



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

ANÁLISE EXPLORATÓRIA DAS CARACTERÍSTICAS
METALÚRGICAS DE SOLDAS SUBAQUÁTICAS
MOLHADAS REALIZADAS COM ELETRODOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS EM AÇO ESTRUTURAL

ALINE GONÇALVES DE SOUZA

Belo Horizonte, 17 de Agosto de 2016

Aline Gonçalves de Souza

**ANÁLISE EXPLORATÓRIA DAS CARACTERÍSTICAS
METALÚRGICAS DE SOLDAS SUBAQUÁTICAS
MOLHADAS REALIZADAS COM ELETRODOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS EM AÇO ESTRUTURAL**

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

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense (UFMG)

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2016



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

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
31270-901 - Belo Horizonte - MG

Tel.: +55 31 3409.5145

E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

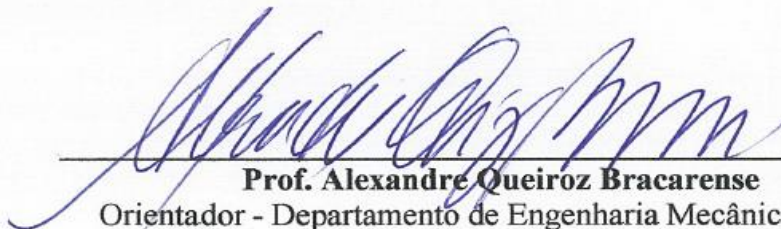
**"ANÁLISE EXPLORATÓRIA DAS CARACTERÍSTICAS
METALÚRGICAS DE SOLDAS SUBAQUÁTICAS MOLHADAS
REALIZADAS COM ELETRODOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS
EM AÇO ESTRUTURAL"**

ALINE GONÇALVES DE SOUZA


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

Dissertação aprovada no dia 17 de agosto de 2016.

Por:



Prof. Alexandre Queiroz Bracarense
Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG



Prof. Cláudio Turani Vaz
Centro Federal de Educação Tecnológica de MG/CEFET



Prof. Ivanilza Felizardo
Centro Federal de Educação Tecnológica de MG/CEFET



Prof. Frank de Mello Liberato
Instituto Federal de Minas Gerais/IFMG

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Gislane Gonçalves de Souza por me mostrar que a vida acontece onde estivermos e que nunca devemos desistir de nós mesmos e do que acreditamos. Agradeço também a José Carlos Neto de Souza pela confiança a mim dedicada.

Agradeço a orientação do professor Alexandre Queiroz Bracarense. Agradeço também a nova oportunidade dada pelos professores Alexandre Queiroz Bracarense, Ivanilza Felizardo, Cláudio Turani Vaz e Frank de Mello Liberato.

Agradeço aos estudantes, colegas de pós-graduação, visitantes que frequentaram o LRSS, familiares, amigos, professores e funcionários da UFMG que me ajudaram durante o desenvolvimento experimental: Pedro Menezes, Gustavo Henrique, Filipe Vieira, Henrique Assunção, Higor Teodoro, Higor Ribeiro, Marco Aurélio, Leandro Carvalho, Herlys, Alexandre Manoel, Nilo, André, José Roberto, Bruno Gonçalves de Souza, Ariel Rodriguez, Paulo José Modenesi, Cláudio Turani Vaz, Frank de Mello Liberato, Luciano Juliani, Ezequiel Pereira, Wallace, Sheron Tavares, Fagner, Jonathas, Grazielle e Luís.

Agradeço aos amigos da pós-graduação Milla Kleinsorge, Paulo Dias, David Barcellos, Bruna, Sheron Tavares, Nilo, Alexandre Manoel, Bruno Cota e agradeço também aos professores da pós-graduação Ernani Sales, Vanessa de Freitas e Alexandre Queiroz Bracarense.

Agradeço a colaboração dos professores Paulo José Modenesi, Cláudio Turani Vaz e Dagoberto Brandão durante o desenvolvimento do trabalho experimental.

Agradeço a empresa ESAB pela doação dos consumíveis utilizados na pesquisa, ao funcionário Wallace da Fundação Altivo por realizar as análises químicas e a Capes pela bolsa de assistência que permitiu minha permanência no programa de pós-graduação.

Agradeço a funcionária Marina da secretaria do PPGMEC pela atenção e paciência. Agradeço também a funcionária Gabriela do Colegiado da pós-graduação pela prestatividade.

Agradeço a análise crítica oferecida pelos amigos Nilo, Alexandre Manoel e Sheron Tavares. Agradeço o estímulo e a energia compartilhada pelo amigo Alexandre Manoel e sua esposa Érica.

Agradeço o companheirismo oferecido pelos amigos de laboratório Alexandre Manoel, Bruno Cota, Sheron Tavares e Nilo. Agradeço também aos amigos Etiene, Christian e Gustavo Pereira pela atenção e carinho durante o trabalho teórico.

Agradeço, principalmente, a ciência por me permitir ver e entender a natureza sobre um novo olhar a cada dia.

Agradeço a todos que acreditaram neste trabalho. Agradeço também a oportunidade concedida a mim para compartilhar minha pesquisa.

Por fim, a todos que me ajudaram de alguma forma nesta jornada, meus sinceros agradecimentos.

“A decisão errada na hora errada = desastre.

A decisão errada na hora certa = erro.

A decisão certa na hora errada = inaceitável.

A decisão certa na hora certa = sucesso”

John C. Maxwell *in* Até onde você vai

“A verdade na ciência pode ser mais bem definida como a hipótese de trabalho mais adequada para abrir o caminho até a próxima hipótese.”

Konrad Lorenz *in* Big Bang: O que é ciência?

“Vivemos tentando escapar de nós mesmos, mas fracassamos sempre nessa tentativa ... porque nos recusamos a compreender que não podemos escapar de nós mesmos...”

Thomas Bernhard *in* O Naufrágo

SUMÁRIO

NOMENCLATURA	9
LISTA DE FIGURAS	10
LISTA DE TABELAS	15
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	16
RESUMO	17
1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Objetivos Gerais	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
2.1 A soldagem subaquática	20
2.1.1 Soldagem em câmara a 1atm	21
2.1.2 Soldagem em habitat	21
2.1.3 Soldagem em câmara seca	21
2.1.4 Soldagem em ponto seco	21
2.1.5 Soldagem molhada	22
2.1.5.1 Soldagem molhada com eletrodos revestidos	22
2.1.5.2 Dificuldades operacionais	22
2.1.5.3 Efeito da água no processo	23
2.1.5.4 Arco elétrico e transferência metálica	24
2.2 Defeitos comuns em soldagem molhada	25
2.2.1 Perda de elementos de liga	26
2.2.2 Porosidade	27
2.2.3 Trincas	28
2.2.3.1 Trincas de solidificação	28
2.2.3.2 Trincas induzidas pelo hidrogênio	30
2.2.3.2.1 Hidrogênio no metal	30
2.2.3.2.2 Efeito do hidrogênio no metal	36
2.2.3.2.3 Estudos recentes	37
2.3 Aço inoxidável austenítico	37
2.3.1 Série 300	37
2.3.2 Microestrutura da zona fundida	38
2.3.3 Diagramas de constituição	44
2.4 Soldagem de metais dissimilares	46
2.5 Seleção do eletrodo	47
2.5.1 Ferrita delta	49
2.5.2 Pesquisas recentes em soldagem molhada	51
3 METODOLOGIA	52
3.1 Caracterização e preparação dos materiais	53

3.1.1 Eletrodos.....	53
3.1.2 Metal de base.....	55
3.2 Preparação para soldagem	57
3.2.1 Equipamentos	57
3.2.2 Testes preliminares	59
3.2.2.1 Ângulo de soldagem.....	59
3.2.2.2 Polaridade.....	59
3.2.2.3 Corrente de soldagem.....	59
3.3 Soldagem das amostras	60
3.3.1 Identificação dos cordões de solda	60
3.3.2 Retirada de amostras dos cordões.....	61
3.3.3 Preparação das amostras.....	62
3.3.4 Metalografia.....	63
3.3.5 Determinação da diluição	63
3.3.6 Determinação dos parâmetros geométricos.....	63
3.3.7 Determinação da fração de poros	64
3.3.8 Ensaio de dureza.....	64
3.3.9 Determinação de ferrita delta	65
3.4 Definição de critérios para análise das amostras.....	66
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	67
4.1 Análise do efeito da corrente de soldagem	67
4.1.1 Cordões de solda produzidos ao ar.....	72
4.2 Análise metalográfica.....	73
4.2.1 Macrografia	73
4.2.2 Morfologia da zona fundida	79
4.2.2.1 Profundidade de 10 metros.....	80
4.2.2.2 Profundidade de 50 metros.....	81
4.2.2.3 Profundidade de 90 metros.....	81
4.2.2.4 Soldadas ao ar.....	82
4.2.3 Micrografia	83
4.2.3.1 Zona fundida com E316L-17.....	83
4.2.3.2 Zona fundida com E308L-17(3,25mm)	92
4.2.3.3 Zona fundida com E308L-17(4,00mm)	102
4.2.3.4 Soldas ao ar.....	109
4.2.3.5 Zona fundida.....	111
4.2.4 Dureza.....	112
4.2.5 Ferrita delta.....	113
4.2.6 Defeitos.....	115
4.2.6.1 Porosidade	115
4.2.6.2 Trincas	119
5 CONCLUSÕES	122

5.1 Proposta para trabalhos futuros	123
ABSTRACT	125
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	126
ANEXO A	139
ANEXO B	143
ANEXO C	145
ANEXO D	147

NOMENCLATURA

Letras Latinas

v/v	Fração volumétrica [ml/ml]
p/p	Fração de massa [g/g]
%C	Teor de carbono [%]
S	Enxofre [adimensional]
P	Fósforo [adimensional]
Fe	Ferro [adimensional]
Si	Sílicio [adimensional]
Mn	Mangânes [adimensional]
C	Carbono [adimensional]

Letras gregas

θ	Ângulo [graus]
α	Ferrita [adimensional]
δ	Ferrita delta [adimensional]
γ	Austenita [adimensional]
\emptyset	Diâmetro [mm]

Subscritos

$C_{\text{equivalente}}$	Cromo Equivalente [adimensional]
$Ni_{\text{equivalente}}$	Niquel Equivalente [adimensional]
CE	Carbono Equivalente [adimensional]
$C_{\text{req}}/Ni_{\text{req}}$	Razão entre Cromo Equivalente e Niquel Equivalente [adimensional]
I_{soldagem}	Corrente de Soldagem [A]

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 Classificação das técnicas de soldagem subaquática	20
FIGURA 2.2 Efeito da água na soldagem molhada	25
FIGURA 2.3 Variação dos elementos de liga em soldagem subaquática molhada com o aumento da profundidade de soldagem	26
FIGURA 2.4 Dependência do volume total de poros por 100g de cordão de solda em função do aumento da profundidade	27
FIGURA 2.5 Diagrama Suutala de previsão de susceptibilidade à trincas a quente em processos ao arco elétrico.....	29
FIGURA 2.6 Espaços intersticiais octaédricos e tetraédricos nas células unitárias (a) CFC e (b) CCC	32
FIGURA 2.7 Solubilidade do hidrogênio no ferro a 1 atm	33
FIGURA 2.8 Propriedades físicas do hidrogênio nos alótropos do ferro.....	33
FIGURA 2.9 Esquema da difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA durante a soldagem.....	35
FIGURA 2.10 Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para teor de ferro de 70%	40
FIGURA 2.11 Morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos	41
FIGURA 2.12 Morfologia da austenita em soldas de aços inoxidáveis, direção de solidificação vertical: (a) austenita celular primária com ferrita eutética em soldas tipo E310, (b) ferrita vermicular em soldas tipo E308, (c) ferrita em placas em solda multipasses tipo E308 e (d) austenita acicular e de Widmännstätten em soldas tipo E308	42
FIGURA 2.13 Solidificação em A - austenita primária (a) dendrítica e (b) celular.....	43
FIGURA 2.14 Microestrutura formada (a) austenita primária e ferrita e (b) ferrita primária e austenita.....	43
FIGURA 2.15 Diagrama de Schaeffler	44
FIGURA 2.16 Diagrama de Delong	45
FIGURA 2.17 Diagrama WRC-1992.....	46
FIGURA 2.18 Concentração de hidrogênio para cada tipo de revestimento de eletrodo	48
FIGURA 2.19 Diagrama de Schaeffler compilado com o diagrama de Bystram de susceptibilidade de trincas no metal de solda.....	49
FIGURA 2.20 Relação entre o número de fissuras obtidas em soldas e a presença de ferrita delta	50
FIGURA 3.1 Fluxograma com as etapas do procedimento experimental.....	52
FIGURA 3.2 Eletrodos secando o verniz	54
FIGURA 3.3 Microestrutura do aço ASTM AH36 (a) Chapa 1 e (b) Chapa 2. Ataque Nital 2%. Ampliação 500x.....	56
FIGURA 3.4 Microestrutura do aço ASTM A36. Ataque Nital 2%. Ampliação 500x	56
FIGURA 3.5 Esquema do dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade utilizado.....	57
FIGURA 3.6 Dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade (a) no interior do tanque hiperbárico e (b) fora do tanque hiperbárico	57

FIGURA 3.7 Tanque hiperbárico	58
FIGURA 3.8 Fontes de soldagem (a) ao ar e (b) debaixo d'água	58
FIGURA 3.9 Identificação das amostras	61
FIGURA 3.10 Esquema de retirada de amostras dos cordões de solda	62
FIGURA 3.11 Diluição (δ) para metal de adição depositado sobre metal de base	63
FIGURA 3.12 Análise da geometria do cordão de solda	64
FIGURA 3.13 Medição da área do metal de solda e dos poros	64
FIGURA 3.14 Local da indentação na amostra.....	65
FIGURA 3.15 Metodologia para medição da ferrita delta por ensaio magnético.....	66
FIGURA 4.1 Cordões de solda sobre chapa de aço ASTM AH36 produzidos à 10 metros de profundidade e depositados com: (a) eletrodo E316L-17(3,25mm) e E308L-17(3,25mm) e (b) eletrodo E308L-17(4,00mm)	68
FIGURA 4.2 Cordões de solda produzidos à 50 metros de profundidade sobre chapa de aço ASTM AH36 e depositados com: (a) E316L-17(3,25mm), (b) E308L-17(3,25mm) e (c) E308L-17(4,00mm)	69
FIGURA 4.3 Aspecto da superfície do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade.....	70
FIGURA 4.4 Cordões de solda produzidos com E308L-17(3,25mm)/AH36 com corrente de 160A a diferentes profundidades. Foto: à esquerda - antes de retirar a escória, à direita - depois de limpar o cordão de solda com escova de aço, sem escória.....	71
FIGURA 4.5 Cordões de solda com E6013/AH36	72
FIGURA 4.6 Cordões de solda produzidos ao ar sobre aço ASTM AH36.....	73
FIGURA 4.7 - Morfologia dos cordões de solda depositados com E316L-17/AH36.....	74
FIGURA 4.8 Morfologia dos cordões de solda depositados com E316L-17/A36.....	74
FIGURA 4.9 Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(3,25mm)/AH36	75
FIGURA 4.10 Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(3,25mm)/A36.	76
FIGURA 4.11 Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(4,00mm)/AH36	77
FIGURA 4.12 Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(4,00mm)/A36.	77
FIGURA 4.13 Morfologia dos cordões de solda depositados com eletrodo E6013 (macrografia da seção transversal da amostra retirada no meio do cordão de solda).....	78
FIGURA 4.14 Morfologia dos cordões de solda produzidos ao ar	78
FIGURA 4.15 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda depositado com E316L-17/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	84
FIGURA 4.16 Microestrutura da zona fundida contendo microestrutura martensítica (a) somente martensita, (b) com a morfologia da austenita e (c) com a morfologia da ferrita delta	85
FIGURA 4.17 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	86
FIGURA 4.18 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	87

FIGURA 4.19 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda depositado com E316L-17/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	89
FIGURA 4.20 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble	91
FIGURA 4.21 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	92
FIGURA 4.22 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	93
FIGURA 4.23 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/ AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	95
FIGURA 4.24 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/ AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	96
FIGURA 4.25 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	98
FIGURA 4.26 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	100
FIGURA 4.27 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	101
FIGURA 4.28 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	103
FIGURA 4.29 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	104
FIGURA 4.30 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	105
FIGURA 4.31 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	107
FIGURA 4.32 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	108
FIGURA 4.33 Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x	109

FIGURA 4.34 Microestrutura da zona fundida dos cordões de solda soldados ao ar utilizando eletrodo: (a)E316L-17, (b)E308L-17(3,25mm) e (c) E308L-17(4,00mm). Ataque: Marble. Ampliação 200x.....	110
FIGURA 4.35 Dureza média da zona fundida dos cordões de solda em aço ASTM AH36 e A36 produzidos por soldagem subaquática molhada	113
FIGURA 4.36 Fração de poros internos em cordões de solda em aço ASTM AH36 e A36	116
FIGURA 4.37 Trincas no cordão de solda	119
FIGURA 4.38 Localização das trincas nas soldas.....	121
FIGURA A.1 Certificado de qualidade eletrodo E6013.....	139
FIGURA A.2 Certificado de qualidade eletrodo E308L-17(3,25mm).....	140
FIGURA A.3 Certificado de qualidade eletrodo E308L-17(4,00mm).....	141
FIGURA A.4 Certificado de qualidade eletrodo E316L-17.....	142
FIGURA B.1 Cordões de solda com E316L e E308L(3,25mm) à 0,5 metros de profundidade	143
FIGURA B.2 Macrografia dos cordões com E316L e E308L(3,25mm) à 0,5 metros de profundidade.....	144
FIGURA C.1 Cordões de solda com E316L/A36	145
FIGURA C.2 Cordões de solda com E308L(3,25mm)/A36	145
FIGURA C.3 Cordões de solda com E308L(4,00mm)/A36	146
FIGURA C.4 Cordões de solda com E6013/A36.....	146
FIGURA D.1 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 10 metros de profundidade	147
FIGURA D.2 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 50 metros de profundidade.....	148
FIGURA D.3 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade.....	149
FIGURA D.4 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 10 metros de profundidade.....	150
FIGURA D.5 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 50 metros de profundidade.....	151
FIGURA D.6 Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 90 metros de profundidade.....	152
FIGURA D.7 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/AH36 à 10 metros de profundidade	153
FIGURA D.8 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/AH36 à 90 metros de profundidade	154
FIGURA D.9 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 10 metros de profundidade	155
FIGURA D.10 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 50 metros de profundidade	156
FIGURA D.11 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 90 metros de profundidade	157
FIGURA D.12 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 10 metros de profundidade	158

FIGURA D.13 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 50 metros de profundidade	159
FIGURA D.14 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 90 metros de profundidade	160
FIGURA D.15 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 10 metros de profundidade	161
FIGURA D.16 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 50 metros de profundidade	162
FIGURA D.17 Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 90 metros de profundidade	163

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 Formas e tamanhos do hidrogênio que se difunde nos metais.....	31
TABELA 2.2 Composição química de alguns metais de solda sem diluição	38
TABELA 2.3 Tipo de corrente de soldagem e posição de soldagem.....	38
TABELA 3.1 Eletrodos utilizados no trabalho experimental	53
TABELA 3.2 Composição química do metal depositado especificado no certificado de qualidade.....	54
TABELA 3.3 Composição química do metal de base.....	55
TABELA 3.4 Valores de corrente de soldagem	60
TABELA 3.5 Cordões de solda produzidos no trabalho experimental	60
TABELA 4.1 Critérios para análise dos resultados.....	67
TABELA 4.2 Variação dos parâmetros geométricos do cordão de solda e dureza com o aumento da $I_{soldagem}$	79
TABELA 4.3 Morfologia dos cordões de solda produzidos à 10 metros de profundidade	80
TABELA 4.4 Morfologia dos cordões de solda produzidos à 50 metros de profundidade	81
TABELA 4.5 Morfologia dos cordões de solda produzidos à 90 metros de profundidade	82
TABELA 4.6 Geometria dos cordões de solda produzidos ao ar.....	83
TABELA 4.7 Microestrutura predominante evidenciada na micrografia	111
TABELA 4.8 Ferrita delta medida em ferritoscópio.....	114
TABELA 4.9 Teor de oxigênio em metal de solda (ppm)	118
TABELA B.1 Escolha do ângulo de soldagem	143

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LRSS - Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação
PPGMEC - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais
ASTM - American Society for Testing and Materials
AISI - American Iron and Steel Institute
AWS - American Welding Society
SMAW - Shielded Metal Arc Welding
FCAW - Flux - Cored Arc Welding
P/L - Razão penetração por largura do cordão de solda
L/P - Razão largura por penetração do cordão de solda
L - Metal líquido
A - Austenita
F - Ferrita
CCC - Cúbica de corpo centrado
CFC - Cúbica de face centrada
MB - Metal base
MS - Metal de solda
ZTA - Zona termicamente afetada
DCEP - Corrente direta com eletrodo positivo
DCEN - Corrente direta com eletrodo negativo
AC - Corrente alternada
ZF - Zona fundida
CTS - Teste de severidade térmica controlada
CE - Carbono equivalente

RESUMO

A soldagem molhada com eletrodos revestidos é a opção mais utilizada no reparo e manutenção de estruturas e navios no ambiente aquático. Neste processo, o contato direto com a água promove a formação de porosidade, devido aos vapores gerados pelo arco elétrico e trincas decorrentes da solidificação em taxas de resfriamento mais elevadas do que aquelas obtidas em soldagem ao ar. Na tentativa de reduzir a ocorrência destes problemas em soldagem molhada de aços estruturais avaliou-se o emprego de eletrodos rutilicos comerciais que produzem metal de solda de aço inoxidável austenítico na soldagem de aço baixo teor de carbono ASTM A36 e AH36 em profundidades de soldagem de 10, 50 e 90 metros. Cordões de solda foram produzidos ao ar e debaixo d'água com dois eletrodos AWS classificados como E316L-17 e E308L-17, que foram comparados com resultados obtidos com eletrodo comercial de aço carbono AWS E6013. Os cordões de solda foram avaliados por inspeção visual, macrografia e micrografia da seção transversal para análise da geometria e presença de poros ou trincas. O ensaio de dureza Vickers e o percentual de ferrita delta com testes magnéticos também foram realizados. Os resultados mostraram que em qualquer profundidade de soldagem há ocorrência de trincas no metal de solda com os eletrodos inoxidáveis testados e em determinadas condições há formação de trincas na zona afetada pelo calor. Além disso, com estes eletrodos inoxidáveis gerou-se cordões de solda com maior fração de poros, dureza superior a do metal de base e com qualidade superficial inferior aquelas obtidas para os cordões de solda com o eletrodo AWS E6013 e para os cordões de solda produzidos ao ar. Pode-se concluir que os eletrodos AWS E316L-17 e E308L-17 utilizados não são adequados para soldagem molhada em polaridade direta, pois além dos defeitos há geração de respingos no processo.

Palavras-chaves: Soldagem molhada com eletrodo revestido, trincas, porosidade, respingo.

1 INTRODUÇÃO

A soldagem subaquática molhada com eletrodos revestidos é o processo mais utilizado em pequenos reparos de estruturas submersas e cascos de navios, com custo reduzido em relação aos processos que utilizam metodologias para retirar a água da região da solda ou que utilizam câmara seca implantada no local (AWS, 2011).

Durante a operação, a junta a ser soldada fica exposta ao meio aquoso que irá influir diretamente no comportamento do arco elétrico e, consenquentemente, na qualidade e propriedades mecânicas das soldas produzidas nestas condições (ISIKLAR e GIRGIN, 2011).

A água em contato com o arco elétrico se dissocia e fornece para o cordão de solda volume considerável de hidrogênio e oxigênio, que propiciam a formação de trincas e poros no metal de solda. O hidrogênio no metal de solda pode gerar poros, fragilizar o material e induzir a fissuração em temperaturas inferiores a 200°C. Trincas de solidificação também podem ocorrer durante o resfriamento da zona fundida.

As trincas e a porosidade são os defeitos mais comumente evidenciados nas soldas produzidas debaixo d'água (LIU et al., 1994). Diversas estratégias para reduzir estes defeitos em soldas estão sendo pesquisadas, principalmente, em relação as trincas a frio que podem levar a fratura prematura de estruturas metálicas.

Para a ocorrência de trinca a frio é equânime a existência de concentrações críticas de hidrogênio difusível, microestrutura frágil e com elevada dureza, tensões na solda e temperaturas baixas, fatores facilmente obtidos na soldagem molhada (KOU, 2003).

Na soldagem subaquática molhada o uso de eletrodos de aço carbono geram soldas mais susceptíveis de formar martensita nas condições de resfriamento existentes, o que aumenta a probabilidade de trincas a frio (LIU et al., 1994). Por outro lado, aços inoxidáveis austeníticos possuem elementos estabilizadores da austenita em sua composição, que nas condições de soldagem dependendo da diluição com o metal de base podem conter microestruturas completamente isentas ou com menor quantidade de martensita. Estes eletrodos também podem gerar depósitos de metal com ferrita delta que reduz a susceptibilidade à trincas de solidificação (ESAB, 2014).

A fim de se analisar uma possibilidade de minimizar a ocorrência de defeitos em soldagem molhada de aços estruturais, propôs-se, neste trabalho, avaliar as características de cordões de solda produzidos com dois eletrodos da série 300 com revestimento rutílico AWS

E316L-17 e E308L-17 sobre dois aços estruturais (ASTM A36 e ASTM AH36). Soldas equivalentes foram realizadas com eletrodo para aço carbono AWS E6013 a título de comparação.

1.1 Objetivos Gerais

Este trabalho experimental tem como objetivos caracterizar cordões de solda produzidos com eletrodos AWS E316L-17 e E308L-17 debaixo d'água e avaliar o emprego destes eletrodos como método de prevenção de defeitos no metal de solda em soldagem molhada com eletrodos revestidos.

Para atender estes objetivos foram realizados então:

- Cordões de solda com eletrodos AWS E316L-17 e E308L-17 sobre chapas de aço ASTM A36 e AH36 foram produzidos a 10m, 50m e 90m de profundidade. Em cada cordão: foi inspecionado o acabamento superficial por análise visual; analisada a macrografia para determinação da geometria dados por penetração, altura do reforço e largura do cordão de solda; evidenciada a presença ou ocorrência de defeitos como poros e trincas; analisada a micrografia da zona fundida para evidenciar a microestrutura presente; determinada a dureza Vickers; e determinado o percentual de ferrita delta por análise magnética. Destes resultados, avaliou-se as mudanças nas características com a profundidade de soldagem, os diferentes metais de adição e metal de base utilizados.
- Cordões de solda com eletrodo AWS E6013 sobre metal de base ASTM A36 e AH36 foram produzidos nas mesmas condições de aplicação dos eletrodos inoxidáveis testados para comparação dos resultados em relação à ocorrência de defeitos.
- Cordões de solda com cada eletrodo foi produzido ao ar para analisar a ocorrência de defeitos e a microestrutura esperada no uso destes consumíveis.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 A soldagem subaquática

A soldagem subaquática pode ser subdividida em soldagem úmida, soldagem em cavidade local e soldagem seca, conforme esquematizado na FIG. 2.1 (CHRISTENSEN, 1983). Existem cinco tipos de técnicas em uso: soldagem em 1atm, soldagem em habitat, soldagem em câmara seca, soldagem em ponto seco e soldagem molhada (AWS, 2011; SILVA, 1983).

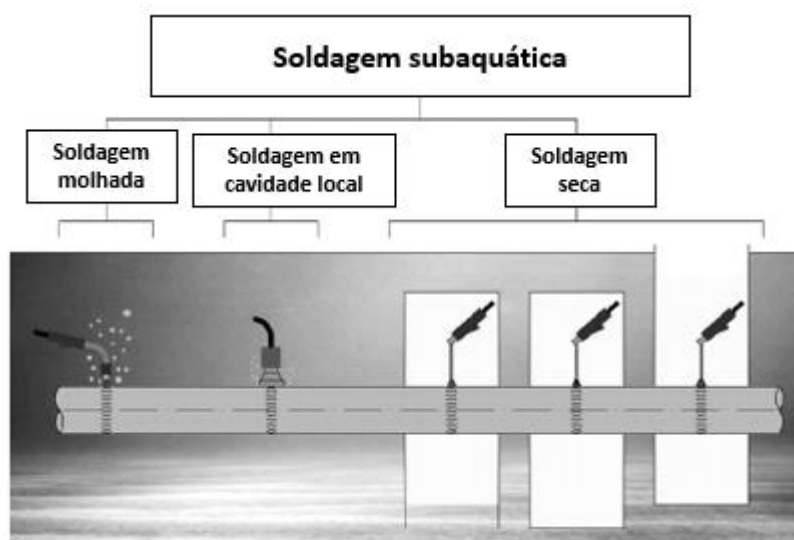


FIG.2.1. - Classificação das técnicas de soldagem subaquática.

FONTE - LABANOWSKI et al., 2008, p.12.

As vantagens da soldagem subaquática seca reside no fato de que o ambiente seco promove melhorias na estabilidade do arco elétrico, reduz os problemas com hidrogênio no metal de solda, resulta em menor taxa de têmpera do metal de base, permite a restauração das propriedades da solda de ductilidade e tenacidade, que são os principais problemas das soldas produzidas em soldagem subaquática molhada. Como desvantagem, a soldagem seca exige um alto valor de investimento na câmara e aparatos para a retirada da água do ambiente, que em soldagem molhada não é necessário (AWS, 2011).

2.1.1 Soldagem em câmara a 1 atm

Na soldagem em câmara com 1atm, o processo de soldagem é executado no interior de uma câmara mantida em pressão atmosférica. A câmara tem espaço para a movimentação do soldador, não exigindo que o mesmo seja mergulhador (AWS, 2011).

A câmara é construída sob encomenda para acomodar os equipamentos. Ela é feita de aço, mas pode ser usado outros materiais adequados a condição do ambiente como madeira compensada, lona com borracha, entre outros. O tamanho e configuração da câmara são determinadas pelas dimensões e geometria da área que precisa estar disponível para o trabalho do soldador (AWS, 2011).

2.1.2 Soldagem em habitat

No processo em habitat, a água é deslocada para uma câmara com abertura para o ambiente, criando um ambiente artificial hiperbárico com espaço para a locomoção na região da junta. O soldador/mergulhador não precisa de vestimentas de mergulho. Há na câmara ventilação para os gases de escape e o fornecimento de ar para o soldador. A soldagem ocorre na pressão da água do ambiente (AWS, 2011).

2.1.3 Soldagem em câmara seca

Na soldagem em câmara seca ou caixa seca, o soldador precisa estar com todos os equipamentos de mergulho, a câmara é disposta na região da junta, contendo ar em seu interior e abertura na parte inferior com espaço suficiente para caber no mínimo a cabeça e os braços do soldador. Neste processo não é necessário a criação de uma atmosfera artificial (AWS, 2011).

2.1.4 Soldagem em ponto seco

Na soldagem em ponto seco, a água é deslocada da região da junta por um pequeno abrigo transparente cheio de ar ou gases de proteção (hélio). O abrigo é rodeado por um jato de água que está na mesma pressão do ambiente. O espaço criado pelo abrigo é suficiente para a tocha e o eletrodo. O soldador mergulhador permanece no ambiente com todo o aparato e se move ao redor da junta para a execução da solda. Nesta técnica há duas variações: soldagem

seca apoiada sobre a junta com espaço de até 150mm; e soldagem molhada apoiada na junta, que ocorre em câmara seca ainda, mas com espaço inferior a 150mm (AWS, 2011).

2.1.5 Soldagem molhada

A soldagem molhada é a técnica mais simples, no qual a junta e o mergulhador estão em contato com a água do ambiente sem nenhuma barreira física entre a água e o arco elétrico (AWS, 2011; SILVA, 1983).

A soldagem molhada se desenvolveu a partir de 1940, quando houve o desenvolvimento de consumíveis resistentes a umidade (KEATS, 2005). Esta técnica é usada, principalmente, para reparos temporários de navios (GARASIC et al., 2010), plataformas de petróleo e oleodutos (ISIKLAR e GIRGIN, 2011) e em casos de emergências e acidentes (ANAND e KHAJURIA, 2013).

O material mais soldado em condições molhadas é o aço (CARY e HELZER, 2005). Dentre os processos de soldagem, o mais empregado é o SMAW, seguido por FCAW (ISIKLAR e GIRGIN, 2011; AWS, 2011), mas também pode ser utilizado soldagem por fricção (GRANJON, 1983).

2.1.5.1 Soldagem molhada com eletrodos revestidos

Na soldagem com eletrodos revestidos (SMAW), o fluxo contido no revestimento do eletrodo se funde e libera gases para o arco elétrico e compostos para formação de escória protetora sobre o metal líquido em solidificação. No fluxo estão elementos desoxidantes, elementos de liga para refino da microestrutura e elementos captadores de gases indesejáveis no metal de solda (MACHADO, 1996).

A maioria dos consumíveis disponíveis no mercado não foram formulados para aplicação em soldagem molhada, recebendo um tratamento de impermeabilização adicional sobre o revestimento para evitar os efeitos da umidade no fluxo (SANCHEZ-OSIO et al., 1995).

2.1.5.2 Dificuldades operacionais

A soldagem debaixo d'água apresenta vários riscos para o soldador/mergulhador, como risco de choque elétrico. Para prevenir acidentes são utilizados isolamento elétrico adequado, desligamento automático do fornecimento de energia, assim que

há a extinção do arco elétrico e tensão de circuito aberto com limites na fonte de soldagem. Hidrogênio e oxigênio são formados no processo molhado, o soldador deve evitar o acúmulo de grandes bolsões destes gases explosivos. O controle do ar fornecido para o soldador é essencial, para se evitar problemas de saúde, como o efeito danoso do nitrogênio na corrente sanguínea (ANAND e KHAJURIA, 2013).

As características exigidas para o processo de soldagem subaquática são (ANAND e KHAJURIA, 2013):

- Equipamentos de baixo custo;
- Facilidade e flexibilidade de operação em todas as posições;
- Riscos elétricos mínimos para o soldador;
- Velocidade de soldagem mínima de 20cm/min;
- Possibilitar a visibilidade da junta pelo soldador;
- Capacidade de produzir soldas com qualidade mínima e confiáveis;
- Fácil automatização.

A água é responsável por dificultar a execução do processo de soldagem, devido a falta de visibilidade na água, que piora com o aumento da profundidade, as condições do mar que podem apresentar correntes marítimas e vagalhões em águas rasas (ANAND e KHAJURIA, 2013).

Inspeção de soldas em condições molhadas é mais trabalhosa do que para soldas ao ar, existindo o risco do defeito não ser identificado no ensaio executado debaixo d'água (ANAND e KHAJURIA, 2013).

2.1.5.3 Efeito da água no processo

A água é responsável pela má qualidade da solda em soldagem molhada, em relação as soldas produzidas ao ar, possuindo porosidade elevada e baixa tenacidade (ISIKLAR e GIRGIN, 2011). A taxa de resfriamento na água é maior do que as obtidas em soldagem seca, variando de 800°C/s a 500°C/s em detrimento de 415°C/s a 56°C/s obtidas ao ar, por exemplo (CHRISTENSEN, 1983; STEEN, 1991).

Em condições subaquáticas molhada o resfriamento rápido do metal de solda é consequência das perdas de calor na superfície da solda atrás do arco elétrico. O calor é conduzido para a água circundante, que é transportada pela força de cisalhamento entre a água e os gases em ascensão (TSAI e MASUBUCHI, 1979).

As condições hiperbáricas promovem a compressão do arco elétrico e dissipa energia para a água gerando temperaturas maiores no centro do arco elétrico, que leva a uma maior penetração na região central do metal de solda e um aumento da taxa de enchimento/deposição de metal. Com a redução do comprimento do arco elétrico, a tensão tende a aumentar. Assim, a tensão e corrente de soldagem demandadas para o processo aumentam com a profundidade de soldagem (SILVA, 1983; LABANOWSKI, 2011).

As características da solda molhada relacionam-se com as trocas de calor e transferência de massa durante o processo, que surgem com o contato direto com a água e que afetam a estabilidade do arco elétrico, a aparência e qualidade final da solda (PESSOA et al., 2010).

2.1.5.4 Arco elétrico e transferência metálica

O modo de transferência de metal na soldagem debaixo d'água não é um único modo de transferência, mas sim uma transferência mista resultado da combinação de vários modos (GUO et al., 2016).

Pesquisas para avaliar a formação da gota e o modo de transferência das gotas de metal fundido no arco elétrico debaixo d'água vem sendo realizadas por métodos ópticos baseados no Raio-x. Transferência sem curto circuito foram observadas na soldagem molhada com eletrodos revestidos do tipo rutílico (REHFELDT et al., 1980 apud GUO et al., 2016).

Altos níveis de transferência por curto-circuito no processo e excesso de metal repellido podem diminuir a estabilidade do arco elétrico (GUO et al., 2015a). As pesquisas já mostraram que a transferência por curto-circuito não é a causa da má qualidade de soldas com eletrodos rutilicos. A aparência da superfície do cordão de solda é resultado da transferência globular e a alta tensão (PESSOA et al., 2010).

A pressão hidrostática afeta o equilíbrio físico, químico e a cinética das reações na poça de fusão (FYDRYCH et al., 2014). Na soldagem molhada essa pressão, exercida pela água, promove a queima instável no arco elétrico, o que aumenta a quantidade de respingos. A profundidade máxima em que se aplica o processo SMAW é de 100m (10atm), profundidades superiores a esta desestabiliza o arco elétrico, a operação fica mais difícil e a qualidade das soldas deteriora (LABANOWSKI et al., 2008; IBARRA et al., 1994).

Testes em soldas molhadas produzidas manualmente por soldadores utilizando eletrodo rutílico a 1m, 3m, 5m e 6m de profundidade indicam que o processo até 5m tem pouca variação, mas a partir de 6m a estabilidade do arco elétrico é melhorada, sendo uma condição

ideal em relação as outras. Em profundidades acima de 6m o arco elétrico se torna instável devido a sua constrictão e a dinâmica da bolha de vapor ao redor do arco elétrico se torna mais crítica (PESSOA et al., 2007 apud PESSOA et al., 2010).

Segundo Labanowski (2011) já é possível produzir soldas subaquáticas com características satisfatórias até profundidades de 550m, utilizando-se de diversas estratégias para impedir os efeitos danosos da água no processo.

Atualmente, o objetivo das pesquisas e dos desenvolvedores de consumíveis tem sido melhorar a qualidade da solda e reduzir os custos de fabricação e manutenção na soldagem debaixo d'água (ANAND e KHAJURIA, 2013; PESSOA, 2003).

2.2 Defeitos comuns em soldagem molhada

A qualidade de soldas molhadas é inferior as obtidas em soldas secas devido a vários fatores, tais quais a perda de elementos de liga do metal de solda, a porosidade, escória não protetora, aumento do teor de carbono e oxigênio no metal de solda e predisposição à trincas (LIU, 1999).

A FIG 2.2 apresenta as relações de dependência entre a estabilidade do arco elétrico com a pressão hidrostática, o hidrogênio difundido para o metal de solda e a taxa de resfriamento do metal de solda no meio aquoso.

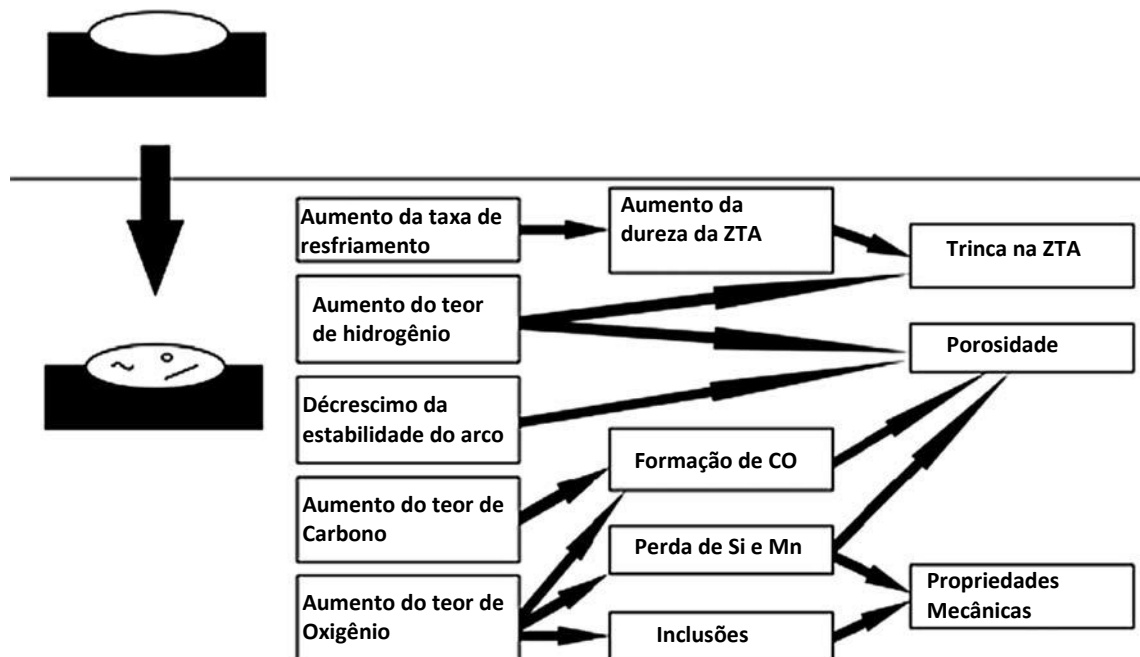


FIGURA 2.2. - Efeito da água na soldagem molhada.

FONTE - Modificado, LIU, 1999.

Dentre os defeitos presentes em cordões de solda produzidos nas condições de soldagem molhada, podem ser citados as trincas de solidificação, as trincas a frio induzidas pelo hidrogênio, a perda de elementos de liga e a porosidade, como observado na FIG. 2.2 (LIU et al., 1994).

Tendo em vista os defeitos passíveis de ocorrer em soldagem molhada com eletrodos revestidos, propôs-se neste trabalho avaliar a possibilidade de minimizar a ocorrência destes problemas com a utilização de eletrodos AWS E308L-17 e E316L-17 na soldagem de chapas metálicas de aço estrutural ASTM AH36 e A36.

2.2.1 Perda de elementos de liga

Diversos estudos vem sendo realizados para averiguar os efeitos adversos da soldagem molhada. Alguns pesquisadores já mostraram que a profundidade de soldagem promove uma saída de elementos de liga da solda e aumento dos teores de oxigênio e carbono, como esquematizado na FIG. 2.3, que apresenta a redução do teor de mangânes, silício e carbono com o aumento da profundidade. Tais mudanças podem aumentar a temperabilidade de aços carbonos e reduzir a resistência do metal de solda (CHRISTENSEN, 1983; GRONG, 1985).

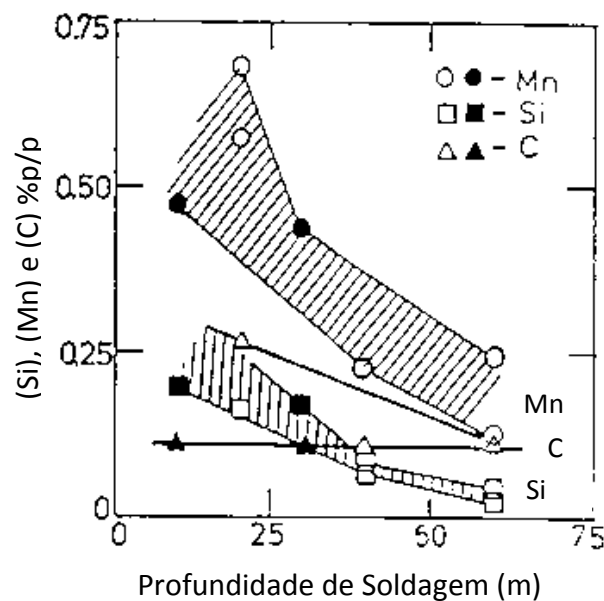


FIGURA 2.3. - Variação dos elementos de liga em soldagem subaquática molhada com o aumento da profundidade de soldagem.

FONTE - CHRISTENSEN, 1983.

2.2.2 Porosidade

A porosidade é o defeito mais comum e esta presente em algum nível em todas as soldas molhadas. Os fatores que afetam o volume de poros no metal de solda são: a profundidade de soldagem, o revestimento do eletrodo, a estabilidade do arco elétrico (CAVALIERE et al., 2008 apud ANAND e KHAJURIA, 2013; PESSOA 2003) e o teor de carbono no metal de base (ANDRADE et al., 2010).

A combinação da pressão hiperbárica e a dissociação da água resultam num aumento da porosidade no metal de solda na soldagem molhada (JOHNSON, 1997). O aumento da porosidade em soldas se dá com o aumento da profundidade de soldagem e com as estruturas não metálicas na zona fundida, que provocam a retenção dos gases na solidificação (QUEIROZ et al., 2009). A FIG 2.4 apresenta esta dependência do volume de poros com o incremento da profundidade.

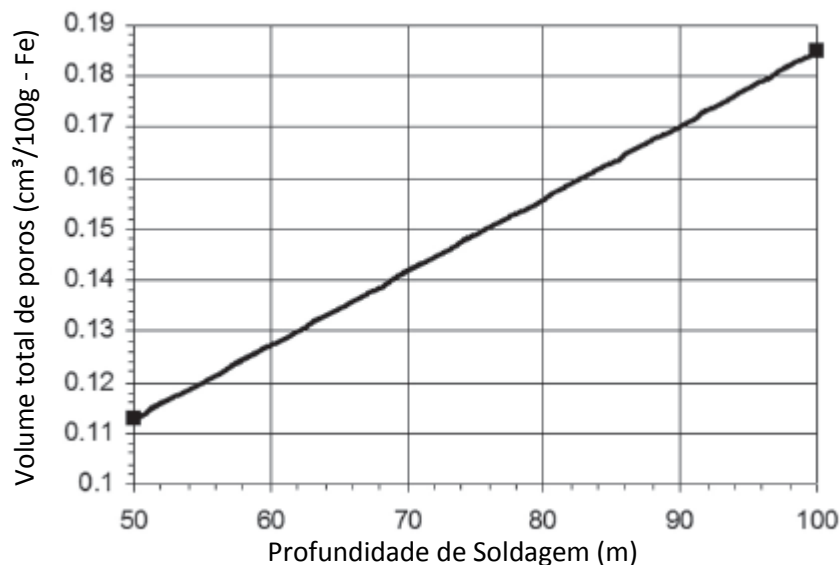


FIGURA 2.4. - Dependência do volume total de poros por 100g de cordão de solda em função do aumento da profundidade.

FONTE - QUEIROZ et al., 2009.

Os poros podem ser formados por monóxido de carbono, vapor de água ou hidrogênio molecular (FYDRYCH e ROGALSKI, 2011; GARASIC et al., 2009). O teor de hidrogênio nos vapores formados é de, aproximadamente, 96% v/v, que gera até 5% de porosidade na soldagem em lâmina d'água e até 20% à 90 metros de profundidade (SANCHEZ-OSIO et al., 1995).

2.2.3 Trincas

De acordo com Lourençato (2001) não existe uma terminologia universal para diferenciar os tipos de trincas passíveis de ocorrer devido ao processo de soldagem, existindo inclusive diferenças na definição quanto ao tipo de trinca dada por diferentes normas técnicas, por isso neste trabalho será usado a terminologia adotada pela norma AWS B1.11M/B1.11 (2015), que classifica dois tipos de trinca passíveis de ocorrer devido ao processo de soldagem:

- Trincas a quente: trincas que ocorrem em temperaturas próximas ao ponto de fusão e durante a solidificação da zona fundida.
- Trincas a frio: trinca que ocorre após a solidificação da zona fundida devido a presença de hidrogênio.

Dentre os tipos de trinca que são associados a soldagem, na técnica de soldagem subaquática molhada com eletrodos revestidos, as trincas que podem ocorrer são: as trincas de solidificação, denominada muitas vezes apenas como trinca a quente e as trincas induzidas pelo hidrogênio também referenciada como trinca a frio (LIU et al., 1994).

2.2.3.1 Trincas de solidificação

As trincas que ocorrem a temperaturas próximas do ponto de fusão do metal podem ser decorrentes da solidificação do metal líquido, já que ocorrem durante as transformações de fase que irão gerar a microestrutura da zona fundida ou devido a liquação na fase líquida criando regiões ricas em impurezas na zona afetada pelo calor ou na zona fundida (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Trincas de solidificação são trincas que ocorrem durante a solidificação do metal ou resfriamento subsequente devido a formação de fases com ponto de fusão inferiores a temperatura de fusão do metal, que permanecem como filmes líquidos por um curto período de tempo nos contornos de grãos primários de cristais já solidificados (KOU, 2003).

Com a solidificação da poça de fusão surgem tensões resultantes da contração do metal. Tais tensões podem gerar a ruptura dos filmes líquidos intergranulares e, por consequência, nuclear a trinca de solidificação no metal de solda (KOU, 2003).

As trincas de solidificação ocorrem perpendicularmente a direção de tensão de contração do material podendo se apresentar paralelas, transversal ou diagonalmente a direção de soldagem a depender da resistência a contração da junta, o tipo de solda e cristais formados

(FOLKHARD, 1988). Elas tendem a nuclear, preferencialmente, nos contornos de grão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Para as trincas de solidificação se formarem deve existir uma deformação localizada no material suficientes para nuclear a trinca, que poderá se propagar se o nível de tensões conseguir promover a deformação na ponta da trinca (FOLKHARD, 1988).

Na soldagem molhada, as tensões são decorrentes da mudança brusca de temperatura do metal sendo resfriado que acarreta em tensões de contração e deformação forçada do material levando a formação de trincas (FOLKHARD, 1988).

O coeficiente de contração e expansão térmica dos aços inoxidáveis austeníticos é mais alto do que de outros aços inoxidáveis o que promove maior tensão residual decorrentes do resfriamento na soldagem destes materiais e, por conseguinte, maior tendência a desenvolver trincas durante a solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Diagramas de previsão da susceptibilidade à trincas de solidificação baseados na composição química da zona fundida foram desenvolvidos para avaliar a formação destas trincas. Um desses diagramas é apresentado na FIG. 2.5 onde percebe-se que para relações de Cr_{eq}/Ni_{eq} superiores a 1,5 e teor de impurezas inferior a 0,20 não há evidência de trincas de solidificação nas amostras analisadas pelos pesquisadores (SUUTALA et al., 1980).

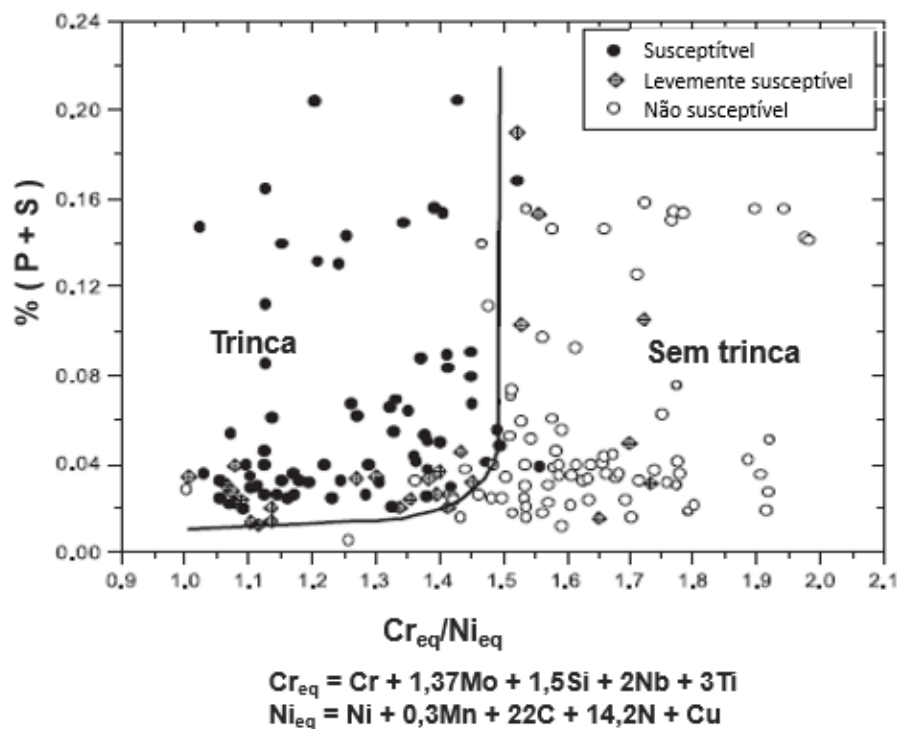


FIGURA 2.5. - Diagrama Suutala de previsão de susceptibilidade à trincas a quente em processos ao arco elétrico.

