



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

EFEITO DA PROFUNDIDADE DE SOLDAGEM SOBRE O
HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL DAS SOLDAS MOLHADAS

WESLEY CARLOS DIAS DA SILVA

Belo Horizonte, 27 de Fevereiro de 2012

Wesley Carlos Dias da Silva

EFEITO DA PROFUNDIDADE DE SOLDAGEM SOBRE O HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL DAS SOLDAS MOLHADAS

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

Área de concentração: Processos de Fabricação por Soldagem

Orientador(a): Prof. Alexandre Queiroz Bracarense

Co-orientador(a): Prof. Ezequiel Caires Pereira Pessoa

Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG, 2012



Universidade Federal de Minas Gerais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. Antônio Carlos, 6627 - Pampulha - 31.270-901 - Belo Horizonte MG
Tel.: +55 31 3409-5145 - Fax.: +55 31 3409-3526
www.demec.ufmg.br - E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

EFEITO DA PROFUNDIDADE DE SOLDAGEM SOBRE O HIDROGÊNIO DIFUSÍVEL DAS SOLDAS MOLHADAS

WESLEY CARLOS DIAS DA SILVA

Dissertação defendida e aprovada em 27 de Fevereiro de 2012, pela Banca examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Mestre em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação por Soldagem".

Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense – UFMG – Orientador

Prof. Dr. Ezequiel Caires Pereira Pessoa – IFMG – Co-orientador

Prof. Dr. Valter Rocha dos Santos- PUC-RJ- Examinador

Prof. Dr. Maurício de Jesus Monteiro- PUC-RJ- Examinador

Aos meus pais e
minha esposa que me
apoiaram de forma
contínua, sempre com
muito amor.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo amor sem medidas e por sempre me dar novo fôlego a cada manhã. A Ele seja dada toda honra e toda glória.

Aos meus pais, José Carlos e Celma, cujos esforços sem medidas foram essenciais para a minha formação humana e técnica.

A minha querida esposa, Gleissimam, pelo amor, apoio e compreensão.

Ao professor Alexandre Queiroz Bracarense, pelo apoio, ensino e oportunidade de realizar este trabalho.

Ao professor Ezequiel Caires Pereira Pessoa, que veio sempre agregar de forma positiva neste trabalho.

Aos amigos e colegas do LRSS pelo suporte durante os trabalhos.

Aos técnicos do CDTN e UFMG, respectivamente, Geraldo Scoralik e Anderson pela ajuda na nas alterações construtivas do vaso de pressão.

Aos engenheiros Leonardo e Camila (ESAB) pelo apoio nas medições de hidrogênio residual.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG.

Ao CNPq pelo suporte financeiro.

A ELBRÁS pelo fornecimento de eletrodos e chapas.

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1- INTRODUÇÃO.....	19
CAPÍTULO 2- OBJETIVOS.....	22
CAPÍTULO-3-REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.1 Soldagem Subaquática.....	23
3.2 Aspectos Gerais da Soldagem Subaquática Molhada.....	28
3.3 Problemas da Soldagem Subaquática Molhada.....	34
3.3.1 Porosidade das Soldas Molhadas.....	36
3.3.2 Fissuração a Frio.....	42
3.4 Maneiras de Mitigar os Problemas Relacionados às Soldas Molhadas.....	51
3.4.1 Mitigação do Hidrogênio em Soldagem Subaquática Molhada.....	52
3.4.2 Mitigação da Porosidade em Soldagem Subaquática Molhada.....	62
3.5 Métodos para Medição do Hidrogênio Difusível.....	66
3.6 Motivação Desta Investigação em Soldagem Subaquática Molhada.....	69
CAPÍTULO 4- METODOLOGIA.....	71
CAPÍTULO 5- RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	84
5.1 Alterações Construtivas no Vaso de Pressão.....	84
5.2 Inspeção Visual.....	84
5.3 Estabilidade do Arco Elétrico.....	86
5.4 Hidrogênio Difusível e Residual.....	87
5.5 Porosidade.....	92
5.6 Morfologia do Cordão de Solda.....	97
5.7 Microestrutura e Dureza do Metal de Solda.....	101
5.8 Proposta de Modelo para Explicar a Relação entre Hidrogênio Difusível e Porosidade do Metal de Solda em Soldagem Subaquática Molhada para Eletrodos Rútílicos.....	106
CAPÍTULO 6- CONCLUSÕES.....	109
CAPÍTULO 7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110

ABSTRACT.....	111
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	113
Anexo A.....	120
Anexo B.....	122

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1.1:** Soldagem subaquática molhada por eletrodo revestido (www.sitedasoldagem.com.br, acessado em maio de 2011).....19
- Figura 3.1:** Soldagem subaquática seca em câmara hiperbárica (AWS Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).....23
- Figura 3.2:** Influência do tipo de revestimento do eletrodo no teor de hidrogênio no metal de soldas molhadas (Adaptado de Gooch, 1983).....25
- Figura 3.3:** a) Variação da energia de impacto Charpy V a 0°C e do teor de oxigênio do metal de solda em função do teor de Ni do metal de solda e b) variação da dureza Vickers e do limite de resistência a tração em função do teor de Ni do metal de solda (Pope *et al*, 1995).....26
- Figura 3.4:** Variação da quantidade de hidrogênio difusível em função do teor de oxigênio do metal de solda (Adaptado de Pope e Liu, 1996).....28
- Figura 3.5:** Desenho esquemático ilustrando a diferença da transferência de calor na soldagem no ar (a) e em soldagem subaquática molhada (b) (Adaptado de Pope *et al*, 1995).....30
- Figura 3.6:** Relação dos parâmetros de soldagem corrente e tensão com a profundidade. Notar que o espaço dos parâmetros de soldagem aceitável reduz com o aumento da profundidade (Adaptado de Ibarra *et al*, 1994).....31
- Figura 3.7:** Alterações microestruturais das soldas molhadas com a profundidade (Adaptado de Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).....32
- Figura 3.8:** Produto entre os teores de carbono e oxigênio do metal em função da profundidade da soldagem subaquática (Ibarra *et al*, 1994).....33
- Figura 3.9:** Diagrama de fase Fe-O (Pope *et al*, 1994).....34

Figura 3.10: Efeito do meio aquoso sobre as propriedades mecânicas de juntas obtidas por soldagem subaquática molhada (Adaptado de Pope, 1995).....	35
Figura 3.11: Efeito da profundidade nos teores de manganês e silício do metal de soldas molhadas (a) e oxigênio (b) (Adaptado de Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).....	36
Figura 3.12: Variação da porosidade com a pressão hidrostática (Suga e Hasuí, 1986 apud Pessoa, 2007).....	39
Figura 3.13: Solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura (Grong, 1997 apud Pessoa, 2007).....	41
Figura 3.14: a) Bolha de gás formada no interior da gota metálica e b) gotas metálicas coletadas após a remoção da escória (Brandi <i>et al</i> , 1991).....	42
Figura 3.15: a) Trincamento sob cordão na ZTA em um aço baixa-liga com ampliação de 8 vezes(Bailey, 1981 apud Kou, 2003), b) Fissuração a frio em solda de filete em um aço 1040 com ampliação de 4,5 vezes (Kou, 2003).....	43
Figura 3.16: Coeficiente de difusão de hidrogênio em materiais ferríticos e austeníticos em função da temperatura (Adaptado de Coe, 1973 apud Kou, 2003).....	43
Figura 3.17: Difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA durante a soldagem (Adaptado de Granjon, 1972 apud Kou, 2003).....	45
Figura 3.18: Taxa de difusão do hidrogênio em aço ferrítico (Adaptado de Bailey <i>et al</i> , 2003).....	47
Figura 3.19: Trincas induzidas por hidrogênio na ZTA em a) soldas de filete e b) em chanfro (Bailey <i>et al</i> , 1973).....	48
Figura 3.20: Arranjo atômico: a) Estrutura cúbica de face centrada e b) Estrutura cúbica de corpo centrado (Adaptado de Pitrun, 2004).....	49
Figura 3.21: Influência das condições de soldagem no teor do hidrogênio difusível das soldas molhadas (adaptado de Suga, 1985).....	50

Figura 3.22: Hidrogênio do metal de solda em função do comprimento do arco elétrico (Adaptado de Woods, 1974a apud Trevisan <i>et al</i> , 1990).....	51
Figura 3.23: Efeito do pós-aquecimento no teor de hidrogênio do metal de solda de aço baixo carbono (Adaptado de Kou, 2003).....	53
Figura 3.24: Efeito da polaridade no hidrogênio difusível do metal de solda para os eletrodos da série A. Razão da fração molar de CaO:SiO ₂ igual a 0,05 para os eletrodos da série A (Adaptado de Medeiros, 1997).....	57
Figura 3.25: Efeito da polaridade na quantidade de hidrogênio da escória para adições crescentes de hematita no revestimento do eletrodo (Adaptado de Medeiros, 1997).....	58
Figura 3.26: Hidrogênio difusível para os eletrodos comerciais e experimental testados a profundidade equivalente de 0,5m (Adaptado de Santos <i>et al</i> , 2010).....	61
Figura 3.27: Variação da quantidade de trincas por unidade de área em função da profundidade na seção longitudinal dos corpos-de-prova para os eletrodos testados (Adaptado de Santos <i>et al</i> , 2010).....	62
Figura 3.28: Variação do hidrogênio difusível das soldas molhadas feitas a lâmina d'água para os diferentes gases de proteção testados (Adaptado de Silva <i>et al</i> , 2011)...	62
Figura 3.29: Influência do teor de CaCO ₃ do revestimento na porosidade das soldas molhadas (Adaptado de Sanchez-Osio <i>et al</i> 1995).....	63
Figura 3.30: Diminuição da porosidade com o aumento do teor de manganês no metal de solda para quatro diferentes pressões de soldagem (Adaptado de Rowe <i>et al</i> ,1999).	64
Figura 3.31: Macrografias representativas ilustrando os níveis de porosidade a 20m. A partir da esquerda: eletrodos A, C, E e EXP. O gráfico mostra a influência da profundidade na porosidade (Adaptado de Santos <i>et al</i> , 2010).....	65
Figura 3.32: Efeito da adição de CaC ₂ e Al na redução da porosidade (Adaptado de Pessoa <i>et al</i> , 2007).....	66
Figura 3.33: a) Aparato para medição de hidrogênio difusível pelo método da glicerina, onde: 1-amostra, 2-tubo para coleta de hidrogênio, 3-recipiente da glicerina, 4-tubo para	

coleta de hidrogênio e b) Tubo eudiômetro e montagem do método de deslocamento de mercúrio (Adaptado de Pitrun, 2004).....67

Figura 3.34: Diagrama de fluxo de rota do aparato para medição do hidrogênio usado no procedimento da cromatografia gasosa. Onde: 1-válvula de medição, 2-tubo de medição do hidrogênio, 3-cápsula, 4-desumidificador, 5-coluna de separação, 6-detector, 7- medidor de fluxo, 8-gravador, 9-válvula para regulagem da pressão, 10-manômetro de pressão, 11-obturador (Adaptado de Pitrun, 2004).....69

Figura 3.35: Relação entre pressão e hidrogênio difusível dos metais depositado (adaptado de Ando e Asahina, 1983).....70

Figura 4.1: Vaso de pressão especialmente preparado para soldagem subaquática com escotilha adaptada para remoção de corpos de prova para ensaio de hidrogênio difusível.....72

Figura 4.2: Projeto da nova junta de acesso ao vaso de pressão.....73

Figura 4.3: a) sistema de soldagem por gravidade e b) configuração dos ângulos α e β do sistema de soldagem.....74

Figura 4.4: Corpos-de-prova para medição do hidrogênio difusível.....75

Figura 4.5: Imagem ilustrativa dos samplers conectados ao cromatógrafo durante a calibração.....77

Figura 4.6: Fotografia de uma amostra após ataque químico (a) e a mesma binarizada para se medir a área do cordão no software Quantikov (b).....78

Figura 4.7: Foto da amostra após o polimento da mesma (a) e a mesma binarizada para se medir a área dos poros no software Quantikov (b).....79

Figura 4.8: Desenho esquemático ilustrando os parâmetros reforço, penetração e largura do cordão de solda.....80

Figura 4.9: Macrografia de uma amostra ilustrando a localização dos pontos no metal de solda para análise microestrutural e região na amostra (em azul) onde foram feitos os ensaios de dureza.....81

Figura 4.10: Desenho esquemático do sistema de aquisição de dados (Pessoa, 2003).....	82
Figura 4.11: Foto ilustrativa do medidor de hidrogênio residual por extração a quente por corrente de gás, modelo G8 Galileo (Bruker, 2008).....	83
Figura 5.1: Cordões de solda realizados com o eletrodo E6013, com corrente de soldagem de 170A, em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m).....	85
Figura 5.2: Variação da tensão média de soldagem com a profundidade.....	86
Figura 5.3: Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade para o eletrodo E6013.....	88
Figura 5.4: Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade obtidos neste trabalho e por Ando&Asahina (1983) para eletrodos rúfílicos.....	89
Figura 5.5: Variação do hidrogênio residual das soldas molhadas com a profundidade.....	91
Figura 5.6: Influência da profundidade no hidrogênio total das soldas molhadas.....	91
Figura 5.7: Variação da porosidade do metal de solda com a profundidade.....	93
Figura 5.8: Macrografias dos cordões de soldas nas profundidades de 0,3m, 10m, 20m e 30m com os respectivos valores de porosidade.....	93
Figura 5.9: Desenho esquemático ilustrando a variação da porosidade ao longo do cordão medida pelo método macrográfico de acordo com a seção transversal em que foi feito o corte. As seções AA', BB' e CC' representam os cortes transversais.....	94
Figura 5.10: Comparação dos resultados obtidos neste trabalho e Suga e Hasuí (1986).....	95
Figura 5.11: Variação do diâmetro equivalente dos poros com a profundidade.....	96
Figura 5.12: Variação da razão do número de poros pela área do cordão de solda em função da profundidade.....	97

Figura 5.13: Variação da penetração do cordão de solda com a profundidade.....	98
Figura 5.14: Variação da largura do cordão de solda com profundidade.....	99
Figura 5.15: Variação do reforço do cordão de solda com a profundidade.....	99
Figura 5.16: Razão P/L (Penetração/Largura).....	100
Figura 5.17: Razão R/L (Reforço/Largura).....	101
Figura 5.18: Variação da microdureza do metal de solda com a profundidade.....	102
Figura 5.19: Perfis de dureza (vertical e horizontal) para as diferentes profundidades testadas.....	103
Figura 5.20: Micrografias dos cordões de solda feitos em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m). Amostras atacadas com Nital 2% e aumento de 500 vezes. Imagens obtidas a partir do microscópio óptico na posição central da seção transversal do cordão de solda.....	104
Figura 5.21: Micrografias dos cordões de solda feitos em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m). Amostras atacadas com Nital 2% e aumento de 500 vezes. Imagens obtidas a partir do microscópio óptico na posição inferior da seção transversal do cordão de solda, próximo a ZTA.....	105
Figura 5.22: Modelo físico ilustrando a absorção de hidrogênio pela poça de fusão líquida e em seqüência, a migração de átomos de hidrogênio para bolha de vapor no metal de solda líquido.....	107
Figura A.1: Oscilograma de tensão (0,3m).....	120
Figura A.2: Oscilograma de tensão (10m).....	120
Figura A.3: Oscilograma de tensão (20m).....	121
Figura A.4: Oscilograma de tensão (30m).....	121
Figura B.1: Perfis de dureza para as amostras 16A(0,3m), 14B(10m), 6C(20m) e 3D(30m).....	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Tempos e taxas de resfriamento em soldagem subaquática molhada para depósitos de cordões sobre chapa utilizando eletrodos rútilicos, com aporte térmico variando de 0,9 a 1,0KJ/mm (Adaptado de Suga, 1990).....	30
Tabela 3.2: Efeito da adição de Freon-12 no hidrogênio difusível (Adaptado de Chandiramani, 1994).....	54
Tabela 3.3: Teor de hidrogênio (com desvio padrão) das soldas molhadas (ml/100g) (Adaptado de Pope e Liu, 1996).....	56
Tabela 3.4: Efeito do gás de proteção no hidrogênio difusível (Mirza e Gee, 1999).....	59
Tabela 3.5: Combinação tempo-temperatura de armazenamento das amostras para medição do hidrogênio difusível de acordo com o método da cromatografia gasosa de acordo com a norma AS/NZS 3752-1996 (Adptado de Pitrun, 2004).....	68
Tabela 4.1: Parâmetros utilizados.....	74
Tabela 5.1: Variação da tensão média de soldagem e número de curtos-circuitos.....	87

LISTAS DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
LRSS	Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação
DEMEC	Departamento de Engenharia Mecânica
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
FCAW	Flux Cored Arc Welding
DCEN	Direct Current Electrode Negative
ZTA	Zona Termicamente Afetada
CE	Carbono Equivalente
P	Penetração do cordão de solda
R	Reforço do cordão de solda
L	Largura do cordão de solda
$\Delta t_{8/5}$	Tempo necessário para a temperatura variar de 800 para 500°C
P_g	Pressão parcial de gases solúveis
P_a	Pressão atmosférica
P_h	Pressão hidrostática
P_b	Aumento da pressão devido à curvatura do poro
ρ	Densidade do metal líquido
g	Constante da gravidade
h	Pressão de soldagem em metros de coluna de água
r	Raio da bolha
γ_{gl}	Tensão superficial entre o gás e o líquido

TF	Fronteira de transformação da austenita para perlita no metal de solda
TB afetada	Linha de transformação da austenita em martensita na zona termicamente afetada
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
H _d	Hidrogênio difusível por 100g de material depositado
H _w	Hidrogênio difusível por 100g de metal de solda
I	Corrente de Soldagem (A)
Hdif	Hidrogênio difusível do metal de solda depositado (ml/100g)
P/L	Razão da penetração pela largura do cordão de solda
R/L	Razão do reforço pela largura do cordão de solda
HV10	Dureza Vickers para uma carga de 0,10kgf
FCG	Ferrita de contorno de grão
FSA	Ferrita de segunda fase alinhada
FP	Ferrita poligonal

LISTA DE EQUAÇÕES

$$P_g > P_a + P_h + P_b \quad \text{Eq.3. 1.....37}$$

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2(P_g - P_a - P_{arc} - P_h - P_b)(r_1 - r_o) - 2\gamma}{3\eta} \quad \text{Eq. 3.2.....38}$$

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \text{Eq.3. 3.....47}$$

$$H_{dif} = \frac{Hx100}{\Delta m} \quad \text{Eq. 4. 1....77}$$

$$\text{Porosidade} = \frac{\text{Área total dos poros}}{\text{Área da seção transversal do cordão de solda}} \times 100\% \quad \text{Eq. 4.2.....78}$$

RESUMO

A soldagem subaquática molhada por eletrodo revestido é amplamente utilizada na manutenção e reparos de estruturas submersas. Neste processo a água pode-se dissociar e fornecer quantidades apreciáveis de íons H^+ e O^{2-} para a poça de fusão líquida. O hidrogênio e oxigênio podem formar bolhas de gases que, por sua vez, caso sejam aprisionadas no metal de solda, acarretam a formação de poros. O hidrogênio pode se difundir pelo metal de solda e zona termicamente afetada ou ficar retido na estrutura do metal de solda na forma de hidrogênio residual.

O hidrogênio difusível (H_{dif}) no metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA) pode ter efeito bastante prejudicial nas propriedades mecânicas da junta soldada. O H_{dif} em encontro com uma microestrutura susceptível, tal como a martensita, presença de tensões residuais e temperaturas abaixo de $200^{\circ}C$, pode levar ao aparecimento de trincas no metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA). Em soldagem subaquática molhada todas essas condições são encontradas. A quantidade de hidrogênio difusível no metal de solda pode ser influenciada por diversos fatores. Todavia, pouco se sabe sobre a influência da profundidade de soldagem (pressão hidrostática) sobre a quantidade de H_{dif} no metal de solda.

Neste trabalho, diversas medições de hidrogênio difusível em soldagem molhada foram feitas nas profundidades equivalentes a 0,30m, 10m, 20m e 30m. O consumível utilizado foi o eletrodo comercial E6013 envernizado. O aço ASTM A36 foi utilizado como metal de base. As medições de hidrogênio difusível foram feitas através do método da cromatografia gasosa segundo a norma AWS D3.6M. Para medição de porosidade foi utilizado o método macrográfico e um programa chamado *Quantikov*. O hidrogênio residual foi medido pelo método de extração a quente por gás. Prosseguindo, diversas medições foram feitas da largura, reforço e penetração do cordão de solda, nas quatro profundidades equivalentes estudadas neste trabalho. Utilizou-se o método macrográfico padrão e o software *Quantikov* para realizar estas medições. Análises da dureza do metal de solda e ZTA também foram feitas. Análises da microestrutura dos corpos de prova foram feitas pelo método metalográfico padrão, com uso de Nital 2%. Por fim, os sinais de tensão foram monitorados durante a realização de cordões sobre chapa.

Os resultados mostraram que o hidrogênio difusível reduziu significativamente com a profundidade, quando se variou a pressão de hidrostática de 0,3m para 10m e 10m para 20m. A partir de 20m, os resultados sugeriram que o hidrogênio difusível do metal de solda assume um patamar constante. Com relação ao hidrogênio residual, não se observou alterações substanciais com a profundidade. Constatou-se uma tendência de aumento do número de poros e aumento da área dos poros na seção transversal seccionada com a profundidade, o que sugere que a pressão hidrostática influencia diretamente nos fenômenos de nucleação e crescimentos dos poros em soldagem subaquática molhada.

Com relação à morfologia do cordão de solda, observou-se uma tendência de redução nos parâmetros P/L (razão penetração pela largura do cordão de solda) e R/L (razão reforço pela largura do cordão de solda) quando se variou a profundidade de soldagem de 0,3m para 10m. Contudo, não foram observadas alterações significativas nos parâmetros P/L e R/L variando-se a profundidade de 10m para 20m e de 20m para 30m. Além disto, não foram observadas alterações significativas na microestrutura e microdureza do metal de solda com a variação da profundidade de soldagem. Com relação à análise dos sinais de tensão, constatou-se uma tendência na redução da tensão média com a profundidade, sendo notória a ocorrência de curtos-circuitos a partir da profundidade de 10m.

Assim, é possível concluir que a profundidade de soldagem afeta diversos aspectos da soldagem subaquática molhada, em especial o hidrogênio difusível e porosidade, conforme foi observado neste trabalho.

Palavras-chave: Soldagem Subaquática Molhada; Hidrogênio Difusível; Pressão Hidrostática.

CAPÍTULO 1- INTRODUÇÃO

Até o advento da exploração e produção de fontes de energia *offshore*, a soldagem subaquática molhada era usada esporadicamente e com resultados altamente imprevisíveis. Com o passar do tempo, os problemas de fadiga e corrosão começaram a ocorrer mais frequentemente, acarretando na necessidade de reparos nas estruturas *offshore* submersas. Assim, a soldagem subaquática molhada foi aumentando o seu valor na indústria de exploração de petróleo e gás, com inúmeras pesquisas sendo feitas sobre os diversos pontos que tangenciam a soldagem subaquática, com o intuito de entender melhor os fenômenos relacionados, além de se obter ganhos tecnológicos.

Os primeiros relatos do uso da soldagem subaquática molhada não são recentes. Sabe-se que em 1917 a soldagem subaquática molhada já era usada no reparo de casco de navios. Na segunda guerra mundial há relatos de uso da soldagem subaquática molhada. Todavia, deve-se salientar que naquela época as soldas subaquáticas eram realizadas por mergulhadores com pouca experiência em soldagem. Assim, as soldas molhadas eram feitas apenas em caráter emergencial. Na Figura 1.1 é possível observar um soldador fazendo um reparo em uma estrutura submersa utilizando o processo de soldagem por eletrodo revestido.



Figura 1.1: Soldagem subaquática molhada por eletrodo revestido.

Fonte: (www.sitedasoldagem.com.br, acessado em maio de 2011)

A partir da década de 1970, a soldagem subaquática começou a ser documentada, acompanhada por normas e manuais técnicos que direcionavam os trabalhos na área, tanto no

aspecto de pesquisa, como em trabalhos em campo. A norma ANSI/AWS D3.6-93, *Specification for Underwater Welding* é utilizada para qualificação de soldas molhadas.

A soldagem subaquática é mais frequentemente utilizada no reparo de estruturas existentes. As principais aplicações da soldagem subaquática em termos de manutenção e reparo são, a saber:

1. Reparos de danos em estruturas “*offshore*” causados por corrosão e fadiga;
2. Reparos ou reposição de danos em dutos submarinos;
3. Manutenção em plantas de potências de usinas nucleares.

No que se refere à soldagem subaquática molhada, os principais problemas encontrados são: fissuração a frio, porosidade, perda de elementos de liga, inclusões não-metálicas e instabilidade do arco. Destes, a fissuração a frio e porosidade são bastante preocupantes, pois levam a perda de ductilidade, tenacidade e limite de resistência mecânica da solda, podendo até mesmo levar a uma ruptura inesperada da junta soldada. Tanto a fissuração a frio quanto a porosidade serão reportados no capítulo de revisão bibliográfica de forma detalhada.

O desenvolvimento de novos eletrodos revestidos é uma interessante possibilidade para que se tenham avanços na qualidade das soldas molhadas. Atualmente, as famílias de eletrodos revestidos rútilicos e oxidantes são as mais comumente utilizadas. Os eletrodos rútilicos possuem fácil abertura de arco e maior estabilidade do arco durante a soldagem, além de produzirem soldas com razoáveis propriedades mecânicas. Todavia, o alto hidrogênio difusível característico destes eletrodos pode levar a fissuração a frio das juntas soldadas na região termicamente afetada (ZTA). Por outro lado, os eletrodos oxidantes produzem soldas com baixo hidrogênio difusível, mas devido à atmosfera oxidante do arco elétrico produzida pelo mesmo, tem-se uma depreciable queima dos elementos de liga, e, por conseguinte, redução nas propriedades mecânicas. O desenvolvimento de uma nova família de eletrodos, chamados de oxirútilicos (eletrodo com certas características dos eletrodos rútilicos e oxidantes), promete trazer grandes ganhos para a soldagem subaquática molhada. Uma vez que poderá ser obtida uma abertura relativamente fácil de arco e estabilidade do arco do eletrodo rútilico, mas com baixo hidrogênio difusível do eletrodo oxidante, além de ganhos nas propriedades mecânicas do metal de solda através da adição de níquel e molibdênio no revestimento do eletrodo.

A pesquisa da influência da profundidade de soldagem no hidrogênio difusível de soldas molhadas possibilitará novos avanços no desenvolvimento de novos eletrodos revestidos,

uma vez que os valores de hidrogênio difusível que são tomados como referências no desenvolvimento de eletrodos revestidos são obtidos em baixas profundidades (abaixo de 0,5m). Todavia, não se sabe se os valores de hidrogênio difusível são alterados com o aumento da profundidade de soldagem. Além disso, na literatura existem poucos trabalhos sobre o assunto. Assim, este trabalho irá discutir um tema bastante relevante na soldagem subaquática molhada, além de trazer novas informações sobre efeito da profundidade de soldagem em diversos parâmetros na soldagem subaquática molhada, principalmente, no que tange o hidrogênio difusível e residual do metal de solda. Por fim, o estabelecimento de um modelo físico que venha correlacionar o hidrogênio das soldas molhadas com a profundidade poderá trazer ganhos no entendimento dos mecanismos que influenciam a quantidade do hidrogênio das soldas molhadas, conforme se varia a pressão hidrostática.

CAPÍTULO 2- OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo principal entender e quantificar o comportamento do hidrogênio difusível e residual em função da profundidade na soldagem subaquática molhada, além de traçar um paralelo com os resultados da literatura (Ando e Asahina, 1983). Uma vez que as formulações dos eletrodos revestidos são feitas para dados obtidos em baixas profundidades (abaixo de 0,5m), tem-se um grande valor técnico-científico saber, para um dado consumível, qual valor de hidrogênio difusível do metal de solda produzido pelo mesmo em diferentes profundidades de soldagem. Ademais, um dos objetivos deste trabalho é a adequação de um vaso de pressão (equipamento utilizado na execução da parte experimental deste trabalho) para medição de hidrogênio difusível das soldas molhadas em função da profundidade equivalente. As alterações construtivas são necessárias para que seja possível retirar os corpos-de-prova rapidamente do vaso de pressão, de forma que se possa atender aos requisitos da norma ASTM E260-96 (ASTM, 2003), isto é, após a execução do cordão de solda a amostra deve ser limpa e colocada em uma cápsula devidamente isolada em um intervalo de tempo inferior a dois minutos. Além disto, as alterações construtivas irão permitir que trabalhos futuros sejam feitos, utilizando este mesmo vaso de pressão, no que diz respeito à medição de hidrogênio difusível em função da profundidade para diversas famílias de eletrodos revestidos.

Para se atingir os objetivos deste trabalho, inicialmente foram realizadas as alterações construtivas no vaso de pressão que permitiram a realização das medições de hidrogênio difusível. Prosseguindo, diversas medições de hidrogênio difusível do metal de solda foram feitas pelo método da cromatografia gasosa em diferentes profundidades de soldagem utilizando um eletrodo revestido E6013 (eletrodo rutílico comercial da Elbrás Eletrodos). Para que se tivesse um maior entendimento acerca do tema, mensurou-se a influência da profundidade de soldagem no hidrogênio residual e porosidade do metal de solda. Por fim, correlacionaram-se os dados obtidos experimentalmente com o intuito de ampliar o entendimento acerca do efeito da profundidade na soldagem subaquática molhada e, em especial, no hidrogênio difusível.

CAPÍTULO 3- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Soldagem Subaquática

A soldagem subaquática pode ser subdividida em soldagem subaquática seca e soldagem subaquática molhada. A soldagem subaquática seca é feita a pressão ambiente em uma câmara na qual a água foi removida. Os processos de soldagem mais comumente utilizados para soldagem subaquática seca são: GTAW e GMAW. Na soldagem subaquática seca é possível produzir soldas de alta qualidade que satisfazem os requerimentos de qualidade das normas internacionais. O processo SMAW não é muito popular para soldagem subaquática em ambiente seco devido às grandes quantidades de fumos produzidos durante a soldagem. Devido a isto, é necessário um sistema de movimentação de ar, filtro e sistema de refrigeração na soldagem subaquática seca com eletrodo revestido, pois rapidamente os fumos da soldagem preenchem a área de soldagem a seco (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996). Na Figura 3. 1 é possível visualizar um desenho esquemático da soldagem subaquática seca em câmara hiperbárica.

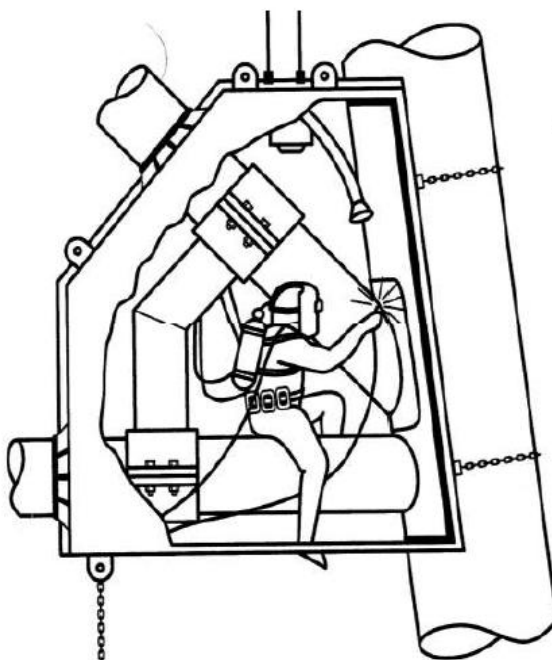


Figura 3. 1: Soldagem subaquática seca em câmara hiperbárica.

Fonte: (AWS Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996)

A soldagem subaquática molhada pode ser descrita como soldagem no ambiente pressurizado com o soldador/mergulhador na água sem barreiras físicas entre a água e o arco de

soldagem. Em termos comparativos, a soldagem subaquática molhada tem algumas semelhanças com a soldagem ao ar, pois em ambas o arco de soldagem e metal líquido são protegidos do ambiente (água ou ar) por um gás ou escória produzida pela decomposição do fluxo do eletrodo revestido ou arame tubular. Os processos de soldagem comumente utilizados para produzir soldas molhadas são SMAW (eletrodo revestido) e FCAW (arame tubular) (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996). Com relação ao processo de soldagem SMAW, os eletrodos mais frequentemente utilizados na soldagem subaquática molhada são denominados como rúflicos e oxidantes, semelhantes aos eletrodos utilizados na soldagem ao ar, diferenciando-se apenas pela camada de verniz aplicada sobre o revestimento do eletrodo com o objetivo de impermeabilizá-lo. O processo de soldagem FCAW e outros semi-automáticos processos têm sido investigados nos EUA e nas áreas do Mar do Norte como processos em potencial para soldagem molhada. De toda forma, o processo FCAW não tem competido com o processo por eletrodo revestido devido à excessiva porosidade das soldas, aspecto visual inaceitável e problemas com os dispositivos de alimentação (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996). Comparativamente, os custos envolvidos na soldagem subaquática molhada são bem menores do que na soldagem subaquática seca devido ao alto custo do equipamento desta. Por outro lado, as altas taxas de resfriamento na soldagem subaquática molhada devido à presença de água na região de soldagem acarretam em propriedades mecânicas inferiores das soldas molhadas quando comparadas com a soldagem subaquática seca (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

O uso de eletrodo revestido em soldagem subaquática molhada se deve, principalmente, a versatilidade, mobilidade, simplicidade do equipamento, baixo custo, fácil uso e rapidez de reparo (Pessoa, 2007). Conforme foi reportado anteriormente no capítulo de Introdução, os eletrodos rúflicos e oxidantes são os mais comumente utilizados em soldagem subaquática molhada. O eletrodo rúflico possui maior tenacidade e resistência a tração. Já o eletrodo oxidante possui baixa resistência a tração e tenacidade, devido ao baixo teor de Mn, C, e Si, resultante do caráter oxidante do revestimento. Com relação ao hidrogênio difusível, o metal de solda produzido por eletrodos rúflicos possuem hidrogênio difusível em torno de 90ml/100g, enquanto os eletrodos oxidantes apresentam teores mais baixos, em torno de 15ml/100g (Filho *et al*, 2004).

As duas principais linhas de pesquisa que trabalham no desenvolvimento de consumíveis para soldagem subaquática molhada são: a) Europa e Estados Unidos onde há uma

preocupação em reduzir a dureza da ZTA através de procedimentos de soldagem de juntas soldadas produzidas por eletrodos rútilicos e b) no Brasil, cujos esforços buscam a melhoria da resistência mecânica a tração e da tenacidade do metal de solda de eletrodos oxidantes, através da adição controlada de elementos de liga termodinamicamente mais estáveis que seus óxidos (Filho *et al*, 2004). Atualmente, o trabalho desenvolvido pelo Laboratório de Soldagem da Escola de Engenharia da UFMG e PUC-Rio possibilitou o desenvolvimento de um eletrodo revestido híbrido para soldagem subaquática molhada, com características de boa soldabilidade dos eletrodos rútilicos e baixo hidrogênio dos eletrodos oxidantes. Até o presente momento este novo eletrodo se encontra na fase final de desenvolvimento, restando apenas passar pelo processo de qualificação e certificação. Na Figura 3. 2 pode-se observar os diferentes valores de hidrogênio difusível, residual e total produzidos por três famílias de eletrodos em soldagem subaquática molhada (Gooch, 1983).

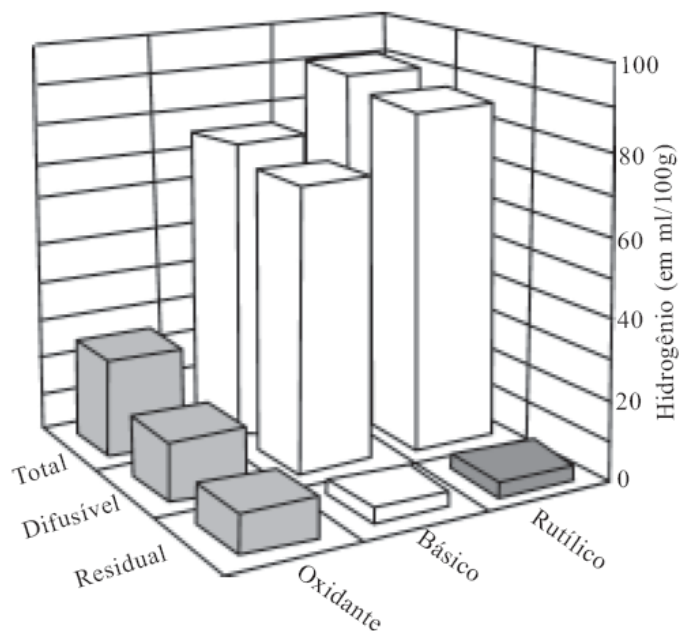


Figura 3. 2: Influência do tipo de revestimento do eletrodo no teor de hidrogênio no metal de soldas molhadas.

Fonte: (Adaptado de Gooch, 1983)

Pope *et al* (1995) reportaram que adições em torno de 2% de Ni ao revestimento de eletrodos oxidantes possibilitou grandes ganhos em termos de propriedades mecânicas. Deve-se ressaltar que o Ni é interessante em termos termodinâmicos, pois ele permanece estável no arco elétrico sem a formação de seu respectivo óxido. Além disto, o Ni é um poderoso agente no

refino do grão da ferrita equiaxial pertencente a região reauecida de baixa temperatura. Pope *et al* (1995) reportaram que os valores de tenacidade encontrados foram equivalentes aos metais de solda depositados por eletrodos rutilicos. Nas Figuras 3. 3(a) e 3. 3(b), pode-se observar a variação da energia de impacto Charpy V a 0°C, teor de oxigênio do metal de solda, variação da dureza Vickers e do limite de resistência a tração em função do teor de níquel do metal de solda. A queda na curva da tenacidade e resistência a tração para teores de Ni acima de 2,5% ocorreu, provavelmente, devido ao trincamento por solidificação (Pope *et al*, 1995). Pope *et al* (1995) reportaram que 49% do aumento da tensão de ruptura (69MPa) pode ser atribuído ao endurecimento por solução sólida. O aumento restante na tensão de ruptura deve-se a redução no tamanho de grão ferrítico, que passou de 10,6μm para 3,8 μm quando o teor de níquel aumentou de 0% para 2,2% em peso.

