal de solda obtido com o aço 309L com um valor de diluição pequeno, apresenta microestrutura composta de austenita com uma fração volumétrica de ferrita variando entre 5 e 10%, não apresentando restrição quanto ao seu uso. A microestrutura do metal de solda sendo constituída apenas de austenita, é possível a formação de trincas de solidificação devido à ausência de ferrita, sugerindo que a diluição tenha um valor máximo de 18 % [84].

Os elementos estabilizantes (Nb/Ti) do aço E309L-17 e a menor diluição obtida com este eletrodo favoreceu a formação de uma microestrutura austenita/ferrita capaz de inibir a formação de trincas de hidrogênio e de solidificação.

Na Figura 5.17 estão apresentadas as estruturas do metal de solda dos eletrodos E309L-17 e E312L-17. Não foram encontradas trincas de hidrogênio em soldas realizadas nas mesmas condições de soldagem do eletrodo E316L-17. Por outro lado, foi possível observar através da metalografia e do diagrama de Schaeffler que a estrutura do metal de solda do eletrodo E312L-17 apresentou uma quantidade maior de ferrita que o metal de solda obtido com o E309L-17. Era previsível essa microestrutura pois o eletrodo E312L-17, possui uma quantidade de cromo muito superior aos demais eletrodos e o menor teor de níquel dentre os três eletrodos austeníticos, (Tabela V.9).

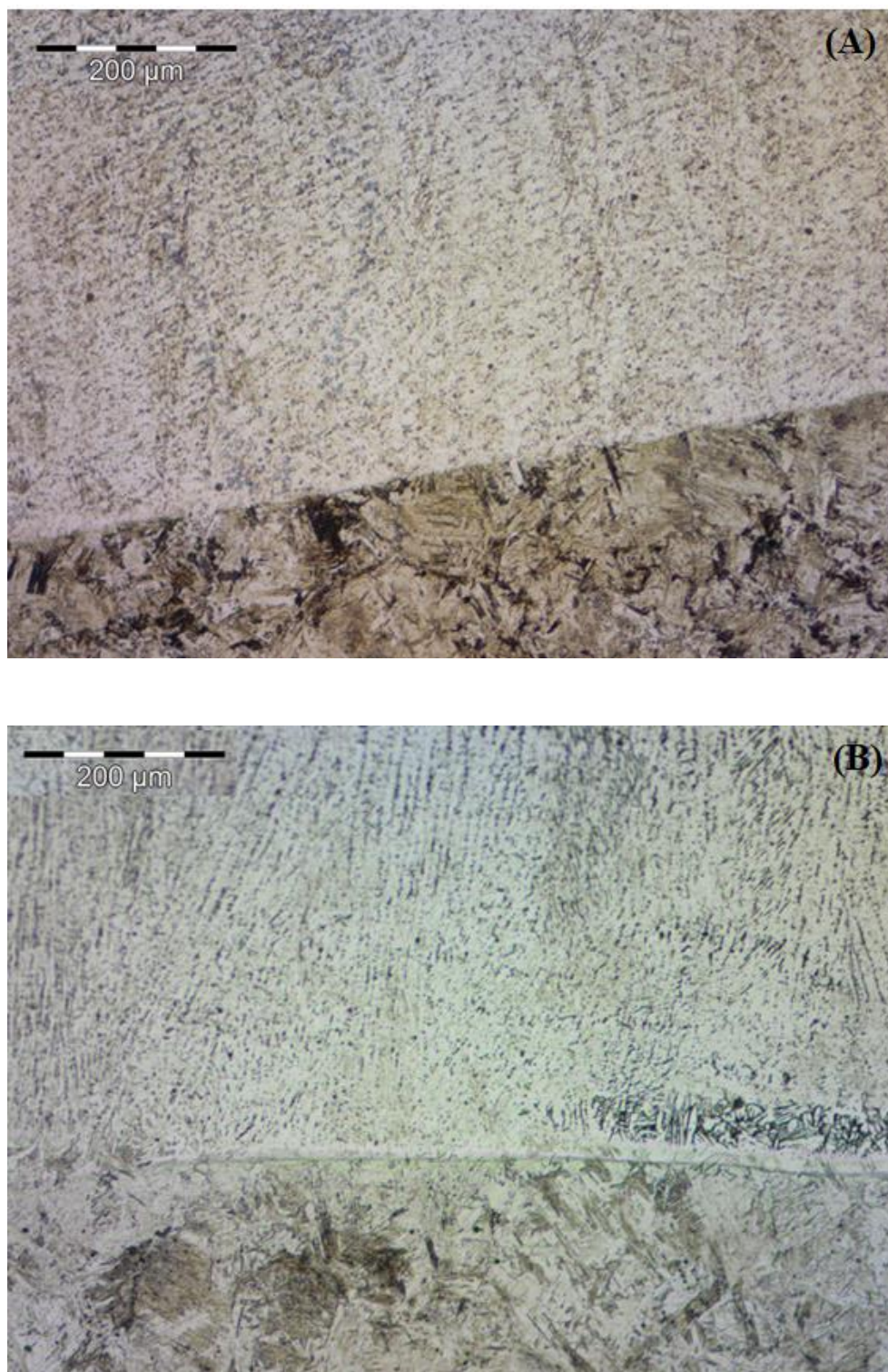


Figura 5. 18 - Microestrutura do metal de solda obtido na soldagem subaquática molhada (a) E309L-17 e (b) E312L-17.

Na soldagem molhada com metal de base SAE 1045 e o eletrodo E316L, foi observado a mesma formação microestrutural dos metais de solda com o aço ASTM A36. As trincas

pelo hidrogênio ocorreram novamente com o eletrodo E316L, porém a trinca iniciava na ZTA e crescia em direção à zona fundida (ZF). Depois de ter percorrido aproximadamente um milímetro na ZF a trinca parava de crescer (Figura 5.18), possivelmente o motivo para isso ocorrer, é que a austenita tem tenacidade maior do que a estrutura da ZTA, que possivelmente é martensita.



Figura 5. 19 – Trinca pelo hidrogênio na ZTA que parece ter crescido em direção a ZF.

Guo e colaboradores [85] em seu estudo de soldagem molhada de aços dissimilares, entre um aço de alta resistência baixa liga de matriz martensítica e eletrodo superausteníticos não observou formação de trinca na ZTA, mesmo tendo uma microestrutura de grãos grosseiros, que é suscetível ao trincamento. Mas, houve formação de trinca pelo hidrogênio na estrutura próxima a linha de fusão, estrutura similar a encontrada no presente trabalho nas soldagens dissimilares do MB A36 e com os três eletrodos austeníticos (Figura 5.19).

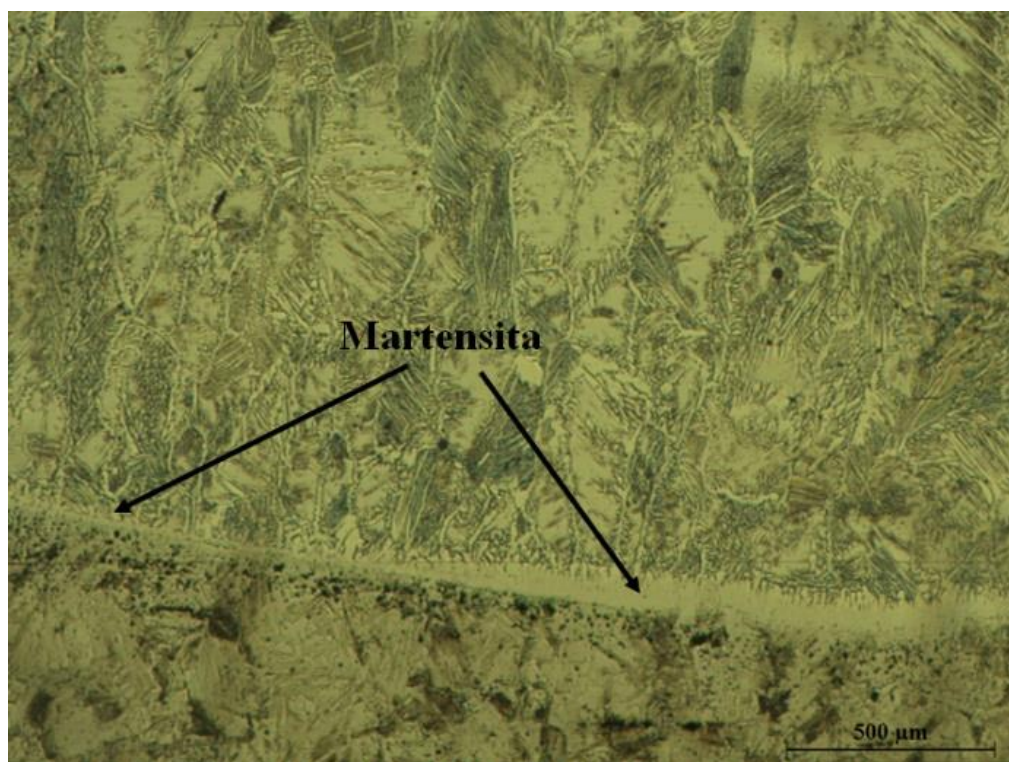


Figura 5. 20 – Presença de martensita na região da linha de fusão.

Guo e colaboradores [85] realizou um ataque químico eletrolítico com o reativo $\text{FeCl}_3/\text{HCl}/\text{álcool}$, de forma que conseguiu visualizar a microestrutura dessa região paralela a linha de fusão e a identificou como sendo martensita. A formação dessa martensita na linha de fusão é decorrente da alta taxa de resfriamento e do efeito da diluição na região. Ocorre uma variação na espessura dessa região ao longo da linha de fusão, essa diferença é associada às variações pontuais no gradiente de composição química e taxa de resfriamento. A opção para eliminar a formação de martensita no metal de solda e ao longo da linha de fusão é usar eletrodos austeníticos com alto teores de elementos capazes de estabilizar a austenita durante a solidificação. Rowe e colaboradores [28] também encontraram essa região martensítica ao longo da linha em seus estudos de soldagem de aços dissimilares que utilizaram o aço A36 como metal de base e os metais de adição ER308 e ER309LSi.