FONTE - KUJANPÄÄ et al., 1979 apud SUUTALA et al., 1980.

2.2.3.2 Trincas induzidas pelo hidrogênio

Para que haja a fissuração induzida pelo hidrogênio, são pressupostos quatro condições presentes no cordão de solda: uma microestrutura frágil susceptível à trincas a frio, tal como a martensita; concentração elevada de hidrogênio difusível no metal; nível elevado de tensões na junta e temperaturas inferiores a 200°C (KOU, 2003; SILVA, 1983; IBARRA et al., 1995; JOHNSON, 1997). Estas quatro condições para a formação de trincas a frio são recorrentes na soldagem molhada.

As tensões residuais são desenvolvidas durante a solidificação do metal devido a contração térmica e o grau de restrição da junta. Quanto maior o nível de tensões residuais na junta soldada, maior a probabilidade de ocorrer trincas na zona termicamente afetada e no metal de solda (BAILEY et al., 1993).

A taxa de resfriamento, composição química e temperabilidade influenciam na microestrutura do cordão de solda. Condições de soldagem molhada podem formar microconstituintes mais duros na zona termicamente afetada e no metal de solda, que são mais susceptíveis à trincas a frio (BAILEY et al., 1993). As trincas a frio podem nuclear até em aços com CE inferiores a 0,3% (MATSUDA et al., 1984).

A contaminação do metal de solda na soldagem se dá por meio dos vapores de água dissociados ao redor do arco elétrico, que fornecem hidrogênio e oxigênio que difundem para a poça de fusão líquida (JOHNSON, 1997). A EQUAÇÃO (2.1) apresenta a dissociação da água.



O teor de hidrogênio nas soldas subaquáticas é quase o triplo do teor obtido para soldas secas, podendo chegar a 50/80ml por 100g de metal depositado (FYDRYCH e ROGALSKI, 2011; GARASIC et al., 2009).

2.2.3.2.1 Hidrogênio no metal

A TAB 2.1 apresenta as formas típicas do hidrogênio encontradas nos metais, desconsiderando a formação de hidretos. O quanto o hidrogênio consegue se difundir e solubilizar em um determinado material metálico depende da composição química daquele

material, a microestrutura presente, a estrutura da rede cristalina e até mesmo da presença de precipitados (FUKAI, 1993).

TABELA 2.1
Formas e tamanho do hidrogênio que se difunde nos metais.

Forma típica	Simbologia	Raio (m)
Forma Atômica (com 2 elétrons)	H ⁰	2,5x10 ⁻¹¹ - 5,4-10 ⁻¹¹
Forma Protônica (somente o núcleo)	H ⁺	10 ⁻¹⁴ .
Molécula Diatômica (gás a 25°C/1atm)	H ₂	7,4x10 ⁻¹¹

FONTE - Modificado, FUKAI, 1993.

O hidrogênio presente no metal de solda pode ser difusível ou residual. O hidrogênio difusível encontra-se dissolvido nos interstícios da rede cristalina do metal na forma protônica (H⁺). O hidrogênio residual é o hidrogênio que não pode se difundir e só é extraído do metal em temperaturas mais altas (temperatura > 650°C). Outras formas do hidrogênio estar no metal seria associado a estrutura ou na forma gasosa (BAILEY et al., 1993).

O diâmetro pequeno do hidrogênio lhe dá mobilidade para se difundir em solução sólida de metais, sendo indesejado ali, pois em altas concentrações nos metais pode levar a alterações mecânico-metalúrgicas no metal e em resposta a estas mudanças a possível fratura (MIRANDA, 1987).

Assume-se que o hidrogênio se difunde na rede cristalina do metal de solda na forma protônica com deslocamento do átomo em solução sólida nos interstícios e defeitos da rede cristalina (MIRANDA, 1987; MIRANDA e RODRIGUES, 1994). Seu transporte pela rede é influenciado pela presença dos aprisionadores, onde o hidrogênio permanece por tempos maiores que num interstício da rede cristalina, como contornos de grão, discordâncias, carbeto e partículas não metálicas (AUCOUTURIER, 1982 apud VIANNA et al., 2004).

Na rede cristalina os interstícios octaédricos e tetraédricos existentes na estrutura CCC e CFC podem ser ocupados pelo átomo de hidrogênio. Na estrutura CCC há interstícios que comportam elementos de até 0,014nm e na estrutura CFC, 0,052nm, como apresentado na FIG. 2.6 (OLIVEIRA, 2002).

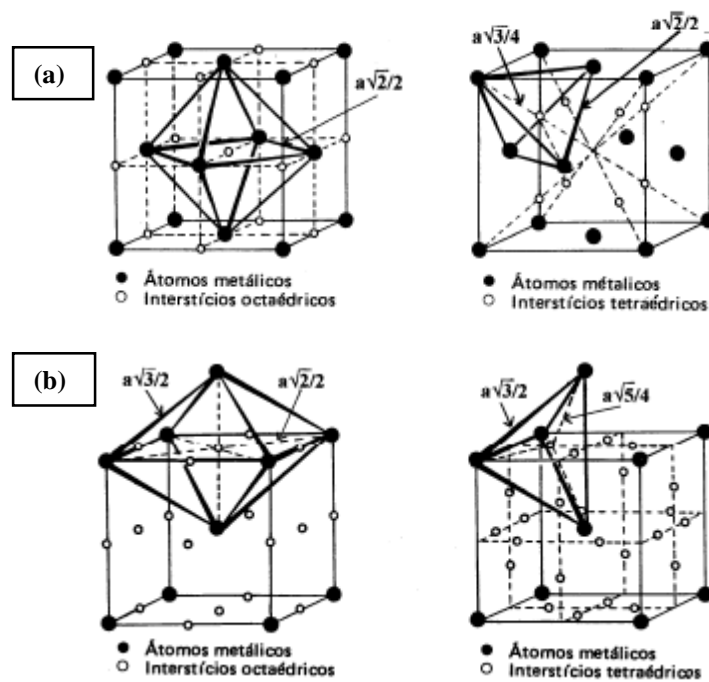


FIGURA 2.6 - Espaços intersticiais octaédricos e tetraédricos nas células unitárias (a) CFC e (b) CCC.

FONTE - PADILHA, 2000, p. 112 e 113.

O fato do interstício na austenita suportar átomos maiores do que na ferrita, resulta em solubilidade do hidrogênio maior para a austenita (PADILHA, 2000). O raio do hidrogênio é da ordem de 0,1nm o que implica em tensionamento elástico em quaisquer dos interstícios apresentados na FIG. 2.6 (MIRANDA, 1987).

A solubilidade do hidrogênio no ferro aumenta com a temperatura e sempre se mantém maior para a austenita do que para a ferrita. Na ferrita delta a acomodação do átomo de hidrogênio é dificultada pelos interstícios menores da estrutura cristalina, mesmo em temperaturas elevadas, como pode ser observado na FIG. 2.7.

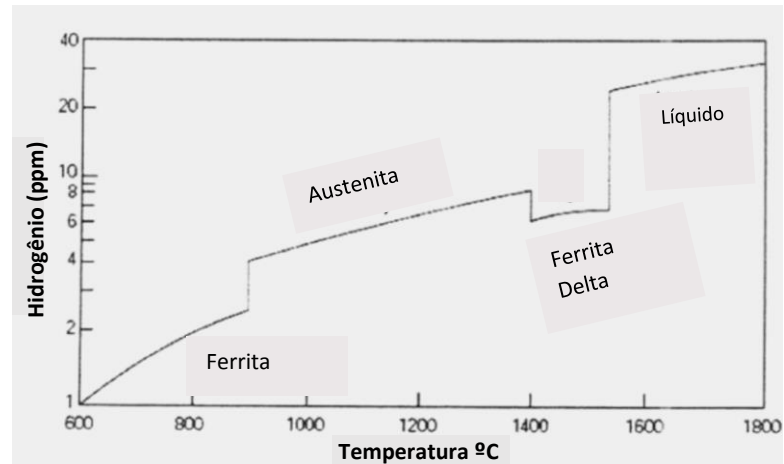


FIGURA 2.7 - Solubilidade do hidrogênio no ferro a 1atm.

FONTE - TURKDOKAN, 1996 apud MIRANDA, 1987.

O ferro líquido possui maior solubilidade para o hidrogênio o que facilita maior concentração deste na poça de fusão durante a soldagem molhada. Pela FIG. 2.8 percebe-se que a ferrita favorece a saída do hidrogênio do metal de solda em comparação com a austenita. A ferrita induz uma redistribuição do elemento na microestrutura que tensiona a rede cristalina (MIRANDA, 1987).

A difusividade do hidrogênio será maior no material com menor número de interfaces e defeitos pontuais que atuam como armadilhas (VIANNA et al., 2004). A temperatura, como pode ser observado na FIG. 2.8, é fator importante na difusividade do hidrogênio, que reduz, consideravelmente, a partir de 200°C.

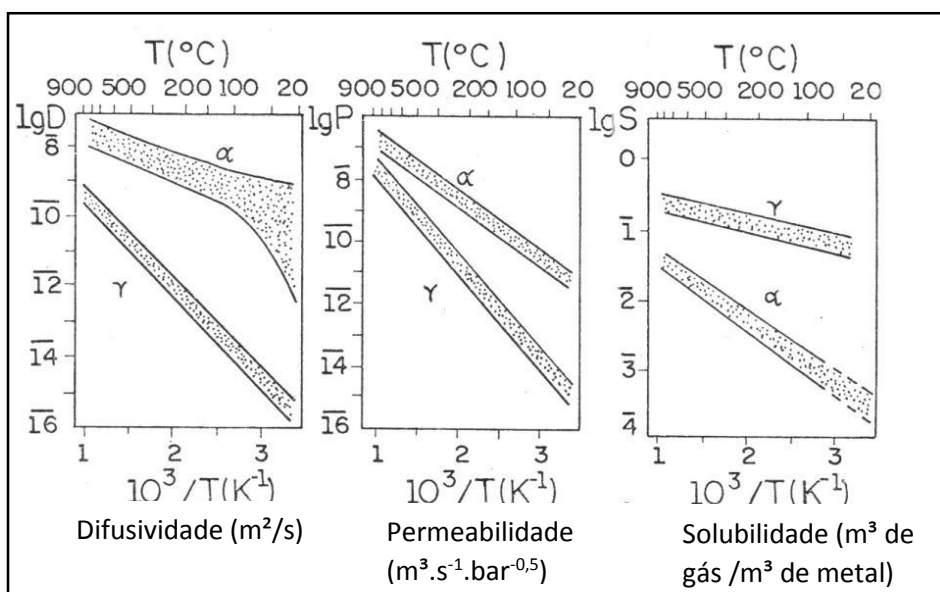


FIGURA 2.8. - Propriedades físicas do hidrogênio nos alótropos do ferro.

FONTE - MIRANDA, 1987.

O transporte do átomo de hidrogênio em ligas com duas fases foi estudado por Turnbull e Hutchings (1994) no aço inoxidável superdúplex tratado termicamente. Estes autores evidenciaram que a difusão do átomo através da austenita não tem efeito sobre o transporte de hidrogênio no aço, mas a presença da austenita cria um caminho mais complexo para o transporte do hidrogênio. A maior solubilidade do hidrogênio na austenita em relação a ferrita promove o seu aprisionamento na estrutura, efeito pouco significativo nas interfaces austenita/ferrita.

Park e outros (2002) estudaram a retenção do hidrogênio na austenita, percebendo que o hidrogênio permanece aprisionado na estrutura devido a difusão lenta deste ali. Em menores temperaturas a matriz de austenita se comporta como uma armadilha para o hidrogênio.

Os defeitos cristalinos, contornos de grão, partículas de segunda fase, elementos em solução sólida, lacunas e discordâncias contribuem para abaixar a energia potencial da região onde se localizam em relação à energia potencial de um interstício regular da rede, em consequência, o hidrogênio fica predisposto a ligar-se mais fortemente nestes locais (OLIVEIRA, 2002).

A FIG 2.9 apresenta um modelo de difusão do hidrogênio no metal de solda/ZTA para aços carbonos. O hidrogênio se difunde dos gases que circundam o arco elétrico para a poça de fusão líquida até a austenita formada na ZTA (KOU, 2003).

Savage e outros (1976) descrevem que os filmes líquidos nos limites dos grãos já parcialmente fundidos atuam como uma passagem para o hidrogênio difundir do metal de solda para a ZTA próximo a linha de fusão, quando estas regiões se solidificam, o hidrogênio permanece aprisionado no interior da ZTA.

Em soldas dissimilares o mesmo modelo, FIG. 2.9, poderia ser aplicado, considerando-se que na maior temperatura a zona fundida apresenta ferro líquido que possui a maior solubilidade para o hidrogênio (MIRANDA, 1987) e a ZTA, na região grosseira, é austenitizada (MODENESI et al., 2012).

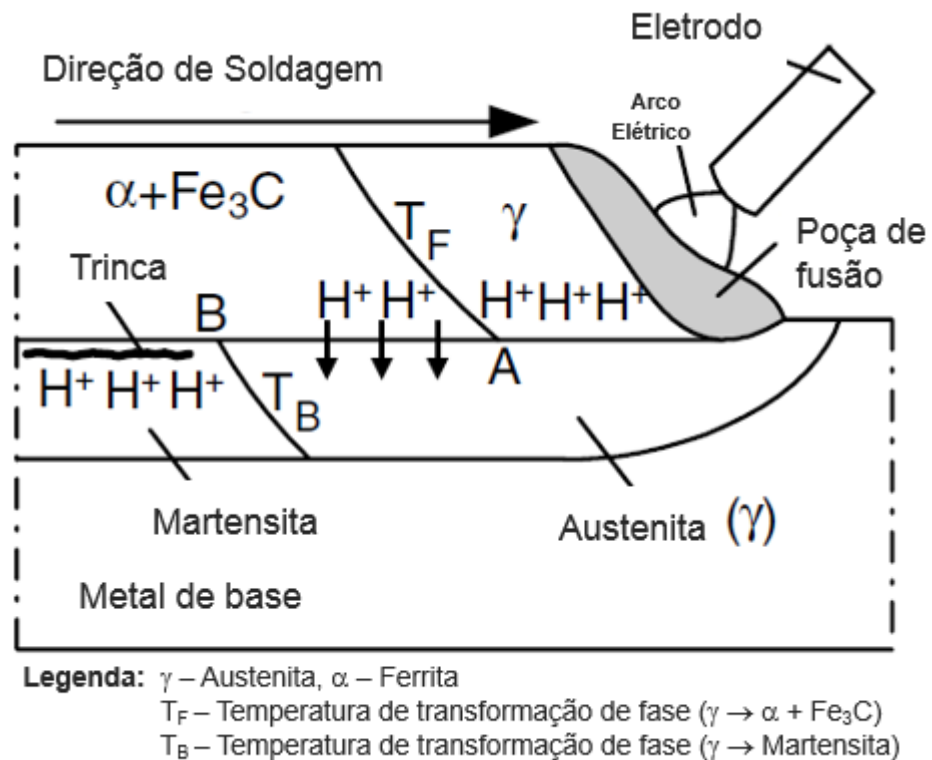


FIGURA 2.9 - Esquema da difusão do hidrogênio do metal de solda para a ZTA durante a soldagem.

FONTE - KOU, 2003, p.411.

Na soldagem molhada a taxa de resfriamento afeta as transformações de fases do metal de solda, influenciando na microestrutura final, podendo ser formada martensita que apresenta baixa solubilidade para o hidrogênio e alta dureza, sendo mais susceptível à trincas devido às tensões na solda (REDDY et al., 2003). A austenita apresenta alta solubilidade e baixa difusividade para o hidrogênio em relação a ferrita e martensita, além disso possui maior tenacidade que minimizaria o risco de trincas (GUO et al., 2015b).

Além disso, Silva e outros (2012) concluíram que o hidrogênio difusível em aços ferríticos soldados debaixo d'água tende a diminuir com a pressão hidrostática e que a partir de 20m de profundidade este valor tende a estabilidade. Anteriormente, Ando e Asahina (1983) também haviam identificado esta tendência a redução do hidrogênio difusível com a pressão hidrostática.

Assim, toda mudança resultante de transformações de fase durante a solidificação do metal de solda debaixo d'água resulta em propriedades físicas de solubilidade, permeabilidade e difusividade distinta para o hidrogênio, que poderá levar a nucleação de trincas a frio ou não a depender das características do material e condições de soldagem.

2.2.3.2.2 Efeito do hidrogênio no metal

A presença do hidrogênio no metal pode levar a uma fratura frágil, com redução localizada da ductilidade nas áreas do aço com grande concentração de hidrogênio (OLIVEIRA, 2002). A trinca a frio pode ser intergranular (SAVAGE et al., 1976; McMAHON Jr., 2001) ou transgranular (McMAHON Jr., 2001).

O tipo de trinca associada ao hidrogênio tem relação com a tensão envolvida, quando as tensões que promovem a propagação da trinca forem elevadas a trinca será transgranular, se as tensões atuantes forem menores as trincas poderão ser intergranulares (YAN et al., 2015; McMAHON Jr., 2001).

Os mecanismos envolvidos na trinca induzida pelo hidrogênio em aços se baseiam nas interações com o hidrogênio ou na tensão causada pelo hidrogênio ou uma combinação dos dois primeiros mecanismos (McEVILY e LE MAY, 1991).

Na literatura há diversas teorias para explicar a fragilização dos metais devido ao hidrogênio. Na soldagem molhada o hidrogênio induz a fissuração devido as concentrações críticas deste elemento fornecidas pelo processo e que permanecem no metal de solda como hidrogênio difusível, por isso o entendimento de mecanismos que explicam a nucleação e propagação de trincas no material contaminados com hidrogênio é essencial.

Miranda (1987) e Martins (2013) resumem as teorias formuladas para a fragilização pelo hidrogênio em:

- Teoria da pressão de gás de hidrogênio, que se forma no interior do metal sólido (ZAPFFE e SIMS, 1941 e BASTIEN e AZOU, 1952 apud MIRANDA, 1987);
- Teoria dos hidretos na ponta da trinca, que promovem a propagação da trinca no metal (MIRANDA, 1987), não esperada para aços (VIANNA, 2005 apud MARTINS, 2013);
- Teoria da decoesão devido a interação do hidrogênio com o orbital 3d do ferro que causa afastamento dos átomos vizinhos (TROIANO, 1960 apud MIRANDA, 1987);
- Teoria da energia superficial, no qual a adsorção do hidrogênio na trinca induz a fratura transgranular (STABLES e PETCH, 1952 apud MIRANDA, 1987);
- Teoria da adsorção induzida por deslocamento localizado, no qual o hidrogênio na ponta da trinca enfraquece as ligações metálicas e facilita a formação de microvazios (LYNCH, 1996 apud MARTINS, 2013);
- Teoria da condensação baseada na deformação microscópica da microestrutura induzida pelo hidrogênio na ponta da trinca (FUJITA, 1977 apud MARTINS, 2013);

- Teoria do aumento da plasticidade baseado no aumento da movimentação das discordâncias provocada pelo hidrogênio (BEACHEM, 1972).

2.2.3.2.3 Estudos recentes

Estudos envolvendo soldas dissimilares foram propostas para analisar a ocorrência de trincas nas condições de soldagem subaquática. Rowe e outros (1999) ao soldar aço ASTM A36 com eletrodo de ERNiCr-3 relataram ainda ter problemas de trincas na linha de fusão neste tipo de solda.

Manning (1998) e Ibarra e outros (1995) usaram eletrodos ferríticos em soldas subaquáticas que apresentaram elevado nível de trincas no metal de solda e Sheakley (2000) que com uso de eletrodo a base de níquel conseguiu eliminar as trincas a quente no metal de solda, mas ainda teve a formação de martensita na zona termicamente afetada.

Os cordões de solda produzidos com os eletrodos AWS E316L-17 e E308L-17 utilizados neste trabalho experimental para a soldagem molhada de aços estruturais foram avaliados quanto a possibilidade de não formar trincas, tal como outros autores fizeram com outros consumíveis, para isso os cordões de solda foram caracterizados quanto a presença destes defeitos comuns em soldagem, tais como trincas de solidificação e trincas induzidas pelo hidrogênio.

2.3 Aço inoxidável austenítico

Aços inoxidáveis austeníticos são ligas Fe-Cr-Ni contendo teores elevados de níquel e outros elementos gamagênicos que promovem a formação da fase austenita, que permanece estável no aço em temperatura ambiente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). As ligas de aço com esta característica são classificadas como série 300.

2.3.1 Série 300

A série 300 é designada pela AISI, compreendendo a maioria das ligas com 18%Cr e 10-8%Ni. A variante das ligas da série 300 são (LIPPOLD e KOTECKI, 2005):

- Grau L (“low carbon”) com teor nominal de carbono de 0,03%.
- Grau N com adição de teores de nitrogênio superiores a 0,2%.
- Grau H com teor de carbono de, aproximadamente, 0,1%.

A TAB. 2.2 apresenta a classificação de alguns metais de solda com eletrodos revestidos da série 300, especificados pela norma AWS A5.4/A5.4M (2006).

TABELA 2.2
Composição química de alguns metais de solda sem diluição.

Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo
308	0,08	0,5 - 2,5	0,04	0,03	1,00	18 - 21	9 - 11	0,75	0,75
308L	0,04	0,5 - 2,5	0,04	0,03	1,00	18 - 21	9 - 11	0,75	0,75
316	0,08	0,5 - 2,5	0,04	0,03	1,00	17 - 20	11 - 14	0,75	2,0 - 3,0
316L	0,04	0,5 - 2,5	0,04	0,03	1,00	17 - 20	11 - 14	0,75	2,0 - 3,0

FONTE - AWS A5.4/A5.4M, 2006, p.3.

Eletrodos revestidos da série 300 também são classificados quanto ao tipo de corrente de soldagem e a posição de soldagem, para o qual são indicados, conforme apresentado na TAB. 2.3.

TABELA 2.3
Tipo de corrente de soldagem e posição de soldagem.

Tipo	Corrente de Soldagem	Posição de Soldagem
EXXX-15	DCEP	Todas
EXXX-16	DCEP e AC	Todas
EXXX-17	DCEP e AC	Todas
EXXX-26	DCEP e AC	Plana e Horizontal Filete

FONTE - AWS A5.4/A5.4M, 2006, p.5.

2.3.2 Microestrutura da zona fundida

A microestrutura da zona fundida para um metal de solda de aço inoxidável é consequência das condições de solidificação e das transformações de fase (SUUTALA et al., 1980).

As condições de solidificação são definidas pelo processo de soldagem, no qual a taxa de resfriamento durante o processo e a distribuição dos elementos químicos poderão influenciar no material (ELMER et al., 1989):

- O primeiro modo de solidificação;
- A redistribuição do soluto e formação da segunda fase durante a solidificação;

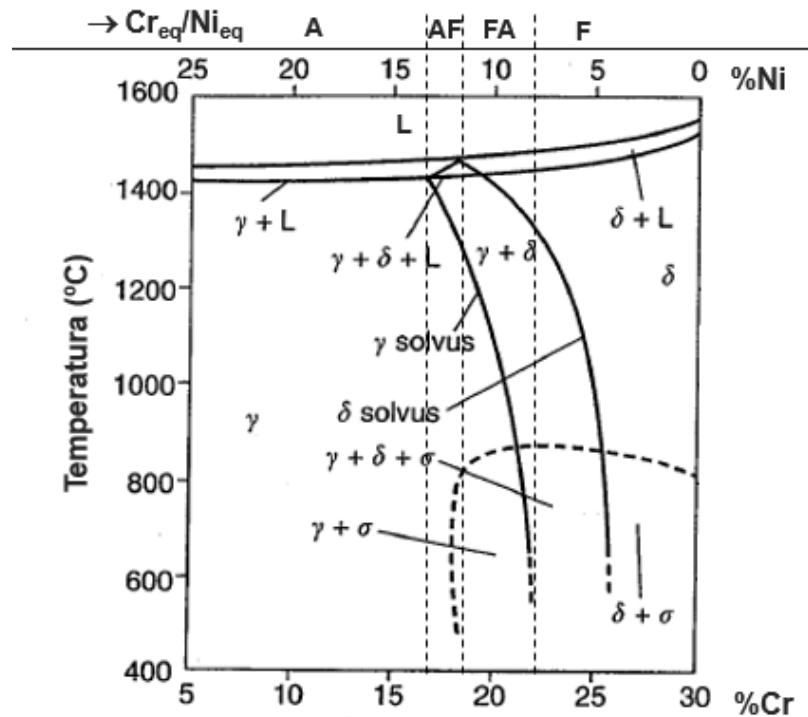
- A nucleação e crescimento de grãos e transformações de fase ferrita-austenita.

Durante o resfriamento, o balanço dos elementos gamagênicos e alfa-gênicos levará a formação de austenita ou ferrita primária na zona fundida. Toda ferrita delta formada pode se transformar em austenita ou uma parcela desta pode permanecer resultando numa microestrutura bifásica com diferentes morfologias a temperatura ambiente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MODENESI, 2001).

As transformações previstas para a zona fundida podem ser analisadas no diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro (FIG. 2.10), no qual o metal líquido pode se solidificar e o sólido formado se transformar de quatro modos diferentes, o que irá resultar numa microestrutura com diferentes morfologias da ferrita e austenita, conforme exemplificado nas FIG. 2.11 a FIG. 2.14.

Os modos de solidificação previstos para os aços inoxidáveis são (LIPPOLD e KOTECKI, 2005):

- A = Líquido → Líquido + Austenita → Austenita Primária
- AF = Líquido → Líquido + Austenita → Líquido + Austenita + (Austenita e Ferrita) → Austenita Primária + Ferrita
- FA = Líquido → Líquido + Ferrita → Líquido + Ferrita + (Ferrita e Austenita) → Ferrita Primária + Austenita
- F = Líquido → Líquido + Ferrita → Ferrita → Ferrita Primária + Austenita



Legenda: solvus – linha de máxima solubilidade, L – líquido, γ – austenita, δ – ferrita delta, σ – fase sigma

FIGURA 2.10. - Diagrama Pseudo-binário Fe-Cr-Ni para teor de ferro de 70%.

FONTE - Modificado, LIPPOLD e SAVAGE, 1981 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005, p.153.

A FIG. 2.11 apresenta algumas das morfologias da ferrita delta que podem se formar durante a solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, representada na cor preta a ferrita e na cor branca a austenita.

A ferrita vermicular e laminar/placas são resultado da solidificação no modo FA (BROOKS et al., 1983). Ferrita vermicular se forma em taxas de resfriamento mais baixas e é resultado da solidificação da ferrita colunar dendrítica acompanhada de transformações de fases sólidas. A ferrita em espinha é a ferrita dendrítica que aparece nas dendritas e células de austenita primária. Austenita de segunda fase ocorre em sítios com nucleação heterogênea onde há transformação da ferrita primária (ELMER et al., 1989).

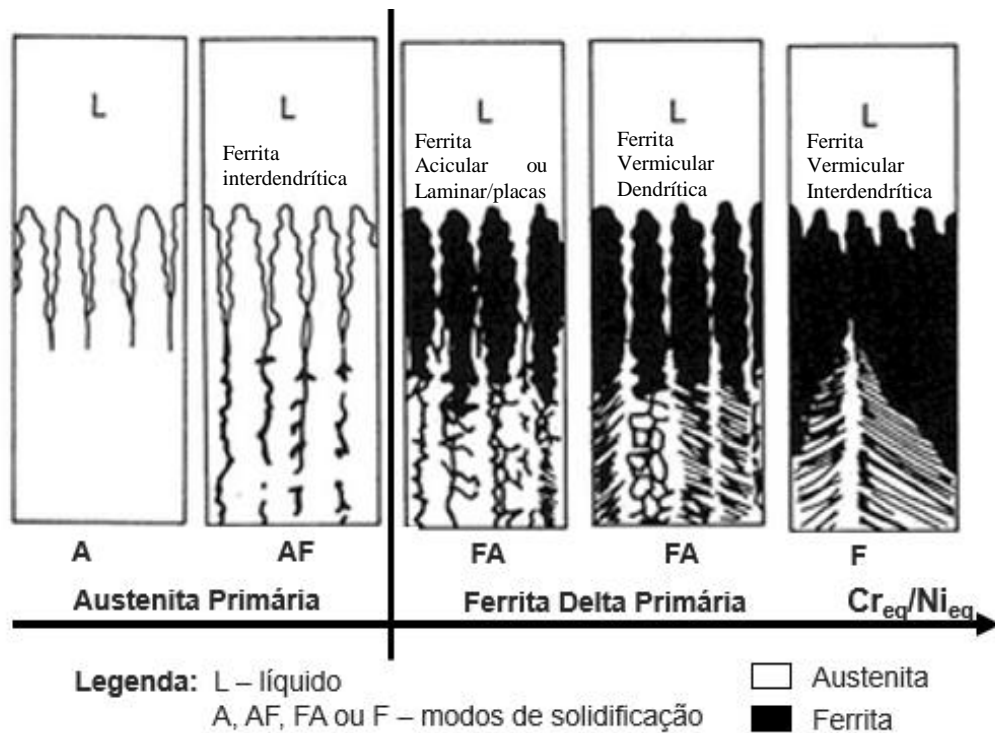
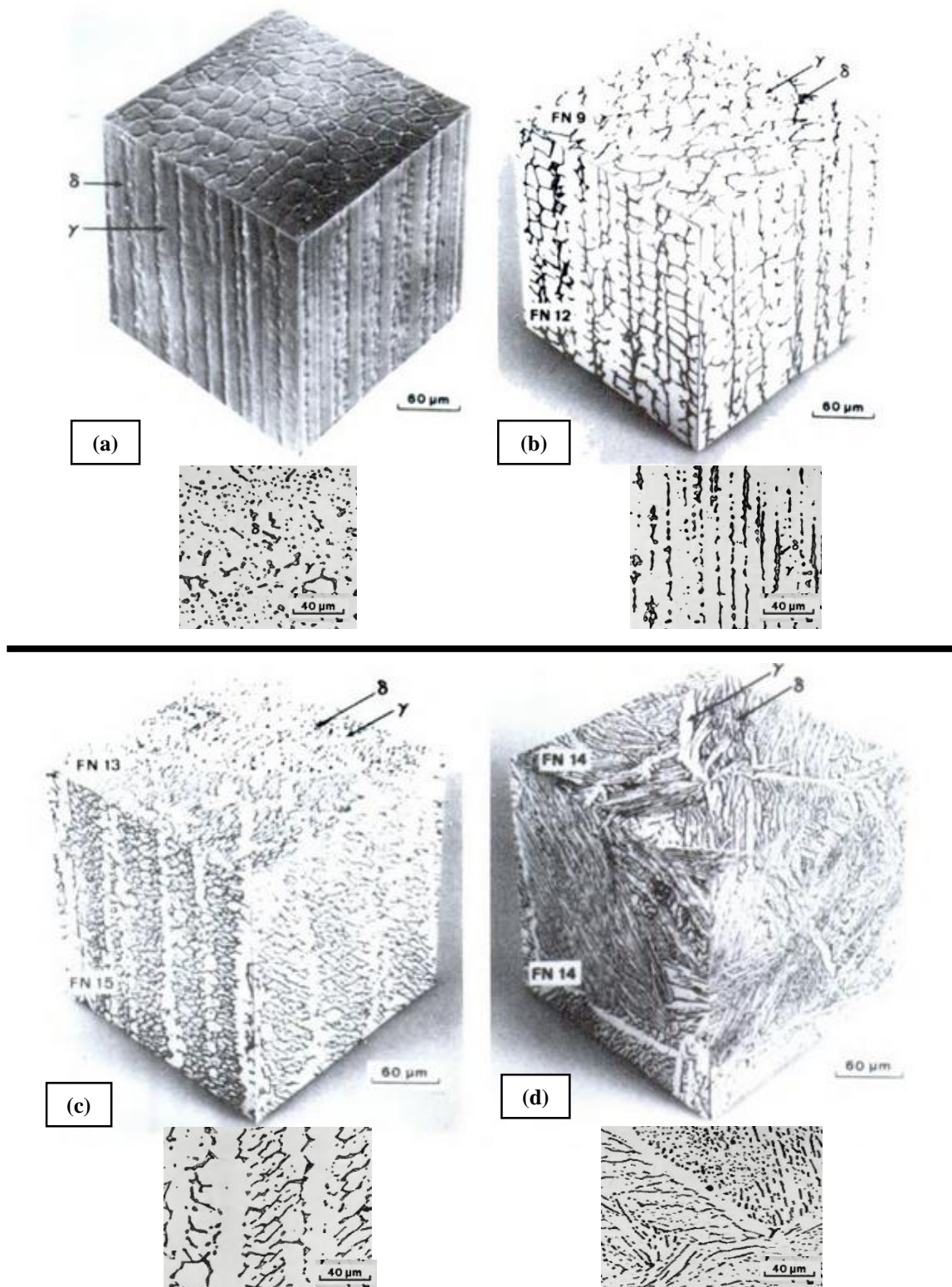


Figura 2.11. - Morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos.

FONTE - Modificado, FOLKHARD, 1988, p. 82; COLPAERT, 2008, p.531.

A FIG. 2.12 apresenta a microestrutura com a morfologia da ferrita delta de soldas de aços inoxidáveis austeníticos. A FIG. 2.12(a) apresenta a austenita primária celular com ferrita globular entre as células de austenita, a FIG. 2.12(b) apresenta ferrita vermicular, que é a morfologia mais comum de se obter em soldas, a FIG. 2.12(c) apresenta ferrita laminar/placas que é caracterizada como uma rede orientada na direção de crescimento da matriz de austenita, apresenta-se regular e alinhada as dendritas celulares de austenita e a FIG. 2.12(d) apresenta a ferrita acicular que fica distribuída na matriz de austenita de forma aleatória (DAVID, 1981).



Legenda: γ – Austenita, δ – Ferrita

FIGURA 2.12. - Morfologia da austenita em soldas de aços inoxidáveis, direção de solidificação vertical: (a) austenita celular primária com ferrita eutética em soldas tipo E310, (b) ferrita vermicular em soldas tipo E308, (c) ferrita em placas em solda multipasses tipo E308 e (d) austenita acicular e de Widmānstätten em soldas tipo E308.

FONTE - Modificado, DAVIS, 1994, p. 372 e DAVID, 1981, p.66s-67s e p.70s.

A austenita primária (modo A) formada durante a solidificação pode ser dendrítica, quando a taxa de resfriamento é muito baixa, FIG. 2.13(a) ou celular, quando a taxa de resfriamento é alta, FIG 2.13(b) (ELMER et al., 1989).

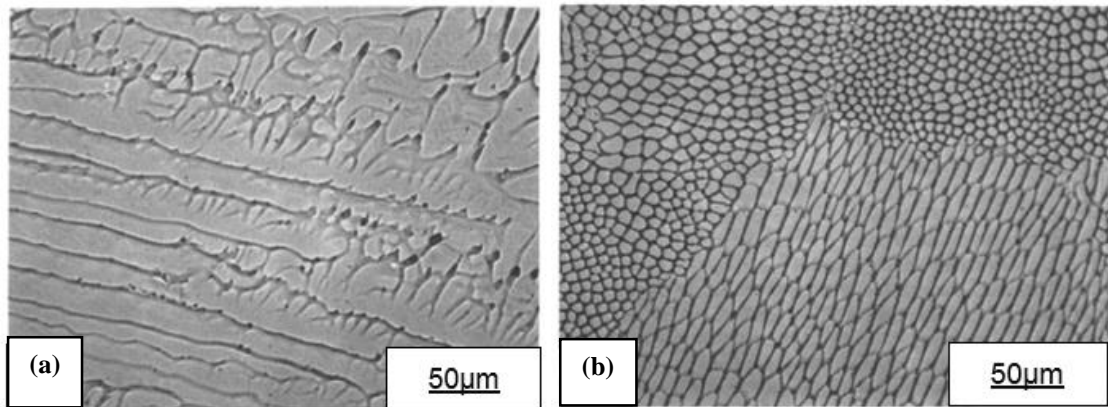


FIGURA 2.13. - Solidificação em A - austenita primária (a) dendrítica e (b) celular.

FONTE - ELMER et al., 1989, p. 2120.

Em alguns casos onde a solidificação ocorre fora do equilíbrio e há transformações no estado sólido durante o resfriamento, como em processos de soldagem, pode ser difícil evidenciar qual a morfologia da ferrita delta (BROOKS et al., 1983). Quando a fase secundária formada está presente em maior quantidade é mais difícil evidenciar as diferenças entre as fases presentes por meio de microscopia ótica. Deste modo, a ferrita poderá ser visualizada na parede das células ou no interior das células, respectivamente, para os modos AF e FA, conforme apresentado na FIG 2.14 (ELMER et al., 1989).

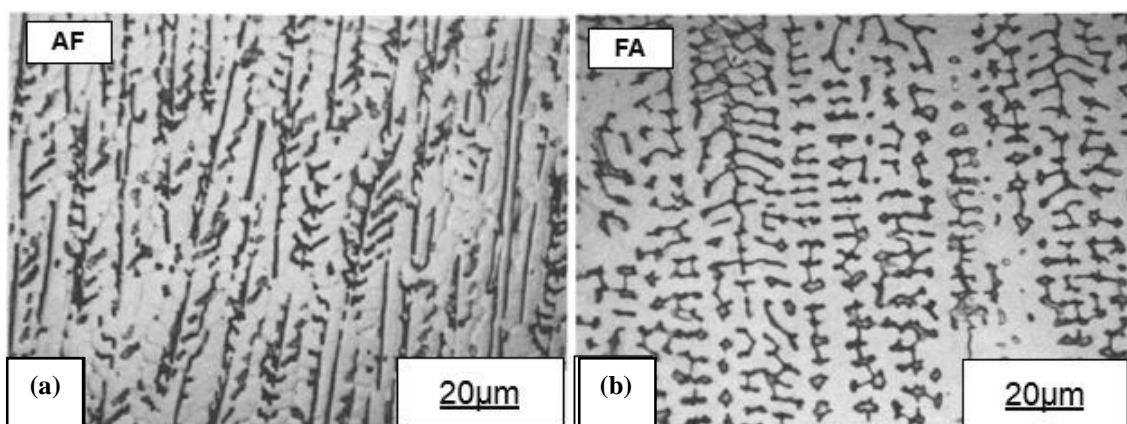


FIGURA 2.14. - Microestrutura formada (a) austenita primária e ferrita e (b) ferrita primária e austenita.

FONTE - ELMER et al., 1989, p. 2123.

2.3.3 Diagramas de constituição

Na zona fundida a presença da austenita e outros constituintes podem ser previstos por diagramas de constituição. Schaeffler desenvolveu um diagrama, em 1949, baseado no processo SMAW, capaz de prever a microestrutura da zona fundida a partir do balanço entre os elementos gamagênicos (relacionados pela fórmula de Ni_{eq}) e alfa gênicos (relacionados pela fórmula de Cr_{eq}) existente na composição química da solda e medições diretas de amostras metalográficas para prever a quantidade de ferrita delta (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MODENESI, 2001).

Quando o metal de adição e o metal de base são diferentes, a microestrutura do metal de solda é dada pelo ponto que compreende a diluição do metal de base na zona fundida sobre a reta que liga a relação (Cr_{eq} , Ni_{eq}) para o metal de base e metal de adição (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MODENESI, 2001). O diagrama de Schaeffler é apresentado na FIG. 2.15.

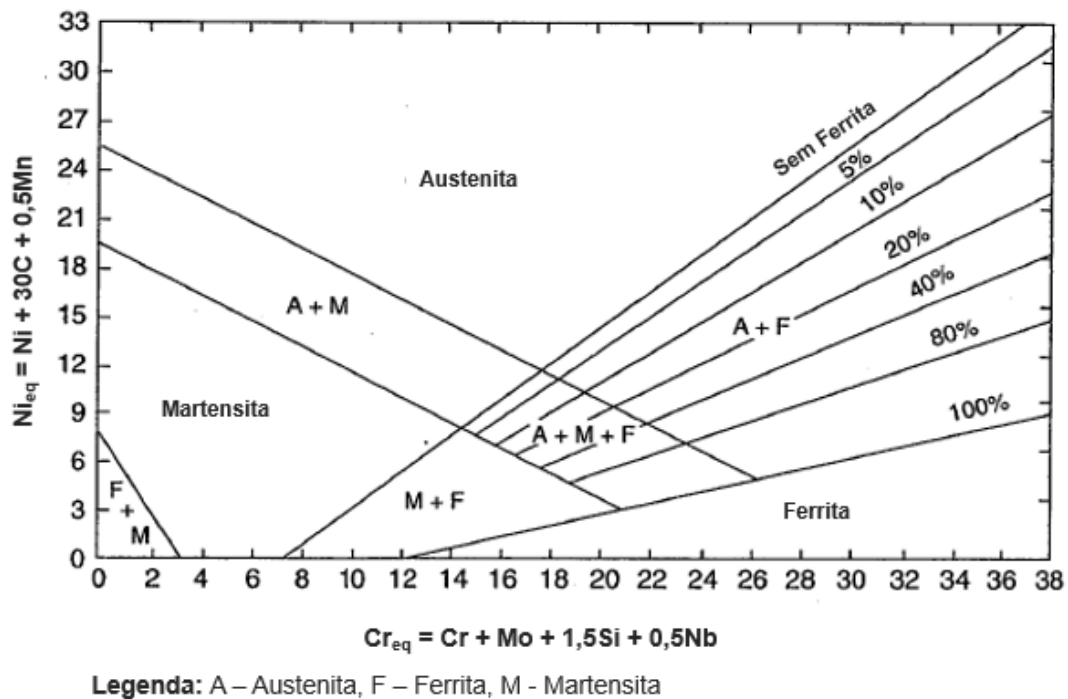


FIGURA 2.15. - Diagrama de Schaeffler.

FONTE - SCHAEFFLER, 1949 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005, p.31.

Usando as relações de Ni_{eq} e Cr_{eq} dadas por Schaeffler, Séferian desenvolveu a EQ. (2.2) para o cálculo da quantidade de ferrita delta presente no metal de solda, quando a zona fundida estivesse no campo de existência das fases austenita e ferrita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; MODENESI, 2001):

$$\% \delta = 3. (Cr_{eq} - 0,93Ni_{eq} - 6,7) \quad (2.2)$$

O diagrama de Schaeffler não prevê os efeitos do nitrogênio (elemento gamagênico) na formação da microestrutura da zona fundida. DeLong, propôs então uma versão modificada do diagrama de Schaeffler aplicada, principalmente, nos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 que inclui a participação do nitrogênio na fórmula do Ni_{eq} e a inclusão do “Ferrite Number (FN)” de 0 a 18, baseado em medições magnéticas da ferrita, visto que a estrutura CCC é ferromagnética e a estrutura CFC é paramagnética (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O diagrama de DeLong é apresentado na FIG. 2.16.

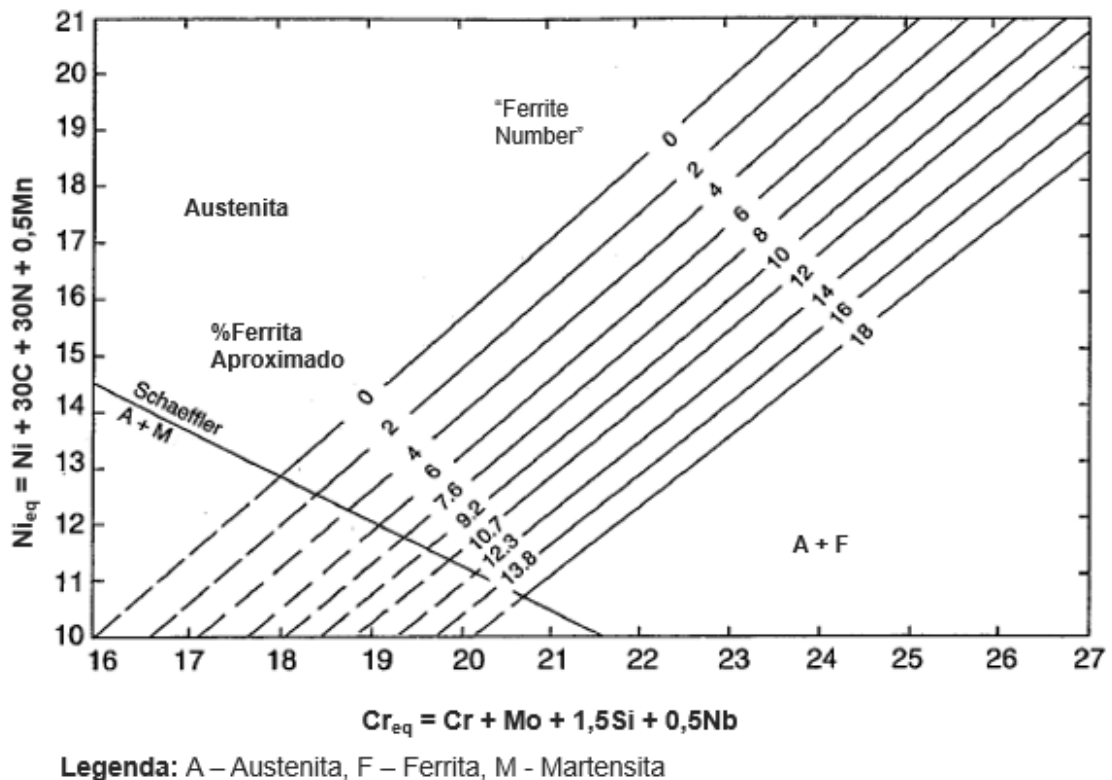


FIGURA 2.16. - Diagrama de DeLong.

FONTE - LONG e DELONG, 1973 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005, p. 34.

A revisão dos diagramas de Schaeffler e DeLong para expandir a previsão da ferrita delta em metal de solda de aços inoxidáveis foi proposta durante o “Welding Research Council”, que resultou no diagrama WRC-1992, com novas fórmulas de equivalência para Cr_{eq} e Ni_{eq} que consideram os efeitos do cobre, válido para composições de “Ferrite Number” de 0 a 100 (KOTECHI e SIEWERT, 1992). O diagrama WRC-92 é apresentado na FIG. 2.17.

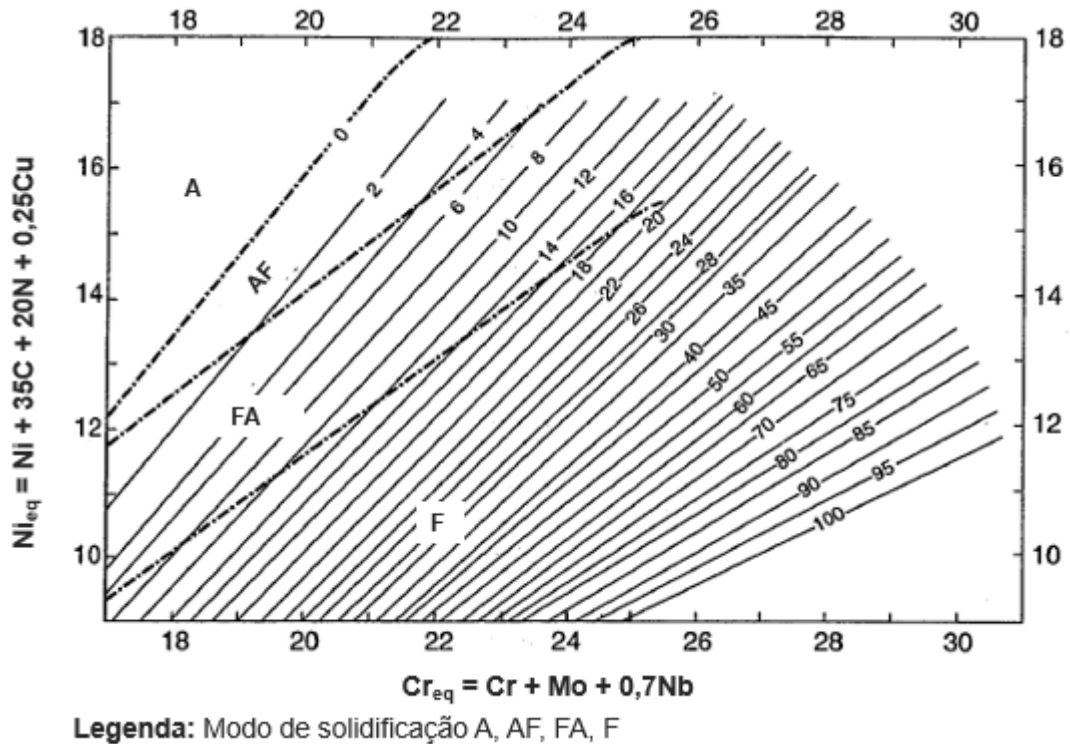


FIGURA 2.17. - Diagrama WRC-1992.

FONTE - KOTECKI e SIEWERT, 1992, p.174s.

Diversos outros diagramas foram desenvolvidos considerando a participação dos elementos de liga presentes na zona fundida na formação da microestrutura. A maioria dos diagramas não considera a velocidade de resfriamento da zona fundida fornecendo apenas uma estimativa aproximada da microestrutura da solda e da quantidade de ferrita delta (MODENESI, 2001). Por isso, é necessário a caracterização das soldas produzidas em condições subaquáticas molhadas para evidenciar a microestrutura formada.

Neste trabalho, os eletrodos AWS E308L-17 e E316L-17 foram aplicados na soldagem de aços estruturais em profundidades de 10m, 50m e 90m a fim de analisar se foi possível produzir cordões de solda sem a formação de martensita na zona fundida e sem ocorrência de defeitos.

2.4 Soldagem de metais dissimilares

A soldagem de metais dissimilares é aplicada muitas vezes como um recurso para a redução de custos com material, já que aços inoxidáveis são mais caros que a maioria dos aços carbonos e também onde uma transição de propriedades mecânicas, desempenho ou características é requerida (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Nestes casos, diagramas de constituição (discutidos no tópico 2.3.3) podem ser utilizados para prever a microestrutura que poderá vir a se formar na zona fundida a depender da diluição com o metal de base.

Quando se utiliza consumível e metal de base com composições químicas e microestrutura distinta existe uma região de transição entre o metal de solda e o metal de base, que pode apresentar microestrutura e propriedades diferentes das regiões adjacentes, com a presença de uma mistura contendo ferrita, austenita e martensita (PAN et al., 1990 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

A região de transição é mais difícil prever a microestrutura, pois esta região se difere, significativamente, tanto da zona afetada pelo calor quanto da zona fundida dada a sua composição diferenciada e os efeitos da difusão dos elementos químicos que ocorre ali durante a soldagem. A migração de carbono para esta região pode, por exemplo, favorecer a formação de martensita e elevar a dureza daquele local (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Situações em que o metal de base é composto de ferrita a temperaturas próximas a temperatura de fusão do metal e o metal de solda é austenítico, o crescimento epitaxial pode ser suprimido resultando numa região grosseira paralela a linha de fusão em contraste ao crescimento colunar que se orienta, perpendicularmente, a linha de fusão que é esperado em condições normais de solidificação (MATSUDA e NAKAGAWA, 1984 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005). A presença de hidrogênio na região grosseira com martensita próxima a linha de fusão pode favorecer a formação de trincas a frio (ROWE et al., 1999).

Neste trabalho, a aplicação de consumíveis inoxidáveis para a soldagem sobre chapa de aço carbono se dá com o intuito de estudar a possibilidade de prevenir a fissuração da zona fundida.

2.5 Seleção do eletrodo

A seleção de eletrodos adequados a aplicação em soldagem molhada é vital para a qualidade final da solda. Os eletrodos devem conter compostos ionizantes, para a manutenção da queima de gases no arco elétrico de forma estável (MATSUDA et al., 1984; FYDRYCK, 2012).