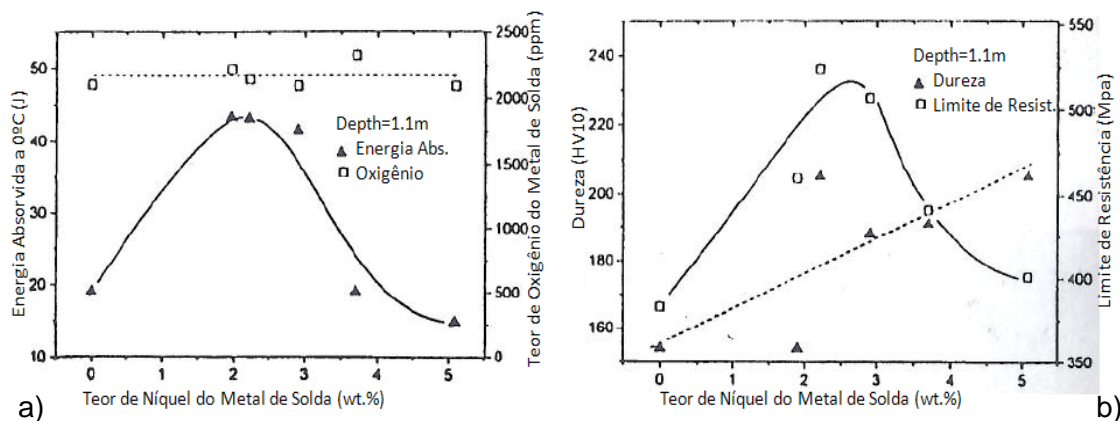


Figura 3. 3: a) Variação da energia de impacto Charpy V a 0°C e do teor de oxigênio do metal de solda em função do teor de Ni do metal de solda e b) variação da dureza Vickers e do limite de resistência a tração em função do teor de Ni do metal de solda.

Fonte: (Adaptado de Pope *et al*, 1995)

Com relação à fissuração a frio, os principais pontos em que os consumíveis influenciam na soldagem subaquática molhada são os seguintes (Filho *et al*, 2004):

1. Os eletrodos com revestimento do tipo rutilico, básico, ácido e celulósico produzem juntas soldadas altamente susceptíveis as trincas por hidrogênio (Filho *et al*, 2004);
2. O uso de eletrodos inoxidáveis austeníticos na soldagem subaquática molhada pode ser interessante, pois o hidrogênio tem alta solubilidade e baixa difusividade na austenita, o que evitaria a difusão do hidrogênio para a zona afetada pelo calor. Todavia, juntas soldadas com este metal de adição mostraram-se altamente susceptíveis ao trincamento por hidrogênio. Verificou-se que a elevada diluição propicia a formação de martensita na linha de fusão da junta

soldada. Além disto, a elevada quantidade de hidrogênio produzida na soldagem subaquática molhada, as tensões residuais potencializadas pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica entre o metal de solda de aço inoxidável austenítico e do metal de base do aço carbono, associada à maior incidência de descontinuidades na raiz da solda, tornam esse tipo de união soldada bastante frágil (Filho *et al*, 2004);

3. Os eletrodos oxidantes e à base de níquel produzem juntas soldadas isentas de fissuração por hidrogênio. O baixo teor de hidrogênio difusível é responsável pela produção de juntas soldadas imunes à fissuração pelo hidrogênio, mesmo quando aços com carbono equivalente superior a 0,40% são utilizados (Filho *et al*, 2004);

4. As interfaces matriz-inclusão agem como regiões de aprisionamento de hidrogênio. Pope (1995) reportou que o teor de hidrogênio residual aumenta com o teor de oxigênio do metal de solda, e atinge um patamar em torno de 5ml/100g para um teor máximo de oxigênio de cerca aproximadamente de 0,22% em peso. O percentual de hidrogênio difusível está relacionado ao tipo de revestimento do eletrodo, e não a quantidade de inclusões não-metálicas presentes no metal de solda, conforme pode ser observado na Figura 3. 4. Por exemplo, os eletrodos A (rutílico) e E (oxidante) apresentaram o mesmo percentual de oxigênio (em peso) e teores de hidrogênio difusível bastante diferente. Assim, o baixo percentual de oxigênio presente no metal de solda (ou inclusões) não explica o baixo nível de hidrogênio difusível e total presentes nas soldas depositadas por eletrodos oxidantes. Assim, é bastante razoável pensar que os baixos valores de hidrogênio total e difusível presente em metal de solda proveniente em eletrodos oxidantes devem-se provavelmente a ocorrência de algum fenômeno durante a transferência do metal de adição para a poça de fusão. Estes resultados mostram claramente que o uso de eletrodos oxidantes pode produzir juntas soldadas isentas de trincas a frio.

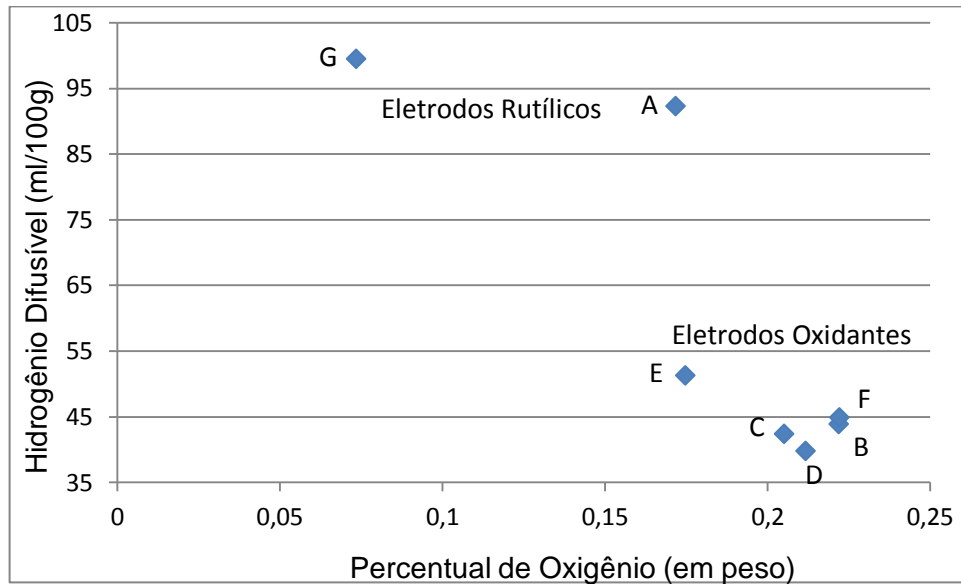


Figura 3. 4: Variação da quantidade de hidrogênio difusível em função do teor de oxigênio do metal de solda.

Fonte: (Adaptado de Pope, 1995)

3.2 Aspectos Gerais da Soldagem Subaquática Molhada

As principais variáveis relativas à soldagem subaquática molhada são as seguintes (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996):

1. A pressão hiperbárica aumenta a instabilidade do arco elétrico pela constrição do arco do plasma e aumento da densidade de energia;
2. A possibilidade de sopro magnético aumenta;
3. O aumento da pressão causa perda de manganês e silício e aumenta o teor de carbono e oxigênio do metal de solda;
4. A dissociação da água que promove a absorção de hidrogênio pela solda;
5. As taxas de resfriamento são bem mais altas devido à água que envolve o arco elétrico e metal de base.

Devido aos fatores citados acima, a presença de trincas e poros das soldas molhadas têm ocorrência maior do que na soldagem convencional ao ar. Além disto, há ainda outra importante variável em soldagem subaquática molhada que está relacionada com as bolhas de gases que se deslocam do arco de soldagem e poça de fusão para a água. O volume da bolha e densidade dos gases varia substancialmente com a profundidade. De acordo com a Lei de Boyle, o volume da bolha diminui com o aumento da pressão. Em baixas pressões, o surgimento,

crescimento e ascensão da bolha ocorrem em maior frequência do que em profundidades maiores. Deve-se ressaltar que a existência de bolha de vapor em soldagem subaquática pode ser benéfica ou prejudicial, dependendo da situação. De certa forma, a bolha de ar pode trabalhar como uma espécie “colchão térmico”, diminuindo a taxa de resfriamento do metal de solda. Isto pode ser benéfico no que tange a microestrutura do metal de solda e zona termicamente afetada. Por outro lado, soldando-se na posição sobre-cabeça, a bolha de vapor pode afetar adversamente o processo de soldagem. As soluções para o problema da bolha a baixas pressões poderiam estar na reformulação do revestimento do eletrodo e inovação nos detalhes dos projetos das juntas soldadas (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

Outro problema relacionado à soldagem molhada de aços carbono e baixa liga está relacionada à alta taxa de resfriamento. Estas são consideravelmente mais altas na soldagem subaquática molhada que na soldagem convencional ao ar. Para se ter uma noção quantitativa, o tempo de resfriamento na soldagem subaquática molhada para variação da temperatura de 800°C para 500°C está na faixa de 1 a 6 segundos (dependendo do aporte térmico e espessura da chapa). Já na soldagem por eletrodo revestido ao ar, para a mesma variação de temperatura, o tempo necessário é bem maior, variando de 8 a 16 segundos (Rowe e Liu, 2001). A Tabela 3. 1 mostra alguns resultados obtidos experimentado por Suga (1990). A notação $\Delta t_{8/5}$ é bastante usada em soldagem de aços ferríticos, pois é no intervalo de 800 a 500°C que ocorre às mais importantes transformações metalúrgicas, sendo notável a transformação da austenita em perlita, ferrita, cementita, bainita e martensita. Valores de $\Delta t_{8/5}$ altos indicam que o metal de solda e ZTA estão mais propensos a formar microconstituintes mais macios, tal como a perlita. Por outro lado, valores de $\Delta t_{8/5}$ mais baixos indicam que o metal de solda e ZTA estão mais propensos a formar martensita, dependendo, obviamente, do grau de temperabilidade do mesmo. A literatura reporta que as soldas molhadas feitas em metais de base com teor de carbono maior que 0,40% estão sujeitas ao trincamento sob cordão na zona termicamente afetada (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996). Na Figura 3.5 pode-se observar a diferença da transferência de calor na soldagem convencional ao ar e na soldagem subaquática molhada.

Tabela 3. 1: Tempos e taxas de resfriamento em soldagem subaquática molhada para depósitos de cordões sobre chapa utilizando eletrodos rútilicos, com aporte térmico variando de 0,9 a 1,0KJ/mm.

Fonte: (Adaptado de Suga, 1990).

Recobrimento	Espessura (mm)	Tempo de resfriamento (s)		Taxa de resfriamento a 500°C (K.s ⁻¹)
		800-500°C		800-300°C
Sem recobrimento	6	2,5	133	4,0
	9	2,0	145	3,9
	12	1,9	157	3,7
	19	1,7	163	3,2
Refratário	6	5,3	63	8,6
	9	4,2	75	7,1
	19	3,8	105	5,0
Óleo	6	11,7	21	24,0
	9	7,5	33	15,3
	19	3,0	83	6,4
Sem recobrimento (ao ar)	6	18,5	11	60,0
	19	3,8	54	8,8

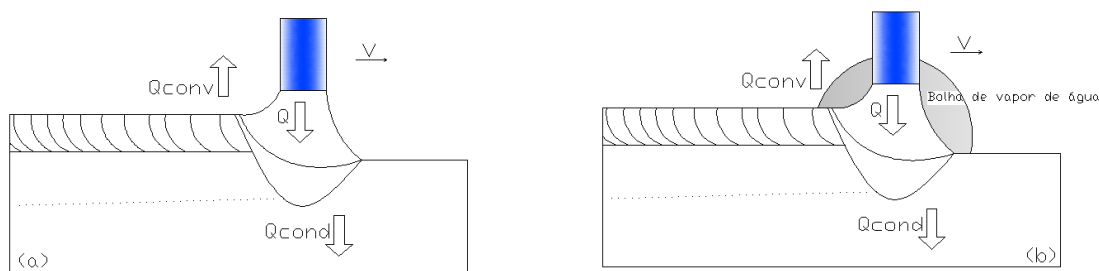


Figura 3. 5: Desenho esquemático ilustrando a diferença da transferência de calor na soldagem no ar (a) e em soldagem subaquática molhada (b).

Fonte: (Adaptado de Pope *et al*, 1995).

Na soldagem convencional a transferência de calor ocorre predominantemente por condução. Por outro lado, na soldagem subaquática molhada devem-se considerar dois estágios no que se refere à transmissão de calor. No primeiro estágio, quando a bolha de vapor d'água se

encontra presente sobre a poça de fusão, a transferência de calor ocorre de forma semelhante àquela na soldagem atmosférica. Deve-se salientar que neste primeiro estágio a bolha de vapor está atuando como uma espécie de isolante térmico. Em um segundo estágio, com o avanço do arco elétrico sobre o metal de base, a bolha de vapor não se encontra mais sobre o metal de solda, o que propicia elevadas taxas de transferência de calor por convecção do metal de solda para a vizinhança (água). Assim, neste segundo estágio, a transferência de calor ocorre preferencialmente por convecção (Pope *et al*, 1995).

Em soldagem subaquática molhada, notadamente o arco elétrico se torna mais instável com o aumento da pressão hidrostática, conforme pode ser observado na Figura 3. 6. Este comportamento pode ser explicado pelo alto potencial de ionização do hidrogênio que dificulta a sustentação do arco elétrico de soldagem (ASM Handbook, 1993). É comum o uso de correntes mais altas em soldagem subaquática molhada do que na soldagem convencional ao ar. Por exemplo, utilizando um eletrodo rutílico de 3,25mm de diâmetro na posição plana, utilizam-se valores em torno de 160A para soldas molhadas e 110A para soldas ao ar. Com relação à polaridade, preferencialmente utiliza-se polaridade direta (DCEN) com o fim de reduzir a corrosão do porta-eletrodo.

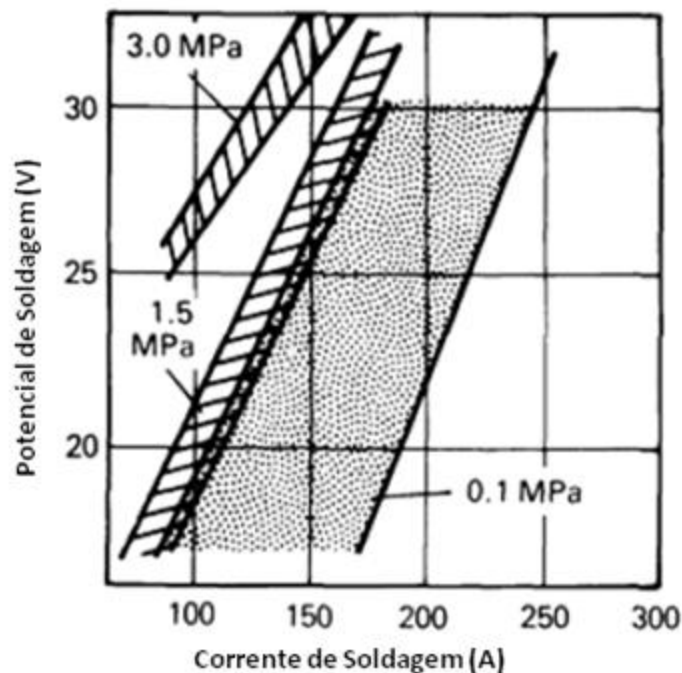


Figura 3. 6: Relação dos parâmetros de soldagem corrente e tensão com a profundidade. Notar que o espaço dos parâmetros de soldagem aceitável reduz com o aumento da profundidade.

Fonte: (Adaptado de Ibarra *et al*, 1994).

A microestrutura típica das soldas molhadas é composta por frações de ferrita, bainita e martensita. Existem três tipos de ferrita associadas ao metal de solda de aço baixo carbono: ferrita de contorno de grão, ferrita de placas laterais e ferrita acicular. Destas, a ferrita acicular é sempre desejada devido aos altos valores de tenacidade e resistência mecânica que a mesma proporciona ao metal de solda. A formação da ferrita acicular requer a adição de elementos de liga ao metal de solda, tais como o titânio e o boro, em proporções adequadas de oxigênio e manganês do metal de solda (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

A microestrutura das soldas molhadas é influenciada pela profundidade, conforme pode ser observado na Figura 3. 7. Nos primeiros metros da superfície, o metal de solda é formado basicamente por ferrita de contorno de grão com 10 a 20% de bainita superior. Com o aumento da profundidade, a quantidade de ferrita de contorno de grão diminui para 50%, aproximadamente, com aumento de bainita e ferrita de placas laterais. As principais mudanças microestruturais das soldas molhadas ocorrem nos primeiros 50 metros de profundidade, juntamente com a variação da composição química do metal de solda. Para profundidades maiores que 50m, ocorrem poucas mudanças microestruturais e variação da composição química (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

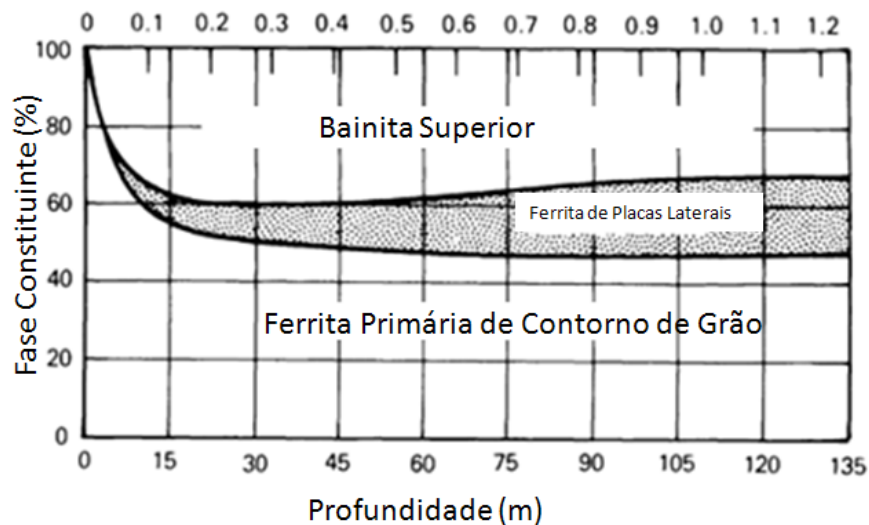


Figura 3. 7: Alterações microestruturais das soldas molhadas com a profundidade.

Fonte: (Adaptado de Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

A pirometalurgia da soldagem subaquática é uma importante disciplina para entender as reações que ocorrem na poça de fusão. Ibarra *et al* (1994) reportaram uma correlação linear

para o produto entre o carbono e oxigênio do metal de solda para soldas feitas em profundidades menores que 50 metros. A reação do monóxido de carbono controla o teor de oxigênio para profundidades inferiores a 50 metros. Entre 50 metros e 200 metros, o teor de oxigênio e carbono do metal de solda se torna aproximadamente constante. Este fato mostra que a reação do monóxido de carbono não é a reação controladora para profundidades maiores que 50 metros. Os resultados para profundidades maiores que 50 metros sugerem que a decomposição da molécula de H_2O pode ser a reação controladora. A Figura 3.8 mostra estes resultados.

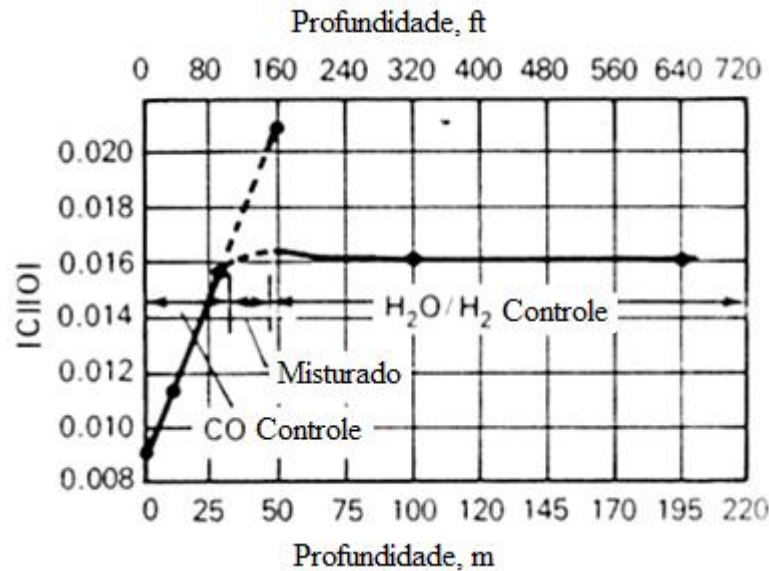


Figura 3.8: Produto entre os teores de carbono e oxigênio do metal em função da profundidade da soldagem subaquática.

Fonte: (Ibarra *et al*, 1994).

Pope *et al* (1994) reportaram que conforme o caráter oxidante do eletrodo é aumentado, a concentração do oxigênio do metal de solda é também aumentada, alcançando, portanto, um nível de saturação. Este nível é determinado pela temperatura da poça de fusão e pelo limite de solubilidade do oxigênio no ferro líquido. Este modelo mostra um ponto de vista diferente do mecanismo que controla as reações na poça de fusão. A Figura 3.9 mostra o diagrama de fase Fe-O.

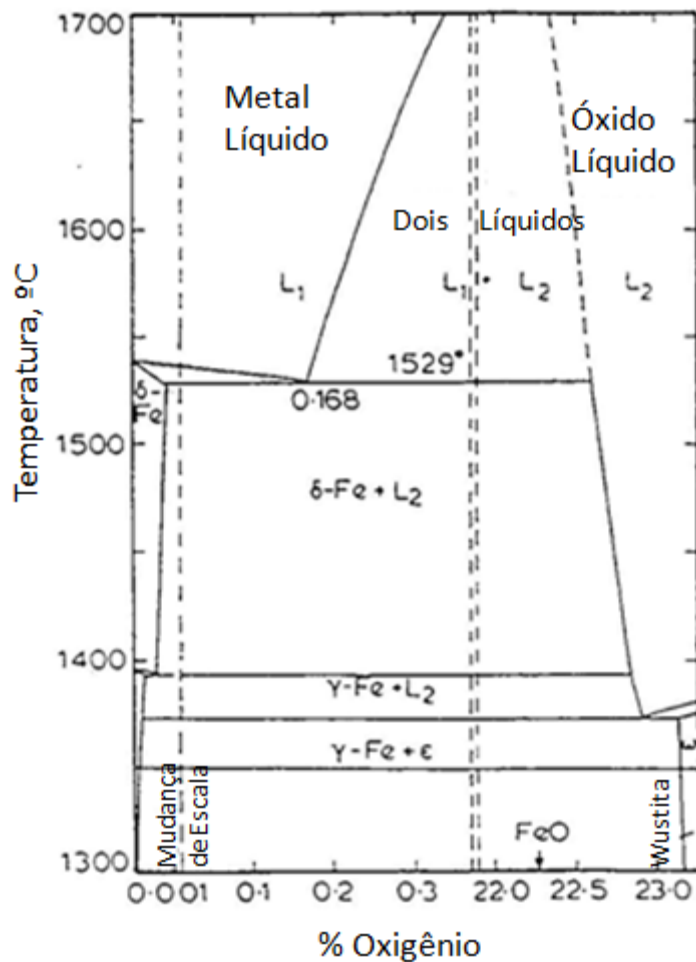


Figura 3.9: Diagrama de fase Fe-O.

Fonte: (Pope *et al*, 1994).

3.3 Problemas da Soldagem Subaquática Molhada

Em soldagem subaquática molhada encontram-se diversos problemas devido ao ambiente aquoso, tais como: porosidade, fissuração a frio (trincas por hidrogênio), fissuração a quente (trincas de solidificação), alteração da estabilidade do arco elétrico e perda dos elementos de liga (desoxidantes), etc. (Filho *et al*, 2004), o que geralmente proporciona propriedades mecânicas das juntas soldadas em contato direto com o meio aquoso inferiores às juntas soldadas nas condições atmosféricas. A Figura 3. mostra o efeito do meio aquoso sobre as propriedades mecânicas de juntas obtidas por soldagem subaquática molhada.

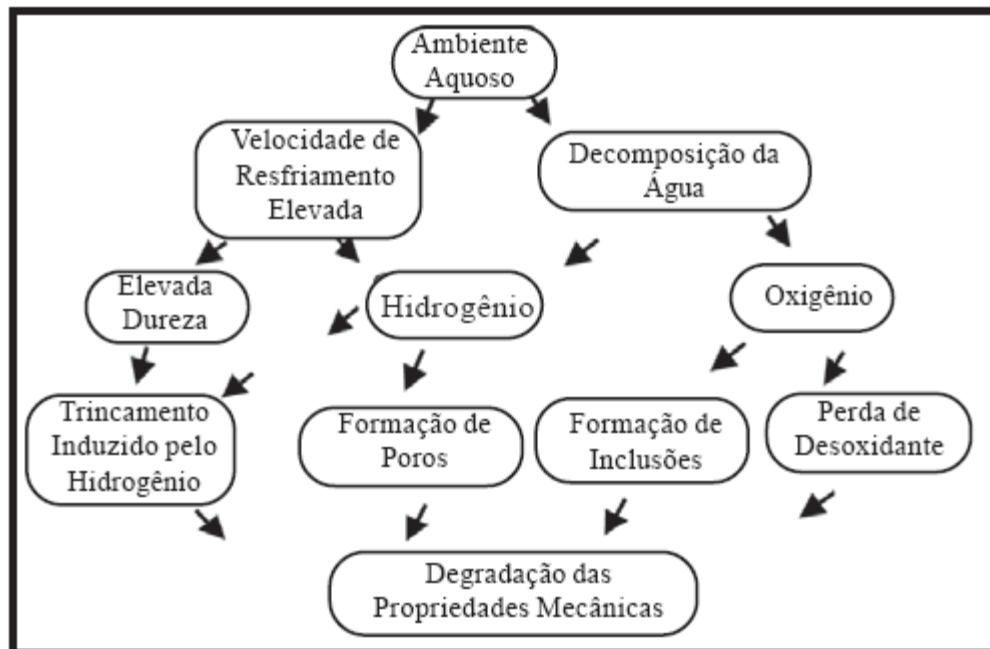


Figura 3. 10: Efeito do meio aquoso sobre as propriedades mecânicas de juntas obtidas por soldagem subaquática molhada.

Fonte: (Adaptado de Pope, 1995).

Entre as discontinuidades citadas, a fissuração a frio e porosidade são os defeitos metalúrgicos mais preocupantes, no que se trata de soldagem subaquática molhada. A porosidade do metal de solda é afetada pela profundidade, revestimento do eletrodo e estabilidade do arco elétrico (Liu *et al*, 1994). Pessoa (2007) reportou que a porosidade das soldas molhadas é linearmente proporcional a pressão hidrostática. Contudo, o aparecimento de poros ocorre a partir de 5 metros de profundidade (Suga e Hasui, 1986).

A composição química das soldas molhadas tem uma forte dependência da pressão hidrostática do ambiente onde é realizada a soldagem. Conforme pode ser observado na Figura 3. (a), os teores de manganês e silício decrescem de forma acentuada até a pressão hidrostática de 27 metros. A perda de elementos de liga como o manganês e silício leva a perda de propriedades mecânicas da junta soldada, pois ambos propiciam aumento de resistência mecânica do metal de solda por solução sólida. Este decréscimo nos teores de manganês e silício é devido às reações de oxidação que ocorrem na poça de fusão, conforme pode ser observado na Figura 3. (b) pelo rápido aumento do teor de oxigênio do metal de solda na mesma faixa de pressão em que ocorrem as perdas de manganês e silício (Welding Handbook, Materials and Applications - part I,

1996). A adição de carbono na alma de eletrodos rúflicos pode ser eficiente na preservação do manganês e silício do metal de solda, conforme foi reportado por Andrade (2010).

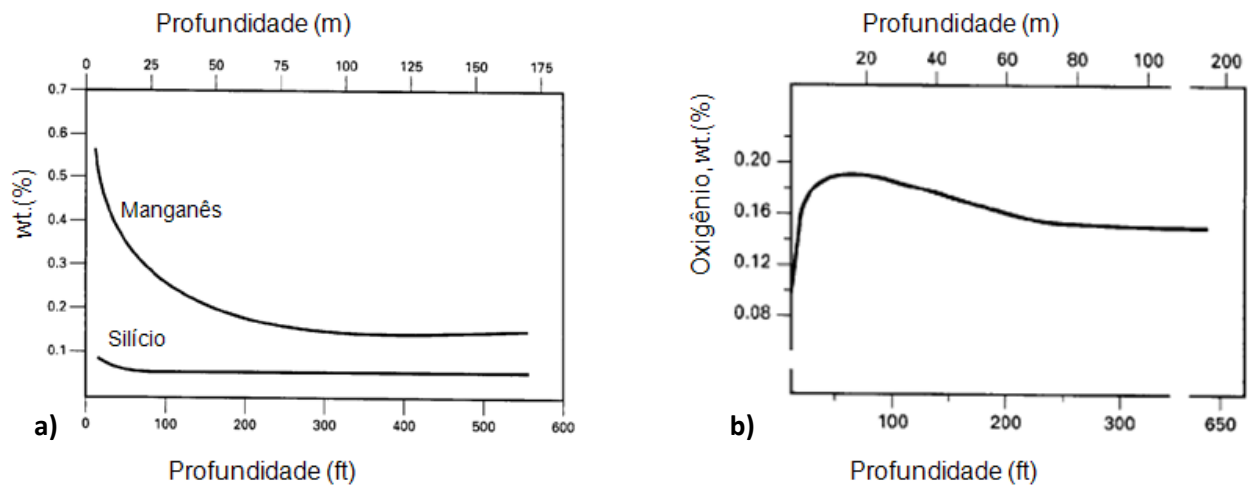


Figura 3. 11: Efeito da profundidade nos teores de manganês e silício do metal de soldas molhadas (a) e oxigênio (b).

Fonte: (Adaptado de Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996).

Além da variação da composição química do metal de solda com a profundidade em soldagem subaquática molhada (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996), é reportado na literatura estudos sobre a variação da composição química ao longo do cordão de solda para soldagem ao ar (Bracarense, 1994) e soldagem subaquática molhada (Pessoa, 2007). Pessoa (2007) observou um aumento do teor de carbono do metal de solda ao longo do cordão de solda, em consonância com Bracarense (1994) que observou uma redução no teor de oxigênio do metal de solda ao longo do cordão de solda. Uma menor quantidade de oxigênio implica em uma maior conservação dos elementos de liga na poça de fusão líquida, tais como carbono, manganês e silício.

3.3.1 Porosidade das Soldas Molhadas

A porosidade no metal de solda é um dos defeitos mais comuns para todos os processos de soldagem (Trevisan *et al*, 1990), sendo um dos maiores problemas encontrados na soldagem subaquática molhada. Deve-se mencionar que a porosidade provoca uma redução nos limites de escoamento e de ruptura, de ductilidade e tenacidade. O módulo de Young, os limites de resistência e escoamento, a ductilidade e a tenacidade diminuem com o aumento da

porosidade. A ductilidade e a tenacidade são mais afetadas que os limites de resistência e escoamento (Sanchez-Osio *et al* 1993).

Segundo Trevisan *et al* (1990), a formação do poro pode resultar do aprisionamento mecânico, supersaturação de gases dissolvidos ou gases produzidos por reações químicas. A natureza e quantidade da porosidade no metal de solda envolvem pelo menos três processos que dependem do tempo. Estes processos são os seguintes:

1. Nucleação;
2. Crescimento;
3. Transporte e coalescência dos poros.

Para se nuclear um poro é necessário que a soma da pressão parcial (P_g) dos gases solúveis exceda a soma dos seguintes termos:

$$P_g > P_a + P_h + P_b; \quad \text{Eq.3. 1}$$

Onde:

P_a = Pressão atmosférica;

$P_h = P_h = \rho gh$ = Pressão hidrostática;

$P_b = \frac{2\gamma_{gl}}{r}$ = Pressão devido à curvatura do poro.

Deve-se notar que: ρ é a densidade do metal líquido, g é a constante da gravidade, h é a pressão de soldagem em metros de coluna de água, r é o raio da bolha e γ_{gl} é a tensão superficial entre o gás e o líquido.

Como via de regra, o poro geralmente nucleia em alguma região de interface no metal líquido, isto é; na interface metal líquido/atmosfera, próximo a alguma inclusão e/ou entre os espaçamentos interdentríticos (Trevisan *et al*, 1990).

Gorshkov (1975) apud Trevisan *et al* (1990) estudou a cinética de crescimento dos poros no titânio em estado líquido. Segundo ele, o raio ou tamanho do poro irá depender do tempo no qual o metal permanece no estado líquido. Por fim, Gorshkov (1975) apud Trevisan *et al* (1990) observou que o crescimento dos poros está relacionado aos seguintes fatores:

1. Inércia do metal líquido;
2. Tensão superficial e pressão isobárica do gás;
3. Teor de gás do metal;

4. Pressão do arco de soldagem.

Estes quatro fatores podem ser correlacionados, resultando em uma expressão matemática que descreve a velocidade de expansão da bolha gasosa $\frac{dr}{dt}$, de acordo com a seguinte equação:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2(P_g - P_a - P_{arc} - P_h - P_b)(r_1 - r_o) - 2\gamma}{3\eta} \quad \text{Eq. 3.2}$$

Onde:

P_g : Pressão parcial dos gases;

P_a : Pressão atmosférica;

P_{arc} : Pressão do arco na poça de fusão;

P_h : Pressão hidrostática;

P_b : Pressão devido a curvatura do poro;

r_o : Raio inicial do poro;

r_1 : Raio final do poro.

γ : Tensão superficial;

η : Coeficiente de viscosidade.

Nikiforov *et al* (1966) apud Trevisan *et al* (1990) também estudou a cinética de crescimento do poro no sistema alumínio-hidrogênio usando um processo iterativo, e reportou que o processo de crescimento do poro é controlado pela taxa de difusão do hidrogênio da poça de fusão para o poro. O grau de degaseificação do metal líquido como resultado da transferência do hidrogênio dissolvido na poça de fusão para os poros pode variar e esta variação depende da concentração inicial de hidrogênio e do número e volume total dos poros.

Os principais fatores que afetam a porosidade em soldagem subaquática são (Liu *et al*, 1994):

- Profundidade (pressão);
- Revestimento do eletrodo;
- Estabilidade do arco.

Suga e Hasui (1986) estudaram o problema da porosidade em soldagem subaquática molhada em diversas profundidades, usando três tipos de eletrodos ferríticos (TiO_2 , ilmenítico ($TiO_2 + FeO$) e $Fe-FeO$). A porosidade aumentou com o aumento da pressão hidrostática, conforme pode ser notado na Figura 3.12. Estes dois autores fizeram algumas considerações importantes acerca da morfologia do poro. Segundo eles, para profundidades de soldagem

inferiores a 30 m, os poros assumem um formato esférico. Estes são formados perto da linha de fusão e crescem na direção de solidificação. Estes poros foram classificados como do tipo A. Para pressões de soldagem maiores que 30 m e inferiores a 60 m, os poros têm a tendência de ocorrer em grande número na parte superior do banho de solda, sendo mais alongados em forma de tubulação de porosidade. Estes mesmos autores determinaram que o principal gás presente nas soldas depositadas foi o H_2 (97%). Outros gases tais como CO , CO_2 e CH_4 também foram detectados.

Em geral, os mais diversos estudos em soldagem subaquática mostraram que a porosidade sempre aumenta com o aumento da profundidade (Pessoa, 2007). Além disso, conforme se aumenta a profundidade, o arco elétrico se torna mais constrito e instável. Ando e Asahina (1983) detectaram que as soldas feitas em maiores profundidades apresentaram menores valores de densidade. Esta menor densidade foi atribuída à porosidade no metal de solda que reduz a massa efetiva do metal de solda para um determinado volume de solda depositada.

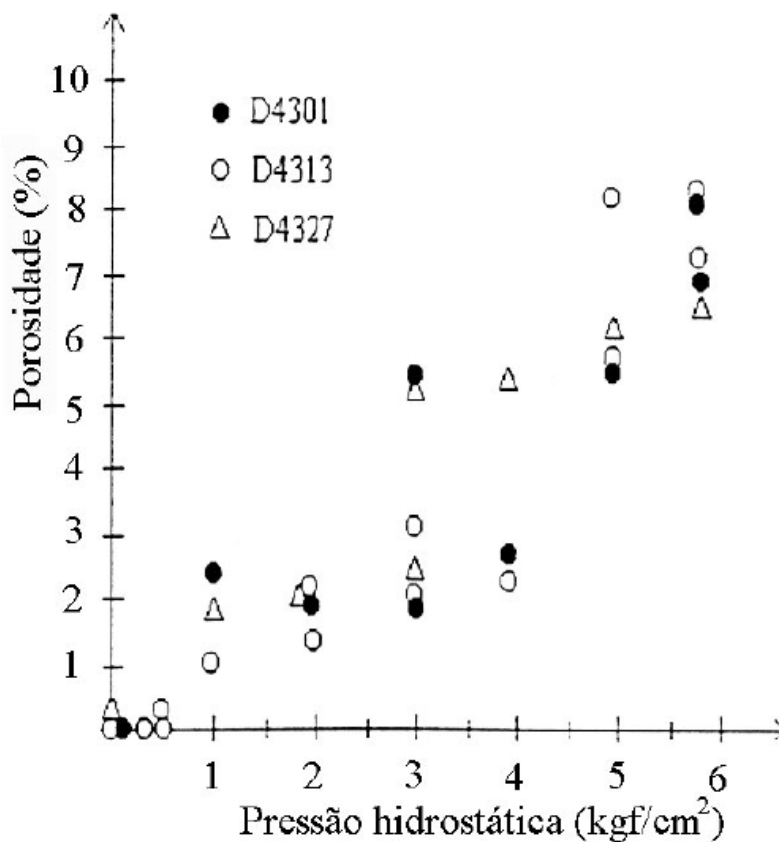


Figura 3. 12: Variação da porosidade com a pressão hidrostática.

Fonte: (Suga e Hasuí, 1986 apud Pessoa, 2007).

Andrade (1995) reportou que conforme a pressão da água aumenta, o raio crítico para nuclear o poro também aumenta, tornando a formação do poro mais difícil com o aumento da profundidade. Entretanto, as pesquisas em soldagem subaquática mostram que, conforme se aumenta a profundidade, aumenta-se a porosidade nos cordões de solda. Esta aparente contradição é explicada por Pessoa (2007). Segundo ele, o aumento da porosidade com a profundidade deve estar relacionado com o aumento dos teores de oxigênio e hidrogênio na atmosfera do arco elétrico. Para que a porosidade aumente com o aumento da pressão é necessário que a quantidade de oxigênio e hidrogênio no arco elétrico aumente de maneira mais intensa do que o aumento da pressão.

A norma AWS D3.6M (AWS D3.6M, 1999) especifica a quantidade permissível de porosidade, distribuição e tamanho dos poros em soldagem subaquática molhada. Esta norma define que existem três níveis de qualidade concernente as soldas molhadas. As soldas do tipo A são para aplicações estruturais e feitas de acordo com os processos qualificados. As soldas do tipo B são definidas como um conjunto mecânico intermediário, tendo limitada aplicação estrutural. As soldas do tipo C são de menor qualidade e utilizadas em aplicações em que as exigências estruturais não são críticas. Entretanto, estas devem ser livres de trincas. Além desses requisitos, esta mesma norma afirma que as soldas pertencentes à classe A não podem possuir poros. Para as soldas da classe B, os poros devem possuir diâmetro de 1,6 a 5 mm. Estes não devem exceder a 7 poros por cada 25 mm de comprimento linear de solda por 25 mm de espessura de solda. Poros menores que 1,6 mm não são restritos em número. Por último, o tamanho máximo de um poro não deve exceder a 5 mm. Para as soldas da classe C, não há restrição quanto à porosidade.