Os metais de solda obtidos com os eletrodos E309L e E316L e o aço A36 apresentaram trinca de solidificação. Essa trinca ocorre tipicamente em metais de solda constituído de austenita, diferentemente não ocorre na ferrita. Na Figura 5.20 estão apresentados os resultados obtidos na quantificação de ferrita presente nos metais de solda através do ferritoscópio. Essa análise foi realizada nos MS obtidos com o MB inoxidável 304L para

minimizar o efeito da composição química do metal de base dissimilar na sua formação microestrutural.

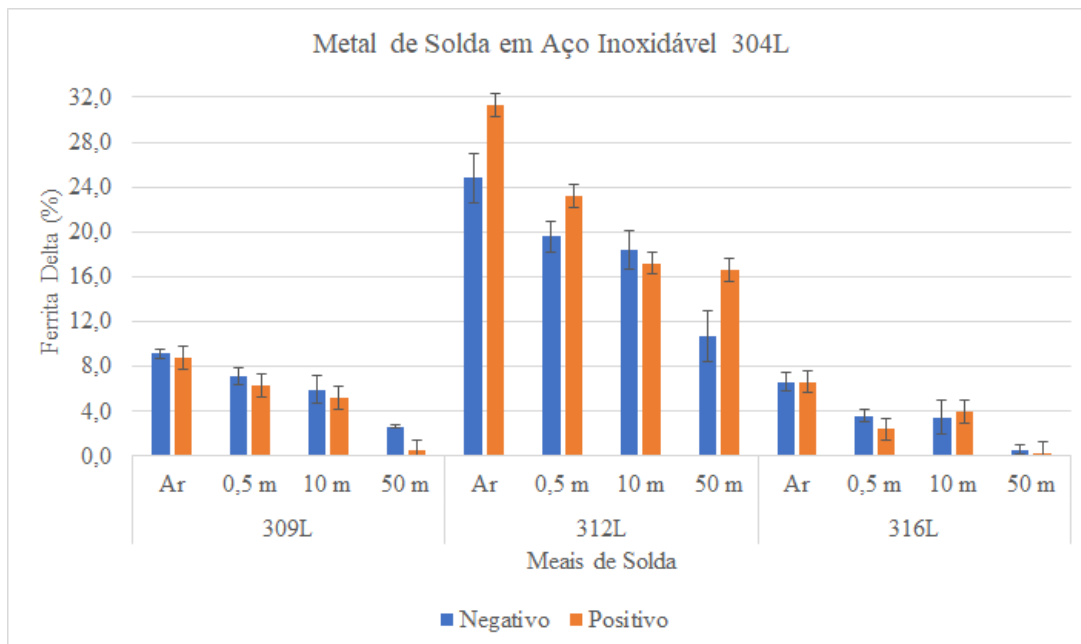


Figura 5. 21 – Percentual de ferrita presente no metal de solda obtido no MB 304L e com os três eletrodos austeníticos nas duas polaridades e em todas as condições de soldagem.

Observa-se que o metal de solda obtido com o eletrodo E312L apresentou as maiores frações volumétricas de ferrita, e ainda se constata que a polaridade positiva tem uma capacidade maior de formar ferrita. O motivo da polaridade positiva formar mais é devido as condições operacionais de soldagem, que proporcionam maior interação com o MB, ou seja, tem maior penetração do que na polaridade negativa. Outro fator importante que favorece a formação de ferrita com esse eletrodo é a formulação do eletrodo que tem uma quantidade superior de cromo, agente formador e/ou estabilizante da ferrita. Este mesmo fator é atribuído por Silva e colaboradores [86] que estudou a junta dissimilar entre MB inoxidável ferrítico e metal de adição inoxidável austenítico, atribuindo que a quantidade de ferrita é dependente da taxa de resfriamento (quanto maior a taxa maior a quantidade de ferrita) e dos elementos estabilizantes. Ele ainda concluiu que quanto maior for o aporte térmico, ou seja, maior interação com o MB, maior a quantidade de ferrita. Comparando os resultados obtidos por Nakpradit [27] que trabalhou com os eletrodos rútilicos E309 e E312 e MB baixo carbono com os do presente trabalho, os valores apresentaram uma diferença superior de aproximadamente 10 pontos percentuais. Ele

correlacionou ainda que a alta quantidade de ferrita no metal de solda do E312, foi capaz de resistir a altos valores de tensões residuais sem a formação de trincas. Lembrando que as tensões residuais são geradas principalmente na soldagem molhada pela alta taxa de resfriamento. Além disso, a austenita apresenta ainda alto coeficiente de expansão térmica, bem como alto nível de tensões residuais.

A formação desse tipo de trinca é controlada pela velocidade de solidificação da poça de fusão. Na soldagem molhada essa velocidade de solidificação é maior que na soldagem ao ar. A geometria da poça de fusão durante a solidificação assemelha-se a uma “lágrima”, fazendo com que a parte final da poça de fusão demore a solidificar e ser uma região de concentração de soluto, que darão origem a trinca a quente.

E finalizando a caracterização do metal de solda foram realizadas análises por difração de raio-X, para detectar os compostos presentes na escória. Os resultados obtidos nas análises das escórias não apresentaram efeito da polaridade, ficando dependentes somente do metal de base. As diferenças observadas foram que no MB A36, os picos de maiores intensidades coincidiam com os picos dos compostos Fe_2O_3 e do NiTiO_3 , já para o MB 304L o composto em destaque era o TiO_2 . Todos os difratogramas estão no Anexo I.

5.4.3 Efeito do Metal de base na Microestrutura do MS

Um dos fatores associado à formação de trincas pelo hidrogênio é o efeito do metal de base constituição da microestrutura do metal de solda através da diluição [87]. Na figura 5.21 estão apresentados a variação do efeito da diluição entre os aços A36 e o inoxidável 304L para as duas polaridades utilizadas nos testes de soldagem molhada. Observamos que a polaridade positiva é mais sensível, provavelmente essa diferença está associada à maior interação entre a composição do MB e eletrodo na poça de fusão durante a soldagem molhada. A soldagem ao ar não houve mudança no valor de diluição, devido o ambiente não ter feito expressivo na formação do metal de solda especificamente nesse caso. Na soldagem subaquática molhada, a água altera as condições operacionais da soldagem, a partir de sua decomposição em oxigênio e hidrogênio atômicos e que são capazes restringir o arco elétrico fazendo que a energia de soldagem aumente e proporcione à formação de uma poça de fusão mais profunda. A razão das diferenças nos testes de soldagem à 0,5, 10 e 50 m é causada possivelmente pela similaridade dos aços

MB e MA serem da mesma classe, ou seja, aços inoxidáveis austeníticos, que apresentam baixa condutividade térmica, obtendo assim poças de fusão mais profundas.

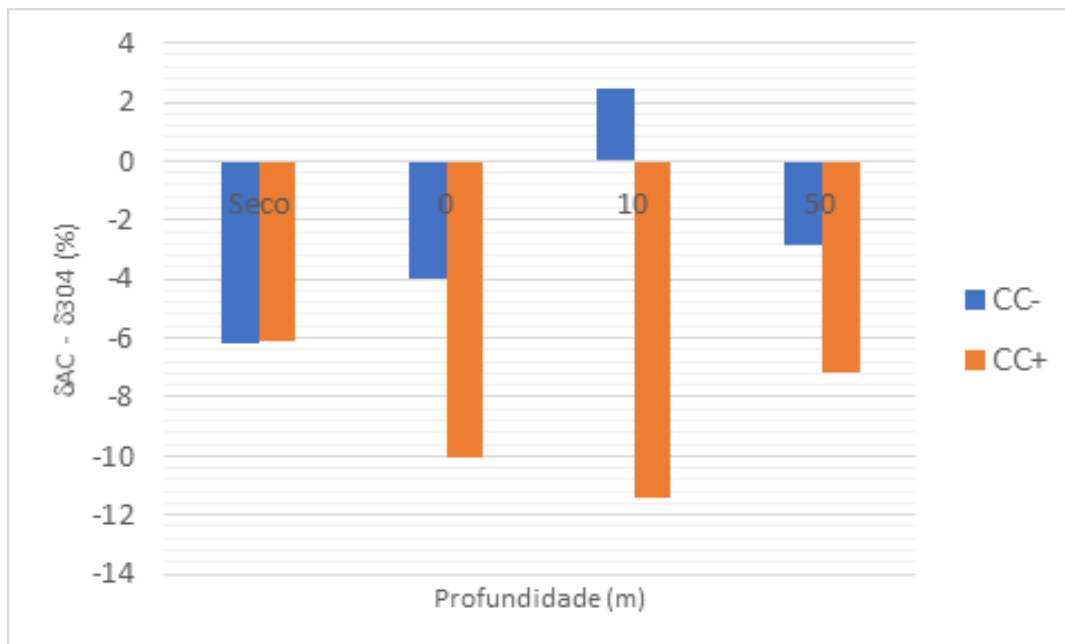


Figura 5. 22 – Efeito da polaridade na diluição.

Na Figura 5.22 estão apresentados os resultados da diferença entre a diluição no aço A36 e o aço E304L para cada eletrodo utilizado nos testes de soldagem. Como o aço inoxidável possui alta resistividade elétrica, a polaridade positiva apresentou maior diluição, pois o eletrodo é mais sensível ao aquecimento por efeito Joule devido às condições operacionais da soldagem molhada.

O eletrodo E309L apresenta maior diluição na polaridade positiva na soldagem ao ar é devido o metal de solda apresentar uma microestrutura tipicamente austenítica, assim o eletrodo forma uma poça de fusão mais profunda. Esse comportamento também é observado a 10 m de profundidade, sugerindo que a composição química do eletrodo é capaz de formar uma microestrutura austenítica nessas condições. Já a 50 m ele apresenta um valor menor em relação aos outros em decorrência da formação de uma quantidade superior de poros no MS em relação aos outros.