Eletrodos com revestimento rútilico são preferíveis pela facilidade, estabilidade do arco elétrico e durabilidade do revestimento (MATSUDA et al., 1984; FYDRYCK, 2012). O revestimento rútilico é uma mistura de vários componentes onde predomina a rutila e alguns

tipos de aluminosilicatos, carbonatos e compostos voláteis. Parte deste fluxo presente no revestimento é perdida durante a soldagem (PERDOMO et al., 2007).

A FIG. 2.18 apresenta a comparação do teor de hidrogênio para cada tipo de revestimento de eletrodo. Como os eletrodos oxidantes produzem metal de solda com o menor teor de hidrogênio, ele é menos susceptível às trincas a frio. Seu emprego em soldagem molhada em profundidade de 12m apresentou resultados satisfatórios, mas com menor teor de silício e mangânes no metal de solda (GOOCH, 1983).

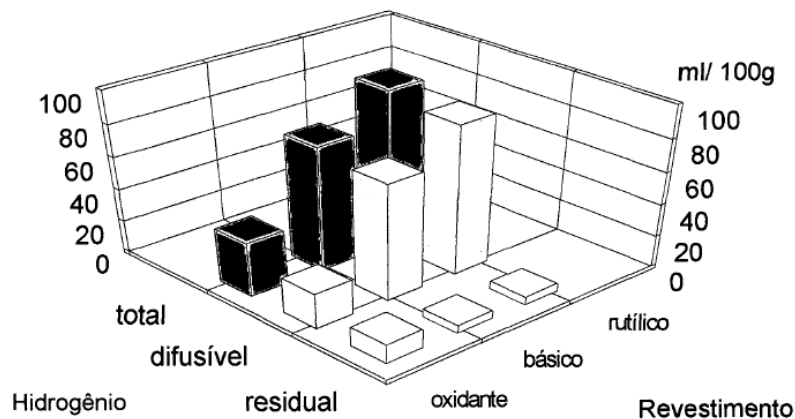


FIGURA 2.18. - Concentração de hidrogênio para cada tipo de revestimento de eletrodo.

FONTE - GOOCH, 1983.

Fydrych e outros (2015) conseguiram obter metal de solda com menor teor de hidrogênio utilizando eletrodo revestido do tipo rutilico E 38 RB 12 (E6013) em polaridade direta (DCEN) em comparação as soldas produzidas em polaridade inversa (DCEP).

Os eletrodos para aplicação subaquática na maioria das vezes são envernizados de modo a prevenir a umidade no revestimento. Alguns autores já evidenciaram que a incorporação de componentes que reagem exotermicamente na primeira camada de verniz consegue diminuir os níveis de porosidade, que estão intimamente relacionados ao aumento da profundidade (QUEIROZ et al, 2009). A não impermeabilização do eletrodo na soldagem molhada pode afetar a qualidade da solda e umedecer/deteriorar o revestimento do eletrodo.

Eletrodos comerciais rutilicos formam cordões de solda com resistência e tenacidade superiores aos cordões de solda produzidos com eletrodo oxidante comercial em soldagem molhada a 0,5m de profundidade, mas o eletrodo oxidante produz soldas com menor teor de hidrogênio difusível, sendo menos susceptível à trincas a frio (BRACARENSE et al., 2010).

Consumíveis do tipo inoxidável austenítico são empregados em soldagem subaquática para obtenção de metal de solda com maior ductilidade, contudo estes aços não são resistentes às trincas a quente (MATSUDA et al., 1984; FYDRYCK, 2012).

2.5.1 Ferrita delta

O fabricante ESAB de consumíveis inoxidáveis cita que o eletrodo E316 pode depositar metal de solda com até 12% de ferrita. Os demais eletrodos inoxidáveis austeníticos são preparados para formar de 3-8% de ferrita. Este teor pode diminuir com a variação da taxa de resfriamento do metal de solda, comprimento do arco elétrico e da diluição com o metal de base (ESAB, 2014).

A maioria dos eletrodos da série AISI /AWS 300 são projetados com a previsão de 5 a 10% de ferrita em sua constituição. A presença da ferrita pode minimizar as trincas a quente no metal de solda. A FIG 2.19 apresenta um diagrama de Schaeffler/Bystram esquemático da susceptibilidade de trincas para cada constituinte na microestrutura do aço inoxidável. A região do triângulo de risco mínimo que compõem a presença dos constituintes Austenita + Martensita + Ferrita é a que esta isolada no diagrama.

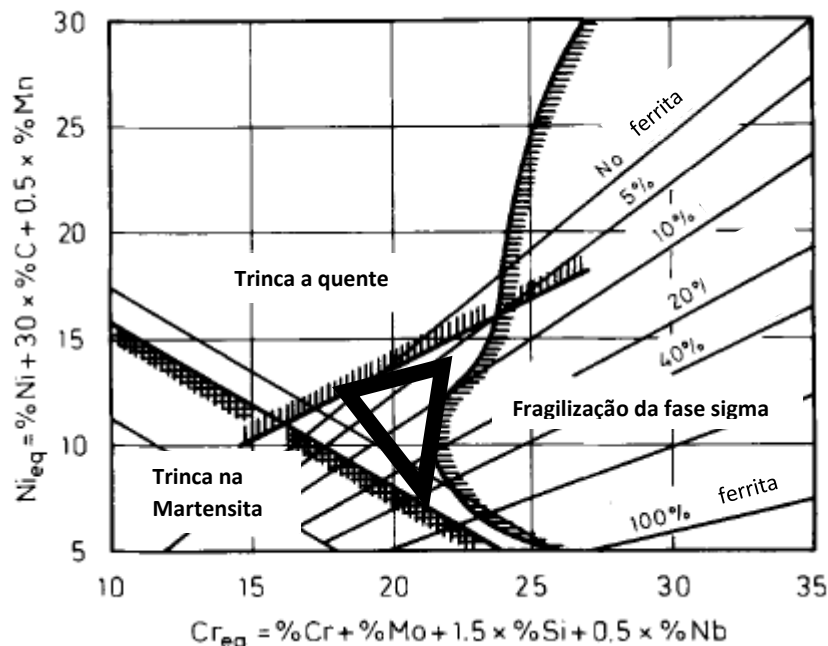


FIGURA 2.19 - Diagrama de Schaeffler compilado com o diagrama de Bystram de susceptibilidade de trincas no metal de solda.

FONTE - Diagrama modificado apud SUUTALA et al., 1980.

Um consumível que forma depósitos de 5-35% de ferrita delta no metal de solda foi patenteado como produto solução para as trincas a quente em aços inoxidáveis. Apesar de se saber que a presença de ferrita delta no metal de solda previne a ocorrência de trincas de solidificação, o problema continua sendo responsável pela má qualidade de soldas em soldagem molhada, principalmente, quando não é possível ajustar a composição do metal de solda durante o processo (SHANKAR, 2003).

Em aços inoxidáveis, menor quantidade de ferrita delta pode significar que houve solidificação com pouco cromo disponível na região em solidificação formando metal de solda que apresenta FN “Ferrite Number” baixo, o que pode acarretar em maior susceptibilidade de trincas a quente, como apresentado na FIG. 2.20 (LUNDIN et al., 1975 e LUNDIN et al., 1976 apud MARSHALL, 2000).

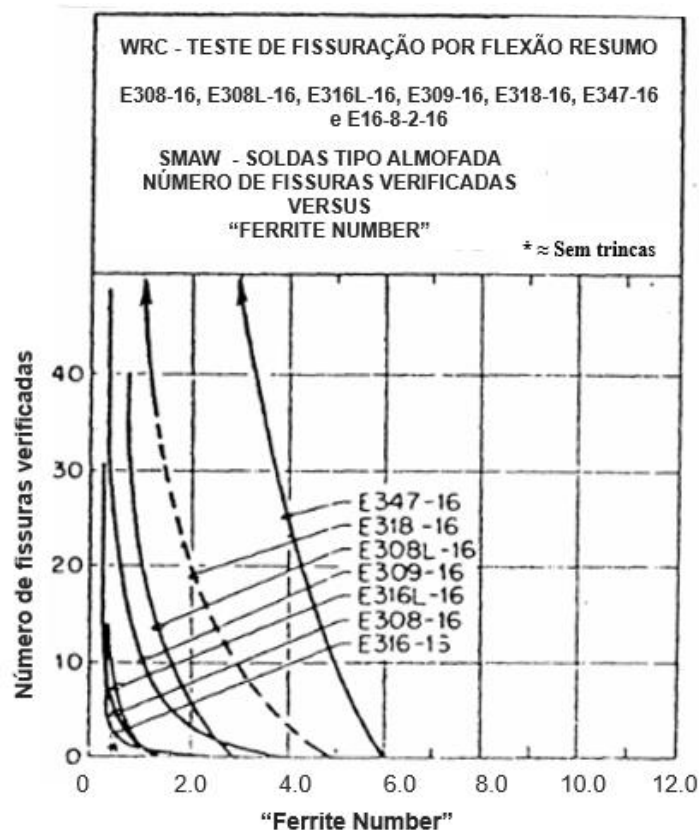


FIGURA 2.20. - Relação entre o número de fissuras obtidas em soldas e a presença de ferrita delta.

FONTE - LUNDIN et al., 1975 e LUNDIN et al., 1976 apud MARSHALL, 2000.

A ferrita reduz a sensibilidade da solda à trincas a quente, pois as impurezas do aço (enxofre e fósforo) solubilizam nela e não segregam nos contornos de grão, o que dificulta a propagação de trincas, pois a ferrita atua na dispersão destas impurezas. Além disso, a ferrita

possui coeficiente de expansão térmica bem menor do que o da austenita, o que reduz a tensão de tração durante a contração térmica, sua presença no metal de solda também aumenta as interfaces austenita-ferrita que tem menor molhabilidade por filmes líquidos (BROOKS e THOMPSON, 1991).

2.5.2 Pesquisas recentes em soldagem molhada

Trabalhos utilizando eletrodo inoxidável austenítico 904L ($\varnothing 4,00\text{mm}$) em aço baixo carbono microligado EH40, por soldagem molhada, em polaridade direta (DCEN) com corrente de 190A à 7m de profundidade em mar aberto mostraram que os cordões de solda com este eletrodo apresentaram boa aparência, o arco elétrico se manteve estável e não houve geração de respingos ou trincas de solidificação. Contudo, houve nucleação de trincas a frio na martensita formada na linha de fusão, que levaram à fratura das soldas em testes de tração (GUO et al., 2015b).

Nakpradit e Poopat (2010) avaliando o uso de eletrodos E6013, E309 e E312 revestidos em silicone, para soldar aço carbono ($CE = 0,218$) em soldagem subaquática molhada, perceberam que a concentração de hidrogênio na solda foi maior na soldagem subaquática do que na soldagem atmosférica, sendo que com o eletrodo E6013 não houve trincas nem no metal de solda e nem na ZTA. Eles também evidenciaram que cordões de solda com E309 e E312 previnem a formação de trincas a frio, mas formam martensita na linha de fusão, devido a diluição com o metal de base e a alta taxa de extinção do arco elétrico na água, a ZTA apresentou elevada dureza e quando os parâmetros de soldagem não foram controlados adequadamente ocorreram trincas a quente.

Vieira (2015) analisou cordões de solda com eletrodos E316L sobre aços ASTM A36 e AISI E316 produzidos por soldagem molhada em lâmina d'água constatando que na solda dissimilar houve trincas próximas a linha de fusão e no meio e topo do metal de solda, nos cordões de solda sobre aço inoxidável não houve ocorrência de nenhum tipo de trinca. Nas filmagens em alta velocidade do arco elétrico, Vieira (2015) percebeu que houve instabilidade do arco elétrico com ocorrência de sopro magnético.

Baseado na literatura e histórico de soldagem de materiais dissimilares, avaliou-se neste trabalho as características de cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17 e E308L-17 sobre aços estruturais ASTM A36 e AH36 quanto a ocorrência de trincas e poros no metal de solda também.

3 METODOLOGIA

Para este trabalho experimental foram realizadas diversas etapas sequenciais de produção e análise de amostras, a fim de explorar o desempenho dos dois eletrodos E316L-17 e E308L-17 na formação de cordões de solda isentos de defeitos internos na soldagem subaquática molhada de aços estruturais ASTM A36 e AH36. As etapas do trabalho são descritas na FIG. 3.1.

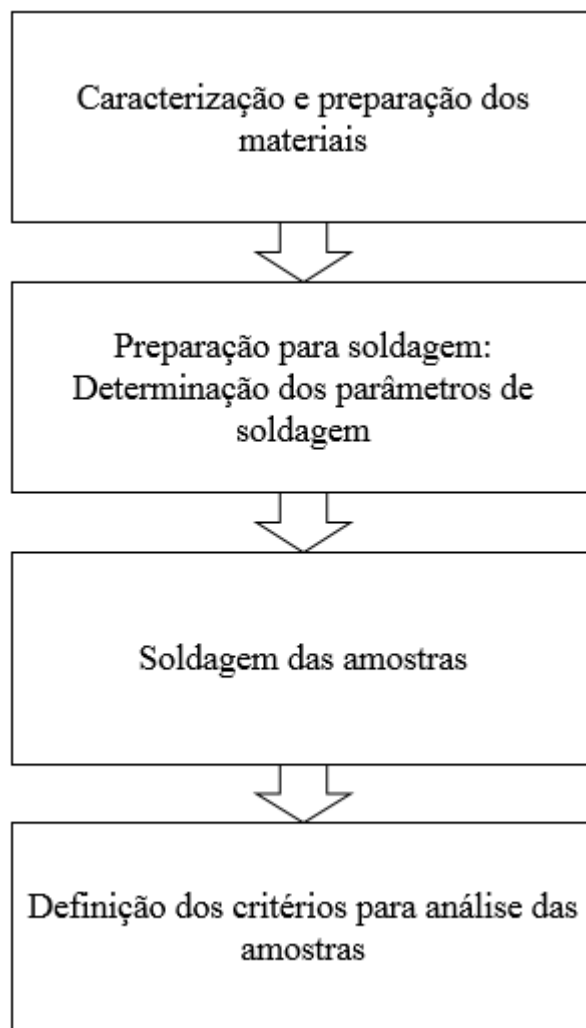


FIGURA 3.1. - Fluxograma com as etapas do procedimento experimental.

3.1. Caracterização e preparação dos materiais

3.1.1 Eletrodos

Os eletrodos escolhidos para os testes possuem revestimento do tipo rutílico. Os eletrodos E316L-17 e E308L-17, que produzem depósitos de metal de aço inoxidável austenítico e para fins de comparação o eletrodo E6013 que deposita metal de solda de aço carbono, conforme descrição na TAB. 3.1.

TABELA 3.1
Eletrodos utilizados no trabalho experimental.

Descrição Material	LOTE Eletrodo
Eletrodo OK 63.30 E316L – 17 (Ø3,25mm x 350mm)	VT216E2414
Eletrodo OK 61.30 E308L – 17 (Ø3,25mm x 350mm)	VT507E7013
Eletrodo OK 61.30 E308L – 17 (Ø4,00mm x 350mm)	VT507E7017
Eletrodo OK 46.00 E6013 (Ø3,25mm x 350mm)	VT432E4425

A TAB. 3.2 apresenta o resultado da análise química de corpos de prova de metal depositado, conforme ASME SFA 5.01/2013, fornecida no certificado de qualidade de cada lote de eletrodo utilizado. Os certificados de qualidade são apresentados no ANEXO A.

TABELA 3.2

Composição química do metal depositado especificado no certificado de qualidade.

Elemento Químico	E316L-17	E308L-17		E6013
	Ø3,25	Ø3,25	Ø4,00	Ø3,25
C	0,037	0,032	0,028	0,064
Si	0,770	0,550	0,570	0,230
Mn	0,540	0,720	0,720	0,370
P	0,028	0,030	0,030	0,015
S	0,014	0,005	0,008	0,009
Ni	11,69	9,000	9,120	0,028
Cr	18,30	18,00	19,40	0,016
Mo	2,830	0,190	0,150	0,003
Cu	0,069	0,077	0,067	-
V	-	-	-	0,014
${}^1\text{Cr}_{\text{eq}} = \text{Cr} + \text{Mo} + 1,5.\text{Si} + 0,5\text{Nb}$	22,28	19,02	20,41	-
${}^1\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 30.\text{C} + 0,5.\text{Mn}$	13,07	10,32	10,32	-
$\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$	1,705	1,843	1,978	-

FONTES - ¹SCHAEFFLER, 1949 apud LIPPOLD e KOTECKI, 2005, p.31.

Os eletrodos foram envernizados para proteção do revestimento contra o contato direto com a água. O verniz incolor utilizado é próprio para esta aplicação, com formulação a base de resina vinílica.cetona.

Cada eletrodo recebeu uma camada de verniz e foi colocado sobre um suporte para escorrer o excesso de produto e secar a primeira camada. Uma segunda camada de verniz foi depositada 24 depois e, novamente, os eletrodos foram deixados sobre o suporte para escorrer o excesso de verniz e secar. A FIG. 3.2 apresenta alguns dos eletrodos secando o verniz.



FIGURA 3.2. - Eletrodos secando o verniz.

Os eletrodos secos e envernizados foram armazenados em suas respectivas caixas e guardados em local seco até o dia de utilização.

3.1.2. Metal de base

As chapas de aço escolhidas para serem usadas como metal de base são de aço estrutural preparado para aplicação naval, o aço ASTM grau AH36 com 13,30mm de espessura e um aço estrutural comercial com maior teor de carbono, o aço ASTM A36 com 19,70mm de espessura.

De cada chapa foi retirada uma amostra de, aproximadamente, 50 x 30mm, que foram devidamente limpas e lixadas para realização de análise química por espectroscopia de emissão ótica, em espectômetro marca Shimadzu modelo PDA7000, com duas análises consecutivas sobre a superfície da amostra, sendo a composição química do metal de base a média aritmética dos resultados obtidos em cada análise. A TAB. 3.3 apresenta a composição química de cada aço utilizado como metal de base.

TABELA 3.3
Composição química do metal de base.

Elemento Químico	ASTM AH36						ASTM A36		
	Chapa 1			Chapa 2			Chapa Única		
	R.A.1	R.A.2	Média	R.A.1	R.A.2	Média	R.A.1	R.A.2	Média
C	0,059	0,060	0,060	0,058	0,055	0,057	0,115	0,113	0,114
Si	0,314	0,314	0,314	0,282	0,285	0,284	0,108	0,111	0,109
Mn	1,802	1,807	1,805	2,059	2,047	2,053	0,720	0,726	0,723
P	0,019	0,021	0,020	0,024	0,024	0,024	0,017	0,018	0,018
S	0,004	0,005	0,005	0,005	0,005	0,005	0,007	0,007	0,007
Ni	0,183	0,184	0,184	0,162	0,163	0,163	-	-	-
Cr	0,026	0,026	0,021	0,015	0,015	0,015	0,006	0,006	0,006
V	0,065	0,066	0,066	0,065	0,067	0,066	-	-	-
Al	0,035	0,038	0,037	0,000	0,000	0,000	-	-	-
¹ CE	0,443			0,474			0,254		

Legenda: R.A. = Resultado da Análise

$${}^1\text{CE} = \text{C} + (\text{Mn} + \text{Si})/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15$$

FONTE - ¹AWS D1.1, 2000, p.266.

Da análise metalográfica do metal de base foi evidenciado a microestrutura constituída de uma matriz de ferrita com colônias de perlitas, conforme apresentado na FIG. 3.3 e FIG. 3.4.

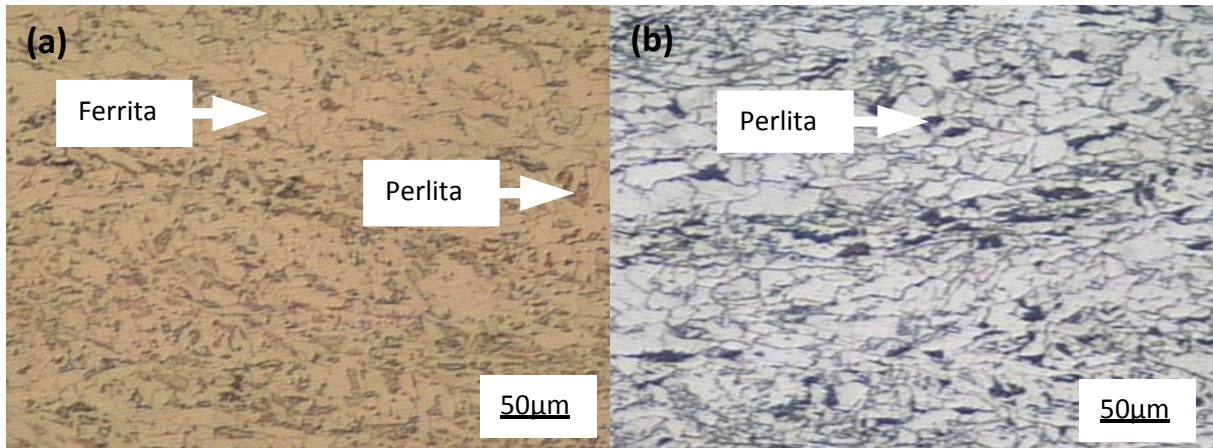


FIGURA 3.3. - Microestrutura do aço ASTM AH36 (a) Chapa 1, (b) Chapa 2. Ataque Nital 2%. Ampliação 500x.

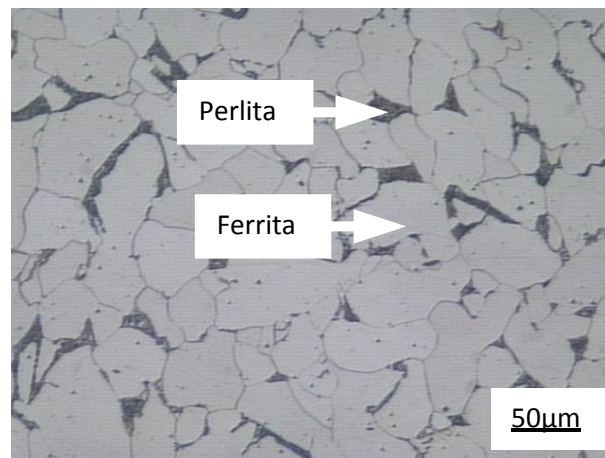


FIGURA 3.4. Microestrutura do aço ASTM A36. Ataque Nital 2%. Ampliação 500x.

As chapas foram cortadas por corte a plasma em pedaços menores com 230 x 230mm para facilitar o manuseio durante o processo de soldagem. A superfície de trabalho das chapas foram limpas, com escova de aço acoplada a esmerilhadeira, até a remoção de toda ferrugem e óxido presente.

3.2. Preparação para soldagem

3.2.1 Equipamentos

Todos os cordões de solda produzidos debaixo d'água utilizaram o dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade (Pat. Req. N° PJ 001331) apresentado na FIG. 3.5 e FIG. 3.6.

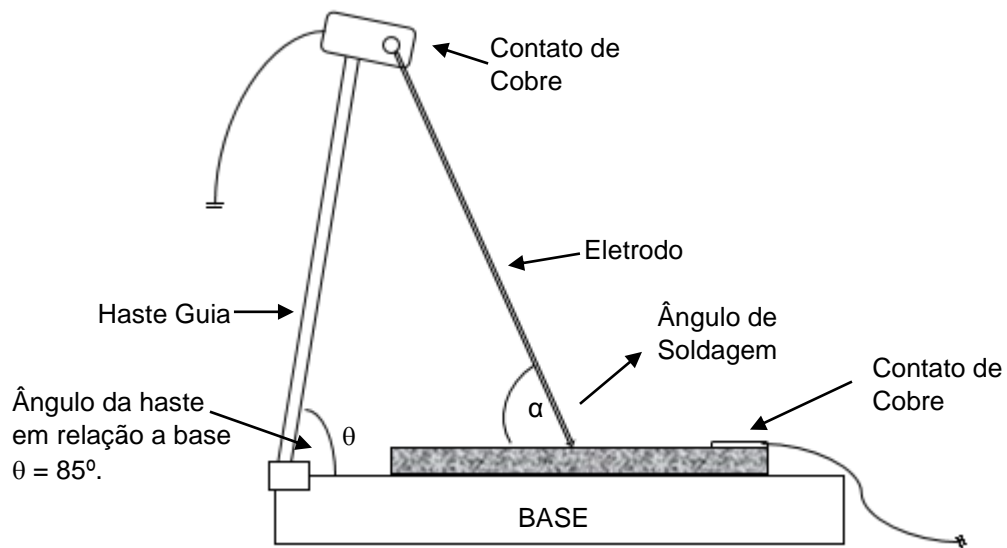


FIGURA 3.5. - Esquema do dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade utilizado.

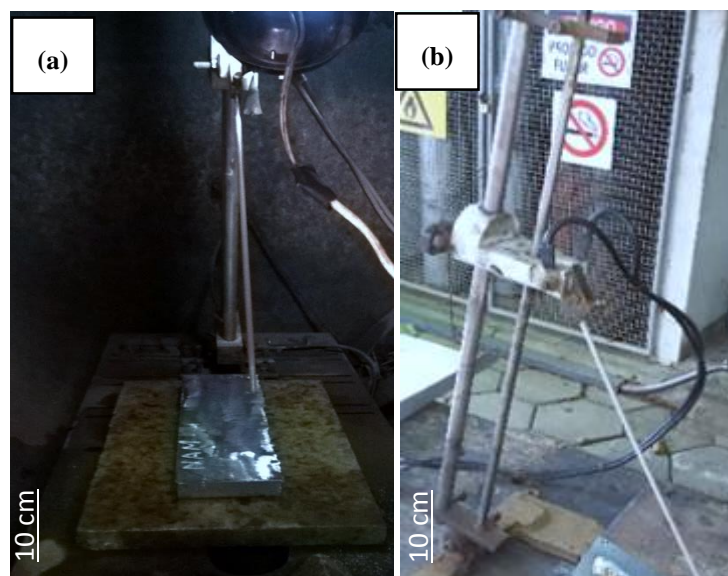


FIGURA 3.6. - Dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade (a) no interior do tanque hiperbárico e (b) fora do tanque hiperbárico.

Para a produção dos cordões de soldas em diferentes profundidades foi utilizado tanque hiperbárico que permitia simular a pressão hidrostática equivalente para a coluna de água existente em cada profundidade. O tanque hiperbárico é apresentado na FIG. 3.7. As fontes utilizadas para produção dos cordões de solda são apresentadas na FIG. 3.8.

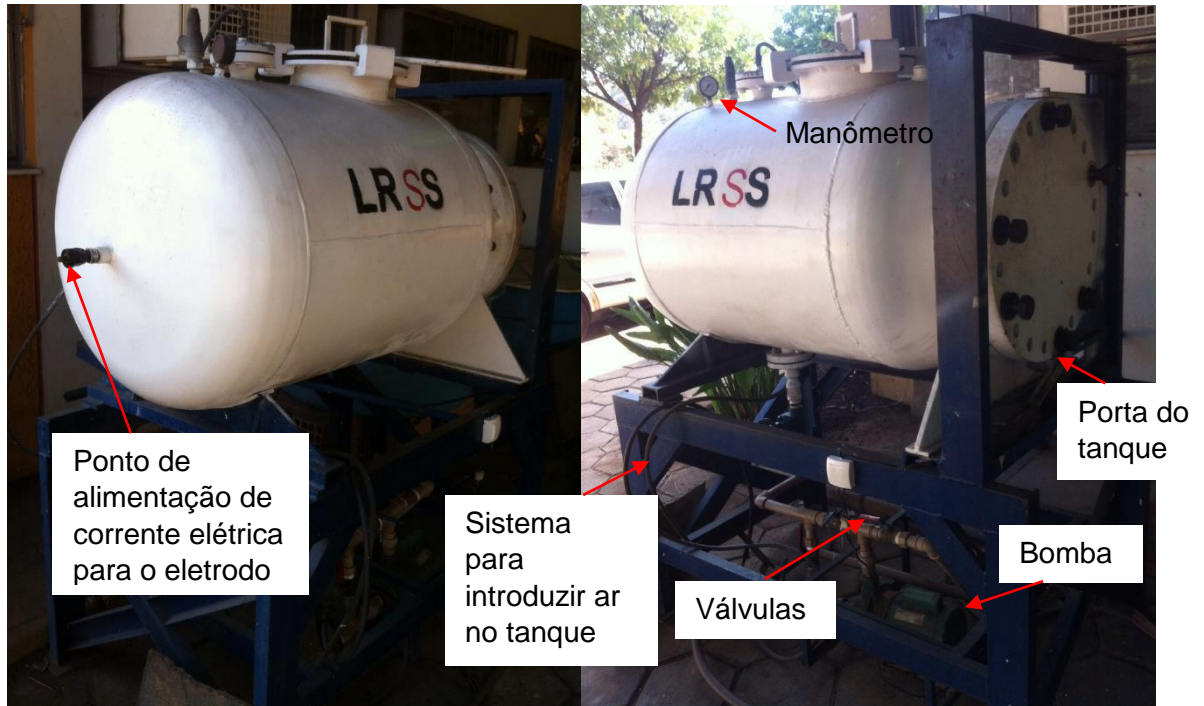


FIGURA 3.7. - Tanque hiperbárico.

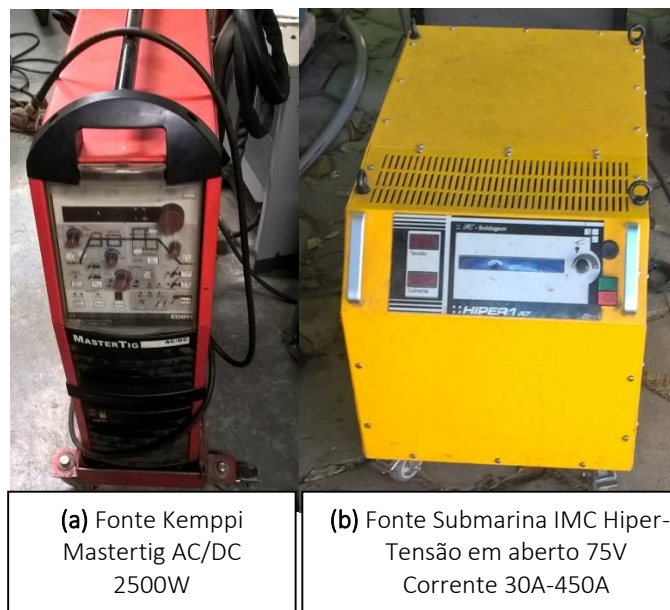


FIGURA 3.8. - Fontes de soldagem (a) ao ar e (b) debaixo d'água.

3.2.2 Testes preliminares

Testes preliminares foram realizados para definição do ângulo, polaridade e corrente de soldagem a ser utilizada durante a soldagem debaixo d'água. Todos os testes preliminares foram realizados com o aço ASTM AH36.

3.2.2.1 Ângulo de soldagem

O ângulo de soldagem, ou ângulo entre o eletrodo e a peça de trabalho, foi definido em teste realizado em lâmina d'água (0,5m). Para cada ângulo testado foram realizadas três aberturas de arco elétrico, onde avaliou-se qual o ângulo de soldagem que promovia a abertura do arco elétrico sem dificuldades ao se utilizar o dispositivo mecanizado de soldagem por gravidade.

A corrente de abertura do arco elétrico foi ajustada para valores acima de 200A. Para cada tentativa de abrir o arco elétrico trocou-se o eletrodo, pois a passagem de corrente elétrica danificava a ponta do mesmo. Os ângulos testados foram 45°, 50°, 55°, 60° e 65°. O ângulo escolhido para soldagem de todas as amostras foi de 60°.

3.2.2.2 Polaridade

Cordões de solda foram produzidos tanto em polaridade direta (DCEN) como em polaridade inversa (DCEP), em lâmina d'água (0,5m), para definição da polaridade de soldagem a ser empregada com os eletrodos E316L-17 e E308L-17. Como critério de escolha foi utilizada a polaridade que gerou cordão de solda com melhor aparência e que não apresentou ocorrência de poros internos ou superficiais nas amostras analisadas por macrografia da seção transversal e inspeção visual.

3.2.2.3 Corrente de soldagem

Para determinação da corrente de soldagem adequada para cada profundidade foram realizados testes no tanque hiperbárico à 10m(1atm), 50m(5atm) e 90m(9atm) em polaridade direta (DCEN) com vários valores de corrente de soldagem para cada eletrodo E308L-17 e E316L-17.

A TAB. 3.4 apresenta os valores de corrente de soldagem que geraram os melhores cordões de solda para cada diâmetro de eletrodo e profundidade de soldagem e que foram aplicados para produção dos cordões de solda usados na pesquisa.

TABELA 3.4
Valores de corrente de soldagem.

Tipo de Eletrodo	E316L-17 / E308L-17	E308L-17
Diâmetro eletrodo	3,25 mm	4,00mm
Corrente de Soldagem	10m – 155A	10m – 200A
	50m – 170A	50m – 210A
	90m – 180A	90m – 230A

3.3 Soldagem das amostras

Os cordões de solda produzidos com E316L-17 e E308L-17 utilizaram os parâmetros definidos nos testes preliminares. Os cordões de solda produzidos ao ar utilizaram os parâmetros de corrente de soldagem máxima e polaridade indicados nos catálogos do fabricante do eletrodo. Para o eletrodo E6013 sempre utilizou-se os mesmos parâmetros definidos nos testes preliminares para comparação das amostras.

A TAB. 3.5 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados para cada cordão de solda produzido para o trabalho experimental.

TABELA 3.5
Cordões de solda produzidos no trabalho experimental.

Diâmetro Eletrodo	Condição	Metal Base	Corrente de soldagem	Polaridade
3,25mm	10m	A36 e AH36	155A	DCEN
	50m	A36 e AH36	170A	DCEN
	90m	A36 e AH36	180A	DCEN
	Ao ar	AH36	125A	DCEP
4,00mm	10m	A36 e AH36	200A	DCEN
	50m	A36 e AH36	210A	DCEN
	90m	A36 e AH36	230A	DCEN
	Ao ar	AH36	175A	DCEP

3.3.1 Identificação dos cordões de solda

Cada cordão de solda foi identificado a partir do eletrodo e metal base empregado. Outras informações, quando necessárias, também foram fornecidas, como esquematizado na FIG. 3.9.

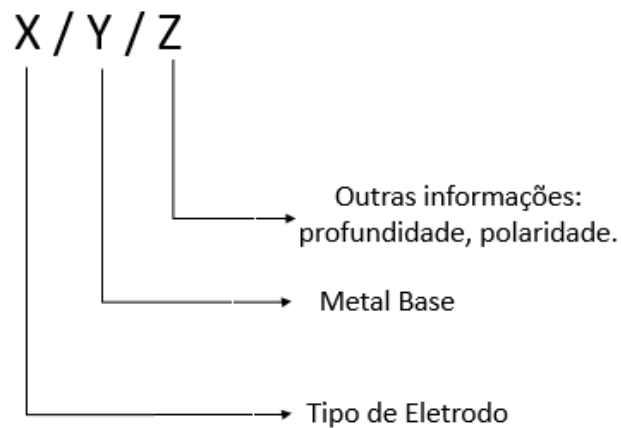


FIGURA 3.9. Identificação das amostras.

Assim, uma amostra E308L(4,00mm)/AH36/10m corresponde a amostra retirada do cordão de solda produzido com o eletrodo E308L-17 com diâmetro de 4,00mm sobre chapa de aço ASTM AH36 na profundidade de 10 metros.

3.3.2 Retirada de amostras dos cordões

De cada cordão de solda produzido à 10m e 50m de profundidade foram retiradas três amostras da seção transversal do cordão de solda em diferentes regiões: início, meio e fim do cordão de solda. As regiões do cordão de solda representam seções, a seção mais próxima do ponto de abertura do arco elétrico e início da deposição de material (início), a seção seguinte (meio) e a última seção com o ponto próximo ao local de extinção do arco elétrico, onde houve o último depósito de material no cordão de solda (fim), como esquematizado na FIG. 3.10.

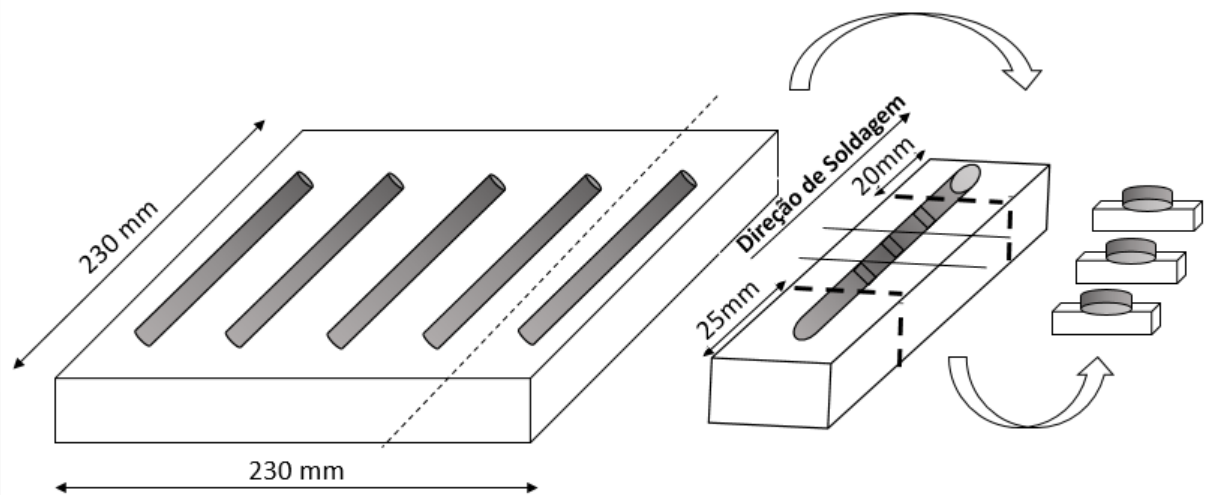


FIGURA 3.10. - Esquema de retirada de amostras dos cordões de solda.

Para os cordões de solda produzidos à 90m de profundidade e ao ar foram suficientes a análise de uma amostra retirada no meio do cordão de solda.

O critério para escolha da face da amostra a ser analisada em cada seção do cordão de solda considerou como elegível aquela com menor incidência de defeitos visíveis.

3.3.3 Preparação das amostras

Cada amostra da seção transversal foi embutida a quente em baquelite na Embutidora Pre 40Mi Arotec a 180°C com aplicação de carga constante de 120 kgf/cm². As amostras embutidas foram então lixadas em Politriz lixadeira metalográfica PL 02 E Teclago com lixas d'água de granulometria #80, #120, #280, #320, #400, #600, #1000, #1200, respectivamente.

Após o lixamento as amostras foram lavadas com água destilada, secas com ar quente e polidas com abrasivo Alumina de 1µm em Politriz lixadeira metalográfica PL 02 E Teclago. As amostras polidas foram lavadas em água destilada e secas com ar quente e álcool.

A amostra polida foi então preparada para exame metalográfico em microscópio ótico, sendo atacada com reagente químico por esfregamento sobre a superfície utilizando algodão embebido com a solução ácida.

Para revelar a microestrutura da zona termicamente afetada e dos cordões de solda produzidos com E6013 utilizou-se reagente Nital 2% ($\text{NH}_4\text{OH} + \text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$) e os demais metais de solda foram revelados com reagente Marble ($\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$).

3.3.4 Metalografia

A amostra com a estrutura revelada foi analisada em microscópio ótico Olympus BX60M acoplado a câmera Sony Hiper Had CCD – Iris /RGB em ampliações de 100x, 200x e 500x. Fotografias foram retiradas com o software HLImage que permite utilizar a câmera conectada ao microscópio. Uma fotomacrografia de cada amostra embutida também foi retirada no microscópio Olympus SZ60.

Com as fotomacrografias da seção transversal dos cordões de solda determinou-se a diluição, a geometria e a fração de poros no metal de solda. Para isso, utilizou-se software próprio para análise de imagens, chamado ImageJ, disponível para uso gratuito na internet (<https://imagej.nih.gov/ij/>) devidamente calibrado para as análises.

3.3.5 Determinação da diluição

A diluição foi calculada usando a relação apresentada na FIG. 3.11, baseada na definição de coeficiente de diluição dada pela relação de massas presentes no metal de solda.

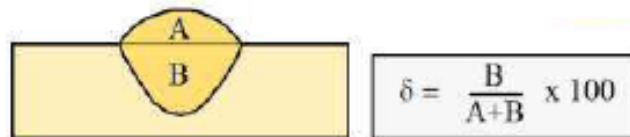


FIGURA 3.11. Diluição (δ) para metal de adição depositado sobre o metal de base.

FONTE - MODENESI et al., 2012, p. 5-15.

3.3.6 Determinação dos parâmetros geométricos

Determinou-se a largura do cordão de solda, a altura do reforço, a penetração da poça de fusão e a área da zona termicamente afetada, conforme esquematizado na FIG. 3.12.

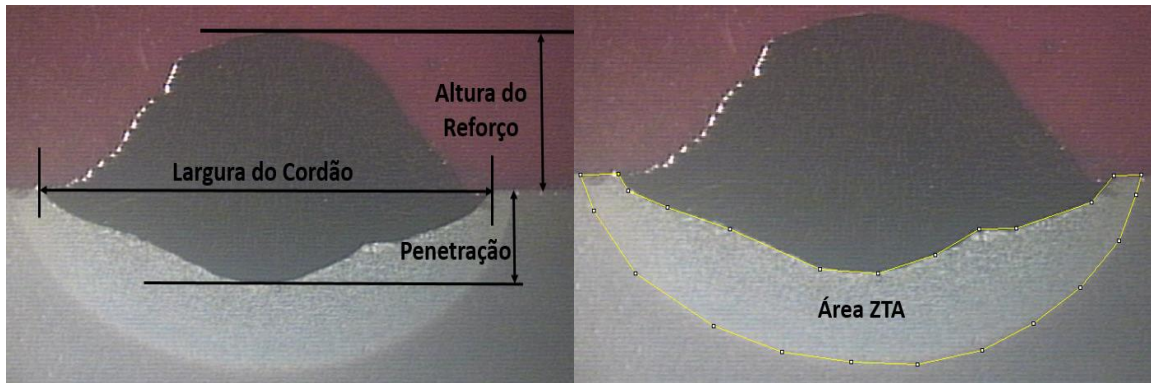


FIGURA 3.12. Análise da geometria do cordão de solda.

3.3.7 Determinação da fração de poros

A fração de poros internos foi determinada utilizando a macrografia da seção transversal do cordão de solda, onde se calculou a relação entre a área de poros presentes e a área do metal de solda, conforme EQ. (3.1) e FIG. 3.13.

$$\text{Fração de Poros} = \frac{\sum \text{Área Poros Internos}}{\text{Área Metal de Solda}} \quad (3.1)$$

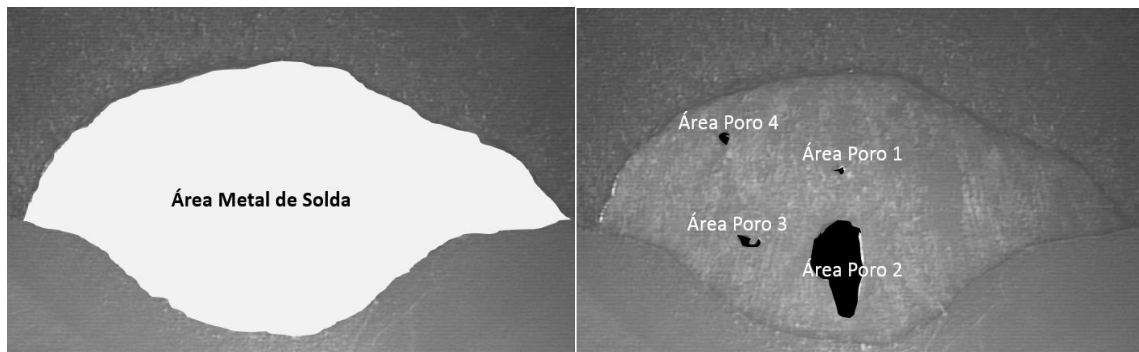


FIGURA 3.13. Medição da área do metal de solda e dos poros.

3.3.8 Ensaio de dureza

Com a mesma amostra usada na análise metalográfica fez-se a determinação da dureza média do metal de solda. O ensaio de dureza foi feito em Microdurômetro Vickers HMV Shimadzu com indentador piramidal de diamante, pré-carga de 9,872N aplicada por 30

segundos e espaço entre cada indentação de no mínimo três vezes a dimensão da diagonal formada, conforme especificado na norma ASTM E 384/2011 e ASTM E92/2003.

A dureza média foi dada pela média aritmética de todas as medições realizadas na amostra. O local de aplicação das indentações é apresentado na FIG. 3.14.

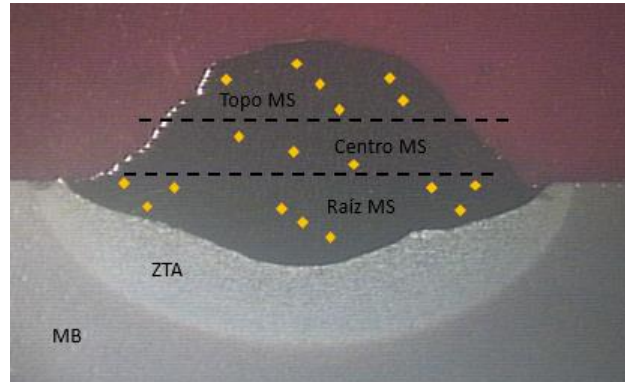


FIGURA 3.14. - Local da indentação na amostra.

3.3.9 Determinação de ferrita delta

O percentual de ferrita delta foi medido com um ferritoscópio marca Fischer. O equipamento possui um sensor indutivo acoplado a uma ponta móvel que pode ser posicionada sobre a superfície do corpo de prova. As amostras metalográficas foram utilizadas para medição da ferrita delta, tal como ilustrado na FIG. 3.15, no qual o sensor do equipamento é posicionado sobre a área da seção transversal do cordão de solda.

A leitura do resultado é feita no visor do equipamento após a realização de três medições in loco consecutivas sobre a mesma amostra. O resultado dado pelo ferritoscópio nos fornece uma relação de qual o percentual de ferrita delta existente no material. O próprio equipamento calcula o valor médio e o desvio padrão das medições.

A cada vez que ligava-se o equipamento era feita a conferência da calibração do sensor, realizando a leitura de um padrão. As amostras de metal de solda de aço carbono não foram feitas leitura com o ferritoscópio, pois o mesmo gerava resultado igual a 100 para estas amostras.

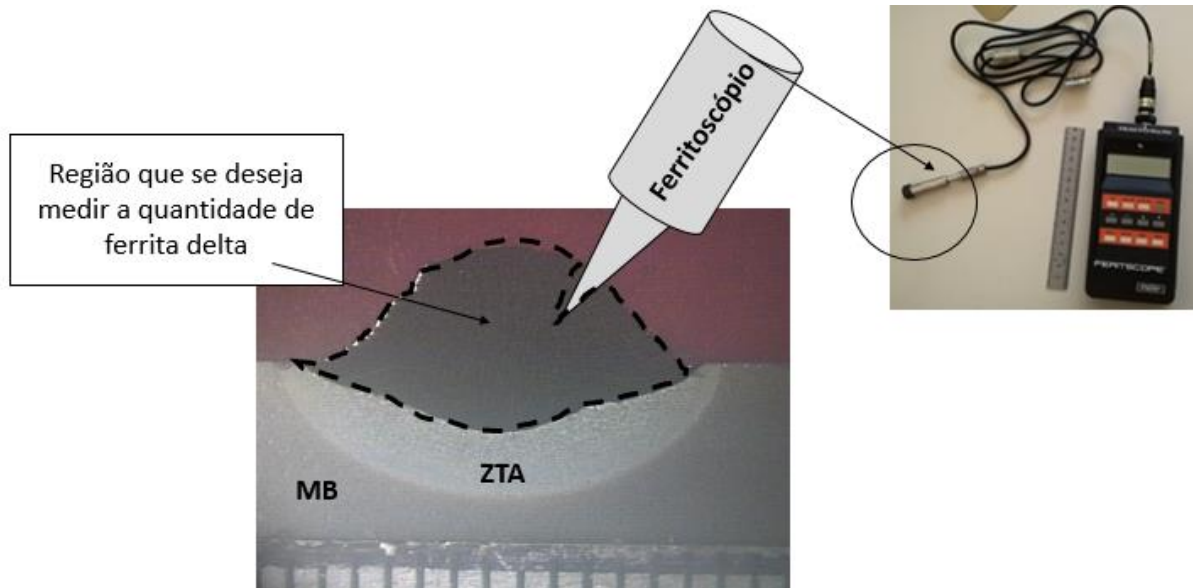


FIGURA 3.15. - Metodologia para medição da ferrita delta por ensaio magnético.

3.4 Definição de critérios para análise das amostras

Com os resultados obtidos com a variação da profundidade, corrente de soldagem e os melhores resultados em cada profundidade de soldagem para cada amostra produzida avaliou-se:

- A ocorrência de trincas e sua posição no metal de solda.
- A geometria dos cordões de solda em cada profundidade.
- A presença de poros no metal de solda.
- A microestrutura presente, evidenciando se há austenita, ferrita delta ou martensita.

Em relação aos eletrodos testados, comparou-se os resultados obtidos e definiu-se se foi possível atender a expectativa de menor incidência de defeitos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentadas as características dos cordões de solda produzidos com os eletrodos E316L-17 e E308L-17. A TAB. 4.1 apresenta os critérios utilizados para análise dos resultados.

TABELA 4.1

Critérios para análise dos resultados.

Foco da análise	Comparação dos critérios de análise
Corrente de soldagem	Aspectos morfológicos do cordão de solda e dureza média ao se variar a corrente de soldagem
Profundidade de soldagem	Microestrutura, morfologia, dureza média e %ferrita delta ao se variar a profundidade de soldagem
Metal de base	Morfologia, incidência de defeitos na ZTA ao se soldar sobre o aço ASTM A36 e AH36

4.1 Análise do efeito da corrente de soldagem

A FIG. 4.1 apresenta os cordões de solda produzidos com os eletrodos E316L-17 e E308L-17 sobre chapa de aço ASTM AH36 à 10 metros de profundidade. A FIG. 4.1(a) apresenta os cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17 e E308L-17 de 3,25mm de diâmetro e a FIG. 4.1(b) com o eletrodo E308L-17 de 4,00mm de diâmetro. Pelos resultados é possível constatar que à 10m de profundidade as melhores características superficiais estão nos cordões de solda soldados com corrente de 155A para o eletrodo com diâmetro de 3,25mm e 200A para o eletrodo E308L-17 com 4,00mm de diâmetro.