A formação dos poros é controlada pela solubilidade de vários gases (principalmente o hidrogênio) na poça de fusão. O subsequente rápido resfriamento reduz a solubilidade e rejeita os gases dissolvidos na qual formam bolhas na poça de fusão. A Figura 3. 8 mostra a variação de solubilidade do hidrogênio no ferro com a temperatura (Grong, 1997 apud Pessoa, 2007). A solidificação em soldagem subaquática é rápida o suficiente para impedir que as bolhas escapem do metal de solda. Desta forma, estas bolhas ficam retidas no metal de solda solidificado, formando o poro. Para se ter uma melhor idéia, a solubilidade do hidrogênio no ferro líquido é de 23,6ml/100 g. Quando o ferro líquido se solidifica, esta solubilidade cai para 1ml/100g, isto é, para temperaturas inferiores a 500°C . Esta teoria desenvolvida para explicar a

formação do poro em soldagem é uma adaptação do mecanismo de formação de porosidade em fundição (Santos *et al*, 1992 apud Pessoa, 2007).

Adicionalmente, Brandi *et al* (1991) reportaram a ocorrência de porosidade na gota metálica. Estes autores fizeram um trabalho com três tipos de eletrodos: E6011, E6013 e E7018. Utilizou-se um disco rotativo de cobre como metal base. O disco de cobre ejetava as gotas metálicas para a água que eram posteriormente recolhidas para análises. Como pode ser observado na Figura 3. , há poros no interior da gota metálica, o que indica a absorção de gases pela gota metálica e possível transferência para a poça de fusão líquida que pode contribuir para a formação de poros.

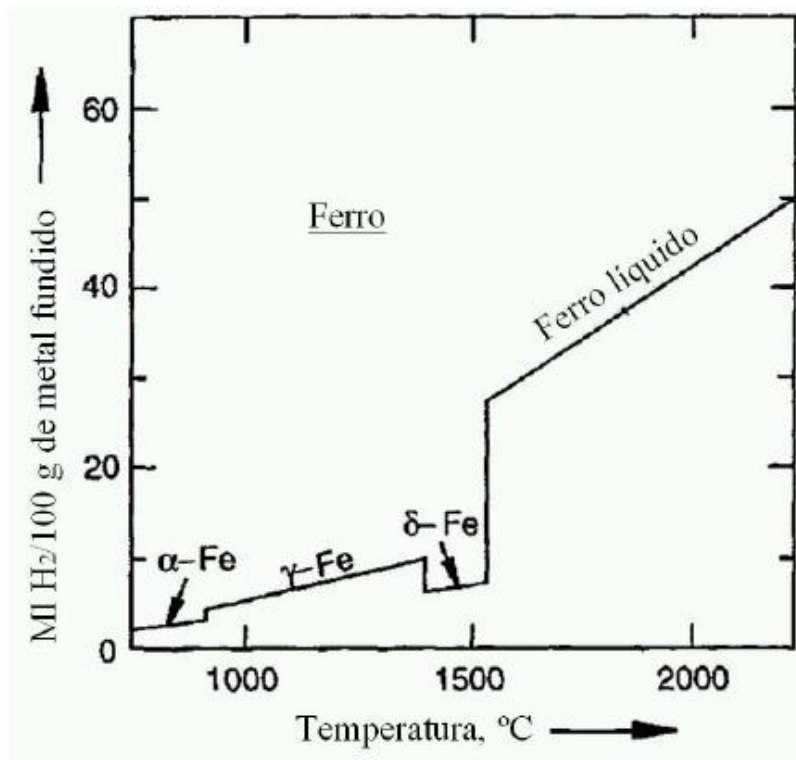


Figura 3. 83: Solubilidade do hidrogênio no ferro em função da temperatura.

Fonte: (Grong, 1997 apud Pessoa, 2007).

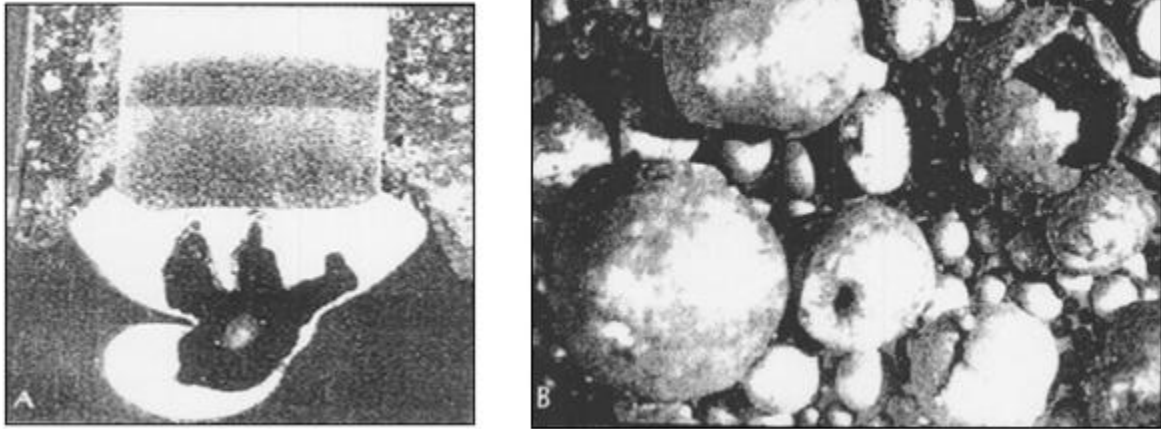


Figura 3. 14: a) Bolha de gás formada no interior da gota metálica e b) gotas metálicas coletadas após a remoção da escória.

Fonte: (Brandi *et al*, 1991).

Em consonância com Brandi et al (1991), Pérez (2007) apud Andrade (2010) desenvolveu um modelo para a formação de porosidade em soldas de aço utilizando GMAW em atmosfera oxidante, e concluiu que a porosidade é produzida principalmente pelo gás CO, transportado dentro das gotas que se destacam da ponta do eletrodo para a poça de fusão. Assim, gás CO é formado pela reação entre o carbono do metal de adição e o oxigênio presente nos óxidos não-metálicos na ponta do eletrodo, aprisionado e transportado pelas gotas de metal fundido. Ele também concluiu que a porosidade macroscópica não é causada pelo gás absorvido na poça de fusão, ao contrário do que é regido pelo atual modelo de formação de porosidade. De acordo com o atual modelo, esse gás é rejeitado do metal sólido para o metal líquido, supersaturando o metal líquido e promovendo a nucleação e crescimento das bolhas de gases.

3.3.2 Fissuração a Frio

O trincamento por hidrogênio é o defeito metalúrgico mais recorrente na soldagem de aços ferríticos (Bailey, 1994). O mecanismo pelo qual ocorre a fissuração a frio ainda não é bem conhecido (Kou, 2003), embora várias teorias tenham sido propostas. Troiano (1960) propôs que o hidrogênio promove o crescimento da trinca pela redução das forças coesivas do material. Petch (1952) propôs que o hidrogênio promove o crescimento da trinca pela redução da

energia superficial da trinca. Beachem (1972) propôs que o hidrogênio auxilia na deformação microscópica a frente da ponta da trinca. Savage *et al* (1976) explicou o trincamento por hidrogênio no metal de solda baseado na teoria de Troiano. Gedeon e Eagar (1990) reportaram que o seu resultado fundamentou e ampliou a teoria de Beachem. Bailey (1994) reportou que uma possível hipótese para a fissuração a frio é que os átomos de hidrogênio que ficam dissolvidos intersticialmente na matriz ferrítica interferem no movimento das discordâncias (discordâncias são imperfeições na estrutura cristalina que permitem a deformação plástica). Como a velocidade de difusão do hidrogênio no aço reduz com a temperatura, os átomos de hidrogênio podem se mover na correta velocidade para interagir com as discordâncias dentro de uma faixa limitada de temperatura de 100 ou 200°C acima e abaixo da temperatura ambiente. Além disso, a interferência somente ocorre quando o aço é deformado em baixas taxas de deformação (Bailey, 1994). Na Figura 3. 15 pode-se observar o aspecto das trincas por hidrogênio na ZTA em diferentes situações.

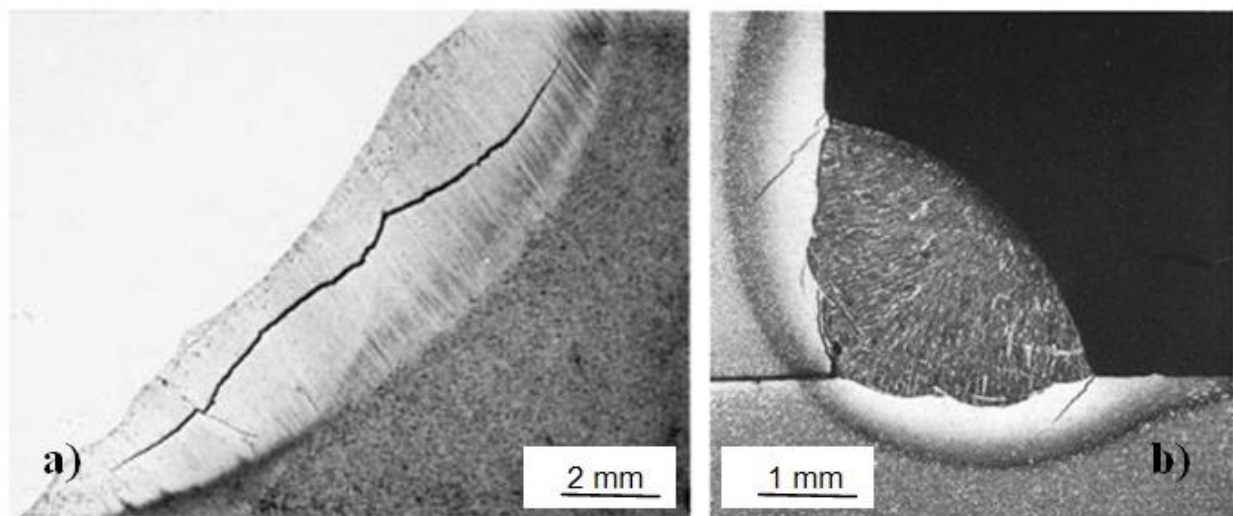


Figura 3. 15: a) Trincamento sob cordão na ZTA em um aço baixa-liga com ampliação de 8 vezes, b) Fissuração a frio em solda de filete em um aço 1040 com ampliação de 4,5 vezes.

Fonte: a) (Bailey, 1981 apud Kou, 2003), b) (Kou, 2003).

Segundo Kou (2003), o hidrogênio é absorvido pela poça de fusão oriundo da atmosfera do arco. Durante o resfriamento, grande parte deste hidrogênio escapa do cordão solidificado por difusão, mas parte dele se difunde para a ZTA e metal de base. Conforme o metal de solda passa por transformação de base de austenita para perlita (ferrita e cementita), o hidrogênio é rejeitado para a vizinhança devido à menor solubilidade do hidrogênio em ferrita do

que em austenita. Geralmente o metal de solda tem um teor de carbono mais baixo que o metal de base, pois usualmente o teor de carbono do metal de adição é menor do que o teor de carbono do metal de base. Assim, é provável que a transformação da austenita em perlita ocorra primeiro no metal de solda que a transformação de austenita em martensita na ZTA. Conforme pode ser observado na Figura 3. 16, o coeficiente de difusão de hidrogênio em materiais ferríticos é maior do que em materiais austeníticos. O alto coeficiente de difusão do hidrogênio em aços ferríticos favorece o processo de difusão do hidrogênio. Por outro lado, o menor coeficiente de difusão do hidrogênio na austenita dificulta a difusão do hidrogênio da ZTA para o metal de base antes da transformação da austenita em martensita. Esta combinação de hidrogênio com martensita na ZTA promove o trincamento por hidrogênio (Kou, 2003). Na Figura 3. 9 é apresentado um modelo (Granjon, 1972 apud Kou, 2003) que ilustra a difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA. A linha TF representa a fronteira de transformação da austenita para perlita no metal de solda, e a linha TB representa a linha de transformação da austenita em martensita na ZTA.

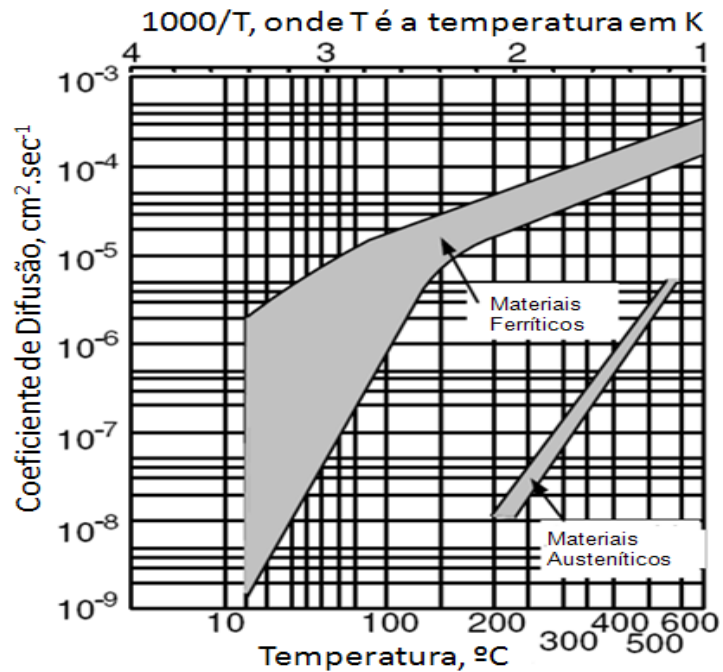


Figura 3. 16: Coeficiente de difusão de hidrogênio em materiais ferríticos e austeníticos em função da temperatura.

Fonte: (Adaptado de Coe, 1973 apud Kou, 2003).

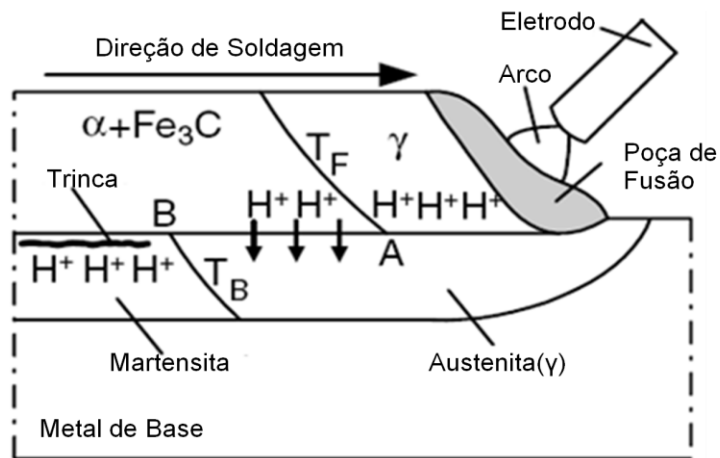


Figura 3. 9: Difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA durante a soldagem.

Fonte: (Adaptado de Granjon, 1972 apud Kou, 2003).

Segundo Bailey *et al* (1973), o hidrogênio no metal de solda pode se apresentar em duas formas: hidrogênio difusível e hidrogênio residual. O hidrogênio difusível se apresenta dissolvido intersticialmente na estrutura cristalina do metal de solda e ZTA na forma iônica (H^+); e, devido ao seu tamanho reduzido, é capaz de se difundir pela estrutura cristalina do metal de solda e ZTA. O hidrogênio residual é a parcela do teor de hidrogênio na qual não pode ser liberada por difusão em temperatura ambiente, mas pode ser extraída em temperaturas mais altas ($\sim 650^\circ C$). Acredita-se que o hidrogênio residual é aprisionado na forma molecular, na rede cristalina, em vazios (associado com inclusões não-metálicas) ou em combinação química com outros elementos (o hidrogênio pode se associar com carbono formando o gás metano) (Bailey *et al*, 1973).

As trincas por hidrogênio são causadas por quatro fatores (Rowe e Liu, 2001):

- Hidrogênio no metal de solda;
- Altas tensões;
- Microestrutura suscetível (martensita);
- Relativa baixa temperatura (entre -100 a $200^\circ C$).

As principais fontes de hidrogênio nos consumíveis de soldagem são as seguintes (Bailey *et al*, 1973):

- Umidade no revestimento do eletrodo, no fluxo para soldagem a arco submerso e no fluxo do arame tubular;

- Qualquer componente que contenha hidrogênio no revestimento ou fluxo;
- Presença de óleo, sujeira e graxa na superfície ou aprisionada nas camadas superficiais dos arames de soldagem;

- Óxido hidratado (ferrugem) na superfície de arames de soldagem.

As principais fontes de hidrogênio do material a ser soldado são as seguintes (Bailey *et al*, 1973):

- Presença de óleo, graxa, sujeira, ferrugem, pintura, etc., na superfície da junta a ser soldada (Tais elementos podem ser quebrados na atmosfera do arco, resultando na produção de hidrogênio);

- Hidrogênio do metal de base oriundo do processo de fundição ou resultante de processos de Corrosão (H_2S);

- Presença de fluidos usados para limpar superfícies antes da soldagem.

Em soldagem subaquática molhada, além dos diversos pontos citados, grandes quantidades de hidrogênio podem entrar na atmosfera do arco e, em seqüência na poça de fusão, oriundos da quebra da molécula de água em contato com o arco elétrico. Geralmente, os eletrodos revestidos utilizados em soldagem subaquática molhada são previamente ressecados e envernizados, ou recebe qualquer outro tipo de proteção, para evitar que o revestimento seja contaminado pela água na vizinhança do eletrodo.

As tensões residuais são desenvolvidas devido à contração térmica no resfriamento da solda. O nível de tensão residual está diretamente ligado ao grau de restrição da junta soldada. A tensão residual é função das dimensões da solda, da geometria da junta, restrições externas e limites de escoamento do metal de solda e metal de base. De forma geral, para uma dada microestrutura, quanto maior for o nível de tensões residuais na junta soldada, maiores serão as chances de aparecimento de trincas na ZTA e metal de solda (Bailey *et al*, 1973). Segundo Kou (2003), o risco de fragilização é maior em baixas taxas de deformação. Além disto, é interessante reportar que, geralmente, trincas por hidrogênio não aparecem no ensaio Charpy (Kou, 2003).

Com relação à microestrutura, é reportado na literatura (Kou (2003), Bailey *et al* (1973), Rowe e Liu (1991)) que a formação de microconstituintes mais duros na ZTA e metal de solda são mais propensos ao aparecimento de trincas a frio. A microestrutura do metal de solda e da ZTA depende da taxa de resfriamento na faixa de temperatura crítica do aço, composição química e temperabilidade do aço (Bailey *et al*, 1973). A taxa de resfriamento depende do aporte térmico, temperatura da junta antes da soldagem, espessura da chapa e geometria da junta. A

temperabilidade é dada pela Eq. 3.3, na qual é calculado o carbono equivalente. Esta equação considera não somente o efeito do carbono, como também de outros elementos de liga, tais como o cromo, manganês, vanádio, níquel e cobre. Em soldagem subaquática molhada, é recomendado o uso de aços com carbono equivalente menor que 0,40 (Rowe e Liu, 1991).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \text{Eq.3. 3}$$

A temperatura é também uma variável importante no tocante à fissuração a frio. Pela Figura 3. é possível observar que a taxa de difusão do hidrogênio em aços ferríticos diminui consideravelmente a partir de temperaturas menores que 150°C. Em temperaturas acima de 150°C, a difusividade do hidrogênio é favorecida no metal de solda e ZTA. De forma geral, os métodos conhecidos para redução das trincas a frio buscam reduzir a quantidade de hidrogênio absorvida pela poça de fusão e permitir que o hidrogênio presente no metal de solda e ZTA escape antes que a junta soldada atinja temperaturas próximas da temperatura ambiente (Bailey *et al*, 1973).

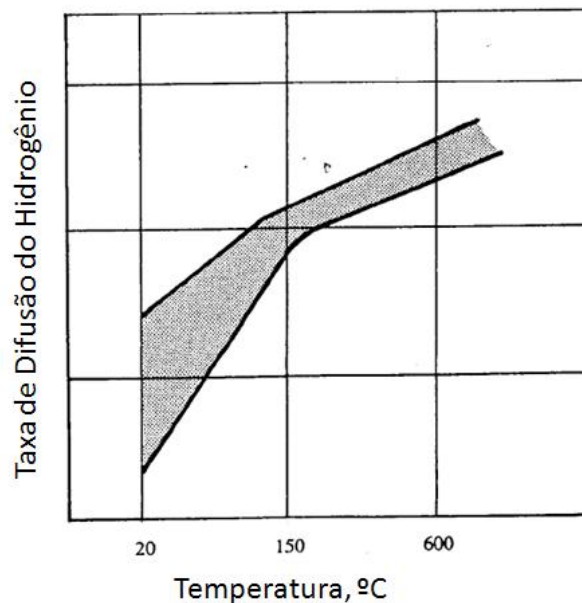


Figura 3. 18: Taxa de difusão do hidrogênio em aço ferrítico.

Fonte: (Adaptado de Bailey *et al*, 2003).

As trincas por hidrogênio podem ser intergranular, transgranular ou um misto entre estas duas formas, podendo ter alguns micros de comprimento até vários milímetros. As trincas na ZTA estão orientadas ao longo do comprimento do cordão em soldas de filete ou

subsuperficiais na seção transversal do cordão de solda na soldagem de chanfros, conforme pode ser visto na Figura 3. 109. Com relação ao metal de solda, as trincas de hidrogênio podem estar orientadas longitudinalmente ou na transversalmente ao cordão de solda, sendo tipicamente transgranulares (Bailey *et al*, 1973).

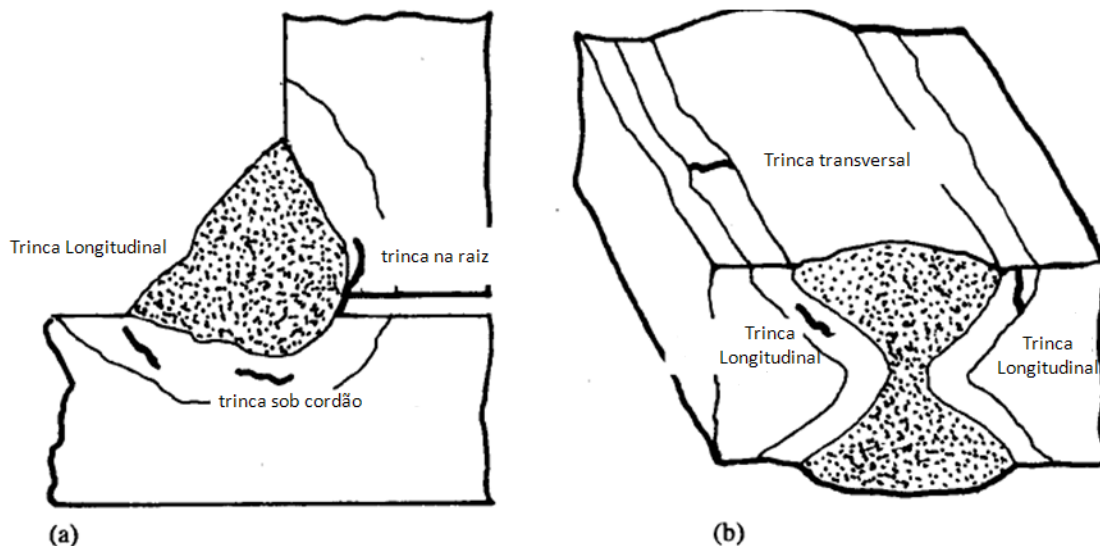


Figura 3. 109: Trincas induzidas por hidrogênio na ZTA em a) soldas de filete e b) em chanfro.

Fonte: (Bailey *et al*, 1973).

Com relação ao metal de base e metal de adição, algumas considerações devem ser feitas com a relação à fissuração a frio. O átomo de hidrogênio possui grande habilidade em se mover pela estrutura do ferro em temperaturas elevadas ou até mesmo em temperaturas ambientes devido ao seu pequeno tamanho quando comparado ao átomo de ferro (Pitrun, 2004). Conforme pode ser visto na Figura 3. 11, as estruturas cristalinas mais comuns para o átomo de ferro são estrutura cúbica de face centrada e estrutura cúbica de corpo centrado. O fator de empacotamento pode ser definido como a razão do volume de átomos dentro da célula unitária pelo volume da mesma. O ferro γ tem fator de empacotamento igual a 0,74 enquanto o ferro α tem fator de empacotamento igual 0,68 (Callister, 2006). Portanto, a estrutura austenítica tem muito mais espaço interatômico que a ferrítica. Assim, o átomo intersticial de hidrogênio tem menor difusividade pela estrutura cúbica de face centrada (γ). Além disto, a solubilidade de átomos de hidrogênio é maior em ferro (α) do que na estrutura austenítica.

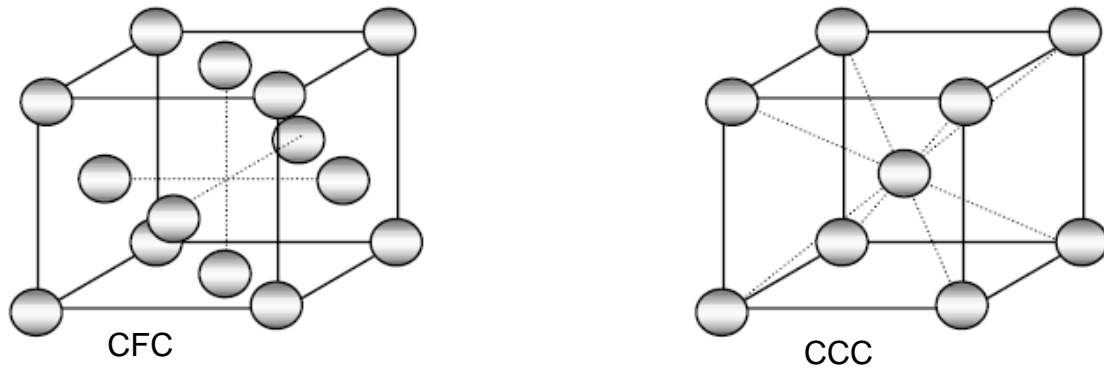


Figura 3. 11: Arranjo atômico: a) Estrutura cúbica de face centrada e b) Estrutura cúbica de corpo centrado.

Fonte: (Adaptado de Pitrun, 2004).

Suga (1985) estudou o efeito do hidrogênio difusível nas propriedades mecânicas de juntas soldadas no ambiente molhado, a profundidade de 0,2 m. Cordões sobre chapa e juntas de topo foram soldados por meio de um sistema de soldagem por gravidade. Suga (1985) utilizou diferentes famílias de eletrodos e metais de base com diferentes espessuras (6 e 9mm). Para se medir o teor de hidrogênio difusível, utilizou-se o método da glicerina segundo a norma japonesa JIS. Neste mesmo trabalho, Suga (1985) mediu o hidrogênio difusível relativo ao metal depositado (H_d -hidrogênio difusível por 100g de material depositado) e também relativo ao metal de solda (H_w -hidrogênio difusível por 100g de metal de solda). Suga (1985) reportou que o teor do hidrogênio difusível em soldagem subaquática molhada é consideravelmente maior do que nas soldas feitas ao ar. Este mesmo pesquisador investigou o efeito das condições de soldagem no teor do hidrogênio difusível (H_d e H_w). Os resultados estão apresentados na Figura 3. 12, a partir dos quais é possível concluir que o hidrogênio difusível do metal de solda depositado é linearmente proporcional a corrente de soldagem. A espessura do metal de base influencia no teor de hidrogênio difusível apenas para espessuras do metal de base menores que 5mm, propiciando um aumento no hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a redução da espessura do metal de base. Com relação ao aporte térmico, Suga (1985) observou também que o hidrogênio difusível do metal depositado (H_d) e do metal de solda (H_w) têm uma relação linearmente proporcional com o aporte térmico. Com relação ao hidrogênio do metal de solda (H_w), não se observou variações com relação à corrente de soldagem e espessura do metal de base. O aumento da corrente de soldagem implica em uma maior taxa de fusão do eletrodo, o que

resulta em uma maior velocidade de soldagem, uma vez que Suga (1985) utilizou um sistema de soldagem por gravidade para execução dos cordões de solda. O aumento da velocidade de soldagem implica em maiores taxas de resfriamento do metal de solda solidificado. Assim, tem-se menos tempo para o hidrogênio se difundir do metal de solda solidificado, o que propicia maiores valores de hidrogênio difusível com o aumento da corrente de soldagem.

Com relação às propriedades mecânicas das soldas molhadas, Suga (1985) reportou que é possível obter ganhos consideráveis nos limites de resistência, alongação, dobramento, ductilidade e tenacidade com tratamento térmico pós-soldagem.

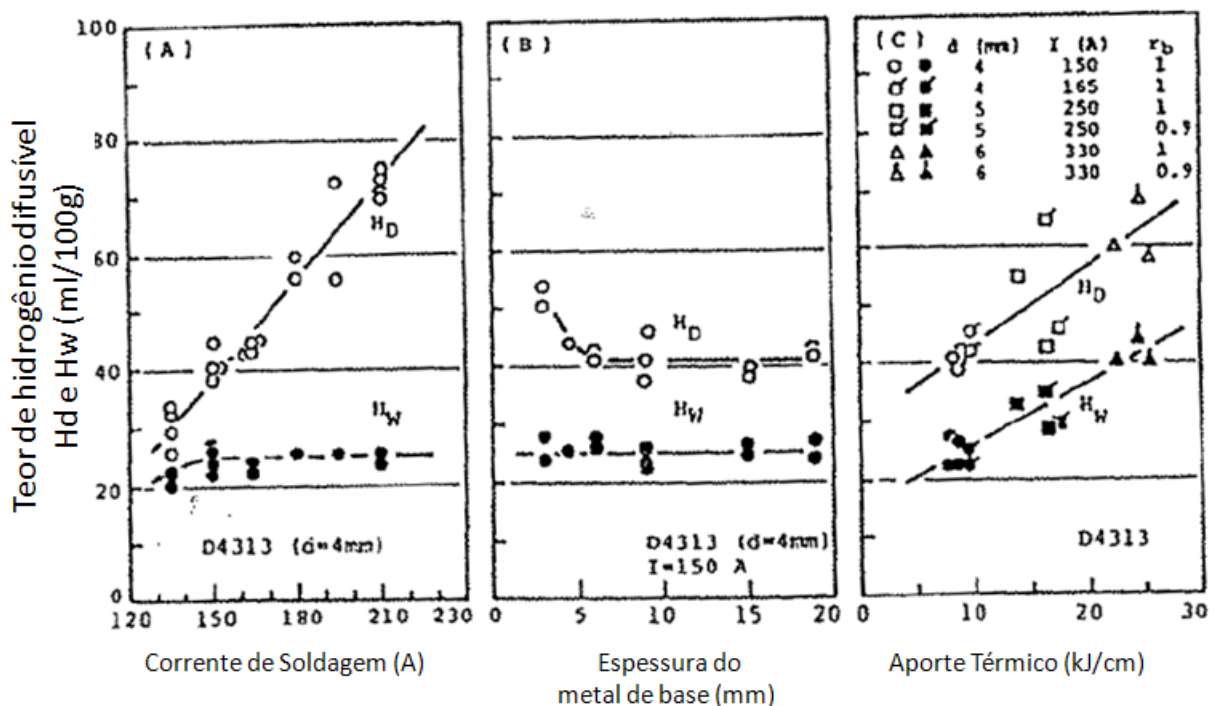


Figura 3. 12: Influência das condições de soldagem no teor do hidrogênio difusível das soldas molhadas.

Fonte: (adaptado de Suga, 1985).

A influência do comprimento do arco sobre o hidrogênio foi estudada na soldagem atmosférica (Woods, 1974 apud Trevisan *et al*, 1990). Para as mesmas condições, houve uma tendência de aumento na absorção de gás com o aumento do comprimento do arco. Segundo Trevisan *et al* (1990), este comportamento foi devido, provavelmente, a modificação do perfil de temperatura ao longo da superfície da poça de fusão. De forma geral, conforme o comprimento do arco aumenta, uma área maior da superfície da poça de fusão é exposta ao arco. Na Figura

3.22 é mostrado um gráfico que retrata a relação do hidrogênio do metal de solda em função do comprimento do arco.

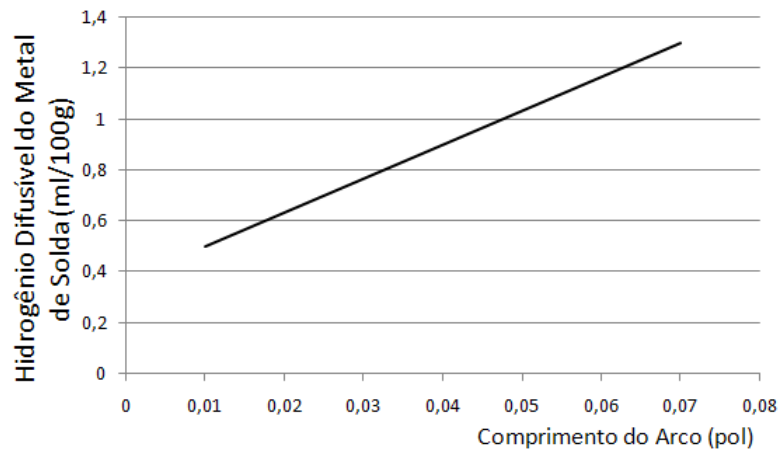


Figura 3. 13: Hidrogênio do metal de solda em função do comprimento do arco elétrico na soldagem convencional ao ar.

Fonte: (Adaptado de Woods, 1974a apud Trevisan *et al*, 1990).

3.4 Maneiras de Mitigar os Problemas Relacionados às Soldas Molhadas

Conforme foi reportado anteriormente, as soldas molhadas apresentam certas peculiaridades que acarretam em uma maior propensão a algumas discontinuidades, tais como: trincas na ZTA e no metal de solda, poros no metal de solda, inclusão de escória e falta de fusão. Primeiramente, deve-se considerar que as soldas molhadas apresentam taxas de resfriamento mais elevadas do que as soldas feitas a seco (hiperbárica ou a pressão ambiente), o que propicia valores de dureza mais elevados na ZTA, próximo a linha de fusão, devido ao aparecimento de microconstituintes com maior dureza, tal como a martensita. Além disto, deve-se considerar que apreciáveis quantidades de moléculas de água se dissociam no arco elétrico, propiciando a difusão de íons H^+ e O^{2-} para a poça de fusão durante a soldagem. O hidrogênio pode atuar na formação de trincas a frio na ZTA e pode também contribuir na formação de poros no metal de solda. O oxigênio, ao reagir com o carbono, forma monóxido de carbono, o que pode acarretar na formação de poros no metal de solda. O oxigênio pode também reagir com elementos de liga do metal de solda, tais como o manganês e o silício, reduzindo a tenacidade e resistência mecânica do metal de solda. Por fim, deve-se considerar também que notadamente o ambiente aquoso aumenta a instabilidade do arco quando comparado com as soldas feitas ao ar, o que pode levar a falta de fusão e aprisionamento de escória.

Diversos trabalhos têm sido feitos com o intuito de aumentar o nível de qualidade das soldas molhadas. Basicamente, os avanços obtidos em soldagem subaquática molhada foram alcançados por meio de formulação de novos eletrodos revestidos ou por meio de uso de novas técnicas de soldagem.

A seguir serão apresentadas algumas tentativas de melhoria da qualidade das soldas molhadas no que diz respeito da redução das trincas por hidrogênio e porosidade. No tópico 3.4.1 estão apresentados alguns estudos relativos à mitigação das trincas por hidrogênio e no tópico 3.4.2 estão apresentados estudos relevantes que trouxeram ganhos positivos com relação à redução da porosidade das soldas molhadas. É importante ressaltar que no tópico 3.4.1 estão apresentados trabalhos relativos à soldagem ao ar (processo convencional) e soldagem subaquática molhada. Apesar de esse estudo estar voltado para soldagem subaquática molhada, acredita-se que seja importante mostrar uma visão geral dos estudos que foram feitos para soldagem ao ar no que tange a mitigação das trincas por hidrogênio.

3.4.1 Mitigação do Hidrogênio em Soldagem Subaquática Molhada

Segundo (Kou, 2003), o hidrogênio das juntas soldadas pode ser reduzido por diversas maneiras:

- 1) Evitar o uso de gás de proteção contendo hidrogênio, incluindo os gases oriundos de hidrocarbonetos, eletrodos revestidos tipo celulósico e gases inertes contendo hidrogênio;
- 2) Secar o revestimento do eletrodo e fluxo para remover umidade e limpar o arame de alimentação e remover graxa da peça de trabalho;
- 3) Caso seja exequível, ajustar a composição química dos consumíveis no revestimento do eletrodo pode reduzir o hidrogênio difusível do metal de solda;
- 4) Uso de pós-aquecimento para promover a difusão do hidrogênio contido no metal de solda, conforme pode ser observado na Figura 3. 14.

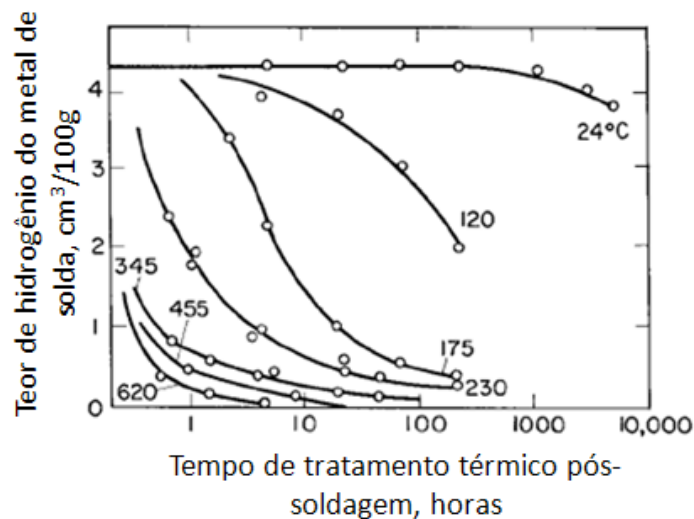


Figura 3. 14: Efeito do pós-aquecimento no teor de hidrogênio do metal de solda de aço baixo carbono.

Fonte: (Adaptado de Kou, 2003).