Na soldagem a 0,5 m de profundidade, polaridade positiva o eletrodo E312L apresentou maior diferença na diluição. Esse resultado pode ter sido motivado pelas condições

operacionais de soldagem, já que a microestrutura formada era constituída de austenita e ferrita.

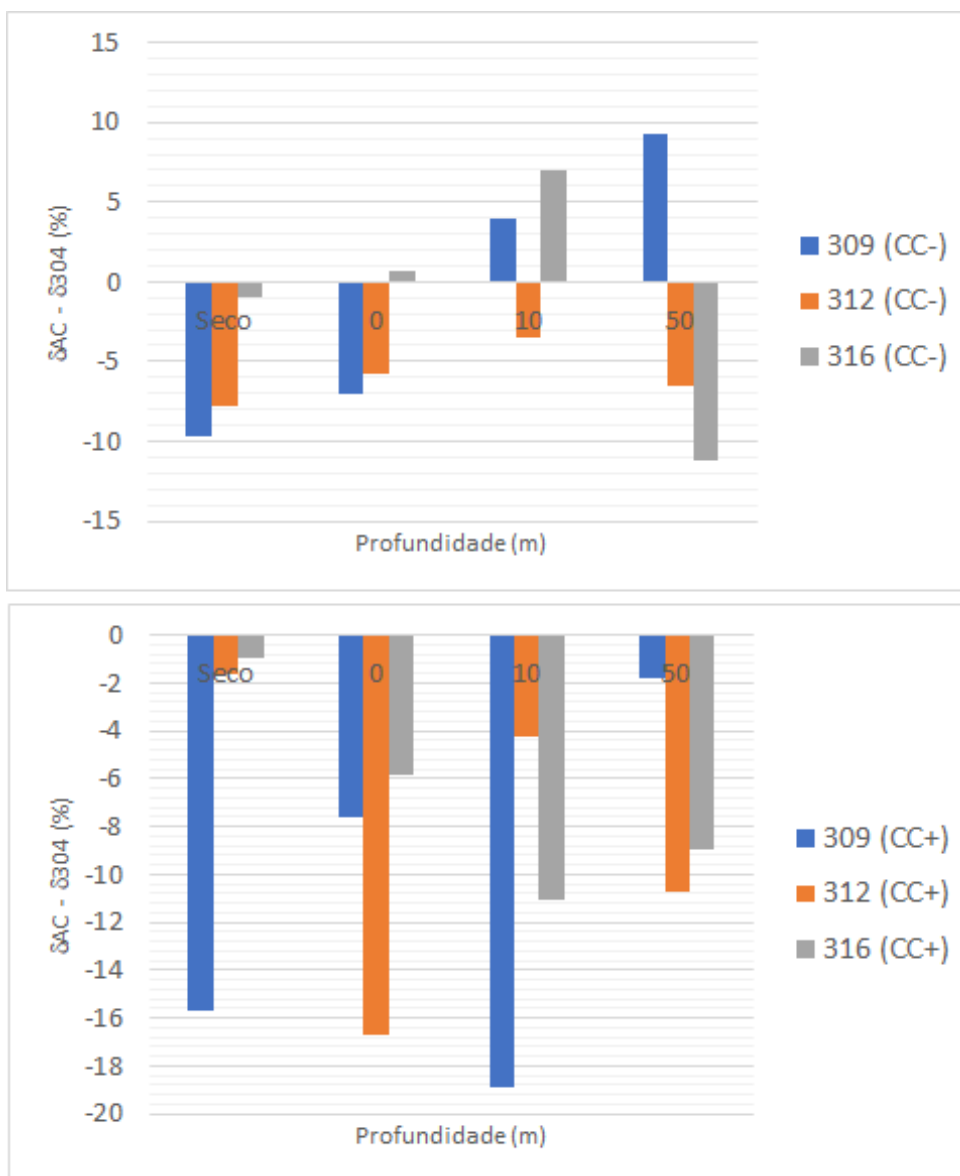


Figura 5. 23 – Diferença na diluição entre as polaridades de soldagem.

No caso da soldagem com a polaridade negativa, os testes a 10 m mostraram o efeito da microestrutura do metal de solda no valor da diluição. Os metais de solda obtidos com os eletrodos E309L e E316L apresentaram uma microestrutura preferencialmente de austenita e o E312L apresentou grande fração volumétrica de ferrita, que apresenta alta condutividade térmica.

5.5 Testes de Fissuração pelo Hidrogênio

Esses testes buscaram levantar elementos para comparar a tendência à fissuração pelo hidrogênio de soldas feitas com os eletrodos E309L-17 e o E312L-17 com o ensaio CTS (Controlled Thermal Severity). Na Figura 5.24 é apresentado um cordão de solda obtido no corpo de prova do ensaio (Figura 4.13). Devido à dificuldade de garantir um adequado posicionamento do cordão com o dispositivo de soldagem por gravidade, foi necessário repetir os ensaios várias vezes para se conseguir corpos de prova adequados para avaliação. A soldagem foi realizada a 0,5 m de profundidade com a polaridade negativa, característica da soldagem molhada.

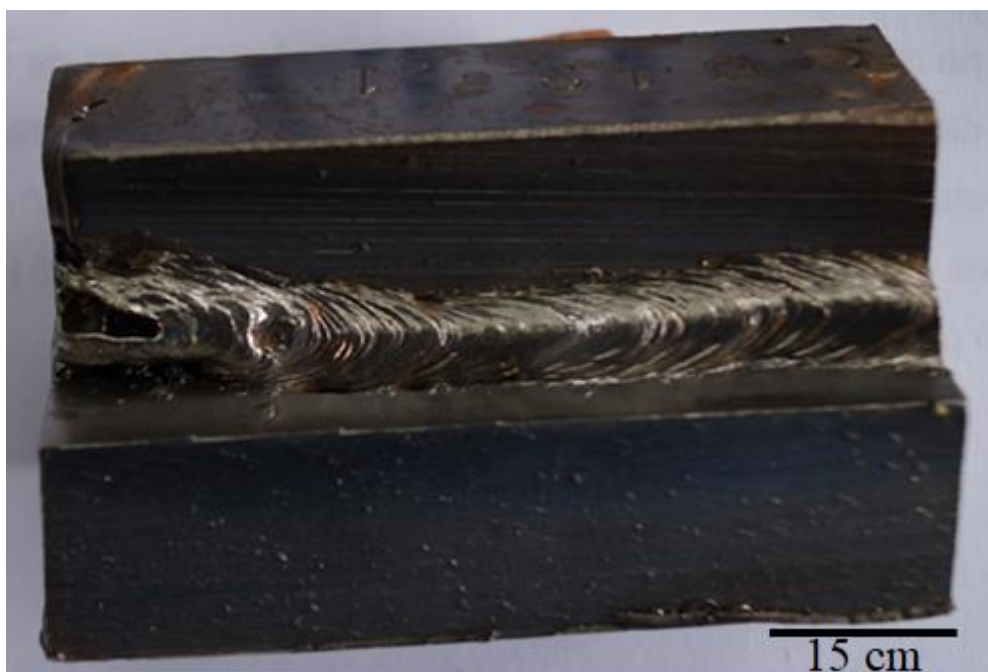


Figura 5. 24 – Cordão de solda com o eletrodo E309L-17 do ensaio CTS.

Na Figura 5.25 é apresentada uma macrografia da seção transversal do cordão obtido em um ensaio, onde localiza-se as trincas na zona fundida internas e na raiz. Foram realizadas medidas de dureza Vickers HV1 na zona fundida, zona termicamente afetada. Tanto para a solda feita com o eletrodo E309L-17 (Figura 5.27) como para o obtido com o E312L-17 (Figura 5.28), os valores de dureza na ZTA e na ZF foram superiores a 325 HV, indicando a formação de martensita nas duas regiões. Nas zonas termicamente afetadas, a martensita decorre das condições severas de resfriamento do ambiente molhado,

enquanto que, nas zonas fundidas, a martensita deve ter sido formada como resultado do efeito da diluição do metal de base na solda como mostrado na Figura 5.17.

Em ambos os cordões, foi possível confirmar a presença de martensita através da análise metalográfica em locais próximos de trincas induzidas pelo hidrogênio. A formação dessas trincas é a consequência das condições do ensaio que apresenta simultaneamente alto teores de hidrogênio difusível, tensões residuais de solidificações e uma microestrutura de baixa tenacidade.

Foi observado que o eletrodo E309L-17 resulta em um maior teor de hidrogênio difusível na solda (Figura 5.13). Apesar disto, e de a sua solda apresentar valores de dureza superiores (Figuras 5.27 e 5.28), observou-se, em geral, uma quantidade menor de trincas nas soldas depositadas com este eletrodo.

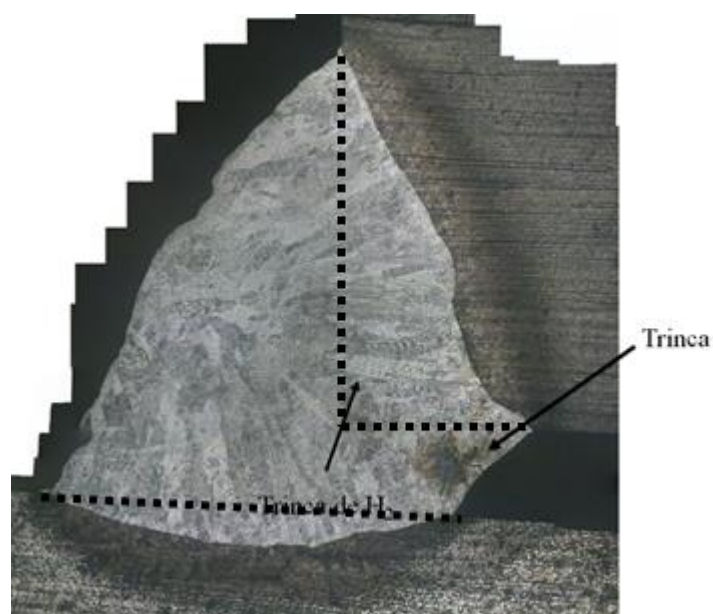


Figura 5. 25 – Seção transversal do cordão de solda do ensaio CTS com o eletrodo E309L-17.