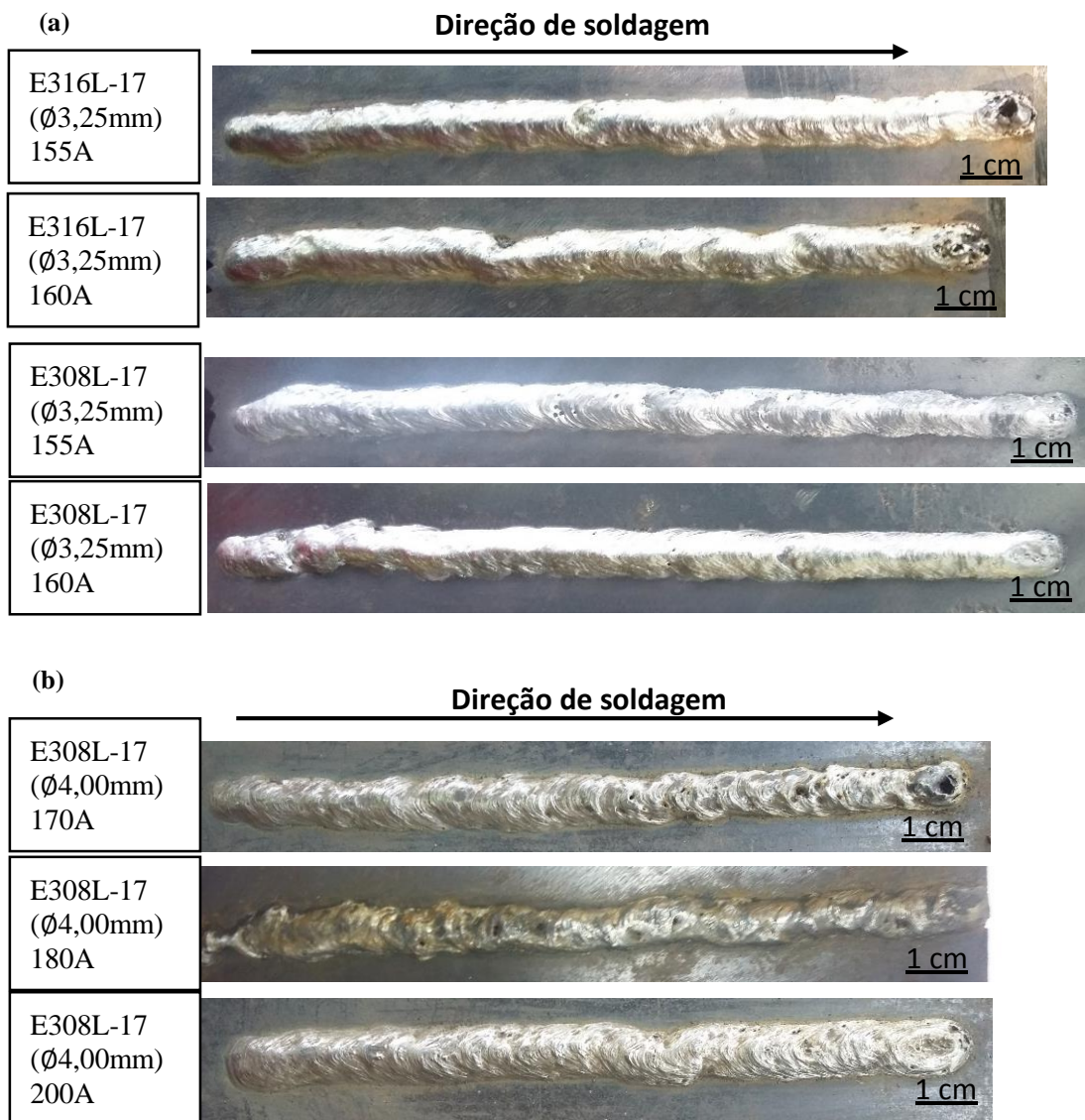


FIGURA 4.1. - Cordões de solda sobre chapa de aço ASTM AH36 produzidos à 10 metros de profundidade e depositados com: (a) eletrodo E316L-17(3,25mm) e E308L-17(3,25mm) e (b) eletrodo E308L-17(4,00mm).

A FIG. 4.2 apresenta os cordões de solda depositados com os mesmos eletrodos à 50 metros de profundidade. Nesta profundidade, a melhor aparência ocorreu para a corrente de soldagem de 170A com eletrodos E316L-17. Já os cordões de solda com o eletrodo E308L-17, soldados à 50 metros de profundidade, apresentam para qualquer valor de corrente de soldagem aparência ruim.

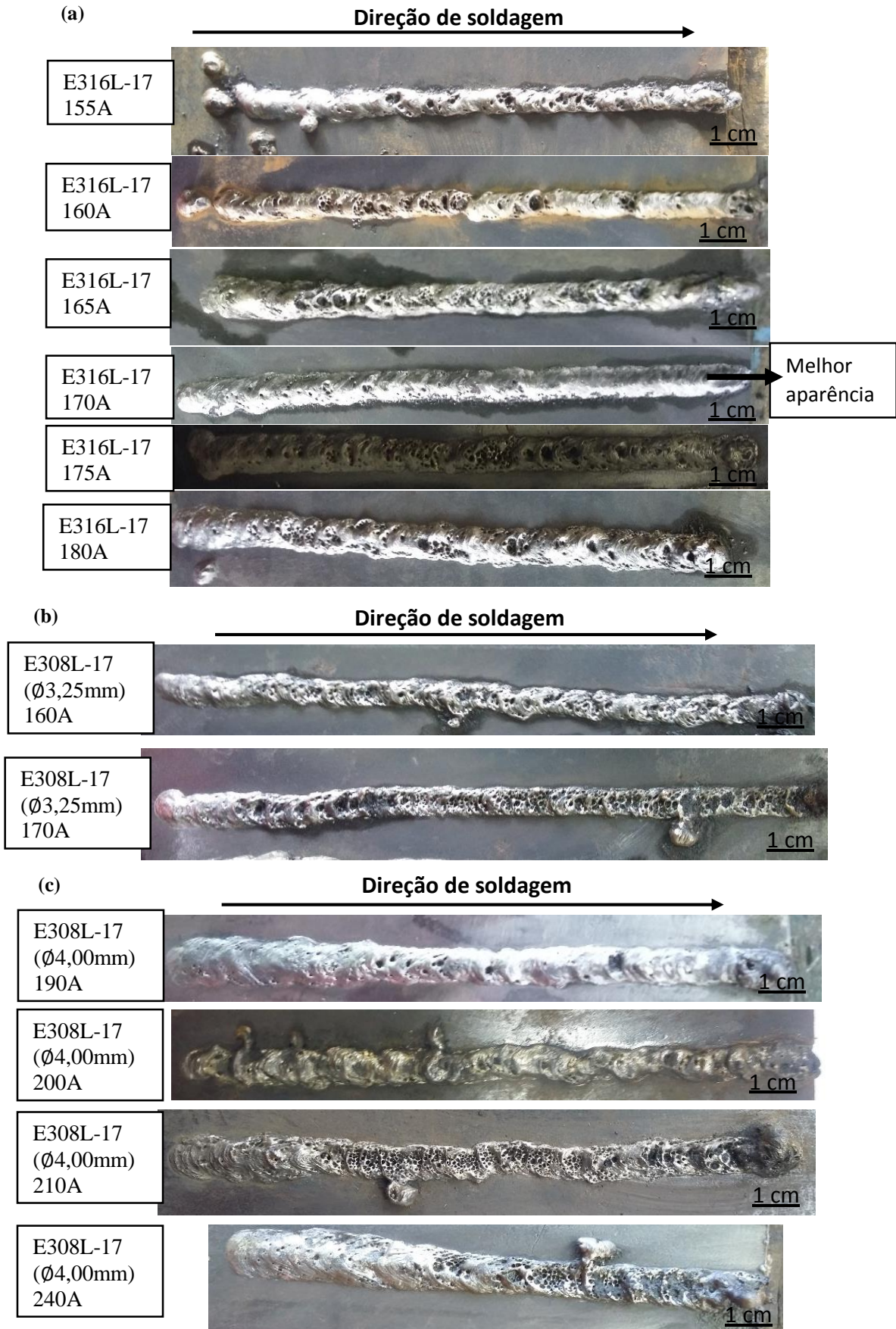


FIGURA 4.2. - Cordões de solda produzidos à 50 metros de profundidade sobre chapa de aço ASTM AH36 e depositados com: (a) E316L-17(3,25mm), (b) E308L-17(3,25mm) e (c) E308L-17(4,00mm).

Na profundidade de 50 metros percebe-se ainda que valores muito baixos ou muito altos de corrente de soldagem geram cordões de solda com porosidade superficial excessiva. Para o eletrodo de 4,00mm de diâmetro percebe-se que o aumento da corrente de soldagem, à 50m de profundidade, deteriora a qualidade superficial do cordão de solda. Em soldagem molhada com eletrodos revestidos espera-se que ao se aumentar a profundidade, ou seja, aumentar a pressão hidrostática, a corrente de soldagem necessária para o processo também aumente (Labanowski, 2011). Contudo, ao se observar os cordões de solda apresentados na FIG. 4.2(c) não se nota melhora na aparência com o aumento da corrente de soldagem.

Além disso, em soldagem na polaridade direta (DCEN), para reduzir a porosidade, indica-se aumentar a corrente de soldagem (ASM HANDBOOK, 1993), o que aqui num primeiro momento, não se mostrou uma técnica eficiente, já que a porosidade superficial esta nítida em todos os cordões de solda, elevando-se juntamente com a corrente de soldagem. Por isso, o parâmetro de 210A foi escolhido para o cordão de solda com E308L-17(4,00mm) em detrimento dos demais valores menores, para que se trabalhasse um parâmetro superior aquele já avaliado à 10 metros de profundidade.

Na maior profundidade (90m) nenhum valor de corrente de soldagem testado conseguiu produzir cordões de solda com aparência superficial isenta ou com o mínimo de defeitos superficiais para os eletrodos E316L-17 e E308L-17. O reforço do cordão de solda quase não é percebido, sendo evidente apenas os vazios na superfície do cordão de solda, conforme pode ser observado na FIG. 4.3.



FIGURA 4.3. - Aspecto da superfície do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade.

Em nenhum dos cordões de solda produzidos à 10m, 50m ou 90m de profundidade houve ocorrência de trincas visíveis na superfície do cordão de solda. À 10 metros de profundidade não se percebeu a presença de respingos para nenhuma das correntes de soldagem

testadas, mas à 90 metros de profundidade muitos respingos não aderidos ao metal de base ficam misturados a escória.

Ao se manter a corrente de soldagem fixa e variar apenas a profundidade de soldagem, nota-se que os respingos ficam evidentes a medida que se solda em profundidades maiores, a aparência do cordão de solda deteriora, os poros na superfície aumentam e, conseqüentemente, o reforço fica deficiente, conforme esquematiza a FIG. 4.4.

O problema de porosidade superficial se agrava com o aumento da profundidade ou da corrente de soldagem, sendo mais grave para os cordões de solda com eletrodo E308L-17. À 50 metros de profundidade os cordões de solda com este eletrodo apresentaram uma mudança drástica na aparência, como já observado nas FIG. 4.2(b) e FIG. 4.2(c). Na FIG. 4.4 percebe-se que este problema já se inicia a partir de 20 metros de profundidade.

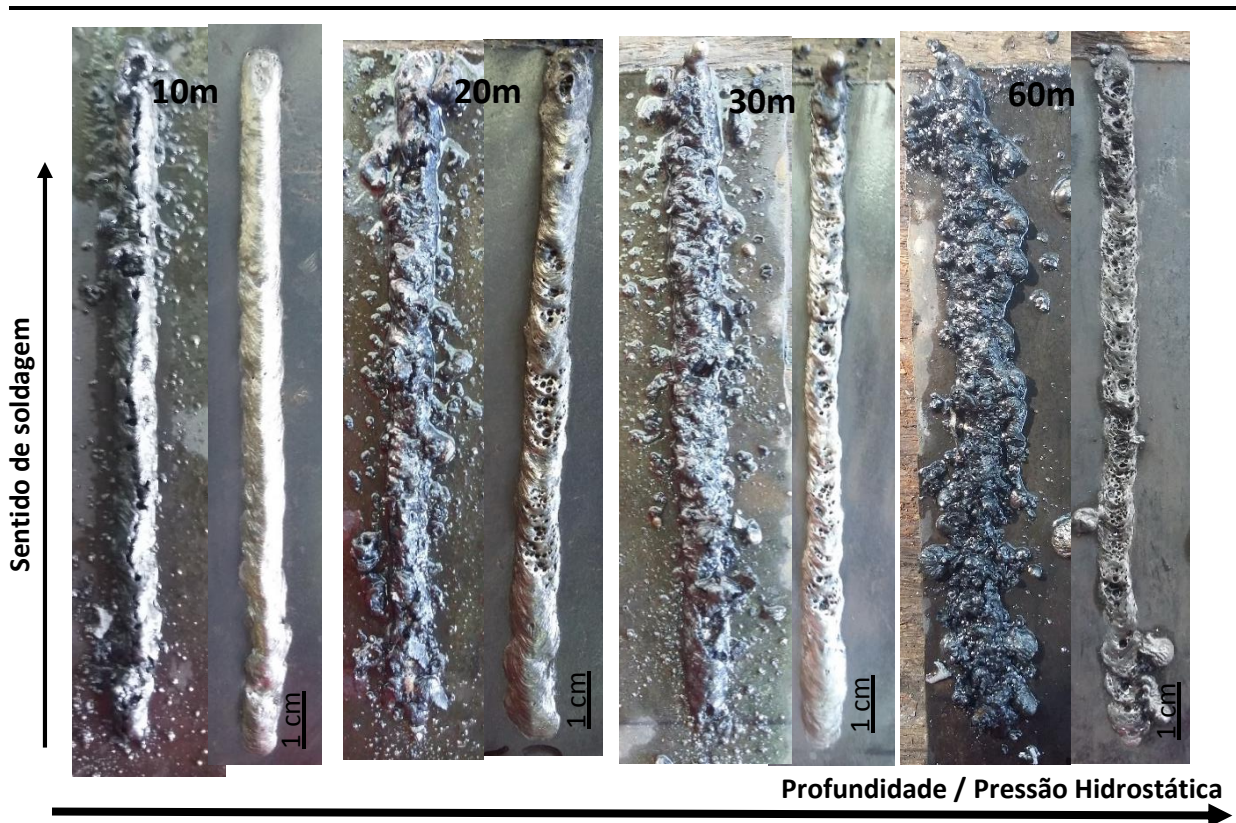


FIGURA 4.4. - Cordões de solda produzidos com E308L-17(3,25mm)/AH36 com corrente de 160A em diferentes profundidades. Foto: á esquerda - antes de retirar a escória, á direita - depois de limpar o cordão de solda com escova de aço, sem escória.

Os cordões de solda com eletrodo E6013 apresentam melhor aparência que aqueles produzidos com E316L-17 e E308L-17 em todas as profundidades trabalhadas, conforme pode ser observado na FIG. 4.5. À 90 metros de profundidade, apesar de apresentar algumas falhas

de deposição em alguns pontos, possui qualidade satisfatória em relação a todos os cordões de solda produzidos com eletrodos E316L-17 e E308L-17.



FIGURA 4.5. - Cordões de solda com E6013/AH36.

Com o melhor parâmetro de corrente de soldagem, já especificados na TAB. 3.4, produziu-se os cordões de solda sobre o aço ASTM A36, que mantiveram o mesmo padrão que os cordões de solda produzidos sobre aço ASTM AH36 em relação a aparência superficial, à exceção do cordão de solda com E316L-17 à 50 metros de profundidade, que possui aparência pior. As fotografias destes cordões de solda são apresentados no ANEXO C.

4.1.1 Cordões de solda produzidos ao ar

Os cordões de solda produzidos ao ar são apresentados na FIG. 4.6. Diferentemente dos cordões de solda produzidos debaixo d'água, a superfície dos cordões de solda depositados com eletrodos E308L-17 e E316L-17 apresentam deposição regular e superfície com poucos defeitos se comparado ao cordão de solda depositado com E6013 que debaixo d'água apresenta aspecto melhor.

O cordão de solda com E316L-17/AH36/Ar apresenta poro superficial no início do cordão de solda. Alguns respingos aderidos ao metal de base podem ser visualizados nos cordões de solda depositados com eletrodos E308L-17(3,25mm)/AH36 e E6013/AH36.

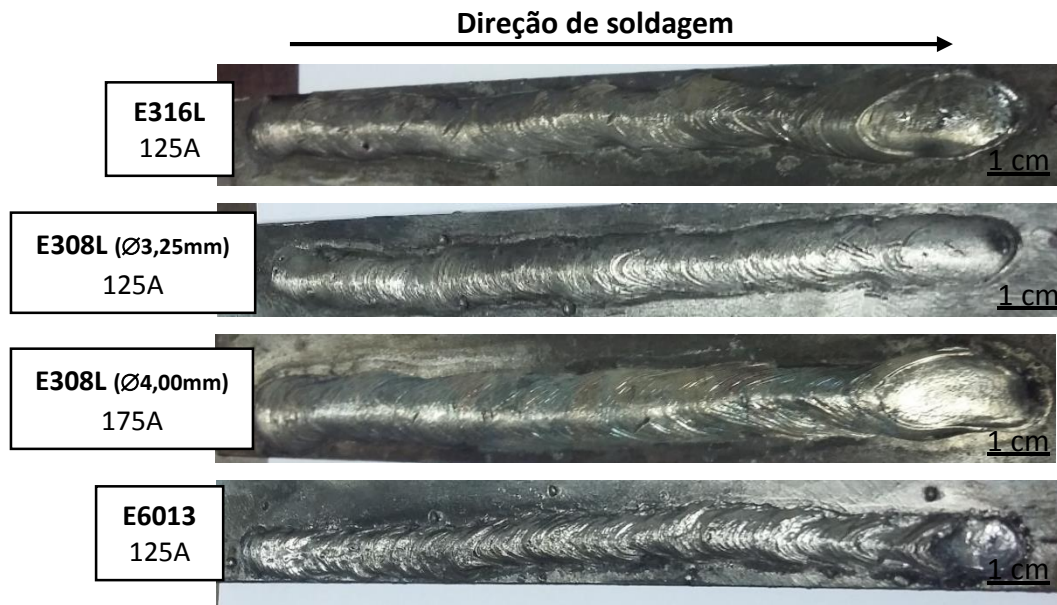


FIGURA 4.6. - Cordões de solda produzidos ao ar sobre aço ASTM AH36.

4.2 Análise metalográfica

4.2.1 Macrografia

As FIG. 4.7 e FIG. 4.8 apresentam a morfologia dos cordões de solda produzidos à 10m, 50m e 90m de profundidade com o eletrodo E316L-17 de 3,25mm de diâmetro, corrente de 155A, 170A e 180A sobre aço ASTM AH36 e A36, respectivamente. Como programado, os cortes foram feitos no início, no meio e no fim dos cordões de solda. O cordão de solda à 90m de profundidade apresentou-se extremamente ruim e, por conseguinte, somente foi realizada metalografia da amostra retirada ao meio do cordão de solda.

Neste primeiro conjunto de macrografias ficou evidente o aumento do número de poros com a profundidade e na macrografia do cordão de solda à 90m de profundidade há ocorrência de poros esféricos e alongados. Segundo Suga e Hasui (1986) os poros com morfologia esférica contém hidrogênio e os poros alongados são originados pelas bolhas presentes na zona fundida e aprisionados durante a solidificação. Assim, é de se pressupor que bolhas que estavam presentes na zona fundida nas maiores profundidades ficaram aprisionadas como poros internos ou resultaram na deterioração do reforço com vários vazios.

As morfologias variam com a profundidade de soldagem ficando mais irregular com o aumento desta. Houve variação na forma da zona fundida para os diferentes metais de base também, conforme pode ser observado nas FIG. 4.7 e FIG. 4.8 para as amostras dos

cordões de solda com E316L-17, que à 50 metros de profundidade, em aço ASTM A36 apresentou vazios superficiais no reforço no fim do cordão de solda.

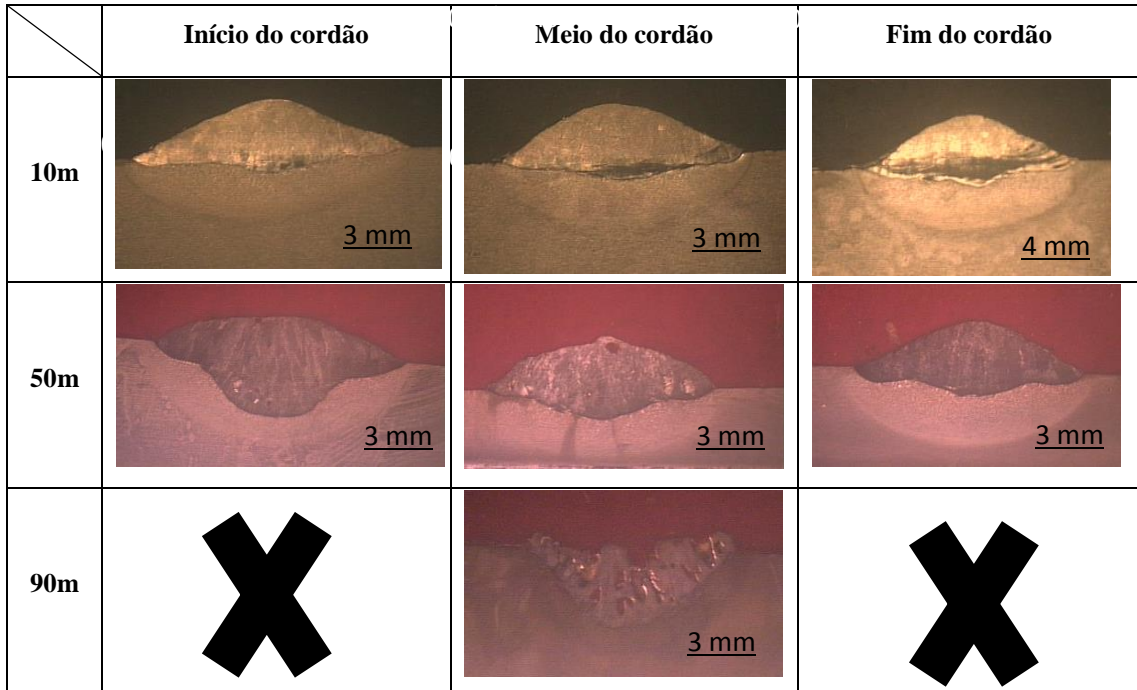


FIGURA 4.7. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E316L-17/AH36.

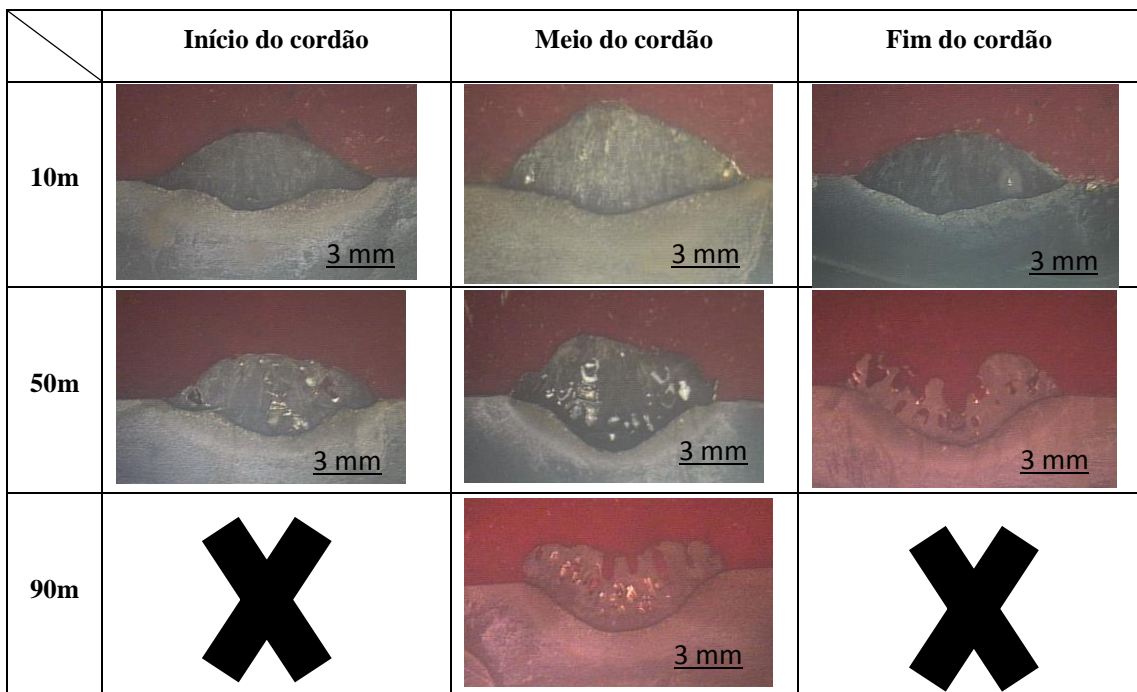


FIGURA 4.8. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E316L-17/A36.

As FIG. 4.9 e FIG. 4.10 apresentam as macrografias dos cordões de solda depositados com E308L-17(3,25mm) à 10m, 50m e 90m de profundidade com corrente de 155A, 170A e 180A sobre aço ASTM AH36 e A36, respectivamente. Percebe-se por estes resultados que a morfologia à 10m de profundidade é semelhante a formada nos cordões de solda com E316L-17. À 50m de profundidade os poros estão concentrados no topo da ZF, quando alongados alcançam o centro da ZF. E à 90m de profundidade, os poros ocupam quase completamente a ZF do cordão de solda sobre aço ASTM AH36 e o mesmo não acontece para o cordão de solda sobre aço ASTM A36 que apresenta porosidade dispersa em toda a área da ZF.

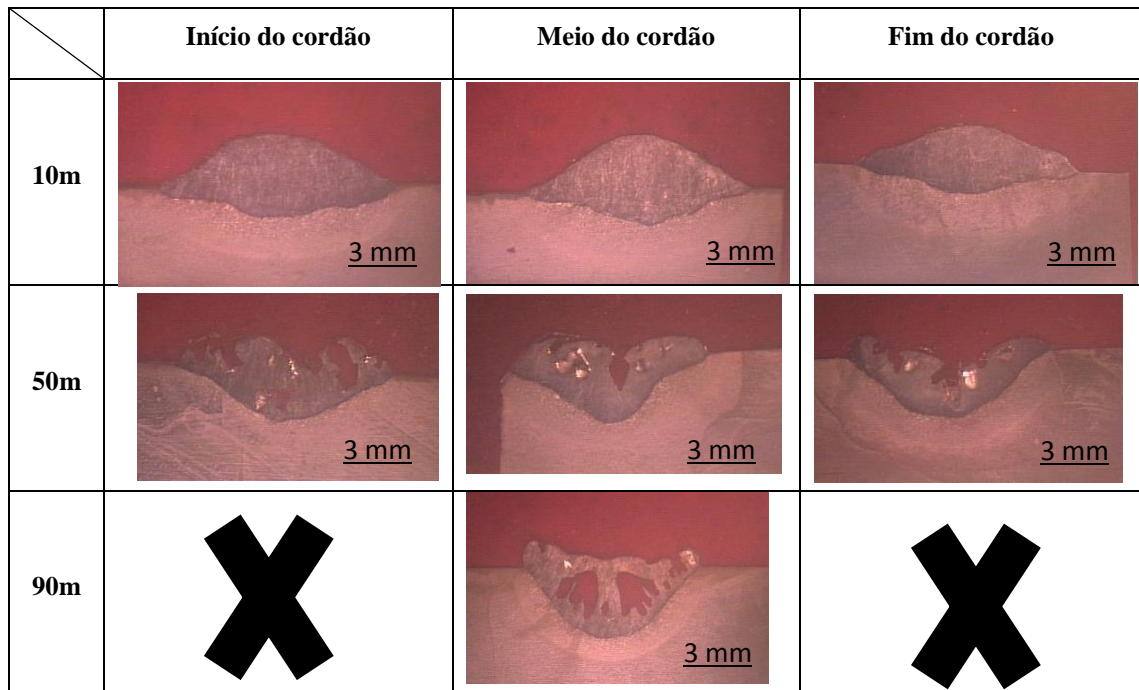


FIGURA 4.9. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(3,25mm)/AH36.

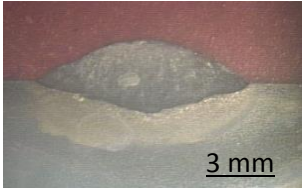
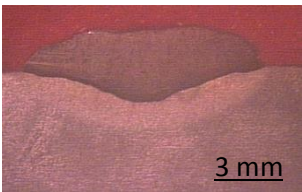
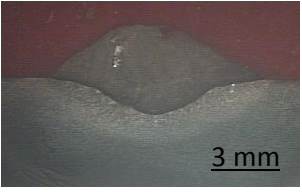
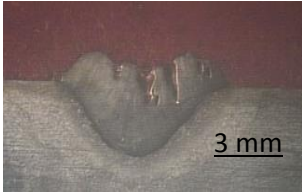
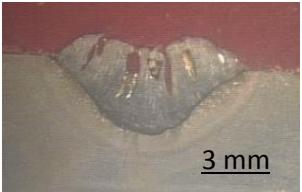


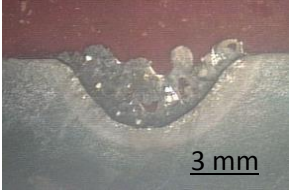

	Início do cordão	Meio do cordão	Fim do cordão
10m			
50m			
90m			

FIGURA 4.10. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(3,25mm)/A36.

As FIG. 4.11 e FIG. 4.12 apresentam as macrografias dos cordões de solda depositados com E308L-17(4,00mm) à 10m, 50m e 90m de profundidade com corrente de 200A, 210A e 230A sobre aço ASTM AH36 e A36, respectivamente. Os cordões de solda com E308L-17(4,00mm) apresentam morfologia da zona fundida semelhante a observada nas amostras com E308L-17(3,25mm) com aumento da porosidade ao aumentar a profundidade de soldagem.

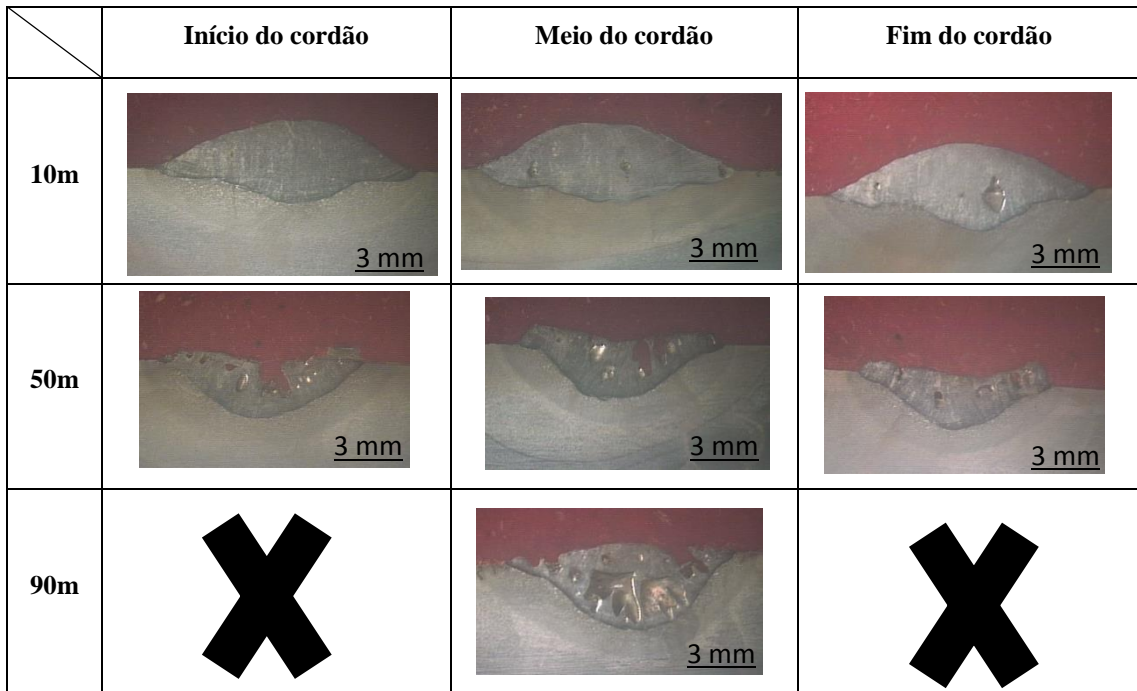


FIGURA 4.11. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(4,00mm)/AH36.

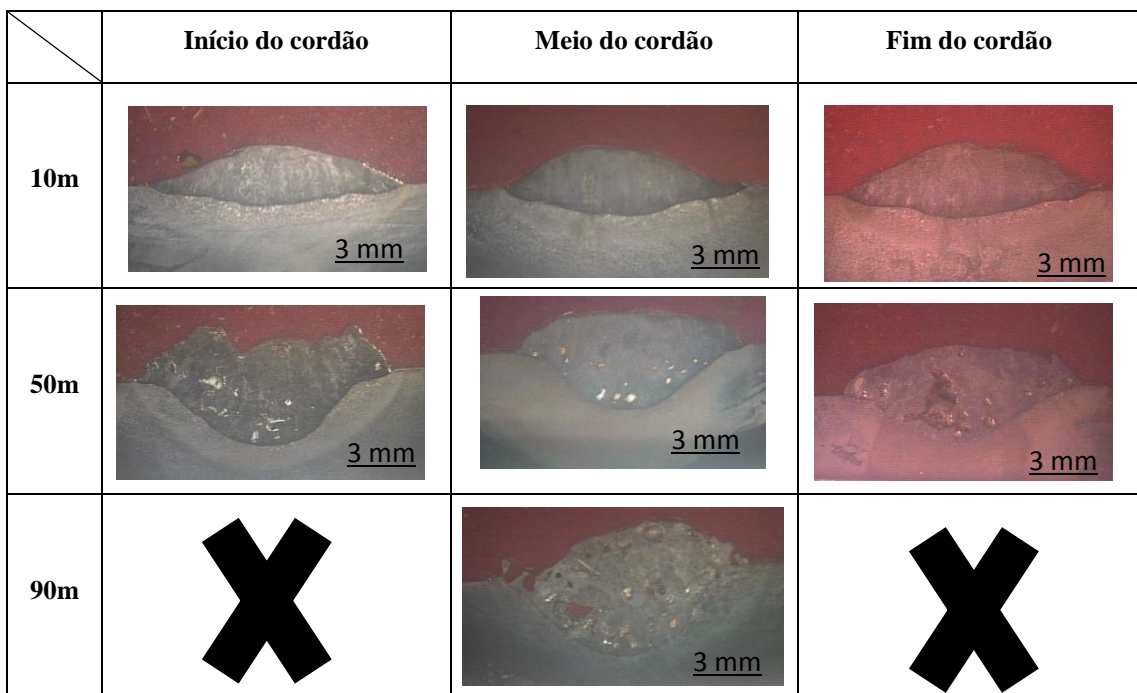


FIGURA 4.12. - Morfologia dos cordões de solda depositados com E308L-17(4,00mm)/A36.

A FIG. 4.13 apresenta a morfologia dos cordões de solda depositados com eletrodo E6013 à 10m, 50m e 90m de profundidade sobre aços ASTM AH36 e A36, respectivamente. Pelos resultados percebe-se que a morfologia é mais irregular à 50m e 90m de profundidade para os cordões de solda soldados sobre aço ASTM AH36. Neste caso, a maioria dos poros é esférica e estão no centro e na raiz da zona fundida.

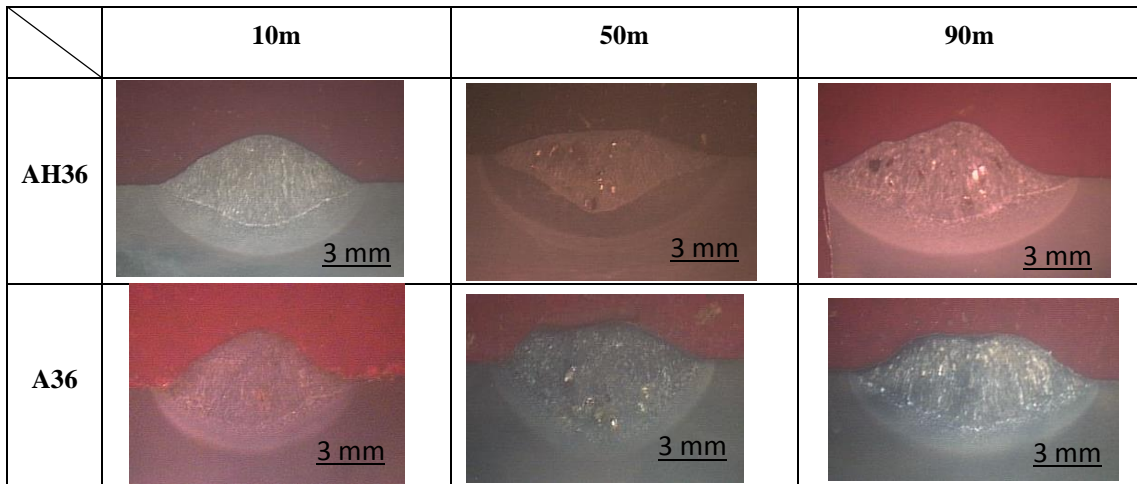


FIGURA 4.13. - Morfologia dos cordões de solda depositados com eletrodo E6013 (macrografia da seção transversal da amostra retirada no meio do cordão de solda).

Os cordões de solda produzidos ao ar são apresentados na FIG. 4.14. Eles não apresentam poros internos ou trincas nas fotomacrografias. A morfologia dos cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17 e E308L-17 são semelhantes entre si, enquanto que o cordão de solda depositado com E6013 se assemelha aos cordões de solda produzidos debaixo d'água, mas sem defeitos internos.

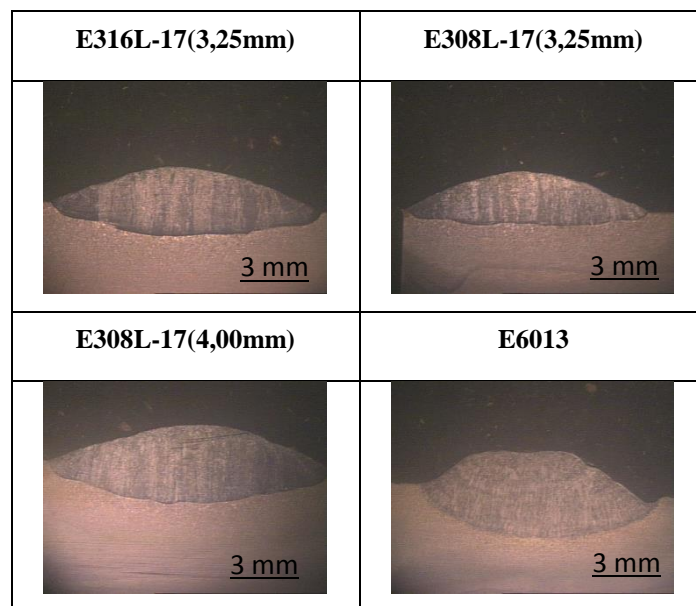


FIGURA 4.14. - Morfologia dos cordões de solda produzidos ao ar.

4.2.2 Morfologia da zona fundida

A variação de corrente de soldagem, numa mesma profundidade debaixo d'água, resultou numa geometria de cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) para cada metal de adição utilizado, conforme apresentado na TAB. 4.2.

Para os cordões de solda produzidos com E316L-17 e E308L-17 nota-se comportamento semelhante em relação a diluição, penetração, altura do reforço e a relação penetração/largura dos cordões de solda. Em várias situações não foi possível observar um padrão (aumento ou redução) dos valores obtidos para o parâmetro geométrico.

No geral, com o aumento da corrente de soldagem testada, observou-se que os cordões de solda tendem a aumentar a diluição com o metal base seguido do decréscimo da relação penetração/largura até 50 metros de profundidade. A fração de poros aumentou em qualquer profundidade para os cordões com E308L-17(3,25mm)/AH36, o mesmo não ocorreu para os demais cordões de solda.

TABELA 4.2

Variação dos parâmetros geométricos do cordão de solda e dureza com o aumento da I_{soldagem} .

Profundidade de Soldagem	E316L-17			E308L-17 (3,25mm)			E308L-17 (4,00mm)			E6013		
	10m	50m	90m	10m	50m	90m	10m	50m	90m	10m	50m	90m
Diluição	↓	↑	↑	cte	↑	↑	Δ	↑	↑	Δ	↑	↑
Altura do Reforço	↑	↓	Δ	cte	↓	↑	Δ	↓	Δ	↓	↓	↓
Largura	↑	↑	↓	cte	Δ	↑	Δ	Δ	↑	Δ	cte	↑
Penetração	↓	↓	Δ	↓	Δ	↑	↓	Δ	↑	Δ	↑	↑
Relação (P/L)	↓	↓	Δ	↓	↓	↑	Δ	Δ	↑	Δ	↓	↑
Área ZTA	↑	↑	↓	↑	↓	↓	↓	Δ	cte	Δ	↓	↑
Fração de Poros (%)	cte	Δ	Δ	↑	↑	↑	↓	Δ	↑	↑	↓	↓
Dureza Média (HV)	↑	↓	cte	↓	Δ	↓	Δ	Δ	↓	Δ	↑	↑

Legenda: P/L - razão penetração/largura do cordão de solda
 Δ - variação aleatória sem padrão estrito
 ↑ - parâmetro aumenta o módulo com o aumento da I_{soldagem}
 ↓ - parâmetro diminui o módulo com o aumento da I_{soldagem}
 cte - variação desprezível do parâmetro, mantém um valor médio nos limites do desvio com o aumento I_{soldagem}

A geometria dos cordões de solda, com os parâmetros de melhor aparência superficial, foi avaliada para cada profundidade de soldagem.

4.2.2.1 Profundidade de 10 metros

A TAB. 4.3 apresenta os parâmetros geométricos dos cordões de solda produzidos à 10 metros de profundidade. Destes valores percebe-se que os cordões de solda produzidos com eletrodos E316L-17, E308L-17 e E6013 de mesmo diâmetro apresentam a altura do reforço, largura, área da ZTA e fator de forma maior para os cordões de solda sobre o aço ASTM AH36.

TABELA 4.3

Morfologia dos cordões de solda produzidos à 10 metros de profundidade.

MB	Parâmetro	E316L	E308L	E308L	E6013
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm	Ø3,25mm
AH36	Altura do reforço (mm)	2,84 ± 0,13	2,65 ± 0,26	3,04 ± 0,07	2,81 ± 0,11
	Largura (mm)	14,3 ± 0,72	13,5 ± 0,40	16,4 ± 0,23	11,8 ± 1,04
	Penetração (mm)	1,20 ± 0,19	1,56 ± 0,24	2,11 ± 0,17	2,38 ± 0,17
	Fator de Forma (L/P)	11,9	8,65	7,77	4,96
	Área ZTA (mm ²)	34,1 ± 2,90	36,8 ± 1,23	39,7 ± 5,70	24,8 ± 6,87
	Diluição (%)	31 ± 7	36 ± 7	37 ± 8	45 ± 6
A36	Altura do reforço (mm)	2,75 ± 0,35	2,00 ± 0,49	2,97 ± 0,13	2,71 ± 0,33
	Largura (mm)	12,6 ± 0,82	12,2 ± 0,23	16,3 ± 1,7	11,2 ± 0,10
	Penetração (mm)	1,75 ± 0,29	1,64 ± 0,22	1,68 ± 0,17	2,91 ± 0,17
	Fator de Forma (L/P)	7,2	7,44	9,70	3,85
	Área ZTA (mm ²)	23,0 ± 0,35	17,9 ± 2,63	34,8 ± 9,40	15,5 ± 1,69
	Diluição (%)	37 ± 6	33 ± 6	35 ± 8	54 ± 5

A relação largura/penetração sempre foi maior para os cordões de solda produzidos com eletrodos E316L-17 e E308L-17, variando de 7,2 a 11,9, em relação ao fator de forma de 3,85 e 4,96 obtidos para os cordões de solda com E6013, que apresentam penetração maior. A diluição teve valor médio de, aproximadamente, 35%, diluição inferior a obtida nos cordões de solda com E6013.

Nos cordões de solda com E308L-17(3,25mm) e E308L-17(4,00mm) nota-se que a maior geometria e diluição ocorre para o metal de solda depositado com o eletrodo de maior diâmetro.

4.2.2.2 Profundidade de 50 metros

Na TAB. 4.4 são apresentados os resultados obtidos para os parâmetros geométricos dos cordões de solda produzidos à 50 metros de profundidade. Nesta profundidade e à 90m não foi calculada a diluição devido a porosidade excessiva já evidenciada nas macrografias das FIG. 4.7 a FIG. 4.12.

TABELA 4.4

Morfologia dos cordões de solda produzidos à 50 metros de profundidade.

MB	Parâmetro	E316L	E308L	E308L	E6013
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm	Ø3,25mm
AH36	Altura do reforço (mm)	2,57 ± 0,30	1,56 ± 0,22	1,56 ± 1,40	2,45 ± 0,52
	Largura (mm)	13,6 ± 1,98	10,4 ± 0,27	13,9 ± 1,70	14,3 ± 0,99
	Penetração (mm)	1,74 ± 1,22	2,73 ± 0,39	3,34 ± 1,07	2,98 ± 0,31
	Fator de forma (L/P)	7,82	3,81	4,16	4,80
	Área ZTA (mm ²)	35,3 ± 6,70	19,5 ± 1,64	36,8 ± 11,1	33,5 ± 6,45
A36	Altura do reforço (mm)	2,56 ± 0,54	1,60 ± 0,08	3,98 ± 0,65	2,76 ± 0,64
	Largura (mm)	12,1 ± 0,23	11,2 ± 0,80	15,7 ± 1,13	11,5 ± 1,49
	Penetração (mm)	2,87 ± 0,39	3,79 ± 0,49	2,80 ± 0,38	3,50 ± 0,07
	Fator de forma (L/P)	4,22	2,95	5,61	3,28
	Área ZTA (mm ²)	21,1 ± 0,82	38,3 ± 4,60	28,5 ± 4,78	20,2 ± 4,82

A geometria dos cordões de solda com E316L-17 e E308L-17 já não apresentam semelhanças. O fator de forma reduz, consideravelmente, em relação aos cordões de solda produzidos à 10 metros de profundidade, com valores na faixa de 2,95 a 7,82, sendo os maiores valores obtidos para eletrodo de Ø3,25mm e metal de base ASTM AH36.

À 50 metros de profundidade, a largura, altura do reforço, penetração e área da ZTA dos cordões de solda produzidos sobre aço ASTM AH36 diminuem em relação aos cordões de solda produzidos à 10 metros de profundidade, o mesmo não acontece para as soldas produzidas sobre aço ASTM A36, que apresentam penetração maior à 50m de profundidade.

4.2.2.3 Profundidade de 90 metros

À 90 metros de profundidade, não se forma um reforço uniforme depositado sobre a chapa, como visto nas FIG. 4.7 a FIG. 4.12. Em relação aos parâmetros geométricos

apresentados na TAB. 4.5, para os cordões de solda com E316L-17 e E308L-17 existe um aumento da penetração em relação as outras profundidades trabalhadas, com redução da largura, o fator de forma varia de 2,8 a 5,3, com valores menores nos cordões de solda sobre aço ASTM AH36 e redução da área da ZTA apenas para os cordões de solda produzidos com eletrodo de menor diâmetro. Em cordões de solda com E6013 a penetração reduz e o fator de forma varia de 4,3 a 5,2.

TABELA 4.5

Morfologia dos cordões de solda produzidos à 90 metros de profundidade.

MB	Parâmetro	E316L	E308L	E308L	E6013
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm	Ø3,25mm
AH36	Largura (mm)	11,1 ± 0,08	10,9 ± 0,31	15,0 ± 0,87	13,5 ± 0,45
	Penetração (mm)	3,96 ± 0,15	3,89 ± 0,67	4,17 ± 0,54	2,59 ± 0,02
	Fator de forma (L/P)	2,80	2,80	3,60	5,21
	Área ZTA (mm ²)	25,2 ± 0,05	24,7 ± 2,03	40,2 ± 3,15	28,2 ± 1,96
A36	Largura (mm)	14,5 ± 2,07	19,4 ± 6,32	16,6 ± 0,70	12,5 ± 0,91
	Penetração (mm)	2,72 ± 0,96	3,72 ± 0,84	5,25 ± 0,47	2,87 ± 0,04
	Fator de forma (L/P)	5,33	5,21	3,16	4,36
	Área ZTA (mm ²)	19,9 ± 4,81	19,4 ± 6,31	34,5 ± 0,31	23,6 ± 4,48

4.2.2.4 Soldadas ao ar

A TAB. 4.6 apresenta os resultados da análise da morfologia dos cordões de solda produzidos ao ar. As diluições são maiores quando se solda ao ar, exceto para o cordão de solda E308L-17(3,25mm)/AH36/Ar, com relação largura/penetração com valores variando de 7,8 a 15,5 para cordões de solda produzidos com E316L-17 e E308L-17. A geometria do cordão de solda com E6013 se assemelha ao produzido à 90 metros de profundidade debaixo d'água, mas sem a presença de defeitos, como visto na FIG. 4.13 e FIG. 4.14.

TABELA 4.6

Geometria dos cordões de solda produzidos ao ar.

MB	Parâmetro	E316L	E308L	E308L	E6013
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm	Ø3,25mm
AH36	Altura do reforço (mm)	2,51	2,49	2,98	2,31
	Largura (mm)	16,9	14,9	19,9	14,9
	Penetração (mm)	1,79	0,96	2,56	2,94
	Fator de Forma (L/P)	9,44	15,5	7,77	5,07
	Diluição (%)	46%	33%	50%	60%

4.2.3 Micrografia

4.2.3.1 Zona fundida com E316L-17

A FIG. 4.15 apresenta detalhes da microestrutura do metal de solda depositado com eletrodo E316L-17 de 3,25mm de diâmetro sobre chapa de aço ASTM AH36 utilizando corrente de 155A à 10 metros de profundidade. As fotomicrografias foram retiradas no topo, meio e raiz do metal de solda. Pelo resultado, fica evidente uma microestrutura grosseira contendo martensita. Santos (2013) já havia observado microestrutura semelhante em soldas com metal de adição martensítico, conforme imagem apresentada na FIG. 4.16.

Kejelin (2006) e Ziewiec e outros (2014) também já haviam identificado este mesmo tipo de microestrutura e evidenciado ser martensita. Neste tipo de microestrutura com martensita não revenida é possível ter regiões ricas em austenita e ferrita com diferentes morfologias, sendo a ferrita muito fina (SILVA, 2010). Lippold e Savage (1982) ressaltam ainda, que algumas vezes pode existir ferrita primária com austenita como fase secundária neste metal, mas que nas fotografias obtidas são difíceis de evidenciar.