O uso de pré-aquecimento em soldagem ao ar é interessante, pois através do emprego do mesmo é possível diminuir a taxa de resfriamento, amaciar a microestrutura e auxiliar o escape do hidrogênio da junta soldada. Além disso, outra consequência do pré-aquecimento é a possibilidade de uma ZTA mais dura ser tolerada sem trincamento. Quando o pré-aquecimento não é possível ou até mesmo não é satisfatório, o pós-aquecimento pode ser utilizado para permitir o escape do hidrogênio. É possível evitar o trincamento em uma microestrutura susceptível mantendo a junta soldada em altas temperaturas através do emprego de pós-aquecimento até que hidrogênio tenha se difundido em quantidade suficiente (Bailey *et al*, 1973).

Chandiramani (1994) reportou o uso de Freon-12 no processo de soldagem GMAW, utilizando CO₂ como gás de proteção, com o objetivo de reduzir o hidrogênio difusível das soldas molhadas. Chandiramani (1994) reportou que a adição de Freon-12 ao gás de proteção CO₂ durante a soldagem GMAW gerou uma apreciável redução no nível de hidrogênio das soldas, tanto em ar como em água. A medida da redução do nível de hidrogênio difusível é dependente da proporção de Freon-12 adicionado. Enquanto 0.5 l/min. de Freon-12 misturado com 18 l/min. de CO₂ foi suficiente para reduzir o nível de hidrogênio em soldas ao ar de 6 ml/100g de metal depositado para 1.8 ml/100g de metal depositado. Para 4 l/min. de Freon-12 misturado com 15 l/min. de CO₂, foi possível reduzir o nível de hidrogênio das soldas molhadas de 30 a 40 ml/100g de metal depositado para 10 ml/100g de metal depositado. Os resultados

obtidos por Chandiramani (1994) com relação à redução do hidrogênio difusível podem ser visualizados na Tabela 3. 2.

Tabela 3. 2: Efeito da adição de Freon-12 no hidrogênio difusível.

Fonte: (Adaptado de Chandiramani, 1994).

No.	Dia. Arame (mm)	Veloc. de Aliment. de Arame (m/min)	DCV (volts)	Meio	Valor médio de hidrogênio (mL/100g)	Vazão (L/min)
1	0.8	8	32	Ar	1.8	18 L/min CO ₂ + 0.5 L/min Freon-12
2	0.8	7	50	Água	31.5	18 L/min CO ₂ + 0.5 L/min Freon-12
3	0.8	7	50	Água	25.9	18 L/min CO ₂ + 1.0 L/min Freon-12
4	0.8	7	50	Água	21.9	16 L/min CO ₂ + 3.0 L/min Freon-12
5	0.8	7	50	Água	11.6	15 L/min CO ₂ + 4.0 L/min Freon-12
6	0.8	4	32	Água	9.0	15 L/min CO ₂ + 4.0 L/min Freon-12
7	0.8	5	32	Água	9.8	15 L/min CO ₂ + 4.0 L/min Freon-12
8	0.8	6	32	Água	11.6	15 L/min CO ₂ + 4.0 L/min Freon-12
9	0.8	7	32	Água	8.3	15 L/min CO ₂ + 4.0 L/min Freon-12

Chandiramani (1994) também reportou que a adição de Freon-12 teve um efeito estabilizante na transferência metálica, causou uma redução na frequência de curtos-circuitos e aumentou a duração de arco contínuo. Com relação à microdureza e microestrutura do metal depositado, não se observou mudanças significativas com a adição de Freon-12. A dureza média do metal de solda aumentou em torno de 6% nas soldas feitas ao ar e em torno de 19% em água quando Freon-12 foi adicionado ao fluxo de CO₂ quando comparado com as equivalentes soldas com apenas CO₂ como gás de proteção. Segundo Chandiramani (1994), o método utilizado para redução do hidrogênio difusível pode ser estendido aos outros processos de soldagem. Por exemplo, poderia se adicionar Freon-12 ao revestimento de eletrodos revestidos com o intuito de se verificar o mesmo efeito que se obteve na soldagem GMAW.

Pope e Liu (1996) estudaram o hidrogênio difusível de soldas molhadas depositadas por eletrodos rúflicos e oxidantes. As formulações dos eletrodos usados neste trabalho variaram de eletrodos tipicamente rúflicos para eletrodos totalmente oxidantes. Isto foi possível a partir de

adições sistemáticas de hematita no revestimento dos eletrodos. Na Tabela 3.3 são apresentados os resultados obtidos por Pope e Liu (1996), nos quais é possível observar que a adição de hematita (Fe_2O_3) no revestimento do eletrodo reduziu significativamente o hidrogênio difusível das soldas molhadas. Com relação ao hidrogênio residual, não foram observadas diferenças significativas para os diferentes eletrodos testados.

Segundo Pope e Liu (1996), os eletrodos oxidantes tiveram os menores valores de hidrogênio total (difusível + residual). Este hidrogênio total medido representa a quantidade de hidrogênio presente no metal de solda logo após o resfriamento de solda a temperatura ambiente. Assim, é razoável supor que o mais baixo hidrogênio difusível associado aos eletrodos oxidantes é devido a algum processo que ocorre durante, ou antes, da solidificação do metal de solda. Este fato poderia ser explicado pela maior quantidade de oxigênio na atmosfera do arco elétrico dos eletrodos oxidantes que acarreta na oxidação de parte do hidrogênio presente no arco elétrico, reduzindo, portanto, a absorção deste elemento no metal de solda líquido.

Pope e Liu (1996) detectaram FeO somente na ponta fundida dos eletrodos oxidantes. Desta forma, uma camada de FeO pode ser responsável pelo menor teor de hidrogênio do metal de solda depositado com os eletrodos oxidantes. É possível que o hidrogênio reaja com o oxigênio da monocamada iônica de $\text{Fe}^{+2}\text{O}^{-2}$, reduzindo a absorção de hidrogênio pela poça de fusão.

Pope e Liu (1996) também reportaram que o hidrogênio residual mostrou uma tendência em aumentar para um nível constante de aproximadamente 5ml/100g à medida que o oxigênio do metal de solda mostrou a mesma tendência de aumentar e chegar a um valor constante, próximo da composição monotética (0,20 wt. pct.). Segundo Pope e Liu (1996), as interfaces da matriz de ferro e inclusão estariam atuando como aéreas de aprisionamento de hidrogênio. O fato do teor de oxigênio do metal alcançar um patamar constante propiciaria uma estabilização na quantidade inclusões de óxidos e na capacidade das mesmas em reter hidrogênio (hidrogênio residual).

Tabela 3. 3: Teor de hidrogênio (com desvio padrão) das soldas molhadas (ml/100g).

Fonte: (Adaptado de Pope e Liu, 1996).

Eletrodo	Hidrogênio Difusível	Hidrogênio Residual
A (50% TiO ₂)	92,3±8,6	4,1±1,9
B (20% Fe ₂ O ₃)	43,9±9,8	2,9±0,7
C (30% Fe ₂ O ₃)	42,4±3,6	4,9±0,4
D (50% Fe ₂ O ₃)	39,8±1,8	4,2±1,9
E (20% Fe ₂ O ₃ + 10% MgO)	51,3±15,5	4,3±0,4
F (Oxidante 2% Ni)	44,9±5,1	4,4±1,5
G (E6013)	99,5±2,5	2,8±1,2

Medeiros (1997) estudou o efeito dos eletrodos oxidantes e da polaridade de soldagem no hidrogênio das soldas molhadas. Neste trabalho, vinte eletrodos experimentais com adições sistemáticas de hematita (Fe₂O₃), CaCO₃ e SiO₂ foram feitos, sendo utilizados para soldagem subaquática molhada nas seguintes polaridades: DCEN e DCEP. Todos os testes foram feitos na profundidade de 0,27m. Medeiros (1997) reportou que as soldas feitas em polaridade direta (DCEN) apresentaram quantidades menores de hidrogênio difusível do que as soldas feitas em polaridade inversa (DCEP). Segundo Medeiros, o hidrogênio difusível mostrou um comportamento similar nas duas polaridades com a adição sistemática de hematita no revestimento, conforme pode ser observado na Figura 3.24. A adição de hematita no revestimento dos consumíveis foi notadamente eficiente na redução do hidrogênio difusível das soldas molhadas. Por exemplo, soldando-se em DCEP, o eletrodo com 0% de hematita produziu soldas com hidrogênio difusível em torno de 70,8ml/100g, enquanto o eletrodo com 36% de hematita apresentou 30,5ml/100g.

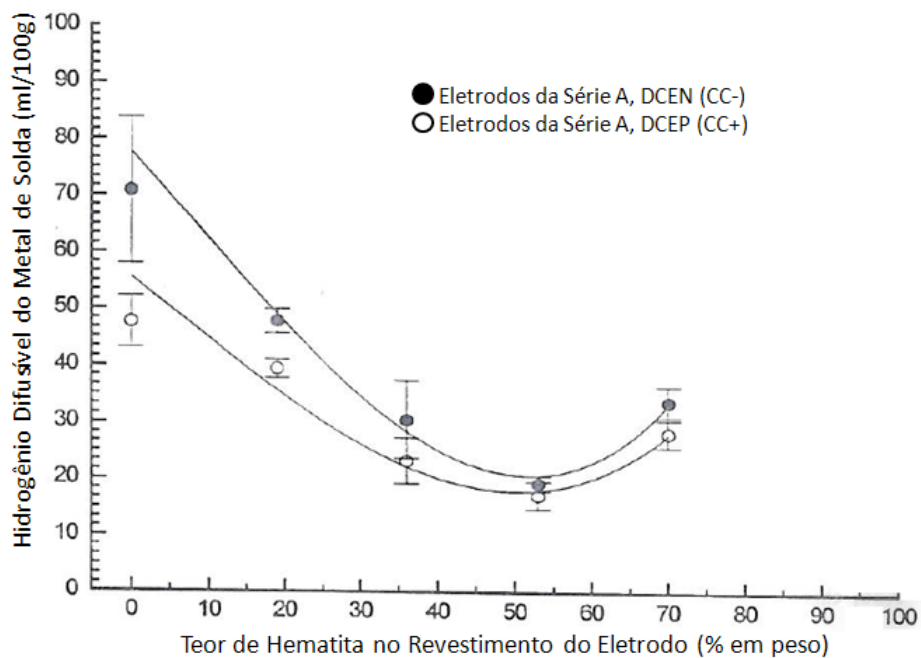


Figura 3. 154: Efeito da polaridade no hidrogênio difusível do metal de solda para os eletrodos da série A. Razão da fração molar de $\text{CaO}:\text{SiO}_2$ igual a 0,05 para os eletrodos da série A.

Fonte: (Adaptado de Medeiros, 1997).

Com relação à adição de $\text{CaCO}_3:\text{SiO}_2$, Medeiros (1997) observou que a adição de $\text{CaCO}_3:\text{SiO}_2$ foi eficiente na redução do hidrogênio difusível das soldas molhadas. Por exemplo, o eletrodo revestido do tipo rutílico (15% CaCO_3) produziu soldas molhadas com 100ml/100g de hidrogênio difusível, enquanto o eletrodo experimental com 32% de CaCO_3 produziu soldas molhadas com 37ml/100g. A decomposição de CaCO_3 seria responsável pelo fornecimento de vários gases capazes de diminuir a pressão parcial de vapor de água na soldagem a arco.

Segundo Medeiros (1997), a interface escória/metal de solda foi identificada pelo controle da absorção de hidrogênio do metal de solda. A capacidade de a escória líquida absorver água está estritamente ligada à quantidade de hidrogênio absorvida pelo metal de solda, conforme pode ser observado na Figura 3. 16, na qual é possível observar que o hidrogênio das escórias das soldas produzidas diminui com o aumento do teor de hematita no revestimento do eletrodo. Os menores valores de hidrogênio difusível foram encontrados por Medeiros (1997) nos eletrodos experimentais cuja escória apresentou failita ($2\text{FeO}.\text{SiO}_2$).

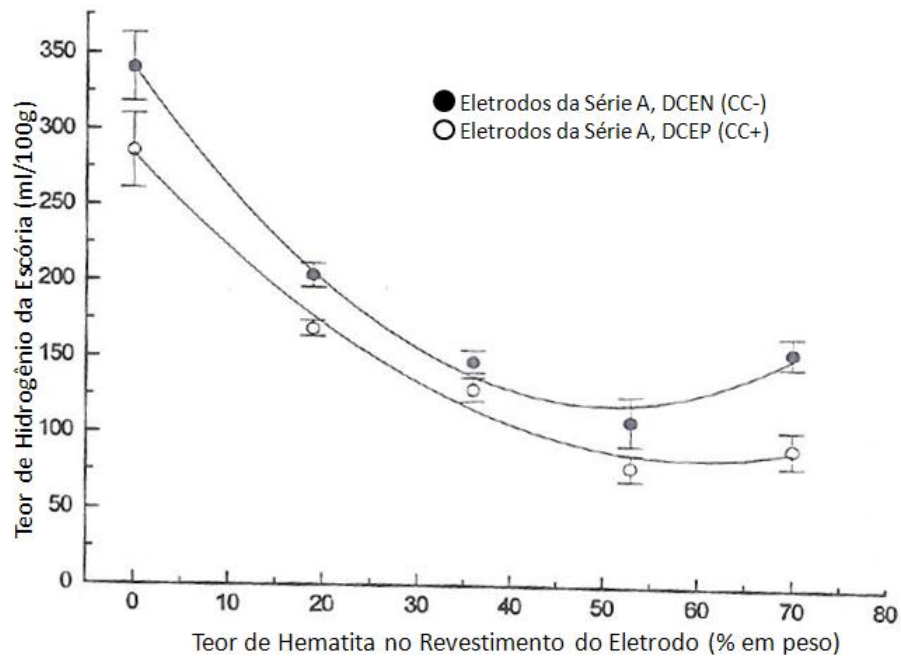


Figura 3. 16: Efeito da polaridade na quantidade de hidrogênio da escória para adições crescentes de hematita no revestimento do eletrodo.

Fonte: (Adaptado de Medeiros, 1997).

Com relação ao hidrogênio residual, Medeiros (1997) observou baixos valores, com valores máximos em torno de 4,5ml/100g. O hidrogênio residual mostrou uma leve tendência de aumento com o aumento do teor de oxigênio. Segundo Medeiros (1997), estes resultados mostram claramente que as inclusões de FeO não são tão efetivas no aprisionamento de hidrogênio.

O efeito do gás de proteção no teor de hidrogênio difusível de soldas usando arames tubulares (processo convencional ao ar) foi estudado por Mirza e Gee (1999). Eles observaram que os menores níveis de hidrogênio difusível foram encontrados quando se soldou com apenas CO₂. Segundo Mirza e Gee(1999), o dióxido de carbono também tem um efeito na penetração e morfologia do cordão de solda. Na soldagem composta por mistura de gases CO₂ e Argônio, é de conhecimento que a presença de CO₂ tende a deslocar o hidrogênio das regiões quentes do arco onde a absorção de hidrogênio é maior e, portanto, diminuindo a quantidade total de hidrogênio que entra na poça de fusão. A Tabela 3.4 mostra resultados obtidos por Mirza e Gee(1999) com relação ao efeito do gás de proteção na redução do hidrogênio difusível na soldagem GMAW e FCAW, utilizando-se os arames sólidos e metal cored.

Tabela 3. 4: Efeito do gás de proteção no hidrogênio difusível.

Fonte: (Adaptado de Mirza e Gee, 1999).

Hidrogênio Difusível, ml/100g					
	Ar	Ar-5%CO2	Ar-20%CO2	CO2	Ar-2%O2
Arame Sólido					
Teste 1	1,86	1,51	1,32	0,78	1,88
Teste 2	1,88	1,61	1,26	0,84	2,31
Teste 3	2,00	1,32	1,36	0,91	1,93
Teste 4	1,67	1,58	1,21	0,88	1,91
Média	1,85	1,51	1,29	0,85	2,01
Desvio Padrão	0,12	0,11	0,06	0,05	0,18
Metal Cored					
Teste 1	8,93	8,12	5,67	3,86	10,21
Teste 2	9,02	8,71	5,69	3,91	8,86
Teste 3	9,32	9,32	5,86	3,80	9,31
Teste 4	10,62	9,11	5,58	3,23	8,99
Média	9,47	8,82	5,70	3,70	9,34
Desvio Padrão	0,68	0,46	0,17	0,27	0,53

Mirza e Gee(1999) também estudaram o efeito dos parâmetros de soldagem com arames tubulares rutílicos. Nesta parte do estudo, dois tipos de gases foram utilizados: CO2 puro e Ar-20%CO2. Eles estavam interessados em entender o efeito dos gases de proteção com diferentes aportes térmicos e modos de transferência. Eles observaram que os menores níveis de hidrogênio foram obtidos em soldagem com CO2 puro, similar aos resultados obtidos com arame sólido e metal cored. Eles observaram que o teor de hidrogênio aumentou com o aumento da corrente de soldagem, tensão de soldagem e stick-out.

Unocic (2000) estudou o efeito dos parâmetros de soldagem no teor do hidrogênio difusível na soldagem convencional ao ar de aços. Segundo Unocic (2000), a variável mais importante é o teor de hidrogênio presente no fluxo dos consumíveis de soldagem que inevitavelmente pode acarretar na introdução de hidrogênio na poça de fusão. Outra importante variável é o tipo e quantidade de gás de proteção utilizado nos processos GTAW, GMAW e FCAW. Para cada processo, um gás de proteção específico pode prover diferentes propriedades à microestrutura do metal de solda, penetração, tamanho do cordão e morfologia. O gás de proteção também auxilia na proteção da poça de fusão das condições atmosféricas e ajuda a limitar o teor de hidrogênio difusível. Por fim, a tensão de soldagem, corrente de soldagem, tempo de arco e aporte térmico podem também influenciar na quantidade de hidrogênio em soldas.

Santos *et al* (2010) reportou o desenvolvimento de um eletrodo oxi-rutílico para soldagem subaquática molhada. Este eletrodo, desenvolvido através de uma parceria PUC-Rio, UFMG, PETROBRAS e ESAB, mostrou resultados bastante promissores. Santos *et al* (2010) estudou cinco eletrodos comerciais, denominados A, B, C, D e E. Os eletrodos B, C, D e E são rutilicos e o eletrodo A, oxidante. O eletrodo experimental (oxi-rutílico) foi denominado como EXP. O eletrodo EXP apresentou teor de hidrogênio difusível (em torno de 20ml/100g) equivalente ao hidrogênio do eletrodo A e bem menor que os eletrodos rutilicos (90ml/100g), conforme pode ser observado na Figura 3. 17. Com relação à porosidade, tenacidade e dureza, o eletrodo EXP apresentou melhores resultados que os eletrodos A, C e E. Por último, em termos de operacionalidade, o eletrodo EXP apresentou resultados desfavoráveis quando comparado aos eletrodos A, C e E. Todavia, por se tratar de um eletrodo em desenvolvimento, os resultados foram bastante positivos. Deve-se ressaltar que não foram feitas medições de porosidade, tenacidade e dureza para os eletrodos B e D.

Adicionalmente, Santos *et al* (2010) mediram a quantidade de trincas por unidade de área na seção longitudinal dos corpos de prova e os resultados estão mostrados na Figura 3. 18. É notória a ausência de trincas por hidrogênio para os eletrodos A (oxidante) e EXP (oxirutílico). É também interessante observar a acentuada redução das trincas por hidrogênio dos eletrodos rutilicos C e E com o aumento da profundidade. Segundo Santos *et al* (2010), dois fatores podem ser responsáveis por este comportamento dos eletrodos rutilicos. Primeiramente, a redução da dureza causada pela perda de Mn e Si pode ter auxiliado na redução da incidência das trincas por hidrogênio com o aumento da profundidade. Além disto, deve-se ressaltar o aumento da

porosidade com o aumento da pressão hidrostática. Os poros podem atuar como sumidouros para os átomos de hidrogênio dissolvidos nos interstícios da matriz ferrítica durante o resfriamento do metal de solda, reduzindo a quantidade de hidrogênio disponível para o processo de trincamento a frio. Segundo Santos *et al* (2010), este pode ser o principal mecanismo responsável pela redução do número de trincas com o aumento da profundidade.

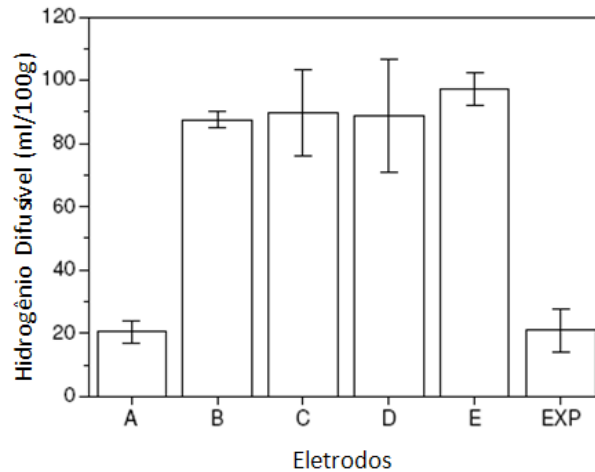


Figura 3. 17: Hidrogênio difusível para os eletrodos comerciais e o eletrodo experimental (EXP) testados a profundidade equivalente de 0,5m.

Fonte: (Adaptado de Santos *et al*, 2010)

Silva *et al* (2011) estudaram o efeito da adição de diversos gases de proteção a eletrodos tubulares rútilicos no teor do hidrogênio difusível do metal de soldas molhadas. Conforme pode ser observado na Figura 3. 19, o hidrogênio difusível diminuiu de forma significativa quando o gás oxigênio foi utilizado. O hidrogênio difusível reduziu de 43 ml/100mg para a condição sem gás de proteção para 16 ml/100mg utilizando oxigênio como gás de proteção. Para os outros gases de proteção utilizados (Argônio, Argônio-CO₂(18%)), os resultados de hidrogênio difusível foram próximos aos obtidos na condição sem gás de proteção. Esta nova técnica de soldagem pode ser mais bem trabalhada para se tornar viável em termos técnico-econômicos, pois uma vez que se conseguiram soldas molhadas com aspecto razoável, boa operacionalidade e baixo teor de hidrogênio difusível quando se utilizou o oxigênio como gás de proteção.

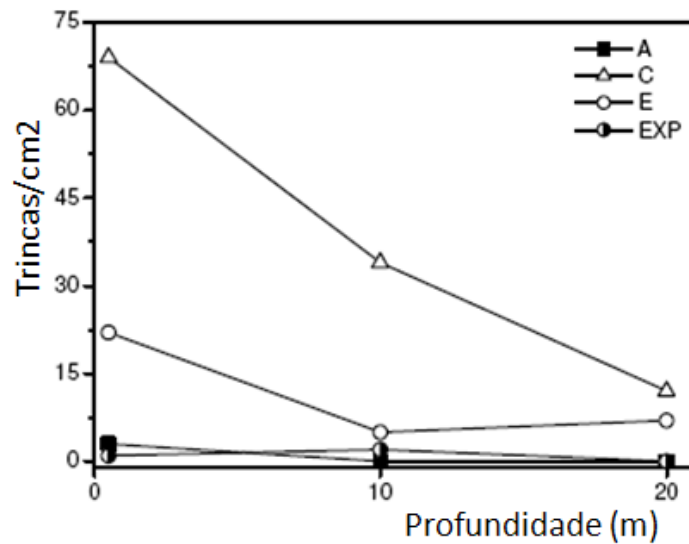


Figura 3. 18: Variação da quantidade de trincas por unidade de área em função da profundidade na seção longitudinal dos corpos-de-prova para os eletrodos testados.

Fonte: (Adaptado de Santos *et al* , 2010).

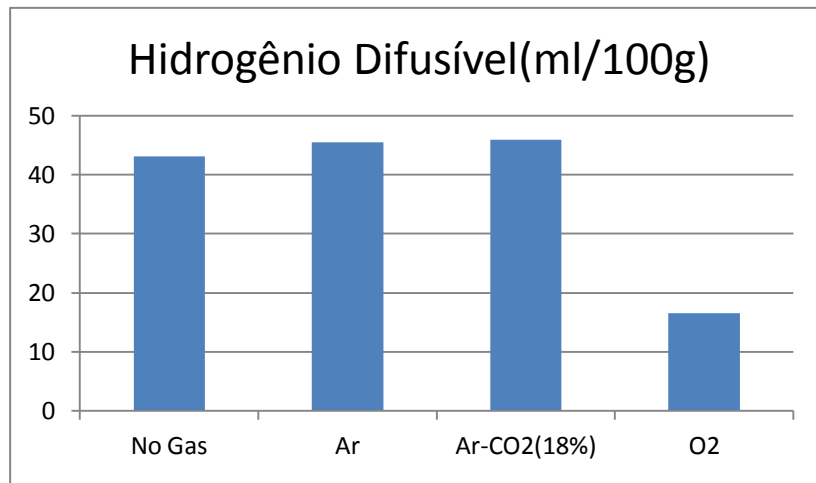


Figura 3. 198: Variação do hidrogênio difusível das soldas molhadas feitas na profundidade de 0,30m para os diferentes gases de proteção testados.

Fonte: (Silva *et al*, 2010).

3.4.2 Mitigação da Porosidade em Soldagem Subaquática Molhada

Sanchez-Osio *et al* (1995) estudaram a adição de carbonato de cálcio no revestimento de um eletrodo E6013, em profundidade equivalente a 10m. Estes autores verificaram que a porosidade é minimizada para um teor de 12% em peso de $CaCO_3$. Para adições superiores,

resultou-se em instabilidade do arco e aumento na porosidade. O resultado está exposto na Figura 3. . A explicação para a redução da porosidade é a seguinte: o $CaCO_3$ se decompõe em CO e CO_2 , diminuindo a pressão parcial de hidrogênio no arco elétrico, e conseqüentemente, desfavorecendo a formação e criação das bolhas de vapor que posteriormente poderiam se tornar poros.

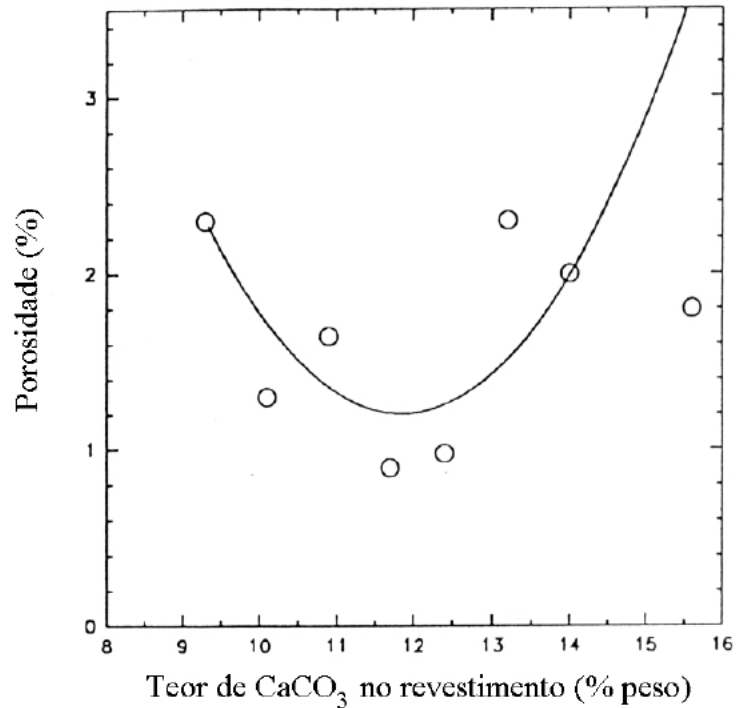


Figura 3. 29: Influência do teor de $CaCO_3$ do revestimento na porosidade das soldas molhadas.

Fonte: (Adaptado de Sanchez-Osio *et al* 1995).

Rowe (1999) investigou o efeito da adição de elementos de liga no revestimento de um eletrodo revestido do tipo rutilico. Detectou-se que a porosidade diminui com o aumento do teor de manganês, assim como está mostrado na Figura 3. . Como o manganês é um forte desoxidante, a quantidade de oxigênio no metal líquido deve ser reduzida. Logo, a formação de CO e porosidade devem ser reduzidas.

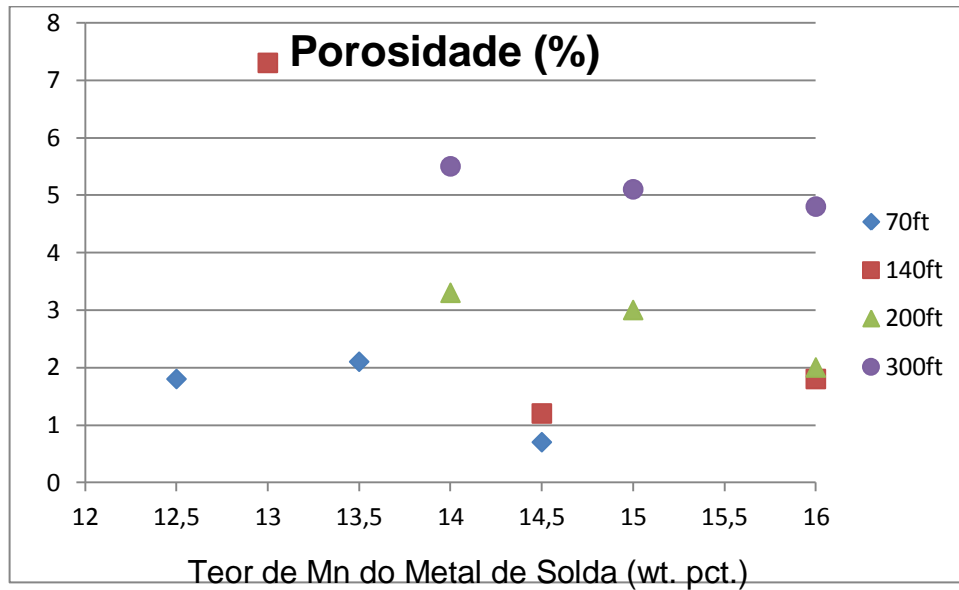


Figura 3. 30: Diminuição da porosidade com o aumento do teor de manganês no metal de solda para quatro diferentes profundidades de soldagem, utilizando-se um eletrodo do tipo rutílico.

Fonte: (Adaptado de Rowe *et al*, 1999).

Santos *et al* (2010) reportou que o uso de eletrodos oxirutílicos pode ser eficiente na redução da porosidade das soldas molhadas. Conforme pode ser observada na Figura 3. , os níveis de porosidade foram significativamente menores para os eletrodos A e EXP. É notável a diferença dos níveis de porosidade entre os eletrodos rutílicos (C, E) e os eletrodos A (oxidante) e EXP (eletrodo experimental oxirutílico). Conforme foi reportado anteriormente, este mesmo eletrodo experimental apresentou resultados positivos no que diz respeito aos níveis de hidrogênio difusível e tenacidade.

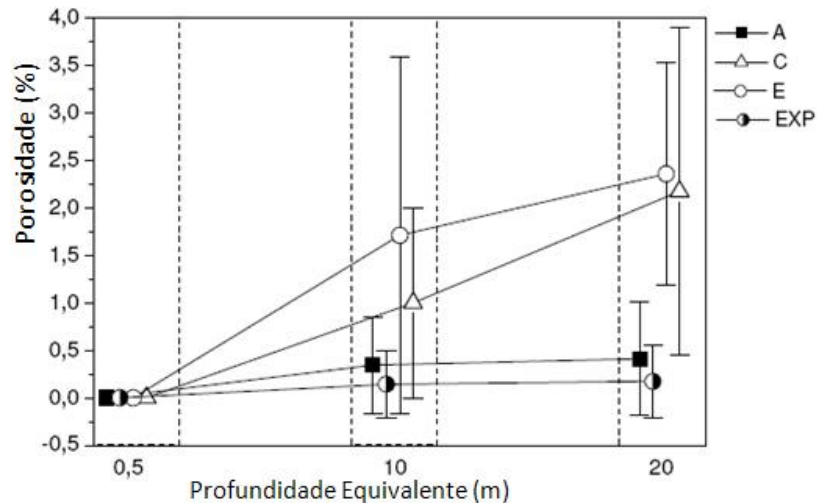
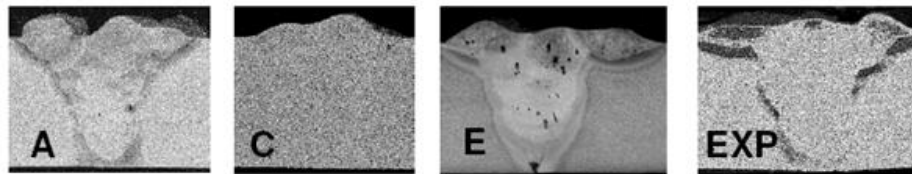


Figura 3. 31: Macrografias representativas ilustrando os níveis de porosidade a 20m.

A partir da esquerda: eletrodos A, C, E e EXP. O gráfico mostra a influência da profundidade na porosidade.

(Fonte: Adaptado de Santos *et al*, 2010).

Pessoa *et al* (2007) estudou o efeito da adição de elementos exotérmicos e oxidantes em eletrodos revestidos tubulares (eletrodos semelhantes aos utilizados neste trabalho, isto é; com revestimento do tipo rutílico) na soldagem subaquática molhada. O objetivo principal deste trabalho foi reduzir a porosidade do metal de solda através de reações químicas na atmosfera do arco e na poça de fusão que poderiam diminuir o volume de gás transportado através das gotas líquidas. Através da adição de CaC_2 e Al no fluxo interno do eletrodo revestido tubular foi possível verificar a influência dos mesmos na composição química e porosidade do metal de solda. A adição de Alumínio no interior do eletrodo tubular pode promover reações exotérmicas com o O_2 , diminuindo o efeito deste na formação de poros. Além disso, as reações exotérmicas devido ao Al poderiam também aumentar o aporte térmico de soldagem, como também aumentar a taxa de resfriamento na faixa de temperaturas de 800 a 500°C. A adição de CaC_2 pode proteger as gotas de reações oxidantes durante o crescimento e destacamento da gota metálica. Pessoa *et al* (2007) observaram uma redução da porosidade do metal de solda, aumento do teor de carbono do metal de solda e alterações na microestrutura, com ganhos significativos de ferrita acicular na

microestrutura do metal de solda através da adição de CaC_2 e Al no interior do eletrodo revestido tubular. Ademais, Pessoa *et al* (2007) reportaram que a adição de CaC_2 e Al foi eficiente na preservação de elementos de liga Mn e Si. Na Figura 3. 20 pode se observar que a adição de CaC_2 e Al foi eficiente na redução de porosidade do metal de solda (Pessoa *et al*, 2007).

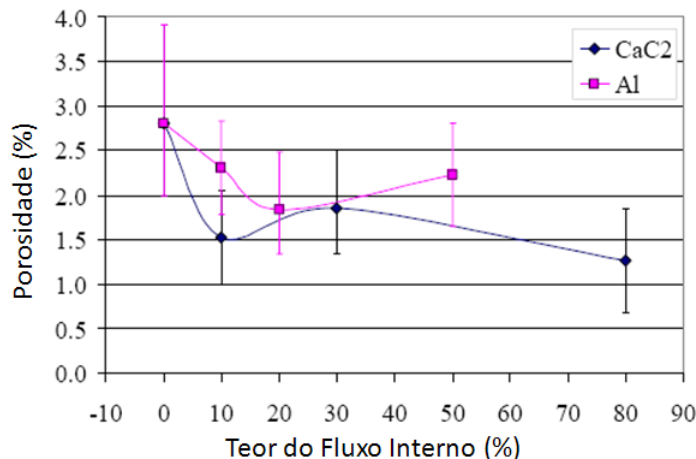


Figura 3. 20: Efeito da adição de CaC_2 e Al na redução da porosidade para eletrodos tubulares rúflicos.

Fonte: (Adaptado de Pessoa *et al*, 2007).

Andrade (2010) reportou que o uso de eletrodos rúflicos com baixo teor de carbono na alma foi eficiente na redução da porosidade das soldas molhadas, soldando-se na profundidade equivalente de 50m e polaridade direta (DCEN). O aumento da porosidade das soldas obtidas com eletrodo com alma com alto teor de carbono foi atribuído a maior formação de moléculas de CO na gota metálica líquida que por sua vez propiciou ao metal de solda uma maior formação de poros. Desta forma, o uso de eletrodos com baixíssimo teor de carbono na alma pode contribuir de forma significativa para a redução da porosidade das soldas molhadas.

3.5 Métodos para Medição do Hidrogênio Difusível

Os métodos mais comumente utilizados para medição do hidrogênio difusível são os seguintes: glicerina, mercúrio e cromatografia gasosa. O método da glicerina apresenta baixa reprodutibilidade quando comparado ao método do mercúrio e cromatografia gasosa (Pitrun, 2004). O aparato para medição de hidrogênio difusível por este método pode ser visualizado na Figura 3.33(a). O método do mercúrio é similar ao método da glicerina. Todavia, o aparato usado no método do mercúrio é mais sofisticado. O volume de hidrogênio coletado pode ser

medido na coluna de gás, conforme pode ser visto na Figura 3.33(b). Uma limitação deste método é a toxicidade do mercúrio. Desta forma, devem-se tomar os devidos cuidados durante a medição de hidrogênio por este método (Pitrun, 2004).

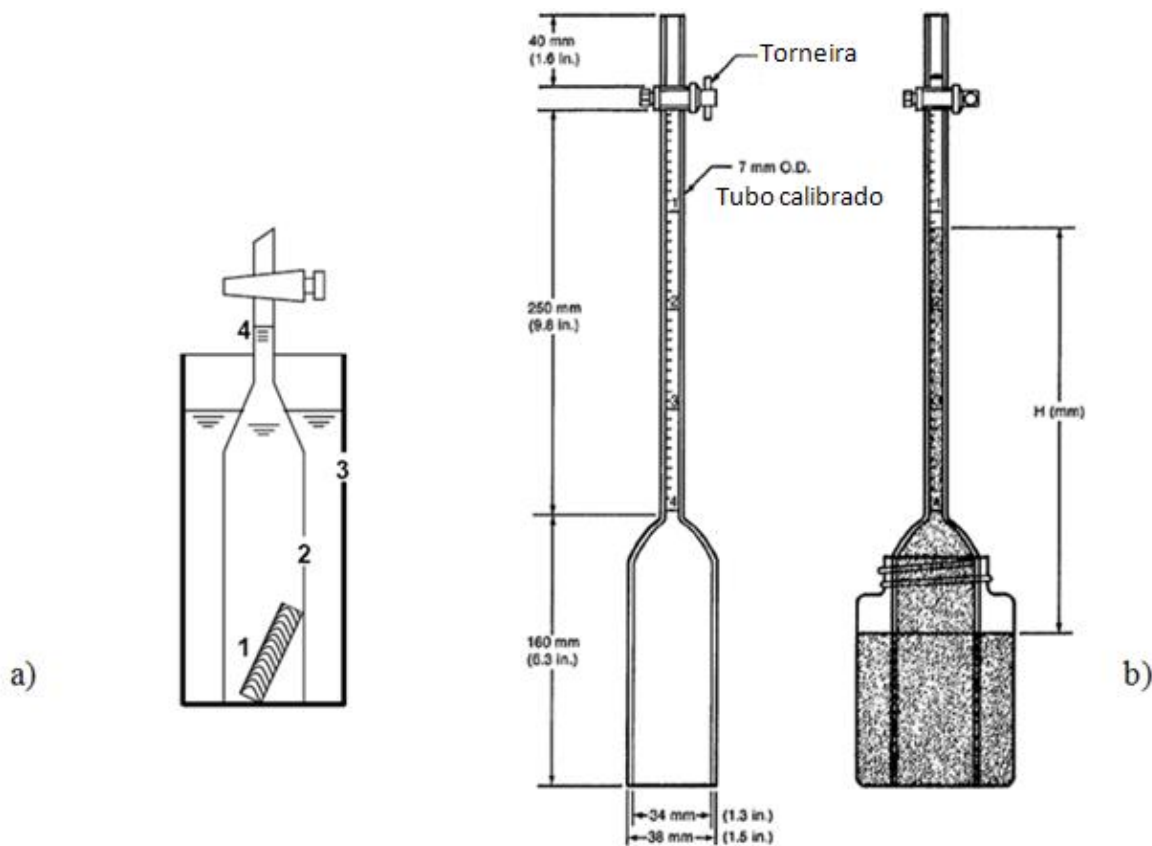


Figura 3. 21: a) Aparato para medição de hidrogênio difusível pelo método da glicerina, onde: 1-amostra, 2-tubo para coleta de hidrogênio, 3-recipiente da glicerina, 4-tubo para coleta de hidrogênio e b) Tubo eudiômetro e montagem do método de deslocamento de mercúrio.