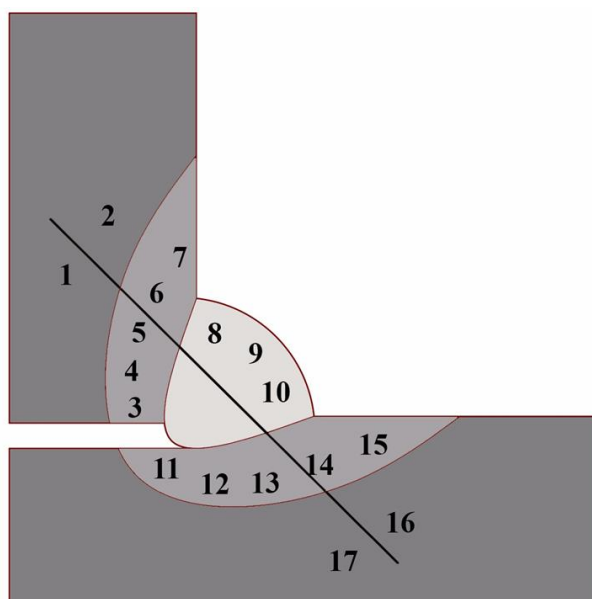


Figura 5.26 – Representação esquemática das posições onde foram realizadas as medidas de dureza HV 0,5.

Os resultados obtidos no ensaio de dureza no metal de solda do presente trabalho são similares aos encontrados por Fydrych [19] que realizou o teste CTS na soldagem molhada de um aço de alta resistência baixa liga e um eletrodo ferrítico, na região da ZTA, constituída preferencialmente de martensita.

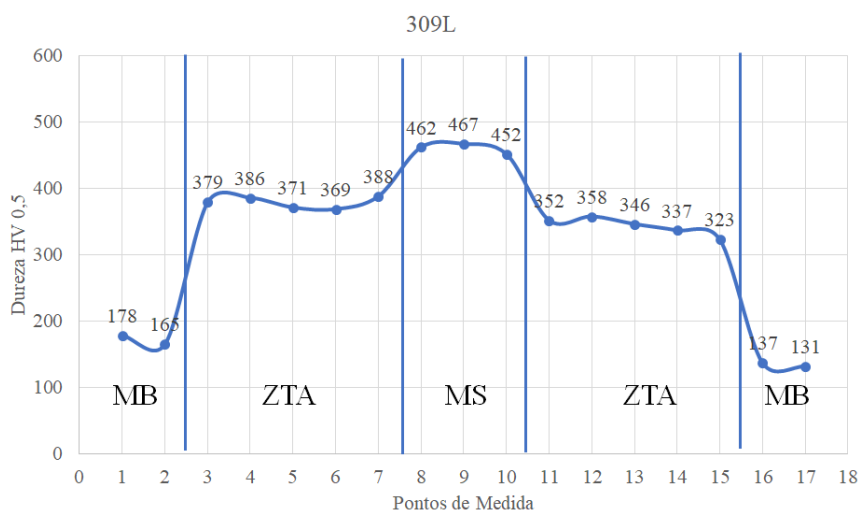


Figura 5.27 – Valores de dureza do cordão de solda com o eletrodo E309L.

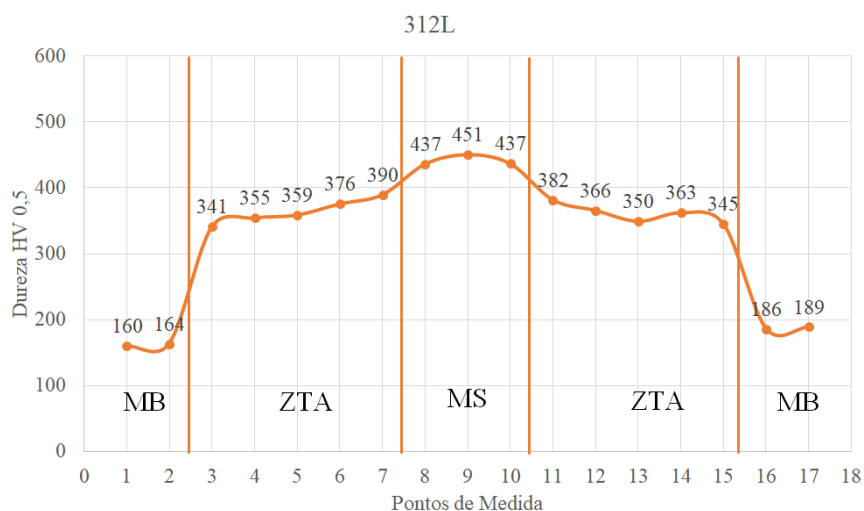


Figura 5. 28 – Valores de dureza do cordão de solda com o eletrodo E312L.

5.6 Considerações Finais

Após os resultados obtidos no presente trabalho, ficou evidente que a utilização dos eletrodos inoxidáveis austeníticos tem um campo de aplicações na soldagem subaquática molhada a serem exploradas. Principalmente em condições que o metal de base apresente teores de carbono superiores a 0,4 de C_{eq} e em situações que o meio aquoso influencie na formação de uma microestrutura com características frágeis do metal de solda. É necessário o desenvolvimento de novas formulação para melhorar o desempenho à formação de poros em profundidades superior a 10 m.

6 CONCLUSÕES

No presente trabalho foram estudadas as características operacionais e os aspectos metalúrgicos de eletrodos revestidos de aço inoxidável austenítico na soldagem molhada em várias profundidades e os resultados comparados com a soldagem a seco e com eletrodo de aço carbono. As suas principais conclusões foram:

- Não se observou uma boa correlação entre valores de índices para inferir a estabilidade do processo de soldagem e os resultados observados qualitativamente durante os testes. Os eletrodos inoxidáveis tenderam a apresentar menor estabilidade na soldagem molhada, particularmente para a profundidade de 50 m.
- A quantidade de curtos-circuitos durante a soldagem foi mais variável em função da condição de soldagem e profundidade na soldagem com os eletrodos inoxidáveis do que com o eletrodo E6013. Os eletrodos inoxidáveis apresentaram mais curtos na soldagem molhada a 50 m, particularmente com polaridade negativa.
- Na soldagem ao ar, a polaridade mostrou efeito desprezível na velocidade de fusão dos eletrodos. Na soldagem molhada, a operação com eletrodo negativo favoreceu uma maior velocidade de fusão com todos os eletrodos testados. Observou-se, também, na soldagem molhada, que a diferença na velocidade de fusão dos eletrodos inoxidáveis para o eletrodo ferrítico tendeu a diminuir. Este efeito foi atribuído a uma maior queda na resistência elétrica dos eletrodos inoxidáveis durante o seu consumo na soldagem molhada.
- O metal de solda obtido com o eletrodo AWS E312L-17 apresentou teor de oxigênio superior aos teores dos metais obtidos com os eletrodos AWS E309L-17 e AWS E316L-17. A presença de grande quantidade de oxigênio presente no metal de solda, sugere que houve uma redução na pressão parcial do hidrogênio. Com a redução do hidrogênio, não houve formação de fissuração pelo hidrogênio. O alto teor de oxigênio no metal de solda favorece a perda de elementos desoxidantes devido a reatividade com o oxigênio, possibilitando a formação de poros.
- As trincas induzidas por hidrogênio presentes no metal de solda obtido com o eletrodo AWS E316L-17 são decorrentes da formação de martensita em uma região próxima à linha de fusão formada devido à composição química local decorrente da mistura parcial do metal de base fundido com o metal de adição.

- Para a utilização do aço inoxidável austenítico como metal de adição na soldagem subaquática molhada, a solda deve apresentar uma diluição baixa (para as condições do presente trabalho, inferior a 18%) de modo a promover uma microestrutura constituída basicamente de austenita com uma fração volumétrica entre 5 e 10 % de ferrita para evitar a formação de trincas de solidificação e de hidrogênio que é o caso do eletrodo AWS E309L-17.
- A solda obtida com o eletrodo AWS E309L-17 foi a que apresentou o melhor desempenho metalúrgico na soldagem subaquática molhada com consumíveis de aço inoxidável austenítico. A solda não apresentou trincas pelo hidrogênio nem na solidificação tanto na soldagem realizada ao ar como a 0,5 e a 10 m de profundidade. Na soldagem realizada a 50 m, a solda feita com esse eletrodo apresentou uma quantidade de trincas inferior às outras de aço inoxidável austenítico.
- Os resultados obtidos no teste de CTS com os eletrodos austeníticos foram satisfatórios, demonstrando que os eletrodos austeníticos podem ser uma boa opção de consumível para soldagem subaquática molhada. A baixa formação de trincas pelo hidrogênio observadas nas soldas com eletrodos de aço inoxidável austenítico nas condições severas do ensaio, indica que estes podem ser uma opção na soldagem subaquática de aços estruturais e estimula o estudo de novas formulações dessa classe de eletrodos, para o reparo e manutenção de estrutura marítimas, particularmente aquelas feitas com aços de alto teor de carbono equivalente.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICA