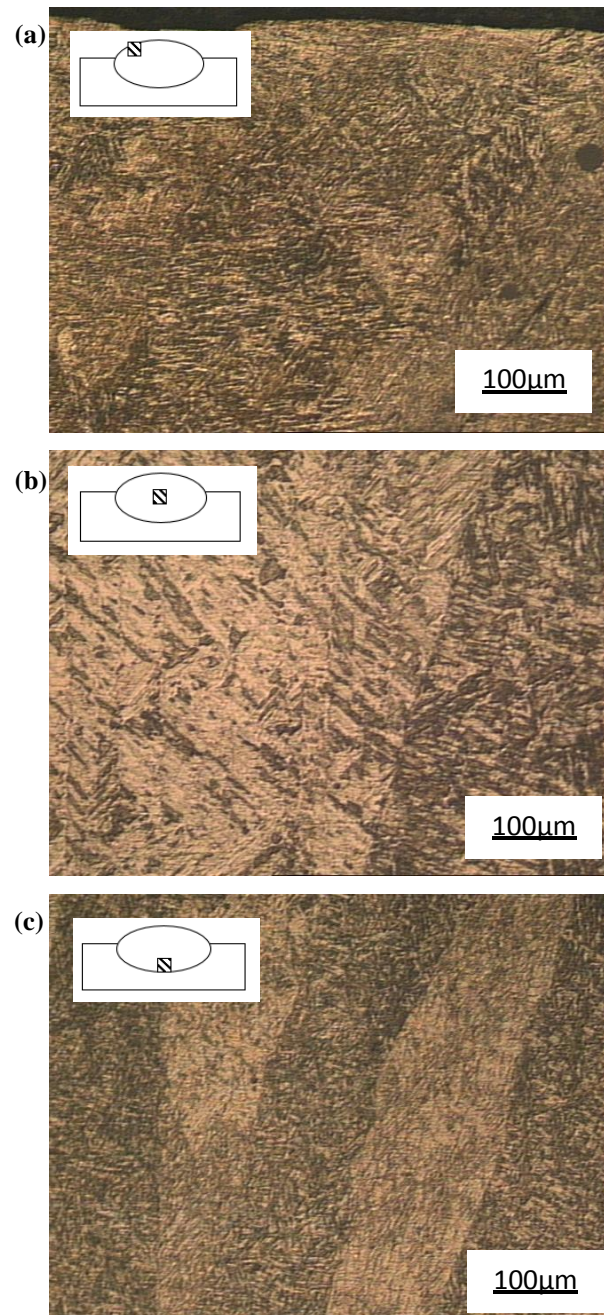


FIGURA 4.15. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda depositado com E316L-17/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

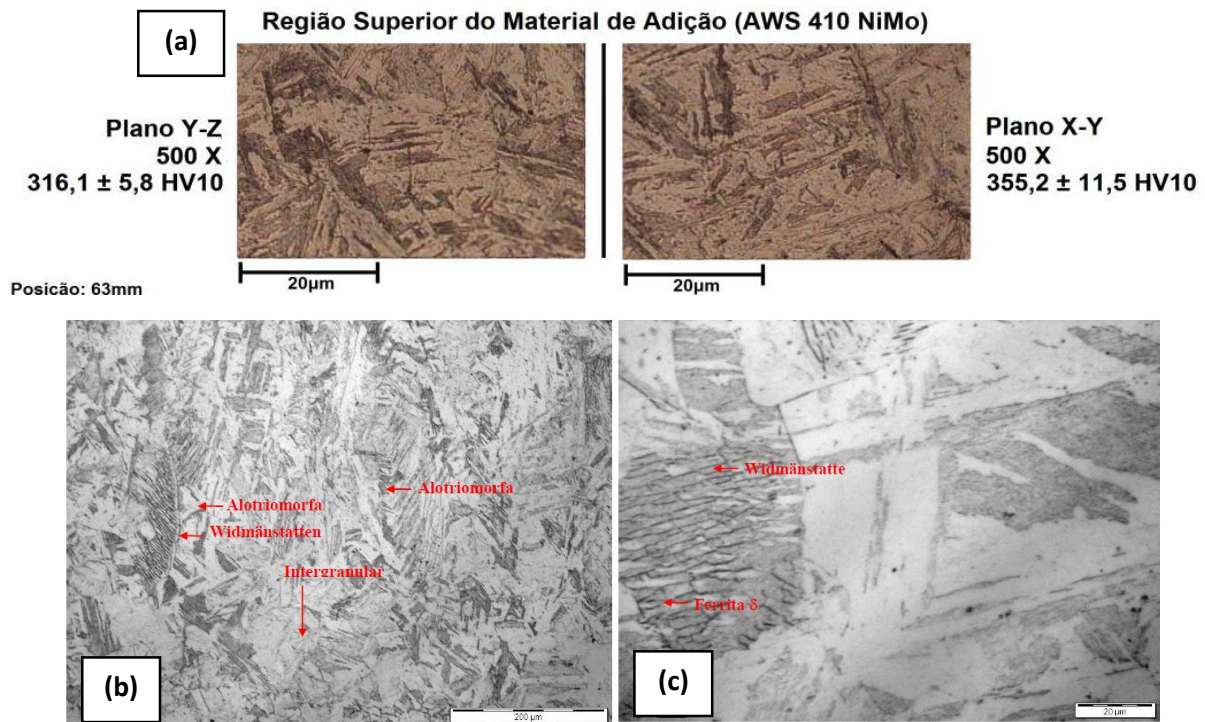


FIGURA 4.16. - Microestrutura da zona fundida contendo microestrutura martensítica (a) somente martensita, (b) com a morfologia da austenita e (c) com a morfologia da ferrita delta.

FONTE - (a) Modificado, SANTOS, 2013, p. 95; (b) e (c) Modificado, SILVA, 2010, p.85.

Este tipo de microestrutura é esperado, tendo em vista a diluição dos metais que foi de $31 \pm 7\%$, que pelo diagrama de Schaeffler estaria no campo de formação de martensita + austenita + ferrita e as condições de soldagem molhada que impõe resfriamentos bruscos na água.

A FIG. 4.17 apresenta a microestrutura no topo, meio e raiz do cordão de solda com eletrodo E316L-17 depositado sobre chapa de aço ASTM AH36, com corrente de 170A, á 50 metros de profundidade. As fotomicrografias apresentam uma microestrutura contendo martensita, austenita/ferrita e alguns poros internos distribuídos na zona fundida. Mais uma vez o efeito da diluição com o metal de base fica nítido com formação de martensita na microestrutura, com trincas no topo e próximo a linha de fusão, FIG. 4.17(b) e FIG. 4.17(c), que podem ser associadas a solidificação do metal e presença do hidrogênio difusível, respectivamente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

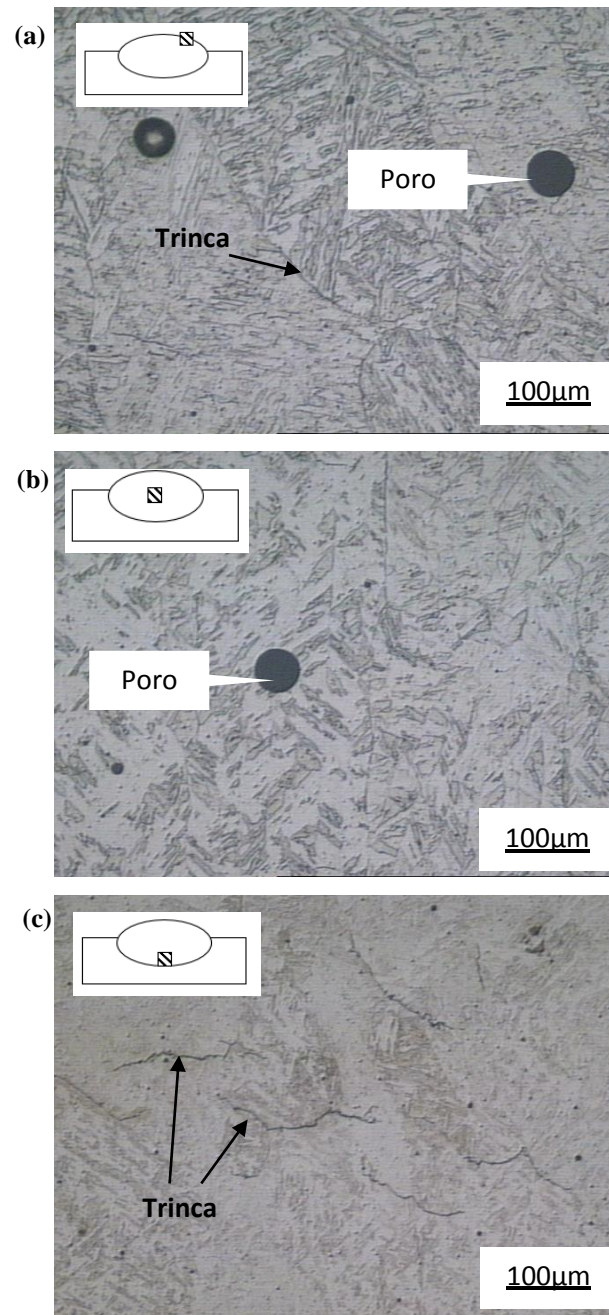


FIGURA 4.17. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A FIG. 4.18 apresenta a microestrutura do cordão de solda depositado com eletrodo E316L-17 sobre metal de base ASTM AH36 à 90 metros de profundidade com corrente de 180A. Similar ao que ocorre à 10 metros de profundidade, a microestrutura presente é grosseira e contém martensita em todas as regiões da zona fundida.

Há trincas no topo e próximo a linha de fusão, como ocorreu no cordão de solda à 50 metros de profundidade, algumas trincas também ocorrem no centro da zona fundida, FIG.

4.18(b). As trincas que acompanham a linha de fusão, apresentadas na FIG. 4.18(c), são associadas ao hidrogênio difusível na região tensionada (tensão residual) com microestrutura frágil (martensita) (KUZMIKOVA et al., 2013; KOU, 2003). Poros de maior dimensão aparecem na fotomicrografia, FIG. 4.18(a), como visto nas macrografias já apresentadas na FIG. 4.7, a porosidade à 90 metros de profundidade ocupa grande parte da zona fundida da amostra.

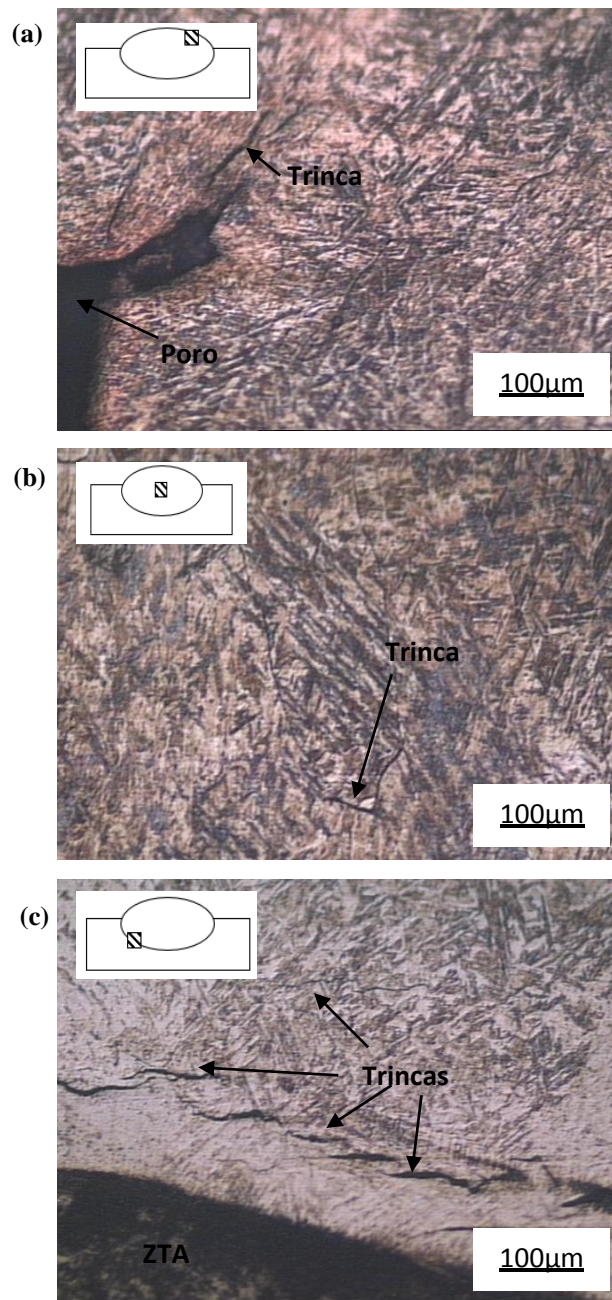


FIGURA 4.18. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A FIG. 4.19 apresenta a microestrutura do cordão de solda depositado com o eletrodo E316L-17 de 3,25mm de diâmetro sobre chapa de aço ASTM A36 utilizando corrente de 155A à 10 metros de profundidade. Nas fotomicrografias é possível observar austenita colunar dendrítica circundada por regiões de coloração escura, FIG. 4.19(b). Barros (2014) ao soldar com E316L percebeu que as zonas escuras são regiões ricas em ferrita, que pode assumir diversas morfologias. Assim, estes cordões de solda apresentam na zona fundida regiões com microestrutura bifásica (ferrita + austenita).

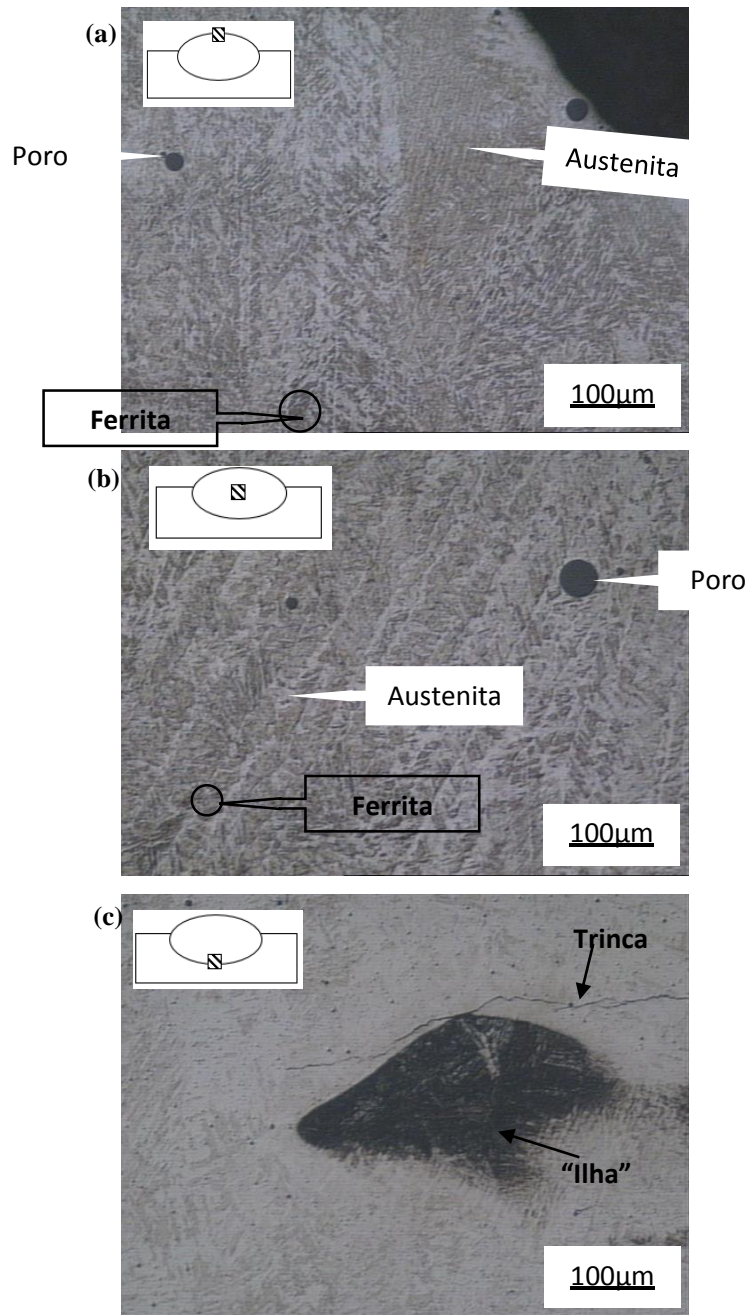


FIGURA 4.19. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda depositado com E316L-17/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

Próximo a linha de fusão, FIG. 4.19(c), há ocorrência de trincas e aparecem “ilhas” que segundo Melo e outros (2012) são indicativo de zonas parcialmente diluídas onde há uma mistura dos componentes tanto do metal de adição quanto do metal de base. Estas regiões não são previstas por diagramas de constituição e cálculos de diluição usualmente utilizados (KEJELIN et al., 2016).

As denominações “ilha”, “baía” ou “península” e “praia” foram introduzidas por Doody (1992) que as classificou, conforme sua aparência e localização na microestrutura. Aguirre e outros (2014) também viram a formação destas regiões com composição intermediária ao soldarem aço AISI 1020 com eletrodo E316L e Kejelin (2006) constatou que algumas vezes estas regiões em solda dissimilar podem ser martensita. Nelson e outros (2000) citam que apesar da região próxima a linha de fusão de soldas dissimilares não ser completamente compreendida ainda, ela está diretamente associada à falhas em soldas de metais dissimilares, sendo por isso uma zona crítica para a solda.

A região próxima a linha de fusão com indicativo de martensita pode ser resultado da diluição com o metal de base, que promove uma migração de elementos químicos (incluindo o carbono) e do resfriamento promovido durante a soldagem em contato direto com a água, visto que a microestrutura apresentada na FIG. 4.19 apresenta constituição bifásica de austenita e ferrita no meio da zona fundida e alguma martensita nos extremos. A presença de martensita, uma microestrutura tipicamente frágil, pode ter favorecido a fissuração na região mais próxima da ZTA, visto que Rowe e outros (1999) afirmam que se houver martensita na linha de fusão, trincas a frio podem ocorrer na região.

Sabe-se também, que o aço ASTM A36 apresenta teor de carbono superior ao aço ASTM AH36, o que contribui para a formação de martensita na microestrutura, tendo em vista que há diluição com o metal de base de $37 \pm 6\%$.

Como apresentado na FIG. 4.20, na profundidade de 50 metros, a microestrutura do cordão de solda depositado com E316L-17 sobre chapa de aço ASTM A36, com corrente de 170A, é semelhante ao observado nos cordões de solda com E316L-17/AH36/10m e E316L-17/AH36/90m. A microestrutura é composta, predominantemente, por martensita com zonas parcialmente diluídas próximas a ZTA apresentada na FIG. 4.20(c).

Há ocorrência de trincas na zona fundida no topo e centro, possivelmente, trincas a quente durante a solidificação, dado a orientação que acompanha a direção de solidificação, perpendicular a linha de fusão (KUJANPÄÄ et al., 1986). Há trincas paralelas a linha de fusão, já observado na amostra do cordão de solda com E316L-17/A36/10m.

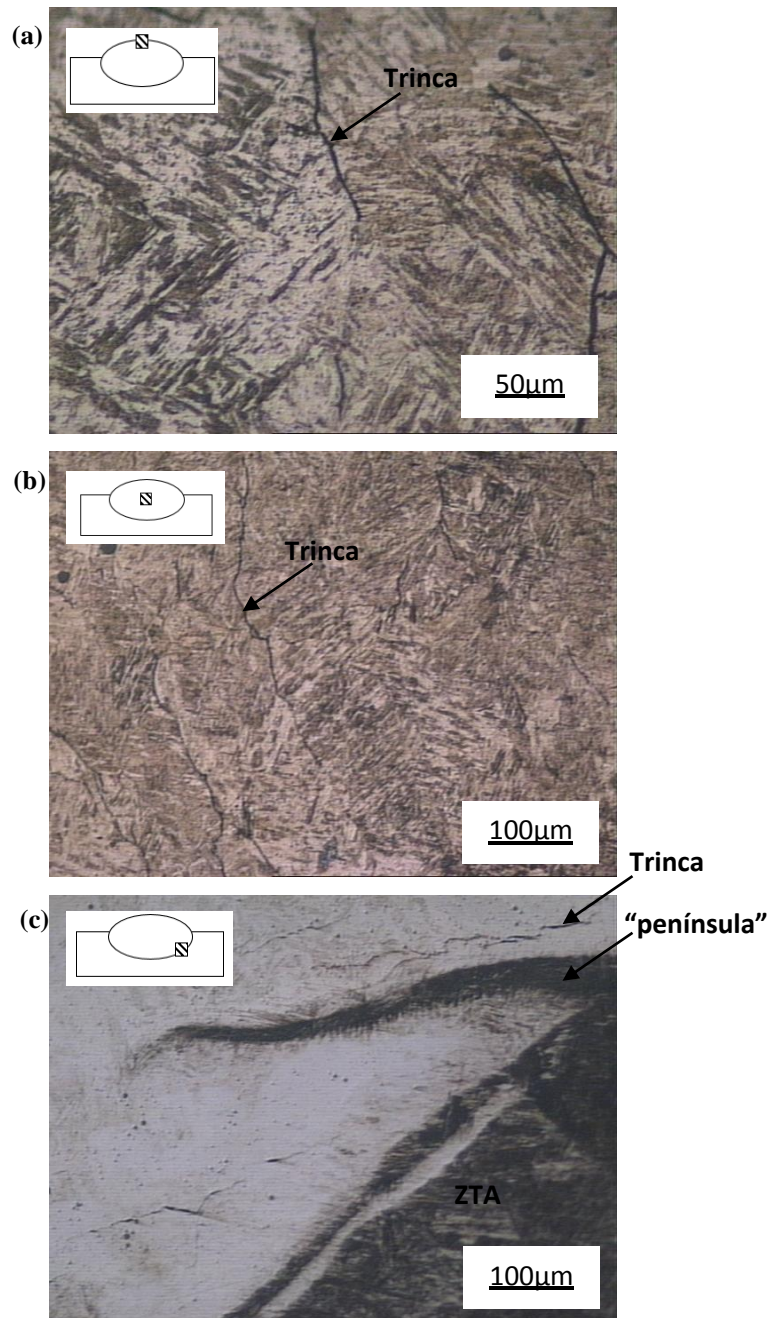


FIGURA 4.20. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble.

Na amostra do cordão de solda à 90 metros de profundidade com E316L-17/A36 (FIG. 4.21), a zona fundida mantém a mesma microestrutura que se forma à 50 metros de profundidade, contendo martensita, porém foram observadas macrotrincas no topo do metal de solda, FIG. 4.21(a), evidenciando mais uma vez a provável ocorrência de trincas durante a solidificação. Trincas paralelas a linha de fusão relacionadas ao hidrogênio difusível também foram observadas na FIG. 4.21(c) (KUZMIKOVA et al., 2013).

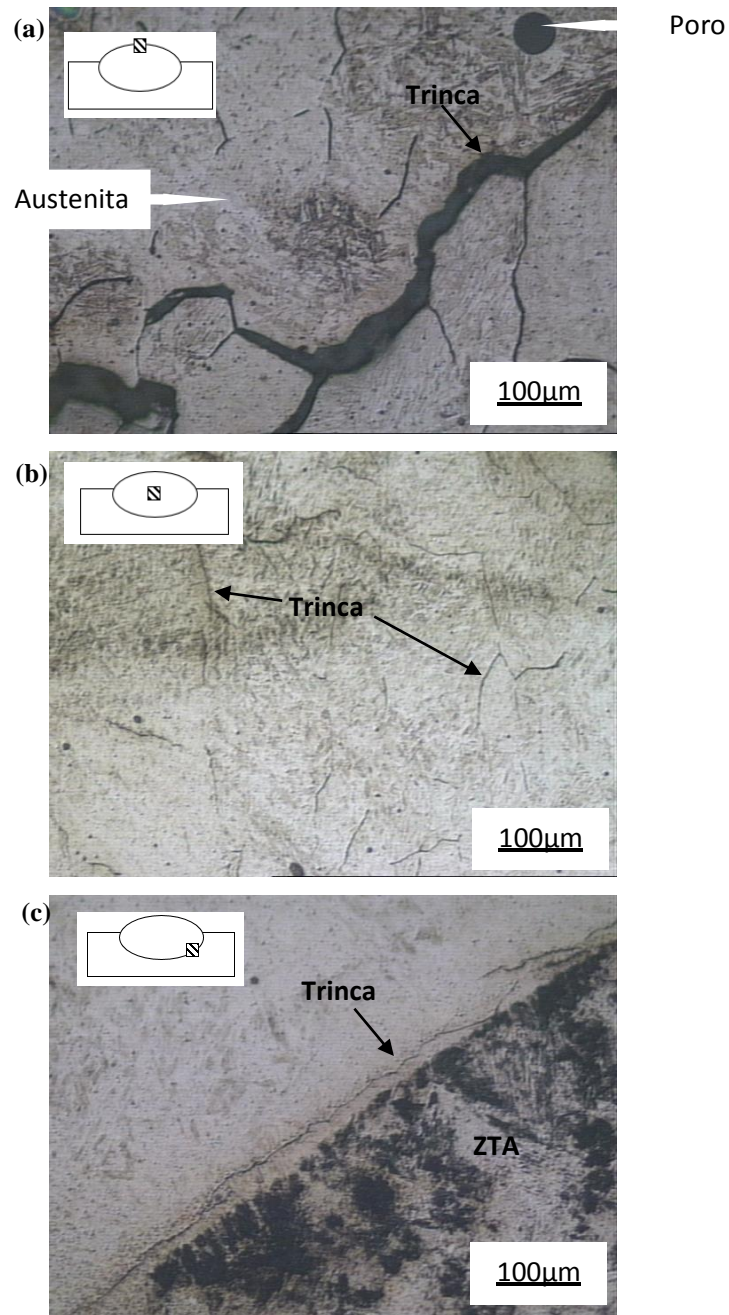


FIGURA 4.21. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E316L-17/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

4.2.3.2 Zona fundida com E308L-17(3,25mm)

A FIG. 4.22 apresenta a microestrutura do cordão de solda depositado com eletrodo E308L-17 de 3,25 de diâmetro sobre chapa de aço ASTM AH36 utilizando corrente de 155A à 10 metros de profundidade. A microestrutura revelada é composta de austenita, ferrita e

martensita. Nesta amostra há algumas regiões contendo ferrita em espinha, que Modenesi (2001) cita ser a morfologia da ferrita que representa as menores quantidades de ferrita delta numa microestrutura de aço inoxidável. Há trincas no topo do metal de solda, FIG. 4.22(a) e poros esféricos, FIG. 4.22(a) e FIG. 4.22(c).

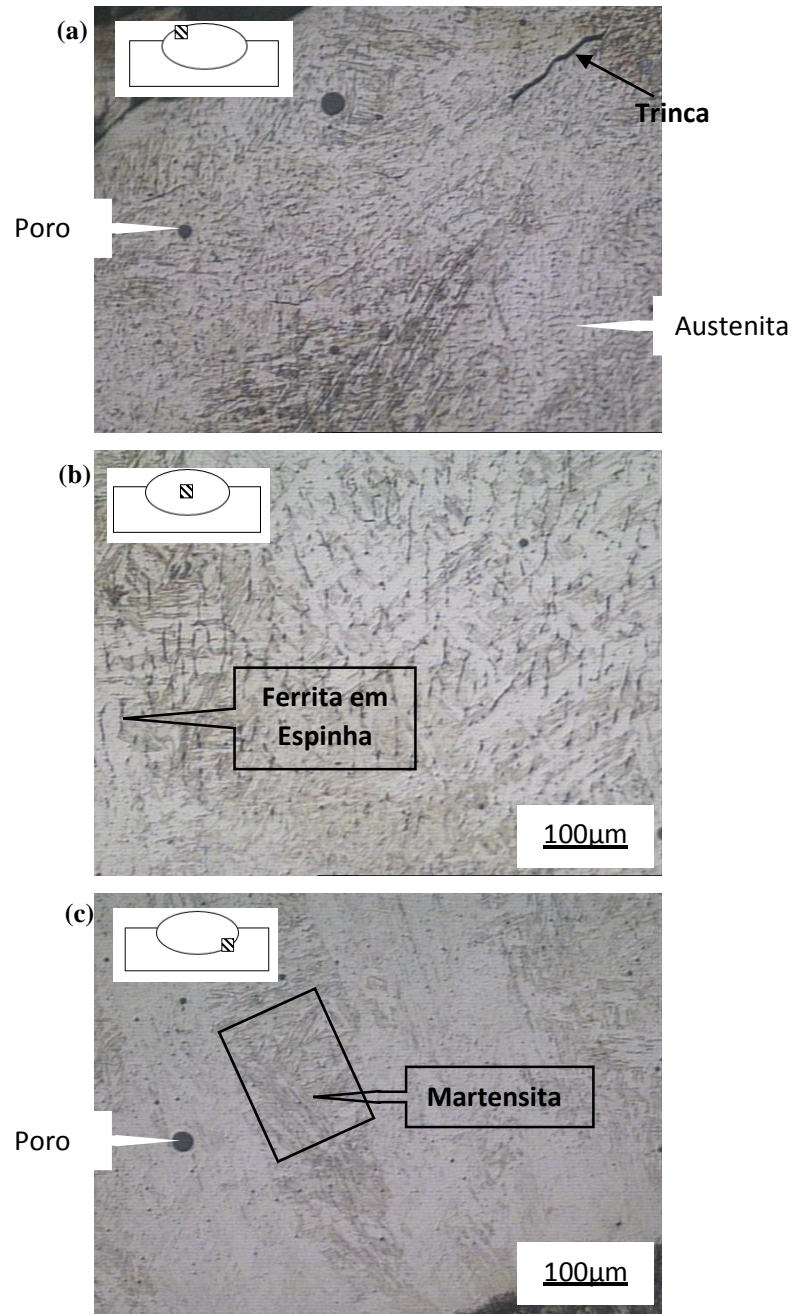


FIGURA 4.22. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A FIG. 4.23 apresenta as fotomicrografias do cordão de solda depositado com E308L-17(3,25mm) em metal base ASTM AH36 com corrente de 170A à 50 metros de profundidade. Nesta profundidade os cordões de solda apresentam a microestrutura típica de martensita, já evidenciada em outras amostras, com alguma austenita presente. Com o aumento da profundidade, a formação de martensita ficou mais nítida no topo do cordão de solda, FIG. 4.23(a), em contraste com a amostra à 10 metros de profundidade, que apresenta maior concentração deste constituinte nas regiões mais próximas da ZTA, conforme FIG. 4.22.

Há formação de zonas parcialmente diluídas do tipo “ilha” e “península”, que aparecem como regiões mais sensibilizadas pelo ataque químico similar ao que ocorre na ZTA, conforme observado na FIG. 4.22(c). Melo e outros (2012) também haviam percebido a formação de “península” em revestimentos com E308L. Na zona fundida ocorrem trincas perpendiculares no topo do cordão de solda e paralelas a linha de fusão, como observado em outras amostras, ambas as regiões contêm alguma martensita presente.

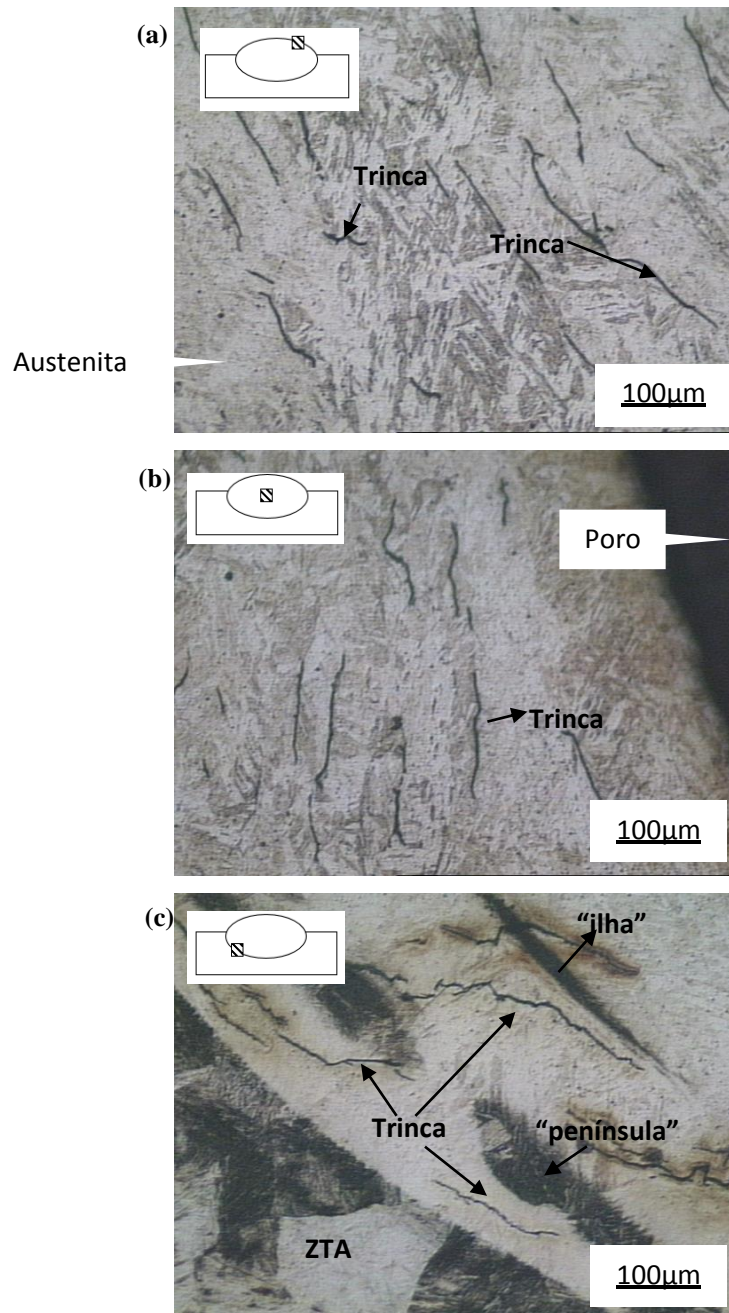


FIGURA 4.23. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

À 90 metros de profundidade, o cordão de solda depositado com eletrodo E308L-17(3,25mm) sobre metal de base ASTM AH36, com microestrutura apresentada na FIG.4.24, apresenta regiões contendo austenita e ferrita, apesar da martensita estar presente em quase todo o metal de solda.

Há ocorrência de trincas no topo e centro das amostras, FIG. 4.24(a) e FIG. 4.24(b), estas trincas encontram-se na interface entre a austenita e ferrita/martensita, que Lippold e Kotecki (2005) afirmam ser, possivelmente, trincas de solidificação, já que há uma tendência deste tipo de trinca nuclear nos contornos de grão em aços inoxidáveis. Trincas acompanhando a linha de fusão podem ser observadas na FIG. 4.24(c), como já evidenciado em outras soldas, estas fissuras podem ser associadas ao hidrogênio difusível (KUZMIKOVA et al., 2013).

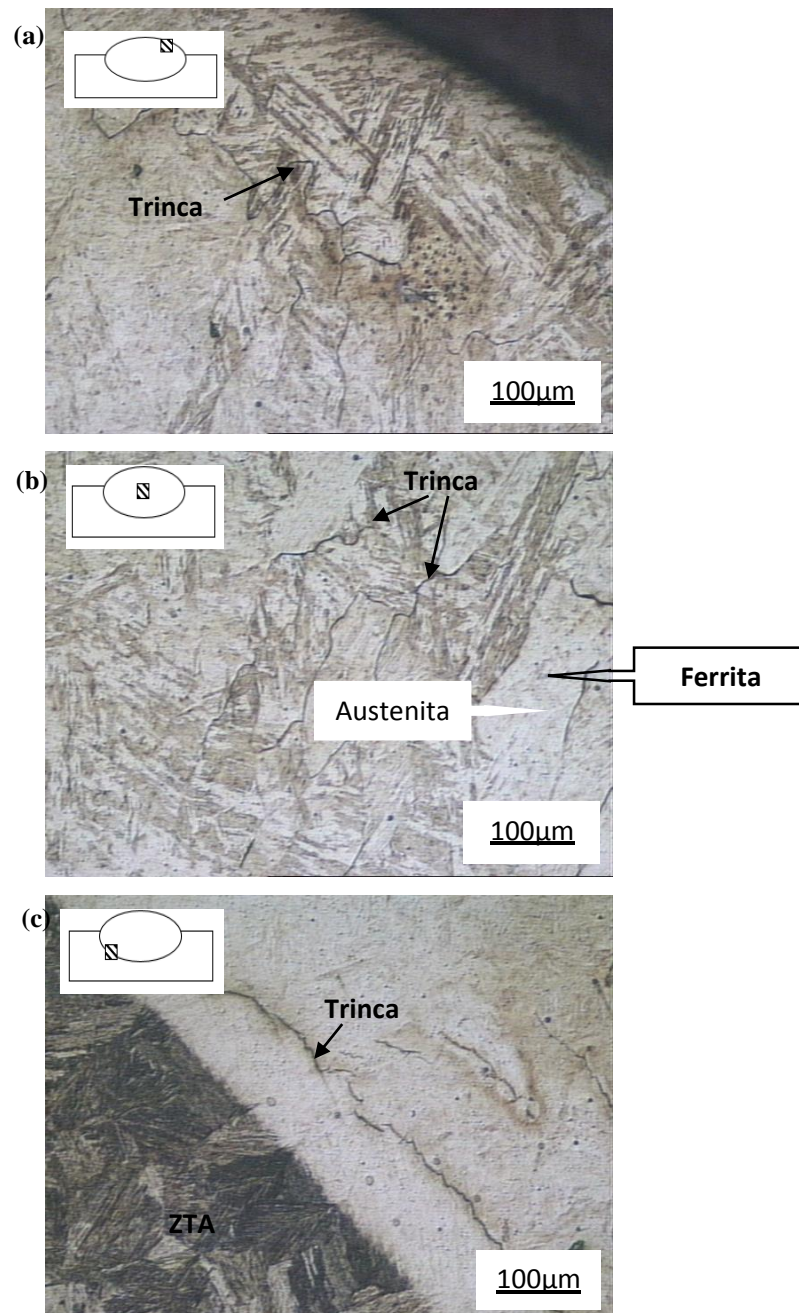


FIGURA 4.24. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A FIG. 4.25 apresenta as fotomicrografias do cordão de solda depositado com E308L-17(3,25mm) sobre chapa de aço ASTM A36 com corrente de 155A à 10 metros de profundidade. Nesta amostra, a zona fundida apresenta microestrutura com austenita e ferrita com morfologia em espinha e laminar, FIG. 4.25(a) e FIG. 4.25(b). A ferrita laminar é típica do modo de solidificação FA, como também foi observado por Melo e outros (2012). Há trincas paralelas a linha de fusão, FIG.4.25(c), próximas a zona de diluição parcial do tipo “península”, como visto em outras amostras.

A região próxima a linha de fusão não está revelada completamente, alguns autores citam que esta zona de transição entre o metal de base e o metal de solda pode conter uma mistura de austenita, ferrita e martensita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Baseado na literatura pode se supor que a martensita próxima a linha de fusão favoreceu a nucleação das trincas induzidas pelo hidrogênio que estava na ZTA e se difundiu, posteriormente, para a zona fundida.

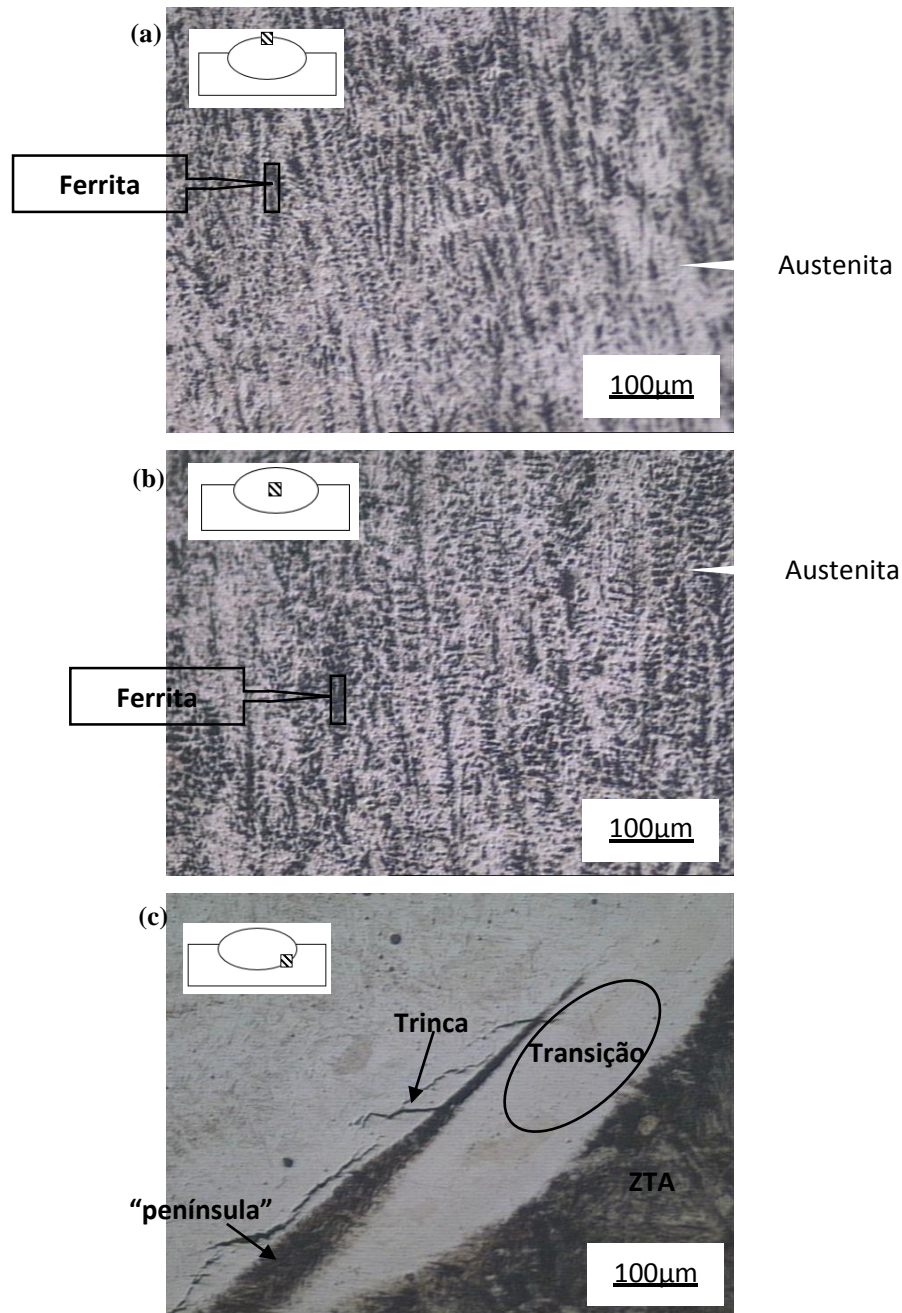


FIGURA 4.25. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

As fotomicrografias do cordão de solda depositado com E308L-17(3,25mm) sobre aço ASTM A36 à 50 metros de profundidade é apresentado na FIG. 4.26. Como observado, nesta profundidade a zona fundida apresenta variação na microestrutura.

No topo do cordão de solda, apresentado na FIG. 4.26(a), há regiões com martensita. No meio do metal de solda, conforme FIG. 4.26(b), há regiões contendo austenita

primária com forma celular e ferrita eutética aparecendo como um contorno escuro, Davis (1994) cita que este tipo de microestrutura é esperado para soldas com E310 que também é um eletrodo do tipo inoxidável austenítico, Neves e outros (2009) também observaram esta morfologia da austenita em soldas com E304. A partir do meio do metal de solda há regiões contendo austenita típica do modo A de solidificação, onde forma-se austenita primária, FIG. 4.26(c), mas com regiões de transição, pouco reveladas, na interface com a ZTA. As trincas se concentram na região contendo martensita no topo do metal de solda e na região de austenita primária no centro, FIG. 4.26(b).

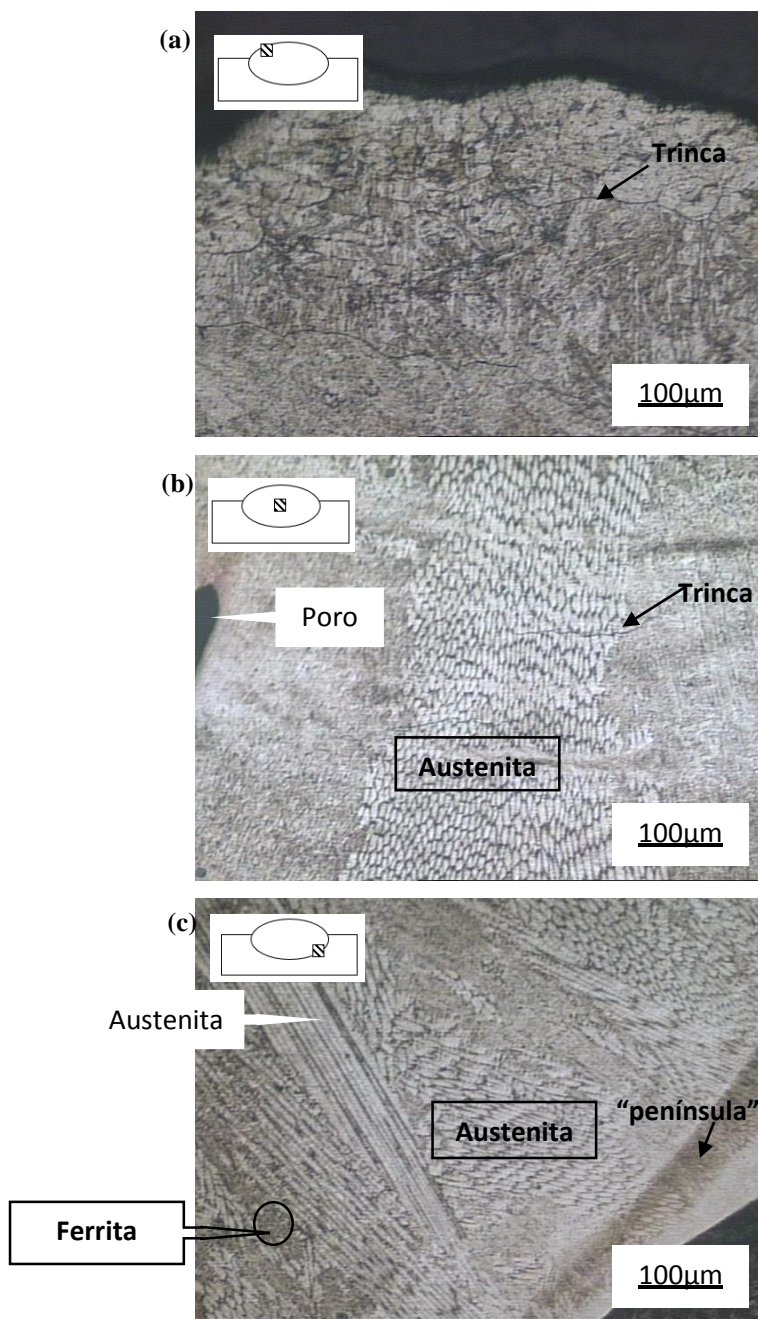


FIGURA 4.26. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

As fotomicrografias do cordão de solda depositado com E308L-17(3,25mm) sobre aço ASTM A36 à 90 metros de profundidade é apresentado na FIG. 4.27. Este cordão de solda apresenta microestrutura contendo uma mistura de austenita e ferrita no topo da zona fundida, FIG. 4.27(a) e as regiões próximas a linha de fusão, FIG. 4.27(c), são semelhantes as já observadas em outros cordões de solda com eletrodo E308L-17. Trincas de solidificação no topo do cordão de solda encontram-se na região contendo austenita e ferrita, denotando como

em outras amostras que a ferrita delta presente não preveniu a ocorrência de trincas a quente na zona fundida. Trincas entre interfaces com características distintas, FIG. 4.27(b) e trincas paralelas a linha de fusão, FIG. 4.27(c), também podem ser observadas, a primeira pode ser relacionada a solidificação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005) e a segunda ao hidrogênio difusível (ROWE et al., 1999).

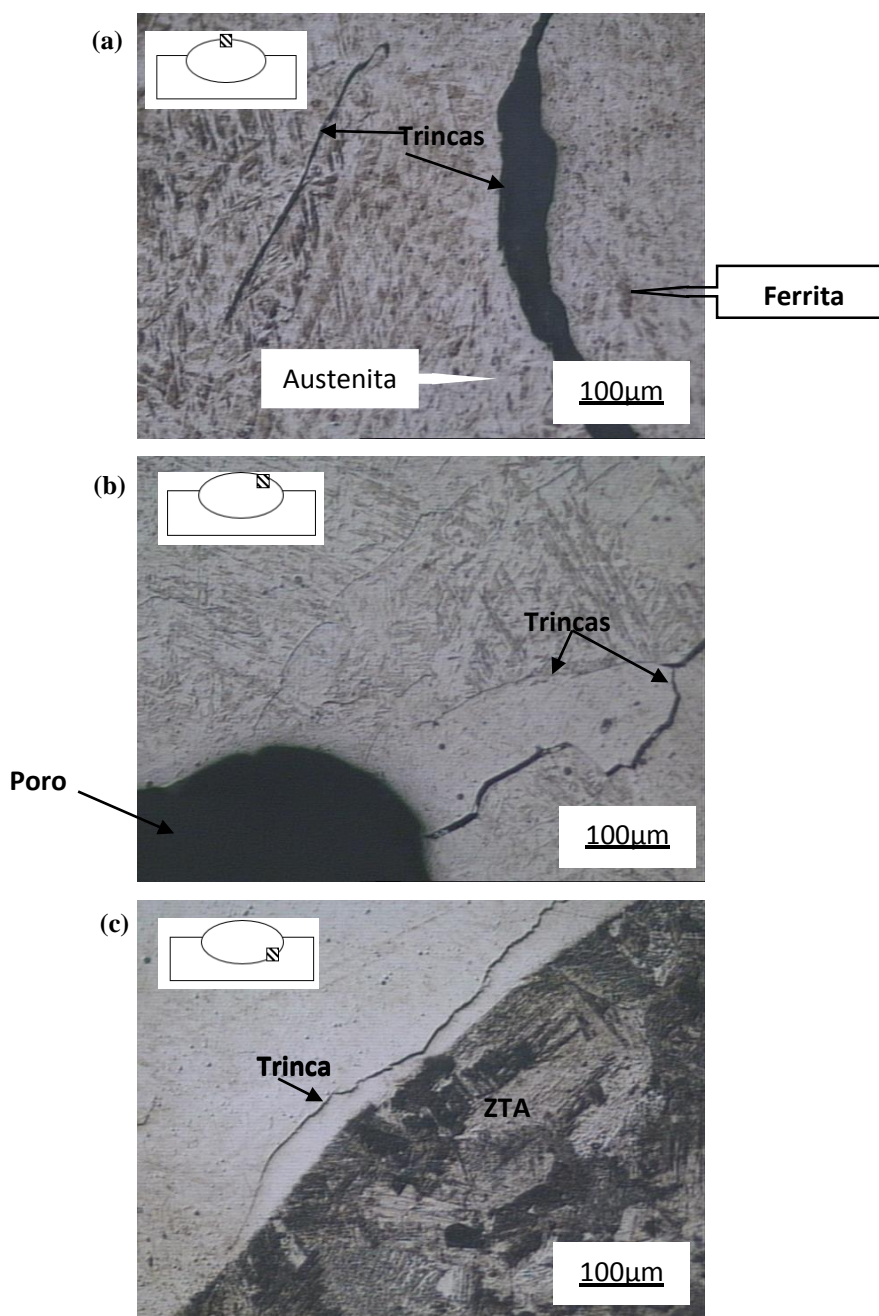


FIGURA 4.27. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(3,25)/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

4.2.3.3 Zona fundida com E308L-17(4,00mm)

A microestrutura da zona fundida do cordão de solda depositado com eletrodo E308L-17(4,00mm) sobre chapa de aço ASTM AH36 com corrente de 200A soldado à 10 metros de profundidade é apresentado na FIG. 4.28. Este cordão de solda apresenta martensita no topo, FIG. 4.28(a) e formação de ferrita a partir do centro, FIG. 4.28(b). Há ferrita vermicular e em espinha nas regiões mais distantes do topo do cordão de solda, existem trincas no topo e próximo a linha de fusão onde há alguma martensita.

Comparando a microestrutura obtida com as soldas produzidas com eletrodo E308L-17 de 3,25mm de diâmetro utilizando corrente de 155A e de 4,00mm de diâmetro com corrente de 200A percebe-se que ambos formam martensita, mas esta é mais grosseira no metal de solda com eletrodo de maior diâmetro, já que o aporte térmico é maior neste.

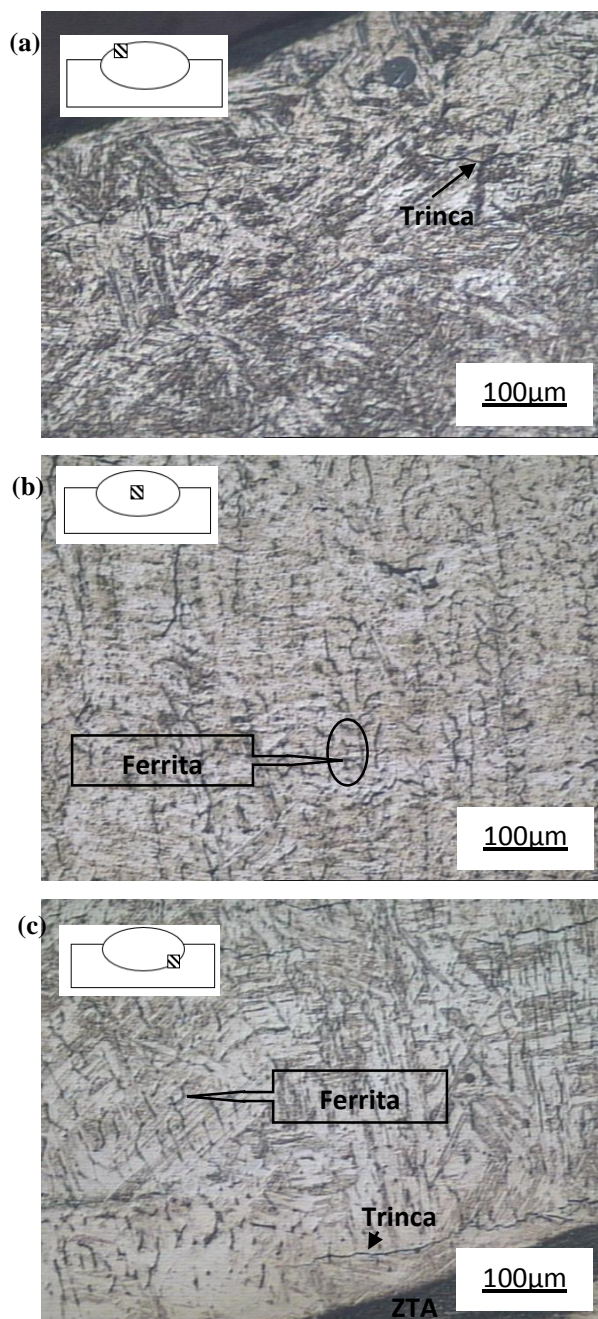


FIGURA 4.28. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a) topo, (b) meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

Na FIG. 4.29 é possível observar a microestrutura presente no cordão de solda depositado com o eletrodo E308L-17(4,00mm) sobre aço ASTM AH36 utilizando corrente de 210A soldado à 50 metros de profundidade, onde percebe-se que há formação de ferrita e austenita no topo do metal de solda e martensita pouco revelada na região próxima a linha de fusão e no meio da zona fundida. Há trincas em todas as regiões com as mesmas características

já evidenciadas em outras amostras, tendo tanto trincas perpendiculares a orientação de solidificação, FIG. 4.29(a), como também trincas paralelas a linha de fusão e nas regiões com martensita, FIG. 4.29(b) e FIG. 4.29(c).