Fonte: (Adaptado de Pitrun, 2004).

O aparato usado no método da cromatografia gasosa é mais sofisticado do que o utilizado no método do mercúrio. Este método segue a norma ASTM E260, Standard Practice for General Gas Chromatography Procedures, e E355 Standard Practice for Gas Chromatography Terms and Relationship (Pitrun, 2004). A cromatografia gasosa separa uma mistura de gases em seus componentes para medição de suas respectivas quantidades. Por exemplo: é possível separar ar em N₂, O₂, Ar, CO₂ e outros componentes e suas respectivas percentagens. Um cromatógrafo a gás é composto por uma coluna que é geralmente um tubo com diâmetro de 2 a 6mm e comprimento de 50cm a 3m, acondicionados com material granular. Quando uma mistura de gases é introduzida em tal coluna, o tempo gasto na passagem dos gases dependerá dos seus componentes. Assim, para o ar, primeiro o O₂ e depois o N₂ irão ser emitidos e subsequentemente determinados por um detector. No caso do analisador de hidrogênio difusível utilizado neste trabalho, uma amostra do metal de solda é enclausurada em uma cápsula para ser desgaseificada a certa temperatura por certo tempo. O hidrogênio evoluído é coletado na cápsula e subsequentemente introduzido no cromatógrafo para medição. Qualquer outro gás liberado da amostra é identificado e em consequência, o teor de hidrogênio difusível é determinado (Welding Industries Oerlikon Buehrle Ltd, 1984). Na Tabela 3. 5 é possível visualizar a combinação tempo-temperatura de armazenamento das amostras para medição do hidrogênio difusível pelo método da cromatografia gasosa. Na Figura 3.34 é mostrado o diagrama de fluxo de rota do método da cromatografia gasosa para medição do hidrogênio difusível.

Tabela 3. 5: Combinação tempo-temperatura de armazenamento das amostras para medição do hidrogênio difusível de acordo com o método da cromatografia gasosa de acordo com a norma AS/NZS 3752-1996.

Fonte: (Adptado de Pitrun, 2004).

Temperatura (°C)	Tempo (horas)
45±3	72(+5,0)
80±3	18(+2,0)
150±3	6(+1,0)

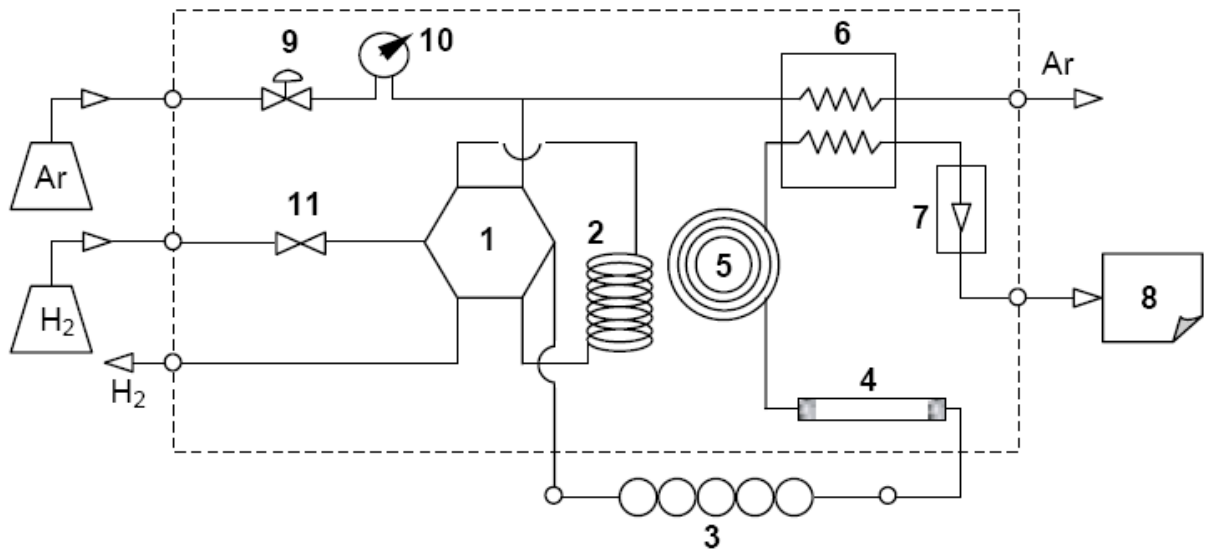


Figura 3. 22: Diagrama de fluxo de rota do aparato para medição do hidrogênio usado no procedimento da cromatografia gasosa. Onde: 1-válvula de medição, 2-tubo de medição do hidrogênio, 3-cápsula, 4-desumidificador, 5-coluna de separação, 6-detector, 7- medidor de fluxo, 8-gravador, 9-válvula para regulagem da pressão, 10-manômetro de pressão, 11-obturador
 Fonte: (Adaptado de Pitrun, 2004).

3.6 Motivação Desta Investigação em Soldagem Subaquática Molhada

Ando e Asahina (1983) estudaram a relação entre a pressão hidrostática e o teor de hidrogênio difusível em soldagem subaquática molhada. Diferentes famílias de eletrodos foram utilizadas (D4327-eletrodo com óxido de ferro e pó de ferro, D4324-rutílico, D4340-ilmenítico, D4326-eletrodo de baixo de hidrogênio, D308-austenítico e D310-austenítico). Conforme pode ser observado na Figura 3. 23, o hidrogênio difusível apresenta o maior valor na profundidade de 0,30m e depois decresce com o aumento da pressão hidrostática. Comparativamente, as soldas produzidas na profundidade de 0,30m apresentaram uma quantidade de hidrogênio significativamente maior do que as soldas produzidas ao ar. Neste trabalho os autores omitiram a explicação do comportamento do hidrogênio com a pressão. Todavia, será possível traçar um

paralelo entre os resultados obtidos neste trabalho e obtidos por Ando e Asahina (1983), além de uma possível explicação para o comportamento do hidrogênio difusível com a pressão.

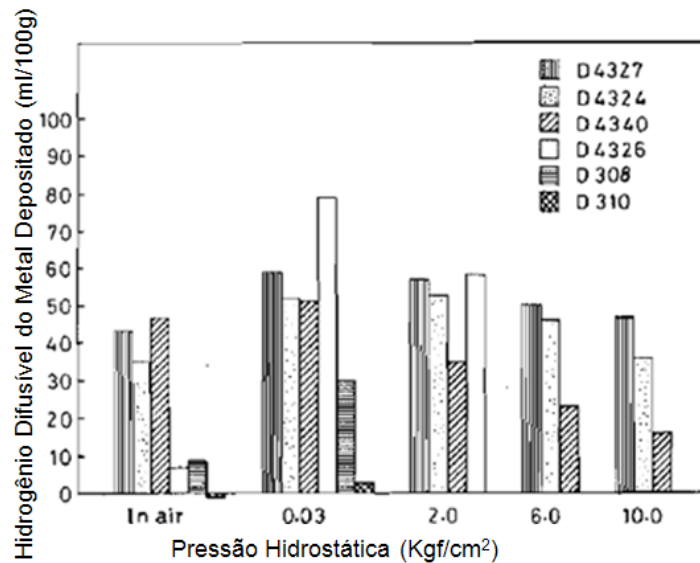


Figura 3. 23: Relação entre pressão e hidrogênio difusível dos metais depositado

Fonte: (adaptado de Ando e Asahina, 1983)

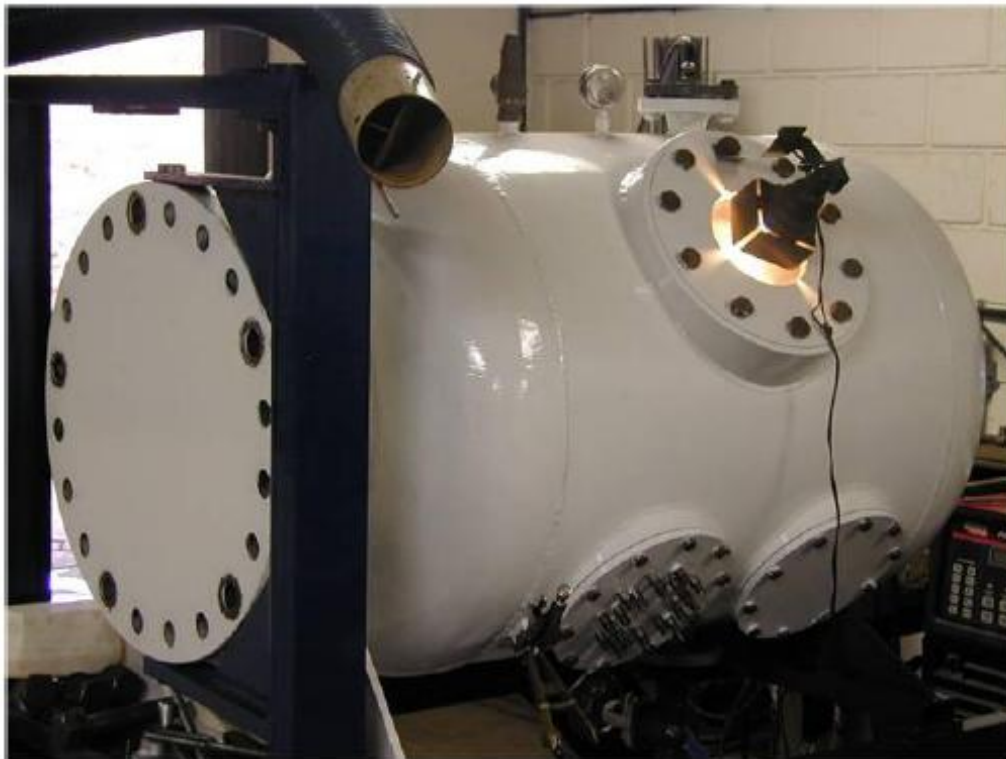
A grande motivação desta investigação é entender o comportamento do hidrogênio difusível com a pressão hidrostática em uma solda subaquática molhada, fazendo a devida quantificação do hidrogênio (difusível e residual) a diferentes profundidades. Uma vez que as formulações dos eletrodos revestidos são feitas para dados obtidos em profundidades inferiores a 0,5m, acredita-se que é de grande valor técnico-científico saber para um dado consumível qual valor de hidrogênio difusível do metal de solda produzido pelo mesmo para diferentes pressões de soldagem. Neste trabalho foram feitas medições de hidrogênio difusível de um eletrodo revestido E6013 comercial em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m). Além disto, a partir dos dados experimentais, um modelo foi criado para explicar a relação do hidrogênio (difusível e residual) com a profundidade, sendo este de grande valor para entendimento do comportamento das soldas molhadas com a profundidade.

CAPÍTULO 4- METODOLOGIA

A realização deste trabalho pode ser dividida em duas etapas:

- Alterações construtivas no vaso de pressão;
- Realização dos experimentos.

A primeira etapa consistiu em adaptar o vaso de pressão do LRSS (Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação – DEMEC – UFMG) para realização dos experimentos. As alterações construtivas foram feitas para que fosse possível realizar as soldas molhadas e, após isto, retirá-las do vaso de pressão e colocá-las dentro das cápsulas em um intervalo de tempo inferior a dois minutos. Este procedimento para a medição do hidrogênio difusível pelo método da cromatografia gasosa atende a norma ASTM E260-96 (ASTM, 2003). Para tal fim, foi necessário projetar e construir um novo acesso ao vaso de pressão que permitisse uma rápida retirada dos corpos de prova do vaso de pressão. Na Figura 4. 1(a) é possível visualizar o vaso de pressão antes das alterações construtivas e na Figura 4. 1(b) é apresentado o mesmo vaso de pressão após ter sido especialmente preparado para soldagem subaquática com escotilha adaptada para remoção de corpos de prova para ensaio de hidrogênio difusível.



a)



Figura 4. 1: Vaso de pressão antes das alterações construtivas (a) e após ter sido especialmente preparado para soldagem subaquática com escotilha adaptada para remoção de corpos de prova para ensaio de hidrogênio difusível (b).

Conforme pode ser observado na Figura 4. 2, a partir do momento em que o flange superior é girado no sentido horário, os suportes alocados a 90° no flange inferior promovem uma determinada pressão na junta de vedação, o que garante a estanqueidade da mesma. Para desapertar o flange superior e retirá-lo para se ter acesso ao interior do vaso de pressão, basta girá-lo no sentido anti-horário. Desta forma, não é necessário utilizar parafusos que iriam demandar um grande tempo para retirá-los, inviabilizando que todo o experimento fosse feito em um tempo inferior a 2 minutos de acordo com o exigido pela norma ASTM E260-96 (ASTM, 2003).

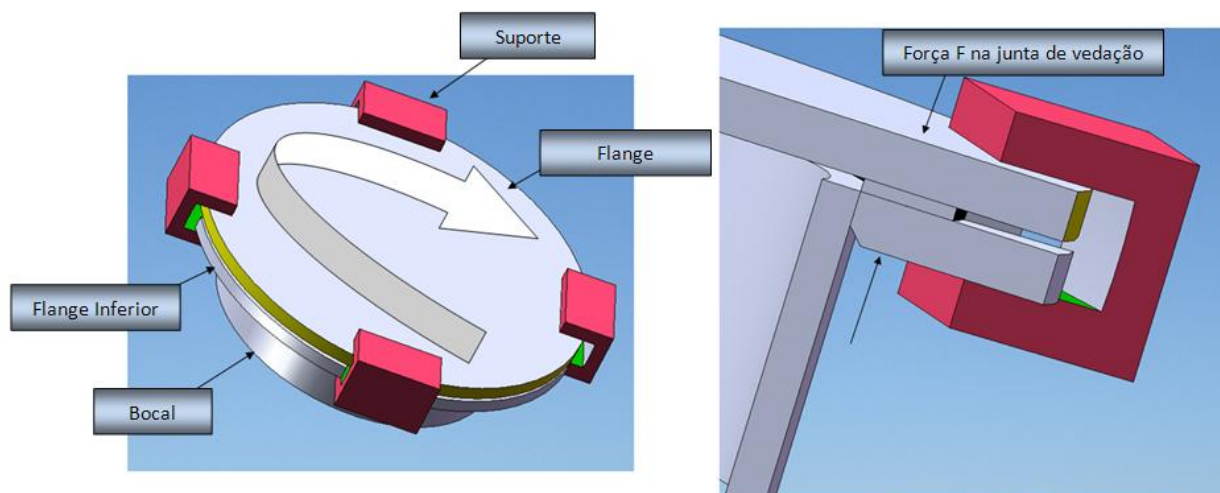


Figura 4. 2: Projeto da nova junta de acesso ao vaso de pressão.

O projeto do novo conjunto de acesso ao vaso de pressão foi feito utilizando o software **Solidworks2007**. Para dimensionamento do bocal, flanges, suportes e juntas soldadas foi utilizado como referência o livro **Vasos de Pressão** (Telles, 1996) que fornece a base para cálculo de vasos de pressão e seus acessórios. Para execução das soldas, utilizou-se o eletrodo revestido E7018. Para realizar o corte no costado do vaso de pressão para inserção do bocal, utilizou-se o processo de corte oxi-acetilênica. Com relação à usinagem das peças, foram utilizados os processos de torneamento e fresamento. As etapas para fabricação do novo conjunto de acesso ao vaso de pressão foram as seguintes:

1. Usinagem das peças (suportes de aperto, flanges e bocal);
2. Corte de uma calota no vaso de pressão para inserção e soldagem do bocal;
3. Soldagem do bocal no costado do vaso de pressão;
4. Soldagem dos suportes ao flange;
5. Soldagem do flange no bocal;
6. Testes para verificação da vedação do conjunto;
7. Pintura da escotilha e vaso de pressão.

A segunda etapa deste trabalho, conforme foi citado anteriormente, consistiu na realização dos experimentos. Para execução das soldas molhadas, utilizou-se um sistema de soldagem por gravidade, conforme pode ser visualizado na Figura 4. 3(a). Na Figura 4. 3(b) pode-se observar esquematicamente o sistema de soldagem com os ângulos α e β . Estes foram mantidos fixos de acordo com a Tabela 4. 1. O ângulo α está relacionado à velocidade de soldagem e o ângulo β está relacionado à componente da força gravitacional atuando na garra de

fixação do eletrodo e, por conseguinte, no comprimento do arco elétrico durante a execução das soldas molhadas. Com relação à polaridade de soldagem, trabalhou-se em polaridade direta (DCEN), sendo que se tomaram os devidos cuidados em se manter a corrente de soldagem constante em todos os testes realizados. Para realização das soldas, utilizou-se uma fonte de soldagem eletrônica LINCOLN ELECTRIC, tipo corrente constante, modelo POWER WAVE 450. Esta fonte possui tensão de circuito aberto em torno de 75V e pode trabalhar em uma ampla faixa de correntes, variando de 30 a 450A.

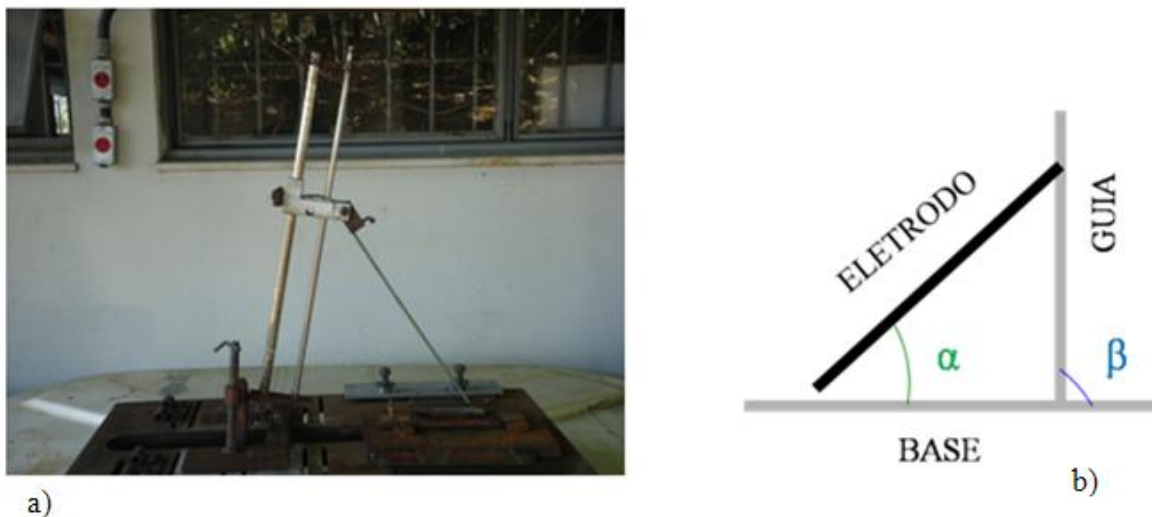


Figura 4. 3: a) Sistema de soldagem por gravidade e b) configuração dos ângulos α e β do sistema de soldagem.

Tabela 4. 1: Parâmetros utilizados.

Polaridade	I(A)	α	β
DCEN	170	60°	100°

A deposição dos cordões de solda foi feita utilizando eletrodos rútilicos (eletrodo comercial E6013 do fabricante Elbrás Eletrodos) com 3,25mm de diâmetro. O eletrodo E6013 foi escolhido para ser utilizado neste trabalho por vários motivos. Primeiramente, eletrodos rútilicos são comumente utilizados em soldagem subaquática molhada. Por exemplo, o eletrodo revestido rútilico *Hydrowelding* é bastante utilizado pela Petrobras nas intervenções em que se necessita utilizar a soldagem subaquática molhada. Geralmente, o eletrodo E6013 apresenta ótima soldabilidade, com excelente abertura e manutenção do arco elétrico. Estas características deste eletrodo favoreceram de forma significativa o andamento dos testes, uma vez que a

medição de hidrogênio difusível, considerando o efeito da profundidade, é mais complexa do que na profundidade de 0,30m. Os eletrodos foram ressecados e envernizados com verniz vinílico. A camada de verniz sobre o revestimento do eletrodo foi aplicada com o objetivo de impermeabilizar o eletrodo revestido, uma vez que o ambiente aquoso em contato com revestimento do eletrodo iria degradá-lo. O metal de base utilizado possui a composição química típica de um aço ASTM A36. Este material é normalmente utilizado para fins estruturais e é bastante comum em estruturas *off shore*, onde a soldagem subaquática molhada é mais comumente aplicada. Para deposição dos cordões de solda foram utilizados corpos-de-prova semelhantes aos que estão mostrados na Figura 4. 4. A peça 1 é utilizada para abrir o arco elétrico e permitir que o arco elétrico se torne estável antes que o mesmo chegue na peça 2, onde será feita a medição do hidrogênio difusível. Por fim, a peça 3 é necessária para cessar o arco elétrico. Deve-se ressaltar que a peça 2 possui comprimento igual a metade do comprimento exigido por norma. Como as soldas molhadas produzidas com eletrodos rúflicos têm alto valor de hidrogênio difusível (~95 ml/100g na profundidade de 0,3m), caso fosse utilizada uma peça para depósito com comprimento igual ao exigido por norma, não seria possível medir o hidrogênio difusível pelo cromatógrafo, pois se iria trabalhar com valores de hidrogênio difusível maiores que o cromatógrafo poderia medir.

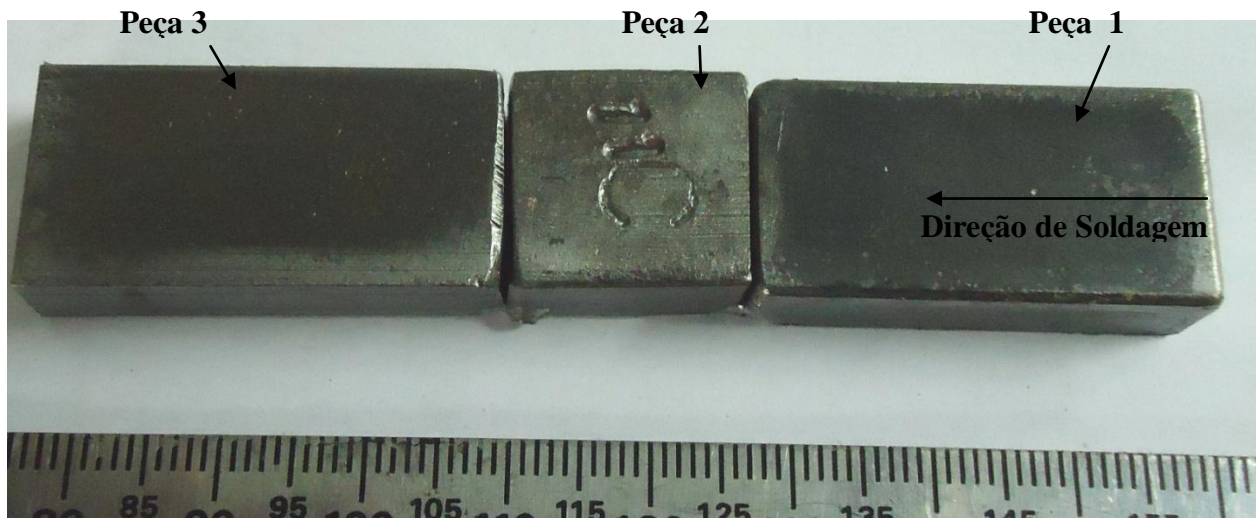


Figura 4. 4: Corpos de prova para medição do hidrogênio difusível.

Para se facilitar a identificação dos corpos de prova, utilizou-se a seguinte nomenclatura: XY, onde X denota o número da amostra e Y a profundidade equivalente na qual a soldagem foi realizada. As letras A, B, C e D representam, respectivamente, 0,3m, 10m, 20m e 30m. Por exemplo, a amostra 9B é a nona amostra obtida na profundidade equivalente a 10m.

A medição de hidrogênio difusível foi feita nas profundidades equivalentes a 0,30m, 10m, 20m e 30m. Estas profundidades foram escolhidas para que se pudesse conhecer os valores de hidrogênio difusível nas profundidades onde a soldagem subaquática molhada por eletrodo revestido é mais comumente utilizada. A cromatografia gasosa foi o método utilizado para medição do hidrogênio difusível, utilizando como referência a norma ASTM E260-96 (ASTM, 2003). Em cada profundidade foram obtidos pelo menos 12 resultados de hidrogênio difusível. Para obtenção das amostras realizaram-se os seguintes passos:

1. Posicionamento das peças a serem soldadas e acoplamento do eletrodo revestido no sistema de soldagem por gravidade;
2. Aferição da corrente de soldagem e dos ângulos α e β do sistema de soldagem por gravidade;
3. Enchimento do vaso de pressão com água por meio de uma bomba hidráulica;
Nota: Utilizou-se água doce nos experimentos, sendo esta fornecida pela companhia de saneamento e esgoto de Minas Gerais.
4. A escotilha do vaso de pressão é devidamente fechada para se evitar quaisquer vazamentos que poderiam influenciar nos resultados;
5. Pressurização do ar contido na parte superior do vaso de pressão até valores de pressão equivalentes às profundidades testadas neste trabalho. O valor de pressão é monitorado por meio de um manômetro que foi previamente instalado na parte superior do vaso de pressão;
6. Liga-se a máquina de solda e em alguns instantes a soldagem do corpo-de-prova se inicia;
7. Após a soldagem do corpo-de-prova, o cronômetro é disparado, a máquina de solda é desligada e o vaso de pressão é despressurizado;
8. Em sequência, abre-se a escotilha do vaso de pressão e retira-se o corpo-de-prova que é devidamente imerso em água a 0°C;
9. A peça 2 é separada das peças 1 e 3;
10. Limpa-se a peça 2 por meio de uma escova rotativa, tomando-se o devido cuidado de não aquecê-la;
11. Prosseguindo, a amostra (peça 2) é imersa em álcool, seca e colocada na cápsula;
12. Por fim, o coletor com o corpo de prova é conectado ao cromatógrafo onde durante trinta segundos o gás atmosférico contido na cápsula é purgado por meio de uma corrente de gás argônio com alto grau de pureza;

13. A partir do momento que o conjunto com as quatro cápsulas é ocupado com as suas respectivas amostras, os mesmos são colocados em uma estufa, onde permanecem com a temperatura devidamente controlada ($45\pm 2^{\circ}\text{C}$) por 72 horas;

14. Após o término das 72 horas, o conjunto com as quatro cápsulas é conectado ao cromatógrafo;

15. O cromatógrafo é calibrado por meio de um procedimento padrão e por fim, obtêm-se o valor do volume de hidrogênio que se difundiu do metal de solda durante os três dias que a mesma ficou enclausurada na cápsula a uma temperatura constante;

16. A partir do valor do hidrogênio difusível medido pelo cromatógrafo, calcula-se o hidrogênio difusível por metal depositado de cada corpo de prova através da Eq. 4.1.

$$H_{\text{dif}} = \frac{H \cdot 100}{\Delta m} \quad \text{Eq. 4.1}$$

Onde:

- H_{dif} = hidrogênio difusível do metal de solda depositado (ml/100g);
- H = hidrogênio liberado pela amostra medido pelo cromatógrafo (ml);
- Δm = metal de solda depositada na peça 2 (g), obtido por meio de pesagem da mesma antes da deposição do cordão de solda e após a medição do hidrogênio difusível;

Na Figura 4.5 é mostrado o conjunto com as quatro cápsulas durante a calibração do cromatógrafo.

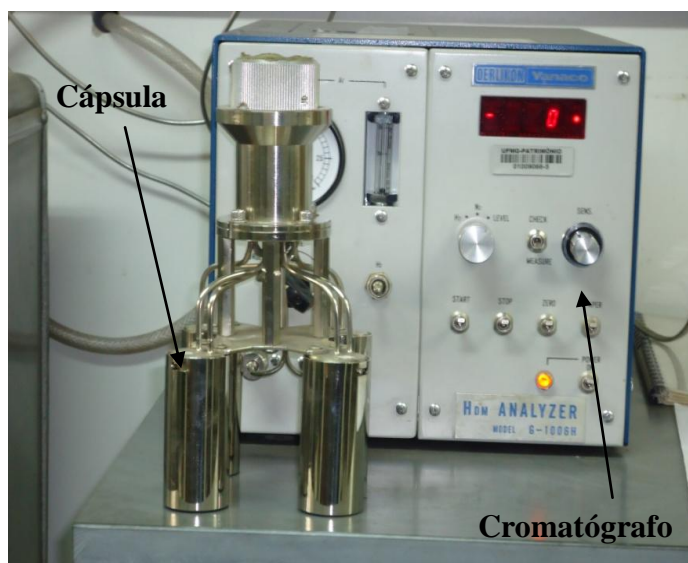


Figura 4.5: Imagem ilustrativa das cápsulas conectadas ao cromatógrafo durante a calibração.

Prosseguindo-se os experimentos, mediu-se a porosidade do metal de solda dos cordões produzidos com o eletrodo E6013 nas profundidades equivalentes a 0,3m, 10m, 20m e 30m. As amostras para medição da porosidade foram obtidas dos corpos de prova utilizados para medição do hidrogênio difusível. Assim, para cada profundidade, pelo menos 12 amostras foram obtidas para medição da porosidade. Devido à dificuldade em retirar amostra nas peças onde foi medido o hidrogênio difusível, utilizou-se de forma aleatória as peças 1 e 3. Em sequência, as amostras foram embutidas e devidamente preparadas com lixas nas granulações 100, 220, 440, 600 e 1200. Em seguida, as amostras foram polidas em alumina com granulação de 0,05µm. Após isto, as amostras foram devidamente fotografadas para posterior medição da área dos poros no software *Quantikov* (Pinto, 1996). Para se conhecer a área do metal de solda, as amostras foram atacadas por solução de Nital 10% (solução com 10% de ácido nítrico e 90% de álcool 99,3°INPM) e fotografadas por meio de uma câmera fotográfica digital com uma lupa conectada com aumento de 10 vezes. Novamente o software *Quantikov* foi utilizado para medição da área do metal de solda. Por fim, a porosidade do metal de solda foi calculada pela Eq. 4.2. Na Figura 4. 6 é possível observar uma amostra após ataque químico em Nital (10%) e, posteriormente, a fotografia da amostra binarizada no software *Quantikov* para medição da área do metal de solda. Na Figura 4. 7 é possível observar uma amostra após polimento e em sequência, com a imagem binarizada para medição da área dos poros.

$$\text{Porosidade} = \frac{\text{Área total dos poros}}{\text{Área da seção transversal do cordão de solda}} \times 100\% \quad (\text{Eq. 4.2})$$

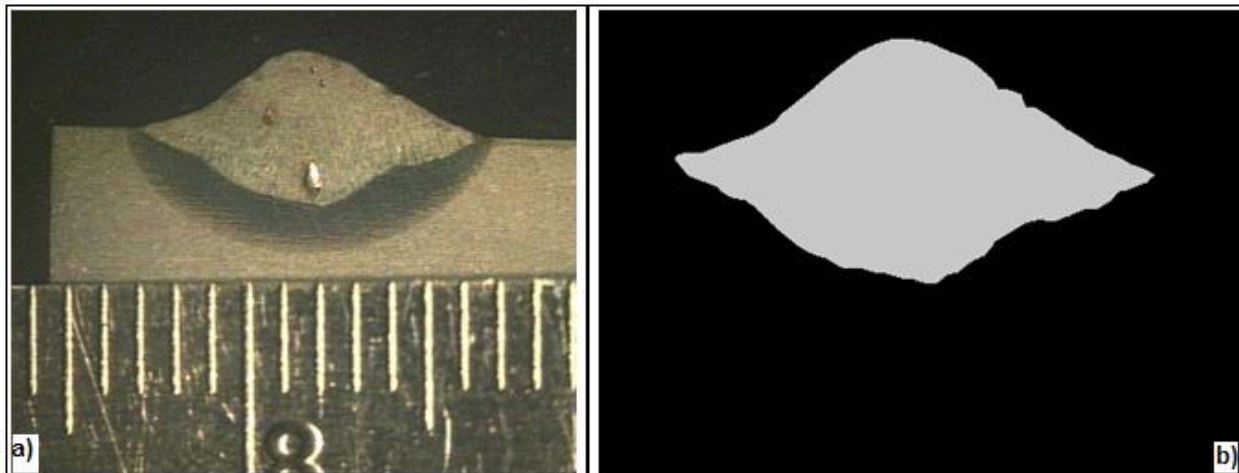


Figura 4. 6: Fotografia de uma amostra após ataque químico (a) e a mesma binarizada para se medir a área do cordão no software *Quantikov* (b).

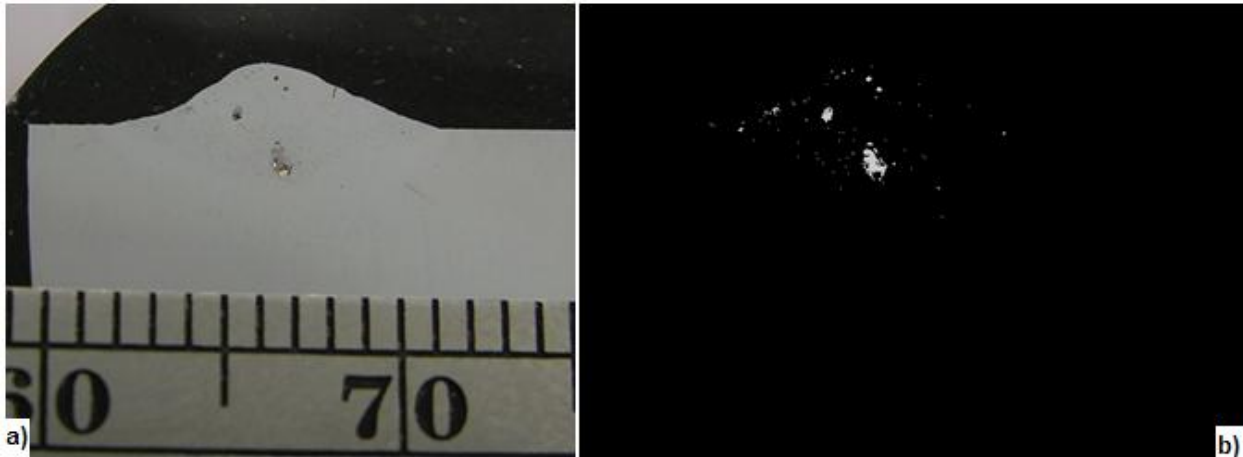


Figura 4. 7: Foto da amostra após o polimento da mesma (a) e a mesma binarizada para se medir a área dos poros no software *Quantikov* (b).

A partir do banco de dados obtidos a partir da quantificação da porosidade do metal de solda, a média aritmética do número de poros e diâmetro equivalente foram calculados para cada profundidade equivalente. Para cada amostra, o software *Quantikov* fornece dados como o número de elementos na amostra que corresponde ao número de poros contidos na seção transversal da mesma, além do elemento com área máxima que corresponde ao poro com a maior área na seção transversal da amostra. Supondo que a projeção dos poros na seção transversal em que é medida a porosidade é circular, o diâmetro equivalente foi obtido a partir do cálculo trivial da equação da área de círculo a partir do poro com área máxima.

Além da porosidade, alguns parâmetros referentes à morfologia do cordão de solda foram medidos, sendo estes: largura, penetração e reforço do cordão de solda. As amostras utilizadas foram as mesmas que previamente foram utilizadas para medição da porosidade. Estas amostras já tinham sido atacadas quimicamente em Nital 10% e fotografadas. O software *Quantikov* foi utilizado para medição da largura, penetração e reforço do cordão de solda. Na Figura 4.8 é possível visualizar um desenho esquemático com os parâmetros geométricos do cordão de solda medidos.

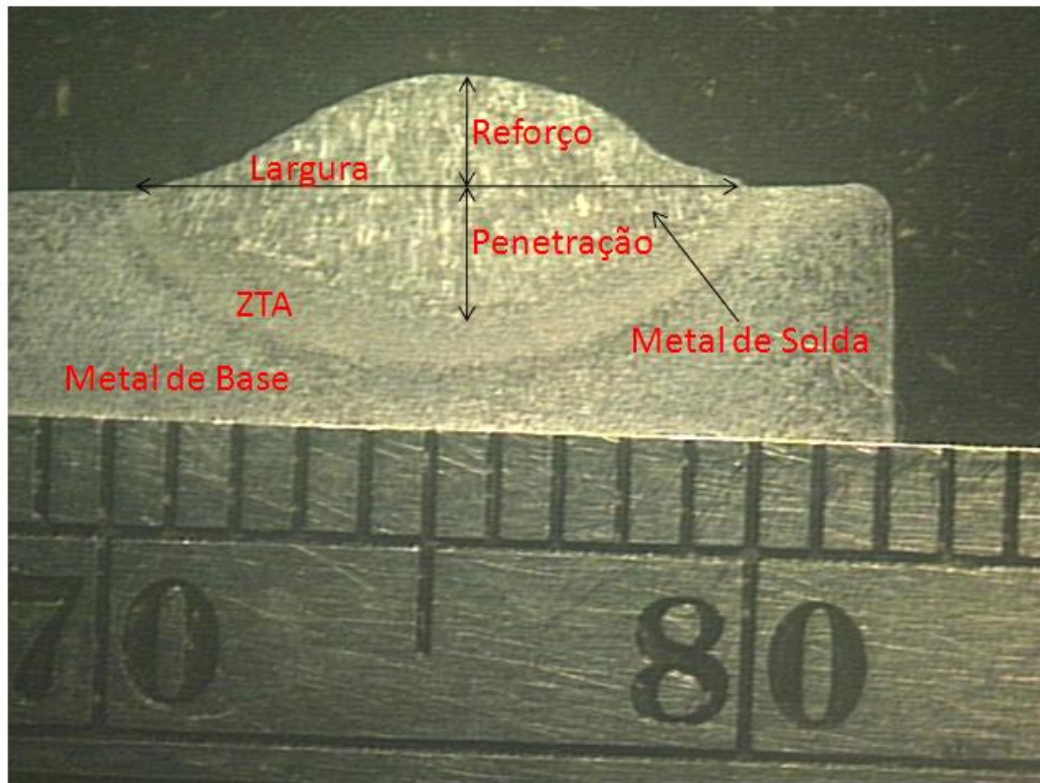


Figura 4. 8: Desenho esquemático ilustrando os parâmetros reforço, penetração e largura do cordão de solda.