1. COMPANY, J. National Hyperbaric Centre - Hyperbaric Welding & Hot Tapping. **National Hyperbaric Centre - Hyperbaric Welding & Hot Tapping**, 2016. Disponível em: <<https://www.jfdglobal.com/>>. Acesso em: 18 Julho 2017.
2. WELDING, A. U. LAST Underwater Welding Course for 2015. **abjwelding**, 2015. Disponível em: <www.abjwelding.co.za>. Acesso em: 18 Julho 2017.
3. PATEL, H. K. et al. As assessment over underwater welding technique. **International Journal of Research**, Jashpur, Janeiro 2016. 493-499.
4. PESSOA, E. C. P. et al. **Estudo comparativo do desempenho de eletrodos revestidos E6013, E7024 e E7018 em soldagem subaquática em água doce do aço A36 à profundidade de 50 e 100 metros**. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF. Uberlândia: FEMEC - UFU. 2003.
5. PAYÃO, J. C. et al. Histórico recente da soldagem subaquática molhada. **Infosolda**, p. 1-13, 2004.
6. PESSOA, E. C. P. **Estudo Comparativo do desempenho de Eletrodos revestidos Comerciais E6013, E7018 e E7024 em Soldagem Subaquática Molhada**. Colorado School of Mines. Golden, p. 102. 2003.
7. GUO, N. et al. Effects of Welding Velocity on Metal Transfer Mode and Weld Morphology in Underwater Flux-Cored Wire Welding. **Journal of Materials Processing Technology**, Harbin, Agosto 2016. 103-112.
8. 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, Agosto 2002. 156-166.
9. SILVA, L. F. **Influência do Molibdênio em Propriedades do Metal de Solda na Soldagem Molhada com eletrodos Oxi-rutílicos**. PUC-RIO. Rio de Janeiro, p. 80. 2010.
10. IBARRA, S.; LIU, S.; OLSON, L. **Electrode Formulation to Reduce Weld Metal Hydrogen and Porosity**. OMAE. [S.l.]: [s.n.]. 1994. p. 291-298.
11. LEÃO, A. P. B. **Metais de Solda Ligados ao Ni com Adição de Cu e Mo para soldagem Subaquática Molhada**. PUC-RIO. Rio de Janeiro, p. 115. 2009.

12. PESSOA, E. C. P. **Estudo da Porosidade ao Longo do Cordão em Soldas Subaquática Molhada**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 157. 2007.
13. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Underwater Welding Code**. American National Standards Institute. Miami, p. 18. 2010. (918-0-87171-782-5).
14. PESSOA, E. C. P. et al. **study of "Re-Melt" temper Bead and Polarity Effects on Porosity in the Under Freshwater Wet Welds**. Proceedings of OMAE (Offshore Mechanical and Arctic Engineering). Vancouver: [s.n.]. 2004. p. 1-7.
15. OLIVEIRA, F. D. R. **Estudo sobre o correlacionamento do fenômeno das bolhas, sinais elétricos e metal de solda na soldagem subaquática molhada com eletrodos revestidos**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 118. 2012.
16. GUERRERO, F. P. **The Mechanism of Porosity in Underwater Steel Welds Using SMAW Process**. Colorado School Of Mines. Golden, p. 183. 2007.
17. PESSOA, E. C. P. **Estudo da porosidade ao longo do cordão em soldas subaquáticas molhadas**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 157. 2007.
18. OMAJENE, J. E. **Underwater Remote Welding Technology for Offshore Structure**. Lappeenranta University of Technology. Lappeenranta, p. 109. 2015.
19. FYDRYCH, D. et al. Cold Cracking of Underwater Wet Welded S355G10+N High Strength Steel. **Advances in materials Science**, Gdansk, Setembro 2015. 48-56.
20. WANG, J. et al. Cold Cracking Sensitivity of a Newly Developed 9Cr2WVTa Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Shenyang, 1 Janeiro 2016. 258-267.
21. SILVA, W. C. D. D. et al. **Diffusible Hydrogen on Underwater Wet Welds Produced with tubular Shielded Electrodes using Internal Gas Protection**. 21^a Brazilian Congress of Mechanical Engineering. Natal: COBEM. 2011. p. 1-10.
22. NEERAJ, T.; SRINIVASAN, R.; LI, J. Hydrogen Embrittlement of ferritic Steels: Observations on Deformation Microstructure, Nanoscale Dimples and Failure by Nanovoiding. **Acta Materialia**, Houston, 24 Julho 2012. 5160-5171.

23. 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**, Outubro 2006. 50-56.
24. DEPOVER, T.; WALLAERT, E.; VERBEKEN, K. On the Synergy of Diffusible Hydrogen Content and hydrogen Diffusivity in the Mechanical Degradation of Laboratory Cast Fe-C Alloys. **Materials Science & Engineering A**, Ghent, 28 Março 2016. 195-205.
25. OZAKI, H.; NAIMAN, J.; MASUBUCHI, K. A Study of Hydrogen Cracking in Underwater Steel Welds. **Welding Research Supplement**, Pennsylvania, Abril 1977. 231-237.
26. PAYÃO, J. D. C. et al. Reações Metalúrgicas na Soldagem Subaquática Molhada. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, Setembro 2003. 94-102.
27. NAKPRADIT, T.; POOPAT, B. Investigation of Diffusible Hydrogen Content and Microstructure Examination of Underwater Welding. **Asian International Journal of Science and Technology in Production and Manufacturing Engineering**, Bangkok, 2010. 45-51.
28. ROWE, M. D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C. Hydrogen- Induced Cracking along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. **Welding Research**, Columbus, 1999. 31-37.
29. FYDRYCH, D.; SWIERCZYNSKA, A.; ROGALSKI, G. Effect of underwater Wet Welding Conditions on the Diffusible Hydrogen Content in deposited Metal. **La Metallurgia Italiana**, 2015. 47-52.
30. FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. Effect of Underwater Local Cavity Welding Method Conditions on Diffusible Hydrogen Content in deposited Metal. **Welding International**, Gdansk, 2013. 196-202.
31. XIANGFENG, K. et al. **Measurement and Analysis of the Diffusible Hydrogen in Underwater Wet Welding Joint**. MATEC WEB of Conference. Qingdao: [s.n.]. 2016. p. 1-5.
32. AMERICAN NATIONAL STANDARD. **Standard Methods for Mechanical Testing of Welds**. American Welding Society. Miami, p. 154. 2007.
33. SILVA, H. R. D.; FERRARESI, V. A. **Estudo dos Métodos de Determinação da Sensibilidade ao Trincamento Frio em Juntas Soldadas**. 16º Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Uberlândia: [s.n.]. 2006. p. 1-10.

34. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, Bainitic and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding**. American National Standard. Miami, p. 27. 1993.
35. SONG, J.; CURTIN, W. A. A Nanoscale Mechanism of Hydrogen Embrittlement in Metals. **Acta Materialia**, Providence, 13 Dezembro 2010. 1557-1569.
36. NOVAK, P. et al. A Statistical, Physical-based, Micro-Mechanical Model of Hydrogen-Induced Intergranular Fracture in Steel. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, urbana, Outubro 2010. 206-226.
37. SILVA, W. C. D. D.; BRACARENSE, A. Q.; PESSOA, E. C. P. Efeito da Profundidade de Soldagem no Hidrogênio Difusível de Soldas Molhadas. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, Dezembro 2012. 298-305.
38. MARTIN, M. et al. Influence of Machining-Induced Martensite on Hydrogen-Assisted Fracture of AISI Type 304 Austenitic Stainless Steel. **International Journal of Hydrogen Energy**, Berlin, 2011. 11195-11206.
39. PERNG, T.; ALTSTETTER, C. **Hydrogen Transport, Microstructure, and Hydrogen-Induced Cracking in Austenitic Stainless Steels**. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, p. 403-416. 1988.
40. AGUIAR, D. J. M. D. **estudo da Formação e Reversão de martensita Induzida por Deformação na Austenita de Dois Aços Inoxidáveis Duplex**. Universidade de São Paulo. São Paulo, p. 147. 2012.
41. ZHANG, L. et al. Effect of Strain-Induced Martensite on Hydrogen Embrittlement of Austenitic Stainless Steels Investigated by Combined Tension and Hydrogen Release Methods. **International Journal of Hydrogen Energy**, Hangzhou, 5 Março 2013. 8208-8214.
42. MARTIN, M. et al. Effect of Alloying Elements on Hydrogen Environment Embrittlement of AISI Type 304 Austenitic Stainless Steel. **International Journal of Hydrogen Energy**, Berlin, 29 Setembro 2011. 15888-15898.
43. BRANDI, S. D. Transferência metálica em soldagem com arco elétrico. In: WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. D. **Soldagem - Processos e Metalurgia**. 7ª. ed. São Paulo: Blucher, v. Único, 2010. Cap. 2, p. 9-30.

44. GUO, N. et al. Effect of boric acid concentration on the arc stability in underwater wet welding. **journal of materials Processing technology**, Harbin, 15 setembro 2015. 244-252.
45. MAY, P.; MENDY, G.; TALLETT, P. **Structural Integrity Monitoring**. Atkins Limited. [S.l.], p. 104. 2009.
46. CHEN, B.; TAN, C.; FENG, J. A study on the arc characteristics of underwater wet welding process. **Int J Adv Manuf technology**, Harbin, 16 Dezembro 2015. 1-8.
47. MAZAFERRO, J. A. E.; MACHADO, I. G. Study of arc stability in underwater shield metal arc welding at shallow depths. **Proceeding of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical engineering Science**, Porto Alegre, 1 agosto 2008. 699-709.
48. PESSOA, E. C. P. et al. **Arc stability indexes evaluation on underwater wet welding**. Proceeding of the 29th international Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE 2010. Shanghai: [s.n.]. 2010. p. 1-7.
49. KANG, D. **Development of Arc Voltage Control Mechanism for Underwater Wet SMAW Process**. The Ohio State University. [S.l.], p. 115. 1996.
50. LUKSA, K. Influence of Weld Imperfection on Short Circuit GMA Welding Arc Stability. **Journal of Materials Processing Technology**, Gliwice, 2006. 285-290.
51. MEDEIROS, R. C.; LIU, S. A Predictive Electrochemical model for Weld Metal Hydrogen Pickup in Underwater Wet Welds. **Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, Dezembro 2007. 243-248.
52. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Alloying Elements and Constitution Diagrams. In: LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 1ª. ed. 25-45: Wiley-Interscience, 2005. Cap. 3.
53. PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. **The Iron and Steel Institute of Japan**, Tokio, 2002. 325-337.
54. BHADSHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Stainless steel. In: BHADSHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels - Microstructure and Properties**. Third edition. ed. Oxford: Elsevier, v. Único, 2006. Cap. 12, p. 259-287.
55. LIENERT, T. J. et al. Stainless and Heat- Resistant Steels. In: SOCIETY, A. W. **Welding Handbook**. Miami: AWS, v. IV, 2011. Cap. 5, p. 255-266.