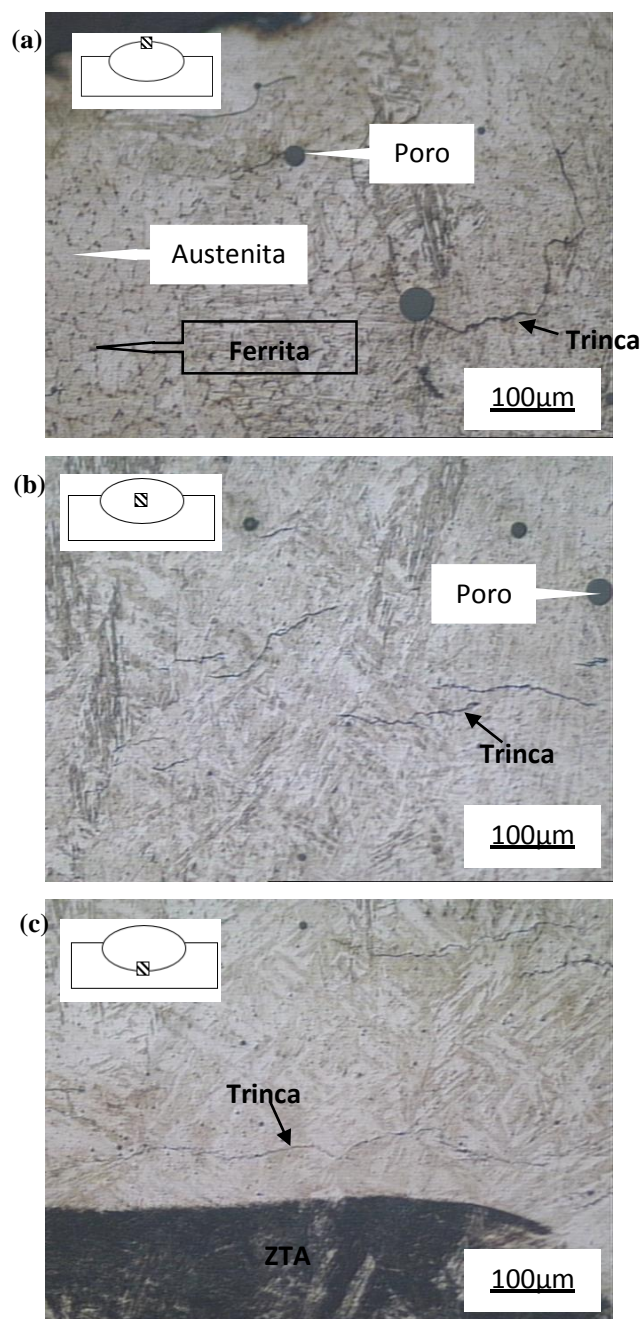


FIGURA 4.29. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

As fotomicrografias do cordão de solda depositado com E308L-17(4,00mm) sobre aço ASTM AH36 à 90 metros de profundidade é apresentada na FIG. 4.30. A microestrutura do metal de solda é constituída de martensita em todas as regiões, como também foi observado no cordão de solda produzido com o eletrodo E308L-17 de menor diâmetro. Há trincas em todas as regiões do cordão de solda.

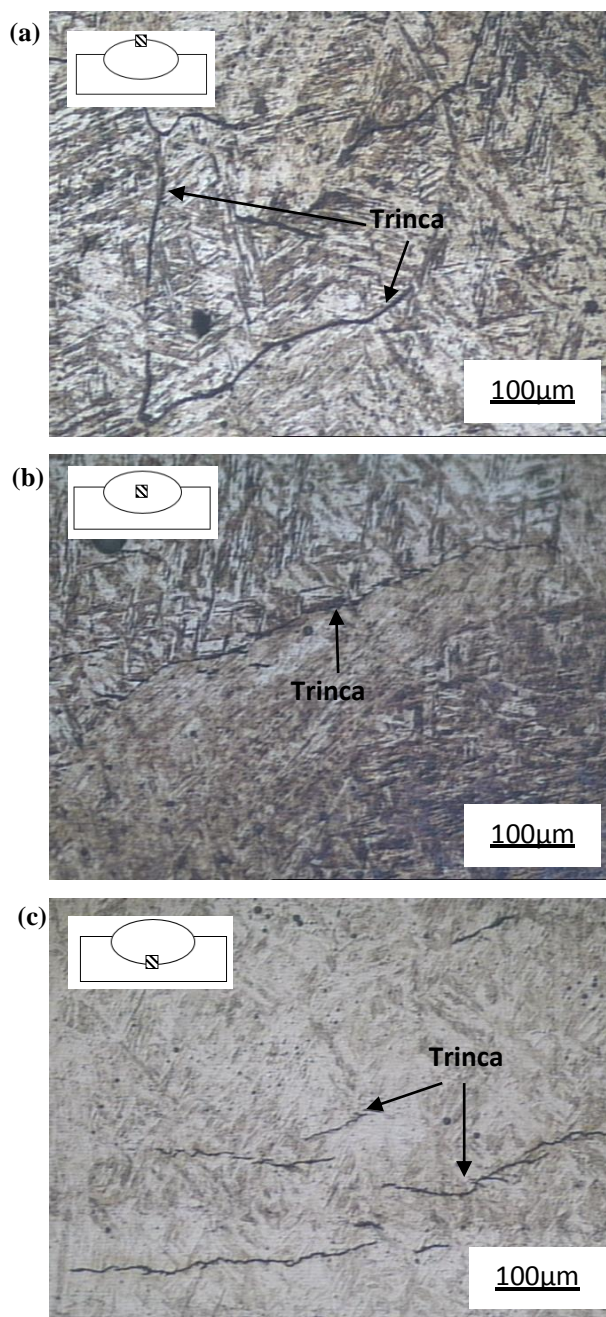


FIGURA 4.30. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/AH36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A microestrutura presente no cordão de solda depositado com eletrodo E308L-17 de 4,00mm de diâmetro sobre chapa de aço ASTM A36 com corrente de 200A soldado à 10 metros de profundidade é apresentado na FIG. 4.31. Nestas condições, há formação de austenita celular no topo, conforme FIG. 4.31(a), austenita dendrítica em alguns pontos na região central do metal de solda contendo ferrita interdendrítica, conforme FIG. 4.31(b) e próximo a linha de fusão martensita pouco revelada, FIG. 4.30(c), similar ao observado com o cordão de solda produzido com E308L-17(3,25mm)/A36/10m.

A microestrutura do cordão de solda E308L-17(4,00mm)/A36/10m apresenta morfologia e constituintes distintos para cada região, sendo no topo e centro da zona fundida uma microestrutura bifásica (austenita + ferrita). Lippold e Savage (1980) relatam que as variações de composição química em cada uma destas regiões em conjunto com a velocidade de resfriamento resultam nesta microestrutura mista.

David (1981) havia verificado que metal de solda com eletrodo E308 pode formar ferrita delta com morfologia vermicular, placas (Lathy) e acicular que estão associadas ao processo de solidificação e transformações no estado sólido. Um quarto tipo, o globular, quando formado seria resultado da instabilidade térmica de qualquer uma das outras três morfologias presentes. Destas morfologias previstas para o E308 as de maior ocorrência na amostra foram a ferrita em placas e vermicular, FIG. 4.31(a) e FIG. 4.31(b).

Existem trincas paralelas a linha de fusão onde não há predominância da austenita e há zona de diluição parcial tipo “península”, que aparece com o ataque químico mais agressivo, conforme observado na FIG. 4.31(c).

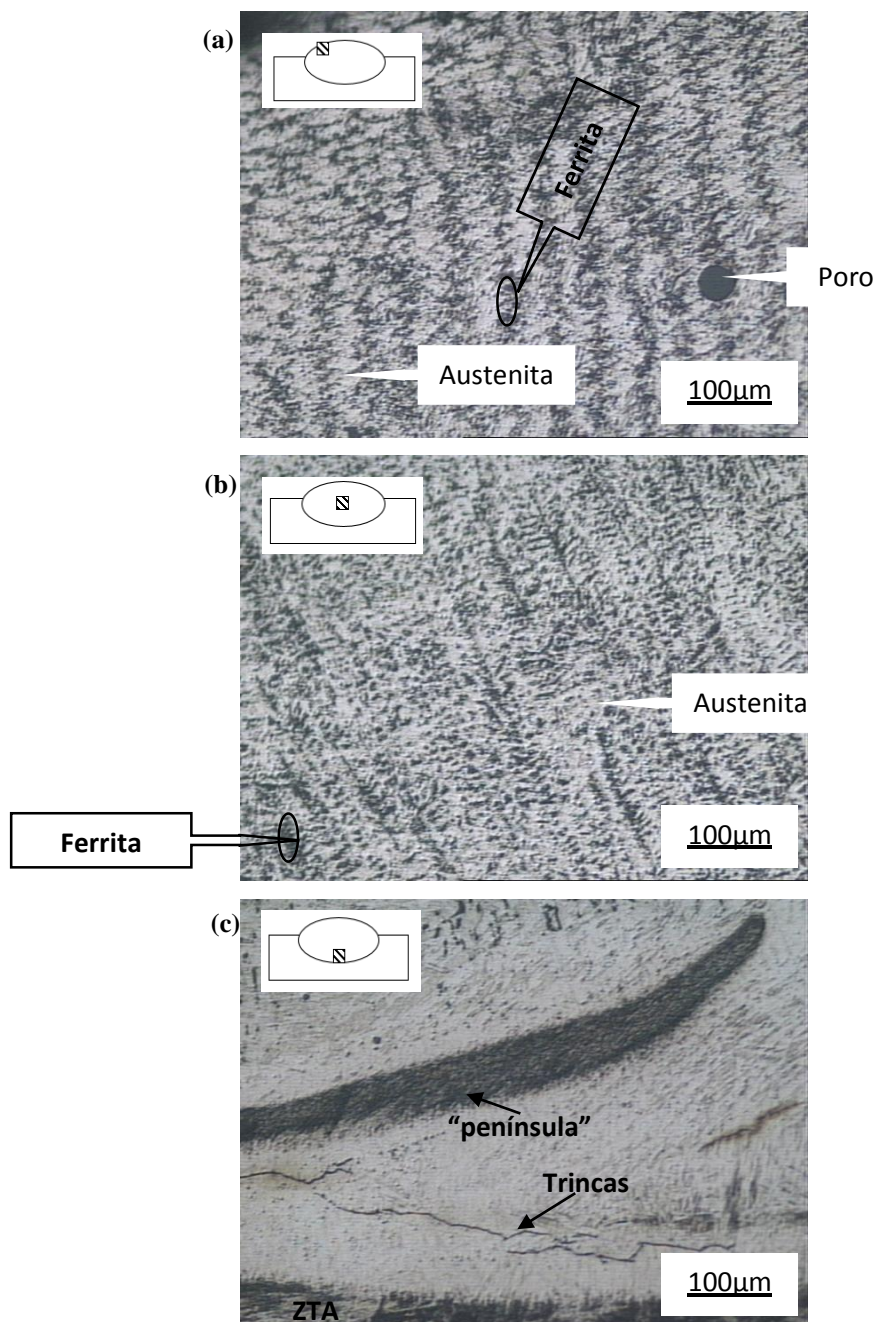


FIGURA 4.31. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00)/A36 à 10 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raíz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A microestrutura da zona fundida dos cordões de solda produzidos à 50 e 90 metros de profundidade com eletrodo E308L-17 de 4,00mm de diâmetro depositado sobre aço ASTM A36 são apresentados na FIG. 4.32 e FIG. 4.33, respectivamente. A microestrutura destes cordões de solda é predominantemente martensítica com alguma ferrita no topo do cordão de solda, FIG. 4.32(a) e FIG.4.33(a). Há trincas perpendiculares a linha de fusão no topo da zona

fundida e paralelas a linha de fusão, como já constatado em outras amostras soldadas nas profundidades de 50 e 90 metros.

Diferentemente dos cordões de solda com E308L-17 de 3,25mm de diâmetro, a martensita é o constituinte predominante em todas as regiões da amostra. Isto pode ser relacionado ao aporte térmico, visto que para o eletrodo de 3,25mm de diâmetro a corrente de soldagem aplicada é menor.

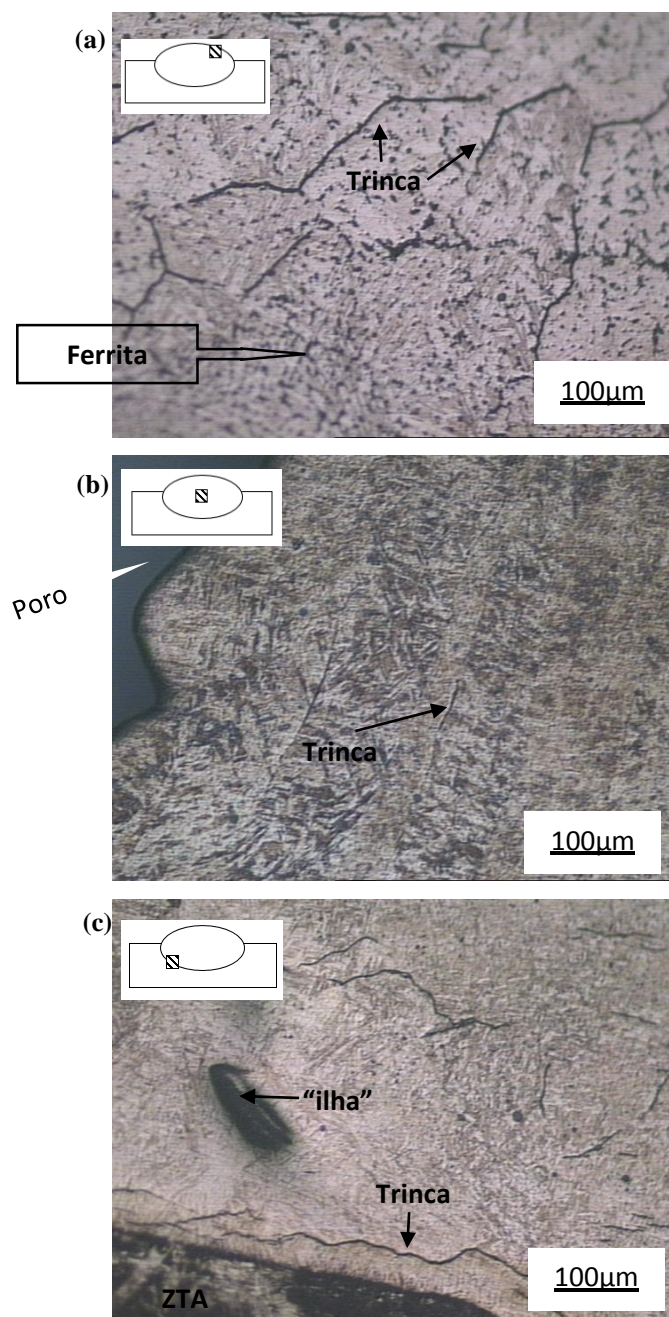


FIGURA 4.32. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 50 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

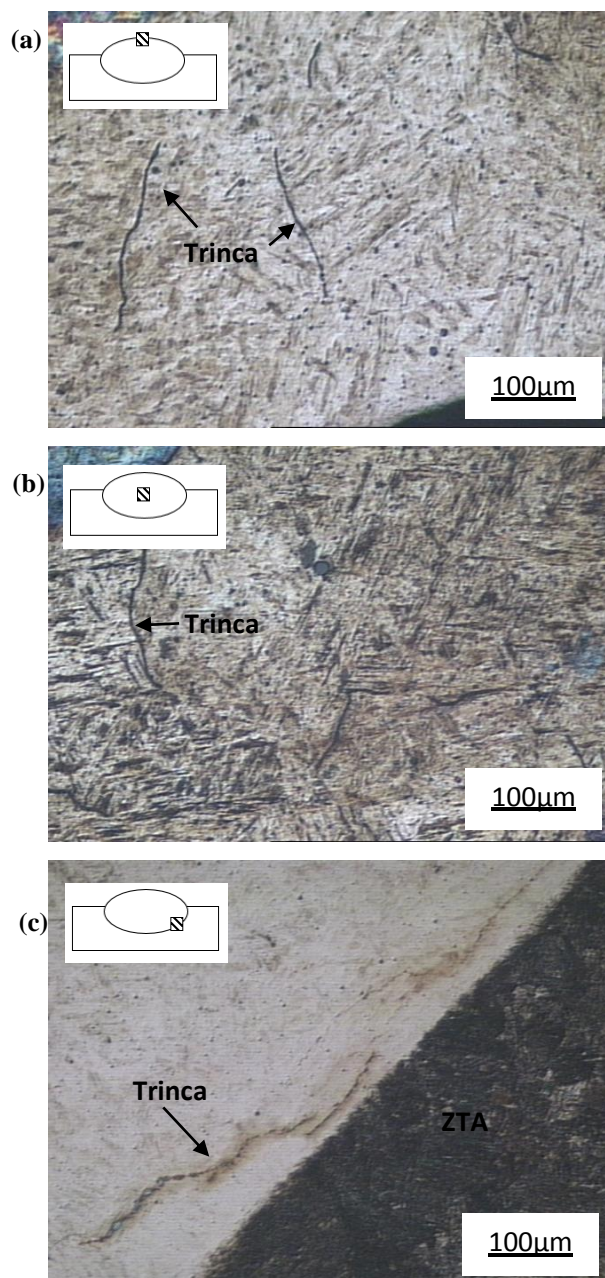


FIGURA 4.33. - Microestrutura da zona fundida do cordão de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 90 metros de profundidade. Fotomicrografias do: (a)topo, (b)meio e (c) raiz do cordão de solda. Ataque: Marble. Ampliação 200x.

4.2.3.4 Soldas ao ar

Nas amostras dos cordões de solda produzidos em condições atmosféricas, apresentados na FIG. 4.34, percebe-se que todos os cordões de solda com eletrodo E316L-17 e E308L-17 apresentaram regiões contendo martensita, como visto por Santos (2013) em outros aços inoxidáveis. Não há presença de trincas em nenhuma região da zona fundida para as soldas ao ar e os poros quando presentes são esféricos e não são percebidos na macrografia da seção

transversal já apresentados na FIG. 4.14. A microestrutura formada em condições atmosféricas foi a mesma formada na maioria das amostras em condições subaquáticas molhada.

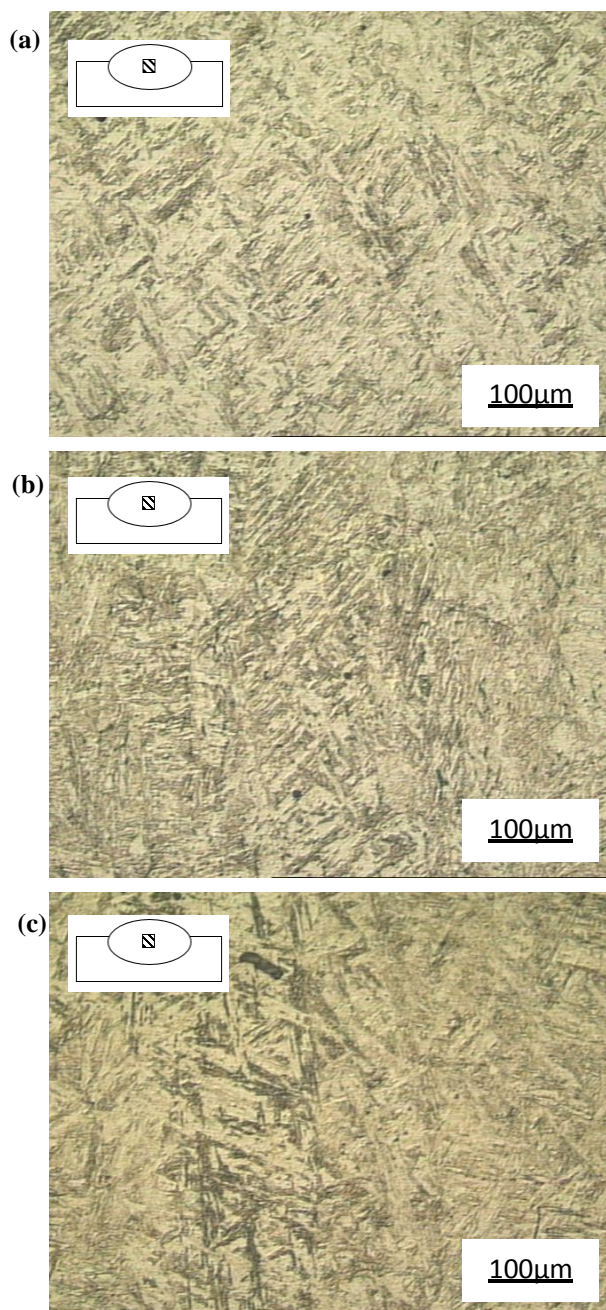


FIGURA 4.34. - Microestrutura da zona fundida dos cordões de solda soldados ao ar utilizando eletrodo: (a)E316L-17, (b)E308L-17(3,25mm) e (c) E308L-17(4,00mm). Ataque: Marble. Ampliação 200x.

A formação de martensita nos cordões de solda soldados ao ar pode estar relacionada ao maior CE do metal de base utilizado, que foi o ASTM AH36 com CE = 0,4%, como houve diluição em todos os cordões de solda, a mistura com o metal de base pode ter

favorecido a entrada de elementos químicos, tais como o carbono, que nas condições de soldagem promoveu a transformação martensítica em detrimento da formação da fase austenita e ferrita esperada para os aços inoxidáveis da série 300.

4.2.3.5 Zona fundida

Todos os cordões de solda produzidos com eletrodos E316L-17 e E308L-17 apresentam microestrutura variável a depender da profundidade de soldagem, que culminou em diferentes modos de solidificação e transformação de fases. A TAB. 4.7 apresenta a microestrutura predominante na micrografia de cada amostra.

Todas as amostras apresentaram evidências de formação de martensita, possivelmente, nestas regiões pode existir alguma austenita/ferrita não identificadas na ampliação e ataque químico utilizado. Em aços inoxidáveis austeníticos a transformação martensítica no metal de solda ocorre devido ao resfriamento, onde a formação da martensita é dependente da composição química do material (LO et al., 2009).

À 10 metros de profundidade, somente o cordão de solda E316L-17/AH36 apresenta microestrutura completamente martensítica. À 10 e 50 metros de profundidade, somente o cordão de solda E308L-17(3,25mm)/A36 não formou martensita no centro da zona fundida, mas há evidência de zonas de transição e zona parcialmente diluída que podem ser martensita. À 90 metros de profundidade a martensita é o constituinte predominante em todos os cordões de solda com E316L-17 e E308L-17.

TABELA 4.7

Microestrutura predominante evidenciada na micrografia.

MB	Profundidade	E316L	E308L	E308L
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm
AH36	10m	M	A + M + F	M + F
	50m	M	M + A	M + A
	90m	M	M + A + F	M
	Ar	M	M	M
A36	10m	A + F + M	A + F + M	A + F + M
	50m	M	A + F + M	M + F
	90m	M + A + F	M	M

Legenda: M - martensita; A - austenita; F- ferrita.

A austenita é a fase primária em várias das regiões bifásicas (austenita + ferrita) presentes no metal de solda em que a ferrita aparece como uma fase interdendrítica e intercelular nos contornos da austenita. Nas regiões contendo ferrita vermicular e laminar/placas, há formação de austenita como fase secundária (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Nas microestruturas martensíticas são esperadas ferrita fina, mais difícil de visualizar, próxima a austenita formada (SILVA, 2010).

Na linha de fusão há “ilhas” e “penínsulas” indicando a presença de zonas parcialmente diluídas e regiões não reveladas que podem ser martensita, estas regiões apareceram em praticamente todas as amostras. Kejelin e outros (2016) afirmam que este é o principal problema de soldas dissimilares entre aços ferrítico-austeníticos, dado que esta região pode atingir durezas superiores a 400HV evidenciando a presença da martensita, que é frágil. Shizardi e outros (2009), que avaliou cordões de solda com E308LSi, já citam que dureza de, aproximadamente, 333HV já podem ser evidência de martensita na microestrutura.

4.2.4 Dureza

Na FIG. 4.35 é apresentado o histograma com a variação de dureza média para cordões de solda produzidos com metal de base ASTM AH36 e A36 e eletrodos E316L-17 e E308L-17. Percebe-se que a dureza média da maioria dos cordões de solda, dos quais foram evidenciada a presença de martensita como constituinte predominante na microestrutura, conforme já descrito na TAB. 4.7, apresentam dureza superior a 350HV. Valor maior do que a dureza do metal de base que é de, aproximadamente, 300HV no aço ASTM AH36 e 142HV no aço ASTM A36.

Os valores de dureza obtidos para os cordões de solda confirmam a presença de martensita na microestrutura como explicitado por Kejelin e outros (2016), Shizardi e outros (2009) e Santos (2013) que denotam que valores elevados de dureza são indicativo deste constituinte no aço.

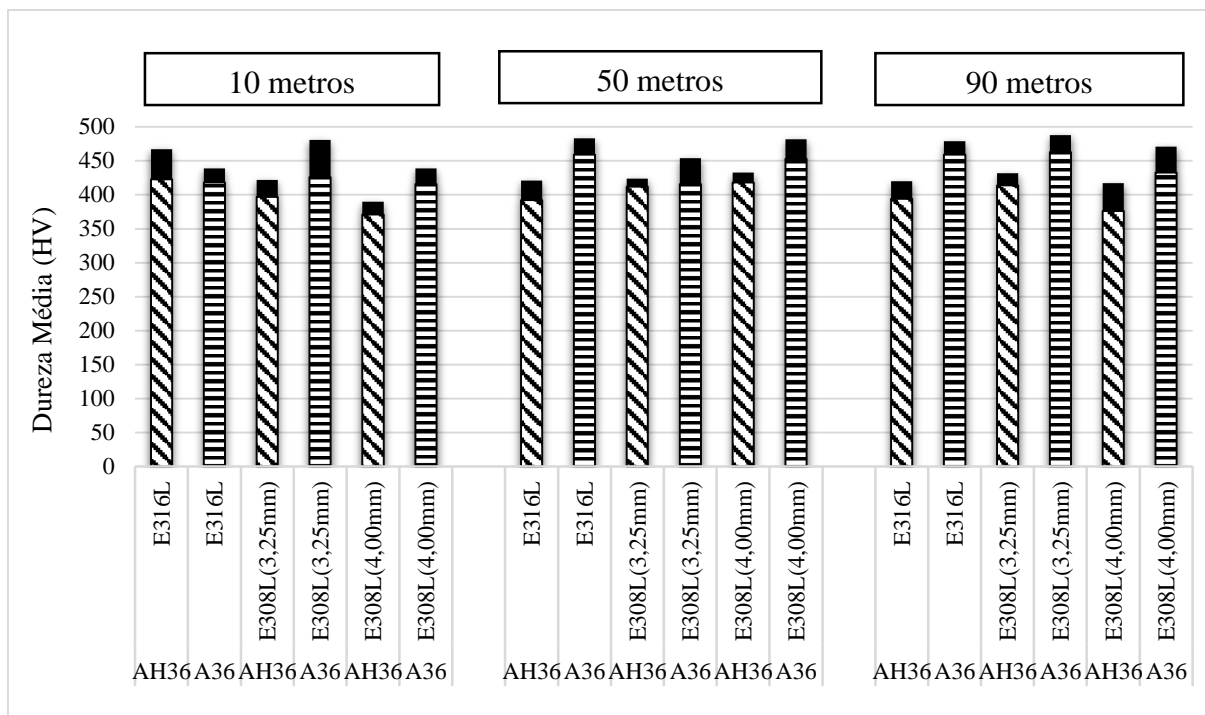


FIGURA 4.35. - Dureza média da zona fundida dos cordões de solda em aço ASTM AH36 e A36 produzidos por soldagem subaquática molhada.

Em relação aos cordões de solda depositados sobre aço ASTM AH36 nota-se que a amostra com E316L-17/AH36/10m foi a que apresentou a maior dureza, $423 \pm 44\text{HV}$. Os cordões de solda com E316L-17/AH36 reduziram a dureza com a profundidade, o contrário ocorreu para os cordões de solda com E308L-17(3,25mm)/AH36 e E308L-17(4,00mm)/AH36.

Para os cordões de solda depositados sobre chapa de aço ASTM A36 a dureza média é superior aquela obtida em aço ASTM AH36 para todas as amostras, a exceção do cordão de solda com E316L-17/A36/10m. O maior valor de dureza foi obtido para o cordão de solda com E308L-17(3,25mm)/A36/90m de $463 \pm 25\text{HV}$.

As amostras soldadas ao ar apresentam dureza similar as obtidas em soldagem subaquática molhada para o E316L-17/AH36 e E308L-17(3,25mm)/AH36, com dureza superior a 400HV, sendo $402 \pm 33\text{HV}$ e $416 \pm 24\text{HV}$, respectivamente, indicando a presença de martensita nas microestruturas (FIG. 4.34), já a amostra do cordão de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 apresenta menor dureza, $343 \pm 37\text{HV}$.

4.2.5 Ferrita delta

A TAB. 4.8 apresenta o quantitativo de ferrita delta medido pelo ferritoscópio referente as amostras dos cordões de solda com eletrodos E316L-17, E308L-17(3,25mm) e

E308L-17(4,00mm) em metal de base ASTM AH36 e A36. Os resultados para todas as amostras demonstraram valor superior a 40% de ferrita delta na zona fundida, valores muito superiores ao desejado, visto que teores entre 5 e 10% de ferrita delta são considerados como essenciais para a redução da susceptibilidade de trincas a quente na zona fundida (MODENESI et al., 2012).

TABELA 4.8

Ferrita delta medida em ferritoscópio.

MB	Profundidade	E316L	E308L	E308L
		Ø3,25mm	Ø3,25mm	Ø4,00mm
AH36	10m	42,6 ± 2,60	61,1 ± 7,59	66,3 ± 1,93
	50m	71,9 ± 3,79	68,4 ± 4,62	66,4 ± 7,58
A36	10m	74,2 ± 3,64	Não realizado	54,2 ± 1,01
	50m	51,0 ± 17,0	61,9 ± 11,8	66,5 ± 3,84

Contudo, teores elevados podem favorecer a fissuração e a corrosão (DAVIS, 2006) e a ausência de ferrita pode favorecer as trincas a quente (BARBOSA, 2007 apud ELIAS, 2013). O fabricante indica uma deposição de metal com até 12% para os consumíveis utilizados (ESAB, 2014), que é concernente com o observado na literatura (LIPPOLD e SAVAGE, 1982).

Diferentes resultados para a quantidade de ferrita delta em soldas ao ar com consumíveis da série 300 já foram obtidas em pesquisas: Joseph e outros (2012) ao soldar com E316L(N) obteve %ferrita delta máximo de 4,6% numa microestrutura dendrítica e sem trincas a quente. Em juntas de aço duplex soldadas com microestrutura bifásica (austenita e ferrita) em medição por ferritoscópio obteve-se 30 a 40% de ferrita delta (SOUZA et al., 2013). Elias (2013) obteve 11% de ferrita delta ao soldar revestimento com E308 sem formação de martensita na zona fundida. Aguirre e outros (2014) obteve menos de 2% ao soldar E316L/AISI 1020. Saluja e Moeed (2016) utilizaram E308L que apresentou 3,23% de ferrita delta. A literatura, de modo geral, não prevê grandes frações de ferrita delta em soldas com E316L e E308L, quando a microestrutura presente é preferencialmente austenítica.

Nas micrografias (FIG. 4.15, FIG. 4.17 a FIG. 4.34) percebeu-se a formação de martensita na zona fundida e no ensaio de dureza altos valores foram obtidos nestas amostras (FIG. 4.35), confirmando a presença de martensita. Em soldas contendo martensita, bem como em aços martensíticos, existe uma tendência a formar ferrita delta que deterioram as propriedades mecânicas destes metais e promovem o aparecimento de trincas de solidificação (XU et al., 2007 apud SILVA, 2010). No metal de solda a ferrita e a austenita aparecem como

pequenos filmes junto a austenita, sendo sua medição por microscopia ótica difícil (SILVA, 2010). A ferrita delta ali presente seria determinada, então, apenas na medição magnética com ferritoscópio.

Medições magnéticas também podem quantificar a martensita induzida por deformação, que é ferromagnética (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Alves (2014) e Silva (2010) relataram que medições em aços inoxidáveis são eficientes, tanto para mensurar a ferrita quanto a martensita induzida por deformação. Durante a soldagem ao arco elétrico mudanças de fase são esperadas durante o resfriamento e solidificação da poça de fusão, por isso a medição do ferritoscópio para amostras soldadas seria referente a ferrita delta presente.

Souza e outros (2013) relataram que é preciso uma superfície plana e no mínimo de 25 medições para se ter confiança no resultado obtido. As amostras de metalografia utilizadas para medição da ferrita delta estavam todas planas, mas apresentavam uma pequena área superficial, relativa a área da seção transversal da zona fundida, para execução do ensaio.

O ensaio com ferritoscópio se baseia no campo magnético criado no material que interage com a fase ferromagnética (FERITSCOPE, 2016). Se a área disponível para o campo magnético for muito pequena e próximo da região houver material ferromagnético, como o metal de base em aço carbono presente nas amostras com microestrutura contendo ferrita, como já apresentado nas FIG. 3.3 e FIG. 3.15, a medição seria influenciada por esta região. Neste caso, o resultado encontrado precisa ser verificado por outros meios de quantificação da ferrita, pois o metal de base pode ter afetado o resultado final obtido.

4.2.6 Defeitos

4.2.6.1 Porosidade

O histograma da FIG. 4.36 apresenta a fração de poros internos para as amostras em aço ASTM AH36 e A36, respectivamente para os cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17, E308L-17(3,25mm), E308L-17(4,00mm) e E6013, nas profundidades de 10m, 50m e 90m.

Como é possível observar, à 10m de profundidade, a porosidade no metal de solda é mínima para todas as amostras com os diferentes eletrodos utilizados. À 50m de profundidade, o nível de porosidade aumenta, como já percebido nas macrografias FIG. 4.7 a FIG. 4.13, à 90m de profundidade a zona fundida para os cordões de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17 apresentam porosidade muito superior as obtidas com eletrodo E6013.

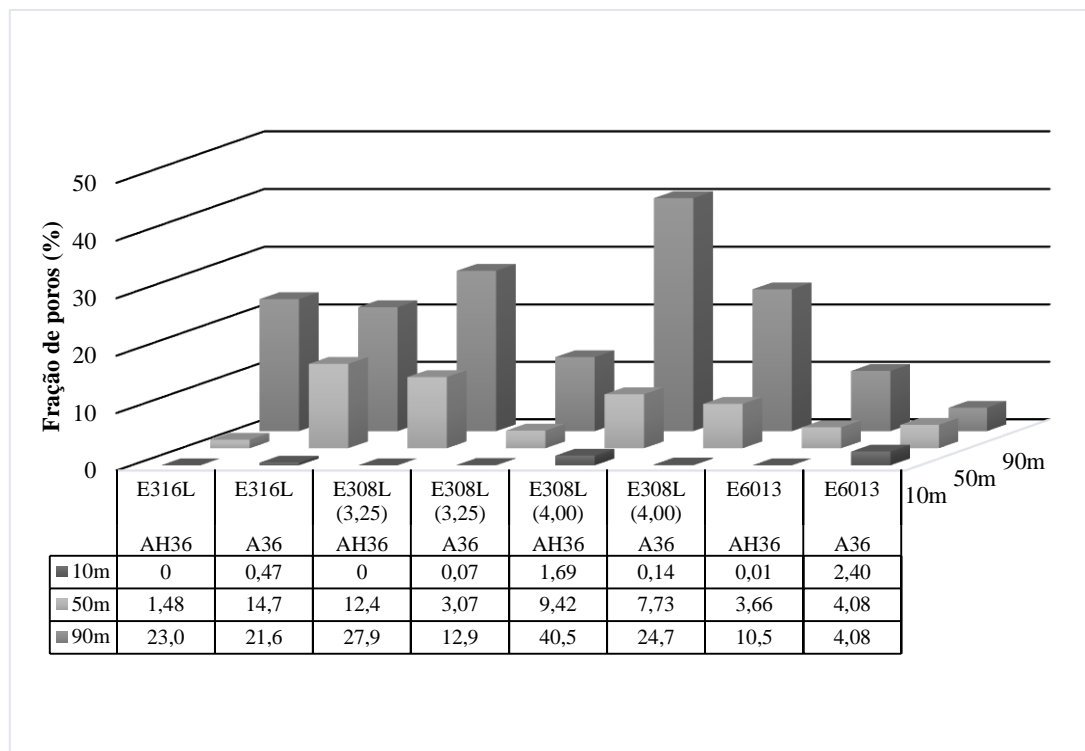


FIGURA 4.36. - Fração de poros internos em cordões de solda em aço ASTM AH36 e A36.

A norma AWS D3:6M especifica para soldas classe B que a área de poros não pode exceder 5% da relação [área de poros/área da solda] e os vazios devem ter diâmetro inferior a 1,5mm. Em nenhuma das profundidades os cordões de solda com E6013 apresentaram poros com dimensão superior a 1,5mm, os cordões de solda E6013/AH36 até 50m e E6013/A36 em qualquer profundidade trabalhada podem ser classificados como classe B, como já demonstrado por Pessoa (2003) e Pessoa e outros (2003) que soldaram com E6013 à 50 e 100 metros de profundidade.

À 50 e 90 metros de profundidade somente a amostra do cordão de solda E308L-17(3,25mm)/A36/50m atende a norma, o cordão de solda E316L-17/AH36/50m com fração de poros de 1,48%, apresenta poro com diâmetro aproximado de 2,1mm, calculado a partir da área do poro. As demais amostras apresentam fração de poros superior a 5%, sendo que a amostra do metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36/50m, E308L-17(4,00mm)/AH36/90m, e E308L-17(4,00mm)/A36/90m também apresentam poros com dimensão de 2,8mm; 2,92mm; e 2,1mm, respectivamente.

Até 50 metros de profundidade, para os cordões de solda com E316L-17, a maior porosidade ocorreu ao se soldar em aço ASTM A36. Nos cordões de solda com E308L-17 a maior porosidade se deu em aço ASTM AH36. Para as amostras produzidas com E6013, até

10m de profundidade, a maior porosidade ocorreu em aço ASTM A36, a partir de 50m de profundidade o volume de poros se intensificou nas soldas sobre aço ASTM AH36.

Andrade e outros (2010) haviam percebido que a porosidade em cordões de solda com E6013, soldados à 50 metros de profundidade, diminui em metal de base com maior teor de carbono (CE = 0,70 e 0,66%C) em comparação aos resultados obtidos para o mesmo aço não cementado (CE=0,24 e 0,11%C). O carbono equivalente do aço ASTM AH36 (CE \approx 0,46 e 0,06%C) é maior que o do aço ASTM A36 (CE = 0,25 e 0,11%C) utilizados como metais de base, já o teor de carbono é o inverso.

O teor de carbono do aço ASTM A36 é igual ao do aço de menor teor de carbono utilizado por Andrade e outros (2010) em sua pesquisa, o que dificulta avaliar a relação entre o teor de carbono/CE no metal de base e a porosidade, pois os cordões de solda depositados com E316L-17 e E6013 em aço ASTM AH36 corroboram com o resultado obtido em relação ao CE e os cordões de solda depositados com E308L-17 em aço ASTM A36 corroboram com a relação entre a porosidade e o teor de carbono.

Andrade e outros (2010) também haviam observado que a penetração e o reforço do cordão de solda aumentaram no metal de base com menor teor de carbono (CE=0,24 e 0,11%C), no qual a maior penetração do cordão de solda pode oferecer mais carbono do metal de base para a reação com oxigênio na poça de fusão líquida, o que gera mais gases e um caminho mais longo para o escape dos mesmos, aumentando, assim, a porosidade total do cordão de solda. O oposto também foi verificado, onde menores valores de penetração e reforço no cordão de solda promoveram a saída dos produtos gasosos mais facilmente da poça de fusão líquida (ANDRADE et al., 2010).

Nas amostras dos cordões de solda com E316L-17 e E308L-17 de diâmetro de 3,25mm a maior penetração ocorreu para o metal de base ASTM A36, o contrário da altura do reforço que foi maior nos cordões de solda depositados sobre aço ASTM AH36. Os cordões de solda depositados com E308L-17 de diâmetro de 4,00mm apresentaram maior penetração em aço ASTM AH36 e maior altura do reforço no aço ASTM A36.

Além disso, o nível de porosidade nos cordões de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17 à 50 e 90 metros de profundidade são muito superiores aos obtidos nos resultados de Andrade e outros (2010) que foram de no máximo 4,1% e com cordão de solda sem problemas de porosidade superficial e má formação de reforço, diferente do comportamento dos cordões de solda produzidos neste trabalho e apresentados nas FIG. 4.7 a FIG. 4.12.

Vale ressaltar que os cordões de solda com E6013, avaliados neste trabalho, apresentaram à 50 metros de profundidade, comportamento similar ao verificado por Andrade

e outros (2010) com aumento da porosidade no aço de maior teor de carbono, onde foram obtidas maior penetração e reforço.

À 10 metros de profundidade a maior fração de poros foi obtida para o metal de base ASTM A36 com maior teor de carbono para os cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17, E308L-17 de 3,25mm de diâmetro, que também apresentaram maior penetração para este aço, tendo um aumento da porosidade com o aumento do teor de carbono, tal como observado por Andrade e outros (2010). O oposto foi percebido nos cordões de solda com E308L-17 com diâmetro de 4,00mm, no qual a maior porosidade se deu em aço ASTM AH36 de maior CE e com maior penetração e reforço do metal de solda.

À 50 e 90 metros de profundidade a maior porosidade ocorreu para os cordões de solda depositados com E308L-17 em aço ASTM AH36 de maior CE onde a altura do reforço também foi maior. Esta maior porosidade poderia ser explicada pela participação do carbono na reação com o oxigênio presente na poça líquida formando monóxido de carbono que fica retido nos poros, tal como evidenciado por Andrade e outros (2010). A menor dureza obtida nestas amostras também poderiam denotar que parte do carbono que migrou do metal de base para a zona fundida não atuou na microestrutura que apresenta até 50m de profundidade formação de austenita e ferrita mais perceptível que em cordões de solda com E316L-17.

Souza e Bracarense (2015) haviam percebido que os poros nos cordões de solda com E308L-17 apresentam oxigênio em maior quantidade em relação aos metais de solda com E316L-17. Esta constatação se deu com a comparação entre o oxigênio presente no arame do eletrodo, o metal de solda com diluição no metal de base ASTM AH36 soldados ao ar e debaixo d'água e amassamento das amostras para expulsão do gás no interior dos poros, estes resultados são apresentados na TAB. 4.9. Pelos valores obtidos para teores de oxigênio (ppm) percebe-se que a maior diferença entre os resultados no metal de solda soldado ao ar e debaixo d'água se dá com eletrodo E308L-17 que perde, aproximadamente, 400ppm de oxigênio durante o amassamento que expulsou os gases retidos nos vazios de maior dimensão na amostra.

TABELA 4.8

Teor de oxigênio em metal de solda (ppm).

Eletrodo utilizado	Referência	Ao ar	Debaixo d'água	
			Amostra sem amassar	Amostra amassada previamente
E6013	155 ± 28	1069 ± 117	1814 ± 228	-
E316L-17	373 ± 5	1343 ± 248	1399 ± 140	1338 ± 205
E308L-17	280 ± 12	953 ± 115	1890 ± 549	1407 ± 178

FONTE - SOUZA e BRACARENSE, 2015.

4.2.6.2 Trincas

Na FIG. 4.37 é apresentado uma montagem com diversas fotomicrografias de regiões contendo trincas para um cordão de solda depositado com E308L-17(3,25mm)/AH36 à 50 metros de profundidade. Pela imagem é possível perceber que há trincas no topo do metal de solda acompanhando a orientação de crescimento dos grãos e nas interfaces de regiões com morfologia dos constituintes distinta, trincas paralelas a linha de fusão e trincas na ZTA. Este mesmo padrão de orientação e posição das trincas no metal de solda foi observado em outros cordões de solda com E316L-17 e E308L-17, com imagens apresentadas no ANEXO D.

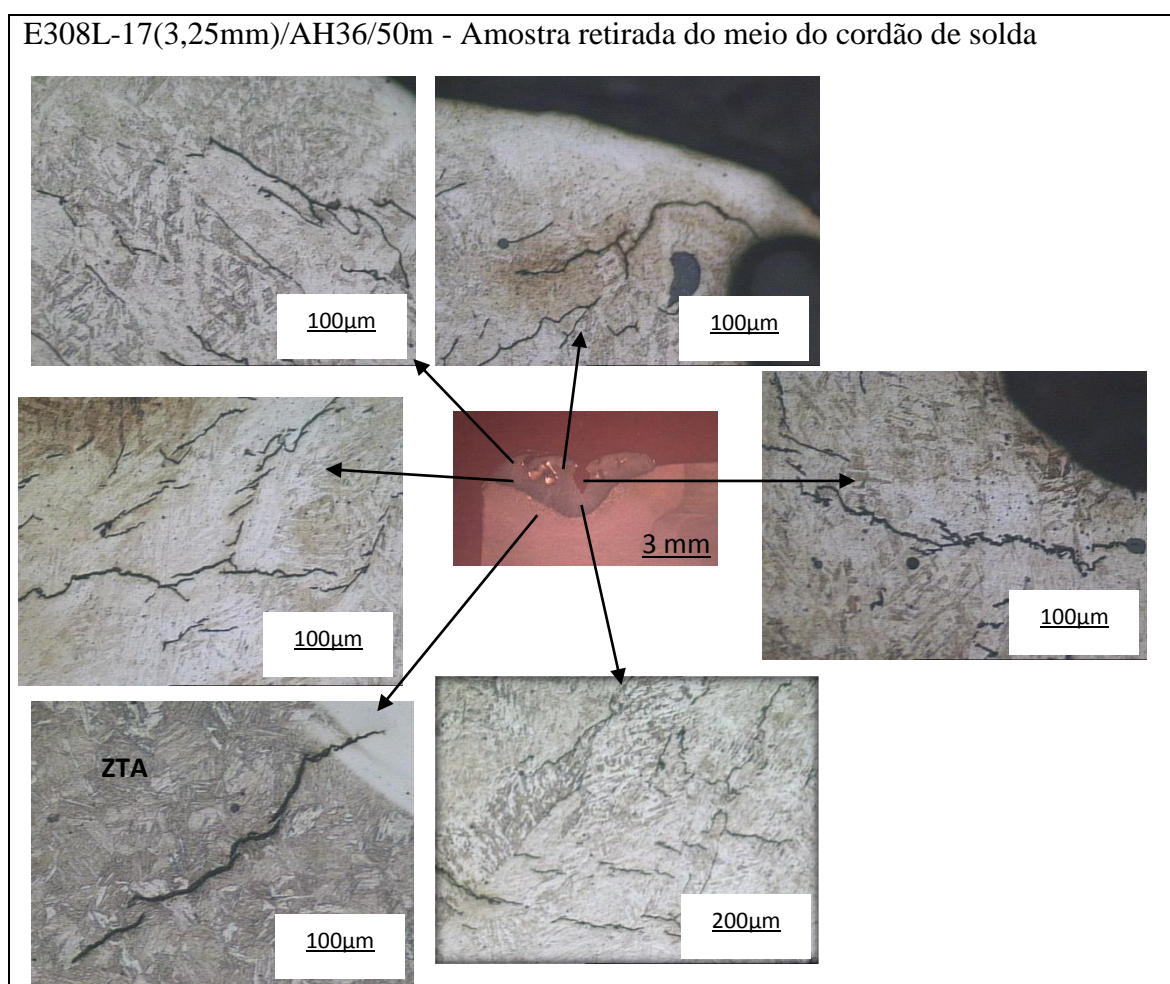


FIGURA 4.37. - Trincas no cordão de solda.

As trincas no topo do cordão de solda, nos contornos de grão, acompanhando o crescimento dendrítico e nas interfaces aparecendo como macrotrincas podem ser associadas a problemas durante a solidificação (LIPPOLD e SAVAGE, 1982; KUJANPÄÄ et al., 1986; LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Enquanto que, em soldas dissimilares, as trincas paralelas a

linha de fusão na interface (Metal de Solda/ZTA) podem ser associadas ao hidrogênio difusível (MAGUDEESWARAN et al., 2008; KUZMIKOVA et al., 2013). As trincas que atravessam a ZTA e se propagam para o metal de solda são resultado da fase líquida presente na zona fundida relacionado a problemas na solidificação também (LIPPOLD, 1994).

As trincas na região central do metal de solda apresentam características mistas, sendo algumas perpendiculares e outras paralelas a linha de fusão, sendo por isso difícil definir o fator preponderante na formação destas trincas, que podem tanto ser trincas a quente como trincas a frio.

Nenhum cordão de solda depositado com E316L-17 e E308L-17 apresentou na ZTA trincas associadas ao hidrogênio, que segundo Brown (2006) em aços baixo teor de carbono as trincas induzidas pelo hidrogênio seriam finas, ramificadas, subsuperficiais e perpendiculares a tensão residual de contração resultante da solidificação e ocorreria, principalmente, em aços com $CE > 0,4$ (GARASIC et al., 2010), tais trincas a frio na ZTA, caso ocorressem, apareceriam paralelas a linha de fusão (KOU, 2003).

Brooks e Thompson (1991) afirmam que a ferrita delta nos contornos de grão da austenita atuam como barreira a propagação das trincas, mas este efeito não permanece caso a fase primária seja a austenita, pois as impurezas tendem a segregar nos contornos de grão da austenita como observado por Ciezlak e outros (1982) e Goodwin (1987). Isto pode explicar a presença das trincas nas regiões bifásicas, que contém austenita primária. Rowe e outros (1999) também já haviam demonstrado que a martensita era prejudicial as soldas dissimilares quando presente na interface com o metal de solda, sendo esta fase frágil presente próximo a linha de fusão nas soldas com E316L-17 e E308L-17 onde ocorreram as trincas paralelas a linha de fusão.

Em todas as amostras soldadas à 50m e 90m de profundidade foi evidenciada a presença de trincas no metal de solda, conforme pode ser observado na FIG. 4.38, que mostra que pelo menos em uma região da zona fundida (topo, meio ou raiz/linha de fusão) ou na ZTA, houve a ocorrência de fissuração. A presença de trincas em soldas com eletrodos E308L e E316L prejudicam a ductilidade do material, contribuindo para a deterioração das propriedades mecânicas da solda (CUI et al., 2006).