Análise da microestrutura das soldas molhadas foi também feita para verificar se a profundidade afeta de forma significativa a microestrutura das soldas molhadas. Para cada profundidade, trabalhou-se com 2 amostras. Estas amostras já tinham sido previamente trabalhadas para medição da porosidade e morfologia do cordão de solda. Assim, foi necessário apenas lixar as amostras na lixa 1200, polir com alumina com granulação de $0,05\mu\text{m}$, atacá-las quimicamente com Nital 2% e, por fim, fotografá-las por meio de um microscópio óptico com aumento variando de 50 vezes até 1000 vezes. Os pontos da seção transversal do cordão de solda onde foram feitas as micrografias estão mostrados na Figura 4. 9 (pontos 1, 2, 3, 4 e 5).

Prosseguindo os trabalhos, as mesmas amostras que foram utilizadas anteriormente para análise microestrutural foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers. É possível que a variação da profundidade afete a dureza do metal de solda e ZTA. Ibarra *et al* (1994) reportaram que a pressão hidrostática influencia a microestrutura das soldas molhadas. Assim, é possível que a dureza do metal de solda seja também influenciada pela profundidade, pois a dureza medida está diretamente ligada com a dureza dos microconstituintes. A carga utilizada foi de $0,01\text{kgf}$, sendo esta aplicada em um intervalo de 25 segundos. Em todas as

amostras trabalhadas a dureza foi medida nas direções horizontal e vertical do cordão de solda. A distância entre as endentações foi sempre de 0,5mm. Na Figura 4. 9 é possível visualizar a faixa de pontos em que o ensaio de dureza foi feito. O perfil de dureza feito na linha vertical começou no topo do cordão de solda e terminou no metal de base. O perfil de dureza na linha horizontal sempre começou no metal de base, no lado direito da amostra, prosseguindo para o lado esquerdo da amostra, terminando quando a região do metal de base fosse novamente alcançada.

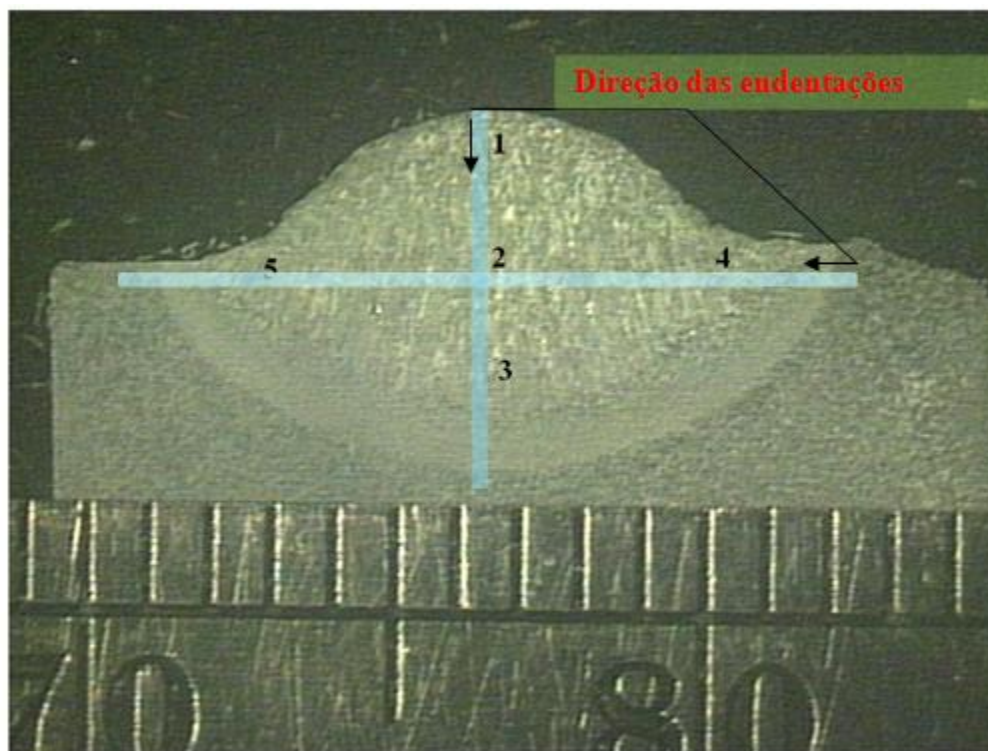


Figura 4. 9: Macrografia de uma amostra ilustrando a localização dos pontos no metal de solda para análise microestrutural e região na amostra (em azul) onde foram feitos os ensaios de dureza.

Com o intuito de entender os fenômenos de transferência metálica durante a soldagem e para se obter um maior entendimento da estabilidade do arco elétrico com a profundidade, realizou-se a aquisição dos sinais de tensão e corrente de soldagem durante a realização de cordões sobre chapa. Foram feitos quatro cordões de solda, um para cada profundidade. Os parâmetros utilizados foram os mesmos para a medição do hidrogênio difusível, sendo utilizado o mesmo aço (ASTM A36) e eletrodo (E6013), com exceção da geometria da chapa do metal de base. Esta possuía 12,7mm de espessura, por 100 mm de largura e 250 mm de comprimento. Na Figura 4. 10 é mostrado um desenho esquemático do sistema de

aquisição de dados utilizado nos experimentos. A taxa de aquisição de dados foi de 2kHz. A aquisição de dados foi feita em um intervalo de tempo igual a 5 segundos. A aquisição de dados se iniciou em alguns segundos após a abertura do arco elétrico para se evitar o período transiente dos sinais de corrente e tensão. Os dados foram trabalhados em uma planilha de cálculos. A partir dos sinais de tensão, calcularam-se os valores da média e desvio padrão da tensão. O número de curtos-circuitos também foi calculado. Considerou-se como curto-circuito toda vez que a tensão foi inferior a 5 volts.

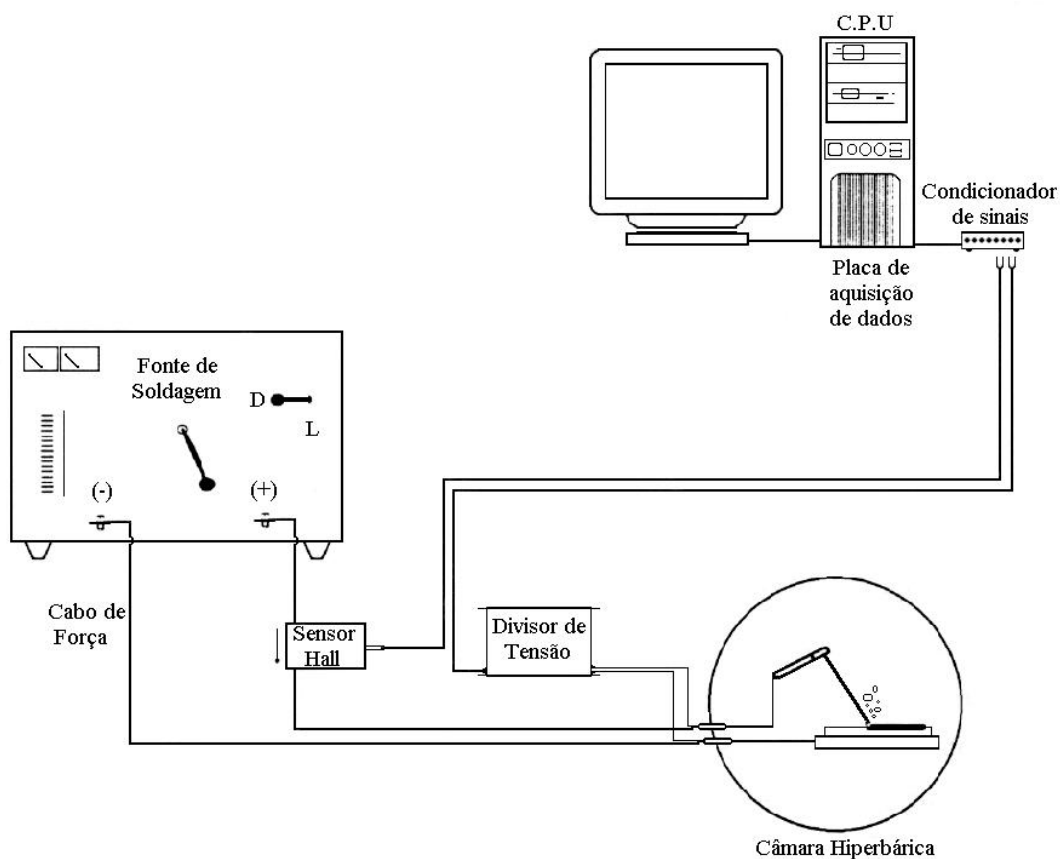


Figura 4. 10: Desenho esquemático do sistema de aquisição de dados

Fonte: (Pessoa, 2007)

Finalizando os trabalhos, amostras de aproximadamente 1g foram retiradas do metal de solda para medição do hidrogênio residual. As amostras foram obtidas por meio da remoção do reforço do cordão de solda através de um arco de serra. Duas amostras foram analisadas para cada profundidade, sendo importante salientar que as amostras utilizadas para medição do hidrogênio residual foram as mesmas que foram utilizadas previamente para medição do hidrogênio difusível. Utilizou-se o método de extração a quente por corrente de gás, com

especificação técnica Bruker, modelo G8 Galileo, cuja imagem ilustrativa pode ser visualizada na Figura 4. 11.



Figura 4. 11: Foto ilustrativa do medidor de hidrogênio residual por extração a quente por corrente de gás, modelo G8 Galileo

Fonte: (Bruker JUWE GMBH, 2008)

CAPÍTULO 5- RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Alterações Construtivas no Vaso de Pressão

Conforme foi reportado anteriormente, havia a necessidade de se realizar algumas alterações construtivas no vaso de pressão utilizado neste trabalho para que se tornasse viável a medição de hidrogênio difusível em função da profundidade segundo a norma ASTM E260-96 (ASTM, 2003). Para tal fim, foi projetada e construída uma escotilha na parte superior do vaso de pressão com abertura rápida.

Esta etapa pode ser considerada bem sucedida. Após a conclusão da mesma, foi possível realizar as medições de hidrogênio difusível em todas as profundidades estudadas neste trabalho. O êxito na realização das medições de hidrogênio difusível se deve a rápida abertura da nova escotilha construída e possibilidade de acesso aos corpos-de-prova pela parte superior do vaso de pressão. Por fim, as alterações construtivas no vaso de pressão foram também importantes, pois possibilitaram que novos trabalhos sejam feitos no LRSS (UFMG) no que tange o estudo do hidrogênio difusível das soldas molhadas em função da profundidade.

5.2 Inspeção Visual

Neste trabalho, quatro cordões sobre chapa foram realizados em diferentes profundidades (0,3m, 10m, 20m e 30m) com o eletrodo revestido E6013, metal de base ASTM A36, corrente de soldagem fixa em 170A. Este estudo visou verificar o aspecto superficial dos cordões de solda, além de realizar uma análise dos sinais de tensão obtidos por meio de um sistema de aquisição de dados.

Na Figura 5. 1 pode-se visualizar os cordões de solda realizados nas quatro profundidades testadas neste presente estudo. Em termos gerais, todos os cordões de solda apresentaram escória com ótima destacabilidade e poucos respingos. A aparência superficial dos cordões de solda pode ser considerada aceitável para soldagem subaquática molhada, com destaque para o cordão de solda realizado a 20m. Não se detectou poros superficiais nos cordões de solda, inclusive na cratera, com exceção do cordão de solda realizado a 30m que apresentou poros na cratera. Isto ocorreu, provavelmente, devido a uma falha na proteção gasosa do arco elétrico no momento de extinção do arco. Prosseguindo, a ocorrência de mordeduras só foi

observada na profundidade de 0,3m. Comparativamente, observou-se um aumento na molhabilidade do cordão de solda quando se aumentou a profundidade de 0,3m para 10m. Contudo, não se observou mudanças significativas na largura do cordão de solda conforme se aumentou a profundidade de 10m para 20m e 20m para 30m. Com o aumento da profundidade, é possível que a pressão hidrostática atue na poça de fusão líquida tendendo a espalhá-la sobre o metal de base, acarretando em um aumento na largura do cordão de solda e redução no reforço. Todavia, este espalhamento da poça de fusão líquida só foi observável quando se variou da profundidade de 0,3m para 10m. Os resultados das medições da geometria do cordão de solda estão mostrados no subcapítulo 5.6.



Figura 5. 1: Cordões de solda realizados com o eletrodo E6013, com corrente de soldagem de 170A, em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m).

5.3 Estabilidade do Arco Elétrico

Conforme foi reportado anteriormente, os sinais de tensão foram adquiridos durante a soldagem dos cordões sobre chapa por um período de 5 segundos. Na Figura 5. 2 pode-se visualizar a variação da tensão média de soldagem com a profundidade. Variando-se a profundidade equivalente de 0,3m para 10m, a tensão de soldagem reduziu significativamente. A mesma tendência de redução da tensão média de soldagem com o aumento da profundidade ocorreu quando se variou a profundidade de 10m para 20m e 20m para 30m, porém de forma menos acentuada. Como as soldas foram feitas por arraste, a redução nos valores de tensão não necessariamente implica em redução do comprimento do arco, exceto quando ocorre uma redução no comprimento do cone do revestimento formado na ponta do eletrodo. Provavelmente, a redução da tensão com a profundidade está ligada ao aumento da instabilidade do arco causando pela perda de potência, que ocorre com o aumento da pressão hidrostática, uma vez que a corrente de soldagem foi a mesma para todas as profundidades.

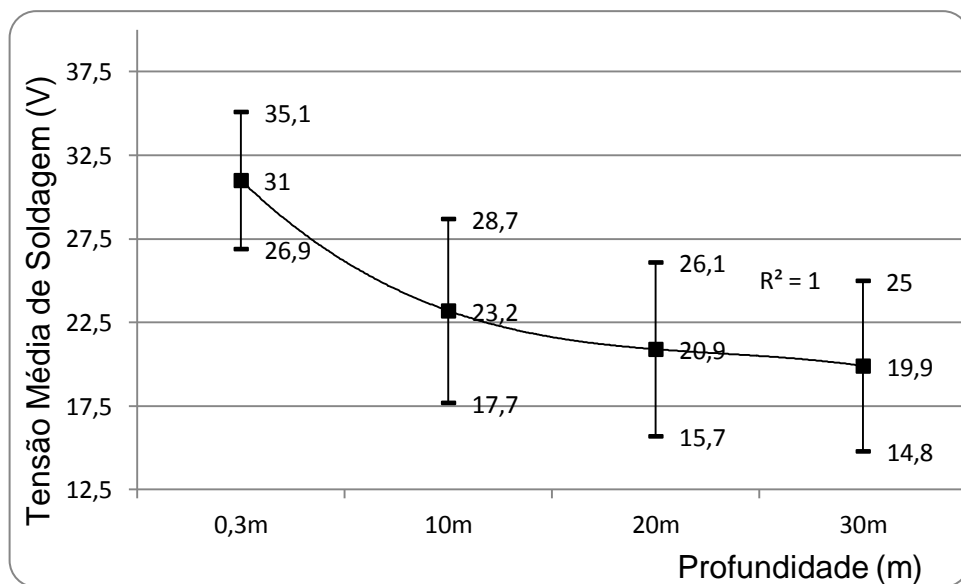


Figura 5. 2: Variação da tensão média de soldagem com a profundidade.

Além da quantificação da tensão média de soldagem, o número de curtos-circuitos foi calculado no intervalo de tempo tomado para amostragem. Para o cordão de solda realizado na profundidade de 0,3m, não se observou a ocorrência de curtos-circuitos. Contudo, nas demais profundidades foi possível verificar a ocorrência de curtos-circuitos, sendo possível observar a ocorrência de 20 curtos-circuitos em um intervalo de 5 segundos para o cordão de solda

realizado a 10m, 13 curtos-circuitos a 20m e 16 curtos-circuitos a 30m. Como foi reportado anteriormente, houve redução na tensão de soldagem com o aumento da profundidade. É natural a ocorrência de curtos-circuitos para as soldas realizadas a 10m, 20m e 30m devido a menores valores de tensão. Assim, as chances da gota líquida tocar a poça de fusão antes mesmo de se destacar do eletrodo, o que caracteriza um curto-circuito, é aumentada. Os oscilogramas de tensão encontram-se no anexo A. Na Tabela 5. 1 estão sumarizados os resultados das análises dos sinais de tensão.

Tabela 5. 1: Variação da tensão média de soldagem e número de curtos-circuitos

Profundidade (m)	Tensão Média (V)	Número de Curtos-circuitos
0,3	31,0	0
10	23,2	20
20	20,9	13
30	19,9	16

5.3 Hidrogênio Difusível e Residual

Os resultados das medições de hidrogênio difusível em função da profundidade equivalente de soldagem estão sumarizados na Figura 5. 3 com a devida barra de erros (desvio padrão). De forma geral, o hidrogênio difusível reduziu com o aumento da profundidade. Variando-se a profundidade de 0,3m para 10m, o hidrogênio difusível reduziu 23%, seguido de uma redução de 18% quando se variou a profundidade de 10m para 20m. Todavia, os resultados obtidos para a profundidade de 30m não foram estatisticamente diferentes dos resultados obtidos na profundidade de 20m. Uma possível hipótese é que o hidrogênio difusível chegue a um patamar constante para pressões a partir de 20m. É importante ressaltar que estas variações apresentadas foram consideradas com relação ao valor médio.

Conforme foi reportado por Elliot *et al* (1967), há um relação entre o oxigênio e hidrogênio dissolvido no metal de solda. Esta relação entre estes dois elementos é inversamente proporcional, isto é, um aumento no teor de oxigênio do metal de solda implica em uma redução do hidrogênio dissolvido e vice-versa. Além disto, Ibarra *et al* (1994) mostrou que o oxigênio no metal de solda aumenta com a profundidade e depois alcança um patamar constante na profundidade aproximada de 3 atmosferas. Pope *et al* (1994) reportou que este patamar constante é o limite de saturação de concentração do oxigênio no metal de solda e o oxigênio constante

acima da profundidade de 30 metros é resultante do equilíbrio Fe-FeO. Portanto, não é possível prever o comportamento do hidrogênio total do metal de solda baseando-se somente no comportamento da concentração de oxigênio.

Adicionalmente, uma possível contribuição para redução do hidrogênio difusível com o aumento da profundidade pode estar relacionada com a redução da tensão média de soldagem com o aumento da profundidade. Woods, 1974a apud Trevisan *et al*, 1990 relatou a redução do hidrogênio com a redução do comprimento do arco. Uma vez que a tensão média de soldagem é diretamente proporcional ao comprimento do arco, é razoável supor que a variação do comprimento do arco com a profundidade esteja relacionada com a redução do hidrogênio difusível.

A explicação para a redução do hidrogênio difusível com a pressão hidrostática será fornecida no final deste capítulo através de um modelo que relaciona o hidrogênio difusível, hidrogênio residual e porosidade e a possível correlação entre eles com a variação da profundidade.

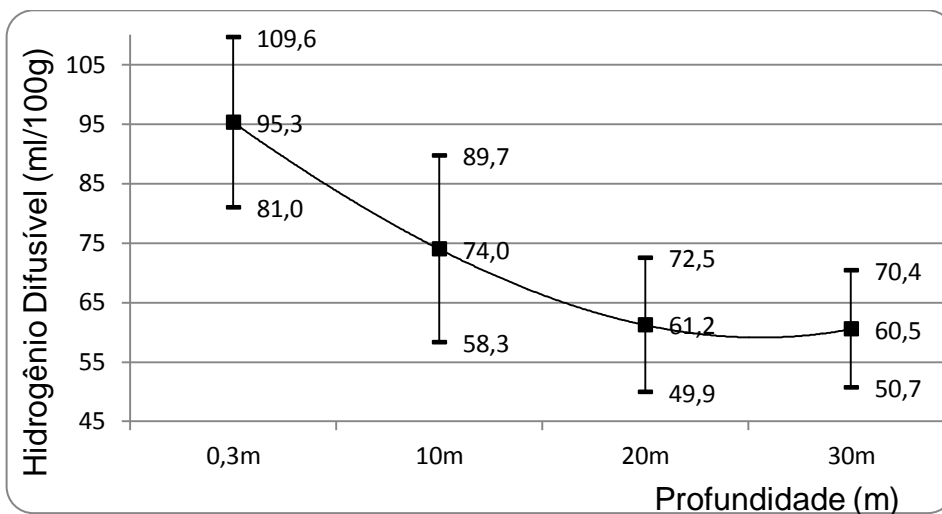


Figura 5. 3: Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade

Os resultados obtidos para o hidrogênio difusível do metal de solda depositado foram comparados com os resultados obtidos por Ando e Asahina (1983), conforme pode ser observado na Figura 5. 4. Ando e Asahina (1983) estudaram diversos aspectos da soldagem subaquática molhada com relação à profundidade de soldagem, entre eles, a relação do hidrogênio difusível com a pressão hidrostática para diversas famílias de eletrodos. De forma geral, os resultados

obtidos neste trabalho e por Ando e Asahina (1983) apresentaram uma tendência de redução do hidrogênio difusível com a profundidade para os eletrodos rútilicos. Entretanto, algumas diferenças entre os dois trabalhos são claramente visíveis e merecem ser comentadas.

Ando e Asahina (1983) não observaram mudanças significativas no hidrogênio difusível com relação ao aumento da profundidade de 0,3m para 20m. Neste trabalho, observou-se uma redução em torno de 36% quando se aumentou a profundidade de soldagem de 0,3m para 20m. Deve-se ressaltar que os resultados destes dois trabalhos foram obtidos por métodos diferentes, sendo que Ando e Asahina (1983) usaram o método da glicerina e neste foi usado o método da cromatografia gasosa. Além disso, outros parâmetros, tais como: diâmetro do eletrodo, corrente de soldagem e configuração do sistema de soldagem por gravidade foram diferentes, o que inviabiliza maiores comparações entre os dois trabalhos. Entretanto, conforme foi reportado anteriormente é importante salientar que nos dois trabalhos foi possível observar uma redução no hidrogênio difusível com o aumento da profundidade, o que pode indicar claramente uma tendência de comportamento entre estas duas variáveis.

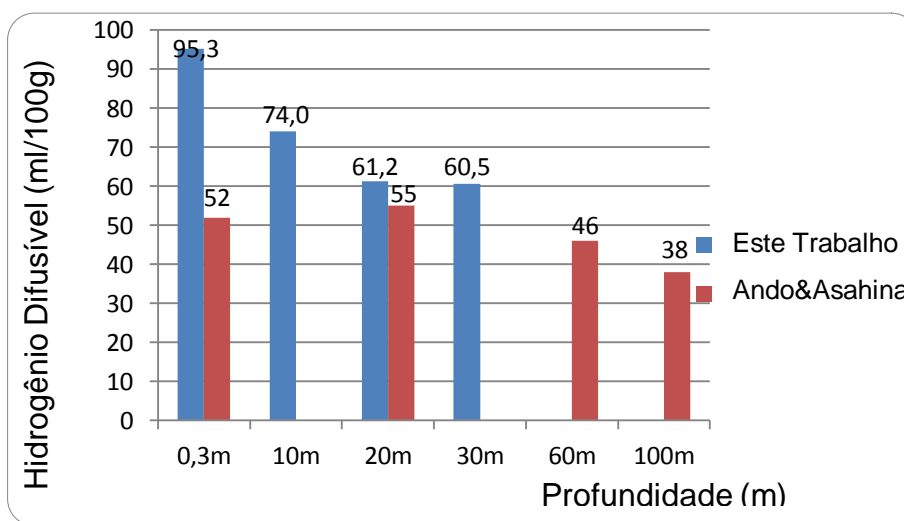


Figura 5. 4: Variação do hidrogênio difusível do metal de solda depositado com a profundidade obtidos neste trabalho e por Ando&Asahina (1983) para eletrodos rútilicos.

A redução do hidrogênio difusível com a profundidade para eletrodos rútilicos está em consonância com os resultados obtidos por Santos *et al* (2010). Conforme foi reportado anteriormente no capítulo de revisão bibliográfica, Santos *et al* (2010) observaram uma redução do número de trincas por hidrogênio com a profundidade para dois tipos de eletrodos rútilicos utilizados. Uma vez que o hidrogênio difusível para eletrodos rútilicos reduz com a

profundidade, conforme pode ser observado na Figura 5.4, é razoável que um menor número de trincas venham a ser encontradas com o aumento da profundidade, assim como foi observado por Santos *et al* (2010).

O hidrogênio residual também foi medido e os resultados estão mostrados na Figura 5.5. Não se constaram alterações significativas no hidrogênio residual das soldas molhadas com a variação da profundidade. Além disto, deve ressaltar que não foi possível obter o valor de hidrogênio residual para a profundidade de 30m, devido a um erro de medição.

A metodologia usada neste trabalho para medição de hidrogênio residual pode ser melhorada. A princípio, pode ser considerado que o uso de um arco de serra para retirada das amostras não foi muito apropriado. Devido às imprecisões nos cortes produzidas por essa ferramenta, é possível que alguns poros tenham sido atingidos durante a execução dos cortes. Sendo assim, considerando que o hidrogênio residual pode ser em parte oriundo dos poros, é possível que o uso de um arco de serra para retirada dos corpos-de-prova tenha aumentado o grau de imprecisão dos resultados de hidrogênio residual obtidos neste trabalho.

Pope e Liu (1996) reportaram que a adição de hematita no revestimento de eletrodos rútilicos e oxidantes não altera de forma significativa o hidrogênio residual das soldas molhadas. Os mesmos observaram que o hidrogênio residual tende a um valor de saturação de 5ml/100g, paralelamente a saturação de oxigênio pelo metal de solda. Assim, como o hidrogênio residual se encontra geralmente na estrutura cristalina associado a alguma inclusão não-metálica, é possível que o hidrogênio residual não seja influenciado pela pressão hidrostática, pois em soldas molhadas os níveis de hidrogênio residual estariam atingindo certo patamar de saturação no que tange à capacidade da estrutura cristalina em absorver as moléculas de hidrogênio.

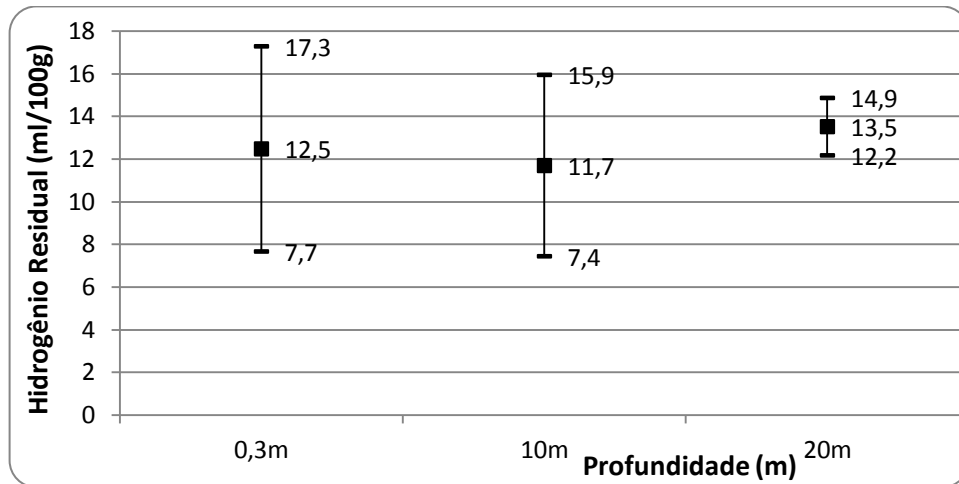


Figura 5. 5: Variação do hidrogênio residual das soldas molhadas com a profundidade.

Na Figura 5.6 é mostrado o gráfico dos valores médios de hidrogênio total, difusível e residual das soldas molhadas em função da profundidade. O hidrogênio total foi calculado como a soma do hidrogênio difusível com o hidrogênio residual. Este gráfico permite observar claramente o comportamento do hidrogênio difusível e residual com a profundidade para o eletrodo revestido E6013. À medida que se aumenta a pressão hidrostática, o hidrogênio difusível diminui e o hidrogênio residual permanece, aproximadamente, constante. Estes resultados estão em consonância com os resultados obtidos por Gooch (1983) em profundidade inferior a 0,5m.

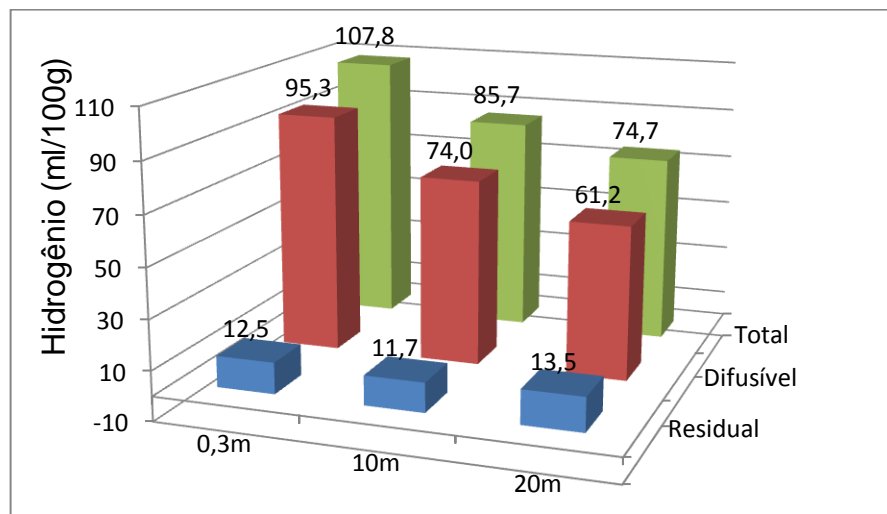


Figura 5. 6: Influência da profundidade no hidrogênio total, difusível e residual das soldas molhadas.

5.5 Porosidade

A porosidade do metal de solda foi medida nas diversas profundidades testadas, assim como foi reportado anteriormente no capítulo de metodologia. Os resultados para a porosidade do metal de solda em função da profundidade podem ser visualizados na Figura 5. 7 , na qual é possível observar que a porosidade do metal de solda aumentou com a profundidade. Na Figura 5. 8 é possível observar algumas macrografias representativas das soldas realizadas nas quatro profundidades testadas, com os seus respectivos valores de porosidade. O aparecimento de poros começou a ocorrer no metal de solda a partir da profundidade de 10m. Variando-se a pressão de 10m para 20m e em sequência de 20m para 30m, observou-se que a porosidade aumentou de forma substancial. Estes resultados estão em consonância com a literatura (Pessoa (2007), Suga e Hasui (1986)).

Na Figura 5.7 é também possível observar que para cada profundidade obteve-se valores de desvio padrão com relação às médias amostrais razoavelmente altos. Como a porosidade foi medida em pontos diversos ao longo do cordão de solda, é de se esperar variações significativas na porosidade para mesma pressão, pois conforme foi reportado por Pessoa (2007), a porosidade diminui ao longo do cordão das soldas molhadas. Por exemplo, para a profundidade de 30m, obteve-se uma amostra com porosidade em torno de 2,35% e outra amostra com porosidade em torno de 0,10%. Além do mais, o método utilizado para medição da porosidade neste trabalho toma como base a área dos poros em uma determinada seção transversal, e assim, dependendo do ponto em que a amostra foi seccionada, os valores de porosidade para um mesmo poro podem variar consideravelmente, conforme pode ser visto esquematicamente na Figura 5.9. Na seção AA' a porosidade assume algum valor intermediário, alcançando um valor máximo na seção BB' e o valor mínimo na seção CC'.

Por fim, o consumível utilizado neste trabalho possui alma com baixo teor de carbono (0,08%) e conforme foi reportado por Andrade (2010), a porosidade está estritamente ligada ao teor de carbono da alma do eletrodo, sendo que um maior teor de carbono na alma do eletrodo irá propiciar uma maior porosidade no metal de solda. Assim, um eletrodo com alma de baixo teor de carbono irá propiciar cordões de solda com menor volume de poros, o que irá acarretar em maiores imprecisões nos valores de porosidade obtidos, pois a medição dos poros pelo software *Quantikov* trabalha com a binarização de imagem, buscando evidenciar os poros. Assim, poros menores são mais difíceis de serem identificados durante a binarização da imagem.

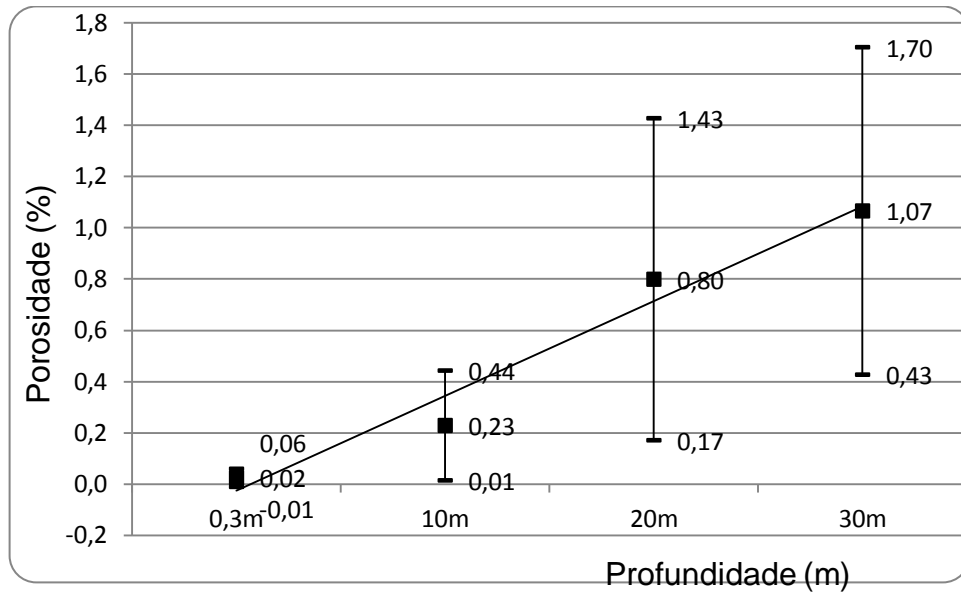


Figura 5. 7 : Variação da porosidade do metal de solda com a profundidade.

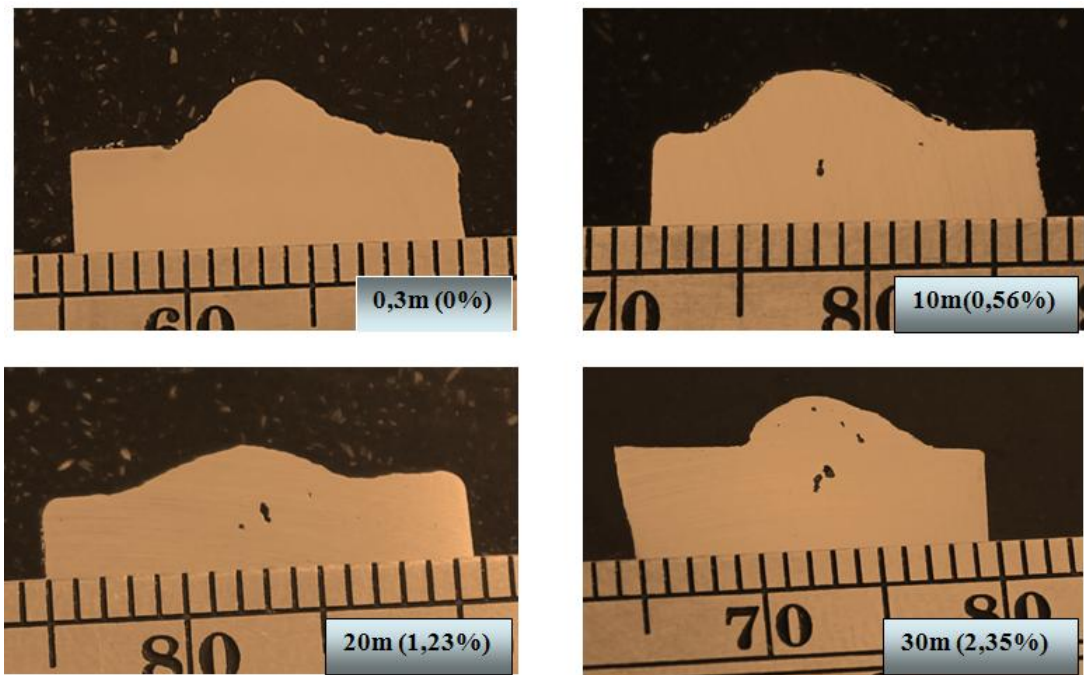


Figura 5. 8: Macrografias dos cordões de soldas nas profundidades de 0,3m, 10m, 20m e 30m com os respectivos valores de porosidade.

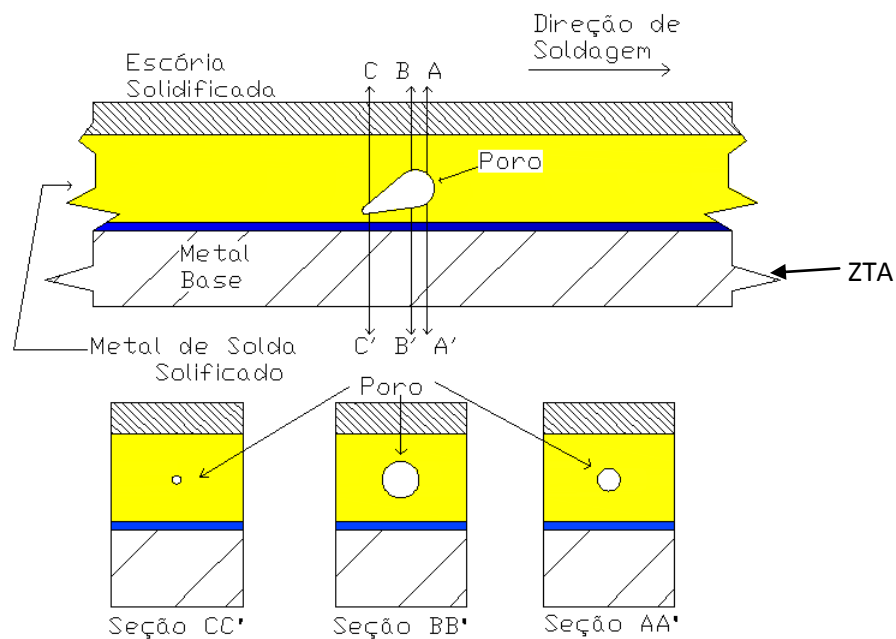


Figura 5. 9: Desenho esquemático ilustrando a variação da porosidade ao longo do cordão medida pelo método macrográfico de acordo com a seção transversal em que foi feito o corte (parte superior). As seções AA', BB' e CC' representam os cortes transversais (parte inferior).