56. BUREAU, C. W. Potential Welding problems. In: BUREAU, C. W. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Ontario: [s.n.], v. 22, p. 18-25.
57. NARITA, N.; ALTSTETTER, C. J.; BIRNBAUM, H. K. Hydrogen-Related Phase Transformations. **Metallurgical Transactions A**, Agosto 1982. 1355-1365.
58. HOELZEL, M. et al. Effects of High-Pressure charging on the structure of austenitic stainless steels. **Materials Science & Engineering A**, Petersenstrasse, 2 Junho 2004. 255-261.
59. VERMA, J.; VASANTRAO, R. Dissimilar welding behavior of 22% Cr series stainless steel with 316L and its corrosion resistance in modified aggressive environment. **Journal of manufacturing Processes**, Maharashtra, 27 Julho 2016. 1-10.
60. MVOLA, B. et al. Dissimilar welded joints operating in sub-zero temperature environment. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, 19 Abril 2016. 3619-3635.
61. BOURGEOIS, D. **Hydrogen Assisted Crack in Dissimilar Metal Welds for Subsea Service under Cathodic Protection**. The Ohio State university. Columbus, p. 367. 2015.
62. MATTIOLI, C. G. **Fissuração pelo Hidrogênio em um aço API 5L X70 Soldado com Eletrodos Celulósicos de Diferentes Níveis de Resistência**. UFMG. [S.l.], p. 95. 2017.
63. TERÁN, G. et al. Characterization of the Mechanical Properties and Structural Integrity of T-Welded Connections Repaired by Grinding and Wet Welding. **Materials Science & Engineering A**, Fevereiro 2014. 105-115.
64. GOMES, J. H. F. et al. Otimização de Múltiplos Objetivos na Soldagem de Revestimento de Chapas de Aço Carbono ABNT 1020 Utilizando Arame Tubular Inoxidável Austenítico. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, Setembro 2011. 232-242.
65. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Austenitic Stainless Steels. In: LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and weldability of Stainless Steels**. Hokoken: Wiley_Interscience, v. Único, 2005. Cap. 6, p. 141-229.
66. FILHO, J. C. P. et al. Histórico Recente da Soldagem Subaquática Molhada. **Infosolda**, p. 1-13, 2004.

67. OMAJENE, J. E. et al. Fundamental Difficulties Associated with Underwater Wet Welding. **Journal of Engineering research and Applications**, Junho 2014. 26-31.
68. LIU, S.; GUERRERO, F. P. **Analysis of the Arc Signals Acquired During Wet Welding**. Colorado School of Mines. Golden, p. 28. 2004.
69. QUINN, P. T.; BRACARENSE, A. Q.; LIU, S. A Melting Rate and Temperature Distribution Model For Shielded Metal Arc Welding Electrodes. **Welding Journal**, Dezembro 1997. 532s-538s.
70. AMERICAN NATIONAL STANDARD. **specification for Stainless Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding**. American Welding society. Miami, p. 39. 92.
71. SILVA, L. F. **Influência do Molibdênio em Propriedades do Metal de Solda na Soldagem Molhada com eletrodos Oxi-Rútilicos**. PUC-RIO. Rio de Janeiro, p. 80. 2010.
72. POPE, A. M. **Oxygen and hydrogen Control in Shielded Metal Underwater Wet Welding**. Colorado school of Mines. Golden, p. 156. 1995.
73. PESSOA, E. C. P. et al. Porosity variation along Multipass Underwater Wet Welds and its Influence on Mechanical Properties. **Journal of Materials Processing Technology**, Belo Horizonte, 2006. 239-243.
74. ROWE, M. D.; LIU, S.; REYNOLDS, T. J. The effect of Ferro-Alloy and Depth on the Quality of Underwater Wet Welds. **Welding Journal**, Golden, Agosto 2002. 156-166.
75. HITARA, H. et al. Effects of Chemical Compositions and Microstructure on Hydrogen Embrittlement of Austenitic Stainless Steel Weld Metal in High-Pressure Gaseous Hydrogen Enviroment. **Welding International**, Tokyo, Março 2015. 246-251.
76. FYDRYCH, D.; ROGALSKI, G. Effect of Shielded-electrode Wet Welding Conditions on Difusion Hydrogen Content in Deposited Metal. **Welding International**, Gdansk, Março 2011. 3-8.
77. SONG, E. J.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D.-W. Effect of Hydrogen on the Surface Energy of Ferrite and Austenite. **Corrosion Science**, Cambridge, Agosto 2013. 379-384.
78. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Dissimilar Welding of Stainless Steels. In: LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of**

- Stainless Steels**. Hoboken: Wiley-Interscience Publication, v. Único, 2005. Cap. 9, p. 287-308.
79. MODENESI, P. J. Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Austeníticos. In: MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: Senai, v. I, 2001. Cap. 5, p. 36-62.
80. KOU, S. Transformation-Hardening Materials: Carbon and Alloy Steels. In: KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2ª. ed. Hoboken: John Wiley&Sons, v. Único, 2002. Cap. 17, p. 410-418.
81. LIPPOLD, J. C.; ROWE, M. D.; NELSON, T. W. Hydrogen-Induced Cracking along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. **Welding Research Supplement**, 1999. 31-37.
82. FYDRYCH, D. et al. Weldability of S500MC steel in Underwater Conditions. **Advances in Materials Science**, Gdansk, Junho 2014. 37-45.
83. FYDRYCH, D.; LABANOWSKI, J.; ROGALSKI, G. Weldability of High Strength Steels in Wet Welding Conditions. **Oilish Maritime Research**, Gdansk, 2013. 67-73.
84. ELIAS, M. D. S.; PARANHOS, R. Avaliação Metalúrgica da Soldagem De revestimento Inox Austenítico sobre Aço SAE 4130. **Soldage & Inspeção**, São Paulo, Out 2014. 343-352.
85. GUO, N. et al. Microstructure and Mechanical Properties of an Underwater Wet Welded Dissimilar Ferritic/Austenitic Steel Joint. **Strength of Materials**, Harbin, Janeiro 2015. 12-18.
86. SILVA, C. C. et al. Austenitic and Ferritic Stainless Steel Dissimilar Weld Metal Evaluation for the Applications As-Coating in the Petroleum Processing Equipment. **Materials and Design**, Fortaleza, 2013. 1-8.
87. ROWE, M.; LIU, S. Recent Developments in Underwater Wet Welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, Golden, 2001. 387-396.
88. SANTOS, M. R. D. et al. Efeito do Gradiente de Martensita Induzida por Deformação sobre o Fenômeno de Delayed Cracking em Aços Inoxidáveis Austeníticos. **International engineering Journal**, Ouro Preto, Março 2007. 169-173.

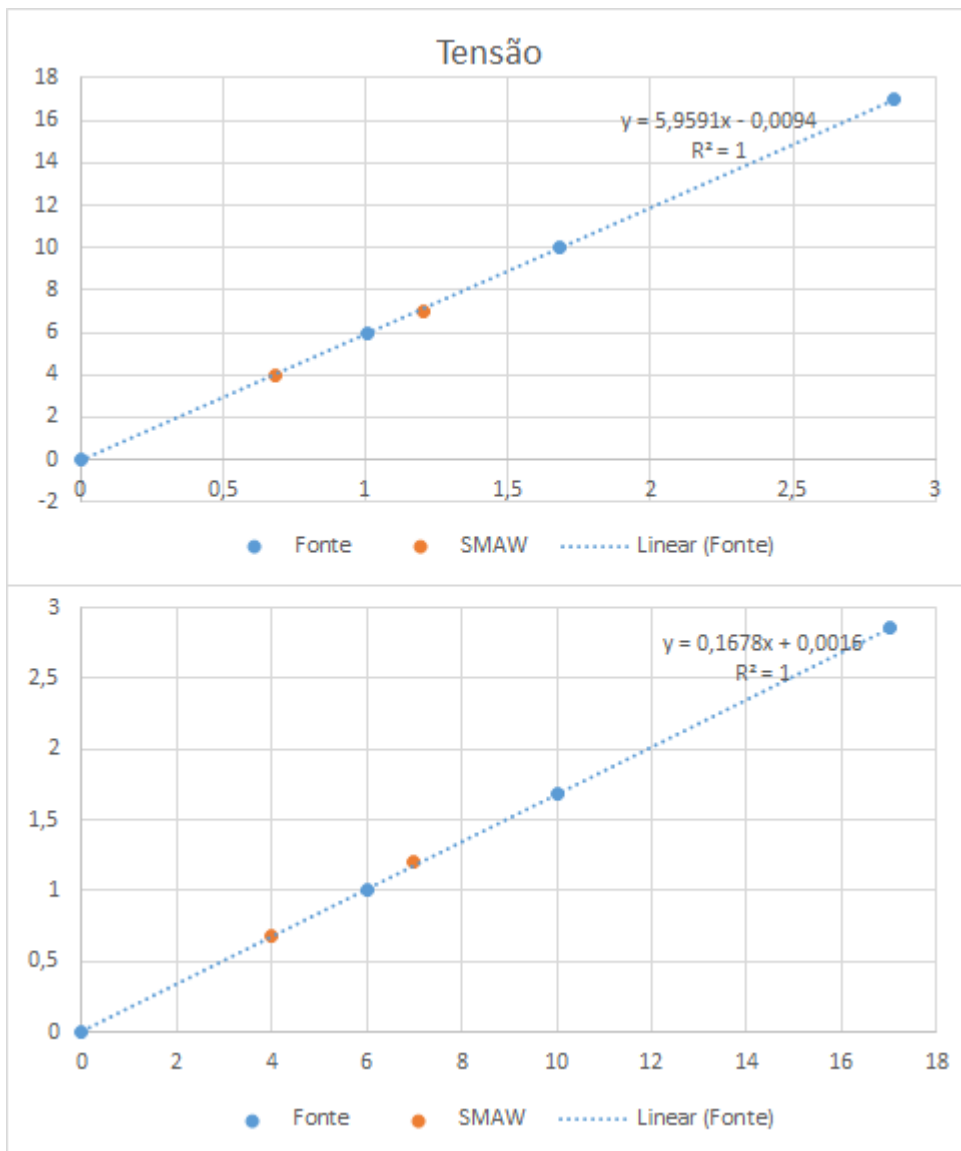
89. SILVA, H. R. D.; FERRARESI, V. A. **Estudo dos métodos de determinação da sensibilidade ao trincamento à frio em juntas soldadas**. Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia. 2006.
90. FILHO, J. D. C. P. et al. Histórico Recente da Soldagem Subaquática Molhada. **Infosolda**, Rio de Janeiro, p. 1-13, 2004.
91. MODENESI, P. J. Metalurgia da Soldagem dos Aços inoxidáveis Austeníticos. In: MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. 1ª. ed. São Paulo: SENAI, v. I, 2001. Cap. 5, p. 36-62.
92. DUPLESSIS, J.; DUTOIT, M. Reducing Diffusible Hydrogen Content of Shielded Metal Arc Welds Through addition of Flux-Oxidizing Ingredients. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Johannesburg, Fevereiro 2008. 50-56.