5 CONCLUSÕES

Da análise dos cordões de solda depositados com eletrodos E316L-17 e E308L-17 de 3,25mm de diâmetro e eletrodo E308L-17 de 4,00mm de diâmetro em metal de base ASTM AH36 e ASTM A36 produzidos em polaridade direta, em profundidades de 10m, 50m e 90m, nas condições trabalhadas neste trabalho, pode-se inferir que:

Em relação a aparência dos cordões de solda analisados por inspeção visual constatou-se que os cordões de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17 até 10 metros de profundidade apresentaram aparência superficial satisfatória, mas inferior ao observado nos cordões de solda produzidos com E6013 nas mesmas condições de soldagem. À 50 e 90 metros de profundidade não se formou cordões de solda aceitáveis com os eletrodos E316L-17 e E308L-17, que apresentaram porosidade superficial excessiva.

Durante a produção dos cordões de solda foi percebido que com o aumento da profundidade de soldagem, ou seja, com o aumento da pressão hidrostática aumenta-se a quantidade de respingos liberados no processo.

Em relação a geometria do cordão de solda avaliado pelas macrografias da seção transversal concluiu-se que a penetração média aumenta com a profundidade de soldagem para os cordões de solda em aço ASTM AH36 com eletrodos E308L-17 e E316L-17 de 3,25 de diâmetro e reduz nos cordões de solda com E308L-17 de diâmetro de 4,00mm. A penetração manteve-se maior para os cordões de solda depositados sobre aço ASTM A36 e eletrodos E316L-17 e E308L-17 de 3,25mm de diâmetro.

Em relação aos defeitos presentes no metal de solda e avaliados pelas macrografias da seção transversal concluiu-se que a porosidade aumenta com a profundidade de soldagem para os cordões de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17, sendo que á 10 metros de profundidade ela foi maior para os cordões de solda sobre aço ASTM A36 com eletrodos de menor diâmetro e maior para o aço ASTM AH36 para o eletrodo de maior diâmetro.

À 50 e 90 metros de profundidade a maior porosidade ocorre em cordões de solda com E308L-17 em aço ASTM AH36, que apresenta maior CE, onde a altura do reforço também é maior. Numa mesma profundidade de soldagem percebeu-se que a porosidade aumenta com o aumento da corrente de soldagem para os cordões de solda com E308L-17 (\emptyset 3,25mm), sendo que o mesmo não ocorre para metal de solda depositado com E316L-17 e E308L-17(\emptyset 4,00mm).

Os cordões de solda com E316L-17 e E308L-17 produzidos em condições subaquáticas apresentam mais defeitos que os cordões de solda soldados em condições atmosféricas, visto que não foi percebido porosidade nas macrografias e nem trincas nas micrografias obtidas por microscopia ótica.

Pelas micrografias da zona fundida pode-se concluir que todos os cordões de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17 em aço ASTM AH36 e A36 soldados a 10m, 50m, e 90m de profundidade apresentam evidências de formação de martensita na microestrutura, com metal de solda com dureza elevada que superam 400HV em diversas amostras.

Todos os cordões de solda com E316L-17 e E308L-17 apresentaram trincas no metal de solda. As trincas ocorreram no topo do cordão de solda acompanhando a orientação de crescimento dos grãos da zona fundida perpendicularmente a linha de fusão, referenciados na literatura como evidência de trincas de solidificação. Trincas paralelas a linha de fusão no metal de solda também ocorreram sendo citadas na literatura como associadas ao hidrogênio.

A região central do metal de solda com eletrodos E316L-17 e E308L-17 apresentam trincas com diferentes características não sendo possível definir se é uma trinca de solidificação ou trinca induzida pelo hidrogênio.

Em relação a ferrita delta medida por ensaio magnético percebeu-se que os resultados obtidos extrapolaram os valores já evidenciados na literatura, tal fato pode ter acontecido devido a metodologia empregada para a execução do ensaio, que forneceu uma área muito pequena e próxima do metal de base, que pode ter influenciado nos resultados.

De modo geral, concluiu-se que os eletrodos E316L-17 e E308L-17 não são indicados para soldagem subaquática molhada com os parâmetros e condições trabalhados nesta pesquisa onde se deseja baixa porosidade e não ocorrência de trincas no metal de solda.

5.1 Proposta para trabalhos futuros

Propõem-se para futuras pesquisas avaliar outros consumíveis da série 300. Como recurso para se evitar a formação de martensita e trincas de solidificação sugere-se estudar o emprego de pré-aquecimento na soldagem subaquática molhada com eletrodos revestidos E316L-17 e E308L-17.

Em soldagem dissimilar de aços estruturais ASTM AH36 e A36 para se evitar trincas a frio no metal de solda na interface com a zona termicamente afetada sugere-se avaliar cordões de solda sem diluição com o metal de base.

Em relação ao tipo de trinca presente no metal de solda depositado com eletrodos E316L-17 e E308L-17 em aços estruturais ASTM AH36 e A36 indica-se realizar testes específicos para trincas de solidificação (teste Varestraint) e trincas induzidas pelo hidrogênio (teste CTS, ensaio Tekken, entre outros) e, posterior, análise de superfície de fratura para confirmação do fator que influencia a nucleação e propagação de trincas nestes cordões de solda.

Além disso, para contribuir na análise das trincas associadas ao hidrogênio indica-se realizar teste para determinação do hidrogênio difusível e residual no metal de solda, ensaio de difração de raio-X e microscopia eletrônica de varredura para confirmar os constituintes formados na microestrutura.

ABSTRACT

The underwater wet welding with covered electrodes is the most used option in the repair and maintenance of structures and ships in the aquatic environment. In this process, direct contact with the water promotes the formation of porosity due to vapors generated by the arc and cracks due to solidification at higher cooling rates than those obtained in the air welding. In an attempt to reduce the occurrence of these problems in wet welding structural steels evaluated the use of commercial rutile electrodes that produce austenitic stainless steel weld metal in low carbon steel ASTM A36 and AH36 welded in depths of 10, 50 and 90 meters. Welds were produced in the atmospheric and underwater conditions with two electrodes AWS classified as E316L-17 and E308L-17, which were compared with results obtained with commercial electrode AWS E6013. The welds were evaluated by visual inspection, and macrography micrography of the cross section for analysis of the geometry and the presence of pores or cracks. The Vickers hardness test and the delta ferrite percentage with magnetic tests were also done. The results showed that in any depth welding no occurrence of cracks in the weld metal with stainless electrodes and tested under certain conditions there is formation of cracks in the heat-affected zone. Moreover, with these stainless steel electrodes were generated welds with greater fraction of pores, hardness than the base metal and surface quality lower than those obtained for welds with AWS E6013 electrode and the weld beads produced on the air. It could be concluded that the AWS E316L-17 electrodes and E308L-17 used are not suitable for wet welding in direct polarity, because besides the defects there is generation of spatter in the process.

Key words: Underwater wet welding with covered electrodes, cracks, porosity and splash.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AGUIRRE, H. V. M., SODRÉ, R. M. R., PEREIRA, G., NASCIMENTO, S., MOTA, C. A. M. Estudo microestrutural em soldas dissimilares com o aço inoxidável austenítico 316L em um aço ABNT 1020. In: 21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2014, Cuiabá, Mato Grosso, Anais. Cuiabá: 21º CBECIMAT, 2014, p.8203-8210.
2. ALVES, J. M. Análise da transformação martensítica e tensão residual em um aço inoxidável 304L. Dissertação (Mestre em Ciência dos Materiais) - Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2014.
3. ANAND, A. e KHAJURIA, A. Welding Process in Marine Applications: A Review. International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research, vol. 2, n. 1, p. 215-225, Jan/2013.
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, Trondeheim, p. 255-261, 1983.
5. ANDRADE, L. G. D., DIAS, W. C., RIBEIRO, L. F., BRACARENSE, A. Q., PESSOA, E. C. P., LIU, S. Efeito do teor de carbono no metal de base e da alma do eletrodo revestido sobre a porosidade em soldas molhadas. Revista Soldagem e Inspeção, São Paulo, vol. 15, n. 2, p.156-164, Abr-Jun/2010.
6. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 384 - Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials, 2011.
7. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM E 92 - Standard test method for Vickers hardness of metallic materials, 2003.

8. AMERICAN WELDING SOCIETY / AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE - AWS/ANSI A5.4/A5.4M - Specification for stainless steel electrodes for shielding metal arc welding, 2006.
9. AMERICAN WELDING SOCIETY / AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE - AWS/ANSI B 1.11M/B1.11 - Guide for the visual examination of welds, 2015.
10. AMERICAN WELDING SOCIETY / AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE - AWS/ANSI D1.1 - Structural Welding Code - Steel, 2000.
11. AMERICAN WELDING SOCIETY / AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE - ANSI/AWS D3:6M - Underwater Welding Code, 2010.
12. AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS. Welding Handbook: Materials and Applications, Part 1, vol. 4. 9 Ed. Miami: American Welding Society, 2011, 695p.
13. ASM HANDBOOK - Welding, Brazing and Soldering. ASM International, vol. 6, 1993.
14. BAILEY, N., COE, F. R., GOOCH, T. G., HART, P. H. M., JENKINS N., PARGETER, R. J. Welding Steels Without Hydrogen Cracking. 2 Ed., Ed. EUA: Woodhead Publishing Ltda, 1993.
15. BARROS, I. F. Soldagem dissimilar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L por meio do processo TIG autógeno utilizando corrente pulsada. 197p. Dissertação (Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.
16. BEACHEM, C. D. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen “embrittlement”). Metallurgical Transactions, vol. 3, n. 2, p.441-455, Fev/1972.
17. BRACARENSE, A. Q., PESSOA, E. C., SANTOS, V. R., MONTEIRO, M. J., RIZZO, F. C., PACIORNIK, S., REPPOLD, R., DOMINGUES, J. R., VIEIRA, L. A. Estudo comparativo de eletrodos comerciais para soldagem subaquática molhada. Soldagem e Inspeção. São Paulo, vol. 15, n. 4, p. 325-335, Out/Dez 2010.

18. BROOKS, J. A., THOMPSON, A. W. Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Welds. *International Material Reviews*, vol. 36, n° 1, p. 16-44, 1991.
19. BROOKS, J. A., WILLIAMS, J. C., THOMPSON, A. W. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. *Metallurgical Transactions A*, vol. 14, n. 7, p.1271-1281, Jul/1983.
20. BROWN, I. H. The role of microsegregation in centerline cold cracking of high strength low alloy steel weldments. *Scripta Materialia*, vol. 54, p.489-492, 2006.
21. CARY, H. B. e HELZER, S. C. *Modern Welding Technology*. Upper Saddle River, New Jersey: Pearson Education, 2005.
22. CHRISTENSEN, N. *The Metallurgy of Underwater Welding: Underwater Welding*, IIW Conference, Troadheim, Norway. Nova York: Pergamon Press, 1983. p. 71-94.
23. CIEZLAK, M., RITTER, A., SAVAGE, W. Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless steel weld metals. *Welding Journal*, v.61, n. 1, p.1-8, 1982.
24. COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 4 ed. São Paulo: Edgar Blucher, 2008. 652p.
25. CUI, Y., LUNDIN, C. D., HARIHARAN, V. Mechanical behavior of austenitic stainless steel weld metals with microfissures. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 171, p.150-155, 2006.
26. DAVID, S. A. Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. *Welding Research Supplement, Supplement to the Welding Journal: American Welding Society and the Welding Research Council*. 63s-71s, Abr/1981.
27. DAVIS, J. R. *ASM Specialty Handbook: Stainless Steels*. ASM International: Materials Park, 1994, 576p.

28. DAVIS, J. R. Chapter 9: Corrosion of dissimilar metal weldments. In: ASM - Corrosion of Weldments. EUA: ASM International, 2006, p.169-175.
29. DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. Welding Journal, Mar/1992.
30. ELIAS, M. S. Avaliação metalúrgica da soldagem de revestimento inox austenítico sobre aço SAE 4130. 2013. 125p. Dissertação (Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2013.
31. ELMER, J. W., ALLEN, S. M., EAGAR, T. W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. Metallurgical Transactions A, vol. 20A, p. 2117-2131, Out/1989.
32. ESAB: Apostila de Eletrodos Inoxidáveis. Disponível em: http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901101rev0_apostilaeletrodosinoxidaveis_nova.pdf. Acesso em: Julho de 2014.
33. FERISTSCOPE. Disponível em: http://www.helmut-fischer.de/fileadmin/user_upload/default/Brochures/de-german/BROC_FMP30_FERITSCOP E_901-039_de.pdf . Acesso em: Mar/2016.
34. FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steel. New York: Springer-Verlag, 1988, 279p.
35. FUKAI, Y. The metal hydrogen system - basic bulk properties. Springer - Verlag, 1993.
36. FYDRYCH, D. Cold cracking of steel welded in water environment. Przegląd Spawalnictwa. Welding Technology Review: Out/2012.
37. FYDRYCH, D., LABANOWSKI, G., ROGALSKI, J. H., TOMKÓW, A., ŚWIERCZYŃSKA, A., JAKOBCZAK, L. K. Weldability of S500MC Steel in Underwater Conditions. Advances in Materials Science, vol. 14, n. 2, ed. 40, p. 37-44, Jun/2014.

38. FYDRYCH, D., ROGALSKI, G. Effect of shielded-electrode wet welding conditions on diffusion hydrogen content in deposited metal. *Welding International*, vol. 25, n. 3, p. 166-171, 2011.
39. FYDRYCH, D., SWIERCZYNSKA, G., ROGALSKI, G. Effect of underwater wet welding conditions on the diffusible hydrogen content in deposited metal. *La Metalurgia Italiana*, n. 11-12, p.47-52, 2015.
40. GARASIC, I., KRAJL, S., KOZUH S. Investigation into cold cracking in underwater wet welding of API 5L X70 steel. *Transactions of FAMENA*, vol. 33, n. 3, p. 25-34, 2009.
41. GARASIC I., KRALJ, S., KOZUH, Z., PACAK, M. Analysis of underwater repair technology on the jack-up platform spud can. *Brodo Gradnja*, vol. 61, n. 2, p. 153-160, 2010.
42. GOOCH, T. G. Properties of underwater welds. Part 1 - Procedures Trial. *Metal Construction*, vol. 8, p. 164-167, England, Mar/1983.
43. GOODWIN, G. M. Development of a new hot-cracking test - test Sigmajig. *Welding Research Supplement*, p. 33s-38s, 1987.
44. GRONG, O., OLSON, D. L., CHRISTENSEN, N. On the Carbon Oxidation in Hyperbaric MMA Welding. *Metal Construction*, vol. 17, p. 810R-814R, 1985.
45. GRANJON, H. Underwater Welding Soudage sous l'Eau: Proceedings of the International Conference Held at Trondheim. Norway: Pergamon Press, Jun/1983. 402p.
46. GUO, N., FU, Y., FENG, J., DU, Y., DENG, Z., WANG, M., TANG, D. Classification of Metal Transfer Mode in Underwater Wet Welding. *Welding Journal*, vol. 95, p. 133-140, Abr/2016.
47. GUO, N.; YONGPENG, D.; FENG, J.; GUO, W.; ZONGQUAN, D.; Study of underwater wet welding stability using an X-ray. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 225, p. 133-138, 2015a.

48. GUO, N.; YANG, Z.; WANG, M.; YUAN, X.; FENG, J. Microstructure and Mechanical Properties of an Underwater Wet Welded Dissimilar Ferritic/Austenitic Steel Joint. *Strength of Materials*, vol. 47, n. 1, p. 12-18, Jan/2015b.
49. IBARRA, S., GRUBBS, C. E., LIU, S. State of the art and Practice of Underwater wet welding of steel. In: *International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures*. New Orleans, USA, Anais. New Orleans, 1994.
50. IBARRA, S. LIU, S. e OLSON, D. L. Underwater Wet Welding of Steels, *Welding Research Council Bulletin*, n. 401, p. 1-39, Mai/1995.
51. ISIKLAR, Y. V. e GIRGIN, I. Numerical Modelling of Underwater Welding. *Journal of Naval Science and Engineering*, vol. 7, n. 2, p. 11-29, 2011.
52. JOHNSON, R. L. The Effect of Water Temperature on Underbead Cracking of Underwater Wet Weldments. 1997. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Naval Postgraduate School, California, Monterrey, Set/1997.
53. JOSEPH, B., KATHERASAN, D., SATHIYA, P., SRINIVASA MURTHY, C. V. Weld metal characterization of 316L(N) austenitic stainless steel by electron beam welding process. *International Journal of Engineering, Science and Technology*, vol. 4, n. 2, p.169-176, 2012.
54. KEATS, D. J. *Underwater Wet Welding — A Welder's Mate*. Speciality Welds Ltd., 2005.
55. KEJELIN, N. Z. Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares. 2006. 126p. Dissertação (Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de Santa Catarina, Florianópolis, 2006.
56. KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, A. J. A., BOHÓRQUEZ, C. E. N. Soldagem dissimilar do aço X-60 com inonel 625. Disponível em:< http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: Agosto de 2016.

- 57.** KOTECKI, D. J., SIEWERT, T. A. WRC - 1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Research Supplement, Supplement to the Welding Journal: American Welding Society and the Welding Research Council*, 171s-178s, Mai/1992.
- 58.** KOU, S., *Welding Metallurgy*. 2 Ed. New Jersey: John Wiley and Sons, 2003. 461p.
- 59.** KUJANPÄÄ, V. P., DAVID, S. A., WHITE, C. L. Formation of hot cracks in austenitic stainless steels welds - Solidification cracking. *Welding Research Supplement, Supplement to the Welding Journal: American Welding Society and the Welding Research Council*, p. 203s-212s, 1986.
- 60.** KUZMIKOVA, L., HUIJUN, L., NORRISH, J., PAN, Z., LARKIN, N. Development of safe optimized welding procedures for high strength Q&T steel welded with austenitic consumables. *Revista Soldagem e Inspeção*, vol. 18, n. 2, p.169-175, Abr-Jun/2013.
- 61.** LABANOWSKI, J. Development of Under-water Welding Techniques. *Welding International*, vol. 25, n. 12, p. 933-937, Dez/2011.
- 62.** LABANOWSKI, J., FYDRYCH, D., AND ROGALSKI, G. Underwater welding – A review. *Processing Technology* 224, p. 40–48, 2008.
- 63.** LIPPOLD, J. C. Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steel. *Welding Research Supplement*, 129s-139s, Jun/1994.
- 64.** LIPPOLD, J. C. e KOTECKI, D. J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*. New Jersey: John Wiley & Sons Inc., 2005, 357p.
- 65.** LIPPOLD, J. C. e SAVAGE, W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: part 2 - The effect of alloy composition on ferrite morphology. *Welding Research Supplement*, p.48s-58s, Fev/1980.

- 66.** LIPPOLD, J. C. e SAVAGE, W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: part III - The effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility. *Welding Research Supplement*, p. 388s-396s, Dez/1982.
- 67.** LIU, S. Fundamentos de soldadura humeda. Seminário de soldadura humeda. Campeche, México, 1999.
- 68.** LIU, S., POPE, A., DAEMEN, R. Welding consumables and weldability. In: *International Workshop on Underwater Welding of Marine Structures*, 1994, Louisiana, USA. *Anais. Louisiana*: 1994, p.321-350.
- 69.** LO, K. H., SHEK, C. H., LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering Reports: A Review Journal*, vol. 65, p.39-104, 2009.
- 70.** LOURENÇATO, L. A. Estudo da influência dos parâmetros do teste varestraint e dos formatos da poça de fusão nas trincas de solidificação. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.
- 71.** MACHADO, I. G., *Soldagem e Técnicas Conexas: Processos*. Porto Alegre: 1996. 477p.
- 72.** MANNING, R. D. Analysis of Underbead Cracking in Underwater Wet Weldments on A516 Grade 70 Steel. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Naval Postgraduate School, Monterey, California, Set/1998.
- 73.** MARSHALL, A. W. Ferrite in Lean Austenitic Type 16.8.2 Stainless Steel Weld Metal. IIW Document: IXH-503, 2000. Disponível em: <<http://www.nickelalloys.com.br/Metrode%20CD%202011/Technical%20Literature/High%20Temperature/16.8.2%20-%20IIW%20Document%20IXH-503-2000.pdf>>. Acesso em: Jan/2015.

- 74.** MARTINS, W. P. Utilização da técnica de emissão acústica no estudo da trinca de hidrogênio na soldagem de um aço de alta resistência. Tese (Doutor em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2013.
- 75.** MATSUDA K., MASUMOTO, I., HASEGAWA M. Study on the crack sensitivity of mild steel welded joint by underwater welding. Proceedings of the International Conference Joining of Metals – 2”, Helsingor, Denmark, 1984.
- 76.** McEVILLY, A. J. e LE MAY, I. Hydrogen-assisted cracking. Materials Characterization, New York, vol. 26, p.253-268, 1991.
- 77.** McMAHON Jr., C. J. Hydrogen-induced intergranular fracture of steels. Engineering Fracture Mechanics, vol. 68, p. 773-788, 2001.
- 78.** MELO, R. H. F., COSTA, J., SANTA, R. A. C., MACIEL, T. M. Efeito do processo de soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem. REMAP - Revista Eletrônica de Materiais e Processos, vol. 7, n. 3, p.192-204, 2012.
- 79.** MIRANDA, P. E. V. Efeitos mecânico-metalúrgicos do hidrogênio no aço inoxidável austenítico. Tese (Doutorado) - Instituto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1987.
- 80.** MIRANDA, P. E. e RODRIGUES, J. Gases em metais e ligas - fundamentos e aplicações na engenharia. Editora didática e científica, 1994.
- 81.** MODENESI, P. J. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. São Paulo: Senai, vol. 1, 2001, 100p.
- 82.** MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., DAGOBERTO, B. S. Introdução a Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte : UFMG, 2012.
- 83.** MAGUDEESWARAN, G., BALASUBRAMANIAN, V., MADHUSUDHAN REDDY, G. Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched

and tempered steel weldments. *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 33, p. 1897-1908, 2008.

- 84.** NAKPRADIT, T. e POOPAT, B. Investigation of Diffusible Hydrogen Content and Microstructure Examination of Underwater Welding. *KMUTNB: International Journal of Applied Science and Technology*, vol. 3, n. 3, p. 45-51, 2010.
- 85.** NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds - Part 2: On-cooling transformations. *Welding Research Supplement to The Welding Journal*, p.267s-277s, Out/2000.
- 86.** NEVES, M. D. M., L. A., BERRETA, J. R., ROSSI, W., JÚNIOR, N. D. V. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. *Revista Soldagem e Inspeção*, São Paulo, vol. 14, n. 2, p.104-113, Abr-Jun/2009.
- 87.** OLIVEIRA, S. P. Concentração crítica para a fragilização por hidrogênio em aço. Tese (Doutorado) - Instituto Luiz Coimbra de Pós-graduação e Pesquisa em Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2002.
- 88.** PADILHA, A. F. *Materiais de Engenharia, Microestrutura e Propriedades*. Curitiba - PR: Hemus Editora, 2000, 349p..
- 89.** PARK, D., MAROEF, I. S., LANDAU, A., OLSON, D. L. Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds. *Welding Journal: Welding Research*, p. 27s-35s, Fev/2002.
- 90.** PERDOMO, L., BRACARENSE, A., PESSOA, E., QUINTANA, R. Factibilidad de mejorar el desempeño de los electrodos rutílicos, para la soldadura subacuática mojada, sólo modificando la primera capa barniz. In: XXXIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem. Caxias do Sul, São Paulo, 2007. Anais. Caxias do Sul: ABS - Associação Brasileira de Soldagem, 2007.
- 91.** PESSOA, E. C. P. Estudo comparativo do desempenho de eletrodos revestidos comerciais E6013, E7018 e E7024 em soldagem subaquática molhada. 2003. 100p. Dissertação

(Mestre em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

92. PESSOA, E. C. P., BRACARENSE, A. Q., LIU, S., PEREZ, F. Estudo comparativo do desempenho de eletrodos revestidos E6013, E7024 e E7018 em soldagem subaquática em água doce do aço A36 à profundidades de 50 e 100 metros. In: 2º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2003, Uberlândia, Minas Gerais. Anais. Uberlândia: ABCM, 2003.

93. PESSOA, E. C. P., RIBEIRO, L. F., BRACARENSE, A. Q., DIAS, W. C., ANDRADE, L. G. D., LIU, S., SANTOS, V. R. MONTEIRO, M. J. Arc Stability Indexes Evaluation on Underwater Wet Welding. In: Proceedings of the 29th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE10, 2010, Jul/2010, Shanghai, China. Anais. Shanghai: OMAE10, 2010.

94. QUEIROZ, A.; PEREIRA, C. E; PERDOMO, L.; QUINTANA, R. Influencia de la Composición Física de la Capa de Barniz Impermeabilizante de Electrodo Rutílicos Sobre la Porosidade en la Soldadura Subacuática Mojada. Revista Facultad Ingeniería Universidad Antioquia, n. 50, p. 51-62, Dez/2009.

95. REDDY, G. M., MOHANDAS, T., SARMA, D. Cold Cracking Studies on Low Alloy Steel Weldments: Effect of filler metal composition. Science and Technology of Welding and Joining, vol 8, n. 6, p. 407-414, 2003.

96. ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. Welding Research - Supplement to The Welding Journal, 31s-37s, Fev/1999.

97. SALUJA, R e MOEED, K. M. Assessment of Delta ferrite for SA 240 type 304L austenitic weld metal using different filler materials. International Journal of Scientific & Engineering Research, vol. 7, n. 2, p.493-498, Fev/2016.

98. SANCHEZ-OSIO, A., LIU S. e OLSON, D. L. Designing Shielded Metal Arc Consumables for Underwater Wet Welding in Offshore Applications", Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Transactions of the ASME, vol. 1, n.17, Ago/1995.

- 99.** SANTOS, M. T. Determinação da emissividade e análise microestrutural do aço inoxidável martensítico ASTM A743 CA6NM decorrente da soldagem GMAW em múltiplos passos com metal de deposição AWS 410NiMo. 117p. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, 2013.
- 100.** SAVAGE, W.F., NIPPES, E.F. E SZEKERES, E.S. Hydrogen Induced Cold Cracking in a Low Alloy Steel, *Welding Journal*, vol. 55, n. 9, p.276s-283s, 1976.
- 101.** SHANKAR, V., GILL, T. P. S., MANAN, L. S., SUNDARESAN, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Sadhana*, vol. 28, n. 3-4, p. 359-382, 2003.
- 102.** SHEAKLEY, B. J. Effect of water depth on the underwater wet welding of ferritic steels using austenitic Ni-based alloy electrodes. 2000. Naval Postgraduate School, MS thesis, Monterrey, California, 2000.
- 103.** SHIZARDI, A. A., BHADSHIA, H. K. D. H., KARLSSON, L., WITHERS, P. J. Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, n. 6, p.559-565, 2009.
- 104.** SILVA, E.A. Underwater Welding and Cutting, *Metals Handbook*. 9 Ed. American Society of Metals: vol. 6, 1983.
- 105.** SILVA, R. R. Avaliação da zona termicamente afetada de um aço inoxidável supermartensítico. 104p. Dissertação (Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.
- 106.** SILVA, W. C. D., BRACARENSE, A. Q., PESSOA, E. C. P. Efeito da Profundidade de Soldagem no Hidrogênio Difusível de Soldas Molhadas. *Revista Soldagem e Inspeção*, vol. 17, n. 4, p. 298-305, Out/Dez 2012.
- 107.** SOUZA, A. G. e BRACARENSE, A. Q. Teor de oxigênio em cordões de solda dissimilar produzidos pelo processo de soldagem subaquática molhada. In: XLI CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2015, Salvador, Anais. Salvador: ABS - Associação Brasileira de Soldagem, 2015.

- 108.** SOUZA, G. C., PARDAL, J. M., TAVARES, S. S., FONSECA, M. P. C., MARTINS, J. L. F., MOURA, E. P., FILHO, I. C. Avaliação da proporção de fases em juntas soldadas de tubulações de aço inoxidável duplex mediante aplicação de ensaios não destrutivos. *Revista Soldagem e Inspeção*, São Paulo, vol. 18, n. 2, p.158-168, Abr-Jun/2013.
- 109.** STEEN, W. M. *Laser Material Processing*. Nova York: Springer - Verlag, 1991.
- 110.** SUGA, Y. e HASUI, A. On formation of porosity in underwater weld metal. *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 17, n. 1, 1986.
- 111.** SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. *Metallurgical Transactions American Society for Metals and The Metallurgical Society of Aime*, vol. 11a, p. 717-725, maio/1980.
- 112.** TSAI, C. e MASUBUCHI, K. Mechanism of rapid cooling in underwater welding. *Applied Ocean Research*, vol. 1, n. 2, p. 99-110, 1979.
- 113.** TURNBULL, A. e HUTCHINGS R. B. Analysis of hydrogen atom transport in a two-phase alloy. *Materials Science and Engineering*, A177, ELSEVIER, p.161-177, 1994.
- 114.** VIANNA, C.S., CHICOT, D., LESAGE, J., MIRANDA, P.E.V. Difusão de Hidrogênio na Martensita. *Revista Matéria*, v. 9, n. 1, pp. 1-12, 2004.
- 115.** VIEIRA, F. D. Modificação Microestrutural do Aço Inoxidável Austenítico Causada pelo Processo de Soldagem Subaquática. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.
- 116.** YAN, Y., YAN, YU, HE, Y., LI, J., SU, Y., QIAO, L. Hydrogen-induced cracking mechanism of precipitation strengthened austenitic stainless steel weldments. *International Journal of Hydrogen Energy*, vol. 40, p.2404-2414, 2015.
- 117.** ZIEWIEC, A., ZIELÍNSKA-LIPIEC, A., TASAK, E. Microstructure of welded joints of X5CrNiCuNb16-4 (17-4 PH) martensitic stainless steel after heat treatment. *Achives of Metallurgy and Materials*, vol. 50, n. 3, p.965-970, 2014.

ANEXO A

Anexo A.1 - Certificados de qualidade dos eletrodos



CERTIFICADO DA QUALIDADE
Quality Certificate / Certificado de Calidad
Conforme ASMESFA5.01/2013 Programa(Schedule) G

Produto : <i>Product/Product</i>	OK 46.00 3,25 350,00 LT 20KG		Data de Produção : <i>Data/Fecha de Produccion</i>	06.08.2014	
Lote : <i>Heat Number/Produccion</i>	VT432E4425				
Classificação : <i>Classification/Clasificación</i>	AWS A5.1-04 ASME SFA5.1/ 2013 E6013				
Corpos de Prova de Metal Depositado <i>All-Weld Metal Test Assemblies/Cuerpos de Proba del Metal Depositado</i>					
Análise Química (%) <i>Chemical Analysis/Análisis Químico</i>					
C	Si	Mn	P	S	
0,064	0,230	0,370	0,015	0,009	
Cr	Ni	Mo	V		
0,016	0,028	0,003	0,014		
Propriedades Mecânicas Típicas <i>Typical Mechanical Properties / Propiedades Mecánicas Típicas</i>					
Resistência a Tração (MPa)/Tensile Strength/Resistencia a la Traccion			480		
Limite de Escoamento (MPa)/Yield Strength/Limite de Fluencia			410		
Alongamento (%)Elongation/Alargamiento			29		
Teste de Impacto CHARPY-V (J)/Impact Test/Ensayo de Impacto					
Temperatura (°C)/Temperature/Temperatura					
Teste de Filete <i>Fillet Weld Test / Ensayo de Filete</i>					
ATENDE AOS REQUISITOS SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS					
Qualidade Radiográfica <i>Radiographic Test/Calidad Radiográfica</i>					
GRAU 2		GRADE 2		GRADO 2	

FIGURA A.1. - Certificado de qualidade eletrodo E6013.



CERTIFICADO DA QUALIDADE
 Quality Certificate / Certificado de Calidad
 Conforme ASMESFA5.01/2013 Programa(Schedule) F

Produto : <i>Product/Product</i>	OK 61.30 3,25 350,00 4 CX 2,5KG				
Lote : <i>Heat Number/Produccion</i>	VT507E7013		Data de Produção : <i>Date/Fecha de Produccion</i>	09.02.2015	
Classificação : <i>Classification/Clasificación</i>	AWS A5.4-06 ASME SFA5.4/ 2013 E308-17 E308L-17				
Corpos de Prova de Metal Depositado <i>AB-Weld Metal Test Assemblies/Corpos de Prova de Metal Depositado</i>					
Análise Química (%) <i>Chemical Analysis/Análisis Químico</i>					
C	Si	Mn	P	S	
0,032	0,550	0,720	0,030	0,005	
Cr	Ni	Mo	Cu		
18,000	9,000	0,190	0,077		
Propriedades Mecânicas Típicas <i>Typical Mechanical Properties / Propiedades Mecánicas Típicas</i>					
Resistência a Tração (MPa)/Tensile Strength/Resistência a la Traccion			600		
Limite de Escoamento (MPa)/Yield Strength/Limite de Fluencia					
Alongamento (%) /Elongation/Alargamiento			42		
Teste de Impacto CHARPY-V (J)/Impact Test/Ensayo de Impacto					
Temperatura (°C)/Temperature/Temperatura					
Teste de Filete <i>Filet Weld Test / Ensayo de Filete</i>					
ATENDE AOS REQUISITOS			SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS		
Qualidade Radiográfica <i>Radiographic Tests/Calidad Radiografica</i>					
ATENDE AOS REQUISITOS			SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS		

FIGURA A.2. - Certificado de qualidade eletrodo E308L-17(3,25mm).



CERTIFICADO DA QUALIDADE
 Quality Certificate / Certificado de Calidad
 Conforme ASMESFA5.01/2013 Programa(Schedule) F

Produto : <i>Product/Productos</i>	OK 61.30 4,00 350,00 4 CX 2,5KG	Data de Produção : <i>Data/Fecha de Produccion</i>	09.02.2015
Lote : <i>Heat Number/Produccion</i>	VT507E7017		
Classificação : <i>Classification/Clasificación</i>	AWS A5.4-06 ASME SFA5.4/ 2013 E308-17 E308L-17		
Corpos de Prova de Metal Depositado <i>All-Weld Metal Test Assemblies/Corpos de Prova del Metal Depositado</i>			
Análise Química (%) <i>Chemical Analysis/Analisis Químico</i>			
C	Si	Mn	P
0,028	0,570	0,720	0,030
Cr	Ni	Mo	Cu
19,400	9,120	0,150	0,067
Propriedades Mecânicas Típicas <i>Typical Mechanical Properties / Propiedades Mecánicas Típicas</i>			
Resistência a Tração (MPa)/Tensile Strength/Resistencia a la Traccion	600		
Limite de Escoamento (MPa)/Yield Strength/Limite de Fluencia	42		
Alongamento (%) /Elongation/Alargamiento	42		
Teste de Impacto CHARPY-V (J)/Impact Test/Ensayo de Impacto			
Temperatura (°C)/Temperature/Temperatura			
Teste de Filete <i>Filet Weld Test / Ensayo de Filete</i>			
ATENDE AOS REQUISITOS SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS			
Qualidade Radiográfica <i>Radiographic Test/Calidad Radiografica</i>			
ATENDE AOS REQUISITOS SATISFY THE REQUIREMENTS ATIENDE A LOS REQUISITOS			

FIGURA A.3. - Certificado de qualidade eletrodo E308L-17(4,00mm).



CERTIFICADO DA QUALIDADE
 Quality Certificate / Certificado de Calidad
 Conforme ASME SFA5.01/2007ADENDA2009 Programa(Schedule) H

Produto : <i>Product/Producto</i>	OK 63.30 3,25 350,00 4 CX 2,5KG	
Lote : <i>Heat Number/Produccion</i>	VT216E2414	Data de Produção : <i>Date/Fecha de Produccion</i>
Classificação : <i>Classification/Clasificación</i>	AWS A5.4-06 ASME SFA5.4/ 2007AD2009 E316-17 E316L-17	
Corpos de Prova de Metal Depositado <i>All-Weld Metal Test Assemblies/Cuerpos de Prueba del Metal Depositado</i>		
Análise Química (%) <i>Chemical Analysis/Análisis Químico</i>		
C	Si	Mn
0,037	0,770	0,540
P	S	
0,028	0,014	
Cr	Ni	Mo
18,300	11,690	2,830
Cu		
		0,069
Propriedades Mecânicas Típicas <i>Typical Mechanical Properties / Propiedades Mecánicas Típicas</i>		
Resistência a Tração (MPa)/Tensile Strength/Resistencia a la Traccion		600
Limite de Escoamento (MPa)/Yield Strength/Limite de Fluencia		
Alongamento (%) /Elongation/Alargamiento		38
Teste de Impacto CHARPY-V (J)/Impact Test/Ensayo de Impacto		
Temperatura (°C)/Temperature/Temperatura		
Teste de Filete <i>Filet Weld Test / Ensayo de Filete</i>		
ATENDE AOS REQUISITOS	SATISFY THE REQUIREMENTS	ATIENDE A LOS REQUISITOS
Qualidade Radiográfica <i>Radiographic Test/Calidad Radiografica</i>		
ATENDE AOS REQUISITOS	SATISFY THE REQUIREMENTS	ATIENDE A LOS REQUISITOS

FIGURA A.4. - Certificado de qualidade eletrodo E316L-17.

ANEXO B

Anexo B.1 - Testes preliminares: Ângulo de Soldagem

TABELA B.1
Escolha do ângulo de soldagem.

Ângulo	Teste 1	Teste 2	Teste 3	Conclusão
45°	N	N	N	Inadequado
50°	N	N	N	Inadequado
55°	N	N	N	Inadequado
60°	A	A	A	Adequado
65°	A	N	N	Inadequado
Ângulo Escolhido				60°

Legenda: N – Não houve abertura do arco elétrico; A – Houve abertura do arco elétrico

Anexo B.2 - Testes preliminares: Polaridade de Soldagem

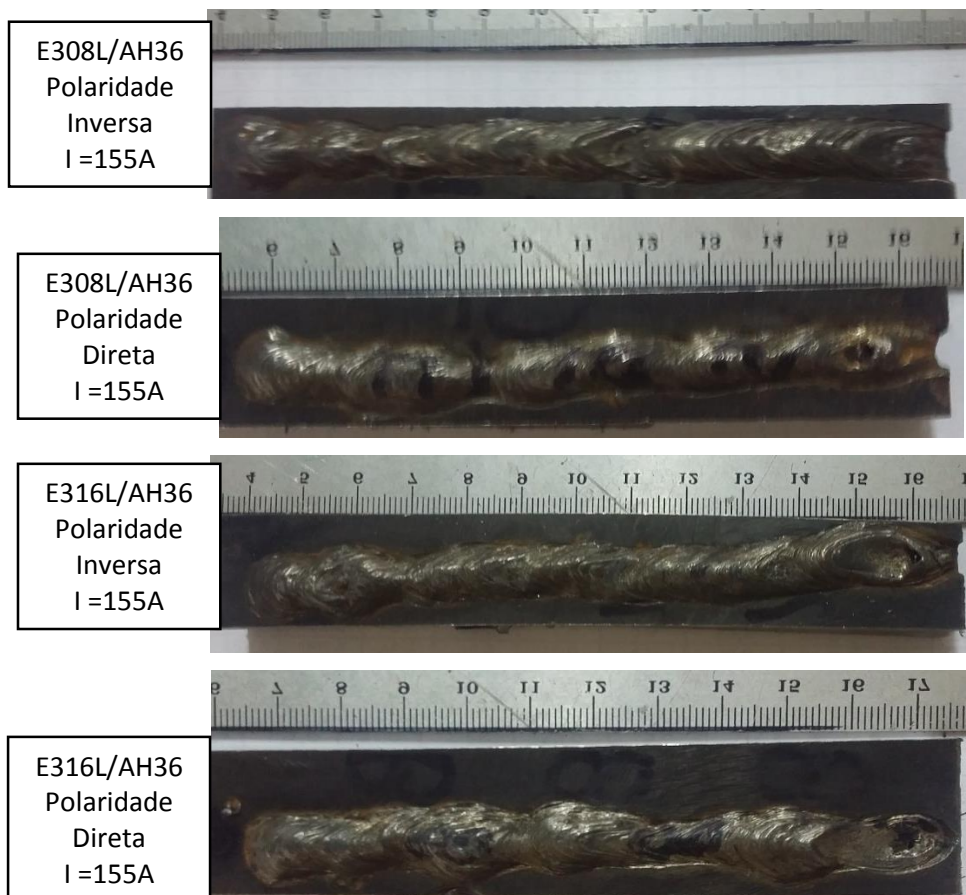


FIGURA B.1. - Cordões de solda com E316L e E308L(3,25mm) à 0,5 metros de profundidade.

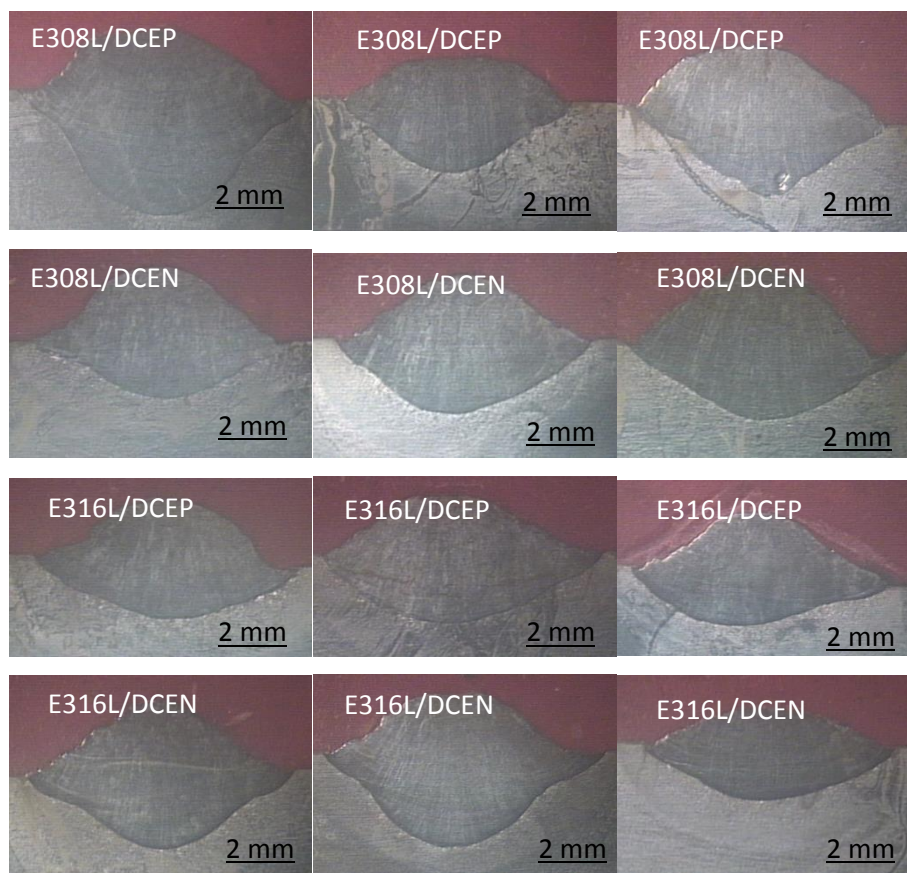


FIGURA B.2. - Macrografia dos cordões com E316L e E308L(3,25mm) à 0,5 metros de profundidade.

ANEXO C

Anexo C.1 - Cordões de solda sobre chapa de aço ASTM A36



FIGURA C.1. - Cordões de solda com E316L/A36.



FIGURA C.2. - Cordões de solda com E308L(3,25mm)/A36.



FIGURA C.3. - Cordões de solda com E308L(4,00mm)/A36.



FIGURA C.4. - Cordões de solda com E6013/A36.

ANEXO D

Anexo D.1 - Trincas no metal de solda

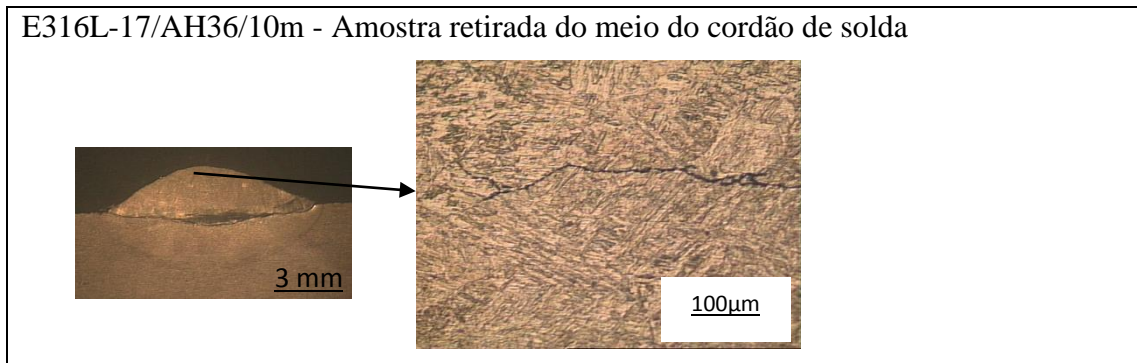


FIGURA D.1. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 10 metros de profundidade.

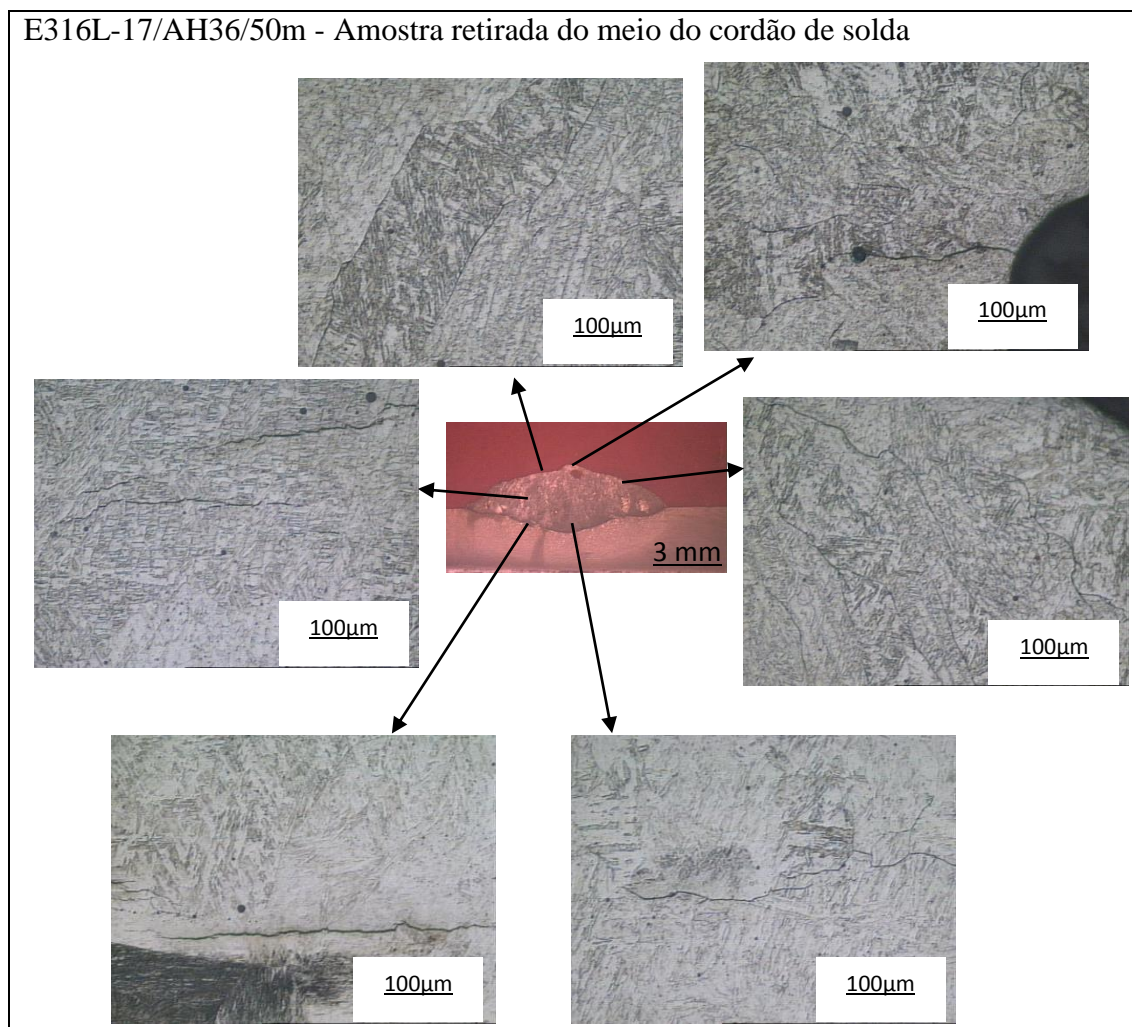


FIGURA D.2. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 50 metros de profundidade.

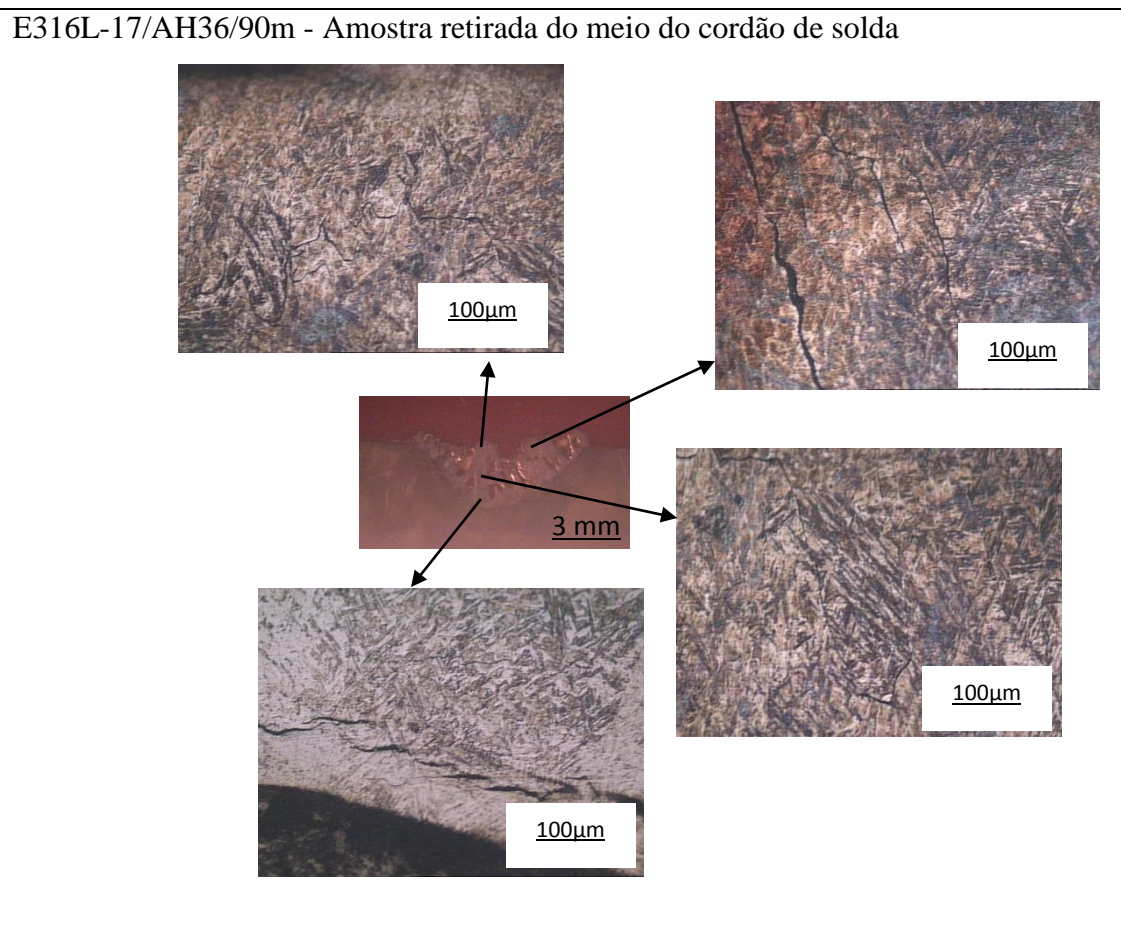


FIGURA D.3. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/AH36 à 90 metros de profundidade.