Em termos comparativos, os resultados obtidos neste trabalho seguiram a mesma tendência de aumento da porosidade com o aumento da profundidade, conforme foi observado por Suga e Hasuí (1986), sendo utilizado em ambos os casos a mesma família de eletrodos. Na Figura 5. 10 é possível visualizar os resultados obtidos neste trabalho e por Suga e Hasuí (1986). É notável que os valores de porosidade obtidos neste trabalho sempre foram menores que os obtidos por Suga e Hasuí (1986). Este fato é notável e facilmente entendível, uma vez que foram utilizadas metodologias diferentes nos dois trabalhos, a começar pelos consumíveis utilizados. Nestes dois trabalhos foram utilizados eletrodos rútilicos. Contudo, é notável a variedade de consumíveis rútilicos que podem ser obtidos comercialmente ou simplesmente, por métodos experimentais. Assim, as diferenças nos valores de porosidade observadas são bastante razoáveis.

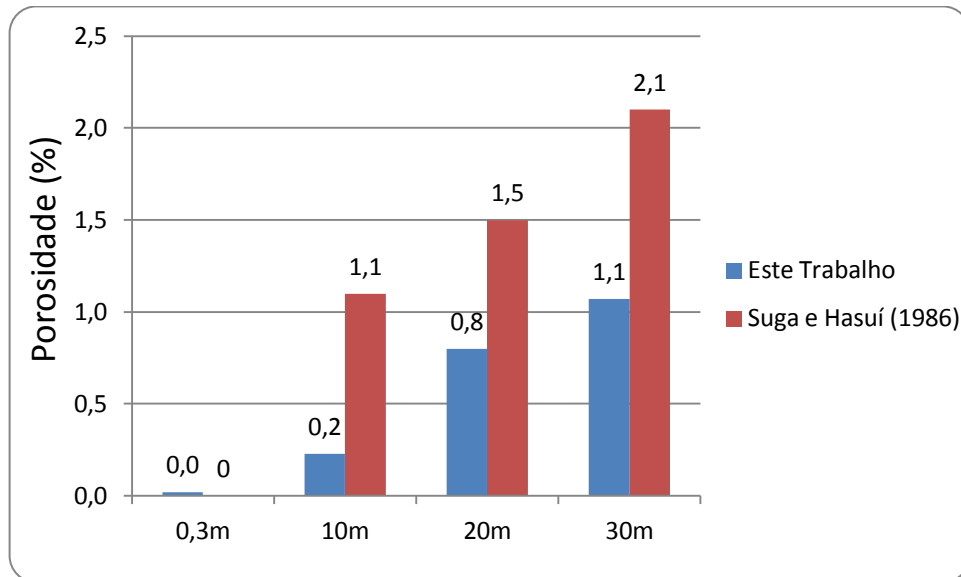


Figura 5. 10: Comparação dos resultados obtidos neste trabalho e Suga e Hasuí (1986).

Além da quantificação da porosidade do metal de solda para as diversas profundidades testadas, procurou-se correlacionar a profundidade de soldagem com o aspecto morfológico dos poros no metal de solda. Além disto, procurou-se correlacionar o número de poros do cordão de solda com a profundidade. É conhecido que a porosidade aumenta com o aumento da pressão hidrostática. Diante deste fato, é possível questionar se, com o aumento da profundidade, ocorreria um aumento no número de poros no metal de solda ou o número de poros permaneceria constante, ocorrendo um aumento da porosidade através do aumento do diâmetro médio dos poros com a profundidade. Para responder esta questão, o diâmetro médio do poro que possui a maior área na seção transversal de uma dada amostra (diâmetro equivalente) foi calculado, conforme foi descrito previamente no capítulo de metodologia. Conforme pode ser observado na Figura 5. 11, o diâmetro do poro aumenta com o respectivo aumento da profundidade. Este fato implica que o aumento da profundidade acarreta na coalescência de poros adjacentes, o que proporciona poros maiores com o aumento da pressão hidrostática.

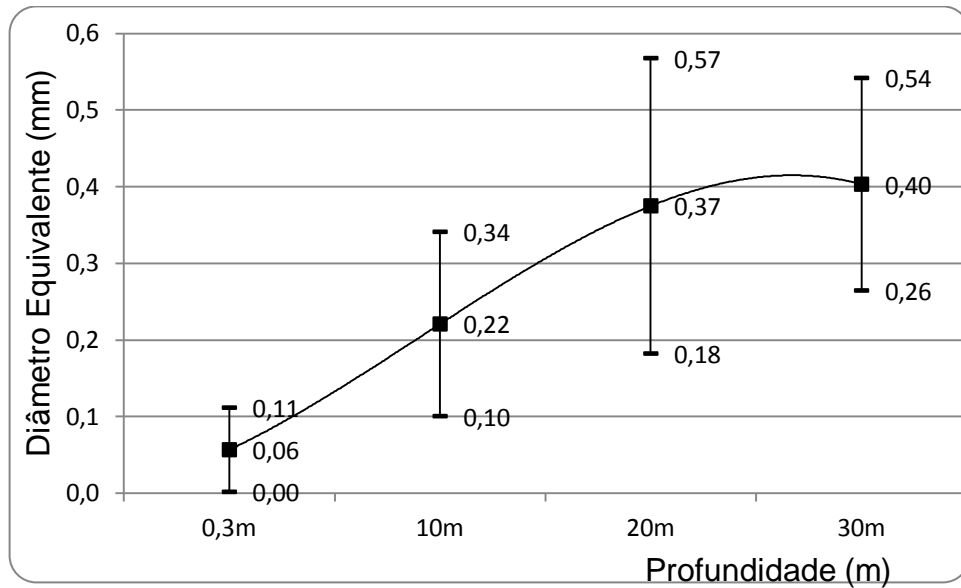


Figura 5. 11: Variação do diâmetro equivalente dos poros com a profundidade

Com relação ao número de poros no metal de solda por unidade de área da seção transversal do cordão de solda, observou-se um aumento do número de poros com o aumento da profundidade. Este fato evidencia que o fenômeno de nucleação de bolhas de vapor na poça de fusão líquida é favorecido conforme a pressão hidrostática é aumentada. Na Figura 5. 12 é apresentada a razão do número de poros pela área do metal de solda em função da pressão hidrostática. O motivo pelo qual se optou trabalhar pela razão número de poros pela área do metal de solda em vez de se trabalhar apenas com o número de poros foi com o intuito de evitar que qualquer variação na área do metal de solda pudesse levar a conclusões erradas com relação aos fenômenos de nucleação e formação de poros à medida que se altera a profundidade de soldagem.

Por fim, com relação ao questionamento feito anteriormente, pode-se observar pelos gráficos da Figura 5. 11 e Figura 5. 12 que o aumento da profundidade de soldagem proporciona a formação de um maior número de poros, além de acarretar em poros com diâmetros maiores.

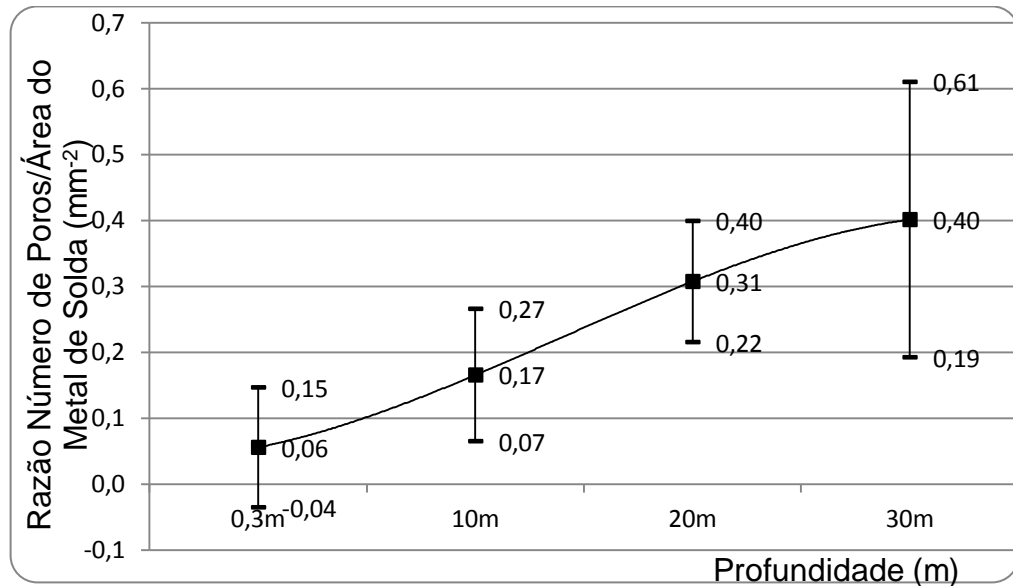


Figura 5. 12: Variação da razão do número de poros pela área do cordão de solda em função da profundidade.

Assim, é razoável supor que o aumento da profundidade aumenta a disponibilidade de hidrogênio no metal de solda, proporcionando uma maior nucleação de bolhas de vapor na poça de fusão líquida e, por conseguinte, um maior número de poros após a solidificação do metal de solda. Além disto, deve-se ressaltar que o oxigênio e o hidrogênio estão contribuindo para os mecanismos de crescimento dos poros, o que acarreta em um aumento do diâmetro médio dos poros com o aumento da pressão hidrostática.

5.6 Morfologia do Cordão de Solda

A geometria da seção transversal do cordão de solda foi medida utilizando os procedimentos especificados no capítulo de metodologia. Os parâmetros largura, penetração e reforço do cordão de solda foram medidos, totalizando 12 amostras para cada profundidade de soldagem. Os resultados estão sumarizados nas Figuras 5.13, 5.14 e 5.15.

Como é possível observar na Figura 5. 13, a penetração do cordão de solda diminuiu de forma significativa, em torno de 29%, quando a profundidade aumentou de 0,3m para 10m. Quando a profundidade aumentou de 10m para 20m, é possível observar que houve uma ligeira tendência de redução da penetração. Todavia, devido ao alto desvio padrão da penetração para profundidade de 20m, não é possível concluir estatisticamente que houve uma redução da

penetração com o aumento da profundidade de 10m para 20m. Por fim, não houve mudança na penetração quando se variou a profundidade de 20m para 30m.

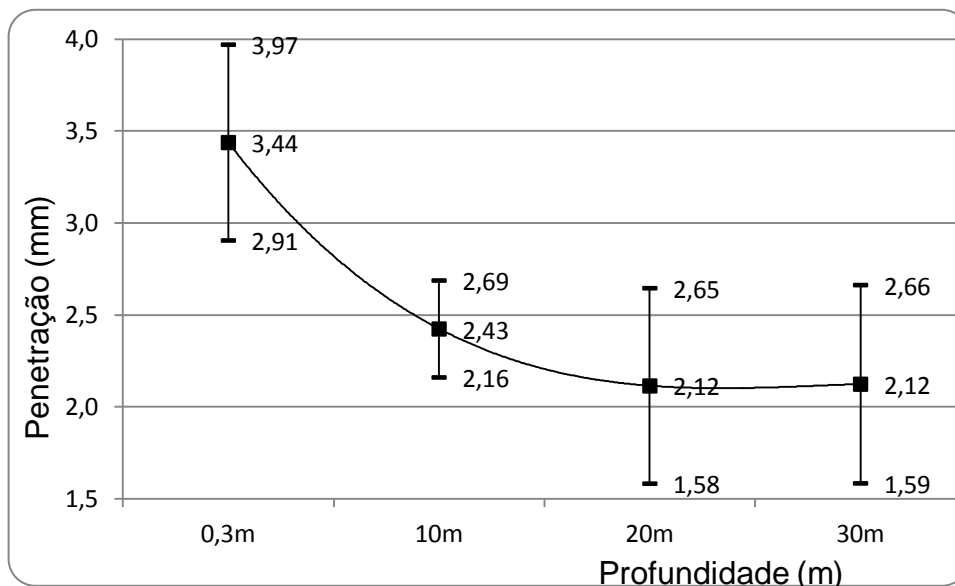


Figura 5. 13: Variação da penetração do cordão de solda com a profundidade.

Com relação à largura do cordão de solda, não se observou mudanças apreciáveis, com exceção das soldas feitas na profundidade de 0,3m. A largura do cordão de solda aumentou quando se variou a profundidade de 0,3m para 10m. Contudo, a largura do cordão de solda permaneceu inalterada quando se variou a profundidade de 10m para 20m e 20m para 30m. Na Figura 5. 14 é mostrado um gráfico com os resultados da largura do cordão de solda em função da profundidade de soldagem.

Com relação ao reforço do cordão de solda, houve redução do mesmo quando se aumentou a profundidade de 0,3 para 10m. Todavia, nas demais profundidades não foram observadas mudanças consideráveis no reforço do cordão de solda, conforme pode ser observar na Figura 5. 15. Assim, é possível concluir que o reforço permaneceu aproximadamente constante quando se aumentou a pressão de 10m para 20m e 20m para 30m.

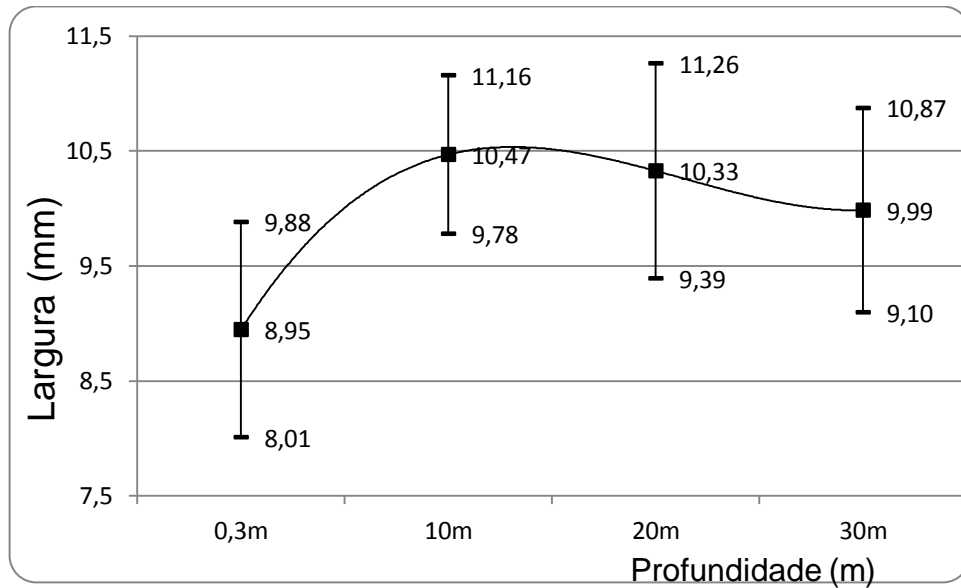


Figura 5. 14: Variação da largura do cordão de solda com profundidade.

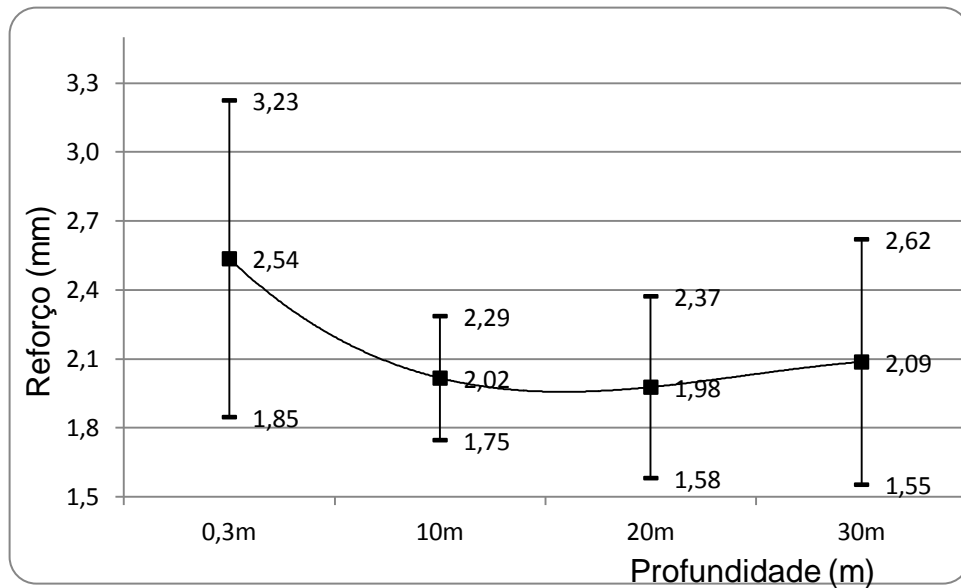


Figura 5. 15: Variação do reforço do cordão de solda com a profundidade.

As alterações na morfologia do cordão de solda com a profundidade se devem ao fato de que o aumento da profundidade tende a aumentar o efeito da pressão hidrostática na poça de fusão líquida. A pressão hidrostática tende a espalhar a poça de fusão líquida, de tal forma que é possível ocorrer um aumento da largura, diminuição da penetração e reforço com aumento da profundidade de soldagem. Por outro lado, deve-se salientar que a pressão do ambiente tende a restringir o arco elétrico, o que pode resultar em um cordão de solda com menor largura e

maior penetração e reforço com o aumento da profundidade. Contudo, neste trabalho, o efeito de espalhamento do cordão de solda foi mais influente na morfologia do cordão de solda do que o efeito de constrição do arco elétrico.

As forças na poça de fusão líquida, tais como convecção de Marangoni, força gravitacional, tensão superficial e força de Lorentz podem causar mudanças na morfologia do cordão de solda (Heiple e Roper, 1982). Todavia, as alterações na morfologia do cordão que foram observadas neste trabalho não se devem primordialmente a tais forças (convecção de Marangoni, força gravitacional, tensão superficial e força de Lorentz), uma vez que as taxas de solidificação em soldagem subaquática molhada são bastante elevadas. Como hipótese inicial, o efeito de espalhamento da pressão hidrostática sobre a poça de fusão líquida é a causa provável das alterações da morfologia do cordão de solda com a profundidade.

Os parâmetros P/L e R/L também foram calculados. P/L é a razão da penetração pela largura do cordão de solda e R/L é a razão do reforço pela largura do cordão de solda. Os parâmetros P/L e R/L foram calculados porque permitem uma visualização mais rápida e macroscópica do comportamento da morfologia do cordão de solda com a profundidade. Os resultados das relações P/L e R/L estão sumarizados nas Figuras 5.16 e 5.17, respectivamente. Em consonância com os resultados anteriores, é possível observar que houve reduções significativas nas relações P/L e R/L quando a profundidade aumentou de 0,3m para 10m. Para variações de profundidade de 10m para 20m e 20m para 30m, não ocorreram alterações significativas nas relações P/L e R/L.

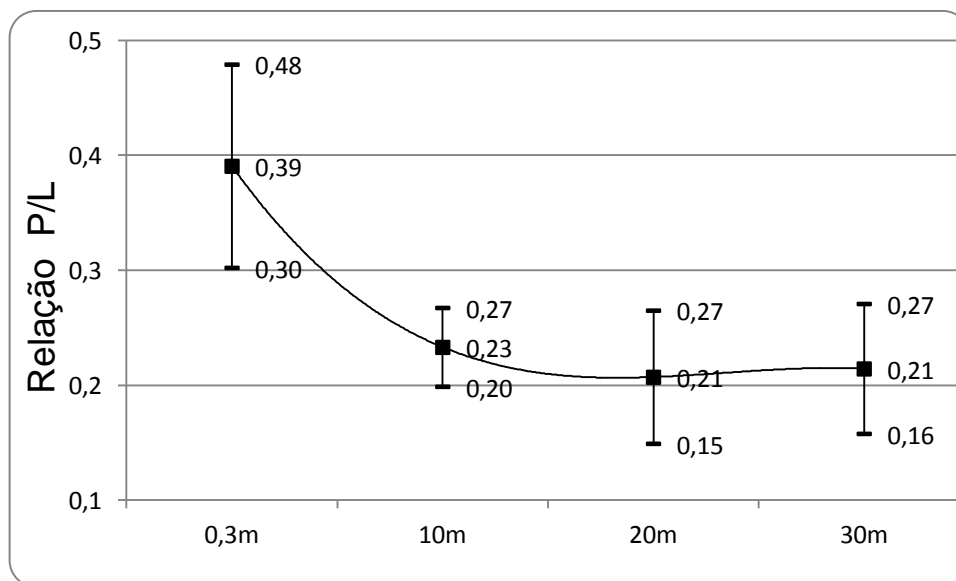


Figura 5. 16: Razão P/L (Penetração/Largura).

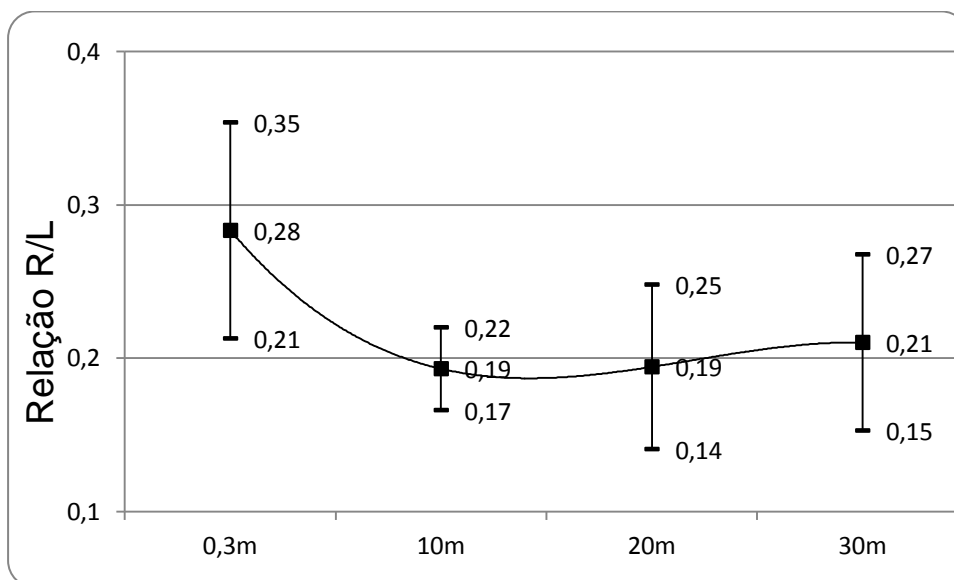


Figura 5. 17: Razão R/L (Reforço/Largura).

É possível fazer uma correlação entre a morfologia do cordão de solda e hidrogênio difusível. Para uma determinada quantidade de metal de solda depositado, é possível inferir que cordões de solda com menores valores de P/L e R/L irão favorecer a difusão de hidrogênio para fora do metal de solda. Esta suposição é razoável, uma vez que para estas condições o hidrogênio precisa percorrer um caminho menor para se difundir para fora do metal de solda. Sendo assim, é razoável supor que a redução dos parâmetros P/L e R/L com a variação da profundidade equivalente de 0,3m para 10m pode ter contribuído para a consequente redução do hidrogênio difusível. Todavia, supõe-se que a morfologia do cordão de solda tenha uma relação secundária com o hidrogênio difusível, pois quando a profundidade equivalente foi aumentada de 10m para 20m não foram observadas alterações significativas na morfologia do cordão de solda. Contudo, foi notória a redução do hidrogênio difusível para esta mesma variação de profundidade.

5.7 Microestrutura e Dureza do Metal de Solda

A dureza do metal de solda foi medida para as diversas profundidades testadas (0,30m, 10m, 20m e 30m). Utilizaram-se duas amostras para cada profundidade, sendo necessário reportar que, para cada amostra, foram obtidos os perfis de dureza na linha horizontal e vertical, conforme foi relatado previamente no capítulo de metodologia.

Conforme foi definido no capítulo de metodologia, utilizou-se uma sequência lógica para identificação das amostras. As letras A, B, C e D correspondem, respectivamente, as

amostras obtidas nas profundidades equivalentes a 0,3m, 10m, 20m e 30m. Por exemplo: a amostra 6C é a sexta amostra obtida para a profundidade equivalente a 20m.

Os valores médios da dureza do metal de solda em função da profundidade, acompanhados pela barra de desvio padrão, estão apresentados na Figura 5. 18. Não se constatou mudanças significativas na dureza do metal de solda com a profundidade. As pequenas variações na dureza do metal de solda com a profundidade se devem as mudanças microestruturais que ocorrem no metal de solda com a profundidade, conforme foi reportado por Ibarra *et al* (1994). Contudo, não foi possível observar uma tendência de comportamento que permitisse correlacionar a dureza do metal de solda com a profundidade. Em termos gerais, considerou-se como não significativo o efeito da profundidade na dureza do metal de solda nas soldas molhadas produzidas com o eletrodo rutílico E6013.

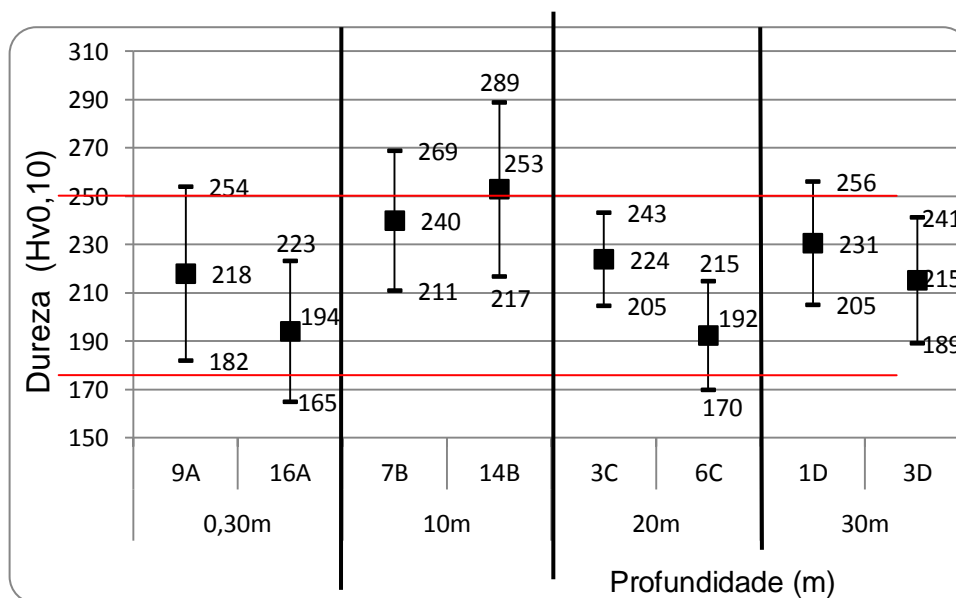


Figura 5. 18: Variação da microdureza do metal de solda com a profundidade.

Na Figura 5. 19 é possível observar os perfis de dureza Vickers obtidos nas linhas vertical e horizontal, conforme foi definido na metodologia, para as amostras 9A(0,3m), 7B(10m), 3C(20m) e 1D(30m). A dureza tende a valores máximos no topo do cordão de solda e vai diminuindo conforme as endentações se aproximam da ZTA e metal de base. Este resultado já era esperado, uma vez que as maiores taxas de resfriamento em soldagem subaquática molhada ocorrem no topo do cordão de solda, propiciando assim microconstituintes com maiores níveis de dureza. Com relação ao perfil obtido na linha horizontal, os maiores valores de dureza ocorreram no centro do cordão de solda. À medida que as endentações foram tomadas mais

próximas da ZTA, os valores de dureza Vickers diminuíram. Os perfis de dureza das amostras 16A(0,3m), 14B(10m), 6C(20m) e 3D(30m) encontram-se no Anexo B.

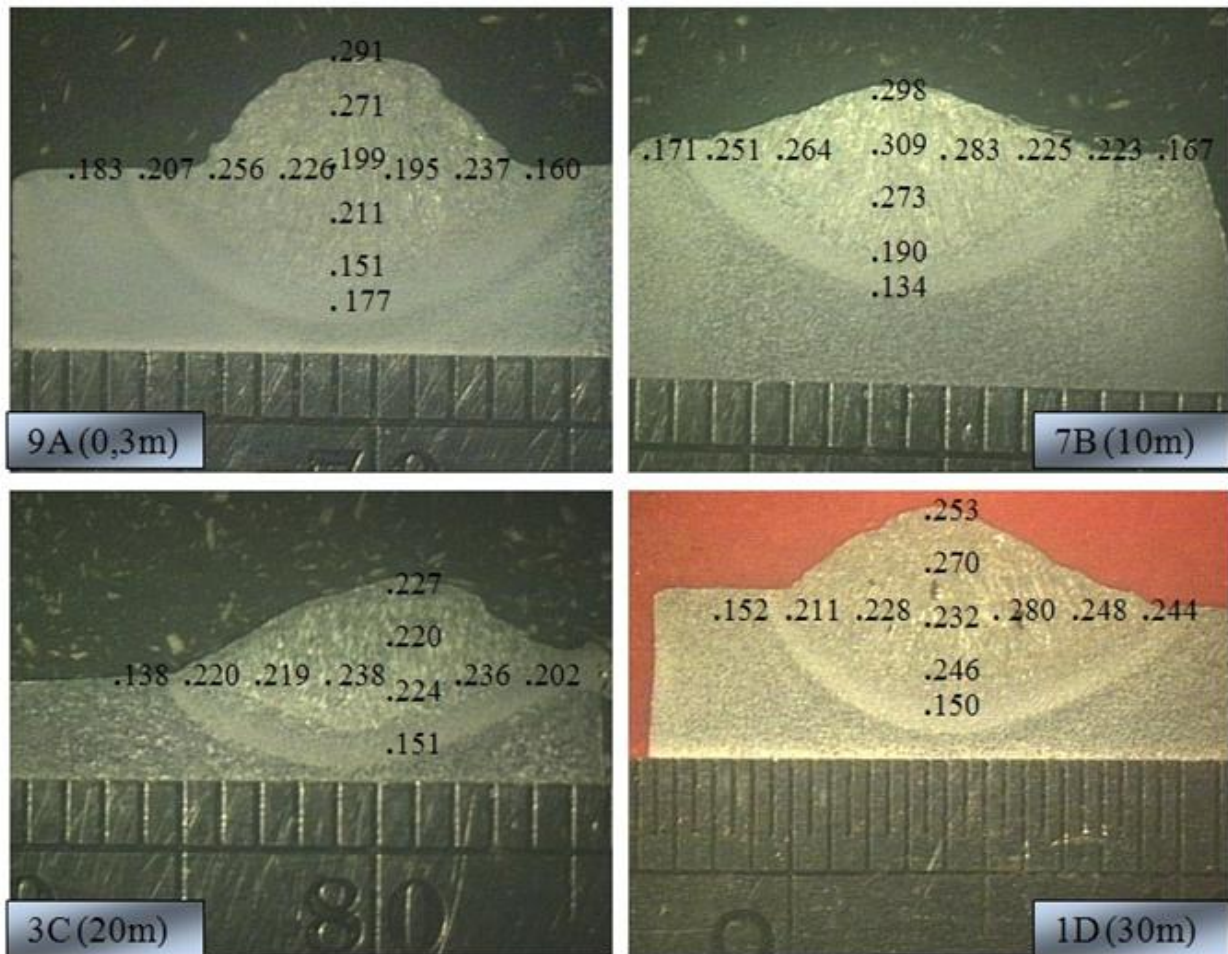


Figura 5. 19: Perfis de dureza (vertical e horizontal) para as diferentes profundidades testadas.

Além da análise da dureza da ZTA e metal de solda, análise microestrutural também foi feita com o objetivo de identificar quaisquer alterações na microestrutura do metal de solda conforme se variou a profundidade em que as soldas molhadas foram feitas. Em termos qualitativos, não foram observadas alterações microestruturais significativas no metal de solda com a variação da pressão hidrostática. Todavia, como não foram feitas análises quantitativas da microestrutura do metal de solda, não é possível concluir se a profundidade de soldagem afeta a microestrutura das soldas molhadas para o eletrodo utilizado neste trabalho. As micrografias mostram uma microestrutura típica de soldas molhadas produzidas para o eletrodo rutílico E6013, com ferrita de contorno de grão (FCG), ferrita de segunda fase alinhada (FSA) e ferrita poligonal (FP). A partir dos valores de dureza apresentados na

Figura 5.19, é possível inferir que provavelmente martensita e bainita devem também estar presentes no metal de solda, uma vez que foram encontrados valores de dureza acima de 300 Vickers. Estes valores são característicos para estes dois tipos de microestrutura. Algumas micrografias representativas podem ser vistas nas Figuras 5.20 e Figura 5.21.

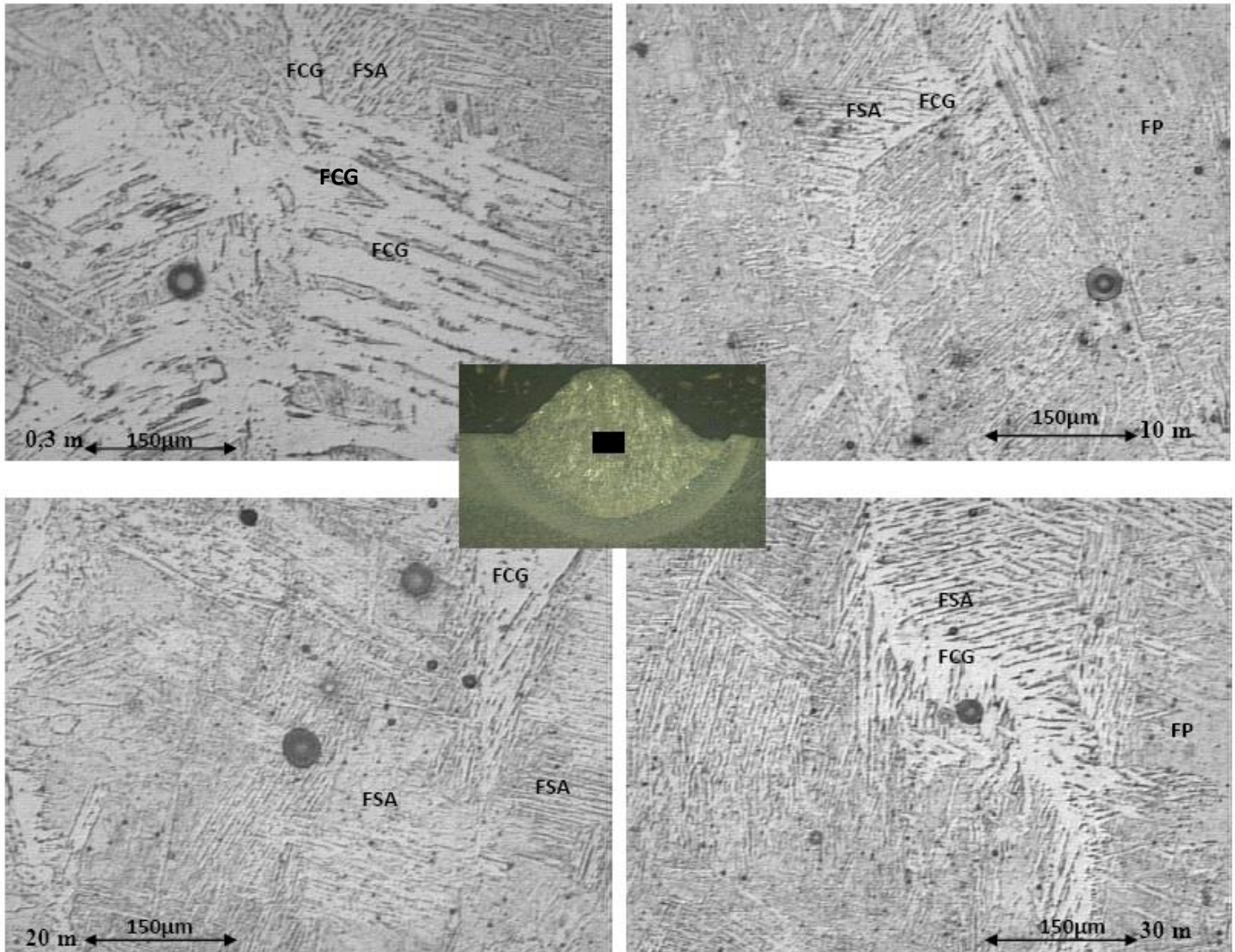


Figura 5. 20: Micrografias dos cordões de solda feitos em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m). Amostras atacadas com Nital 2% e aumento de 500 vezes. Imagens obtidas a partir do microscópio óptico na posição central da seção transversal do cordão de solda.