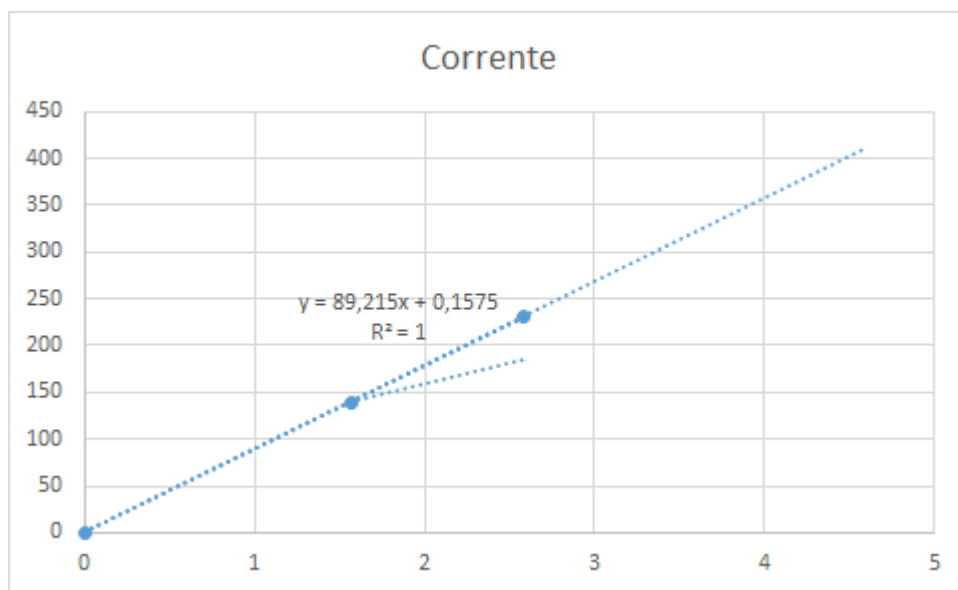
SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o comportamento mecânica de uma solda multipasses utilizando eletrodos inoxidáveis austeníticos.
- Elaborar nos novas formulação de eletrodos de aço inoxidável para redução de poros em soldagem subaquática molhada em profundidades superiores a 10 m.
- Estudar os aspectos metalúrgicos da mecânica da fratura das trincas de hidrogênio em cordões multipasses com eletrodos inoxidáveis.
- Determinar o efeito metalúrgico dos principais elementos de ligas presentes na composição dos aços inoxidáveis, como por exemplo, o molibdênio, titânio e nióbio.
- Estudar os mecanismos de corrosão de uma estrutura soldada com eletrodos inoxidáveis na soldagem subaquática molhada.

APÊNDICE A

Calibração do sistema de aquisição de dados a partir de uma fonte eletrônica e a fonte Power Wave.





APÊNDICE B

As tabelas a seguir é um resumo dos dados obtidos nas aquisições de sinais elétricos dos testes de soldagem.

		Fcc (%) com CC-				Inox - desvio padrão ponderado					
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Aço inoxidável		E6013		
	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	
Ar	2,4	0,5	6,3	1,2	2,7	0,8	3,8	1,2	5,6	0,8	
0	0,2	0,2	2,3	1,0	1,1	1,0	1,2	1,0	0,8	1,1	
10	0,6	0,3	3,5	1,1	0,8	0,1	1,6	0,7	5,2	0,5	
50	9,7	2,1	14,7	1,8	10,0	1,4	11,5	1,9	6,1	1,9	
Número de medidas usadas											
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Inox		E6013		
Ar	3		3		3		9		2		
0	3		3		3		9		2		
10	13		11		10		34		7		
50	10		14		8		32		5		
Fcc (%) com CC+											
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Aço inoxidável		E6013		
	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	
Ar	0,9	0,2	5,6	1,4	2,5	0,9	3,0	1,2	6,7	0,4	
0	0,5	0,7	3,5	0,5	1,1	0,1	1,7	0,6	1,4	1,6	
10	0,1	0,1	2,1	0,6	0,1	0,1	0,7	0,4	2,3	1,6	
50	1,0	0,4	8,3	1,3	1,7	0,4	3,6	1,0	1,5	0,7	
Número de medidas usadas											
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Inox		E6013		
Ar	3		3		3		9		2		
0	3		3		3		9		2		
10	13		9		8		30		5		
50	7		11		8		26		4		
Uarc (V) com CC- (Quando Fcc \approx 0 considerou-se Uarc = Umed)											
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Aço inoxidável		E6013		
	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	
Ar	26,9	0,7	25,1	0,0	29,7	0,8	27,2	0,8	23,5	--	
0	32,2	5,1	30,0	0,9	32,4	1,0	31,5	3,7	31,2	4,0	
10	29,2	0,8	27,4	1,3	30,8	0,1	29,1	0,9	22,4	1,0	
50	26,9	0,7	27,2	1,0	26,9	1,4	27,0	1,2	22,3	1,7	
Uarc (V) com CC+ (Quando Fcc \approx 0 considerou-se Uarc = Umed)											
Profundidade (mm)	E309		E312		E316		Aço inoxidável		E6013		
	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP	
Ar	27,5	0,3	24,8	0,5	27,4	0,9	26,6	0,8	21,4	--	
0	32,3	2,2	27,1	0,6	30,2	0,1	29,9	1,6	25,8	--	
10	35,6	1,3	29,7	1,8	34,0	0,1	33,1	1,4	25,2	1,7	
50	31,9	1,0	27,6	0,4	30,8	0,4	30,1	0,7	29,0	0,3	

Resistência de curto circuito (Ohm)							
E309		E312		E316		E6013	
Média	DP	Média	DP	Média	DP	Média	DP
0,029	0,003	0,029	0,003	0,030	0,005	0,016	0,003
20		53		27		20	

APÊNDICE C

Composição geral dos metais de solda obtidos nos testes de soldagem.

	Testes de soldagem							
	6013							
	Seco		0,5 Metros		10 Metros		50 Metros	
	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.
C	0,147	0,108	0,118	0,121	0,098	0,107	0,273	0,336
Si	0,273	0,294	0,244	0,257	0,082	0,155	0,286	0,156
Mn	0,444	0,456	0,444	0,43	0,35	0,398	0,424	0,22
P	0,018	0,018	0,012	0,02	0,021	0,014	0,007	0,012
S	0,013	0,013	0,01	0,012	0,01	0,009	0,008	0,01
Ni	0,023	0,022	0,024	0,022	0,02	0,02	0,028	0,014
Cr	0,04	0,032	0,034	0,032	0,01	0,01	0,031	0,019
Mo	0,006	0,007	0,006	0,006	0,004	0,025	0,008	0,001
Cu	0,034	0,04	0	0,031	0,047	0,025	0	0,013
Nb	0,004	0,007	0	0,006	0,000	0,000	0,000	0,000
Al	0,028	0,028	0,024	0,031	0,000	0,000	0,029	0,009
W	0	0	0	0	0,024	0,016	0,000	0,000
V	0,015	0,016	0,006	0,015	0,017	0,011	0,003	0,003
Ti	0,011	0,011	0,012	0,013	0,000	0,000	0,113	0,017
C _{eq}	0,237	0,1991	0,2028	0,2068			0,3539	0,3791