E316L-17/A36/10m - Amostra retirada do início do cordão de solda (amostra do meio do cordão de solda não apresentou trincas no metal de solda)

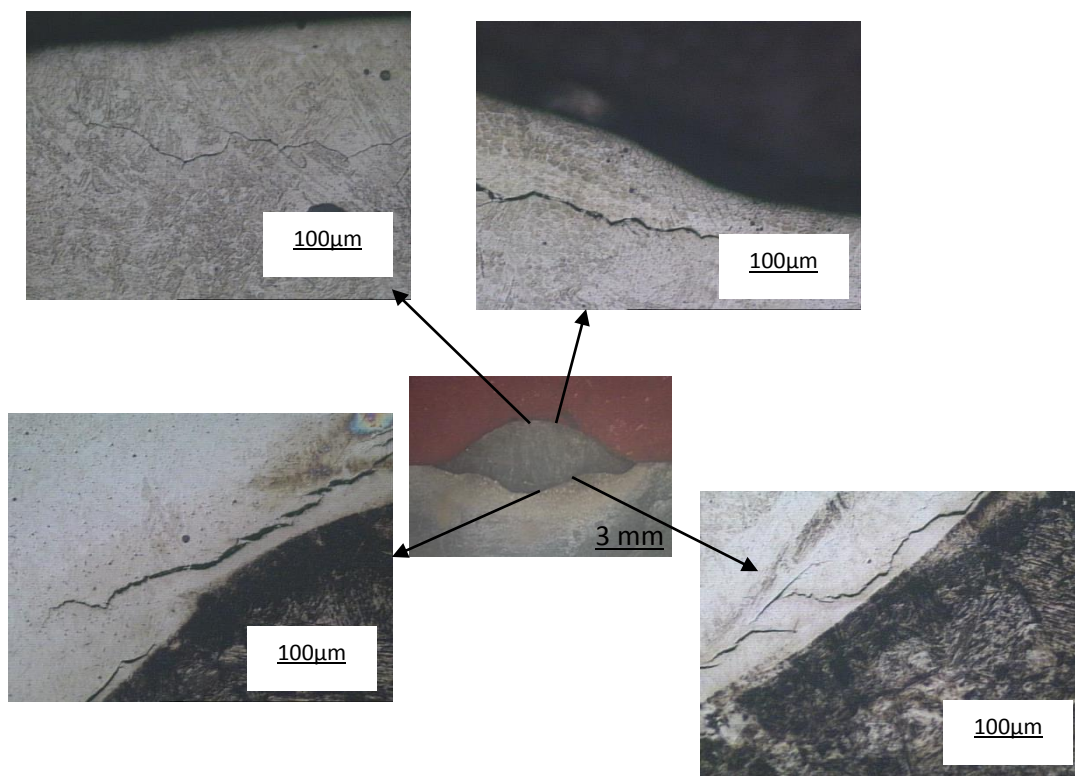


FIGURA D.4. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 10 metros de profundidade.

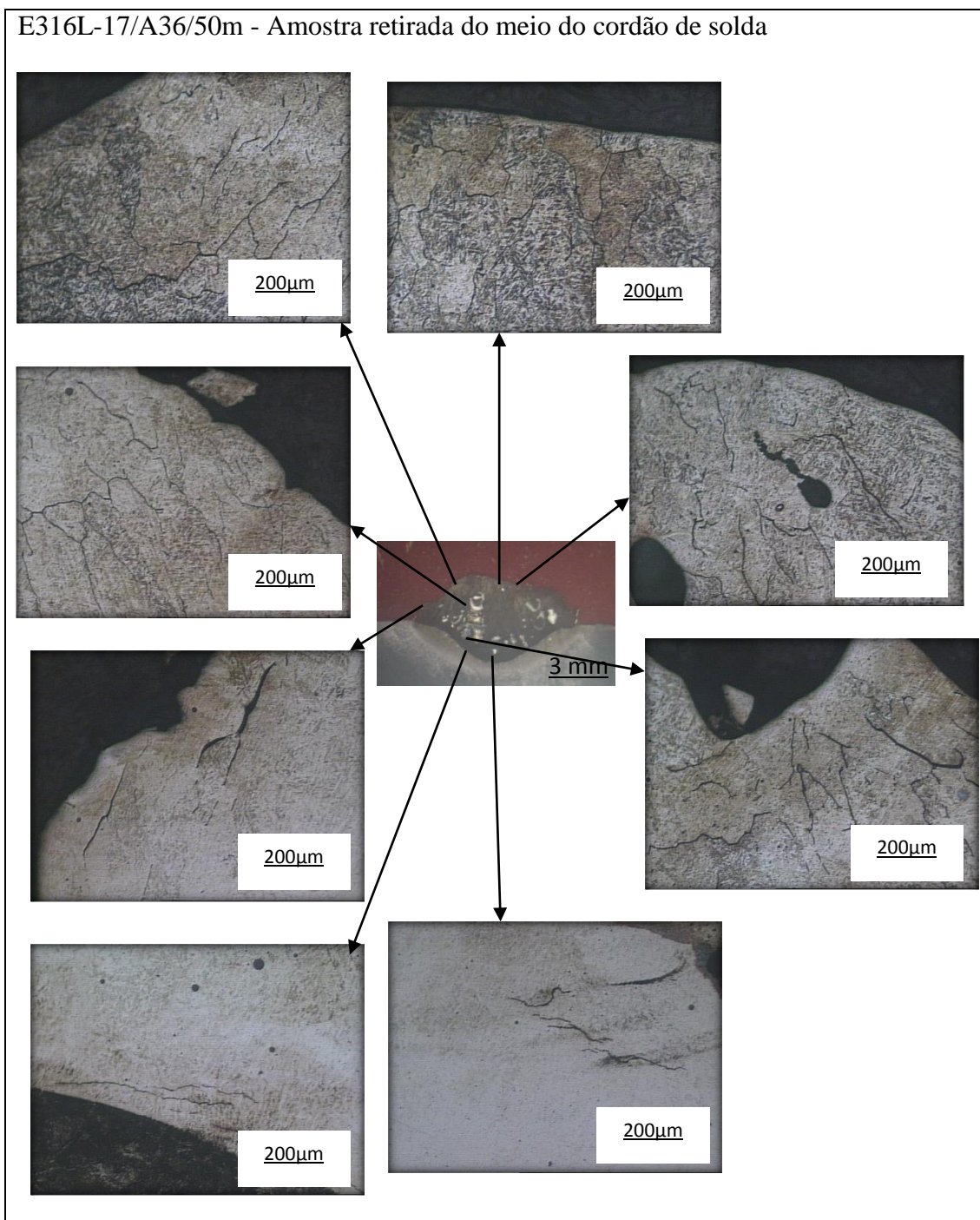


FIGURA D.5. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 50 metros de profundidade.

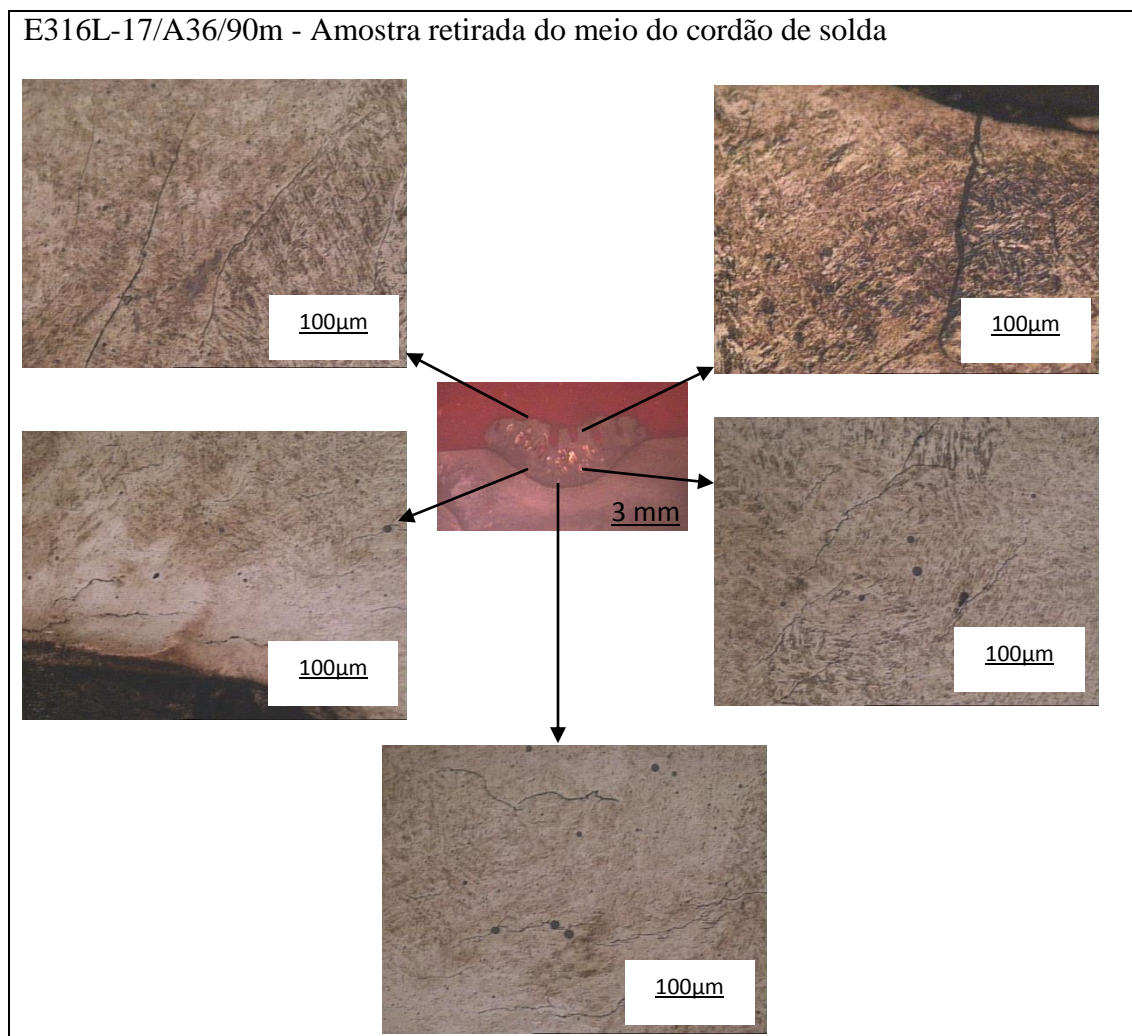


FIGURA D.6. - Localização das trincas no metal de solda com E316L-17/A36 à 90 metros de profundidade.

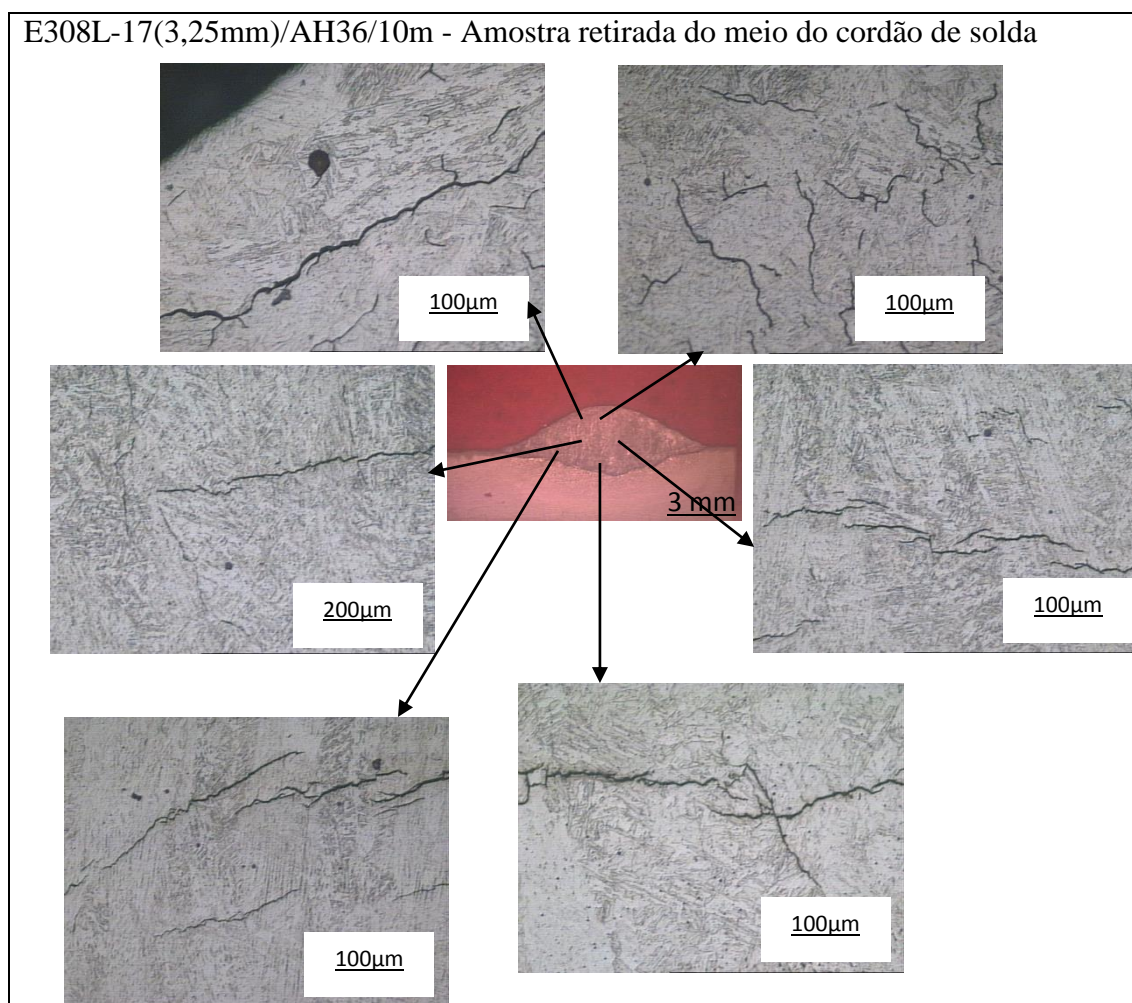


FIGURA D.7. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/AH36 à 10 metros de profundidade.

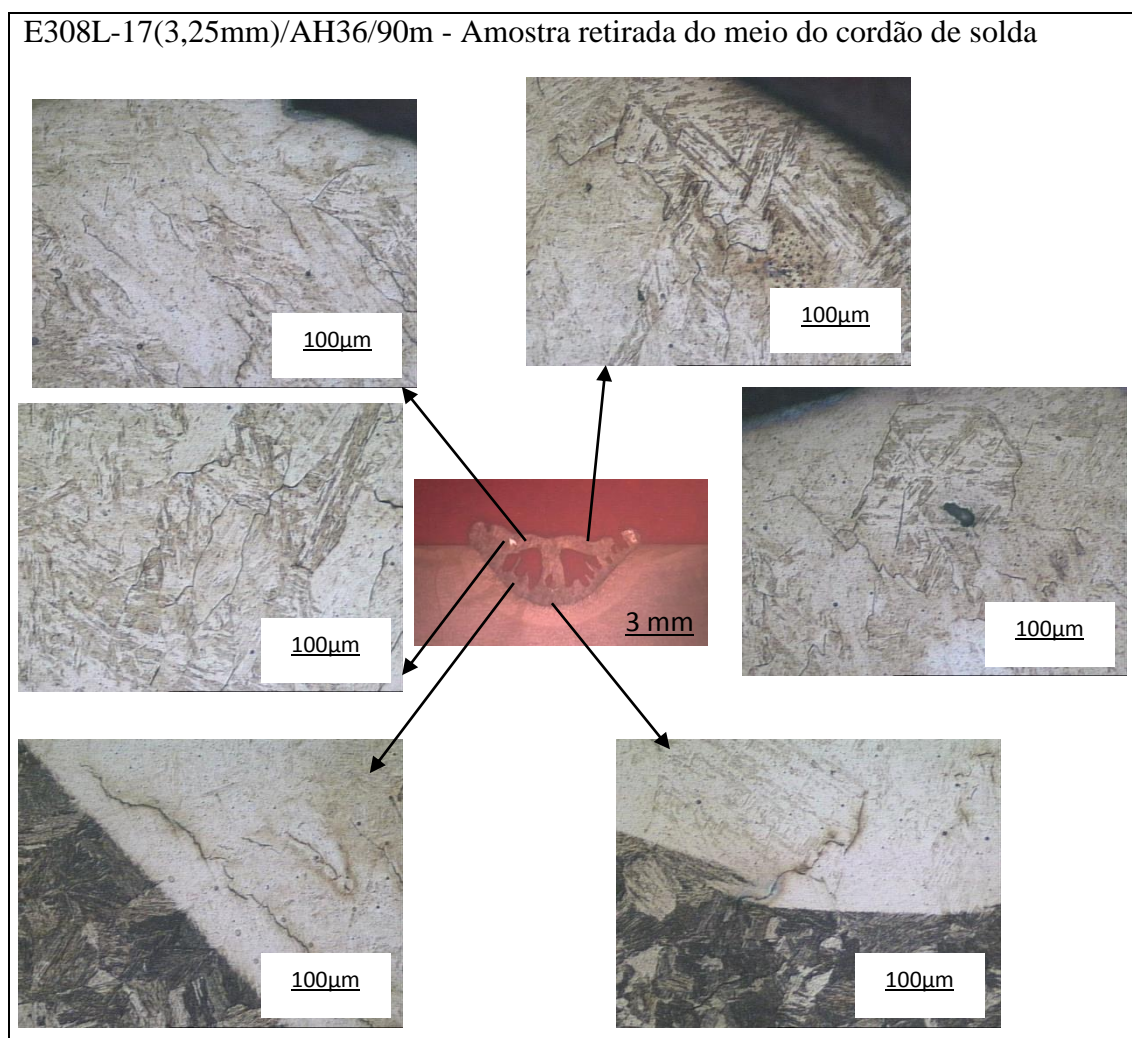


FIGURA D.8. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/AH36 à 90 metros de profundidade.

E308L-17(3,25mm)/A36/10m - Amostra retirada do início do cordão de solda (amostra da seção transversal retirada do meio do cordão de solda apresenta apenas uma trinca próximo a linha de fusão).

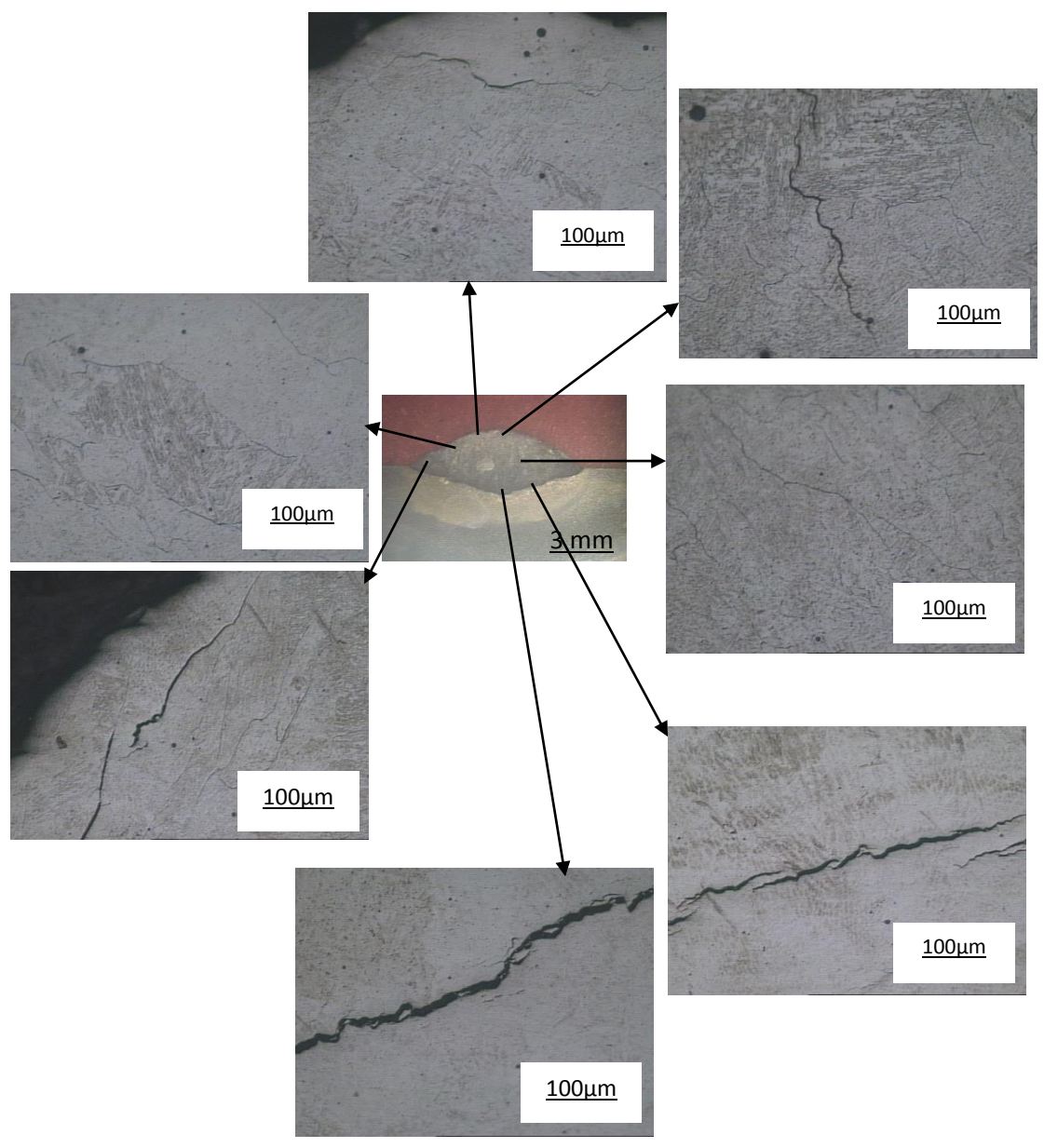


FIGURA D.9. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 10 metros de profundidade.

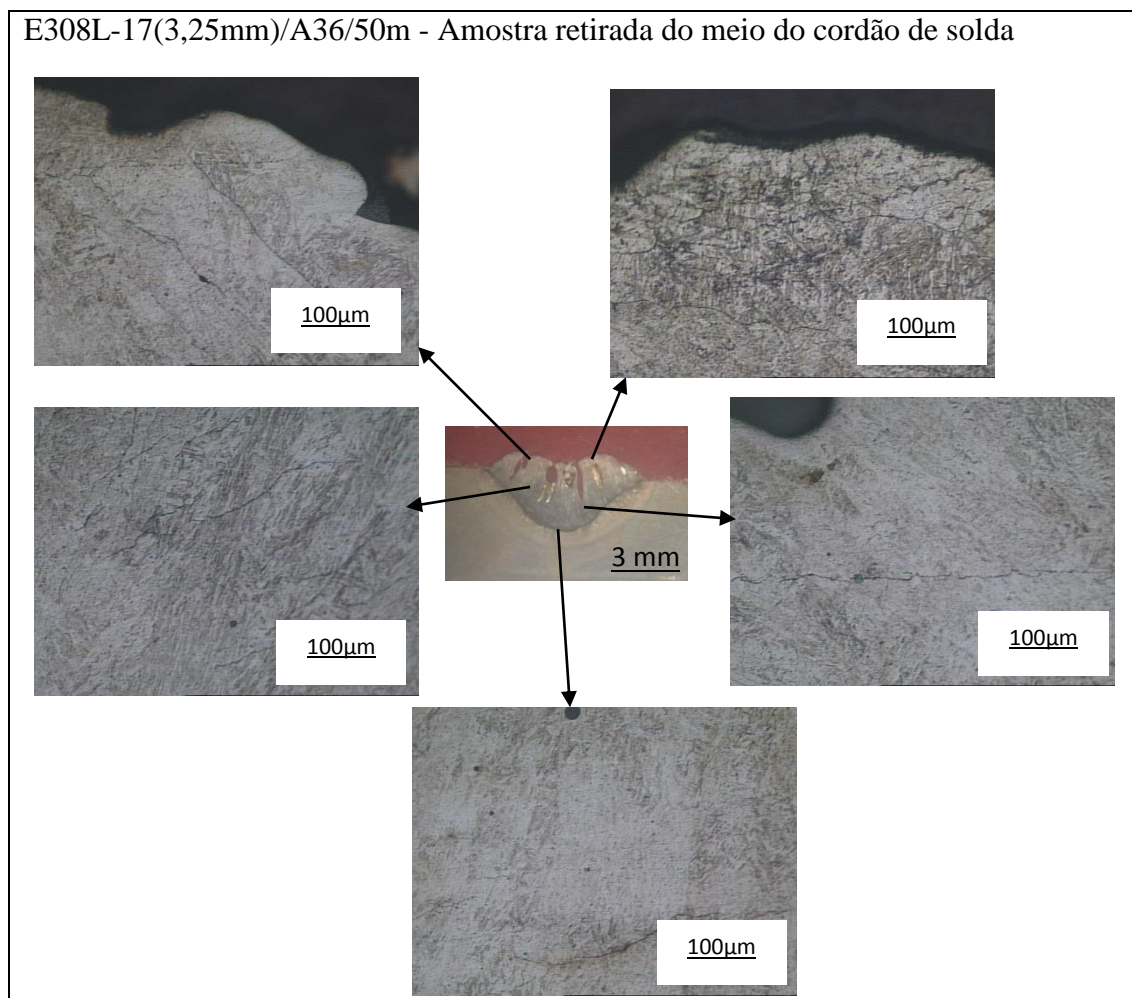


FIGURA D.10. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 50 metros de profundidade.

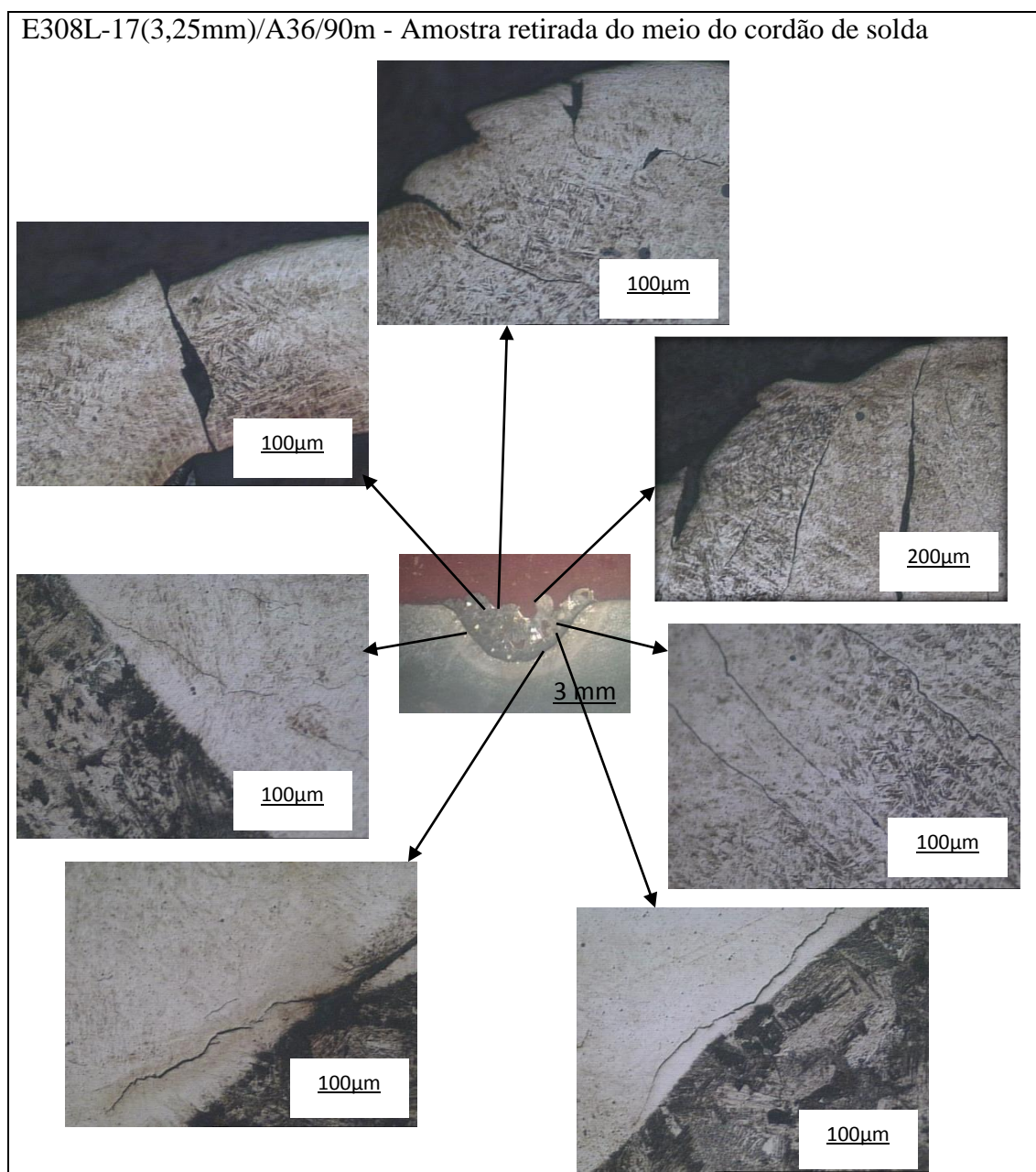


FIGURA D.11. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(3,25mm)/A36 à 90 metros de profundidade.

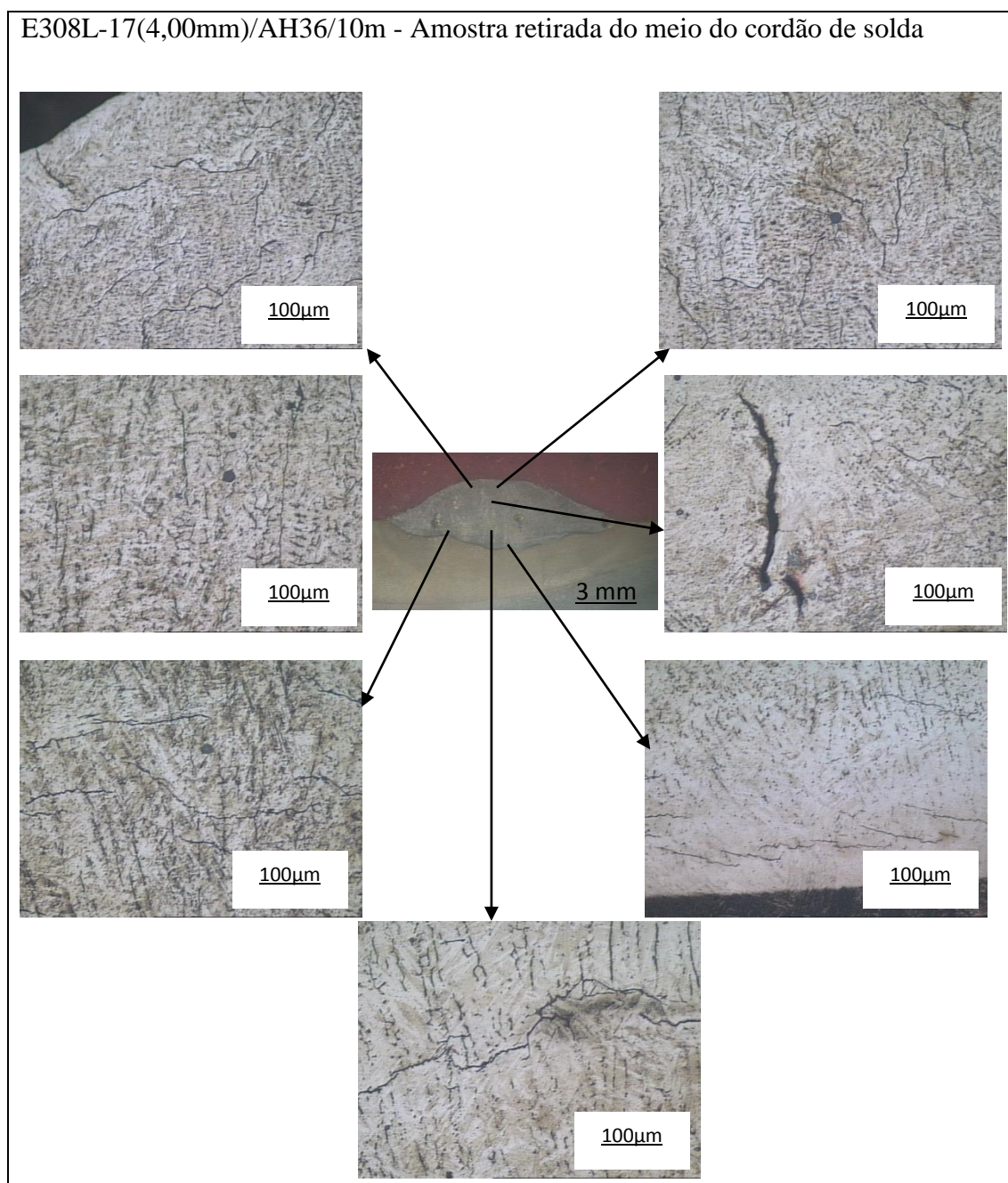


FIGURA D.12. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 10 metros de profundidade.

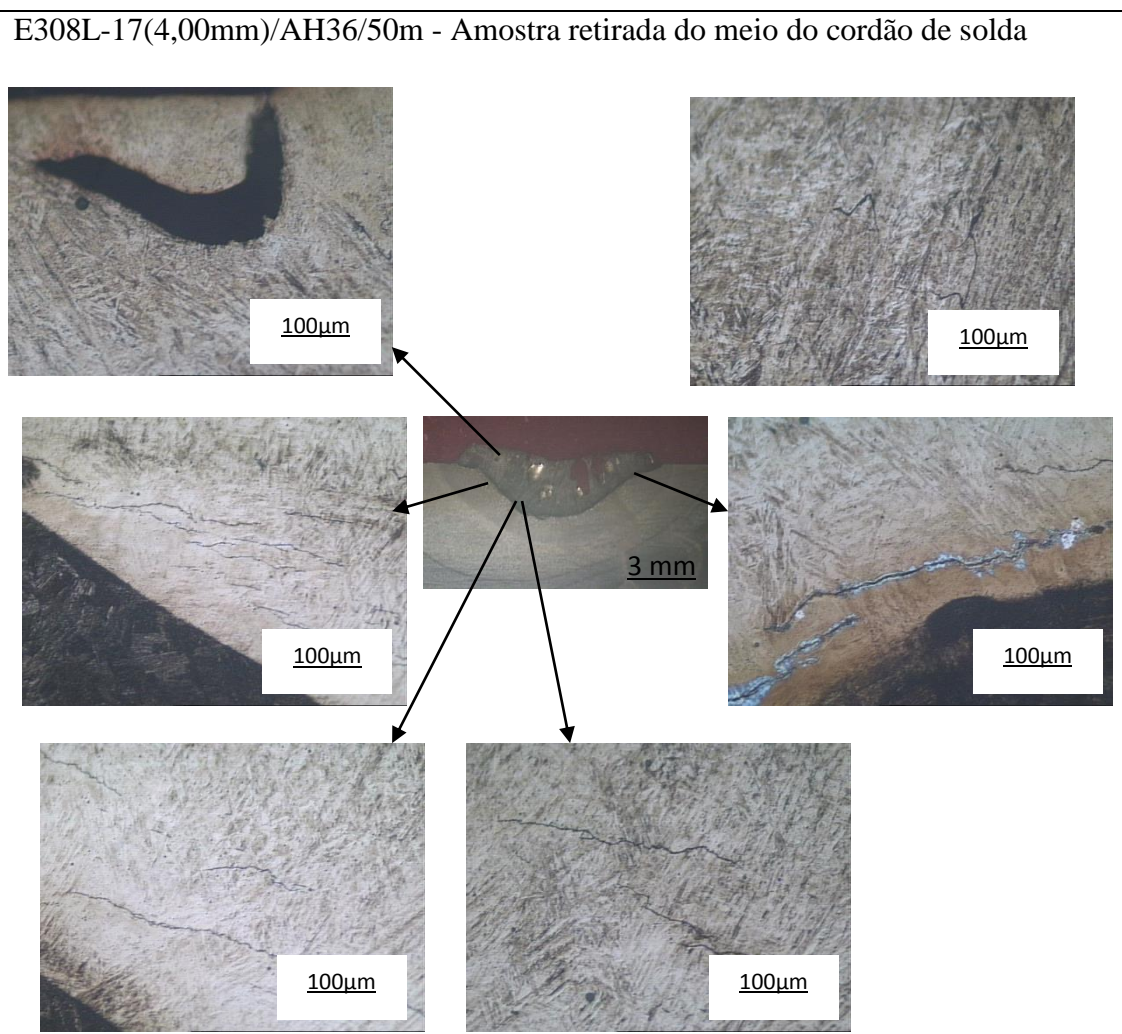


FIGURA D.13. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 50 metros de profundidade.

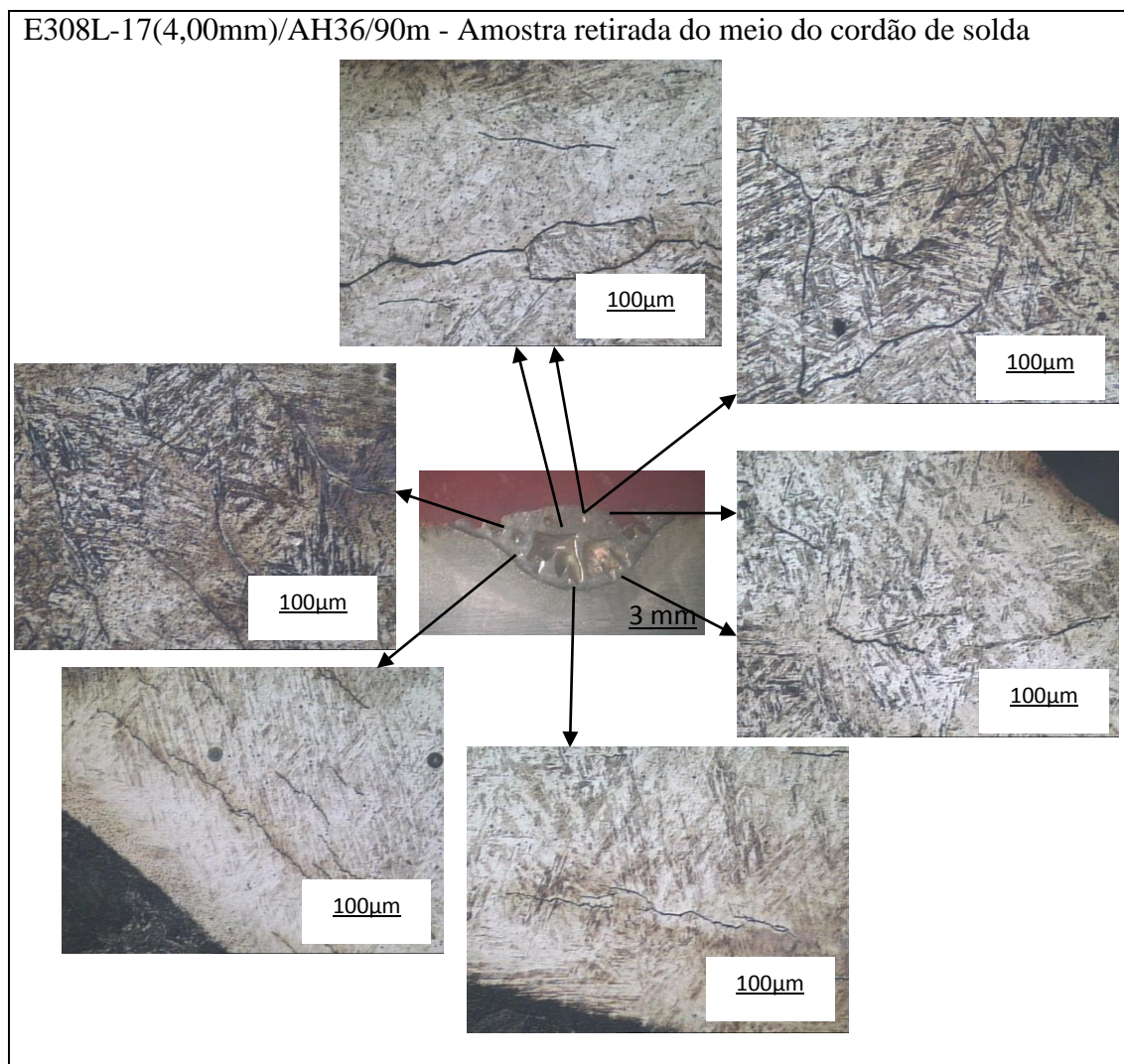


FIGURA D.14. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/AH36 à 90 metros de profundidade.

E308L-17(4,00mm)/A36/10m - Amostra retirada do início do cordão de solda (amostra do meio do cordão de solda apresenta poucas trincas e perpendiculares a linha de fusão)

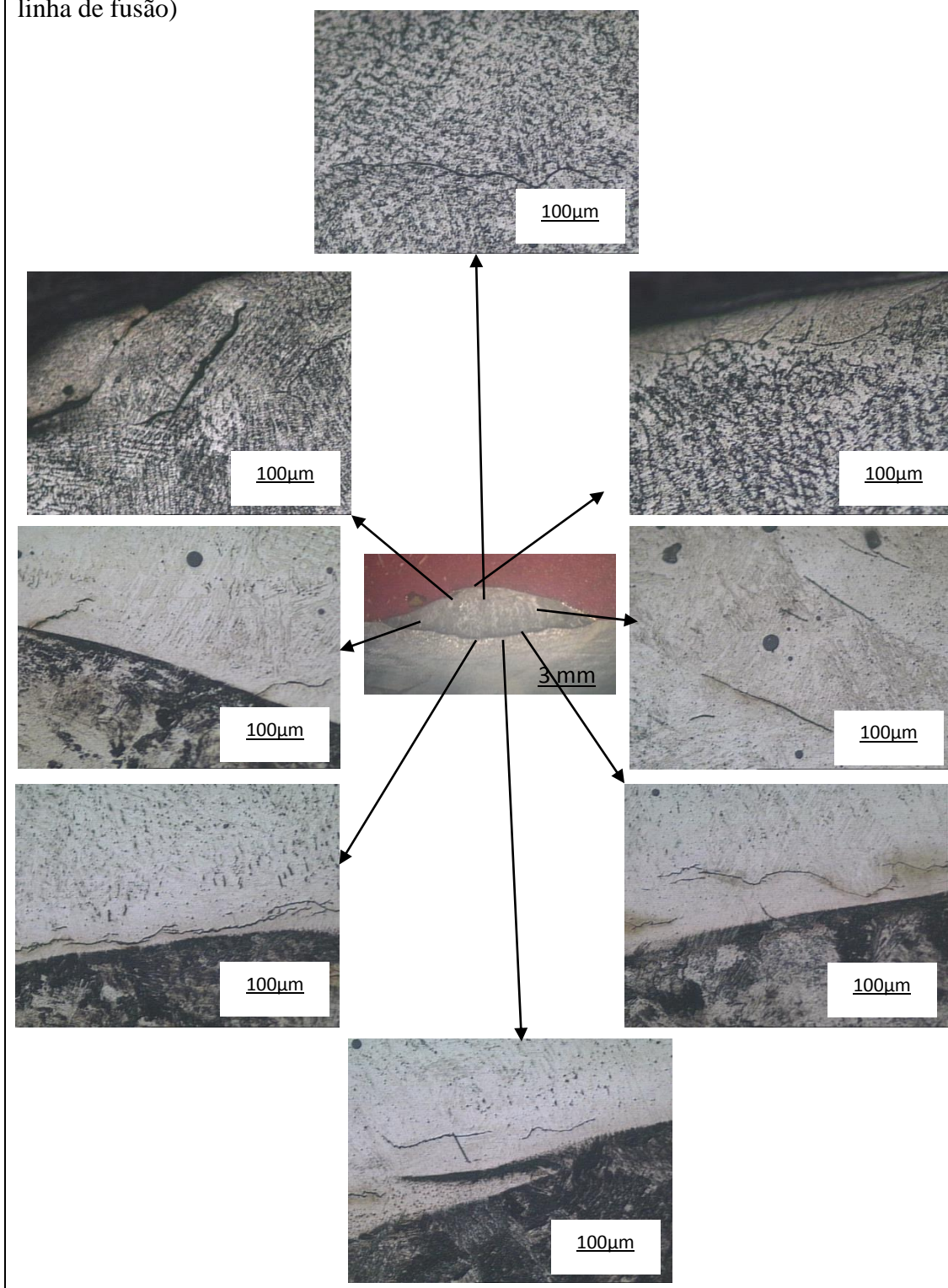


FIGURA D.15. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 10 metros de profundidade.

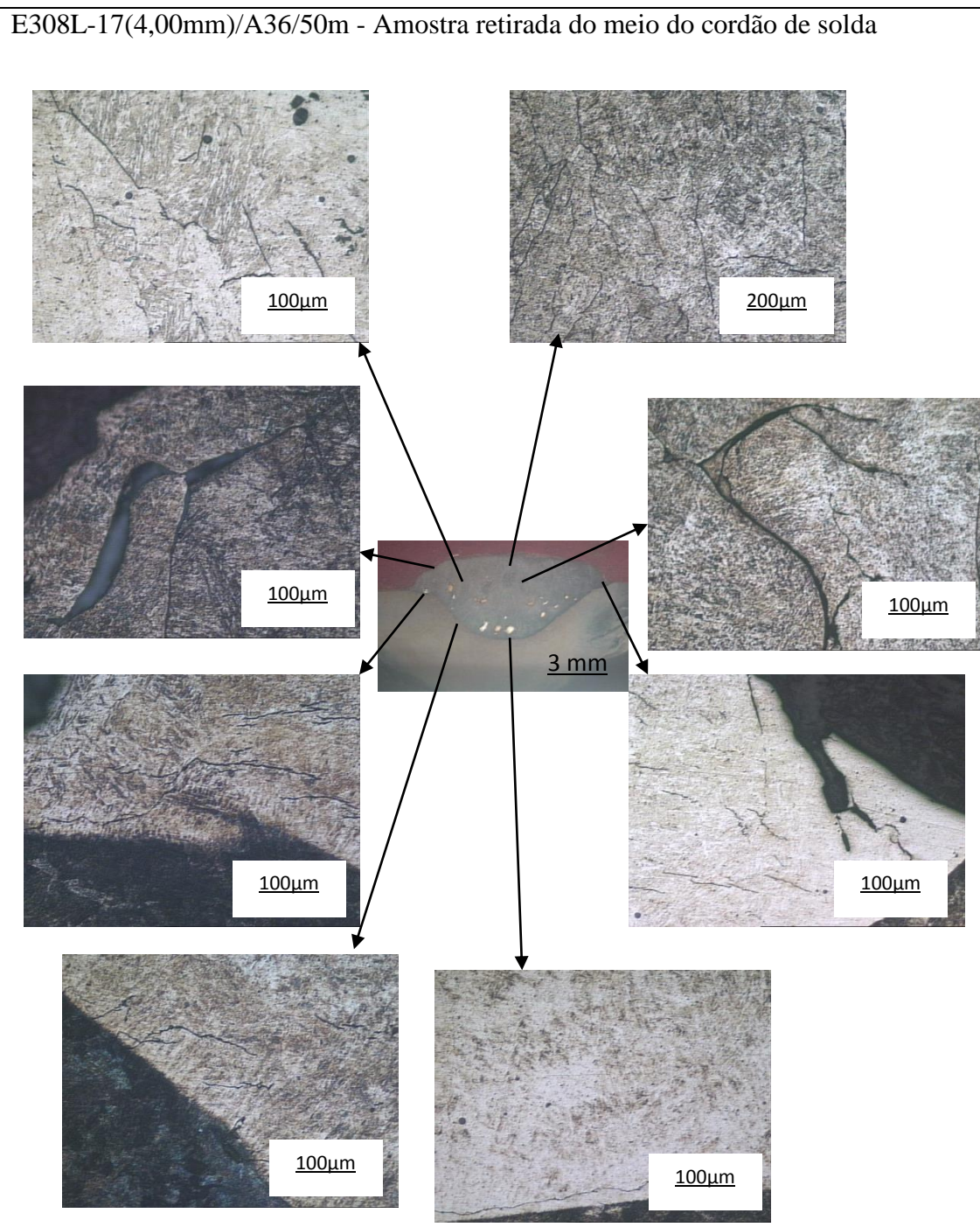


FIGURA D.16. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 50 metros de profundidade.

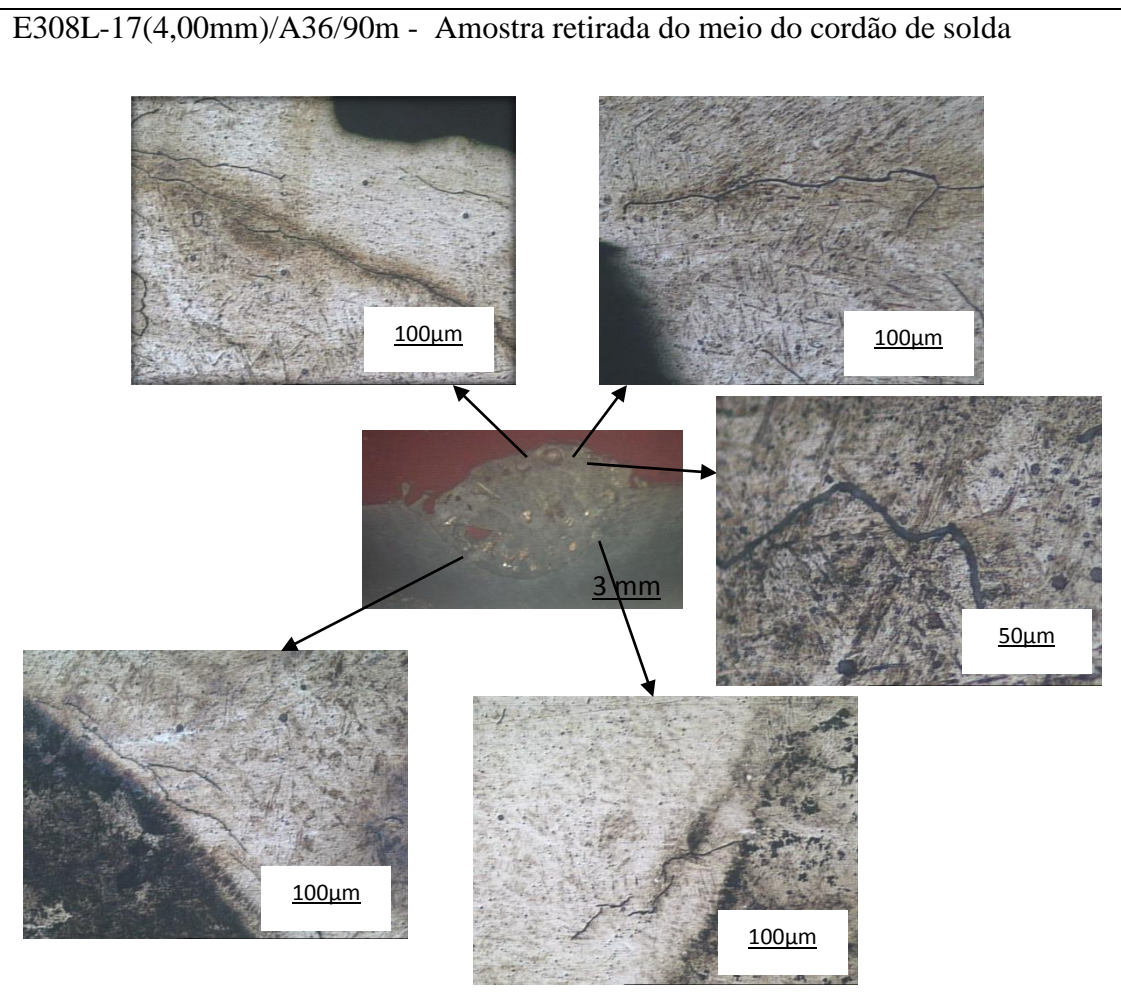


FIGURA D.17. - Localização das trincas no metal de solda com E308L-17(4,00mm)/A36 à 90 metros de profundidade.