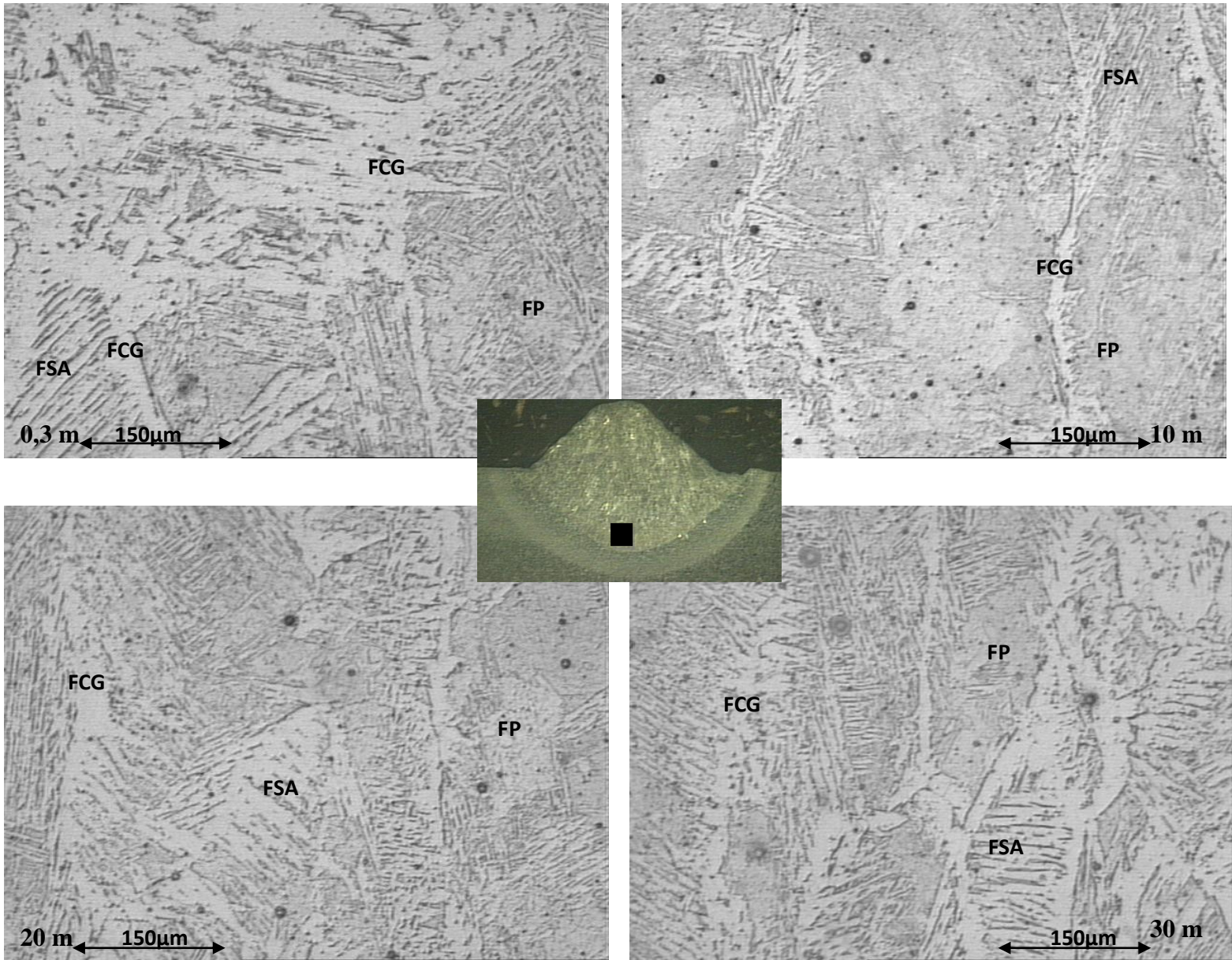


Figura 5. 21: Micrografias dos cordões de solda feitos em quatro profundidades diferentes (0,3m, 10m, 20m e 30m). Amostras atacadas com Nital 2% e aumento de 500 vezes. Imagens obtidas a partir do microscópio óptico na posição inferior da seção transversal do cordão de solda, próximo a ZTA.

5.8 Proposta de Modelo para Explicar a Relação entre Hidrogênio Difusível e Porosidade do Metal de Solda em Soldagem Subaquática Molhada para Eletrodos Rutílicos

Este estudo buscou entender a relação do hidrogênio (difusível e residual) das soldas molhadas com a profundidade. Conforme foi reportado anteriormente neste mesmo capítulo, constatou-se que ocorreu uma tendência de redução do hidrogênio difusível com o aumento da profundidade. Esta mesma tendência foi observada por Ando e Asahina (1983). O hidrogênio residual permaneceu, aproximadamente, constante com o aumento da profundidade. Além disto, observou-se também que a porosidade do metal de solda aumentou à medida que a profundidade aumentou. Constatou-se também que a partir de 10 metros de profundidade, não ocorreram alterações significativas na geometria do cordão de solda. Por fim, observou-se uma redução na tensão média de soldagem com o aumento da profundidade e o aparecimento de curtos-circuitos a partir de 10 metros. Assim, a partir dos dados experimentais obtidos, é apresentado na Figura 5.22 um modelo para explicar o motivo pelo qual o hidrogênio difusível das soldas molhadas diminui com a profundidade para o eletrodo testado.

O hidrogênio das soldas molhadas oriundo das mais diversas formas (eletrodo, óleo, graxa, dissociação das moléculas de água do meio aquoso, etc.) é, em parte, absorvido pela poça de fusão durante a execução do cordão de solda (Welding Handbook, Materials and Applications - part I, 1996). Além disto, o hidrogênio pode migrar para as gotas metálicas durante o processo de transferência das mesmas da ponta do eletrodo para a poça de fusão líquida. Após isto, o hidrogênio pode migrar para ZTA, ou sair do metal de solda para fora do cordão de solda e escória líquida/solidificada, ou apenas ficar retido no metal de solda após a solidificação da solda (Kou, 2003). Este hidrogênio retido no metal de solda pode se apresentar na forma de hidrogênio residual ou hidrogênio difusível (Bailey *et al* , 1973). O hidrogênio na poça de fusão líquida pode migrar para as bolhas de vapor, favorecendo o mecanismo de crescimento das mesmas. Devido a sua baixa pressão parcial e alta mobilidade, o hidrogênio pode contribuir significativamente para o crescimento dos poros (Pessoa, 2007).

Uma vez que o processo de nucleação dos poros se torna mais intenso à medida que a profundidade de soldagem aumenta (Suga e Hasui, 1986; Pessoa, 2007), acredita-se que o hidrogênio esteja migrando para as bolhas de vapor, ajudando no processo de crescimento das mesmas. Esta suposição é razoável, uma vez que este elemento é encontrado de forma abundante

nas soldas molhadas. Assim, o hidrogênio difusível está preferencialmente ajudando no processo de formação de poros ao invés de ficar intersticialmente dissolvido no metal de solda líquido. Isto explica porque o hidrogênio difusível das soldas molhadas diminui com a profundidade e a porosidade aumenta. Santos *et al* (2010) sugeriu que a redução das trincas por hidrogênio (i.e.; redução do hidrogênio difusível) das soldas molhadas com a profundidade para os eletrodos rúflicos pode estar associado com o aumento da porosidade com a profundidade, uma vez que os poros poderiam estar trabalhando como sumidouros dos átomos de hidrogênio dissolvidos na matriz ferrítica. Este fato implicaria na redução do hidrogênio disponível para o processo de trincamento a frio.

É possível que o hidrogênio tenha preferência em migrar para as bolhas de vapor, pois nelas ele se combina na forma molecular, ficando em uma forma mais estável em termos termodinâmicos, do que na forma iônica. Em termos gerais, é provável que o hidrogênio absorvido pela poça de fusão aumente proporcionalmente com a profundidade até chegar a certo patamar de saturação, assim como ocorre com o oxigênio (Ibarra *et al*, 1994).

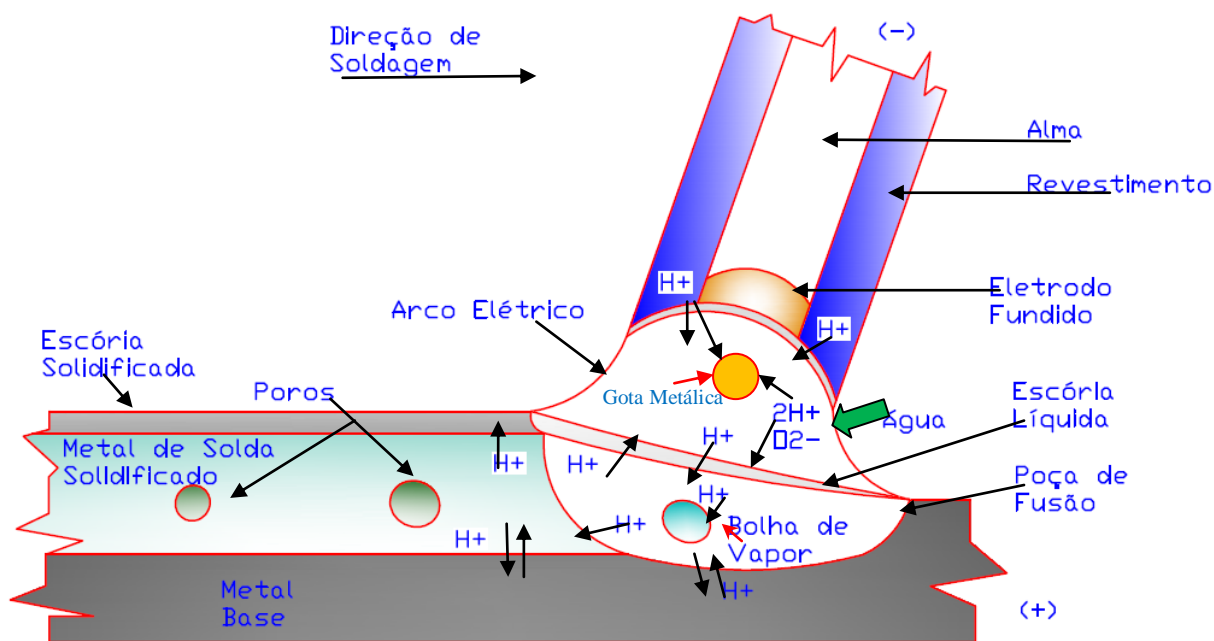


Figura 5. 22: Modelo físico ilustrando a absorção de hidrogênio pela poça de fusão líquida e em seqüência, a migração de átomos de hidrogênio para bolha de vapor no metal de solda líquido.

O modelo apresentado neste trabalho considera que o hidrogênio difusível diminui e o hidrogênio residual permanece constante com o aumento da profundidade equivalente. Contudo, era esperado um aumento do hidrogênio residual com o aumento da profundidade. Conforme foi reportado anteriormente, o hidrogênio difusível reduz com a profundidade e, possivelmente, esta redução está associada com a migração de íons de hidrogênio para as bolhas de vapor na poça de fusão líquida. Assim, é razoável supor que a quantidade de hidrogênio armazenada nos poros esteja aumentando com o aumento da profundidade. Considerado que parte do hidrogênio residual é oriundo dos poros, e como a porosidade aumentou com a profundidade, é possível que o aumento da pressão hidrostática acarrete no aumento do hidrogênio residual. Sendo assim, os resultados de hidrogênio residual apresentados neste trabalho devem ser analisados com certas ressalvas. Ademais, trabalhos futuros são necessários para ratificar os resultados obtidos neste trabalho no que diz respeito ao hidrogênio residual.

CAPÍTULO 6- CONCLUSÕES

A partir do estudo do efeito da profundidade no hidrogênio difusível em soldagem subaquática molhada, as seguintes conclusões foram obtidas:

1. O hidrogênio difusível reduziu significativamente com a profundidade, quando se variou a pressão de hidrostática de 0,3m para 10m e 10m para 20m. A partir de 20m, os resultados sugeriram que o hidrogênio difusível do metal de solda assume um patamar constante;

2. O hidrogênio residual, considerando as ressalvas feitas anteriormente, permaneceu aproximadamente constante com a profundidade;

3. A porosidade do metal de solda aumentou substancialmente com a profundidade em que foram feitas as soldas molhadas;

4. Constatou-se uma tendência de aumento do número de poros e aumento da área dos poros na seção transversal seccionada com a profundidade, o que sugere que a pressão hidrostática influencia diretamente nos fenômenos de nucleação e crescimentos dos poros em soldagem subaquática molhada;

5. Com relação à morfologia do cordão de solda, observou-se uma tendência de redução nos parâmetros P/L (razão penetração pela largura do cordão de solda) e R/L (razão reforço pela largura do cordão de solda) quando se variou a profundidade de soldagem de 0,3m para 10m. Contudo, não foram observadas alterações significativas nos parâmetros P/L e R/L variando-se a profundidade de 10m para 20m e de 20m para 30m;

6. Não foram observadas alterações significativas na dureza do metal de solda com a variação da profundidade de soldagem;

7. Com relação à análise dos sinais de tensão, constatou-se uma tendência na redução da tensão média com a profundidade, sendo notória a ocorrência de curtos-circuitos a partir da profundidade de 10m;

8. As alterações construtivas no vaso de pressão foram consideradas satisfatórias, pois permitiram a realização das medições de hidrogênio difusível em função da profundidade;

9. Por fim, foi possível obter uma possível explicação para a redução do hidrogênio difusível com a profundidade a partir do modelo físico apresentado.

CAPÍTULO 7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Medir o hidrogênio difusível dos eletrodos oxidantes para diferentes profundidades;
2. Medir o hidrogênio difusível dos eletrodos rúflicos para profundidades acima de 30m;
3. Elaborar um modelo que explique a relação do hidrogênio difusível dos eletrodos rúflicos e oxidantes com a variação da profundidade;
4. Medir o hidrogênio difusível das soldas molhadas para diferentes profundidades nas posições vertical e sobre-cabeça;
5. Desenvolvimento de uma metodologia para medição do hidrogênio residual de cordões sobre chapa.

ABSTRACT

The underwater wet welding using SMAW is widely used in maintenance and repairs of submerged structures. In this process, water can dissociate, providing substantial quantities of ions H^+ and O^{2-} at the molten pool. The hydrogen and oxygen may form gas bubbles in the molten weld metal which may result in formation of pores. The hydrogen can diffuse by the weld metal and heat-affected zone or be trapped in the structure of the weld metal in the form of residual hydrogen.

The diffusible hydrogen in the weld metal and heat-affected zone might have a deleterious effect in the mechanical properties of welded joint. The diffusible hydrogen plus susceptible microstructure, such as martensite, presence of tractive residual tension and temperatures lower than $200^{\circ}C$ can lead the arising of cracks in the weld metal and heat-affected zone. All these conditions are satisfied in underwater wet welding. The amount of diffusible hydrogen in the weld metal can be influenced by several factors. However, not yet known whether the depth of welding (pressure) affects the amount of diffusible hydrogen in weld metal.

In this work, several measurements of diffusible hydrogen were made at following depth: 0.30m, 10m, 20m and 30m at wet welding. The electrode used was commercial waterproofed E6013. The ASTM A36 steel was used as the base metal. The diffusible hydrogen measurements were made through the gas chromatography method following the AWS D3.6M procedure. The porosity was measured using the macrographic method and a software called Quanticov. The residual hydrogen also was measured. Going forward, several measurements were made of the width, reinforcement and depth of the weld bead at the following depth: 0.30m, 10m, 20m and 30m. Analysis of the hardness and microstructure of the weld metal and HAZ were also made. Finally, the voltage signals were monitored during the period that the welds were made.

The results showed that diffusible hydrogen reduced substantially as the hydrostatic pressure increased. The porosity, as it was related previously, increased as the hydrostatic pressure increased. It was not observed changes in the residual hydrogen of the weld metal.

Regarding the morphology of the weld, there was a downward trend in the parameters D/W (Depth/Width) and R/W (Reinforcement/Width) when the depth was changed from 0.3m to 10m. However, there were no significant changes in the parameters D/W and R/W when the depth was changed from 10m to 20m and 20m to 30m.

There was no significant change in microstructure and hardness of the weld metal when the weld depth was increased. Regarding the analysis of signs of voltage, there was a trend in reduction of mean voltage with the depth, being noticeable the occurrence of short circuits on the following depth: 10m, 20m and 30m.

So, it is possible to conclude that the welding depth affects several aspects of the underwater wet welding, in special, the diffusible hydrogen and porosity.

Key-words: *Underwater Wet Welding; Diffusible Hydrogen; Hydrostatic Pressure.*

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E260-96. **Standard Practice for Packed Column Gas Chromathography**, EUA, 2003;
2. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Specification for Underwater Welding**, ANSI/AWS D3.6M, EUA, 1999;
3. AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook, Materials and Aplications - part I**, 8th , Volume III, Miami, EUA, 1996;
4. ANDO S. E ASAHINA T. **A Study on the Metallurgical Properties of Steel Welds with Underwater Gravity Welding**, Underwater Welding, IIW Conference Pergamun Press, Trondehein, College of Industrial Technology, Nihon University, Narashino-shi, Chiba, Japan, p.255-261, 1983;
5. ANDRADE, L. G. D. **Efeito do Teor de Carbono do Metal de Adição e do Metal de Base Sobre a Porosidade do Metal de Solda Subaquática**, Belo Horizonte, Universidade Federal de Minas Gerais, 101f, 2010;
6. ANDRADE, L. P. C. S. **Soldagem Subaquática Molhada com Eletrodo Tubular**, Florianópolis, Universidade Federal de Santa Catarina, Dissertação, 124f, 1995;
7. ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering**, Volume VI, EUA, 1993;
8. BAILEY, N.; COE, F.R.; GOOCH, T.G.; HART, P.H.M.; JENKINS, N.; PARGETER, R.J. **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**, Woodhead, England, 1973;
9. BAILEY, N.; **Residual Stresses**, Welding Institute, Cambridge, p. 28, 1981 apud KOU, S. **Welding Metallurgy**, A Wiley-Interscience Publication, 2th, EUA, 2003;
10. BAILEY, N. **Weldability of Ferritic Steels**, Woodhead, EUA, 1994;

11. BEACHEM C. D. **Metal. Trans.**, 3: 437, 1972;
12. BRACARENSE, A. Q. **Shielded Metal Arc Welding Electrode Heating Control by Flux Ingredients Substitution**. Golden, Colorado, EUA, Colorado School of Mines, Tese, 1994;
13. BRANDI, S., TANIGUCHI, C. e LIU, S. 1991. **Analysis of Metal Transfer in Shielded Metal Arc Welding**, *Welding Journal* 70(10): 261s-270s, 1991;
14. BRUKER JUWE GMB, **G8 Galileo Operating Instructions**, Viersen, Germany, 2008;
15. CALLISTER, W.D. JR. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais**, Editora LTC, 2ªedição, 2006;
16. CAMPBELL, JOHN. **Castings**. Elsevier. Online version available at: <http://www.knovel.com/knovel2/Toc.jsp?BookID=711&VerticalID=0>, 2001 apud PESSOA, E.C.P. **Estudo da Variação da Porosidade ao Longo do Cordão em Soldas Subaquáticas Molhadas**, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, Tese, 157f, 2007;
17. CHANDIRAMANI, D. **Hydrogen Reduced in Wet Underwater GMA Welds**, *Welding Journal*, V.73, Nº 3, 1994;
18. COE, F. R. **Welding Steels without Hydrogen Cracking**, Welding Institute, Cambridge, 1973 apud KOU, S. **Welding Metallurgy**, A Wiley-Interscience Publication, 2th, EUA, 2003;
19. FILHO, J.C.P; MELLO, R.T.; MEDEIROS, R.C.; PARANHOS, R. **Histórico Recente da Soldagem Subaquática Molhada**, 2004;
20. GEDEON S. A. AND EAGAR T.W. **Weld. J.**, 69: 213s, 1990;
21. GOOCH, T.G. **Properties of Underwater Wels. Part 1, Procedures Trials**, Metal Construction. Pp.164-167, vol.8, March, England, 1983;
22. GORSHOV, A.I. **Kinetics of the Growth of Gas Bubles in the Molten Pool and of the Formation of Pores in the Weld Metal in the Welding of Titanium**, *Svar. Proizvod.* 22(6),

- 1975 apud TREVISAN, R. E., SCHWEMMER, D. D. e OLSON, D. L. **The Fundamentals of Weld Metal Pore Formation**, Welding: Theory and Practice, Ed., Elsevier Science B. V., 1990;
23. GRANJON, H. **Cracking and Fracture in Welds**, Japan Welding Society, Tokyo, p. IB1.1, 1972 apud KOU, S. **Welding Metallurgy**, A Wiley-Interscience Publication, 2th, EUA, 2003;
24. GRUBBS, C. E., BERTELMANN, A. E., IBARRA, S., LIU, S., MARSHALL, D. J., OLSON, D. L. **Welding Handbook Material and Applications**. Part 1. Eighth Edition, Vol. 3. American Welding Society. Miami: 446-500, 1996 apud PESSOA, E.C.P. **Estudo da Variação da Porosidade ao Longo do Cordão em Soldas Subaquáticas Molhadas**, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, Tese, 157f, 2007;
25. HARWIG, D.D.; LONGENECKER, D.P. AND CRUZ, J.H. **Effects of Welding Parameters and Electrode Atmospheric Exposure on the Diffusible Hydrogen Content of Gas Shielded Flux Cored Arc Welds**, AWS Welding Journal, September, 1999;
26. HEIPLE, C. and ROPER, J. **Mechanism for Minor Element Effect on Gta Fusion Zone Geometry**, Welding Journal, pp. 97-102, vol.61, n.4, 1982;
27. IBARRA, S., GRUPPS, C. E., LIU, S. **State-of-the-Art and Practice of Underwater Wet Welding of Steel**. Proceedings: International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures. New Orleans, Louisiana, pp 49-67, 1994;
28. KOU, S. **Welding Metallurgy**, A Wiley-Interscience Publication, 2th, EUA, 2003;
29. LIU, S., POPE, A. M., and DAEMEN, R. **Welding Consumables and Weldability**, International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures, Louisiana, USA, pp.321-350, 1994a;
30. MEDEIROS, R. C. **Effect of Oxidizing Electrodes and Polarity on Hydrogen Mitigation in Underwater Wet Welding**, Colorado School of Mines, Thesis, USA, 1997;

31. MIRZA R.M. AND GEE R. **Effects of Shielding Gases on Weld Diffusible Hydrogen Contents Using Cored Wires**, Science and Technology of Welding and Joining, Vol.4 No.2, 1999;
32. NIKIFOROV, G. D., BOLDYREV, A.M., BUKUROV, V.I., **The Effect of Welding Process Variables on the Porosity of Welds in AMg6 Alloy**, Svar. Proizvod. 13(2), 1966 apud TREVISAN, R. E., SCHWEMMER, D. D. e OLSON, D. L. **The Fundamentals of Weld Metal Pore Formation**, Welding: Theory and Practice, Ed., Elsevier Science B. V., 1990;
33. PEREZ, F. **The Mechanism of Porosity Formation in Underwater Steel Welds using SMAW Process**, Golden, Colorado, EUA, Colorado School of Mines, Tese, 183f, 2007 apud Andrade, L. G. D. **Efeito do Teor de Carbono do Metal de Adição e do Metal de Base Sobre a Porosidade do Metal de Solda Subaquática**, Belo Horizonte, Universidade Federal de Minas Gerais, 101f, 2010;
34. PESSOA, E. C. P., BRACARENSE, A. Q., LIU, S., GUERRERO, F. P. **Exothermic Additions in a Tubular Covered Electrode and Oxidizing Reactions Influence on Underwater Wet Welding**, Proceedings of OMAE07. 26th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, June 10-15, 2007, San Diego, California USA;
35. PESSOA, E.C.P. **Estudo da Variação da Porosidade ao Longo do Cordão em Soldas Subaquáticas Molhadas**, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, Tese, 157f, 2007;
36. PETCH H. J. **Nature**, 169: 842, 1952;
37. PINTO, L., C. M., **Quanticox um Analisador Microestrutural para Ambiente Windows**, USP/IPEN. Brasil, Tese, 1996;
38. PITRUM, M. **The Effect of Welding Parameters on Levels of Diffusible Hydrogen on Weld Metal Deposited Using Gas Shielded Rutile Flux Cored Wires**, University of Wollongong, Australia, Thesis, 2004;

39. POPE, A.M., LIU, S., and OLSON, D. L. **Effects of the Electrode Oxidizing Potential on Underwater Wet Welds**, Proceedings of the 13th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE, 1994.
40. POPE, A.M., LIU, S. **Hydrogen Content of Underwater Wet Welds Deposited by Rutile and Oxidizing Electrodes**, OMAE, Volume III, Mechanical Engineering, 1996;
41. POPE, A.M.; MEDEIROS, R.C.; LIU, S. **Solification of Underwater Wet Welds**. Proceedings of the 14th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Material Engineering, Vol. III, pp. 54-63, April, USA, 1995;
42. POPE, A.M. **Oxygen and Hydrogen Control in Shielded Metal Underwater Wet Welding**, Colorado School of Mines, Thesis, USA, 1995;
43. POPE, A.M.; TEIXEIRA, J.C.G.; SANTOS, V.R.; PAES, M.T.P.; LIU, S. **Use of Nickel to Improve the Mechanical Properties of High Oxygen Underwater Wet Welds**, OMAE, Volume III, Mechanical Engineering, 1995;
44. ROWE M. D. **Effect of Ferro-Alloy Additions and Increasing Depth on the Quality of Underwater Wet Steel Welds**, Metallurgical and Materials Engineering Department, Colorado School of Mines, Golden, Colorado, EUA, Dissertação, 128f, 1999;
45. ROWE, M. D., LIU, S. **Recent Development in Underwater Wet Welding**, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 6, No. 6. pp 387-396, 2001;
46. SANCHEZ-OSIO, A., LIU, S., IBARRA, S. **Designing Shielded Metal Arc Consumables for Underwater Wet Welding in Offshore Applications**, Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering 117(3): 212-220, 1995;
47. SANCHEZ-OSIO, A., LIU, S., OLSON D. L., IBARRA, S., **Underwater Wet Welding Consumables for Offshore Applications**, Proceedings OMAE, Vol.III-A, pp. 119-128, 1993;

48. SANTOS, V.R.; MONTEIRO, M. J.; ASSUNÇÃO, F. C. R.; BRACARENSE, A. Q.; PESSOA, E. C. P.; MARINHO, R. R.; DOMINGUES, J. R; VIEIRA, L.A. **Recent Evaluation e Development of Electrodes for Wet Welding of Structural Ship Steels -** Proceedings of the 29th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE 2010, 2010, Shanghai, China;
49. SANTOS, V. R., POPE, A. M., TEIXEIRA, J. C. G. **Avaliação do Emprego de Eletrodos Oxidantes na Soldagem Submarina Molhada.** Congresso Latino Americano de Soldagem. Rio de Janeiro, 4 a 10 de abril de 1992 apud PESSOA, E.C.P. **Estudo da Variação da Porosidade ao Longo do Cordão em Soldas Subaquáticas Molhadas,** Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Brasil, Tese, 157f, 2007;
50. SAVAGE W. F., NIPPES, E. F., AND SZEKERES, E. S. **Weld. J.**, 55: 276s, 1976;
51. SILVA, W.C.D; PESSOA, E.C.P.; BRACARENSE, A.Q.; RIBEIRO, L.F. **Soldagem Subaquática,** 2009, disponível no site: www.sitedasoldagem.com.br, acessado em maio de 2011.
52. SILVA, W.C.D; PESSOA, E.C.P.; BRACARENSE, A.Q.; RIBEIRO, L.F.; ÁVILA, T. **Diffusible Hydrogen on Underwater Wet Welds Produced With Tubular Shielded Electrodes Using Internal Gas Protection,** Natal, RN, Brazil, 21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering, 2011;
53. SUGA, Y. **Effect of Diffusible Hydrogen on Mechanical Properties of Underwater Welded Joints – Study on Improving the Mechanical Properties of Underwater Welded Joints (The 1st Report)-** Transactions of the Japan Welding Society, Vol.16, N_o 2, October 1985;
54. SUGA, Y., HASUI, A. **On Formation of Porosity in Underwater Weld Metal.** Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 17, N^o. 1,1986;
55. SUGA, Y. **The Effect of Cooling Rate on Mechanical Properties of Underwater Wet Welds in Gravity Arc Welding.** Transactions of the Japan Welding Society, Vol. 21, N^o 2, October, 144-149, 1990;

56. TELLES, P.C.S. **Vasos de Pressão**, Editora LTC, 1996;
57. TREVISAN, R. E., SCHWEMMER, D. D. e OLSON, D. L. **The Fundamentals of Weld Metal Pore Formation**, Welding: Theory and Practice, Ed., Elsevier Science B. V., 1990;
58. TROIANO, A. R. **Trans. ASM**, 52: 54, 1960;
59. UNOCIC, R. R. **The Effect of Arc Welding Parameters on Diffusible Hydrogen Content in Steel Weldments**, Welding Engineering 600 Literature Review, Department of Materials Science & Engineering, The Ohio State University, February 25, 2000;
60. WELDING INDUSTRIES OERLIKON BUERHRLE LTD, **OERLIKON - Operating Instructions - Instruction Manual for the Oerlikon - Yanaco Hdm Analyzer Model G-1006**, Birchstrasse 230CH 8050, Zurich/Switzerland, 1984;
61. WOODS, R. A. **Porosity and Hydrogen Absorption in Aluminum Welds**, Welding Journal, 97-s, 1974a apud TREVISAN, R. E., SCHWEMMER, D. D. e OLSON, D. L. **The Fundamentals of Weld Metal Pore Formation**, Welding: Theory and Practice, Ed., Elsevier Science B. V., 1990.

Anexo A

A.1 Oscilogramas de tensão das soldas realizadas nas profundidades equivalentes a 0,3m, 10m, 20m e 30m.

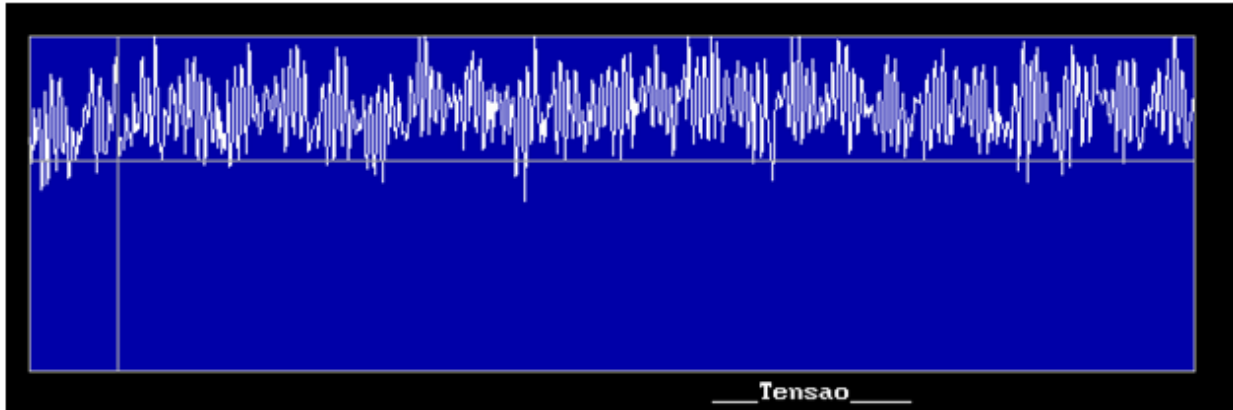


Figura A.1: Oscilograma de tensão (0,3m)

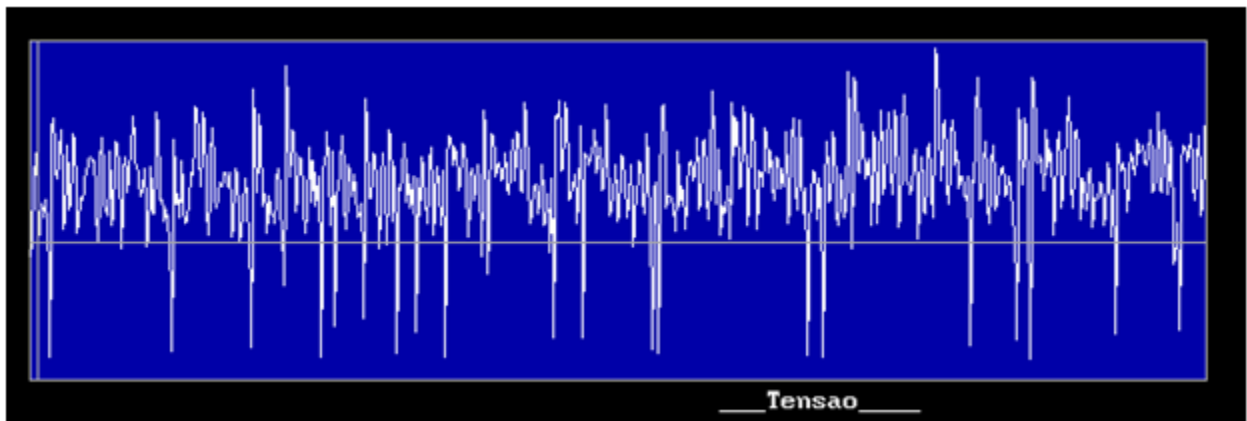


Figura A.2: Oscilograma de tensão (10m)

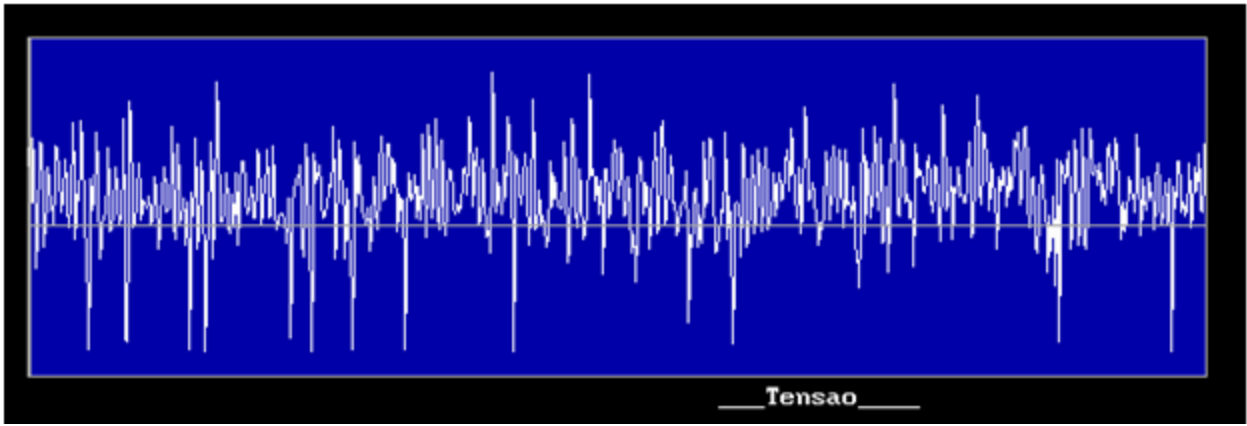


Figura A.3: Oscilograma de tensão (20m)

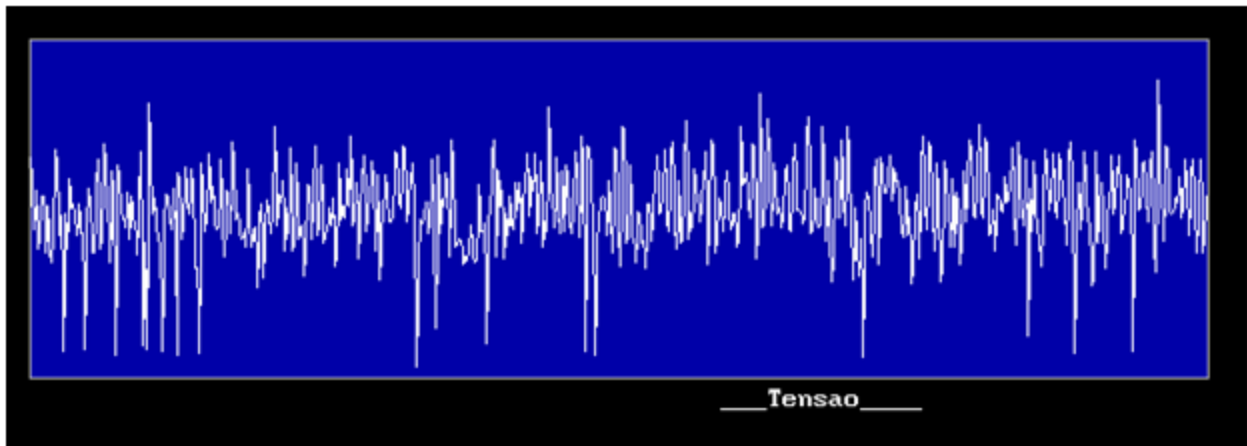


Figura A.4: Oscilograma de tensão (30m)

Anexo B

B.1 Perfis de dureza em função da profundidade.

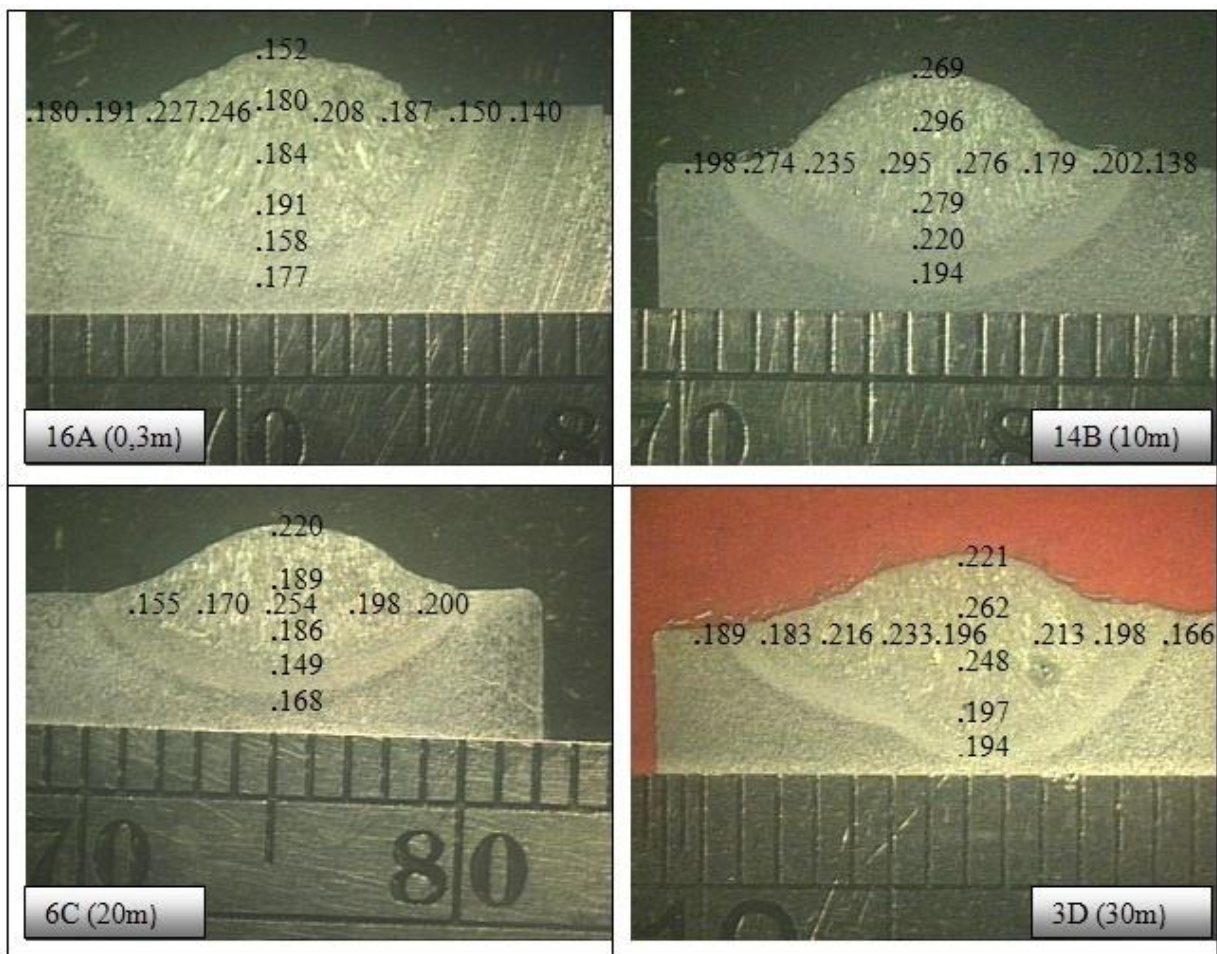


Figura B.1: Perfis de dureza para as amostras 16A(0,3m), 14B(10m), 6C(20m) e 3D(30m)