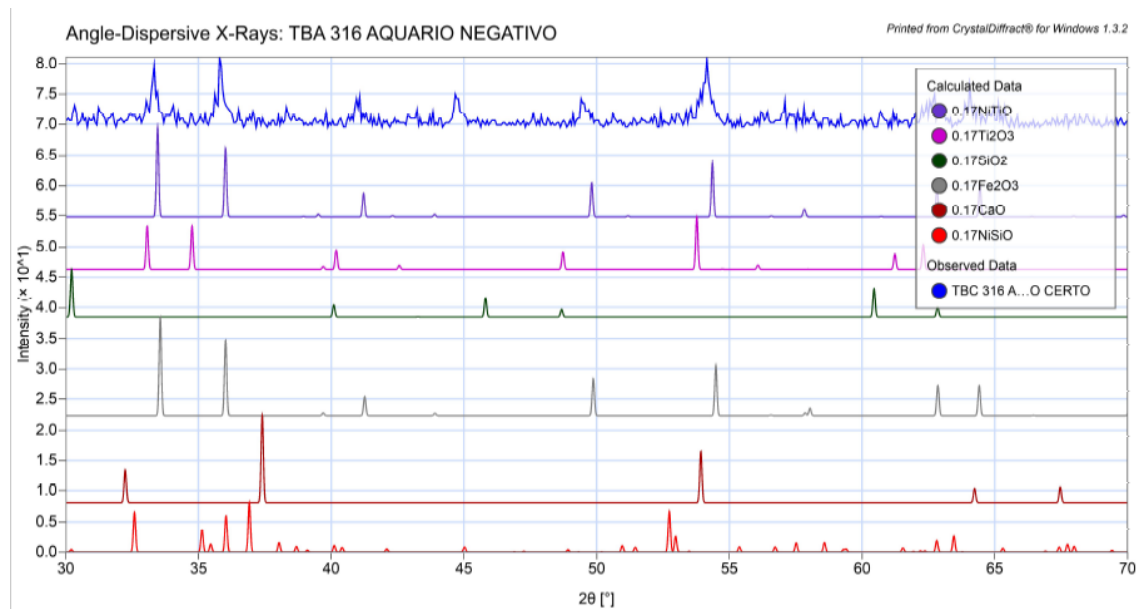
Elementos	Testes de soldagem							
	309L							
	Seco		0,5 Metros		10 Metros		50 Metros	
	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.
C	0,05	0,04	0,06	0,04	0,06	0,06	0,18	0,07
Si	0,58	0,60	0,46	0,39	0,16	0,34	0,29	0,22
Mn	0,74	0,79	0,91	0,76	0,46	0,65	0,29	0,40
P	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,00	0,02
S	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01
Ni	7,93	7,80	6,34	6,72	6,39	7,02	6,52	7,90
Cr	16,36	16,16	12,62	12,64	9,18	12,37	8,82	10,26
Mo	0,12	0,12	0,11	0,10	0,07	0,01	0,14	0,12
Cu	0,04	0,04	0,05	0,04	0,08	0,06	0,00	0,04
Nb	0,01	0,01	0,02	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00
Al	0,01	0,00	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
W	0,05	0,05	0,05	0,04	0,05	0,04	0,00	0,04
V	0,09	0,08	0,05	0,07	0,03	0,03	0,00	0,04
Ti	0,01	0,01	0,01	0,01	0,00	0,00	0,06	0,00

	Testes de soldagem							
	312L							
	Seco		0,5 Metros		10 Metros		50 Metros	
	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.
C	0,06	0,05	0,07	0,05	0,12	0,06	0,11	0,52
Si	0,46	0,50	0,45	0,45	0,21	0,27	0,20	0,26
Mn	0,83	0,83	0,78	0,80	0,64	0,70	0,58	0,73
P	0,02	0,02	0,02	0,02	0,01	0,00	0,01	0,02
S	0,01	0,01	0,01	0,01	0,00	0,01	0,01	0,01
Ni	5,44	5,86	5,00	5,25	4,31	4,75	5,16	6,98
Cr	18,25	18,97	16,42	16,54	10,92	12,47	12,59	17,57
Mo	0,02	0,03	0,02	0,03	0,06	0,03	0,03	0,03
Cu	0,03	0,03	0,05	0,03	0,01	0,06	0,01	0,03
Nb	0,03	0,04	0,05	0,04	0,00	0,00	0,00	0,00
Al	0,00	0,01	0,01	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00
W	0,04	0,04	0,05	0,04	0,02	0,04	0,03	0,04
V	0,05	0,07	0,07	0,06	0,00	0,04	0,00	0,01
Ti	0,01	0,01	0,01	0,01	0,00	0,00	0,07	0,00

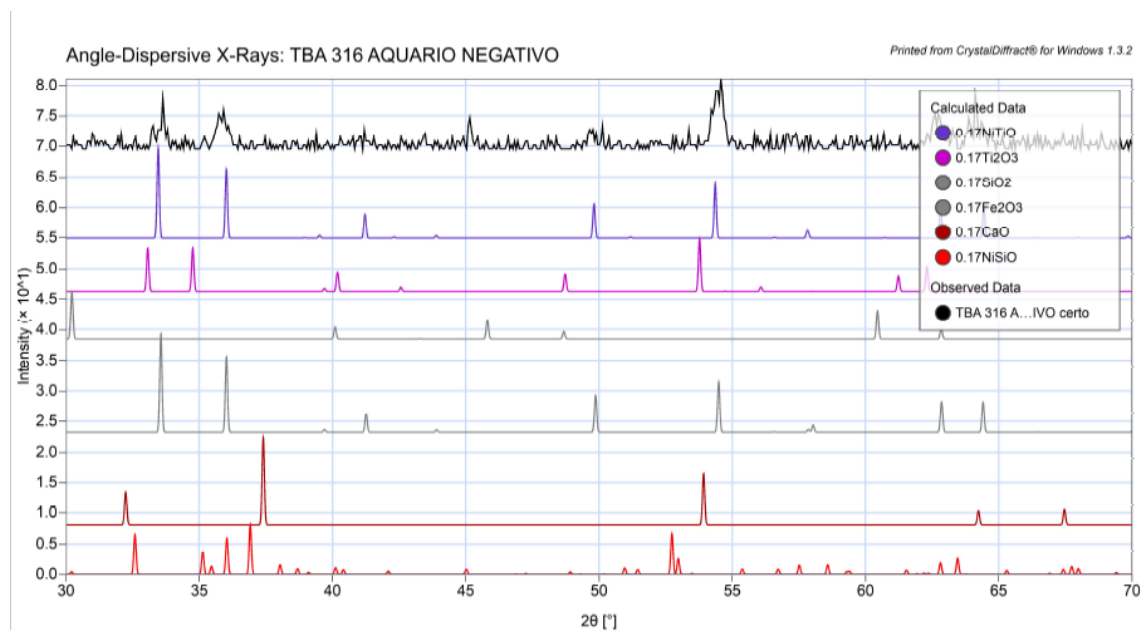
	Testes de soldagem							
	316L							
	Seco		0,5 Metros		10 Metros		50 Metros	
	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.	Neg.	Pos.
C	0,05	0,04	0,06	0,06	0,06	0,07	0,11	0,07
Si	0,36	0,41	0,33	0,35	0,20	0,29	0,28	0,22
Mn	0,89	0,84	0,78	0,82	0,56	0,59	0,74	0,39
P	0,02	0,02	0,03	0,02	0,03	0,02	0,01	0,02
S	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01
Ni	6,39	7,72	6,52	6,62	5,66	6,19	6,74	7,42
Cr	10,27	11,92	9,68	9,61	7,31	7,99	8,39	7,38
Mo	1,31	1,53	1,28	1,36	1,10	1,13	1,41	1,40
Cu	0,08	0,08	0,09	0,08	0,06	0,04	0,04	0,06
Nb	0,01	0,01	0,01	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00
Al	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
W	0,05	0,05	0,05	0,05	0,04	0,04	0,03	0,04
V	0,09	0,10	0,09	0,08	0,04	0,02	0,03	0,02
Ti	0,01	0,01	0,01	0,01	0,00	0,02	0,34	0,01

ANEXOS

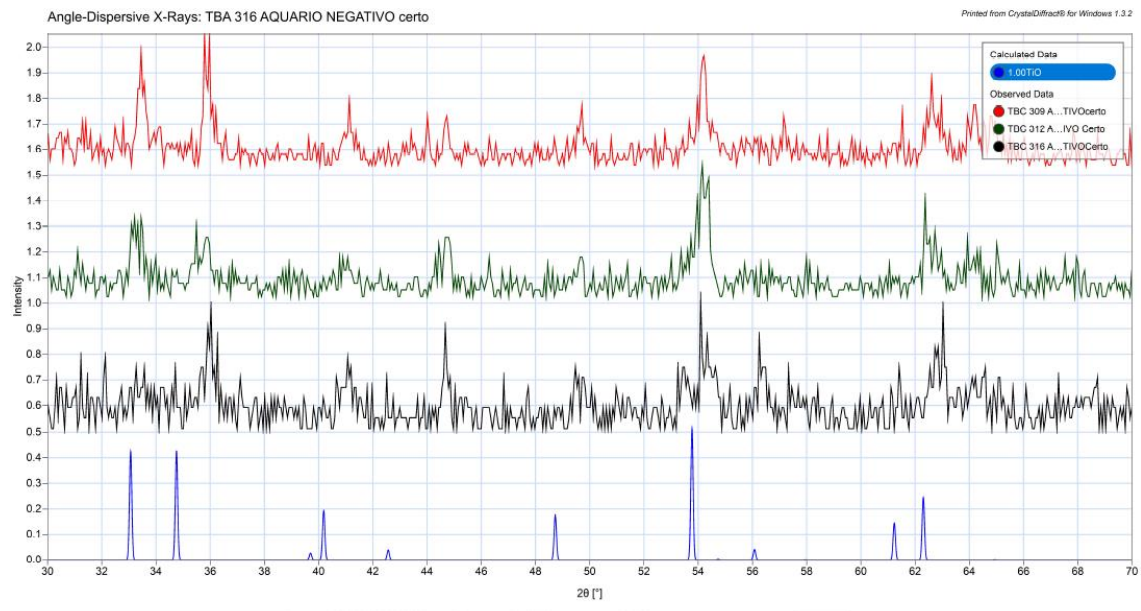
Teste obtido com eletrodo E316L-17, metal de base A36, polaridade negativa, comparados com vários compostos.



Teste obtido com eletrodo E316L-17, metal de base 304L, polaridade negativa, comparados com vários compostos.



Testes obtidos com os eletrodos E309L-17, E312L-17 e E316L-17, metal de base A36, polaridade negativa, comparados com os picos característicos do TiO_2



Testes obtidos com os eletrodos E309L-17, E312L-17 e E316L-17, metal de base 304L, polaridade negativa, comparados com os picos característicos do TiO_2

